

2

2 gm



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE CIENCIAS

"CARACTERIZACION Y CONFORMADO DE UNA NUEVA ALEACION SUPERPLASTICA Cd-Zn-Co"

T E S I S

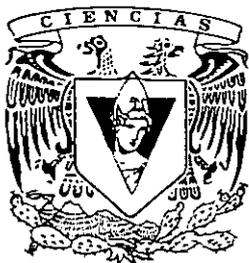
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE

F I S I C O

P R E S E N T A :

HUGO AGUILAR VIGUERAS

DIRECTOR DE TESIS: DR. GABRIEL TORRES VILLASEÑOR.



TESIS CON FALLA DE ORIGEN

MEXICO, D. F.



258607

DIVISION DE ESTUDIOS PROFESIONALES

1996



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.



UNIVERSIDAD NACIONAL
AVENIDA DE
MEXICO

M. en C. Virginia Abrín Batule
Jefe de la División de Estudios Profesionales de la
Facultad de Ciencias
Presente

Comunicamos a usted que hemos revisado el trabajo de Tesis: "CARACTERIZACION Y CONFORMADO DE UNA NUEVA ALEACION SUPERPLASTICA Cd-Zn-Cu".

realizado por HUGO AGUILAR VIGUERAS

con número de cuenta 8837249-1 , pasante de la carrera de FISICA,

Dicho trabajo cuenta con nuestro voto aprobatorio.

Atentamente

Director de Tesis
Propietario

DR. GABRIEL TORRES VILLASEÑOR

Propietario

DR. ALFONSO HUANOSTA TERA

Propietario

DR. JORGE ANTONIO MONTEMAYOR ALDRETE

Suplente

FIS. ALEJANDRO MENDOZA ALLENDE

Suplente

DR. JULIO ALBERTO JUAREZ ISLAS

Consejo Departamental de Física

DR. ROBERTO ALEJANDRO RUELAS MAYORGA

FACULTAD DE CIENCIAS
DEPARTAMENTO DE FISICA

A la Señora Olga

Agradecimientos:

- *Universidad Nacional Autónoma de México, Instituto de Investigaciones en Materiales, Sistema Nacional de Investigadores, Fundación UNAM.*
- *Dr. Alfonso Huanosta Tera, Dr. Jorge Antonio Montemayor Aldrete, Fis. Alejandro Mendoza Allende, Dr. Julio Juarez Islas, sinodales de la tesis.*
- *Dr. Gabriel Torres Villaseñor, tutor de este trabajo.*
- *Dr. Guillermo Aguilar Sahagún, director del Instituto de Investigaciones en Materiales.*
- *Ing. José. de Jesus Camacho S., Ing. Alfredo Maciel Cerda, Ing. José de Jesus Rivera R., Sr. Antonio Eduardo Caballero R., Sr. Ismael Lopez Galicia, y Sr. Martín Serrano Lozano, por las facilidades prestadas .*
- *Dra. Cristina Piña Barba, Dra. Elizabeth Martínez y Dra. Martha T. Ochoa, gracias por su apoyo moral y académico.*
- *Jorge Antonio Llanes Briceño, amigo de verdad, en las buenas y en las malas.*
- *Said, Pedro, Socorro y Luis, gracias por su compañía durante el trabajo.*
- *Primo Cruz, Mónica Borunda Pacheco, Minerva Hernandez Lemont y Marlett Suarez de la Garza, invalorable amistad durante mi estancia en la Facultad.*
- *A mis hermanas Cristi, Lulú, Nancy y mi nueva familia Karen, Carlitas, Mario y Carlos, gracias por su comprensión.*
- *Finalmente agradezco a mi hermana Lourdes Aguilar Viguera por su apoyo total conmigo.*

Contenido

Introducción	Pág. 1
---------------------	------------------

Capítulo I. ANTECEDENTES

1.1. Reseña Histórica	4
1.2. Definición de Aleación	7
1.3. Definición de Superplasticidad	7
1.4. Requisitos para la Superplasticidad Estructural	8
1.5. Relación de Superplasticidad	9
1.6. Índice de Sensibilidad	12
1.7. Superplasticidad de Alta Rapidez de Deformación	15
1.8. Modelos de Deformación Superplástica	17
1.9. Mecanismos de Deformación por Zonas	24
1.10. Mecanismo asociado a la HSRs	25
1.11. La Prueba de Tensión	26
1.12. Cavitación	29
1.13. El Conformado Superplástico	30
1.14. Métodos de Deformación Superplástica	32

Capítulo II. METODO EXPERIMENTAL.

2.1. Preparación de la aleación	34
2.2. Composición de la Aleación	35
2.3. Proceso de fundición	36
2.4. Proceso de Vaciado	37
2.5. Proceso de Templado	37
2.6. Preparación de Muestras para el MEB	38

2.7. Laminación	39
2.8. Obtención de Probetas para la Prueba de Tensión	40
2.9. La Prueba de Tensión	41
2.10. Molde y Componentes de Conformado Superplástico	44
2.11. Molde de Conformado a Presión Atmosférica	45
2.12. Molde de Conformado de Hembra Compleja	46
2.13. Molde de Conformado con Gas a Presión	47
2.14. Mejora al Molde de Conformado Superplástico	48
2.15. Molde de uso General	49
Capítulo III.	
RESULTADOS EXPERIMENTALES	51
Capítulo IV.	
CONCLUSIONES	66
Apéndice I	68
Apéndice II	69
Bibliografía	71

INTRODUCCIÓN

Basta voltear a nuestro alrededor para observar que muchos de los objetos que utilizamos ordinariamente requirieron en algún momento de su desarrollo un estudio sobre sus propiedades físicas y mecánicas para poder ser aplicados.

La influencia de los materiales sobre el avance del hombre ha sido tan grande que hemos clasificado el tiempo en base al material empleado, así tuvimos la *edad de piedra*, la *edad de bronce* y la actual *edad del hierro*.

Sin embargo, no fue sino hasta el termino de la *Segunda Guerra Mundial* cuando tanto ganadores como perdedores se dieron cuenta de la necesidad de crear mejores materiales, con nuevas propiedades físicas y mecánicas que al implementarse en los distintos dispositivos bélicos, les permitiera tomar ventaja sobre sus adversarios en futuros conflictos, de la búsqueda de estos nuevos materiales surgen los materiales llamados "*super*", de ellos tenemos *las superaleaciones*, *los superelásticos* y *los superplásticos*.

Los *materiales superplásticos* tienen la propiedad de deformarse extensivamente *sin fracturarse* (hasta 8000% de su forma original), lo que permite obtener formas extremadamente complejas propias de un *plástico* pero con la resistencia característica de un *metal*.

Como el esfuerzo requerido para deformar a este tipo de materiales es muy bajo, se pueden emplear las misma técnicas de conformado usado en los plásticos en especial el *termoformado*, el cual no requiere de maquinaria, solo se requiere el uso de moldes y estos se pueden obtener en base a elementos de fácil maquinado como *aluminio* e incluso en algunos casos pueden elaborados de *yeso* ó de *resina*.

Por su potencial ahorro energético y económico, el estudio y desarrollo de estos materiales es considerado como *investigación estratégica* en los potencias del mundo, así no es raro saber que las aplicaciones del fenómeno ocurran en las áreas *automotriz, militar y aeroespacial*.

Las aleaciones superplásticas mas estudiadas y desarrolladas por países del primer mundo son aquellas en base a *Aluminio y Titanio*, estas aleaciones son sin embargo sumamente caras en su investigación y desarrollo por lo que caen fuera del contexto nacional.

En México sin embargo podemos obtener otro tipo de *aleaciones superplásticas*, principalmente aquellas basadas en *Cd, Zn, Bi, Pb y Sn* (elementos de alta abundancia y de bajo punto de fusión); sin que estas nuevas aleaciones cuenten con la *ligereza* obtenida por las aleaciones superplásticas de Aluminio y Titanio, si pueden competir en cuanto a *resistencia mecánica*, ejemplo de ello es la aleación *ZINALCO®* desarrollada en el *IIM*.

OBJETIVOS:

- Obtener una nueva Aleación Superplástica en base a *Cd, Zn y Cu*.
- Caracterización de la Aleación a través de las curvas *Esfuerzo Vs. Rapidez de deformación* y *Deformación Vs. Rapidez de Deformación*.
- Desarrollo de dispositivos mecánicos para el *conformado* de la aleación utilizando las principales técnicas de *termoformado* en plásticos.
- Demostrar a partir del desarrollo, caracterización y conformado de la nueva aleación Superplástica *Cd-Zn-Cu*, la *viabilidad* de obtener otras aleaciones en base a elementos de *bajo punto de fusión y alta abundancia* en México, como una alternativa económica de conformado metálico.

CAPITULO I

Antecedentes

1.1 Reseña Histórica.

A menudo se piensa erróneamente que la *Superplasticidad* es un fenómeno recién descubierto, sin embargo existe evidencia que demuestra que los árabes en el *Siglo XI*, ya habían desarrollado aceros con características superplásticas[1] para la elaboración de armas bélicas, como lo fueron las famosas *espadas de Damasco*. Es muy posible que tiempo antes existieran otros materiales superplásticos, sólo que la técnica empleada en su elaboración, resulta todavía algo incierta[2].

El primer reporte asociado al fenómeno fue dado en 1912 por G.D.Bengough cuando describe el extraño comportamiento de un *latón* preparado en forma especial que, "llevado a cierto punto fino(P en la figura 1.1), se comporta como *vidrio caliente*, permitiéndolo con esto alcanzar grandes deformaciones[3]".

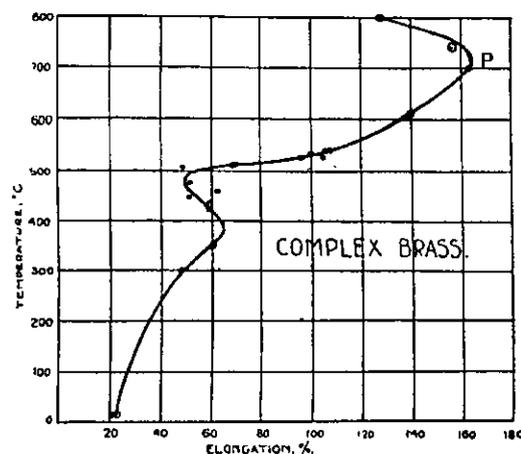


Figura 1.1 Datos Experimentales obtenidos por Bengough en 1912^[3].

Más tarde en 1928 Jenkins[4] reporta un comportamiento similar en la aleación *Pb-Sn*, solo que deformada a *temperatura ambiente* hasta un 410%. Es importante aclarar que ni Jenkins, ni Bengought dieron la importancia debida a los resultados encontrados.

Fue C.E. Pearson en 1934[5] quien destaca la importancia de la *Superplasticidad* al mostrar la espectacular fotografía(ver figura 1.2) de una probeta de *Bi-Sn* deformada cerca de un 2000%.

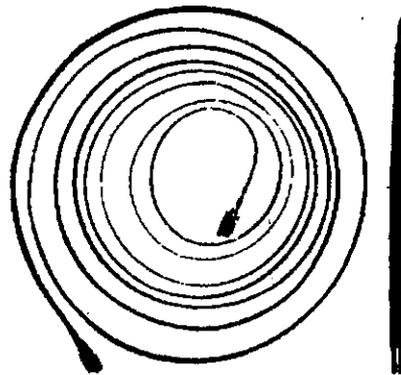


Figura 1.2 Fotografía de la probeta Bi-Sn mostrada por Pearson en 1934^[5].

A pesar de que jamás se había visto que un material *policristalino* tuviera tanta deformación el hecho quedó sólo como una curiosidad científica que pronto cayó en el olvido debido al interés mundial en desarrollar otro tipo de aleaciones, principalmente aquellas en base a *Hierro* y *Aluminio*.

Terminada la *Segunda Guerra Mundial* fueron los rusos **Bochvar** y **Sviderkaya** [6] quienes se encargaron de revivir los trabajos experimentales de *Pearson* de 1934, al percatarse del potencial de aplicación que tendría el fenómeno, producto de sus investigaciones acuñan por primera vez la palabra "*sverchplastichnos*", que se transfiere al castellano como *Superplasticidad**, término empleado por ellos para describir el comportamiento muy particular presentado en la aleación *Zn-20Al*(ver figura 1.3).

*Super: prefijo latín, que significa "exceso" y plastikos: del griego, "dar forma".

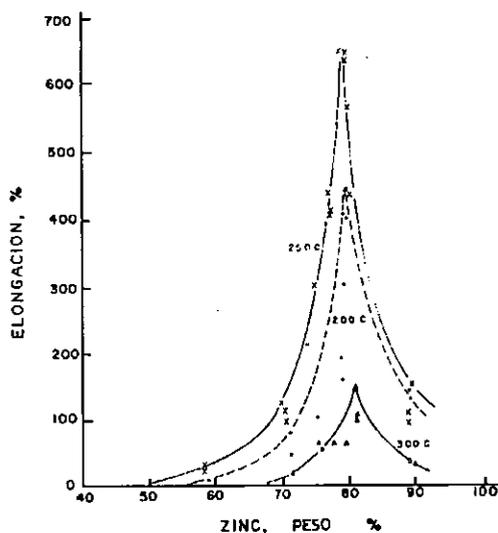


Figura 1.3 Deformación obtenida en la aleación Zn-20Al por Bochvar-Sviderkaya al variar la temperatura y la composición en peso^[6].

En 1962 la revista *Underwood's*[7] publica, en un compendio, los trabajos de investigación de la antigua U.R.S.S. sobre superplasticidad hasta esa fecha, los adelantos mostrados por dicha publicación llaman poderosamente la atención de otros grupos de investigación en otras partes del mundo y tan sólo dos años más tarde W.A. Backofen y su grupo de estudiantes en el MIT muestran el primer conformado superplástico[8] en las aleaciones *Bi-Pb* y *Zn-Al* con simple presión de gas(ver figura 1.4).

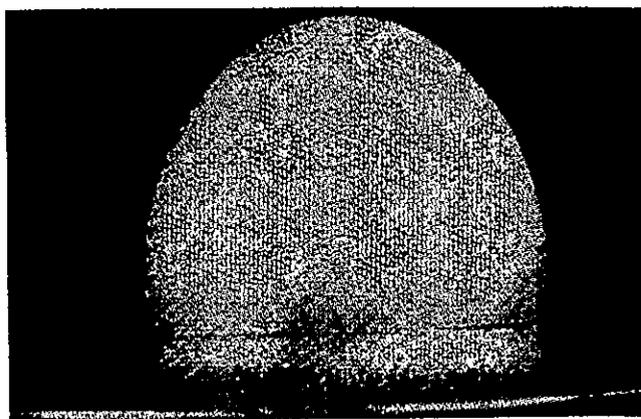


Figura 1.4 Conformado Superplástico mostrado por Backofen en 1964^[8].

De entonces a la fecha el estudio del fenómeno ha crecido exponencialmente (existen mas de un centenar de aleaciones reportadas como superplásticas), se conocen los mecanismos necesarios para convertir casi cualquier aleación no superplástica a superplástica y cada vez es más el número de publicaciones abocadas al estudio del fenómeno que se reportan a nivel mundial.

1.2 Definición de Aleación.

Pocas veces un metal se utiliza puro (salvo cuando se requieren excelentes propiedades conductivas o magnéticas), a la combinación de dos o más elementos en los que al menos uno de ellos es metal lo llamaremos *aleación*, las reglas para su obtención fueron dadas desde 1951 por *Hume-Rothery*[9].

1.3 Definición de Superplasticidad.

Al someter cualquier material a una prueba de tensión este generalmente por producto de la deformación se va endureciendo cada vez más, ocasionando la fractura rápida del material, la deformación alcanzada rara vez es más de un 80% (aún bajo condiciones especiales) sin embargo es suficiente para las múltiples aplicaciones de todos conocidas.

Existen sin embargo algunos materiales *policristalinos* que bajo cierto rango de rapidez de deformación y de temperatura pueden alcanzar deformaciones de varios cientos por ciento sin fracturarse, a esta propiedad se le llama *Superplasticidad* y a los materiales con dicha propiedad se les conoce como *Materiales Superplásticos*.

Se conocen dos clases de Superplasticidad[10]: *La Superplasticidad Transformacional*, que es aquella en donde la microestructura del material es *inestable* y tiende a crecer con la deformación por lo que tiende a realizarse bajo condiciones especiales como son ciclos térmicos.

La *Superplasticidad Estructural* por su parte cuenta con una microestructura mas estable por lo se realiza bajo condiciones experimentales normales; en lo que se refiere a este trabajo se utilizo esta clase de Superplasticidad.

Las aleaciones superplásticas se dividen a su vez en aleaciones superplásticas de *Primera Generación* y aleaciones superplásticas de *Segunda generación*, las primeras son aquellas en las que se cuenta con una microestructura óptima desde la fundición y las segundas son en las que se induce la microestructura óptima por medio de procesos externos[11], como son tratamientos termomecánicos.

1.4 Requisitos para la Superplasticidad Estructural.

Tres son los requisitos principales de un material Superplástico:

- 1._Microestructura con grano fino, uniforme y equiaxial menor a $10\mu\text{m}$.
- 2._La temperatura experimental de trabajo debe ser mayor o igual de $0.5T_m$, donde T_m es la temperatura de fusión del material en grados Kelvin.
- 3._El fenómeno es altamente dependiente de la *rapidez de deformación* y esta es característica de cada material por lo que su valor debe encontrarse y optimizarse experimentalmente.

Una microestructura con tamaño de grano de las dimensiones necesarias para la superplasticidad normalmente se logra ya sea mediante[12]: *Trabajo Mecánico* lo que genera recristalización y el posterior refinamiento de grano; *Inserción de Partículas Refinadoras de Grano* que evita el crecimiento de grano produciéndose así una estructura mucho más fina; *Uso de Ciclos Térmicos* alrededor de la temperatura de transformación de fase lo que provoca la nucleación de las fases y la reducción de grano.

Preferentemente es importante que el material posea también la mayoría de las siguientes propiedades:

- No debe existir crecimiento de grano, ni orientación preferencial en la microestructura (*texturizado*) ya que se limita las propiedades superplásticas del material.
- Existencia de ser posible de una *segunda fase* que evite el crecimiento de grano.
- Las fases deben tener diferente dureza pero similar ductibilidad durante la temperatura de deformación.
- Alta movilidad de las fronteras de grano que permita la eliminación de concentraciones de esfuerzos.
- Alta resistencia a la *cavitación*.

1.5 Relación de Superplasticidad.

La relación mecánica [13] que mejor describe el comportamiento de estos materiales es del tipo :

$$\sigma_T = \kappa \dot{\epsilon}^m \epsilon^\gamma \quad (1)$$

donde:

σ_T = es el esfuerzo al flujo a temperatura constante.

$\dot{\epsilon}$ = es la rapidez de deformación.

ϵ = es la deformación.

κ = es una constante que depende de la microestructura, la temperatura y de los defectos del material.

m = es el índice de sensibilidad del material.

γ = es el factor de endurecimiento por deformación del material.

Pero debido a la temperatura utilizada y a las propiedades superplásticas del propio material el factor de endurecimiento por deformación, γ , es casi nulo, por lo que la ecuación(1) se reduce a:

$$\sigma_T = \kappa \dot{\epsilon}^m \quad (2)$$

Que es una relación del tipo viscoso *No Newtoniano*, que satisface los requerimientos dimensionales y los esfuerzos multiaxiales si se escribe de la forma:

$$\sigma_T = \kappa \left(\frac{\dot{\epsilon}}{|\dot{\epsilon}_0|} \right)^m \quad (3)$$

La rapidez de deformación (ϵ) como vemos es sumamente importante, esta se expresa mediante la relación de Dorn[14] como:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \frac{G \cdot b}{K \cdot T} \cdot \left(\frac{b}{d} \right)^p \cdot \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \cdot D_0 \cdot \text{Exp} \left[\frac{-Q}{R \cdot T} \right] \quad (4)$$

donde:

A = es una constante geométrica adimensional.

G = es el módulo de corte.

n = es el *exponente de esfuerzo* y su valor se encuentra

$$\text{como: } n = \left(\frac{\partial \cdot \log \dot{\epsilon}}{\partial \cdot \log \sigma} \right)_{d,T}$$

d = es el tamaño de grano promedio.

b = es el vector de Burgers.

T = es la temperatura absoluta en grados Kelvin.

p = es el exponente de *tamaño de grano* y su valor se

encuentra como:
$$p = - \left(\frac{\partial \cdot \log \dot{\epsilon}}{\partial \cdot \log d} \right)_{\sigma, T}$$

Q = es la *energía de activación* y su valor se encuentra

como:
$$Q = nR \left(\frac{\partial \cdot \log \sigma}{\partial \cdot \log \frac{1}{T}} \right)$$

R = es la constante universal de los gases (8314 J/mol K).

K = es la constante de Boltzman (1.38×10^{-23} J/K).

D_0 = es un factor de frecuencia.

El comportamiento *clásico*[15] que exhiben los materiales superplásticos lo podemos observar a través de las curvas de las gráficas $\log \dot{\epsilon}$ Vs. $\log \sigma_T$ y $\log \dot{\epsilon}$ Vs. ϵ , como se ilustra en figura 1.5.

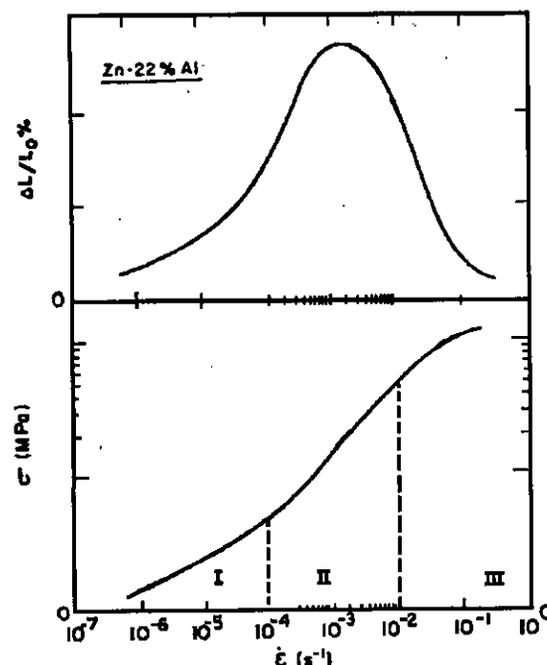


Figura 1.5 Comportamiento clásico Superplástico^[15].

Por inspección vemos de las gráficas anteriores que existe una rapidez de deformación óptima a la cual se obtiene una deformación máxima, también observamos que el esfuerzo al flujo es muy sensible a los cambios en la rapidez de deformación presentando un comportamiento *sigmoideal* que divide la gráfica en tres zonas:

Zona 1 Generalmente los rangos de rapidez de deformación varían entre $[10^{-6}$ a $10^{-4}] \text{seg}^{-1}$ presenta una alta energía de activación, bajas deformaciones, los valores del exponente de esfuerzo(**n**) varían entre (1-2) y el exponente de tamaño de grano(**p**) varia entre(2-3).

Zona II Llamado *Intervalo Superplástico* porque en el ocurre la máxima deformación, presenta baja energía de activación, sus rangos de rapidez de deformación son comúnmente entre $[10^{-4}$ a $10^{-3}] \text{seg}^{-1}$ los valores de exponente de esfuerzo(**n**) y tamaño de grano (**p**) son ambos cercanos a 2.

Zona III En esta zona los valores de rapidez de deformación generalmente fluctúan entre $[10^{-2}$ a $10^{-1}] \text{seg}^{-1}$ presenta poca deformación, alta energía de activación, el exponente de esfuerzo(**n**) varia entre (3 y 5) y el exponente de tamaño de grano(**p**) es cercano a cero.

1.6 Índice de Sensibilidad (m).

El *índice de sensibilidad* se define como el inverso del *exponente de esfuerzo* es decir $m = \frac{1}{n}$; es un parámetro *adimensional* muy importante (varía entre [0 y 1]) y su valor nos predice el grado de superplasticidad del material.

Numéricamente se encuentra tomando el valor de la pendiente de la curva σ Vs ϵ , bajo escala logarítmica, es decir:

$$m = \frac{\partial[\log(\sigma_T)]}{\partial[\log(\dot{\epsilon})]} \quad (5)$$

De la definición de Superplasticidad señalamos que estos materiales pueden soportar varios ciento por cientos de deformación sin fracturarse. La fractura ocurre debido a la inestabilidad del área ocurrida durante la deformación, esto lo podemos ver si analizamos la ecuación (2).

$$\sigma_T = \kappa \dot{\epsilon}^m = \kappa \frac{d\dot{\epsilon}^m}{dt}$$

de donde

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \frac{\sigma_T^{\frac{1}{m}}}{k^{\frac{1}{m}}} \quad (6)$$

Como la deformación plástica ocurre a volumen constante, el cambio seccional de longitud y área es el mismo, es decir:

$$d\epsilon = -\frac{dl}{l} = -\frac{dA}{A}$$

Por lo que al tomar la variación de la deformación con respecto al tiempo tenemos:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = -\frac{1}{A} \frac{dA}{dt} \quad (7)$$

Si igualamos (6) y (7) y despejamos la variación del área con respecto al tiempo tenemos que:

$$\frac{dA}{dt} = -Ak^{\frac{-1}{m}} \sigma_T^{\frac{1}{m}} \quad (8)$$

De la definición de esfuerzo $\sigma_T^{\frac{1}{m}} = \frac{F^{\frac{1}{m}}}{A^{\frac{1}{m}}}$ \therefore sustituyendo en (8):

$$\frac{dA}{dt} = -Ak^{\frac{-1}{m}} \frac{F^{\frac{1}{m}}}{A^{\frac{1}{m}}}$$

$$\frac{dA}{dt} = -k^{\frac{-1}{m}} F^{\frac{1}{m}} A^{1-\frac{1}{m}}$$

por lo que:

$$\frac{dA}{dt} \propto -A^{1-\frac{1}{m}} \quad (9)$$

La gráfica de la figura 1.6 presenta el comportamiento de la ecuación (9) es decir la variación del área con respecto al tiempo para distintos valores de el índice de sensibilidad(m).

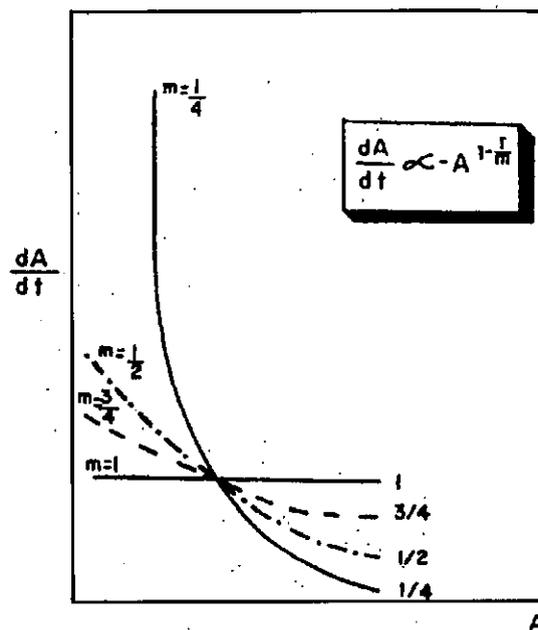


Figura 1.6 Variación del área para distintos valores del índice de sensibilidad.

Como se observa de la gráfica entre más grande es el valor de el índice de sensibilidad(m) mayor estabilidad presenta el material a la variación del área (formación de cuellos), para el caso limite es decir cuando $m=1$ nos indicaría que el material se deformaría indefinidamente, a este material se le conoce teóricamente como un *Superplástico ideal*.

A partir del valor del índice de sensibilidad existen varias expresiones matemáticas que nos permiten predecir el *porcentaje máximo de deformación* que permitirá el material durante la deformación.

Burkey y Nixon[16] mediante cálculos de elemento finito, llegan a la expresión:

$$(\varepsilon_{\text{máx}}\%) = \text{Exp}\left[\frac{2m}{1-m}-1\right]*100\% \quad (10)$$

Que es la relación que mejor se ajusta con los datos experimentales.

1.7 Superplasticidad de alta rapidez de deformación (HSRS).

La Superplasticidad es un fenómeno considerado como “lento” ya que ocurre normalmente en rangos de rapidez de deformación de $[10^{-4}$ a $10^{-3}]\text{seg}^{-1}$, para acelerar el fenómeno es posible hacer dos cosas: una es disminuir el *tamaño de grano* y la otra es aumentar la *temperatura* experimental de prueba, explicaremos a continuación lo anterior.

La *rapidez de deformación* bajo condiciones de esfuerzo y temperatura constante varía inversamente proporcional al tamaño de grano [17] como:

$$\dot{\varepsilon}_{\sigma,T} \propto \frac{1}{d^a} \quad \text{con } a[2-3] \quad (11)$$

Esto significa que si disminuimos cada vez más el tamaño de grano, la rapidez de deformación aumenta a tiempos más cortos (corrimiento a la derecha en las curvas $\log \dot{\varepsilon}$ Vs. $\log \sigma_T$ y $\log \dot{\varepsilon}$ Vs. ε) como se observa en la siguiente figura:

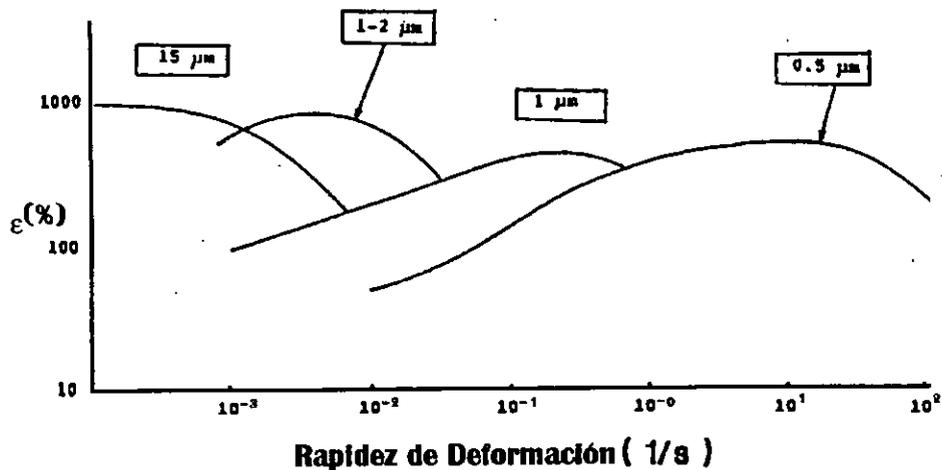


Figura 1.7 Influencia del tamaño de grano sobre la rapidez de deformación⁽¹⁷⁾.

Un efecto análogo ocurre al aumentar la temperatura de prueba, como se muestra en la siguiente figura:

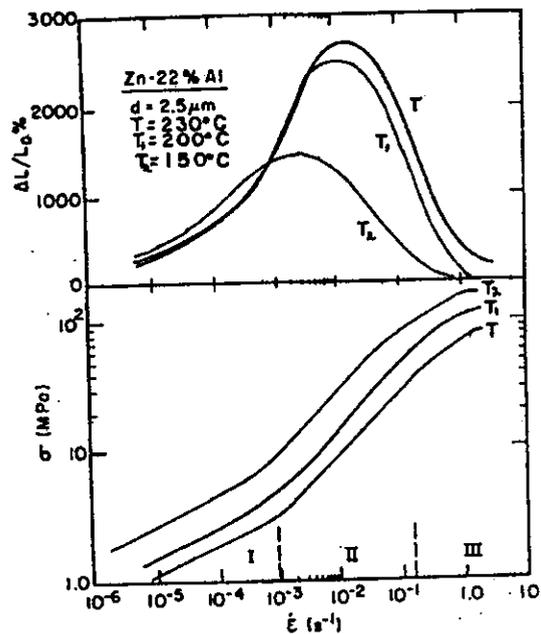


Figura 1.8 Influencia de la temperatura sobre la rapidez de deformación⁽¹⁷⁾.

Experimentalmente si siguiéramos disminuyendo el tamaño de grano cada vez más (a por lo menos $3\mu\text{m}$) y al mismo tiempo aumentando la temperatura experimental de prueba (alrededor del punto de fusión del material) obtenemos un comportamiento conocido como *Superplasticidad de alta rapidez de deformación*[18].

1.8 Modelos de Deformación Superplástica.

Es de todos conocido que los mecanismos de deformación plástica en materiales metálicos ocurre principalmente por medio de defectos cristalinos del material, estos se mueven en planos compactos y en la dirección más densa, sin embargo el mecanismo asociado a la deformación en materiales superplásticos aún no está definido por lo que existen varios modelos que tratan de explicar microestructuralmente la deformación del fenómeno, de ellos tenemos:

- a) Modelos por flujo difusional.*
- b) Multimecánismos.*
- c) Modelos de deslizamiento de la frontera de grano y reacomodo por movimiento de dislocaciones.*
- d) Modelos por deslizamiento de la frontera de grano y reacomodo por flujo difusional.*

Sin embargo y aunque no exista un modelo único que satisfaga las condiciones experimentales de la superplasticidad se reconoce que durante la deformación pueden participar *todos* los mecanismos[19], como lo muestra la siguiente proporción:

5%-10% procesos difusionales.

20%-25% deslizamiento de dislocaciones.

70%-75% deslizamiento de la frontera de grano.

Es decir cada mecanismo contribuye de alguna u otra manera en la deformación total, así podemos asegurar que:

$$\epsilon_{\text{total}} = \epsilon_{\text{dif.}} + \epsilon_{\text{dislc.}} + \epsilon_{\text{gbs.}}$$

Por lo anterior es importante dar una explicación de como operan cada uno de los modelos.

a) **Modelos por Flujo Difusional:** Nabarro&Herring[20] desarrollaron un modelo basándose en la consideración de que durante la deformación de materiales *policristalinos* con tamaño de grano $\leq 50\mu m$ operando a temperaturas de $0.9T_m$, se generan una diferencia en la concentración de vacancias en las paredes perpendiculares a la dirección del esfuerzo aplicado con respecto a la concentración de vacancias presentes en las paredes paralelas al eje de tensión.

Este gradiente en la concentración de vacancias, da lugar a un mecanismo *difusivo* dentro de la *red cristalina* del material, entre átomos en un sentido y vacancias en el otro, así la deformación del material se logra alargando al grano a costa de reducir el área seccional tal como se ilustra en la figura 1.9.

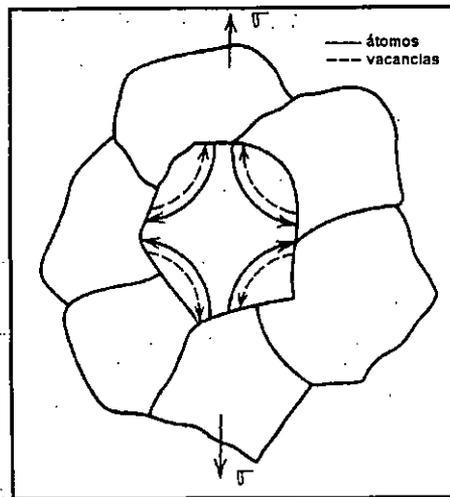


Figura 1.9 Modelo de Nabarro&Herring aplicado a un grano de forma irregular^[20].

La rapidez de deformación $\dot{\epsilon}$, obtenida para este modelo esta dado por[21]:

$$\dot{\epsilon} = \alpha \frac{D_L \cdot \sigma \cdot \Omega}{d^2 \cdot k \cdot T} \quad (12)$$

donde:

- α = es un factor numérico que depende de la forma de los granos.
- D_L = es el coeficiente de autodifusión de la red.
- Ω = es el volumen atómico.
- σ = es el esfuerzo al flujo.
- d = es el tamaño de grano.
- k = es la constante de Boltzmann.
- T = es la temperatura absoluta.

En la ecuación (12) es importante señalar que la rapidez de deformación, $\dot{\epsilon}$, depende de σ a la primera potencia y del inverso al cuadrado del tamaño de grano.

No obstante el modelo es incompatible con la experimentación, ya que predice valores unitarios en el *índice de sensibilidad* i.e. se aplica a materiales superplásticos ideales.

Coble[22] siguiendo un patrón similar al modelo de *Nabarro-Herring* sólo que considerando tamaños de grano menores $\cong 15\mu m$, presupone en el modelo el predominio también de mecanismos de *difusión* sólo que estos no se realizan dentro de la *red cristalina* sino directamente en las *fronteras de grano*.

La rapidez de deformación $\dot{\epsilon}$ obtenida para este modelo es[23]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{141 \cdot D_{gb} \cdot \delta \cdot \sigma \cdot \Omega}{d^3 \cdot k \cdot T} \quad (13)$$

donde:

- D_{gb} = es el coeficiente de difusión de frontera de grano.
- δ = es el espesor de la frontera de grano.
- σ = es el esfuerzo al flujo.
- Ω = es el volumen atómico.
- d = es el tamaño de grano.
- k = es la constante de Boltzmann.
- T = es la temperatura absoluta.

Morfológicamente la ecuación anterior es similar a la de Nabarro&Herring a excepción de que el coeficiente de autodifusión, D_{gb} , corresponde al de frontera de grano. Lo más importante en la ecuación (13), es que la rapidez de deformación depende inversamente con el cubo del tamaño de grano.

Como ambos modelos están basados en la difusión y la rapidez a la que esta ocurre es demasiado lenta, ambos modelos son comúnmente empleados para explicar el fenómeno de la *termofluencia*[24].

b) Multimecanismos: Lagndon&Sherby [25] creyeron que los modelos basados en un solo modelo de deformación eran inadecuados para dar una explicación detallada al fenómeno, por lo que construyeron *mapas*(ver figura 1.10), en los que a cada para punto con coordenadas (T, σ, d) le corresponde uno de los modelos vistos con anterioridad(Nabarro-Herring, Coble).

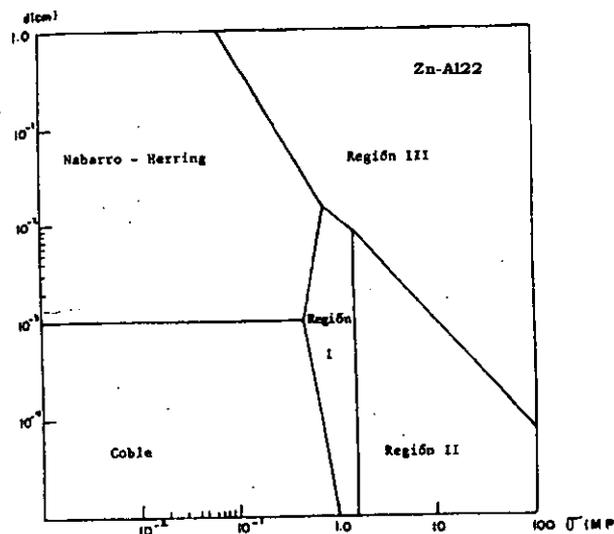


Figura 1.10 Mapa de Deformación en la aleación Zn-Al22^[25].

Sin embargo dichos mapas concuerdan solo para algunas aleaciones de Aluminio y Níquel.

c) **Modelos de deslizamiento de la frontera de grano y reacomodo por movimiento de dislocaciones:** Mukherjee[26] en su modelo sugiere que cuando las fronteras de grano se deslizan, durante la deformación, existen concentraciones de esfuerzos en los llamados *puntos triples* que limitan dicho deslizamiento, la relajación de estos esfuerzos se logra mediante el deslizamiento de dislocaciones dentro del interior del grano, apilamiento en la frontera, libre ascenso y la posterior dispersión a granos adyacentes en los que se repite nuevamente el mecanismo como lo muestra la figura 1.11.

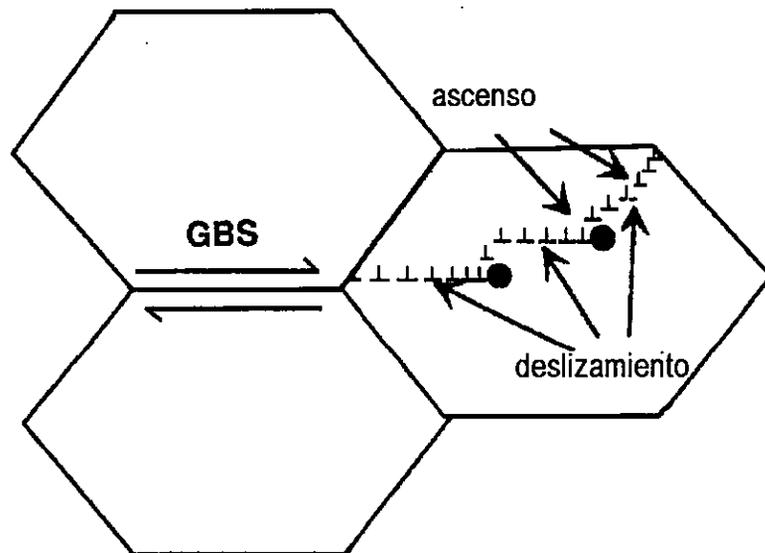


Figura 1.11 Deformación en granos aplicando el Modelo de Mukherjee de dislocaciones^[26].

Weertman[27]: El modelo además de ser el primero en la literatura, ha servido de base a todos los modelos que le han seguido.

Considera que las dislocaciones son producidas por fuentes en planos paralelos separados por una distancia d . Los segmentos de borde de signos opuestos de las dislocaciones que se deslizan se atrapan mutuamente a través de los campos elásticos internos, formando multipolos precursores de frontera de grano.

El estado estacionario se alcanza cuando la dislocación a la cabeza de cada fuente se aniquila por ascenso con la correspondiente líder del signo contrario que asciende una distancia $d/2$, estas aniquilaciones desbloquean la fuente y son compensadas por la creación de nuevas dislocaciones que las sustituyen deslizándose una distancia promedio $L/2$ ($L/2$ es el radio de la dislocación líder).

Del modelo se desprende la ecuación:

$$\dot{\epsilon} = \alpha \frac{D}{b^{3.5} \cdot M^{0.5}} \cdot \left(\frac{\sigma}{\mu} \right)^{4.5} \cdot \frac{\mu \cdot \Omega}{k \cdot T} \quad (14)$$

donde:

α = es un factor numérico que depende de la forma de los granos.

σ = es el esfuerzo al flujo.

D = es el coeficiente de autodifusión.

M = es la densidad de la fuente.

Ω = es un volumen atómico.

k = es la constante de Boltzmann.

T = es la temperatura absoluta.

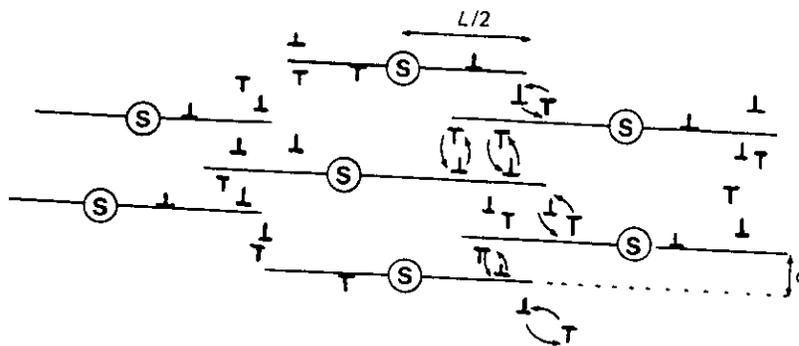


Figura 1.12. Modelo de Weertman. Las dislocaciones de borde emitidas por la fuente S en planos paralelos, son mutuamente atrapadas al ascender una sobre otra¹²⁷¹

d) **Modelos por deslizamiento de la frontera de grano y reacomodo por flujo difusional:** Ashby&Verral[28], en el modelo la difusión juega un papel importante pero difiere de los modelos anteriores en dos sentidos topológicos fundamentales.

- 1._ Los granos durante la deformación cambian de vecinos.
- 2._ Los granos en este modelo no cambian ni de forma ni de tamaño.

Como se observa de la siguiente figura la *deformación* en el modelo ocurre por deslizamiento de la frontera de grano cambio momentáneo en su forma y reacomodo por difusión.

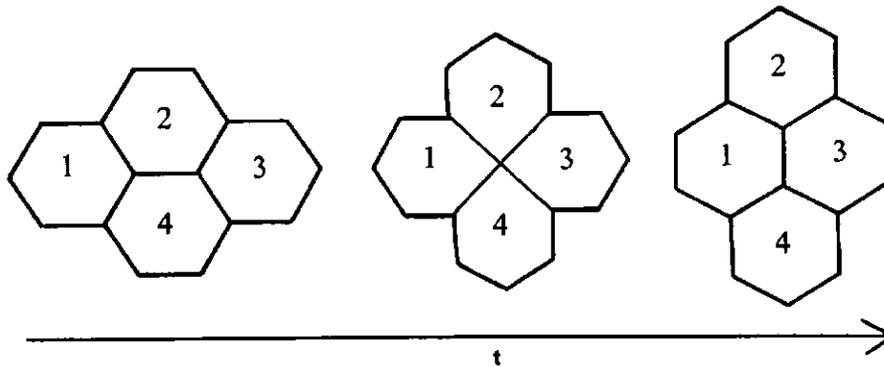


Figura 1.13 Deformación de un arreglo de granos aplicando el Modelo de Ashby&Verral^[28].

El análisis correspondiente apunta a la ecuación.

$$\dot{\epsilon} = \frac{100 \cdot \Omega}{kT \cdot d^2} \left(\sigma - \frac{0.72 \cdot \Gamma}{d} \right) \cdot D_v \quad (15)$$

donde

Ω = es un volumen atómico.

σ = es el esfuerzo al flujo.

d = es el tamaño de grano.

Γ = es la energía asociada a la frontera de grano.

D_v = es el coeficiente de autodifusión.

k = es la constante de Boltzman.

T = es la temperatura absoluta.

Como vemos de la ecuación (15), $\dot{\epsilon}$ depende del inverso del tamaño de grano a la -2.

El modelo sin embargo no es capaz de explicar deformaciones mayores a 0.55% y no predice la aparición de nuevos granos asociados con el incremento de área superficial cosa que ocurre experimentalmente durante la deformación.

Gifkins[29] basado en las ideas de Mukherjee y Ashby&Verral construye un modelo en el que tiene el acierto de sugerir la rotación de grano y la emergencia de nuevos granos desde el interior hasta la *superficie*, como se muestra en la figura 1.14.

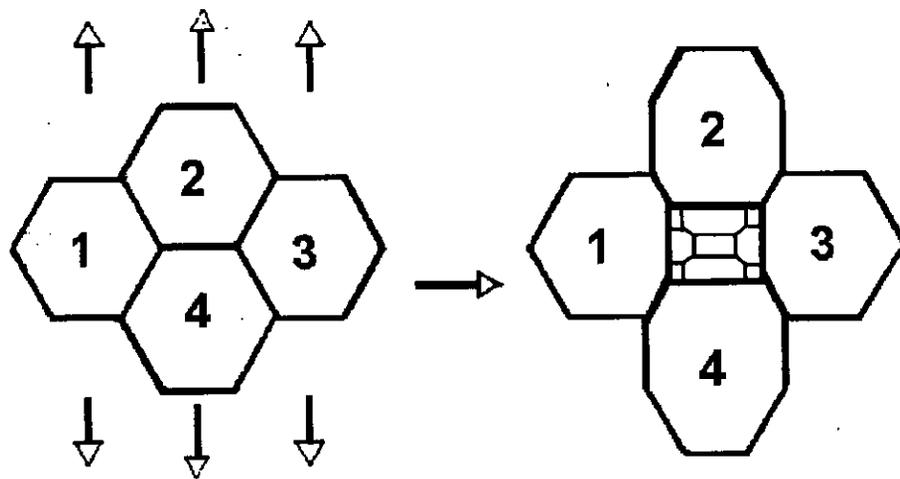


Figura 1.14 Deformación de un arreglo de granos aplicando el Modelo de Gifkins^[29].

Pero a pesar de que es un modelo tridimensional, falla en la predicción sigmoideal entre $\log \sigma_T$ Vs $\log \dot{\epsilon}$, predice también erróneamente energías de activación en el intervalo superplástico.

1.9. Mecanismos de Deformación por Zonas.

Como hemos visto ningún modelo es consistente con los resultados experimentales ya que se considera entre otras cosas, granos de igual forma y tamaño, trabajan con arreglos bidimensionales o requieren de trayectorias reacomodo físicamente irreales, por lo que no existe un modelo que satisfaga la descripción total al fenómeno. Sin embargo antes de continuar es importante dar a conocer los modelos o mecanismos asociados a cada zona:

Zona I En esta zona el mecanismo dominante es muy incierto y contradictorio, se le asocia con impurezas del propio material[30]; el mecanismo asociado es en base a un modelo de *flujo difusional* como los modelos de *Nabarro&Herring* o de *Coble*.

Zona II Estudios experimentales con microscopía electrónica de transmisión[31] demuestran que en esta zona existe mínima evidencia de actividad de dislocaciones por lo que se sugiere que el mecanismo dominante es el *deslizamiento directo de frontera de grano(GBS)* contra grano, más un mecanismo auxiliar de acomodación, como lo explica el modelo de *Ashby&Verral* o el modelo de *Gifkins*.

Zona III La deformación dentro de esta región permite la observación de líneas de deslizamiento y alta densidad de *dislocaciones*[32] por lo que se sugiere un modelo de deformación auxiliado por dislocaciones como lo supone *Mukherjee* o el modelo de *Weertman*.

1.10 Mecanismo Asociado a la Superplasticidad de alta rapidez de deformación(HRSR).

El mecanismo asociado a la HRSR[33] es totalmente diferente, esta asociado con la presencia de una *fase líquida* (resultado de las condiciones experimentales) en la interfaz de la frontera de grano lo que relaja la concentración de esfuerzos resultado del propio deslizamiento de frontera de grano(*GBS*).

1.11 La Prueba de Tensión.

De las pruebas mecánicas la más importante por la cantidad de parámetros que permite evaluar (*ductilidad, tenacidad, elasticidad, maleabilidad* ect.) es la *Prueba de Tensión*[34], esta consiste en someter al material a cargas uniaxiales a una velocidad de cabezal constante hasta su fractura.

Para comprender mejor sus resultados es necesario antes definir los siguientes conceptos: cuando a un cuerpo se le aplica una fuerza externa que tiende a cambiar su forma y tamaño, el cuerpo se resiste a esta fuerza, la resistencia interna del cuerpo se le conoce como *esfuerzo nominal* y este se define como:

$$\sigma_{nom.} = \text{Esfuerzo nominal} = \frac{\text{carga}}{\text{area} \cdot \text{seccional} \cdot \text{inicial}} = \frac{F}{A_0} \quad (16)$$

Los cambios en las dimensiones del cuerpo es llamada *deformación nominal* y se define como:

$$\epsilon_{nom} = \text{Deformación nominal} = \frac{\text{cambio} \cdot \text{en} \cdot \text{longitud}}{\text{longitud} \cdot \text{inicial}} = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (17)$$

De la prueba es común obtener la *Curva Esfuerzo-Deformación Nominal* como lo ilustra la siguiente figura 1.15.

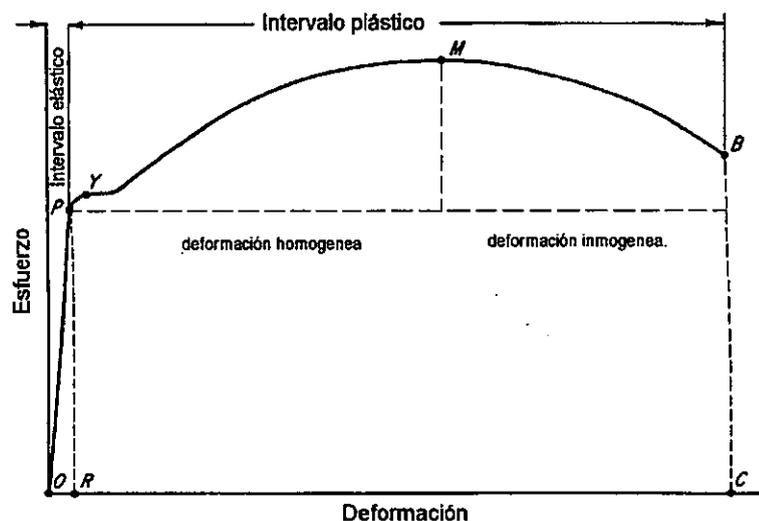


Figura 1.15 Curva esfuerzo-deformación nominal [34].

De ella vemos que existe dos tipos de deformación, *la deformación elástica* que aquella en donde el material regresa a su forma original después de haber dejado de aplicar el esfuerzo y la *deformación plástica* en donde el material ya no regresa a su forma original después de haber aplicado el esfuerzo, esta última deformación comienza en el *punto de fluencia* que es el punto donde se presenta una deformación del 0.2%.

Sin embargo los valores de la curva σ Vs. ϵ después del esfuerzo máximo de cedencia (punto M en la figura 1.15) son ficticios, ya que están basados en las dimensiones originales de la probeta y estos cambian durante el transcurso de la prueba, debido a lo anterior es que definimos lo que se llama curva *Esfuerzo-Deformación Verdadera*, en ella si se toma en consideración el cambio dimensional de la probeta durante la deformación, los valores de esfuerzo y deformación verdaderos son definidos como:

$$\sigma_{verd.} = \text{Esfuerzo verdadero} = \frac{\text{carga}}{\text{area} \cdot \text{seccional instantanea}} = \frac{F}{A_i} \quad (18)$$

$$\epsilon_{verd} = \text{Deformación verdadera} = \ln \frac{\text{longitud} \cdot \text{final}}{\text{longitud} \cdot \text{inicial}} = \int_{l_0}^{l_f} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_f}{l_0} \quad (19)$$

La forma de la curva esfuerzo deformación verdadera es mostrada en la figura 1.15:

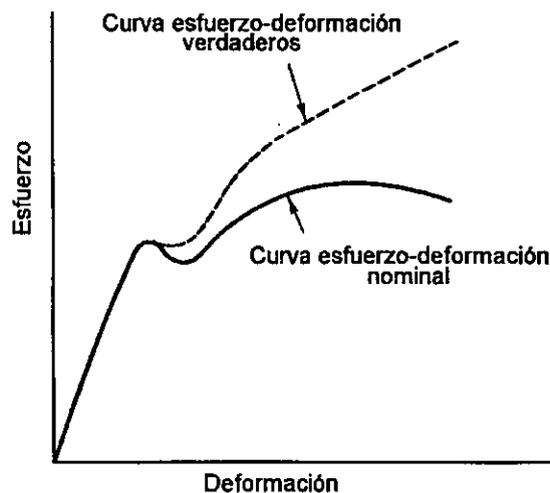


Figura 1.16 Curva esfuerzo-deformación verdadera ^[34].

El esfuerzo y deformación nominal están relacionados con el esfuerzo y deformación real por:

$$\sigma_{verd} = \sigma_{nom} (1 + \epsilon_{nom}) \quad (20)$$

$$\epsilon_{verd} = \ln(\epsilon_{nom} + 1) \quad (21)$$

Ahora describiremos como es la forma de la *Curva Esfuerzo-deformación* para un material *Superplástico*, (ver figura 1.17), en ella observamos que presenta un bajo esfuerzo de cedencia bien definido (*parte aguda de la curva*) y un posterior ablandamiento con la deformación, lo que permite alcanzar grandes deformaciones.

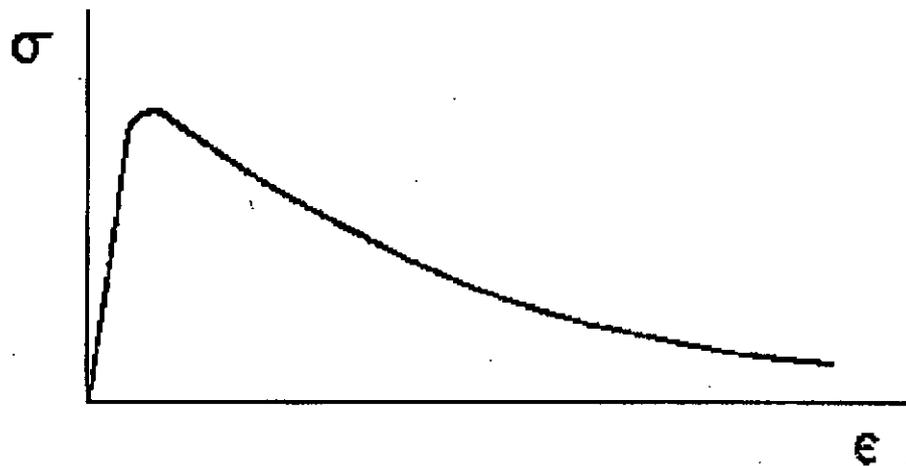


Figura 1.17 Curva Esfuerzo-Deformación nominal para un materia Superplástico velocidad de cabezal constante^[15].

De hecho el *esfuerzo de cedencia* es tan bajo que solo necesita aproximadamente de un 10% del esfuerzo necesario para deformar al mismo material en condiciones no superplásticas, el esfuerzo disminuye entre más pequeño sea el tamaño de grano[35] como:

$$\sigma_{T,\dot{\epsilon}} \propto d^{-a} \quad a[0.5-0.9] \quad (22)$$

1.12 Cavitación.

La cavitación se presenta en casi todos los materiales (aún en los de muy alta pureza) reduce la deformación, ocasionando la fractura prematura; en los materiales superplásticos esta se genera por resultado directo del mismo deslizamiento de la frontera de grano (GBS).

Sin embargo la cavitación en los *materiales superplásticos* es muy estable durante la deformación, pudiendo alcanzar en algunos casos hasta un 40% del volumen total del material; así la fractura ocurre cuando el material superplástico esta ya altamente cavitado[36].

Las cavidades en el transcurso de la deformación pueden crecer intercomunicarse y finalmente provocar la fractura como lo ilustra la figura 1.18.

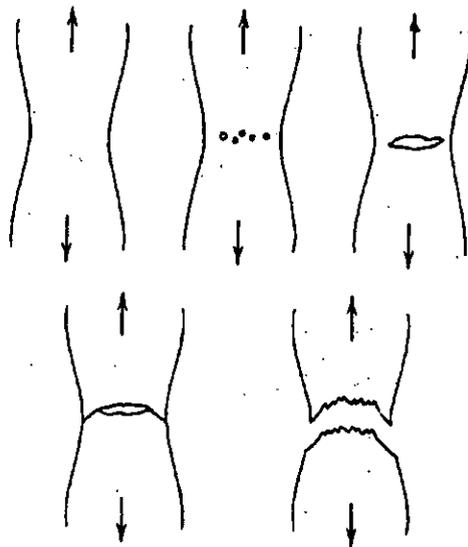


Figura 1.18 Fractura por Cavitación.

1.13 El Conformado Superplástico.

El hecho de que los materiales Superplásticos tengan mecanismos macroestructurales de deformación parecida al de los plásticos, es decir que requieran un bajo esfuerzo máximo de cedencia para deformarlos y que una vez alcanzado pierdan casi la totalidad de su resistencia mecánica sugiere el uso de sus técnicas de conformado, en especial el *Termoformado*, sólo que la ventaja es de que una vez terminado el proceso, el material regresa a su estado mecánico de *alta resistencia* característico en los metales.

1.13.1 Conformado a Presión Atmosférica.

Esta técnica derivada del *termoformado en plásticos*[37] consiste simplemente en hacer sujeción mecánica de la lámina con el molde (Punto 1 y 3, ver figura 1.19) precalentar el molde a las condiciones superplásticas (vistas en la sección 1.4), hacer vacío al interior del molde (Punto 4), así por la diferencia de presiones existente entre la presión atmosférica con el interior del molde, la lámina se deforma hasta tomar la forma interna (Punto 5).

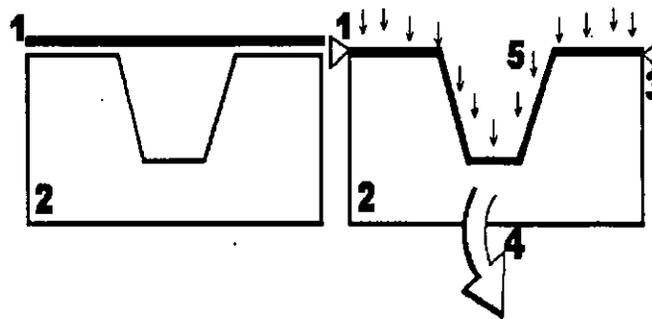


Figura 1.19 Conformado a presión de Atmosférica.

1.13.2 Conformado con Hembra Compleja.

Este método es sólo una variante del método anterior y consiste en maquinarse un molde macho (Punto 1, ver figura 1.20) con la forma interna del molde (Punto 3), hacer sujeción mecánica de la lámina con el molde

(Punto 4 y 2), precalentar la lámina a las condiciones superplásticas, y aplicar fuerza mecánica al molde macho (Punto 5), a cierta velocidad de modo que permita el conformado de la pieza con el molde.

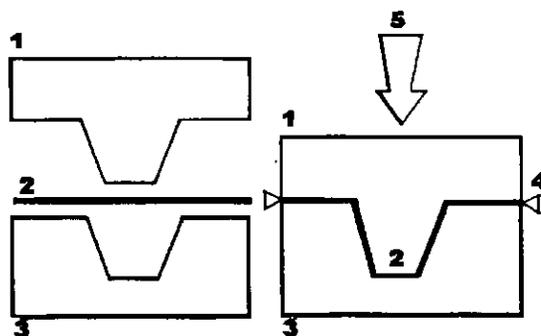


Figura 1.20 Conformado con Hembra Compleja.

1.13.3 Conformado con Gas a Presión.

Este método requiere (ver figura 1.21) de maquinarse una recámara (Punto 1) que cumpla con dos objetivos: uno como sello mecánico entre la lámina y que haga las veces de fuente inyectora de gas a presión; análogamente a los métodos anteriores se hace sujeción de la lámina con el molde (Punto 2 y 4), se precalienta la lámina a las condiciones ya vistas y se inyecta gas a presión (Punto 5), el proceso termina cuando la pieza toma la forma del molde hembra (Punto 2).

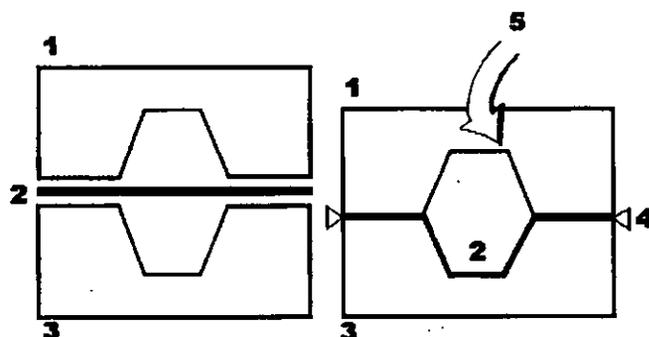


Figura 1.21 Conformado con gas a Presión.

1.14 Métodos de Deformación Superplástica

Existen dos métodos generales para describir la deformación superplástica, los *métodos físicos* y los *métodos computacionales*[38], los **MÉTODOS FÍSICOS** tienen varias limitantes, no considera la geometría de la pieza a formar (salvo cuando se trata de formas básicas), presuponen la no variación en el espesor de la lámina durante la deformación y en algunos casos asumen la nula existencia de fricción entre la lámina y el molde durante el conformado, así es de esperar que sus predicciones son muy limitadas sobre todo cuando se trata de comparar con los resultados experimentales.

De los métodos computacionales el del **ELEMENTO FINITO** es el de mayor confiabilidad ya que se pueden predecir *formas complejas* como las obtenidas superplásticamente.

En el **ELEMENTO FINITO** si asume la existencia de fricción entre la lámina y el molde, también presupone la variación en el espesor de la lámina durante la deformación y lo más importante es que toma en cuenta las propiedades físicas y mecánicas del material, es por ello que concuerda mejor con los resultados experimentales, tal como lo ilustra la figura 1.22.

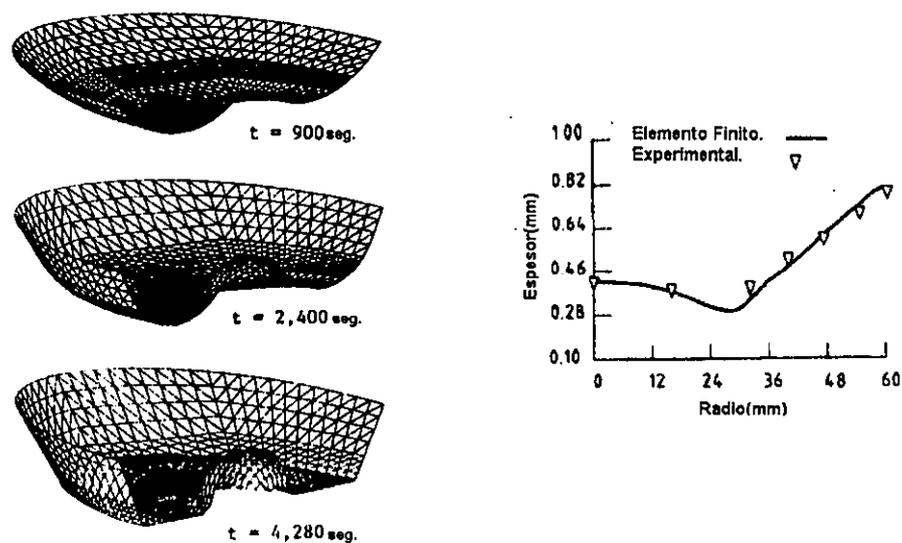


Figura 1.22 Simulación de deformación por Elemento Finito [38].

CAPITULO II

Método Experimental

La *obtención, caracterización y conformado* de la aleación involucra la realización de una serie de procesos, los cuales fueron experimentalmente depurados hasta conseguir de cada uno el mejor resultado, a continuación se explica cada uno de los procesos en mayor detalle.

2.1 Preparación de la aleación.

Dado que los primeros estudios de *Fluorescencia* reportaron la aparición de elementos ajenos a la aleación tales como *Hierro, Silicio y Sodio*, se determinó experimentalmente que estos disminuyen parcialmente en su concentración química, si antes se limpia de impurezas superficiales que presentan tanto el *Cadmio* como el *Zinc* en su forma comercial.

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

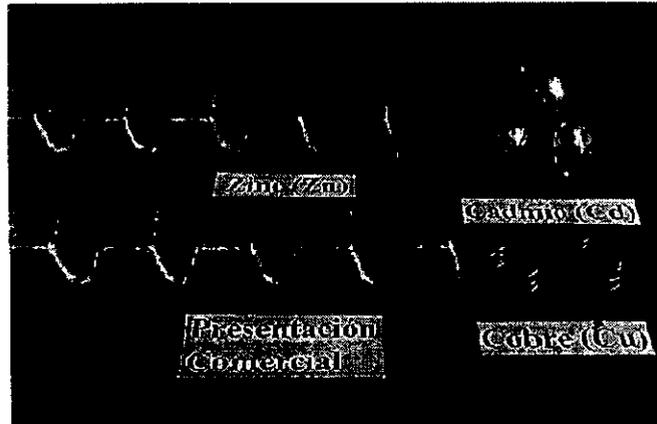


Figura 2.1 Presentación de los elementos en su forma comercial.

Para el caso del *Cobre* es muy simple pues solo basta lijar la superficie hasta remover el esmalte que lo recubre.

2.2 Composición de la aleación.

Libres de impurezas superficiales los elementos son cortados en secciones transversales con cortadoras verticales y horizontales dentro de los talleres de maquinado del *IIM*, esto con el objeto de poder medir su peso en masa, dentro de los rangos de operación de la báscula de precisión electrónica.

La composición se realizó partiendo de la región eutéctica del diagrama de fases* *Cadmio-Zinc* (ver figura 2.2, en esta región se da lugar a una microestructura estable y de grano fino) agregando un 1% de *Cobre*, que es el porcentaje que determinamos experimentalmente óptimo para obtener una buena resistencia mecánica de la aleación.

*Una *fase* es una región homogénea y físicamente diferente y el *diagrama de fases* es simplemente un mapa que muestra cuales estructuras o fases están presentes a medida que se varía tanto la *temperatura* como la *composición* de la aleación.

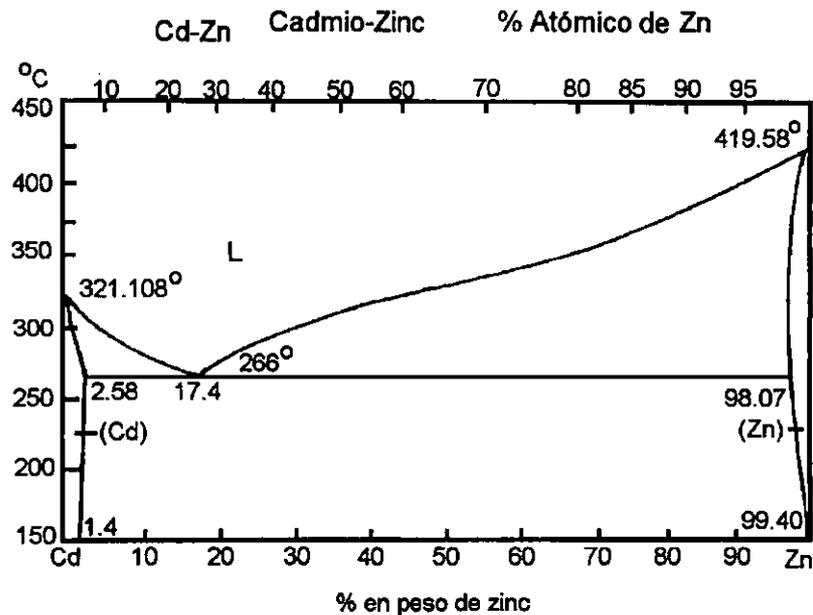


Figura 2.2 Diagrama de fases del Cd-Zn.

2.3 Proceso de Fundición.

Este proceso consiste en introducir primero al *Cadmio* a una temperatura de 380°C (si introduciáramos primero al *Zinc* teníamos que elevar la temperatura cerca de 500°C y a esta temperatura el *Cadmio* se oxida fácilmente), en el interior de un horno eléctrico de fundición.

Ya fundido el *Cadmio* en su totalidad se introduce el *Zinc*, por *difusión* se espera hasta que este se disuelva en el *Cadmio*, una vez disuelta la matriz *Cadmio-Zinc*, se introduce el *Cobre* elevando la temperatura hasta 480°C , análogamente al caso anterior esperamos a que por *difusión* el *Cobre* se disuelva en la aleación.

Procurando mantener la aleación lo más limpia posible se utilizó como crisol un vaso de vidrio pirex.

2.4 Proceso de Vaciado.

El proceso de vaciado consiste en precalentar la lingotera durante al menos 5 minutos a 300 °C (esta fue diseñada en *acero inoxidable* para evitar la segregación de material de las paredes hacia la aleación, como venía ocurriendo con la lingotera de *acero cold-rol* utilizada en un principio) así se logra no tener cambios bruscos de temperatura entre la aleación y la lingotera a durante el vaciado.

El *vaciado* de la aleación realiza con cuidado de manera suave y uniforme de manera que asegure el llenado de la lingotera sin atrapamientos de aire, como lo muestra la figura 2.3.

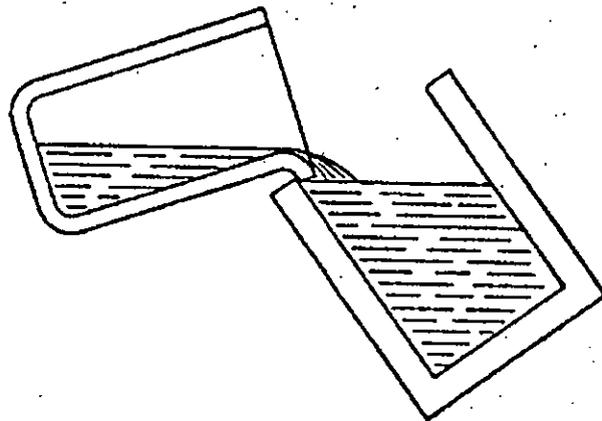


Figura 2.3 Proceso de vaciado.

Durante todo el proceso es importante mantener las normas de seguridad adecuadas, tales como son uso de lentes y careta, banco de mesa, guantes de asbesto, etc.

2.5 Proceso de Templado.

La superplasticidad como vimos en la sección 1.4, esta ligada directamente al tamaño de grano del material, por lo que una vez vaciada la aleación en la lingotera en vez de solidificar la aleación en forma lenta a temperatura ambiente determinamos realizar un *templado*.

Para ello se utilizó agua como refrigerante dentro del interior de un contenedor, de forma tal que el agua llegara justo al nivel superior de la lingotera, a esta por seguridad se le puso una placa de lámina de *teflón* de 2mm de espesor alrededor de la forma de la lingotera, esto con el objeto de evitar la introducción de agua hacia el interior de la lingotera, la figura 2.4 ilustra el proceso.

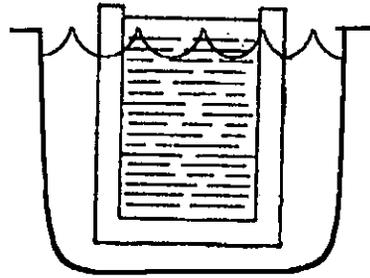


Figura 2.4 Proceso de Templado.

Una vez solidificada la aleación, se procede a sacar el lingote y a cortar el rechupe formado durante la solidificación.

2.6 Preparación de Muestras para el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB).

Para observar en el *microscopio electrónico de barrido (MEB)* la microestructura obtenida por el proceso de fundición, fue necesario obtener y preparar muestras de la aleación.

Las muestras se obtienen haciendo un corte transversal del material solidificado con un disco de desbaste, posteriormente se realiza un primer pulido con lijas de agua empezando en 320 y terminando en 600.

El terminado a "*espejo*" final se da, mediante el pulido de las muestras con discos de paño con diamante, de $1\mu\text{m}$ y $0.5\mu\text{m}$.

2.7 Laminación.

La *laminación* consiste en la reducción de área (en sección transversal) del material al hacerlo pasar entre un arreglo de rodillos que deforman al material plásticamente debido a esfuerzos de compresión y de corte.

En el IIM se cuenta con una laminadora (ver figura 2.5) de trabajo en frío, pero debido a los efectos que provoca en el material hizo necesario la realización de *tratamientos térmicos* en la aleación para su laminado, lo que hace de esto un proceso sumamente lento.



Figura 2.5 Laminadora del IIM.

Por lo que los resultados anteriores se decidió dar los primeros pasos de *laminación en caliente* y terminar los espesores finales con el *laminado en frío*.

La laminación en caliente, se realizó dentro de la empresa *Valencia Hermanos S.A.de S.V*[39], en la que se utilizó una laminadora con rodillos de alta velocidad, operando a 50m/seg a una temperatura de 180°C .

El lingote fue siempre introducido en direcciones perpendiculares a la dirección del laminado para evitar el *texturizado*; como existe refinamiento del grano producto de la recristalización del material por laminado, en el último paso de laminado, la lámina era llevada a templar a un contenedor con aceite, así se paro el posible crecimiento de grano.

El espesor final obtenido mediante este proceso fue siempre cercano a los 2.5 mm , el acabado final fue dado con el *laminado en frío* sin provocar ya daños al material, los espesores resultantes mediante ambos procesos de laminado fueron de, 0.4 mm , 0.6 mm , 0.8 mm y 1 mm .

Análogamente al proceso de fundición se prepararon muestras de lámina en el espesor final para observar su microestructura en el MEB.

2.8 Obtención de Probetas para la prueba de Tensión.

Con el espesor de lámina de 1 mm obtenida mediante el proceso de laminado, se mandaron maquinar una docena de probetas, para ser utilizadas en la prueba de tensión, las dimensiones de dichas probetas son mostradas en la figura 2.6.

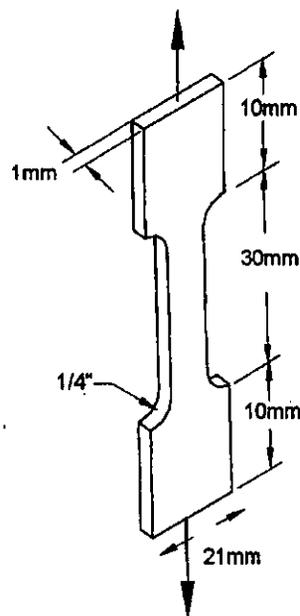


Figura 2.6 Dimensiones de la probeta.

2.9 La Prueba de Tensión.

La *prueba de tensión* es muy importante ya que de ella, se encuentran las curvas *Esfuerzo Vs. Rapidez de Deformación* y *Deformación Vs. Rapidez de deformación*, necesarias para la caracterización de la aleación.

En los materiales Superplásticos la prueba exige un control preciso de la *temperatura* y de la *rapidez de deformación*, razón por la cual se utilizo la máquina de pruebas universal INSTRON(ver figura 2.7); para su veracidad en los resultados fue necesario antes en la máquina su calibración, esto se logra cuando las lecturas reportadas por el graficador coinciden con las de algunos pesos de prueba conocidos.

Una vez calibrada la máquina se sujeta posteriormente la probeta a las mordazas dentro del interior de una recámara de temperatura controlada, se eleva la temperatura hasta la temperatura experimental de prueba mediante un pirómetro externo, una vez estabilizada la temperatura, se programa la rapidez de deformación a la que se realizará la prueba mediante el uso de un software interno.

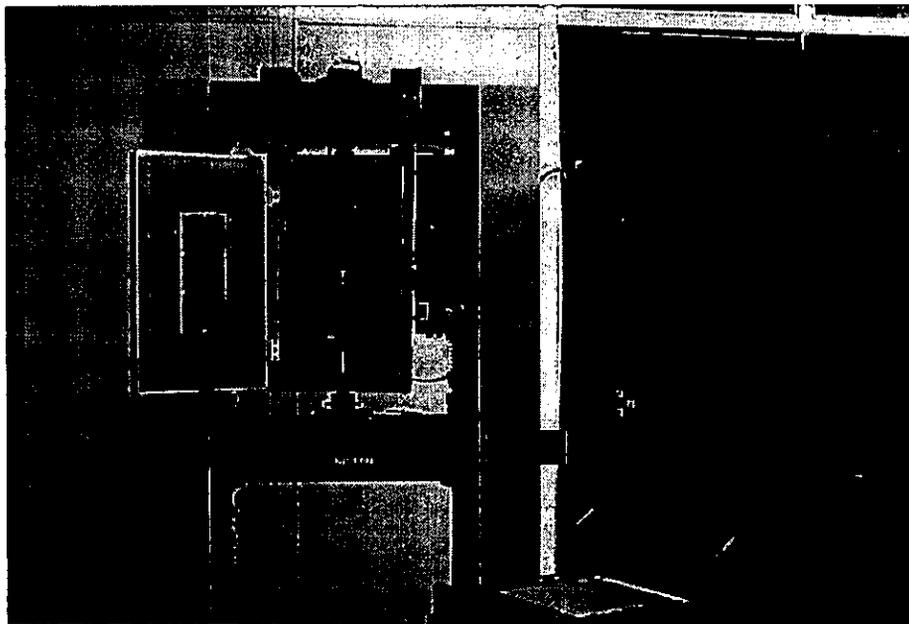


Figura 2.7 Maquina universal Instron.

2.10 Prueba de Superplasticidad.

La *prueba de superplasticidad*, consiste en la utilización de un molde cilíndrico de *aluminio*(ver figura 2.8), que cuenta con una resistencia de banda acoplada alrededor del propio molde, la temperatura de prueba es asignada por un termostato y es estabilizada por medio de un termopar, en la parte superior del molde cuenta con salidas de tornillos que acoplan la lámina y sus aditamentos al molde, en la parte inferior cuenta con un ducto que hace conexión con la bomba de vacío.

De este molde se realizaron las pruebas de superplasticidad, utilizando como fuerza deformante la *presión atmosférica* y la inyección de *gas a presión*.

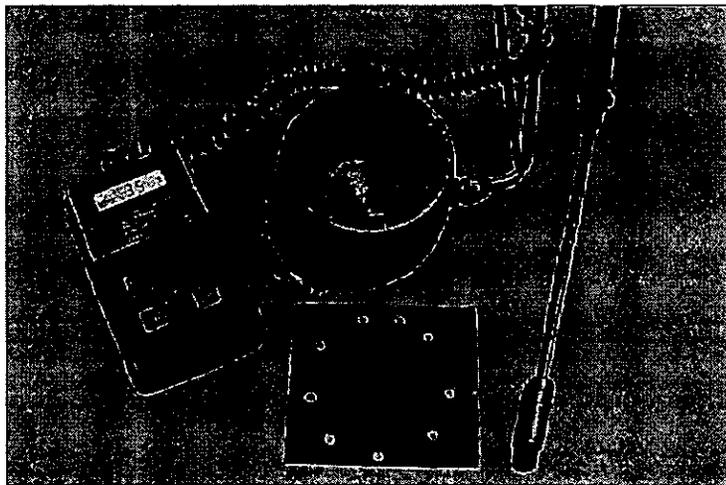


Figura 2.8 Molde utilizado para las pruebas de conformado.

Para la prueba con *presión atmosférica* se maquinó una placa de acero *0.8mm*, la cual tiene círculos circunscritos de diámetros de *12mm*, *16mm*, *24mm*, *32mm* y *40mm* (ver figura 2.8 lado izquierdo), la prueba consiste en fijar la placa y la lámina de prueba a los tornillos del molde, estabilizar la temperatura de prueba mediante el termopar y arrancar posteriormente la bomba de vacío(trabajando a *560mm/Hg*), así por la diferencia de presiones entre la presión atmosférica con el interior del molde, la lámina se deforma en el interior de la placa, como se describió en la sección 1.13.

Para la prueba con *gas a presión*, se mando maquinar un aditamento, este consiste de una tapa de aluminio(ver figura 2.8, lado derecho), que cuenta con una entrada en la parte superior para hacer conexión con la fuente de gas a presión, la prueba consiste en fijar la tapa y la lámina de prueba a los tornillos del molde, se eleva la temperatura mediante un pirómetro y cuando la temperatura de prueba se encuentra estabilizada, se inyecta entonces a la lámina la presión de gas.

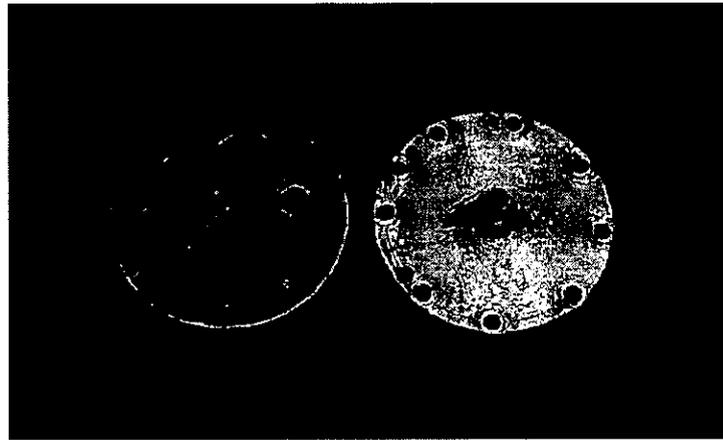


Figura 2.8 Aditamentos al molde cilíndrico de conformado superplástico.

Aunque el molde anterior nos permitió conocer la dependencia de la altura deformada en función del diámetro a deformar para varios espesores de lámina utilizando ya sea utilizando la *presión atmosférica* o la inyección *de gas a presión*, se encontraron las siguientes fallas en el molde en cuanto a diseño:

- Se daña la lámina de conformado al hacer los orificios para su acoplamiento al molde.
- La resistencia de banda utilizada al ser externa al molde tiene una pobre transferencia de calor, por lo que hay que esperar varios minutos antes de realizar la prueba.
- El termopar es externo al molde por lo que da poca seguridad en las lecturas de temperatura.

2.11 Molde y Componentes de Conformado Superplástico

De las razones anteriormente descritas se decidió diseñar un nuevo molde conformado superplástico, este nuevo diseño permite implementar en el mismo molde varias de las técnicas de *termoformado en plásticos* vistos en la Sección 1.14, a diferencia del molde anterior el nuevo diseño cuenta con las siguientes ventajas:

- No se daña a la lámina de conformado.
- Las resistencias están embutidas en el interior del molde por lo que la transferencia de calor es más rápida.
- Como el termopar se encuentra dentro del molde, el control sobre la temperatura es más efectiva.

El molde y sus aditamentos de conformado son mostrados en la siguiente figura.



Figura 2.10 Molde y aditamentos de Conformado Superplástico.

- 1._Lámina Superplástica *Cd-Zn-Cu* ajustada a las dimensiones del molde.
- 2._Recámara inyectora de gas a presión.
- 3._Tapa de sujeción mecánica entre el molde y la lámina.
- 4._Molde macho con la forma interna del molde.
5. Termopar de alcohol de expansión líquida.
- 6._Resistencias en cartuchos de *550 W* puestos en paralelo a *120V*.
- 7._Serpentín que actúa como un disipador de calor para hacer la conexión entre el molde y la el tanque de gas a presión.
- 8._Serpentín que actúa como un disipador de calor para hacer conexión entre el molde y la bomba de vacío.
- 9._Molde de conformado hecho en aluminio debido a su facilidad de maquinado y su buena conductividad térmica.

Las dimensiones reales de molde junto con la de los aditamentos son proporcionados en el *apéndice 3*.

2.12 Molde de Conformado a Presión Atmosférica.

Este conformado es el más simple de todos los métodos de conformado, consiste (como se vio en la sección 1.13) en colocar la lámina sobre la base del molde, posteriormente se coloca la tapa que hace sujeción mecánica, más tarde se precalienta la lámina por difusión, al calentar el molde con las resistencias de cartucho embutidas en su interior, la temperatura experimental de prueba es asignada mediante un pirómetro externo y regulada mediante un termopar de expansión líquida puesto en paralelo con las resistencias y el pirómetro, finalmente se conecta al molde la bomba de vacío a *560 mm/Hg* mediante el serpentín de acero, la figura 2.11 muestra como opera el dispositivo mecánico de dicho método de conformado.



Figura 2.11 Molde de Conformado a Presión Atmosférica.

- 1._Lámina Superplástica *Cd-Zn-Cu* ajustada a las dimensiones del molde.
- 2._Molde de conformado hecho en aluminio debido a su facilidad de maquinado y su buena conductividad térmica.
- 3._Tapa de sujeción mecánica entre el molde y la lámina.
- 4._Resistencias en cartucho de *550 W* puestos en paralelo a *120V*.
- 5._Termopar de alcohol de expansión líquida.
- 6._Serpentín que actúa como un disipador de calor para hacer conexión de la bomba de vacío con el molde de conformado.
- 7._Tornillos de grado que sellan mecánicamente la tapa.

2.13 Molde de Conformado con Hembra Compleja

Este método requiere del maquinado de un molde macho(ver figura 2.12) con la forma interna del molde hembra, análogamente al proceso anterior se realiza una sujeción mecánica de la lámina con la tapa, se precalienta la lamina por difusión al calentar al molde con las resistencias de cartucho, la temperatura experimental de prueba es asignada por un pirómetro externo y regulada desde el interior del molde por un termopar de expansión líquida, por último estabilizada la temperatura experimental de prueba se ejerce presión del molde macho hacia la lámina, a una velocidad uniforme, de modo que permita el conformado de la lámina con el molde, como se observa en la siguiente figura:



Figura 2.12 Molde de Conformado con Hembra Compleja.

- 1._Lámina Superplástica *Cd-Zn-Cu* ajustada a las dimensiones del molde.
- 2._Molde de conformado hecho en aluminio debido a su facilidad de maquinado y su buena conductividad térmica .
- 3._Tapa de sujeción mecánica entre el molde y la lámina.
- 4._Resistencias en cartuchos de *550 W* puestos en paralelo a *120V*.
- 5._Termopar de alcohol de expansión líquida.
- 6._Tornillos que sellan mecánicamente la tapa.
- 7._Serpentín que actúa como un disipador de calor para hacer conexión entre el molde y la bomba de vacío.
- 8._Molde de hembra compleja con la forma interna del molde.

2.14 Molde de Conformado con gas a Presión

El conformado con este método requiere de maquinar una recámara (ver figura 2.13) que haga las veces de tapa y de entrada inyectora de gas a presión, la prueba consiste en sujetar la lámina por medio de la recámara, precalentar la lámina mediante el uso de resistencias de cartucho embutidas en el interior del molde, asignar la temperatura mediante un pirómetro externo y estabilizarla por el termopar de expansión líquida, la inyección de gas (*Argón*) se logra a través de la conexión entre la recámara y el molde, la presión se regula mediante un manómetro de paso acoplado a la salida entre la recámara y el tanque de presión de gas, el dispositivo mecánico es mostrado en la figura 2.13.

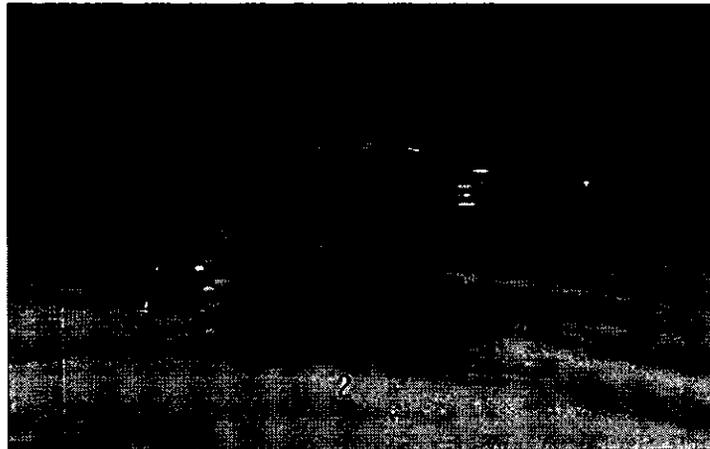


Figura 2.13 Molde de Conformado con gas a Presión.

- 1._Lámina Superplástica *Cd-Zn-Cu* ajustada a las dimensiones del molde.
- 2._Molde de conformado hecho en aluminio debido a su facilidad de maquinado y su buena conductividad térmica.
- 3._Resistencias en cartuchos de 550 W puestos en paralelo a 120V.
- 4._Termopar de alcohol de expansión líquida.
- 5._Recámara de inyectora de gas a presión.
- 6._Serpentín que actúa como un disipador de calor para hacer conexión entre el molde y el tanque de gas Argón.

2.15 Mejora al Molde de Conformado Superplástico.

Como el tiempo de conformado es demasiado lento debido a que se tiene que atornillar el molde con la tapa entre prueba y prueba (lo que va originando el desgaste progresivo del molde y la posterior aparición de fugas por falta de sellado), se implementó un nuevo aditamento. Este consiste de una recámara hueca con dos placas fijas de acero soldadas a los extremos por ángulos, en su interior se colocó el molde de conformado con *gas a presión*, acoplándole entre la recámara y el molde un sistema hidráulico de modo que al activarse ejerce presión contra la placa de acero y como esta se encuentra fija en sus extremos la fuerza es redirreccionada hacia la tapa del molde, esto permite un sellado más uniforme y rápido, la forma y el funcionamiento del aditamento muestra en la figura 2.14.

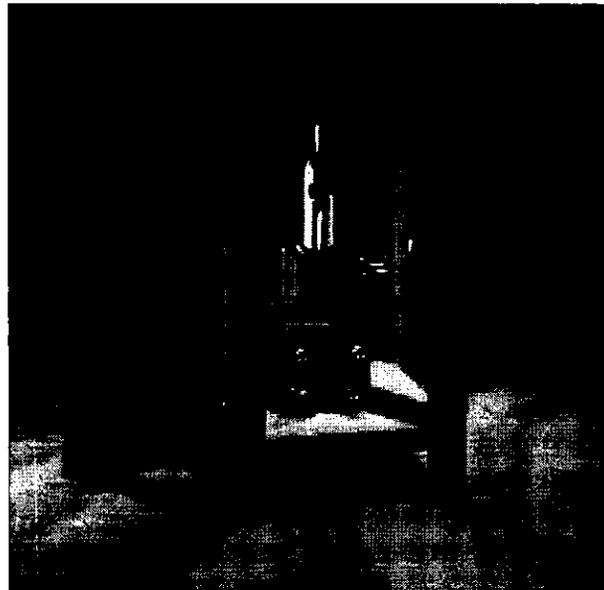


Figura 2.14 Aditamento al molde de Conformado Superplástico.

El aislamiento térmico que debe existir entre el molde con la recámara y el sistema hidráulico, se logra, colocando fibra cerámica entre el molde y la recámara.

2.16 Molde de Uso general

De la experiencia ganada en el diseño de moldes se maquinó un molde de uso más general, este consta de todos los aditamentos del molde anterior es decir de resistencias de cartucho embutidas en el interior del molde para lograr así una eficiente transferencia del calor hacia el molde y por difusión hacia la lámina, la temperatura se asigna mediante un pirómetro externo y se es estabilizada mediante un termopar de expansión líquida embutido en el mismo molde, se utiliza el conformado con gas a presión y la recámara de placas fijas de acero, para tener tiempos de prueba más eficientes, pero lo más importante es que al contar con una endidura alrededor de la base sobre la que se acomoda la lámina con el molde, se solucionó definitivamente el problema de fugas por falta de sellado mecánico.

CAPITULO III

Resultados Experimentales

○ La obtención de la nueva aleación superplástica 81.77%*Cd*, 17.23%*Zn* y 1%*Cu*, se obtiene fundiendo primero *Cadmio* a una temperatura de 380°C, posteriormente se introduce al *Zinc* y por *difusión* se espera hasta que este se disuelva en el *Cadmio*, se eleva la temperatura a 480°C y se introduce el *Cobre*, análogamente esperamos hasta que por *difusión* este se disuelva en la matriz *Cadmio-Zinc*; el proceso en su conjunto requiere un tiempo aproximado de 45min para 4.5 Kg. de Aleación.

○ La *solidificación* se obtuvo de dos formas, en forma *lenta* y en forma *rápida*, en forma *lenta* se obtuvo, al solidificar la aleación a *temperatura ambiente*, la microestructura obtenida es mostrada en la siguiente microfotografía:

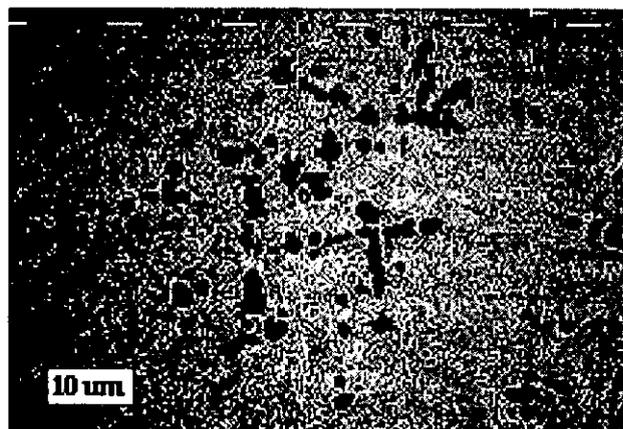


Figura 3.1 Microestructura de Solidificación a Temperatura Ambiente.

En ella se observa una microestructura *no uniforme*, en donde en contraste se encuentra al *Cadmio* disuelto en la matriz de *Zinc*(parte brillante), el *Cobre* se encuentra en *solución sólida*.

○ La solidificación *rápida* se realizó mediante un *templado* de la aleación en agua, la siguiente fotomicrografía muestra la microestructura obtenida mediante el proceso:

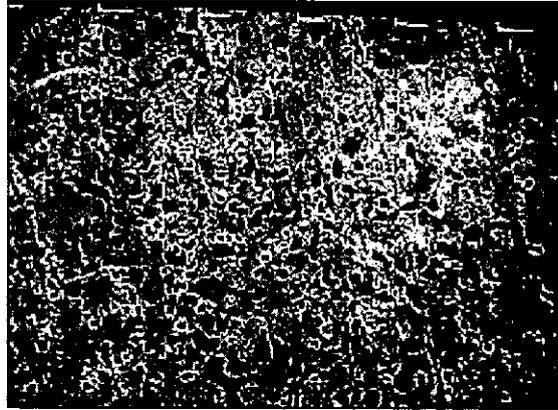


Figura 3.2 Microestructura de la aleación templada en agua.

De ella vemos una microestructura más *uniforme*, análogamente en contraste se encuentra al *Cadmio* disuelto en la matriz de *Zinc* (parte brillante), el *Cobre* se encuentra en *solución sólida*.

○ La laminación como vimos en la sección 2.7 se realizó de dos formas: en *frío* y en *caliente*, en *frío* resulta ser un proceso lento $\cong 5m/seg$ que, provoca *esfuerzos internos* en el material, lo que hace se fragilice y se fracture, por lo es necesario la realización de *tratamientos térmicos* en la aleación antes del laminado, la microestructura obtenida con el proceso se observa en la siguiente microfotografía:

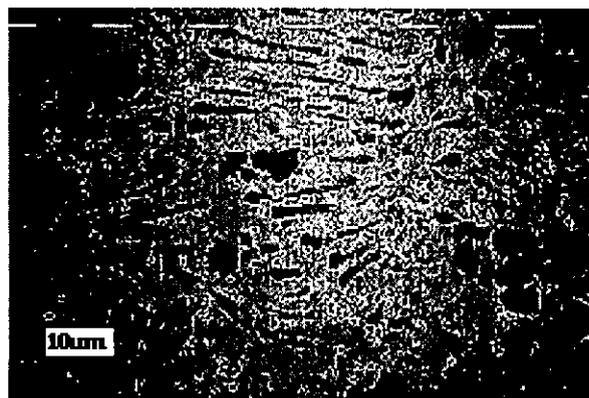


Figura 3.3 Microestructura de la aleación laminada en frío.

Como observa de la figura anterior existe un claro alargamiento de estructura y cierto *texturizado* en la dirección del laminado, lo que hace que el material sea inutilizable para el conformado.

○ El laminado en *caliente* es un proceso rápido ya que se lamina a $\approx 50\text{m/seg}$ en muy pocos pasos de deformación, no daña al material, pero tiene la desventaja de dar mal acabado *superficial y dimensional*, por lo que hace necesario dar el terminado con el laminado en *frío* a *temperatura ambiente*, la siguiente fotomicrografía muestra la microestructura obtenida de la realización de ambos procesos:

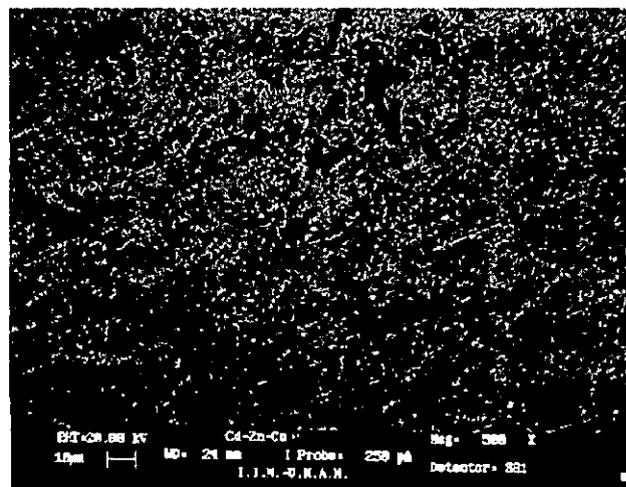


Figura 3.4 Microestructura de laminado en Caliente y terminado en Frío.

De la anterior figura se observa que se eliminó el *texturizado*, dando lugar a una microestructura *fin, uniforme y equiaxial* menor de $10\mu\text{m}$, que cumple con las condiciones de aleación superplástica descrita en la sección 1.4, en contraste se encuentra el *Cadmio* disuelto en la matriz de *Zinc* (parte brillante) y el *Cobre* se encuentra en *solución sólida*.

○ El tamaño de grano obtenido de ambos procesos (*solidificación rápida y laminado en caliente*) se observa si se realiza sobre la muestra un *ataque químico* con *Nital* al 0.02%, como lo muestra la siguiente microfotografía:



Figura 3.5 Ataque químico para visualizar Tamaño de Grano.

○ La *prueba de tensión* (ver sección 1.11 y 2.8) se realizó utilizando las dimensiones de la probeta vistas en la sección 2.8 a distintas rapidezces de deformación bajo una temperatura de 130°C , los resultados obtenidos se muestran en la siguiente tabla:

$\dot{\epsilon}$ (1/seg)	ϵ_{nom} (%)	σ_{ced} (MPa)
1×10^{-2}	118	60.66
1×10^{-3}	140	34.65
1×10^{-4}	230	10.2
0.6×10^{-4}	275	7.53
0.4×10^{-4}	240	6.61
1×10^{-5}	190	9.915

Tabla1 Resultados de la prueba de tensión.

Al graficar al mismo tiempo los valores de $\log \dot{\epsilon}$ Vs. $\log \sigma_T$ y $\log \dot{\epsilon}$ Vs. $\dot{\epsilon}$, se obtiene la siguiente curva:

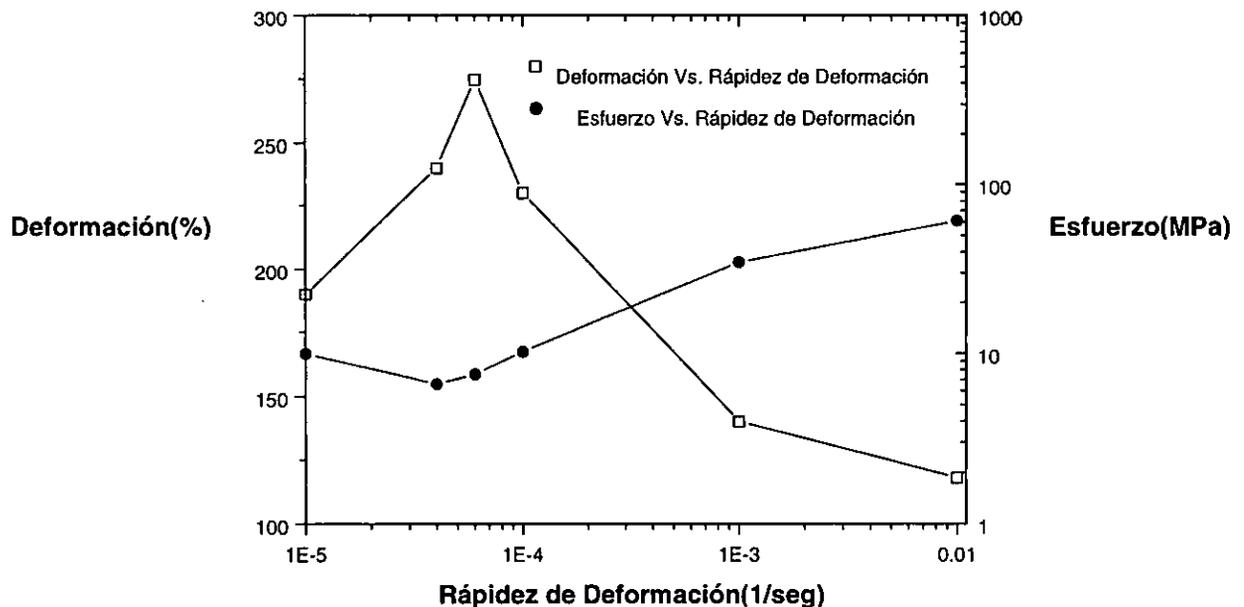


Figura 3.6 Curva esfuerzo Vs. rapidez de deformación y curva deformación Vs. rapidez de deformación.

En la gráfica anterior se observa el claro comportamiento superplástico descrito en la sección 1.5, además hay que notar que el *máximo de deformación* alcanzado por la aleación es de un 275% y que el *esfuerzo* para esa deformación es cercano de a los 8MPa.

○ El *índice de sensibilidad característico de la aleación* se obtiene de la pendiente a la recta en los puntos del *intervalo superplástico* de máxima deformación, como se muestra en la siguiente figura.

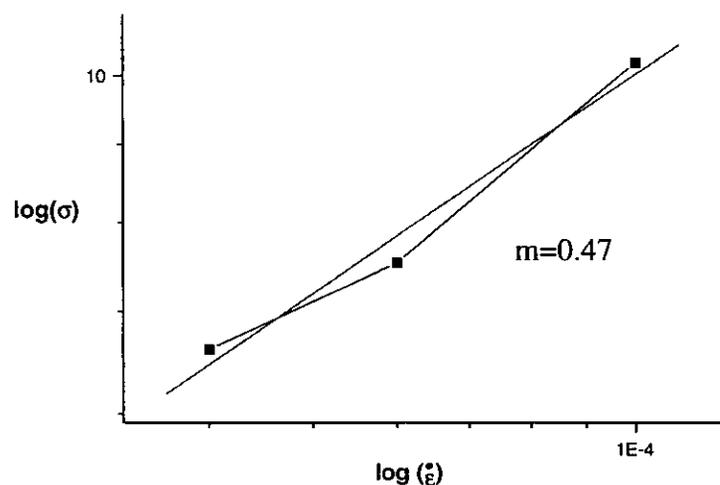


Figura 3.7 Determinación del índice de sensibilidad.

○ La *prueba superplástica* (variación de la altura en función del diámetro) descrita en la sección 2.10, con *Presión Atmosférica* bajo una temperatura de 130°C para distintos espesores de lámina, se muestran en la siguiente tabla:

(Diámetro ± 0.005)mm	Espesor1(0.8mm) (Altura ± 0.005)mm	Espesor2(0.6mm) (Altura ± 0.005)mm	Espesor3(0.4mm) (Altura ± 0.005)mm
12	1.7	1.8	1.8
16	2.4	3.1	3.2
24	4.2	5.9	6
32	7.4	9.7	10.10
40	9.5	13.4	13.9

Tabla2. Resultados del Conformado Superplástico a 130°C con Presión Atmosférica.

La gráfica siguiente expone los resultados encontrados:

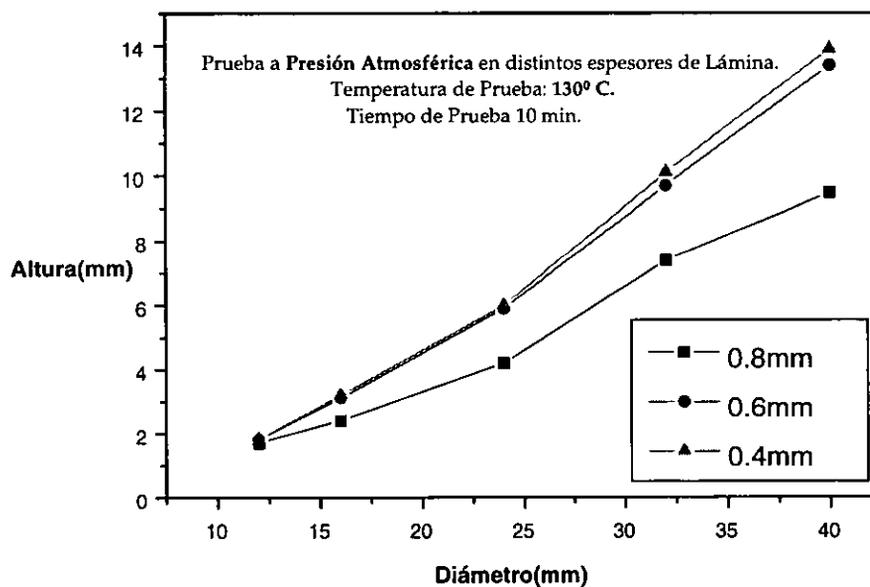


Figura 3.9 Curva altura Vs. diámetro de deformación a 130°C con Presión Atmosférica.

○ La tabla siguiente expone los resultados encontrados de la *prueba superplástica* (*variación de la altura en función del diámetro*) con **Presión Atmosférica**, en condiciones cercanas a la *HSRS*, es decir a una temperatura experimental de prueba de 230°C .

(Diámetro ± 0.005)mm	Espesor1(0.8mm) (Altura ± 0.005)mm	Espesor2(0.6mm) (Altura ± 0.005)mm	Espesor3(0.4mm) (Altura ± 0.005)mm
12	2.2	2.7	3.3
16	3.2	3.5	5.3
24.1	6.4	6.8	9.7
32	10.4	12.5	17
40	14.5	19.5	21.1

Tabla3. Resultados del conformado superplástico a 230°C y con Presión Atmosférica.

La siguiente gráfica expone los resultados encontrados:

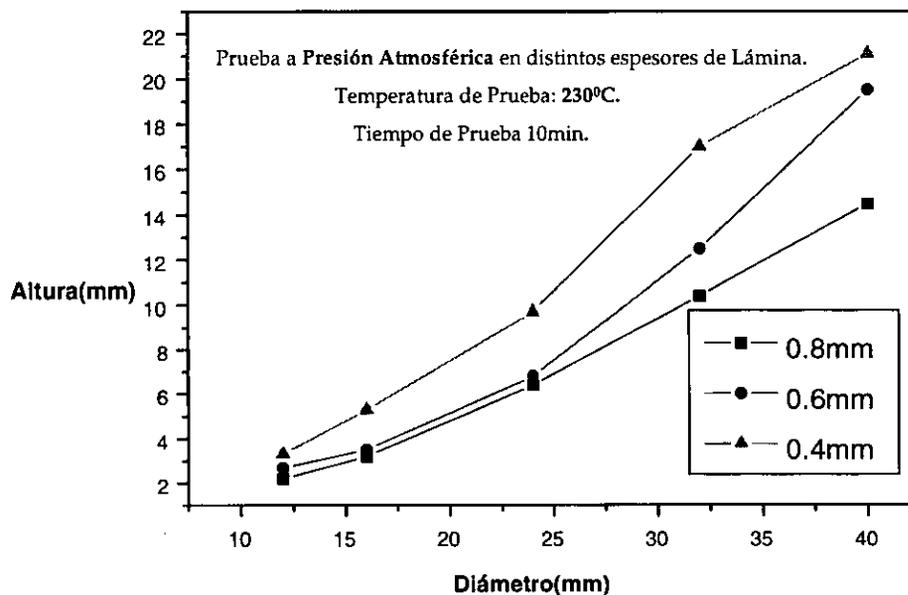


Figura 3.10 Curva altura Vas. diámetro de deformación a 230°C con Presión Atmosférica.

○ El fenómeno como observamos claramente tiene un comportamiento *no lineal*, si suponemos que este es de la forma $y(x)=a x^b$, con $y(x)$, es la *altura de deformación alcanzada* y x el *diámetro de deformación*, veremos que los valores numéricos de a y b varían en ambas pruebas, como lo muestra la siguiente figura:

Variación de a y b en la ecuación $y(x)=a x^b$, en la prueba con Presión Atmosférica a 130°C , para distintos espesores de lámina.

Variación de a y b en la ecuación $y(x)=a x^b$ en la prueba a Presión Atmosférica a 230°C , para los distintos espesores de lámina

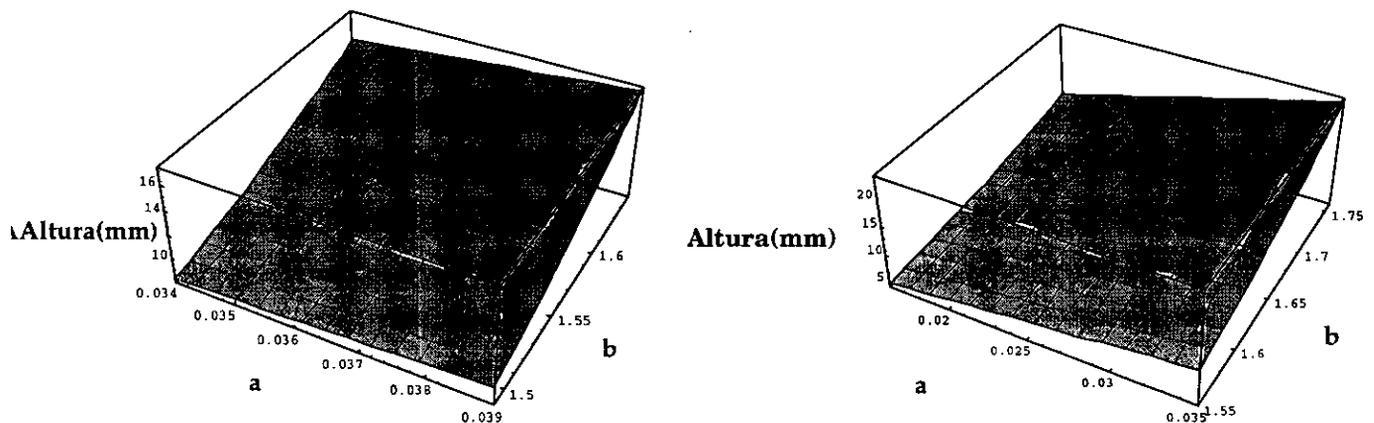


Figura 3.11 Variación de a y b en la prueba superplástica con Presión Atmosférica a 130°C y 230°C respectivamente.

Como vemos en ambas gráficas conforme los valores de a y de b van creciendo se va obteniendo una altura de deformación mayor, para el caso límite es decir cuando los valores de a y b son máximos, tenemos:

$$y(x)=0.039 x^{1.62} \quad (23)$$

$$y(x)=0.035 x^{1.76} \quad (24)$$

Ambas ecuaciones nos representan el fenómeno en condiciones de *deformación máxima*, esto corresponde experimentalmente cuando se trabaja con láminas de espesores delgados ($\cong 0.4\text{mm}$).

○ Los resultados de la prueba superplástica pero ahora inyectando *Gas Argón* a *Presión* ($200\text{KPa} \cong 30\text{ Psi} \cong 2\text{ Atm.}$) a la lámina, con una temperatura de 130°C , los encontramos en la siguiente tabla:

(<i>Diámetro</i> $\pm 0.005\text{mm}$)	Espesor1(0.8mm) (<i>Altura</i> $\pm 0.005\text{mm}$)	Espesor2(0.6mm) (<i>Altura</i> $\pm 0.005\text{mm}$)	Espesor3(0.4mm) (<i>Altura</i> $\pm 0.005\text{mm}$)
12	2.1	2.9	3.4
16	4.2	4.2	4.7
18	9	9.2	9.5
32	13.5	15	20.2
40	23.3	24.5	25.1

Tabla4. Resultados del conformado superplástico con gas a presión 200KPa a una temperatura de 130°C.

La siguiente gráfica expone los resultados encontrados:

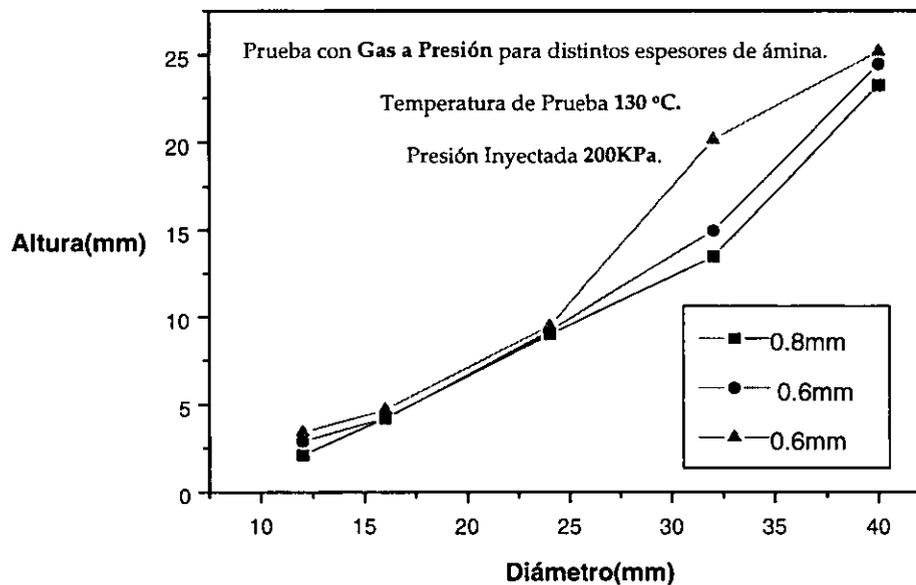


Figura 3.12 Curva altura Vs. diámetro de deformación a 130°C con presión de 200KPa.

○ Con las mismas condiciones experimentales de la prueba anterior sólo que aumentando la temperatura a 230°C y la presión de gas ($400\text{KPa} \cong 60\text{psi} \cong 4\text{Atm}$) se obtuvieron los valores mostrados en la siguiente tabla:

(Diámetro $\pm 0.005\text{mm}$)	Espesor1(0.8mm) (Altura $\pm 0.005\text{mm}$)	Espesor2(0.6mm) (Altura $\pm 0.005\text{mm}$)	Espesor3(0.4mm) (Altura $\pm 0.005\text{mm}$)
12	2.2	3	explota
16	3.8	4.4	explota
24	8.1	8.4	explota
32	12.7	14.1	explota
40	22.2	23.2	explota

Tabla 5. Resultados del conformado superplástico a 230°C y con Presión de Gas de 400KPa .

La siguiente gráfica expone los resultados encontrados:

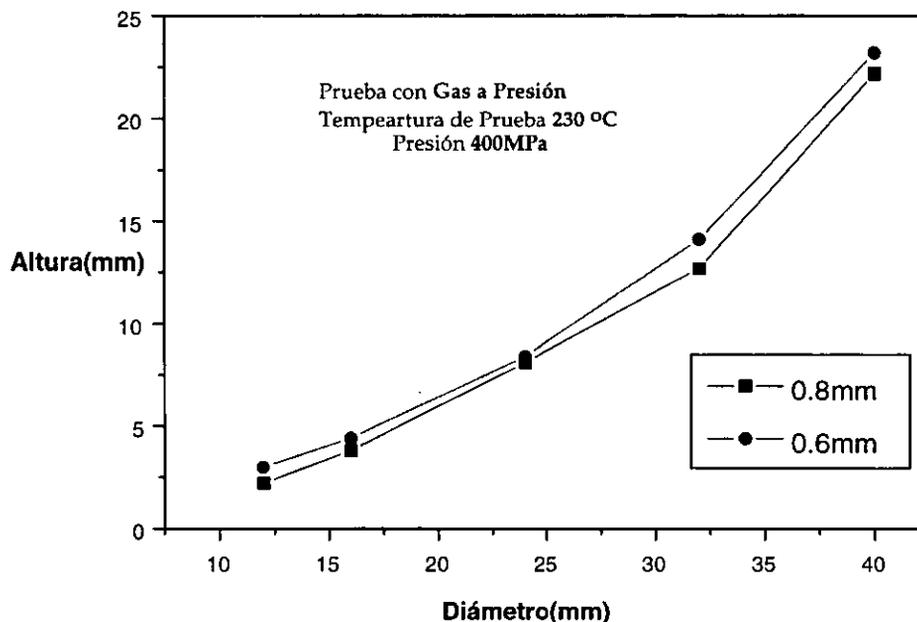


Figura 3.13 Curva altura Vs.diámetro de deformación a 230°C presión de 400KPa .

○ De manera análoga a las pruebas con presión atmosférica los valores numéricos de a y b resultado de la interpolación *no lineal* para las *pruebas con gas a presión* realizando la simulación numérica, se muestran en la siguiente figura.

Variación de a y b en la ecuación $y(x)=a x^b$ en la prueba con Gas a Presión (200KPa=2Atm) a una temperatura de 130°C para los distintos espesores de lámina.

Variación de a y b en la ecuación $y(x)=a x^b$ en la prueba con Gas a Presión a 400MPa=4Atm. a una temperatura de 230°C para los distintos espesores de lámina.

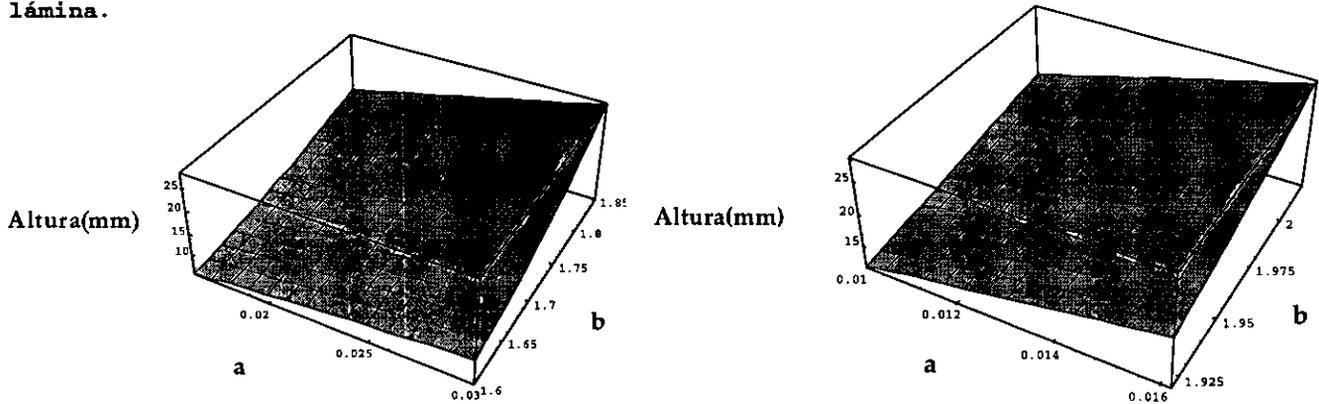


Figura 3.14. Variación de a y b para la prueba superplástica con gas a presión de (130°C-200KPa) y (230°C-400KPa) respectivamente.

Como podemos observar en ambas gráficas conforme los valores de a y de b van creciendo se va obteniendo una altura de deformación mayor, en el caso límite es decir cuando los valores de a y b son máximos, tenemos:

$$y(x) = 0.030x^{1.85} \tag{25}$$

$$y(x) = 0.0162x^{2.02} \tag{26}$$

Ambas ecuaciones nos representan el fenómeno en condiciones de *deformación máxima*, esto corresponde experimentalmente cuando se trabaja con laminas de espesores delgados ($\approx 0.4mm$).

○ En forma general si graficamos como varía numéricamente los valores de la constante b con respecto a los valores de los espesores de lámina, obtenemos una curva como la mostrada en la figura 3.15.

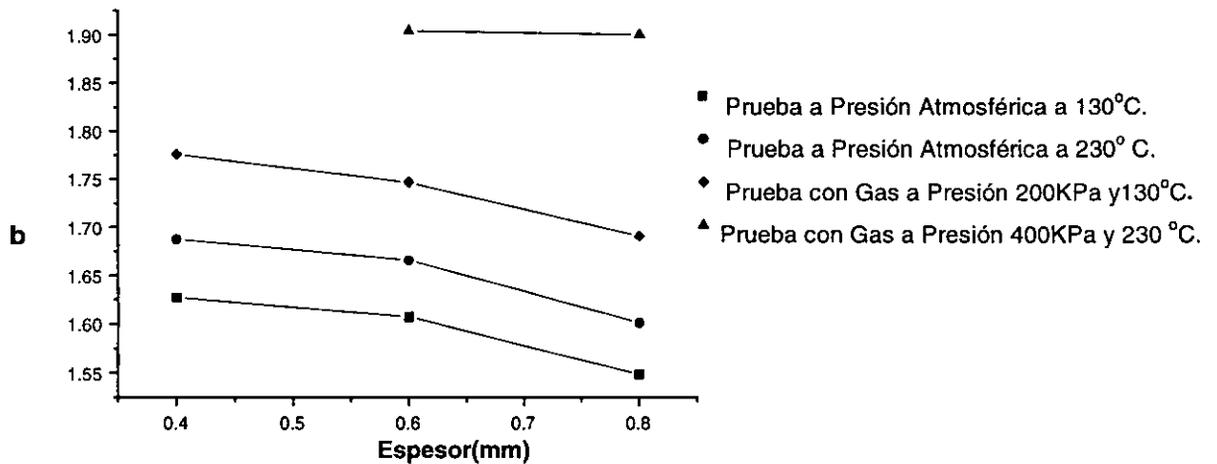


Figura 3.15 Variación de b , con el espesor de lámina para cada prueba.

Como observamos entre más aumentamos la *presión de carga* y la *temperatura experimental de prueba* los valores de b van aumentando, en un gráfica similar pero para la constante a veremos que esta al contrario disminuye en más se aumenta la presión de carga.

Ofísicamente comparando el fenómeno veremos que tiene un comportamiento similar al de un líquido que debido a la *tensión superficial* actúa como una *membrana*, y como se explica en el Apéndice II puede aproximarse por medio de la relación:

$$P = \frac{4 \cdot T}{D} \quad (27)$$

donde:

- P = es la presión aplicada.
- T = es la tensión superficial.
- D = es el diámetro.

Esto significa que la presión requerida para deformar la membrana aumenta entre más pequeño sea el diámetro de deformación.

Al utilizar los resultados obtenidos de las *pruebas de superplasticidad* y aplicándolos al molde de *termoformado* diseñado, se encontró que:

○El Conformado con *Presión Atmosférica*: Es muy lento, no deforma zonas de alta concentración de esfuerzos, como son las esquinas, razón por la cual da un mal acabado, en la siguiente fotografía se muestra el conformado común obtenido mediante este método.



Figura 3.16 Conformado utilizando la presión Atmosférica.

○El conformado con *Hembra Compleja*: fue imposible de implementarse debido a que no se logró el acabado dimensional en los radios del molde macho, lo que provocó daños al material durante el conformado, la siguiente fotografía muestra un ejemplo de las piezas obtenidas mediante el proceso.

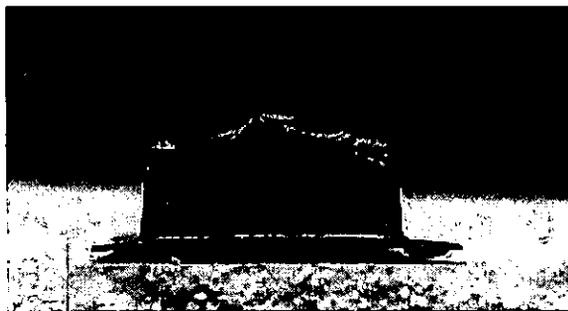


Figura3.17. Conformado con Hembra Compleja.

○El Conformado con *Gas a Presión*: Es un proceso que no daña a la lámina de prueba, se obtienen piezas de excelente acabado en muy poco tiempo y de buena resistencia mecánica, la siguiente fotografía muestra la forma común de las piezas obtenidas con este proceso.

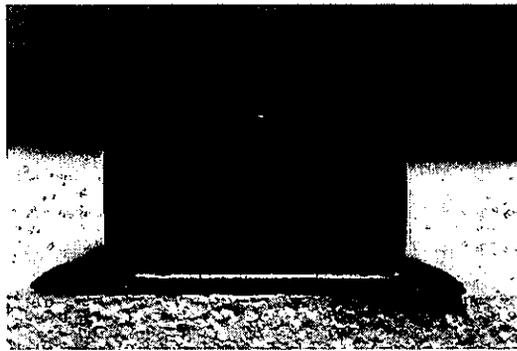


Figura 3.18 Conformado utilizando gas a Presión.

○ Si se utiliza el *molde general de conformado superplástico* con todas las condiciones descritas en la sección 2.15 y el conformado con *Gas a Presión* como método de *termoformado* en las condiciones óptimas de *espesor de lamina, presión de gas y temperatura*, se obtienen en tiempos muy cortos (50seg) piezas extremadamente complejas y de alta resistencia mecánica, tal como lo muestra la siguiente fotografía.



Figura 3.19 Conformado superplástico de la aleación donde se muestra la versatilidad del proceso.

CAPITULO IV

Conclusiones

- La Nueva Aleación con características superplásticas de composición hipoeutéctica, $81.73\%Cd$, $17.23\%Zn$, $1\%Cu$, se obtiene mediante la realización de los siguientes procesos:
 - *Fundición de los elementos por difusión progresiva.*
 - *Solidificación rápida mediante un templado en agua.*
 - *Laminado en caliente a una temperatura de $180^{\circ}C$.*
 - *Laminado en frío a $5 \frac{m}{seg}$ a temperatura ambiente.*

- La máxima deformación alcanzada por la aleación en el intervalo superplástico ($4 \times 10^{-5} - 1 \times 10^{-4}$) $1/seg$, bajo un esfuerzo de $7.53 MPa$, es de 275% .

- El índice de sensibilidad (m) obtenido en la aleación, es de 0.47 .

- El fenómeno tiene un comportamiento *no lineal* esto es debido al adelgazamiento que sufre el material durante la deformación, si suponemos que este es de la forma $y(x) = a x^b$ con $y(x)$, la altura de deformación alcanzada y x el diámetro de deformación, vemos en general que los rangos numéricos de a disminuyen y los de b aumentan a medida que se mejoran las condiciones de presión y de temperatura.

- Con los resultados obtenidos en las *pruebas de superplasticidad*, aplicándolos al *molde de termoformado* diseñado, se encontró que:

•El conformado con *Presión Atmosférica*: Es sumamente lento, aún cuando se aumente la temperatura experimental de prueba por lo que solo se aplica a láminas de espesores muy delgados, las piezas obtenidas son *frágiles* y de *poca resistencia mecánica*, no deforma zonas de alta concentración de esfuerzos y da mal acabado.

•El conformado con *Molde Macho*: Debido a que no se logro el acabado dimensional en los *radios de curvatura*, provoca daños al material, siendo imposible obtener piezas con este proceso de conformado.

•El Conformado con *Gas a Presión*: Fue el método que mejores piezas de conformado logramos ya que una vez determinadas las condiciones optimas de *espesor de lamina*, *presión de gas* y *temperatura* de prueba se obtienen en tiempos muy cortos(*cercanos a 50 seg*) piezas extremadamente complejas de alta resistencia mecánica.

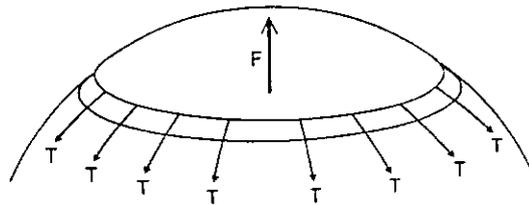
Apéndice I

Datos adicionales de la Aleación:

Color:	<i>Plata.</i>
Punto de fusión:	<i>250°C.</i>
Densidad:	<i>8.23 g/cm³.</i>
Índice de sensibilidad superplástico:	<i>0.47.</i>
Máxima deformación a 130°C:	<i>275%.</i>
Temperatura óptima de conformado:	<i>230°C.</i>
Condiciones de laminado en Caliente:	<i>180°C, 50 $\frac{m}{seg}$.</i>
Condiciones de laminado en Frío:	<i>Temperatura Ambiente, 5 $\frac{m}{seg}$.</i>

Apéndice II

Debido a la *tensión superficial* todo líquido en reposo asemeja una *membrana* en tensión, analicemos el efecto que tiene al aplicar sobre la membrana con radio r una fuerza por unidad de área (figura i), de la definición de tensión superficial tenemos que $T = \frac{F}{l} \Rightarrow F = T \cdot l$ donde T es la tensión superficial, F es la fuerza y l es la longitud.



De la figura(ii) vemos que la *tensión superficial* sólo actúa a lo largo de $T \cdot \text{Sen}\theta$ así:

$$T = T \cdot \text{Sen}\theta \cdot l$$

pero $l = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot \text{Sen}\theta$ ver figura (iii)

Sustituyendo en la primera ecuación:

$$F = T \cdot \text{Sen}\theta \cdot (2 \cdot \pi \cdot r \cdot \text{Sen}\theta)$$

$$F = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot T \cdot \text{Sen}^2\theta$$

Como la *tensión superficial* debe equilibrar con la *presión* aplicada sobre la membrana tenemos que:

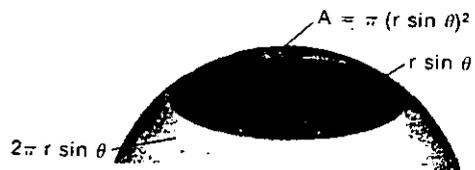
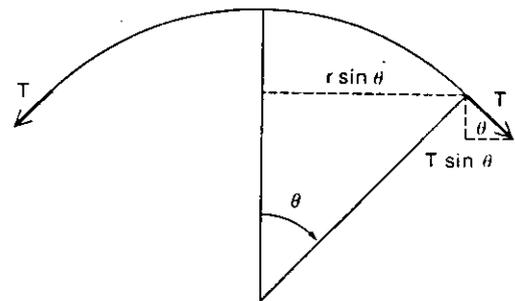
$$P \cdot \pi \cdot (r \cdot \text{Sen}\theta)^2 = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot T \cdot \text{Sen}^2\theta$$

de donde

$$P \cdot r = 2 \cdot T$$

pero $r = \frac{D}{2}$, por lo que

$$P = \frac{4T}{D}$$



Lo cual nos indica que la presión para deformar la *membrana* aumenta entre más pequeño sea el diámetro a deformar.

Bibliografía

- [1] **Sherby Oley D., Wadsworth Jeffrey.**
“Observation on Historical and Contemporary Developments in Superplasticity”
Symposium MRS, Pag.3, 1990, San Francisco, Cal.
- [2] **Jonhson J.H, Williams M.R.**
“Superplasticity”
Metallurgical Reviews, Pag. 134, 1985.
- [3] **Bengought G.D.**
J.Inst.Metallurgical, (7), Pag. 123, 1912.
- [4] **Oley D. Sherby, Wadsworth Jeffrey.**
“Developments and characterization of fine grain Superplastic Materials”
Book on Demand, UMI, Pag. 355, 1994.
- [5] **Pearson C.E.**
J. Inst. of Metals, (54), Pag. 111, 1943.
- [6] **Novikov I.I.**
“50 th. Anniversary of Russian Investigations on Superplasticity”
Superplasticity in Advanced Materials, Pag. 6, Moscow 1994.
- [7] **Langdon Terrence G.**
“Superplasticity an Historical Perspective”
Superplasticity in Advanced Materials, Pag 16, Moscow 1994.
- [8] **Siegel R. W.**
“Is Superplasticity the future of nanophase Materials”
Symposium MRS, Pag. 98, 1990, San Francisco, Cal.
- [9] **Ohring Milton.**
“Engieneering Material Science”
Pag. 23, 1986, Academic Press.
- [10] **Torres Villaseñor Gabriel.**
“La Revolución científica que viene: Los Superplásticos”
Tecno Industria, (13), Página 40, Enero de 1994.
- [11] **Torres Villaseñor Gabriel.**
“Metales que se comportan como plásticos”
Investigación y Ciencia, Versión española del Scientific American, Página 80, 1997.
- [12] **Woolford P.A.**
“Physical Mechanimcs for Superplastic Flow”
Trans. Asm. Vol (62), Pag. 291, 1969.

- [13] **Valiev Ruslan Z.**
 "Superplastic Behaviour of Nanocrystalline Metallics Materials"
 Superplasticity in Advanced Materials, IICSAM, Pag. 207, India 1997.
- [14] **Jimenez M., Bravo Leon A.**
 "Constitutive Equation for Superplastic Flow of Fine Grained Ytrio Zirconia"
 Superplasticity in Advanced Material, ICSAM, Pag.407, India 1997.
- [15] **Padnamabahan K.A.**
 "The Physics of the Superplasticity"
 Cáp. 1, Pag 6, Springer Verlay.
- [16] **Burke M.A., Nix W.D.**
 "Mechanics Description on Soperplasticity"
 Acta Metall. Vol (33), Pag. 793, 1975.
- [17] **G.J.Davies, K.A.Padnamabahan.**
 "Superplasticity"
 Pag. 61, Springer Verlay.
- [18] **Higashi Keny, Mabushi Mamoru.**
 "Critical Aspects of High Strain Rate Superplasticity"
 Superplasticity in Advanced Materials, IICSAM, Pag. 267, 1997, India.
- [19] **W. Hertzperg Richard.**
 "Deformation and Fracture Mechanics of Materials"
 Pag. 151, Second Edition, Jonh Wiley Sons.
- [20] **William D. Callister.**
 "Ciencia e Ingeniería de los Materiales"
 Pag.72, 1995, Editorial Reverte.
- [21] **Evans R. W., Wildshipe B..**
 "Introp"
 Cáp.5, Pag, 72, The Institute of Materials.
- [22] **Ashby Michael F, Tunes David R.**
 Engienering Materials.
 Pag. 95, 1992, The Pergamon Book.
- [23] **Mohamed F.A., Langdon T.G.**
 "Deformation Mechanics Maps for Superplastic Materials"
 Scripta Metall. Pag. 763, 1976.
- [24] **Eiichi Sato, Kazushiko Kuriyashi.**
 "A Mechanism of Superplastic Deformation and induced grain growth based on grain Switching"
 The Institute of Space and Astronautical Science.
 Symposium Pag. 131, 1990, San Francisco, Cal.

- [25] **Ness E.**
 "Continuous Recrystallization and grain growth during Superplastic Flow"
 Superplasticite, Conference Internacinale, Pag,123, 1990.
- [26] **Kashyap B.P., Munherjee A.K..**
 "On The Models for Superplastic Deformation"
 Superplasticite, Conference Internazionale, Genova France, 1985.
- [27] **Wilkinson D.S..**
 "Grain Size Effects in Superplaticity"
 Superplasticite, Conference Internazionale, Genova France, 1985.
- [28] **Ohsawa H..**
 "Effect of Accelerated Strain Rate on Superplasticity"
 Superplasticity and Superplastic Formnig.
- [29] **Morris J.W, T.G.Langdon.**
 "Observations on the diferences reported in Region 1"
 Scripta Metall. Vol(15), Pag, 353, 1981.
- [30] **Miller D.A.**
 " A Study of grain Movement and Interface Sliding in a Superplastic Alloy using Scanning
 Electron Microscopy"
 Microestructural Science, Vol.(9), Pag.253,1981.
- [31] **Nutall K.,Nicholson R.B.**
 "Microestructure of Superplastic Alloys"
 Scripta Metall. Vol.(3), Pag 711, 1968.
- [31] **Nutall K.,Nicholson R.B.**
 "Microestructure of Superplastic Alloys"
 Scripta Metall. Vol.(3), Pag 711, 1968.
- [32] **Nieh T.G., Wadsworth J.**
 Superplasticity at High Strain Rates in Metals and their Composites"
 Superplasticity in Advanced Materials, ICSAM, India, 1997.
- [33] **Willand F.**
 "Overview of Tensile testing"
 Pág.1, Pag 5-27,A.S.M, 1996.
- [34] **Padnamabahan K.A., Davies G.J.**
 "Superplaticity", Pag.35, Springer Verlay.
- [35] **Engieneering Materials.**
 Vann Blak, Editorial CECSA.
 Pag.22

- [36] *Ishikawa H., Mohamed F.A.*
“Evidence of Cavitation in Superplastic Materials Zn-22%Al”
Scripta Metall. Vol.(15), 1981.
- [37] *Philips M.B.*
“Methods of Thermoforming in Plastics”
Modern Plastic Internacial, Vol 4, Num23, 1996.
- [38] *Bonnett T.O., Wood R.P.*
“Finite Element Modelling on the Superplastic Forming of thin Sheet”
Superplasticity and Superplastic Forming, Pag. 291.
- [39] *Laminadoras Valencia e Hijos.*
Galeana #166, Col. Guerrero, México D.F.
Tel. 529-65-77