



Universidad Nacional Autónoma de México

FACULTAD DE INGENIERIA

**MANUFACTURA DE ALEACIONES
SUPERPLASTICAS Zn-Al-Cu**

T E S I S

Que para obtener el título de
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA
PRESENTAN

**JORGE CAMARA DOMINGUEZ
JESUS ROBIROZA LOPEZ**

ASESORADOS POR :
ING. ARMANDO ORTIZ PRADO

Ciudad Universitaria

1984



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

I N D I C E

CAPITULO	T I T U L O	PAGINA
	INTRODUCCION.	1
I.	FENOMENO DE LA SUPERPLASTICIDAD.	2
1.1.	Fenómeno De La Superplasticidad.	2
1.2.	Características Generales Que Se Deben Cumplir.	3
1.3.	Ventajas En Su Aplicación.	7
1.4.	Importancia En El Ambito Nacional.	9
II.	FUNDAMENTOS TEORICOS DE LA SUPERPLASTICIDAD.	11
2.1.	Prólogo.	11
2.2.	Efecto Del Tamaño De Grano.	12
2.3.	Efecto De La Temperatura Y La Velocidad De Deformación.	30
2.4.	Fundamentos Microscopicos De La Deformación Superplástica.	40
III.	ALEACIONES SUPERPLASTICAS.	50
3.1.	Aleaciones Que Presentan El Fenómeno De La Superplasticidad.	50
3.2.	Aleaciones Zn-Al Y Zn-Al-Cu.	52
IV.	PROCESOS DE MANUFACTURA APLICABLES A LAS ALEACIONES Zn - Al - Cu.	57
4.1.	La Fundición.	57
4.2.	Extrusión.	63

CAPITULO	T I T U L O	PAGINA
4.3.	Laminado.	83
4.4.	Formado Al Vacio.	97
V.	DESARROLLO PRACTICO Y RESULTADOS.	101
5.1.	Preparación De La Aleación.	102
5.2.	Recocido.	105
5.3.	Extrusión.	110
5.4.	Laminado.	110
VI.	ASPECTO ECONOMICO.	118
6.1.	El Aluminio En México.	118
6.2.	La Bauxita.	120
6.3.	El Aluminio Primario Y La Energia.	120
6.4.	Zinc.	121
VII.	CONCLUSTONES.	130
	BIBLIOGRAFIA.	132

INTRODUCCION

El fenómeno de superplasticidad, donde los metales se deforman extensivamente bajo pequeños esfuerzos y sin riesgo de fractura, no dejaba de ser una curiosidad científica hasta que en los últimos años se le comenzó a dar un cierto interés para poder aprovechar comercialmente estos metales, debido a que el formado superplástico se está volviendo un importante proceso industrial en la manufactura de partes con una compleja geometría.

La superplasticidad se conoce desde hace muchísimo tiempo, pero sólo había sido observada y el primero en presenciar este fenómeno fue Claude E. Pearson de la Universidad de Durham en 1934 mientras hacía unas pruebas a ciertas aleaciones Plomo-Estano y Bismuto-Estano.

La colaboración con el desarrollo del presente trabajo está enfocada a tratar de determinar la capacidad para extruir y/o laminar la aleación Zinc-Aluminio-Cobre y una vez así, ser conformada con métodos utilizados para termoplásticos, pretendiéndose determinar si con estos dos procesos se puede obtener la estructura microduplex necesario, sin tener que recocer el material por muchas horas para obtener dicha estructura.

La importancia de aprovechar el Zinc se debe a que México es el 4° productor mundial de este mineral y no lo subaprovecharla ya que la producción de minerales de Aluminio en México es de 0 toneladas por año o sea que México no es productor de Aluminio con lo anterior se pone da manifiesto la falta de utilización del Zinc con respecto a otros minerales como el Aluminio que se importa en su totalidad.

C A P I T U L O I

FENOMENOS DE LA SUPERPLASTICIDAD

1.1 FENOMENO DE LA SUPERPLASTICIDAD

En 1945 en un reporte de investigación, Bochvar y Sviderskaia introdujeron un término que fue subsecuentemente adoptado por otros investigadores rusos y que generalmente ha sido traducido como "SUPERPLASTICIDAD". Este nombre fue debido a una particular observación hecha por los autores en una aleación cerca de la composición eutéctica de 80% Zn - 20% Al en peso. La observación se dio cuando esta aleación fue templada a 275°C y luego recalentada para determinar la dependencia de la temperatura en la dureza y la ductilidad a la tracción, pero aunado al calentamiento, encontraron un marcado ablandamiento y una pérdida de dureza y además estirando dicha aleación a temperaturas cercanas a la de temple, se midieron elongaciones de más de 450%, entonces debido a este comportamiento se determinó lo que llamaron "Superplasticidad".

Este fenómeno ahora conocido con tal nombre, existe desde hace más de 60 años, ya que C. Pearson en 1934, efectuó una prueba de tensión a una aleación Bi-Sn de composición eutéctica en la cual obtuvo un 1950% de deformación, pero ha sido solo hasta los últimos años [10] que su potencial ha comenzado a ser desarrollado gracias a que los materiales en los cuales este fenómeno puede ser explotado, se han vuelto recientemente más accesibles.

Ya se mencionó como surgió el término "Superplasticidad" y desde cuando, pero ¿Que es la superplasticidad?:

Superplasticidad es más simplemente definida como la capacidad de un metal ó aleación de sostener una deformación extensiva sin fallar por causa de un estrechamiento localizado.

Esto quiere decir que los metales superplásticos tienen la marcada habilidad de deformarse de un 400% a un 2000% bajo una fuerza aplicada relativamente baja en una esencial condición libre de estrechamiento ó estricción.

Como es sabido, una aleación de estructura y propiedades convencionales se deforma uniformemente hasta que ocurre una inestabilidad plástica y se forma una estricción la cual se adelgaza y extiende rápidamente seguida de la ruptura sin haber alcanzado una deformación general fuera de dicha estricción, sin embargo, bajo ciertas condiciones que enunciaremos más adelante, cuando un metal exhibe un efecto "superplástico", se forma una estricción la cual se extiende sobre toda la sección de la probeta y crece lentamente lo que ocasiona una estricción difusa ó extendida y la deformación continúa con flujo estable hasta que la ruptura ocurre, para cuando la deformación ha sido extraordinariamente grande, en este tipo de estrangulamiento, todas las secciones transversales de la parte calibrada se deforman durante el estrechamiento.

Debido a su capacidad de deformación a bajos esfuerzos aplicados, se ha llegado a establecer que pueden tener un comportamiento de naturaleza similar al flujo newtoniano viscoso que presentan materiales tales como termoplásticos calentados y el vidrio fundido, lo cual es de gran interés para ser explotado dentro de la industria en procesos tales como el del vidrio soplado y el formado al vacío.

1.2 CARACTERISTICAS GENERALES QUE SE DEBEN CUMPLIR

Cualquier amplia escala de utilización de formación superplástica, necesita un detallado entendimiento del proceso de flujo y los diversos factores que influyen en la característica ductilidad en los metales y aleaciones superplásticas.

Como es sabido, existe un cierto número de metales y aleaciones que pueden mostrar una extremadamente larga deformación libre de estricción cuando son deformados a determinada temperatura y a cierto rango de deformación bajo. Estos materiales son a menudo llamados superplásticos y su poco usual ductilidad puede ser ampliamente clasificado dentro de dos categorías :

- a) Debido a repetidas transformaciones de fase inducidas por ciclajes de temperatura, llamándosele a este fenómeno " Superplasticidad de Deformación."
- b) Debido a la presencia de un muy fino y estable tamaño de grano en la microestructura, llamándosele a este fenómeno " Superplasticidad de Micrograno".

Acercas del porque de este comportamiento se han hecho varias afirmaciones, como son la de Dejong y Rathenau, quienes sugieren que el comportamiento superplástico es debido a un debilitamiento en el metal ocasionado por esfuerzos internos de la diferencia de volúmen específico de sus constituyentes, también podemos enunciar a Clinard y Sherby quienes discuten la posibilidad de que dicho comportamiento se deba a un aumento de dislocaciones como resultado del exceso de defectos de punto producidos durante el cambio de fase, y de esta manera podríamos seguir enunciando a muchos investigadores dentro de esta rama, pero no encontraríamos una explicación generalizada, lo único que podemos decir es que la mayor parte de los intentos para explicar este fenómeno se han enfocado en la baja resistencia que presentan y en el característico debilitamiento a elevadas temperaturas y en poca parte acerca de la resistencia a la formación de una estricción.

Metalurgicamente vamos a enunciar cuales son las características que se deben cumplir para que un determinado metal o aleación tenga el ya descrito fenómeno de superplasticidad.

La mayoría de las recientes investigaciones sugieren que existen esencialmente tres prerequisites para que se manifieste el comportamiento superplástico:

- a) Una elevada temperatura la cual debe ser mayor a 0.4 de la temperatura de fusión en °K. Este criterio de temperatura se refiere al he-

cho de que la deformación a elevada temperatura es a menudo un proceso de activación térmica y de que la superplasticidad es controlada mediante procesos difusionales.

- b) Un fino y estable tamaño de grano el cual no cambia significativamente durante el proceso de deformación. El criterio del tamaño de grano es por lo general satisfecho mediante una microestructura de dos fases (Eutéctico ó Eutectoide) de granos equiaxiados en la cual las fases componentes tienen ductilidad y tamaño de grano comparables y están presentes casi en proporciones iguales o bien por una microestructura de grano muy fino ($<10\mu$).

A este respecto se han hecho observaciones metalográficas en especímenes deformados en flujo superplástico, revelando típicamente que :

- a) No hay esencialmente grandes cambios en la forma o el tamaño de los granos, b) Hay extensiva evidencia de deslizamiento de límites de grano, c) Huecos no son comúnmente vistos en los límites de grano y d) los granos están casi enteramente libres de apilamiento de dislocaciones.

Esta microestructura puede ser inducida mediante métodos térmicos o mecánicos retenida en forma estable a temperaturas de trabajo superplástico. A este respecto, Sauerwald y Schulze sugieren que la finamente dividida microestructura es un factor importante ya que debido al incremento en la cantidad de límites de grano, un material puede llegar a deformarse en forma viscosa.

El tamaño de grano de las aleaciones superplásticas es típicamente entre 1 y 10μ (m^{-6}) y, como ya se dijo, la estructura no es afectada por grandes deformaciones; granos individuales no se deforman en la dirección de la extensión. Varios mecanismos han sido propuestos para cuantificar este comportamiento, principalmente deslizamiento de límites de grano, difusión atómica (promovida por activación térmica) y deslizamiento seguido de recristalización. La resistencia de flujo se reduce con el decremento del tamaño del grano.

Por último, existe otra condición para tener un comportamiento superplástico, para lo cual necesitaremos introducir una ecuación que en capítulos posteriores será tratada y explicada, por lo pronto diremos que bajo las condiciones enumeradas aunadas a una velocidad de deforma-

ción baja, la componente del esfuerzo de fluencia activada térmicamente puede ser aproximada por la ley potencial enunciada así:

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

en donde σ es el esfuerzo de fluencia, c es una constante, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación y m es llamada sensibilidad de la velocidad de deformación. Una vez introducida la ecuación, la siguiente condición es:

c) Un alto valor del parámetro m (sensibilidad de la velocidad de deformación). El flujo superplástico ocurre bajo condiciones de temperatura, tamaño de grano y velocidad de deformación para las cuales el valor de m es aproximadamente 0.5 y la deformación superplástica se incrementa con el valor de m hasta un valor de 1 el cual corresponde a un flujo viscoso Newtoniano.

En la mayoría de los metales de un tamaño de grano promedio, m aumenta desde $m=1$ al cero absoluto a unos 0.2 cerca de sus puntos de fusión, en cambio en metales y aleaciones que presentan una respuesta superplástica se tiene $0.3 < m < 0.9$. Trabajo experimental en probetas de grano afinado mostraron una fuerte dependencia de la deformación sobre m . Abajo de $m=0.2$, la deformación fue de 40 - 50% y fue independiente del valor de m , desde $m=0.25$, la deformación se incrementa rápidamente con m , alcanzando elongaciones de 1500 - 2000% a $m=0.6$.

Una de las principales peculiaridades de la deformación superplástica es la resistencia a la formación de una estricción localizada, ya que para un rango de deformación dado, la elongación continúa a través de la aleación y grandes deformaciones con flujo estable son medidas antes de que la ruptura ocurra. Claro está que la ruptura se debe al estrangulamiento de material, pero dicho estrangulamiento es tan difuso que nos permite llevar a cabo lo anterior. La velocidad de crecimiento de la estricción en materiales superplásticos depende de la superficie del material puesto que ésta juega un papel muy importante, así, debido a las irregularidades en las superficies se tendrá una concentración de esfuerzos y por consiguiente un aumento en la velocidad de formación de la estricción.

1.3 VENTAJAS EN SU APLICACION

Gracias a las características que presentan las aleaciones superplásticas, se ha podido observar que pueden tener aplicación en muchos campos, utilizando las técnicas de formado para otros materiales pueden llegar a tener una amplia utilización como metal viablemente comercial.

Existen principalmente dos ventajas que respaldan la utilización de estas aleaciones, y que son:

- a) Facilidad de Fabricación.
- b) Reducción de Costos de Fabricación.

Dentro de la primera ventaja observamos que se debe a que se pueden obtener grandes deformaciones fuera de riesgo de la formación de una estricción y con sistemas de esfuerzos no necesariamente restringidos a tensión uniaxial, mientras que en la segunda, los esfuerzos bajo los cuales la deformación superplástica tiene lugar, son bajos y por lo tanto el consumo de energía es menor.

Su aplicación cae en dos grandes clasificaciones: piezas formadas por placas ó lamina, con una subclase para moldeo por soplado; y partes tridimensionales, con una subclase para aplicaciones de moldeo con herramientas. Esta división proviene del hecho de que no todas las aleaciones exhiben la característica sensibilidad de velocidad de deformación del comportamiento superplástico tienen igual medida de alta extensibilidad y baja resistencia a la deformación.

Al referirnos al moldeo por soplado queremos decir el poder aplicar técnicas empleadas en la industria de los plásticos como es el soplado y el formado al vacío, y si pensamos que se pudiera lograr tener un factor $m = 1$ para el cual el flujo tiene un comportamiento viscoso, se podría aplicar la inyección también, como esto no se ha podido comprobar, solo lo tomaremos como un caso ideal por el momento. También en esta primera clase, se pueden aplicar las técnicas de extrusión y estampado.

El uso de los anteriores procesos con estas aleaciones, puede eliminar la necesidad de costosos juegos de herramientas utilizadas en las convencionales operaciones de conformado a presión, ya que se requeriría una herramienta más sencilla. Así, estas aleaciones pueden reducir los

costos de producción. Por ejemplo en la industria automovilística considerables ahorros en costos pueden lograrse si complejos ensambles soldados pudieran ser reemplazados por una simple pieza superplásticamente prensada. Para lograr esto y más, es necesario un correcto tratamiento de las aleaciones superplásticas, lo cual nos permitirá tener una aleación capaz de ser aplicada en la fabricación de estructuras semi-ligeras dentro de la industria de la construcción, como son herrajes, ventanas y productos forjados que en la actualidad se realizan con aleaciones de Al.

El forjado o extrusión de las piezas se lleva a cabo a una temperatura relativamente baja, en donde el material además de tener un bajo punto de fusión presenta el fenómeno ya descrito, permitiendo fabricar de una sola pieza cualquier modelo por más complicado que éste sea.

Concretamente, las aleaciones superplásticas se pueden utilizar en sustitución de elementos fabricados en aluminio y en algunos casos al acero inoxidable, y con esto se logrará un gran ahorro de divisas al no tener que importar dichos materiales o las materias primas para la fabricación de éstos.

Si se quiere llegar a tener una amplia utilización de materiales superplásticos, es necesario considerar una optimización de las características generales para evaluar al máximo el factor de sensibilidad de la velocidad de deformación con la preservación del comportamiento superplástico.

Algunas pruebas hechas a estas aleaciones para determinar su resistencia a la corrosión, han revelado un efecto de pasivación, que es el signo de la formación de un óxido protector en la superficie, como ocurre en las aleaciones de aluminio. En algunas aleaciones esto tiene una desventaja ya que dicho óxido presenta una coloración café-negruzca que reduce la buena presentación de la aleación en usos arquitectónicos, pero no se debe prestar mucha importancia a esto, ya que si el acabado superficial influye en gran parte a su utilización, se puede aplicar un brillantado con medios químicos o pueden ser anodizados en coloraciones color cobre, bronce o negro con un pretratamiento a base de aluminio, además de que este anodizado puede ser a su vez un pretratamiento perfec

tamente satisfactorio para pintura.

La alta resistencia a la corrosión de algunas aleaciones, permite que sean empleadas para recubrir piezas de acero por simple inmersión, a las cuales debe tener dicha aleación una buena adherencia.

En los casos en que se desee que la aleación tenga una mayor resistencia mecánica, se han experimentado varias aleaciones basadas en añadir Cu ó Mg a la aleación superplástica con el objeto de aumentar su resistencia al trabajo mecánico, aunque esto, claro está, tiene que ser compensado con una reducción en su ductilidad o sea que cuando aumentamos su resistencia, disminuimos su capacidad de deformación un poco sin dejar de tener el comportamiento superplástico.

1.4 IMPORTANCIA EN EL AMBITO NACIONAL

México es un país que carece de bauxita, la cual es la materia prima para la obtención de aluminio metálico, por lo que se ve en la necesidad de importar este metal para satisfacer las necesidades y la demanda interna ó en otros casos la alúmina para ser transformada en aluminio en las inmediaciones del puerto de Veracruz, esto podría aparentar que evita una fuga de divisas mas fuerte, pero en realidad no es así, ya que el aluminio transformado aquí, resulta ser un 22% más caro que el importado, debido principalmente al alto costo de la electricidad en México.

El consumo de este material ha aumentado en los últimos 4 años a un ritmo superior al 22% anual y sigue en aumento debido a las constantes innovaciones en su aplicación, de esta manera podemos observar que en 1978 el consumo total fue de aproximadamente 121,000 toneladas, en 1979 de 148,000 y en 1980 fue superior a las 165,000 toneladas, teniendo que de estas cifras, 44,000 toneladas fueron transformadas en México y el resto fue de importación en diversas formas.

El problema no va a ser el que nos quedemos sin aluminio, ya que constantemente seguirlamos importando más y más aluminio, pero el problema sería el conseguirlo bajo condiciones que puedan sernos aceptables ya que hay un límite a que tanto dinero y energía podemos gastar.

De lo anterior se deduce un punto básico a resolver: ¿Cómo podemos

satisfacer nuestras necesidades de aluminio, sin tener que aumentar nuestras importaciones ni el gasto de energía ?. Una posible solución a esta interrogante es la " Sustitución ".

México es un gran productor de zinc y el 70% de su producción que no es aprovechada, es vendida a bajo precio, ya que de una producción anual de 270,000 toneladas aproximadamente, solo utilizamos 70,000 y las restantes 200,000 toneladas, se venden a la mitad del precio que pagamos por el aluminio importado, sin contar los concentrados de Zn que también son exportados.

Las aleaciones Al - Si - Mg son las más utilizadas, sobre todo en la industria de la construcción la cual consume el 40% del total del aluminio utilizado en México, haciéndose notar que en la mayor parte de los casos en que se usa, la ligereza del aluminio no es un factor predominante para su utilización, por esto, aunque las aleaciones de Zn no van a ser tan ligeras como las anteriores, no importarla.

El hecho de que se hable del Zn es porque se han estudiado aleaciones superplásticas a base de Zn - Al, con las cuales se tendría un gran ahorro en consumo de aluminio, el cual podría utilizarse en aquellos casos en que la ligereza si sea un factor predominante, evitándose con ésto, incrementar las importaciones de Al y permitiendo el uso de los excedentes de Zn existentes en México, con lo que se evitaría el subempleo de un recurso no renovable en nuestro país.

Estas aleaciones superplásticas a base de Zn - Al no solo serían una sustitución del aluminio, ya que como se mencionó antes, tienen muy buena resistencia a ciertos medios corrosivos, propiedad que se podría aprovechar para sustituir también al acero inoxidable en determinados casos, donde no se requiera una alta resistencia mecánica, y como dato, se debe mencionar que el acero inoxidable que utilizamos, también es un producto de importación y a muy alto precio.

C A P I T U L O II

FUNDAMENTOS TEÓRICOS DE LA SUPERPLASTICIDAD

2.1 PROLOGO.

El comportamiento de tales sustancias ó materiales como son los termoplásticos y el vidrio cuando son calentados a sus puntos de ablandamiento y suavemente estirados, es conspicuamente plástico: pueden ser adelgazados muchas veces su espesor original y retener la nueva forma cuando son enfriados.

Esta propiedad no es ordinariamente compartida por los metales. Una pieza de metal bajo característica tensión, se rompe antes de alcanzar dos veces su longitud original a menos que sea adelgazado mientras se deforma (como en el formado de cables) para contrarrestar la tendencia al estrangulamiento y ruptura. Se ha desarrollado un cierto número de aleaciones, basados en la investigación metalúrgica, que se comportan como los materiales mencionados con anterioridad, pero solamente si en su producción son tomados en cuenta una serie de características en los pasos de formado, tales características se describen con detalle en los siguientes subtemas (incisos).

Las implicaciones de la superplasticidad son difíciles de alcanzar en los metales, pero muchos grupos de investigadores han demostrado a escala de laboratorio que las anteriores técnicas de fabricación aplicadas solamente a vidrio y termoplásticos, pueden ser ahora aplicadas a alea-

ciones metálicas superplásticas.

2.2 EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO.

Como ya se mencionó en el capítulo I, las aleaciones superplásticas deben tener una estructura de granos muy finos, lo cual a menudo es una característica poco común en materiales industriales, particularmente después de que un metal ha sido mantenido a elevada temperatura durante un tiempo considerable, ya que como se sabe, los límites de grano son imperfecciones de alta energía en sólidos y cuando éste es calentado a una elevada temperatura, la cantidad de energía en exceso, representada por el área de límites de grano, tiene una tendencia a decrecer, dando como resultado crecimiento de los granos, ya que, entre más grande es el tamaño de los granos, más pequeña es el área de límites de grano por unidad de volumen y por tanto menor la energía de dichas imperfecciones.

Así que parece que el secreto de lograr la superplasticidad es encontrando caminos para prevenir el proceso normal de crecimiento de granos para conservar la estructura fina que requieren las aleaciones superplásticas.

La mayoría de las aleaciones que presentan un comportamiento superplástico, son aleaciones de dos fases. En 1948, Clarence M. Zener, quien entonces trabajaba para la Universidad de Chicago, demostró teóricamente que la presencia de una fase finamente dividida, podía inhibir el crecimiento de granos en una fase matriz mayor. Por tanto un prerrequisito para obtener la superplasticidad es saber como crear lo que llamaríamos una estructura microduplex. El término microduplex refleja el hecho de que la estructura debe ser de grano fino y tener dos fases. Tal estructura puede ser creada por medio de una variedad de métodos, los cuales utilizan uno ó más de los procesos metalúrgicos de trabajo en frío, recristalización, formación de precipitados, tratamientos térmicos, etc.. Generalizando, todos estos métodos se pueden incluir en el término "Procesamiento Termomecánico". A continuación se describen a manera de ejemplo unos de los métodos para producir tal estructura en tres aleaciones diferentes: Estaño-Plomo, Níquel-Cromo-Hierro y Zinc-Aluminio.

Para este efecto ilustrativo, será de gran ayuda referirnos a los respectivos diagramas de fase que representan cada uno de los tres sistemas - (Un diagrama de fase, muestra el efecto de la temperatura y la composición en la constitución de un sistema de aleación, indicando si el estado de equilibrio de una composición dada a una cierta temperatura es líquida, una mezcla de una fase líquida y una fase sólida o una sola fase sólida de una mezcla de dos o más fases sólidas).

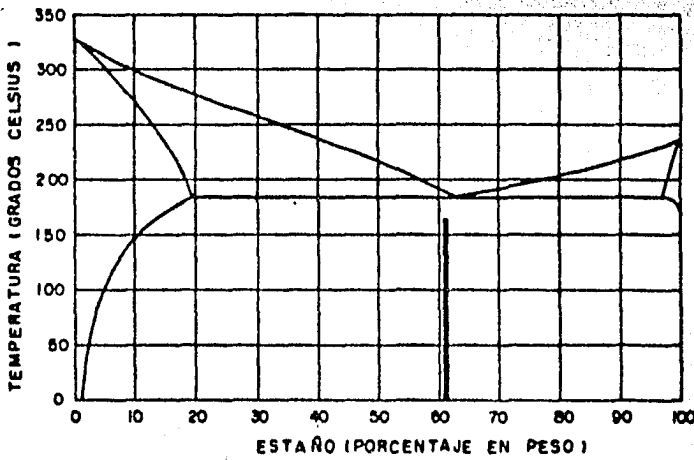


Fig. 1. Diagrama de fase aleación
Estaño - Plomo

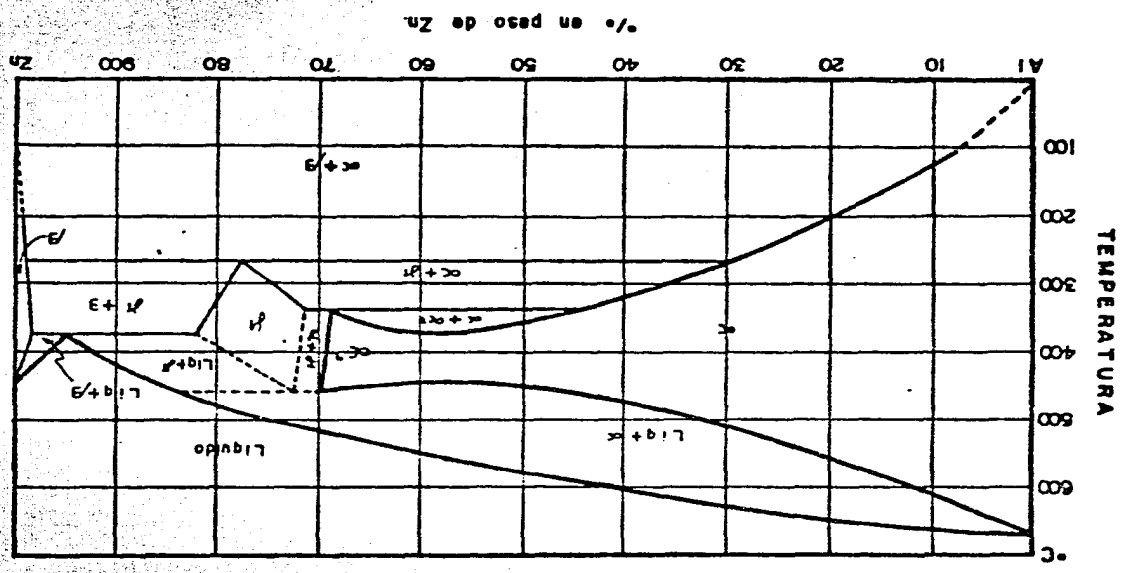


Fig. 2. Diagrama de fases aleación Zinc - Aluminio.

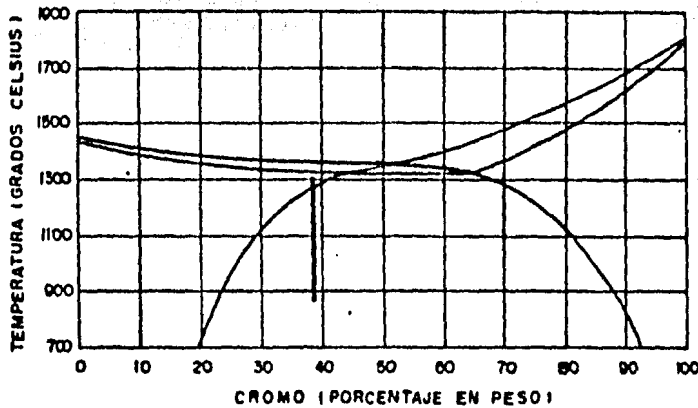


Fig. 3. Diagrama de fase aleación Niquel-Cromo-Hierro. Las figuras 1, 2 y 3 muestran el estado de cada aleación a varias temperaturas. Las líneas negras gruesas indican la composición de la aleación superplástica.

En el caso de la aleación Sn-Pb, el diagrama de fase muestra que una aleación 60% Sn - 40% Pb, debería estar compuesta de dos fases sólidas a cualquier temperatura por debajo de la temperatura a la cual el líquido se forma. Así que esta aleación puede dar una estructura microduplex por medio de una drástica extrusión, ya que ésta tiene el efecto de reducir el área de la sección transversal de los granos en un metal. Mientras el grano es oprimido, su longitud es inicialmente incrementada de acuerdo con la reducción de área de la sección transversal para que el volumen del grano permanezca constante. La energía puesta en el sistema por esta operación es disipada a un cierto grado por medio de recristalización, en la cual, un grano individual largo, angosto y fuertemente deformado, se descompone en varios granos pequeños y equiaxiados, los cuales quedan libres de fuerza. Por tanto, una estructura microduplex es fácilmente producida por una drástica deformación.

El método utilizado en la aleación Ni-Cr-Fe involucra una combinación de deformación y calentamiento seguido de enfriamientos apropiados.

El diagrama de fase para esta aleación muestra que la mezcla de estos metales puede ser calentada a una temperatura bastante elevada (1200-1600°C), a la cual la estructura de equilibrio es una sola fase. A temperaturas más bajas (de temperatura ambiente a 1100°C) la estructura de equilibrio consiste de dos fases. Entonces el método para formar una estructura microduplex en estas aleaciones consiste en calentar el material a una temperatura alta dentro de la región de una fase, luego someter la aleación a trabajo en caliente, tal como forjado o rolado, mientras la temperatura decrece a la región de dos fases.

Durante la deformación y enfriamiento, hay una ocurrencia mutua de los procesos de recristalización y precipitación. En la recristalización la energía almacenada debido a una fuerte deformación de granos grandes, puede ser parcialmente relevada por la formación de un elevado número de granos pequeños entre los granos de mayor tamaño. En la precipitación una segunda fase se forma entre una fase primaria. En las aleaciones superplásticas de Ni-Cr-Fe, la segunda fase se precipita preferentemente en los límites de grano de la fase primaria de granos finos y debido a su presencia, esta segunda fase retarda grandemente el proceso de crecimiento de grano que normalmente ocurre durante el recalentamiento en la fase primaria.

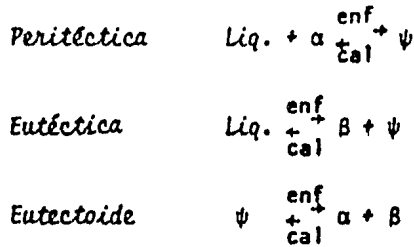
Un método alternativo para producir una estructura microduplex en aleaciones Ni-Cr-Fe, requiere de calentar el material a una temperatura en la región de una fase y entonces templarlo a la temperatura ambiente. En contraste con las aleaciones Zn-Al, como se mencionará más adelante, la fase única de alta temperatura no se descompone espontáneamente en la estructura de equilibrio de dos fases, pero es, sin embargo, retenida en un solo estado estable. El material templado es fuertemente trabajado en frío y entonces se calienta a una temperatura elevada en la región de dos fases (la temperatura podría ser entre 850 y 1100°C) y durante esta etapa, recristalización y precipitación se llevan a cabo para dar lugar a una estructura microduplex. El paso crucial en este método es el trabajo en frío, ya que si es omitido, no habrá suficiente energía almacenada para que se realice la recristalización durante el calentamiento y solamente ocurrirá la precipitación, dando como resultado una estructura con

sistente de una fase matriz de granos gruesos con la mayoría de la segunda fase distribuida entre éstos.

Un método de proceso para crear una estructura microduplex en la aleación Zn-Al es el siguiente:

En estas aleaciones, las transformaciones de fase en el estado sólido juegan un papel más importante del realizado en los sistemas Pb-Sn. El diagrama de fase para Zn-Al desde hace más de 80 años ha sido uno de los más investigados, pero hasta hace pocos años fue dado a conocer un diagrama que toma en cuenta la mayoría de los hechos experimentales.

Como se podrá apreciar, en el diagrama existe una curva de miscibilidad entre 351°C y 300°C que se extiende desde 49% hasta 69.5%. Las líneas punteadas indican los límites que no están bien definidos. En este diagrama las transformaciones invariantes son:



donde α es una solución sólida de Zn en Al y difiere de α' en el porcentaje de Zn contenido, ambas fases son cúbicas de cara centrada (CCaC). β es una solución sólida de Al en Zn y la solubilidad de aluminio en zinc es muy reducida, del orden de 1.1% a la temperatura eutética y decrece a 0.65% a la temperatura eutectoide, β tiene una estructura hexagonal compacta (HC). Finalmente, ψ es una fase intermedia de las dos anteriores y es cúbica de cara centrada (CCaC).

El diagrama de fase muestra que una aleación 78% Zn-22% Al si se calienta a una temperatura arriba de 275°C, será transformada de una mezcla de dos fases sólidas, en una sola fase sólida (ψ). Si la aleación es calentada a tal temperatura y rápidamente enfriada a la temperatura ambiente o menos (aún a la temperatura del nitrógeno líquido), la fase única que existió a la temperatura alta será momentáneamente retenida, aún cuando éste no es el estado de equilibrio a la nueva temperatura, y

entonces, ya que la tendencia a regresar al estado de equilibrio es fuerte, la aleación de una sola fase se descompondrá en el estado de equilibrio bifásico, cediendo calor, siendo el resultado neto de la reacción de descomposición en el que una fase inicialmente de granos gruesos estable a elevadas temperaturas, se descomponga en una mezcla de dos fases de granos muy finos (una estructura microduplex).

Si en lugar del procedimiento de templado, se enfría lentamente la aleación desde aproximadamente 275°C a una temperatura por debajo de la temperatura de equilibrio de transformación, la estructura resultante es una fase de granos gruesos rica en Al con una fase dispersa rica en precipitados de Zn distribuida entre los granos gruesos.

La transformación de esta microestructura depende de la temperatura a la que se lleve a cabo o de la velocidad de enfriamiento a que se haga la reacción eutéctide ($\psi \xrightarrow[\text{cal}]{\text{enf}} \alpha + \beta$), puesto que al enfriarse muy lentamente, la fase α se descompone en una estructura perlítica, con enfriamientos un poco más rápidos, la estructura laminar es más fina y al enfriar aún más rápidamente, la reacción perlítica se suprime por completo y como resultado se obtiene una estructura compuesta de una mezcla fina de dos fases. En la siguiente gráfica, se muestra la relación entre el espacio interlaminar y el tamaño de la colonia con el grado de sobreenfriamiento.

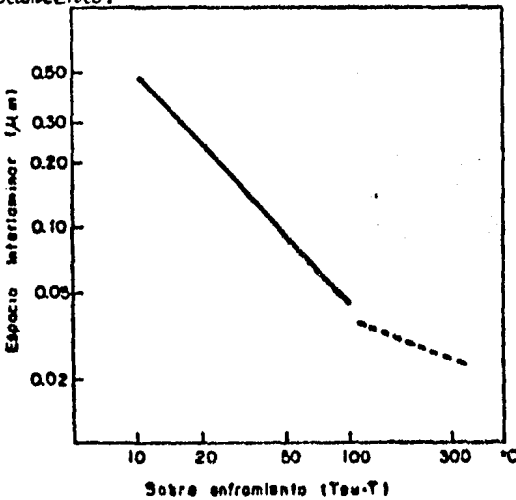


Fig. 4. Espacio Interlaminar vs grado de sobreenfriamiento en la aleación Zn-22% Al.

Lo anterior se puede observar y entender mejor si nos referimos a la curva Temperatura-Tiempo-Transformación (TTT) para esta aleación (fig 5) que fue determinada por Fu Wen Ling y David Laughlin, donde la nariz de la curva que es aproximadamente a 185°C, marca el punto de transición de la estructura perlítica, de una perlita burda a una fina. Es de suma importancia el librar la nariz perlítica si se pretende obtener una estructura con características superplásticas, lo cual nos lleva a concluir que se requiere una velocidad de enfriamiento de por lo menos 12°C/s (velocidad crítica de enfriamiento) para tal fin. De lo anterior se desprende la importancia de conocer dicho diagrama, el cual nos muestra la estructura y transformaciones del material en función de la temperatura, además del tiempo requerido para que se lleven a cabo, datos con los cuales se puede planear el proceso a que será sometido el material.

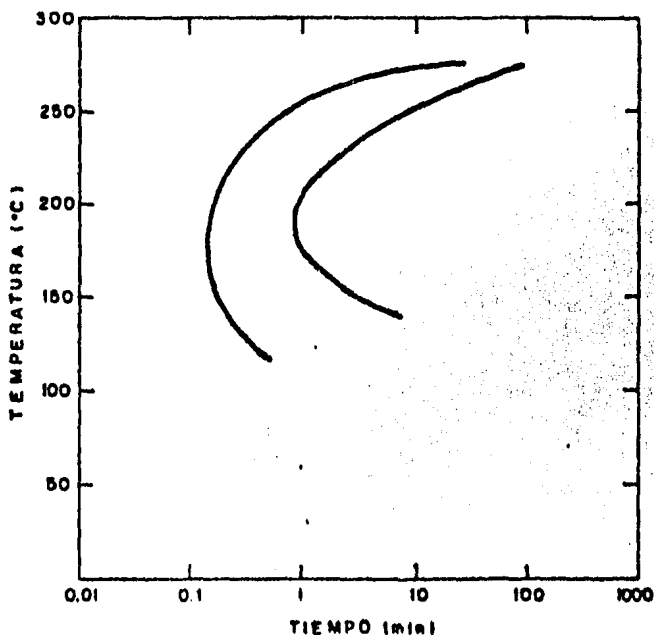


Fig. 5. Curva Temperatura-Tiempo-Transformación para la aleación eutectoide Zn-Al.

Por otro lado, el diagrama anterior nos indica que arriba de los 280°C la fase ψ es estable, si la temperatura del material se reduce, entonces dicha fase tendrá características de metaestabilidad, esto es, está en condiciones de transformarse en las fases estables a baja temperatura ($\alpha + \beta$). La transformación se lleva a efecto entre las dos curvas donde la primera (izquierda a derecha) nos indica el comienzo y la segunda el fin, luego, proyectando el corte de éstas a el eje horizontal, conoceremos el tiempo que tarda la transformación en realizarse y en que tiempo de enfriamiento comenzará.

Actualmente existen dos procedimientos estandar para la investigación de las propiedades mecánicas fundamentales de las aleaciones superplásticas; primero, las muestras pueden ser probadas en una máquina de velocidad de deformación constante, tal como la Instron. En este tipo de experimento, el esfuerzo de flujo en estado estable, σ , es medido como una función de la velocidad de deformación impuesta, $\dot{\epsilon}$, entonces el esfuerzo y la velocidad de deformación son relacionados por medio de una ecuación empírica de la forma:

$$\sigma = k \dot{\epsilon}^m \text{ ----- (1)}$$

donde k es una constante para cualesquiera condiciones dadas y m es una constante conocida como sensibilidad de la velocidad de deformación.

Los resultados de esta prueba superplástica son usualmente graficados logarítmicamente en una gráfica de σ vs $\dot{\epsilon}$, y, a una temperatura y tamaño de grano constantes, los puntos resultantes caen a lo largo de una curva sigmoideal del tipo que se ilustra en la figura 6. Segundo, en algunos experimentos, los especímenes son probados bajo condiciones de fluencia, así que el esfuerzo es constante y la velocidad de deformación en estado estable es determinada a varios niveles de esfuerzo, en este caso, $\dot{\epsilon}$ y σ están relacionados por la expresión de la forma:

$$\dot{\epsilon} = B \sigma^n \text{ ----- (2)}$$

donde B es una constante [$k^{-1/m}$] y n ($1/m$) es el exponente del esfuerzo. La primer técnica es ideal para pruebas a las más rápidas velocidades de deformación (típicamente mayores que 10^{-3} seg^{-1}), mientras que la última técnica es ideal para pruebas a las velocidades de deformación más bajas

(menores que 10^{-3} seg^{-1}).

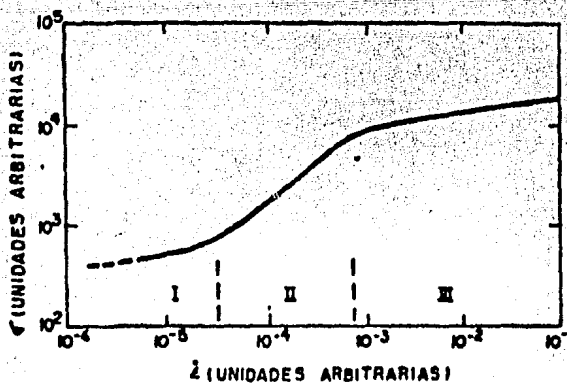


Fig. 6. Variación típica del esfuerzo, σ , con la velocidad de deformación impuesta, $\dot{\epsilon}$, (esquemático).

Va que la curva de la fig. 6. se obtiene a partir de graficar los resultados obtenidos de una serie de pruebas relacionadas por la ecuación (1), el valor de la sensibilidad de la velocidad de deformación (m) será igual a la pendiente de dicha curva.

Como se podrá observar, la curva de la fig. 6. es claramente divisible en tres regiones distintas, teniendo en cuenta que a elevadas velocidades de deformación, el valor de m es aproximadamente 0.2 y el comportamiento por naturaleza no es superplástico así que los especímenes muestran deformaciones a la falla relativamente bajas, esta región ha sido designada como la región III. A velocidades de deformación y esfuerzos intermedios el valor de m se incrementa tomando valores entre 0.5 - 0.8 y por tanto el flujo superplástico es observado, esta es la región II. A esfuerzos y velocidades de deformación bajas, la pendiente decrece y por lo tanto el valor de m se reduce a aproximadamente 0.3 y se tiene una consecuente pérdida de superplasticidad, esta es la región I. En la práctica, la región I ha sido observada con poco detalle en un reducido número de investigaciones debido a las muy bajas velocidades de deformación requeridas.

Para mostrar la variación de la ductilidad con la velocidad de de-

formación y el tamaño de grano inicial, se tienen las curvas de ductilidad que se pueden considerar un complemento de la curva de velocidad vs esfuerzo. Un ejemplo de esta curva se muestra en la fig.7. y a pesar de que existe un poco de dispersión en los resultados de ductilidad, se pueden observar las siguientes características:

- a) Mientras que el tamaño de grano inicial se incrementa, el máximo en la curva $\Delta L/L_0$ vs $\dot{\epsilon}$ ocurre a velocidades de deformación más bajas.
- b) La ductilidad máxima obtenible en la región superplástica se incrementa mientras el tamaño de grano se reduce.
- c) La ductilidad máxima ocurre con el más pequeño tamaño de grano inicial a elevadas velocidades de deformación, pero a bajas velocidades, este comportamiento es a la inversa.

Sin embargo para interpretar los resultados experimentales de las figuras 6. y 7. es necesario considerar dos factores que afectan la ductilidad de los especímenes:

1) La influencia de la cavitación sobre el tiempo de ruptura (Esto será explicado con detalle en la parte IV de este capítulo).

2) La Influencia de la Velocidad de Deformación en el Estrangulamiento.- Arriba de $0.5 T_m$ (T_m es la temperatura de fusión en una escala absoluta), donde existe un equilibrio entre endurecimiento y recristalización, el principal parámetro es el índice de sensibilidad de la velocidad de deformación, que influye grandemente la ductilidad total observada en pruebas de tracción, ya que, como se vio gráficamente, un alto valor de m lleva a una situación en la cual el estrangulamiento es difuso y no se propaga para causar una falla prematura. El requisito de que un alto valor de m suprime la formación de un "cuello" y permite un flujo estable, puede ser demostrado combinando la ecuación (1) con la definición de esfuerzo, que dice:

$$\sigma = P/A \text{ ----- (3)}$$

donde P es la fuerza de tracción y A es el área de la sección transversal, combinando (1) y (3):

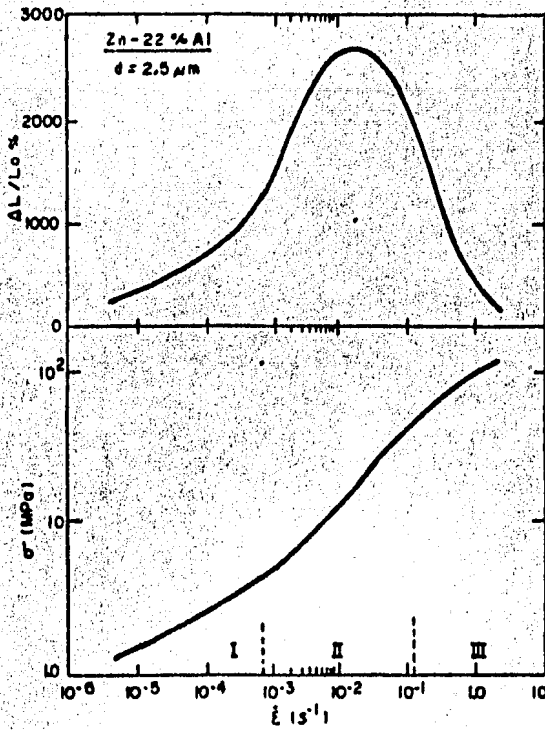


Fig. 7. Elongación a la fractura vs velocidad inicial de de-
formación para la aleación Zn-22% Al y su correspon-
diente gráfica σ vs $\dot{\epsilon}$.

tenemos: $P/A = \sigma = k \dot{\epsilon}^m$ ----- (4)

despejando $\dot{\epsilon}$: $\dot{\epsilon} = \left(\frac{P}{k}\right)^{1/m} \left(\frac{1}{A}\right)^{1/m}$ ----- (5)

de la ecuación (5) tenemos que la velocidad de deformación a volumen
constante será:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = - \frac{1}{A} \frac{dA}{dt} \quad \text{----- (6)}$$

combinando las ecuaciones (5) y (6) obtenemos:

$$- \frac{dA}{dt} = A \dot{\epsilon} = A^{1-1/m} (P/k)^{1/m} \quad \text{----- (7)}$$

$$- \frac{dA}{dt} = \left(\frac{P}{k}\right)^{1/m} \left(\frac{1}{A^{(1-m)/m}}\right) \quad \text{----- (8)}$$

donde la ecuación (8) está representada por la fig. 8. y demuestra que dA/dt tiende a un nivel común mientras $m \rightarrow 1$, observándose además, que:

i) Para $m < 1$, tanto más pequeño es el valor de m , la sección transversal es reducida más rápidamente.

ii) Conforme m se aproxima a 1, la velocidad de reducción alcanza un nivel común para todas las secciones transversales. Cuando $m = 1$, dA/dt es independiente de A y la velocidad de crecimiento de "cuellos" disminuye drásticamente. En este caso, el flujo es newtoniano viscoso y está descrito por la siguiente ecuación:

$$\sigma = \eta \dot{\epsilon} \quad \text{----- (9)}$$

donde η es la viscosidad del material.

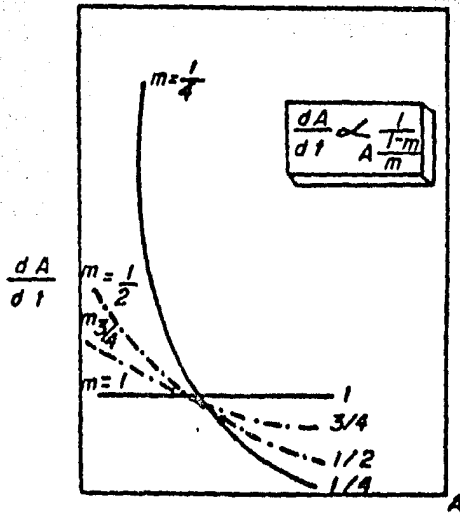


Fig. 8. Dependencia de la velocidad de reducción de la sección transversal sobre el tamaño de la misma para diferentes valores de m .

Por lo tanto se anticipa que $\Delta L/L_0$ se incrementará con el incremento de m y alcanzará un máximo en la región II. Así que parecerá que este

máximo ocurrirá cerca del centro de la región II donde la influencia de las regiones I y III es mínima, pero en la práctica, como se puede observar en la fig. 7., el máximo en las curvas de ductilidad tiende a coincidir con puntos que están dentro de la región II pero ligeramente más cerca de los puntos de transición de la región I. Probablemente, este efecto se debe porque un cuello, una vez desarrollado se deformará a una velocidad de deformación la cual es efectivamente más elevada que el resto de la longitud calibrada. Así, para los especímenes que exhiben ductilidad máxima en estos experimentos, cualquier ligero estrechamiento se deformará en un punto cerca del centro de la región II.

La estricción se produce además, cuando se llega al punto de carga máxima, o sea cuando $dP = 0$ en la curva carga-elongación, entonces la carga es:

$$P = \sigma A \quad \text{-----} (10)$$

derivando:

$$dP = \sigma dA + A d\sigma \quad \text{-----} (11)$$

pero como $dP = 0$ para la carga máxima:

$$0 = \sigma dA + A d\sigma \quad \text{-----} (11')$$

entonces:

$$-\frac{dA}{A} = \frac{d\sigma}{\sigma} \quad \text{-----} (12)$$

por constancia de volumen durante la deformación, $A_0 L_0 = AL = \text{cte}$

$$A dL = L dA = 0 \longrightarrow -\frac{dA}{A} = \frac{dL}{L} \quad \text{-----} (13)$$

sustituyendo (13) en (12), obtenemos:

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = \frac{dL}{L} \quad \text{-----} (14)$$

como $\frac{dL}{L} = d\epsilon$

$$\text{entonces:} \quad \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma \quad \text{-----} (15)$$

que es la condición de inestabilidad plástica.

La ecuación (15) expresa que se producirá la estricción local en tracción uniaxial con una deformación para la cual la pendiente de la curva Tensión-Deformación Verdadera es igual a la tensión correspondiente a esa deformación. Así, si la curva de fluencia de un material viene dada por la siguiente expresión:

$$\sigma_c = \frac{P}{A_0} \text{-----} (16)$$

es posible determinar fácilmente la deformación a la que se producirá la estricción:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad \sigma = k \varepsilon^n \text{-----} (17)$$

entonces :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = n k \varepsilon^{n-1} \text{-----} (18)$$

entonces de las ecuaciones (15), (17) y (18) tenemos que :

$$\varepsilon = n$$

que nos indica que la deformación a la cual se presenta la estricción es numéricamente igual al exponente de endurecimiento por deformación.

Habiendo llegado a la conclusión anterior, hablaremos del considerable interés que recientemente se ha mostrado en la posibilidad de presentar los datos del comportamiento mecánico de un material en la forma de mapas de mecanismos de deformación y dichos mapas ahora son disponibles para muchos materiales, incluyendo dos aleaciones superplásticas (Pb-62% Sn y Zn-22% Al) y materiales cerámicos. Un mapa de mecanismos de deformación, es un método simple y altamente visual de presentar un compendio de información mecánica y con esto indicar el posible rango de condiciones experimentales asociadas con los procesos de superplasticidad.

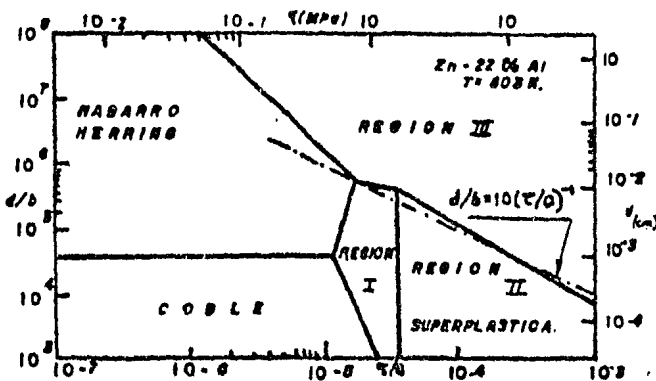
El concepto de presentar los datos de deformación en la forma de mapas, primero fue desarrollado por Ashby, quien graficó logarítmicamente el esfuerzo normalizado, σ/G , contra la temperatura homóloga, T/T_m . Los mapas de este tipo relacionan a un solo tamaño de grano, y por tanto, en general, los mapas publicados no eran directamente aplicables a los muy pequeños tamaños de grano utilizados en experimentos de superplasticidad.

Samuelson se esforzó en sobrepasar este problema graficando un mapa de Al puro con un tamaño de grano de 3μ , y aplicando el mapa para interpretar los datos para la deformación de la fase rica en Al en la aleación Zn-22% Al. De cualquier forma, el mapa fue obtenido por extrapolación directa de los mecanismos incorporados en los mapas desarrollados

para grandes tamaños de grano, y por tanto como fué notado por otros autores, estos mapas no incorporaban específicamente el efecto del deslizamiento de límites de grano en la superplasticidad.

Basándose en resultados experimentales y en ecuaciones que incorporaban la dependencia de la velocidad de deformación con la temperatura, se sugieren tres tipos básicos de mapas de mecanismos de deformación: (a) Esfuerzo vs Temperatura a tamaño de grano constante; (b) Tamaño de Grano vs Temperatura a esfuerzo constante; y (c) Tamaño de Grano vs Esfuerzo a temperatura constante. Ya que los tamaños de grano muy pequeños son importantes en la superplasticidad, el método (c) es ideal para aleaciones sensitivas a la velocidad de deformación.

La siguiente figura muestra los mapas desarrollados para las aleaciones Zn-22% Al y Pb-62% Sn, graficados en la forma de tamaño de grano normalizado, d/b , contra esfuerzo de corte normalizado, τ/G , a temperatura constante, donde b es el vector de Burguer y G es el módulo de corte. Estos mapas están basados en determinaciones experimentales de las relaciones constitutivas para las regiones I y II, y muestran los regímenes de tamaño de grano y esfuerzo asociados con la superplasticidad en la región II y las transiciones al comportamiento no-superplástico en las regiones I y III y las regiones asociadas con la difusión en fluencia de Navarro-Herring y Coble.



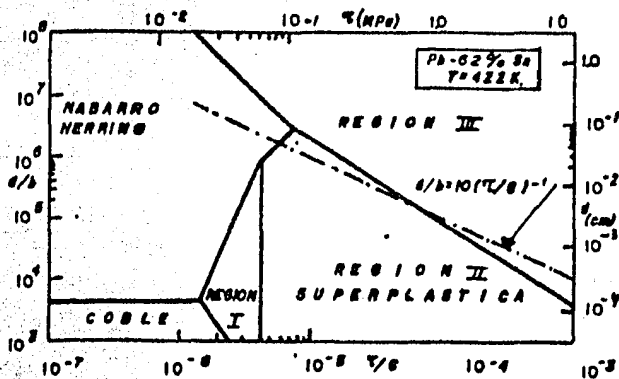


Fig. 9. Mapa de mecanismo de deformación de tamaño de grano normalizado vs esfuerzo normalizado (a; primera) Zn-22% Al (b; segunda) Pb-62% Sn.

Bajo condiciones de fluencia a alta temperatura por medio de trepamiento de dislocaciones intragranulares, se ha establecido que se forman subgranos entre los granos originales y el tamaño promedio de los subgranos, δ , es inversamente proporcional al esfuerzo de corte: $\delta/b = 10(\tau/G)^{-1}$. En las figuras anteriores, las líneas punteadas muestran esta relación para la situación en que el tamaño de grano, d , es fijado igual al tamaño del subgrano, δ . Para ambos materiales estas líneas están remarcadamente en buen acuerdo con la transición observada de la región superplástica II a la región no-superplástica III, proporcionando de esta manera, fuerte evidencia de que la superplasticidad requiere de un tamaño de grano suficientemente pequeño para evitar la formación de una estructura estable de subgranos.

Los extensos resultados de ductilidad disponibles de los mapas de mecanismos de deformación, específicamente para las regiones I y II, permiten la construcción de los llamados mapas de ductilidad como el que se muestra en la Fig. 10. Los contornos a pequeños d/b y elevados τ/G están basados en mediciones experimentales, e indican muy claramente la variación de la ductilidad con el tamaño de grano y esfuerzo a temperatura constante y se grafica en un formato similar al de los mapas de mecanis-

mos de deformación. La Fig. 10. es un ejemplo ilustrativo para la aleación Zn-22% Al a una temperatura de 473°K ya que los resultados disponibles de cualquier material superplástico son insuficientes para proveer un espectro de información completo sobre un rango entero de tamaños de grano y esfuerzos. De cualquier forma es razonable suponer que la ductilidad decrece a grandes tamaños de grano y elevados niveles de esfuerzo, dando finalmente, una fractura frágil. La situación a muy bajos esfuerzos es menos clara, ya que la ocurrencia de los procesos newtonianos viscosos, con $m = 1$, sugieren la posibilidad de ductilidades extremadamente elevadas. Desafortunadamente, las velocidades de deformación involucradas bajo estas condiciones son muy bajas y es difícil realizar experimentos de laboratorio para medir la ductilidad en esta región.

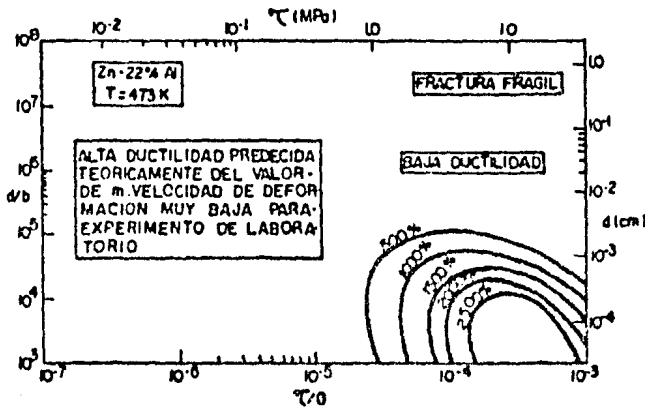


Fig. 10. Mapa de ductilidad para la aleación Zn-22% Al a 473°K.

2.3 EFECTO DE LA TEMPERATURA Y LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN.

Se ha observado que el efecto de la temperatura en la deformación superplástica provoca dos tipos de superplasticidad. Uno de ellos es llamado superplasticidad de deformación, que se caracteriza por transformaciones alotrópicas, o sea, que bajo diferentes condiciones las aleaciones adquieren diferentes estructuras cristalinas, muchas, como lo hace el carbón en la formación de grafito y diamante. Las aleaciones que exhiben esta clase de superplasticidad cambian de una forma de cristal a otra a una temperatura fija o sobre un rango de temperaturas. Si tales materiales están sujetos a una carga mientras la temperatura es repetidamente ciclada por encima y por debajo de la temperatura de transformación, éstos pueden ser deformados grandemente.

El segundo tipo de superplasticidad es llamado superplasticidad isotérmica ya que la temperatura no necesita ser ciclada para que la aleación sea deformada. El único requerimiento es que la aleación sea calentada a aproximadamente la mitad de la temperatura de fusión (medida en una base absoluta tal como la escala Kelvin más que en una arbitraria tal como las escalas Celsius y Fahrenheit). A tales temperaturas, las aleaciones pueden deformarse superplásticamente cuando son sometidas a cargas. La mayoría de las investigaciones del comportamiento superplástico se han interesado en sistemas que muestran este segundo tipo de superplasticidad. La razón para esto es que la superplasticidad va a ser aplicada a la fabricación comercial de metales y por tanto parece más factible tener el equipo operando a una temperatura fija más que ciclar ésta repetidamente sobre un rango de temperaturas.

Ya que la superplasticidad isotérmica requiere una temperatura de más o menos la mitad de la temperatura absoluta de fusión de la aleación, la superplasticidad puede ocurrir sobre un amplio rango de temperaturas dependiendo del material, como por ejemplo, las aleaciones plomo-estaño pueden tener este comportamiento a temperatura ambiente, mientras que las aleaciones Zn-Al requieren una temperatura de varios cientos de grados centígrados para lograr este comportamiento y aunque la superplasticidad no ha sido observada en aleaciones de tungsteno,

puede esperarse (si ésta ocurre del todo) que requiera rangos de temperatura del orden de 1500 a 2000°C.

El hecho de que la superplasticidad requiera una elevada temperatura, sugiere que el proceso es dependiente de la fusión de átomos en la estructura cristalina del material, así, cuando los átomos en un cristal son suficientemente móviles, pueden difundirse de una posición en la red del cristal a otra, pero tal movilidad se debe a la agitación térmica, la cual por sí sola únicamente produciría movimiento vibratorio ordenado de átomos, por lo que se requiere de la conjunta aplicación de una carga que tiene por objeto proveer el movimiento que pareciera ser esencial a la superplasticidad.

La superplasticidad, se refiere comúnmente a extensivas deformaciones uniformes en tracción debido a un rápido incremento en el esfuerzo con la velocidad de deformación, pero hasta ahora, ningún mecanismo en particular se aplica estrictamente a la descripción de "Superplasticidad". Sin embargo, J. E. Bird la categorizó como una forma de deformación con la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) en estado estable siendo proporcional al cuadrado del esfuerzo e inversamente al cuadrado del tamaño de grano, y la energía de activación para el flujo, siendo igual a a aquella para la difusión de límites de grano:

$$\dot{\epsilon} \propto \frac{\sigma^2}{d^2}$$

de su análisis de las características de la deformación, en términos de parámetros dimensionales y basándose en los resultados de experimentos, se tiene que, bajo condiciones de estado estable, en un proceso activado térmicamente, la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, es generalmente relacionado al esfuerzo, σ , por una relación de la forma:

$$\dot{\epsilon} = A \frac{Dgb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \text{ ----- (1)}$$

donde A es una constante dimensional, D es el coeficiente de difusión apropiado para el proceso de fluencia, G es el módulo de corte, b es el vector de burguer, k es la constante de Boltzman, T es la temperatura medida en una escala absoluta, d es el tamaño de grano y p es el expo-

nente del tamaño de grano.

El coeficiente de difusión esta dado por:

$$D = D_0 e^{(-Q/RT)} \text{-----} (2)$$

donde D_0 es el factor de frecuencia, Q es la energía de activación y R es la constante de los gases, luego sustituyendo (2) en (1), obtenemos:

$$\epsilon = \frac{AGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{a}{G}\right)^n D_0 e^{(-Q/RT)} \text{-----} (3)$$

la energía de activación, Q , esta dada por:

$$Q = -R \frac{\partial \ln D}{\partial (1/T)}_{d,T} \text{-----} (4)$$

Ya que G disminuye con el incremento de la temperatura, se deduce de la ecuación (1) que Q puede ser determinado por medio de tres procedimientos. Primero, si una serie de pruebas de fluencia son llevadas a cabo en un espécimen al mismo esfuerzo pero a diferentes temperaturas, Q puede ser calculado de la pendiente de la curva de la gráfica de $\dot{\epsilon}G^{n-1}T$ vs $1/T$, que sería :

$$Q = -R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon} G^{n-1} T}{\partial (1/T)}_{d,\sigma} \text{-----} (5)$$

Segundo, si una serie de pruebas son llevadas a cabo a la misma velocidad de deformación impuesta, pero a diferentes temperaturas, Q puede ser calculado de la pendiente de la gráfica de $\sigma^n/G^{n-1}T$ vs $1/T$, que sería :

$$Q = R \frac{\partial \ln (\sigma^n/G^{n-1} T)}{\partial (1/T)}_{d,\dot{\epsilon}} \text{-----} (6)$$

Las figuras 2 y 3 ilustran la evaluación de Q por medio de estos dos procedimientos para dos regiones del comportamiento superplástico (regiones I y II), utilizando datos para la aleación Zn-22% Al probada en tracción a 503°K y teniendo un tamaño de grano de 4.4 μ .

Los valores para $n = 4.4$ en la región I y $n = 2.2$ en la región II, fueron obtenidos de la Fig. 1. y de otros datos comparables.

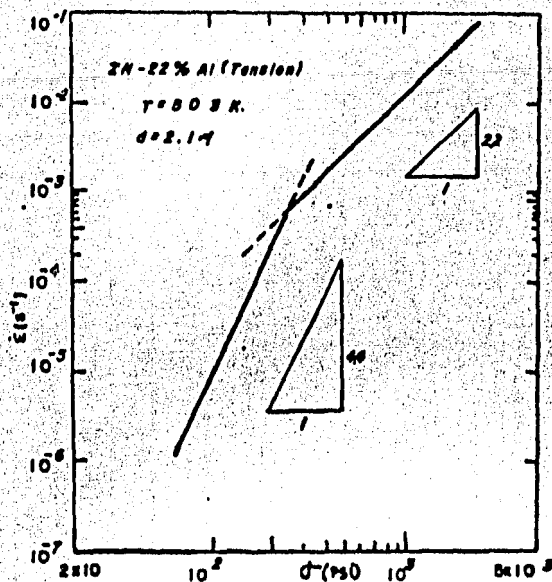


Fig. 1. Velocidad de deformación vs esfuerzo en tensión para Zn-22% Al a 503°K y 2.1 μ.

Las pendientes de las gráficas de las Figs. 2. y 3. estan dadas por $-Q/2.3R$ y $Q/2.3R$, respectivamente y como se indica, hay una excelente concordancia entre los dos juegos de valores obtenidos para Q en las dos diferentes regiones. En la Fig. 3. los datos puntuales son mostrados para pruebas hechas a una sola velocidad de deformación y estan en buen acuerdo con los datos obtenidos para velocidad de deformación variable.

Existe un tercer y preferido método en el cual la temperatura de prueba es cambiada rápidamente por un pequeño incremento (típicamente 20°K) durante la prueba y de la ecuación (1) se deduce que el valor de Q esta dado por:

$$Q = \frac{R \ln(\dot{\epsilon}_2 G_2^{n-1} T_2 / \dot{\epsilon}_1 G_1^{n-1} T_1)}{(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}) / T_2 T_1} \quad \text{----- (7)}$$

donde $\dot{\epsilon}_2$ y $\dot{\epsilon}_1$, son las velocidades de fluencia instantaneas inmediatamente precedidas y seguidas de un pequeño cambio de temperatura de T_1 a

T_2 , y G_1 y G_2 son los valores apropiados para el módulo de corte a estas dos temperaturas.

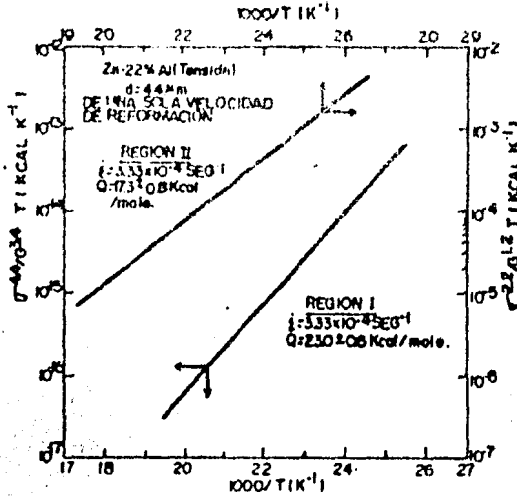


Fig. 2. Temperatura-velocidad de deformación a esfuerzo constante vs recíproco de la temperatura absoluta en regiones I y II para Zn-22% Al en tensión.

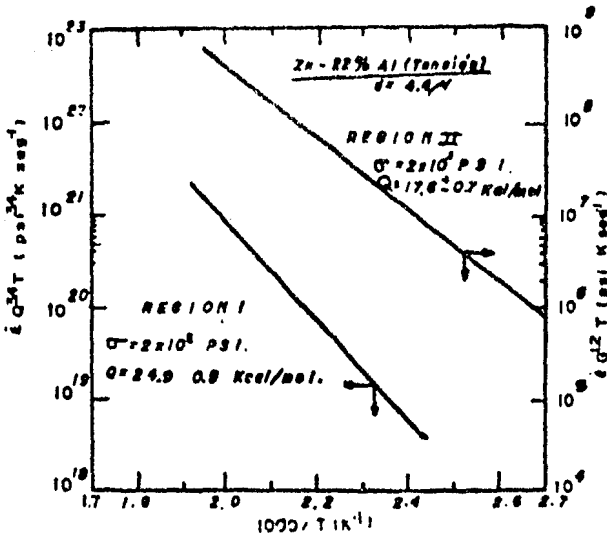


Fig. 3. Temperatura-esfuerzo a velocidad de deformación constante vs recíproco de la temperatura absoluta en regiones I y II para Zn-22% Al en tensión.

Mediciones hechas con la ecuación (7) en experimentos de este tipo, muestran que la energía de activación en la región II es generalmente baja y es aproximadamente igual al valor anticipado para la difusión de límites de grano, pero hay un significativo incremento en los valores obtenidos para Q en las regiones I y III.

La energía aparente de activación para fluencia, Q_a , está dada por:

$$Q_a = -R \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial (1/T)}_{d, \sigma} \quad \text{----- (8)}$$

la cual, para pruebas hechas bajo condiciones de velocidad de deformación constante, es equivalente a:

$$Q_a = \frac{R}{m} \frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)}_{d, \dot{\epsilon}} \quad \text{----- (9)}$$

Los valores de Q y Q_a son, por lo tanto, relacionados a través de la expresión:

$$Q = Q_a + RT + \frac{(n-1)T}{G} \frac{\partial G}{\partial T}_{d, \sigma} \quad \text{----- (10)}$$

La energía aparente de activación puede ser determinada con un alto grado de exactitud por medio de la utilización de una técnica de temperatura diferencial en la cual la velocidad instantánea de fluencia es medida inmediatamente precedida ($\dot{\epsilon}_1$ ó $\dot{\gamma}_1$) y seguida ($\dot{\epsilon}_2$ ó $\dot{\gamma}_2$) de un pequeño incremento (ó decremento) en temperatura de T_1 a T_2 . La Fig. 4. ilustra este procedimiento para muestras de doble corte teniendo un tamaño de grano de 2.3 μ probadas a $\sigma = 150$ psi. Los datos son graficados como $\dot{\gamma}$ vs γ y ya que las líneas son horizontales en el rango de deformación de 0.23 a 0.34. Entonces Q_a es determinado para cada cambio de temperatura en la relación:

$$Q_a = \frac{R \ln(\dot{\gamma}_2/\dot{\gamma}_1)}{(1/T_2 - 1/T_1)} \quad \text{----- (11)}$$

además, dicha figura indica los incrementos de temperatura (ΔT) y los valores individuales obtenidos para Q_a . Cuando se corrige por la dependencia de la temperatura del módulo de corte y el término $1/T$ de la ecuación (11), los resultados de la Fig. 4. dan una energía de activación para fluencia, de $Q = 26.7 \pm 1.1$ kcal/mol.

Estos resultados indican, por lo tanto, que una energía de activa-

ción verdadera en la región II es significativamente mas baja que en la región I. Así que, los resultados para la aleación eutéctica Zn-22% Al sugieren que la difusión de límites de grano es un control de velocidad en la región II, ya que el valor de $Q = 18$ kcal/mol es comparable con la energía de activación para difusión de límites de grano en Zn puro (14.5 kcal/mol) y el valor anticipado para difusión de límites de grano en Al puro ($\approx 17-20$ kcal/mol); mientras que la difusión de la red parece ser de velocidad controlada en la región I, ya que el valor de $Q = 25$ kcal/mol es comparable con la energía de activación para la autodifusión del volumen de Zn (21.8 kcal/mol y 24.3 kcal/mol para difusión paralela y perpendicular al eje hexagonal, respectivamente) y Al (estimada como 34.2 kcal/mol).

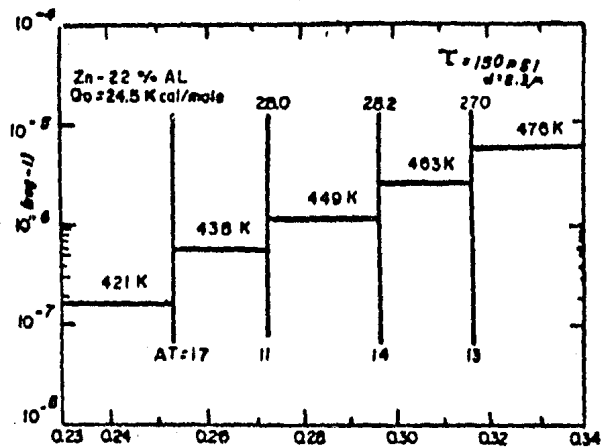


Fig. 4. Velocidad de deformación vs Esfuerzo en doble corte para Zn-22% Al, mostrando el efecto de abruptos cambios en la temperatura.

La diferencia en la energía de activación entre las regiones I y II puede ser ilustrada nuevamente mediante un examen de la dependencia de la temperatura a tamaño de grano constante del esfuerzo de transición normalizado, $(\sigma/G)_t$ (σ (τ/G)_t), entre esas dos regiones. Si las energías de activación en las dos regiones son iguales, el esfuerzo de transición normalizado es independiente de la temperatura, mientras que si

Las energías de activación son diferentes, los valores de $(\sigma/G)_t$ varían con la temperatura tal que una gráfica logarítmica $(\sigma/G)_t$ vs $1/T$ tendrá una pendiente dada por :

$$\text{Pendiente} = \frac{\Delta Q}{2.3R \Delta n} \text{ ----- (12)}$$

donde ΔQ y Δn son las diferencias en las energías de activación y los exponentes del esfuerzo, respectivamente, entre las dos regiones.

Generalmente es considerado que el flujo plástico en la región III a elevados niveles de esfuerzo se debe a través de alguna forma de proceso intragranular de fluencia, así que la energía de activación es probablemente igual a aquella para la difusión de la red.

Un atractivo mecanismo para la deformación superplástica, aún no aceptado del todo, fue desarrollado por Ashby & Verrall y está basado en deslizamiento de granos acomodados por flujo difusional. El modelo involucra conexión de granos vecinos, como se indica en la Fig. 5.

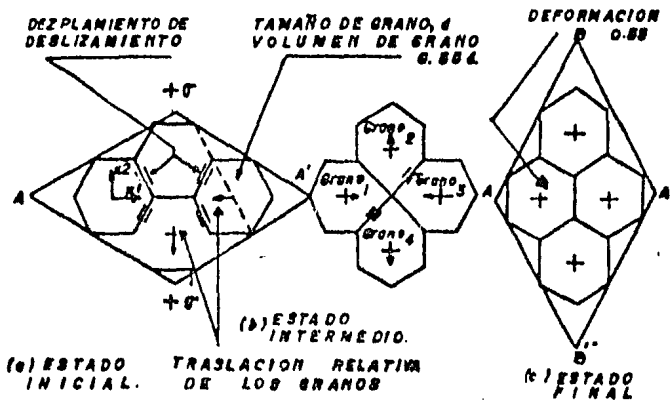


Fig. 5. Proceso de eslabonamiento de granos vecinos, en el cual cuatro granos se mueven desde es estado inicial hasta el estado final.

Este proceso de deslizamiento es el contribuyente dominante para el cambio de forma del material debajo de una cierta velocidad de deformación. por encima de esta velocidad, el incremento de grados de difusión (ley de energía) ocurre con el incremento de la velocidad de deformación, llevando a una elongación de los granos. El comportamiento es mezclado en este rango de velocidad de deformación y debajo de este rango la di-

fusión de granos domina. El deslizamiento de límites de grano en este modelo así como en la difusión de Coble y la teoría de manto de Gifkins, supone un comportamiento viscoso newtoniano ($\sigma \propto \dot{\epsilon}$) debido a su acomodamiento difusional. Los límites de grano actúan como grandes senderos de difusividad, y la difusión de límites de grano, también como la contribución del deslizamiento, se incrementan con el incremento de la temperatura.

La ecuación global combinando las contribuciones de los procesos de límites de grano y deslizamiento (fluencia) de ley de energía, puede ser expresada como :

$$\dot{\epsilon} = \frac{150 \Omega}{kTd^3} D_B \delta \sigma + K \sigma^n \quad \text{----- (13)}$$

deslizamiento deslizamiento
de Coble por ley de energía

donde, Ω : volumen atómico, δ : 2 x vector de Burguer, D_B : coeficiente de difusión de límites de grano, T : temperatura absoluta, d : tamaño de grano, k : constante de Boltzmann, K : constante para deslizamiento por ley de energía, n : exponente de difusión.

Nótese que el primer término del lado derecho de la ecuación (13), es el término del deslizamiento de límites de grano por el mecanismo de Coble, teniéndose dependencia cúbica inversa sobre el tamaño de grano, mientras que el segundo término para deslizamiento por ley de energía no tiene dependencia del tamaño de grano.

Finas líneas a menudo son usadas para medir el desplazamiento de límites de grano por el proceso de deslizamiento. Hablando macroscópicamente, se encuentra de cualquier forma que, las líneas paralelas permanecen paralelas y rectas aún después de grandes deformaciones superplásticas. Los granos finos en estos elementos son forzados a deformarse a la misma velocidad que los granos gruesos. De cualquier forma, los granos gruesos pueden soportar mayores esfuerzos que los granos finos a la misma velocidad de deformación, y por lo tanto, una no-uniformidad en el esfuerzo se desarrolla en el sólido deformado.

En este modelo, una velocidad de deformación forzada es impuesta sobre todos los granos que tienen un cierto diámetro d_0 , más que sobre ca

da grano individual en un volumen representativo. Cada grano puede deformarse a una velocidad ligeramente diferente al promedio; de cualquier forma, la velocidad de deformación promedio, $\dot{\epsilon}_1$, para los granos de diámetro d_i , se supone ser:

$$\dot{\epsilon}_i = \dot{\epsilon} \quad \text{-----} (14)$$

donde $\dot{\epsilon}$ = velocidad de deformación impuesta. Si σ_1 es el esfuerzo promedio apoyado por esos granos, $\dot{\epsilon}$ puede ser expresado, de acuerdo a las ecuaciones (13) y (14), como :

$$\dot{\epsilon} = \frac{K_d \sigma_1}{d_i} + K \sigma_1^n \quad \text{-----} (15)$$

donde $K_d = (150 \Omega/kT) 2 D_B$ b. El esfuerzo global, σ , está dado entonces por :

$$\sigma = \sum f_i \sigma_i \quad \text{-----} (16)$$

donde f_i = fracción (de área promedio) de volumen de granos teniendo un diámetro d_i . Para una función de distribución de tamaño de grano $P_i(d_i)$, f_i puede ser derivada de :

$$f_i = \frac{P_i d_i^3}{\sum P_i d_i^3} \quad \text{-----} (17)$$

donde P_i , denota cada número δ densidad de granos de tamaño d_i . Por lo tanto, para un $P_i(d_i)$ dado, σ puede ser computado para cada valor de en trada de $\dot{\epsilon}$ de las ecuaciones (15-17).

Durante la carga inicial de un material superplástico, la velocidad de deformación forzada entre diferentes granos, no es establecida inmediatamente. Cuando la velocidad de deformación no es grande, los granos muy finos son capaces de cargarse ligeramente y relevar las cargas rápidamente por medio de flujo difusional y por lo tanto la elevación de carga es un proceso lento. Durante el cargado, también como en el relevo de carga, la velocidad de esfuerzo para cada grupo de tamaños de grano, está dada por :

$$\dot{\sigma}_i = E(\dot{\epsilon}_i - \dot{\epsilon}_1) \quad \text{-----} (18)$$

donde, E = módulo elástico, y $\dot{\epsilon}_t$ = velocidad de deformación aplicada total, la cual es cero para la relevación de la carga. Si la aplicación de la carga es iniciada desde un valor extremadamente pequeño de presfuerzo, al cual los granos mas finos tienen un $\dot{\epsilon}_t$ mas grande que los granos gruesos, la velocidad de carga elástica de los granos gruesos debería ser mas grande, ya que $(\dot{\epsilon}_t - \dot{\epsilon}_i)$ en la ecuación (18) es mas grande. A pesar de esto, la velocidad de deformación de los granos gruesos se incrementa mas lentamente debido a la gran extensión del régimen de ley de energía. Similarmente, el descargamiento de los granos gruesos debería ser mas lento durante el relevado de carga. Por tanto, grandes esfuerzos son apoyados por granos gruesos.

Durante la computación, el esfuerzo promedio, σ_i , para cada grupo de tamaños de grano es obtenido de :

$$\dot{\sigma}_i = \sigma_i^0 + \dot{\sigma}_i \Delta t \quad \text{-----(19)}$$

donde σ_i^0 = valor previo de σ_i y Δt = incremento de tiempo. El esfuerzo global es entonces calculado de la ecuación (16), y la velocidad de deformación inelástica está dada por :

$$\dot{\epsilon}_{inel} = \dot{\epsilon}_t - \frac{\sigma - \sigma^0}{E \Delta t} \quad \text{-----(20)}$$

donde, σ^0 = valor previo de σ , basado en el nuevo valor de σ_i de la ecuación (19), el nuevo $\dot{\epsilon}_i$ es entonces calculado de la ecuación (15) la cual es sustituida en la ecuación (18) y entonces el proceso es repetido.

2.4 FUNDAMENTOS MICROSCOPICOS DE LA DEFORMACION SUPERPLASTICA.

Se ha demostrado mediante investigaciones que uno de los principales problemas en las aleaciones superplásticas y no solo en éstas, sino en muchos otros metales, es la cavitación, se ha observado que ésta ocurre durante la deformación superplástica y como resultado de dichas observaciones, esta ahora claro que la fractura de materiales superplásticos puede ser dividida de acuerdo a; si se debe a una fractura intrínseca plástica (debido a un estrechamiento) ó a una falla por cavitación

(debido a nucleación de cavidades).

De cualquier forma, la cavitación no ha sido observada en pruebas de compresión bajo condiciones similares a las de tensión. Mientras el máximo nivel de cavitación en algunos materiales corresponde a la ductilidad máxima en otros materiales la cavitación se incrementa a velocidades de deformación mas bajas o es independiente de la velocidad de deformación. Para explicar como se lleva a cabo la fractura por cavitación es conveniente considerar separadamente la iniciación, crecimiento y fractura final en el proceso de cavitación.

Iniciación De Cavidades.- La cavitación interna se debe a la localización del flujo a lo largo de los límites de grano y de interfase por el proceso de deslizamiento. Tal deslizamiento se bloquea en las irregularidades, pero mas efectivamente por las partículas duras que actúan como concentradoras de esfuerzos. La rapidez de variación de la concentración de esfuerzo es rápida durante el comienzo del deslizamiento y esto puede exceder la velocidad de relevación de esfuerzos y la resistencia cohesiva de la interfase matriz/partícula.

El tipo de interfase tiene algo de importancia en aleaciones de varias fases, porque las propiedades mecánicas de las dos fases son diferentes y las velocidades de relevación de esfuerzos puede variar en cada lado del límite. Por esto, se anticipa que la velocidad de cavitación dependerá del tipo de límite de grano o unión triple. Otros factores de importancia para determinar el límite preferente incluyen la tensión superficial, velocidades de deformación, formación de precipitados y velocidades de difusión.

Crecimiento De Cavidades.- David Miller y Terence G. Langdon, propusieron como una primer alternativa, para explicar la presencia de cavitación en aleaciones superplásticas despues de llevada a cabo la deformación, la posibilidad de que las cavidades fueran nucleadas debido a la presencia de impurezas en exceso en los límites de grano. Por lo que realizaron algunos ensayos en aleaciones superplásticas de pureza comercial, determinando que la cavitación estaba presente en los especímenes fracturados, entonces se llevó a cabo una investigación para determinar si la formación de cavidades ocurría en aleaciones de muy alta pureza

también.

Un análisis espectrográfico de la aleación superplástica de muy alta pureza, indicó un contenido promedio total de impurezas de ~ 15 p.p.m. mientras que en la aleación de pureza comercial se tenían ~ 190 p.p.m. en promedio. Las muestras para la prueba de tracción, después de maquinadas, tratadas en solución, templadas y recocidas, presentaron un promedio de tamaño de grano, d (definido como $1.74 \times \bar{L}$, donde \bar{L} es la intercepción media lineal), de 1.5μ .

Después de realizado el ensayo, fueron cortadas secciones de la longitud calibrada de las muestras fracturadas, y fueron cuidadosamente preparadas metalográficamente para verificar la presencia de cavitación en éstas. Las cavidades fueron visibles después de la fractura a todas las velocidades de deformación a las que se efectuó la prueba. Las micrografías de ambos materiales fueron muy similares fundamentalmente en los siguientes puntos; 1) La cavitación se incrementa en magnitud cuando la velocidad de deformación inicial se reduce; 2) La cavitación ocurre a lo largo de la sección calibrada de las muestras fracturadas y 3) Hay una tendencia de interlabonamiento de cavidades para formar venillas paralelas al eje de tracción.

El alineamiento de cavidades a lo largo del eje de tensión, es consistente con un proceso de deformación por crecimiento de cavidades, en el cual las cavidades se vuelven alargadas en la dirección del esfuerzo aplicado. Por otro lado, las cavidades de este tipo son compatibles con grandes ductilidades ya que su fusión no da como resultado grietas perpendiculares al esfuerzo principal aplicado. A velocidades de deformación más bajas, hay más tiempo disponible para el crecimiento de cavidades por medio de difusión, así que éstas tienen una apariencia más redondeada. Finalmente, la gran similitud entre la formación de cavidades en la aleación de alta pureza y la aleación comercial, hace sugerir que las características de los límites de grano, tales como los puntos triples, pueden jugar un papel como zonas para nucleación de cavidades durante la deformación superplástica.

Para que se presente la nucleación de cavidades, se requiere la acción de una tensión impuesta, que provoca una diferencia de concentra-

ción de vacancias entre los límites de grano que experimenten un esfuerzo de tensión (donde la concentración excede del valor de equilibrio) y los límites que experimentan un esfuerzo de compresión (donde la concentración está por debajo del valor del equilibrio). Así, esto origina un flujo de vacancias entre los dos conjuntos de límites. Si este flujo se efectúa a través de la red cristalina, el mecanismo de difusión de vacancias se llama Navarro-Herring, pero, si en su lugar, las vacancias difunden a lo largo del límite de grano, se denomina mecanismo de Coble.

Existen dos mecanismos principales para el crecimiento de cavidades bajo condiciones de fluencia. Primero, una cavidad puede crecer por la aceptación de vacancias de una zona adyacente en el plano del límite de grano. Segundo, el crecimiento puede ser controlado por fluencia de ley de energía en el material fuera de esta zona. En la práctica, hay una transición de crecimiento fundamentalmente por difusión a bajas velocidades de deformación y bajos niveles de esfuerzo a crecimiento predominantemente por ley de energía a grandes deformaciones y altos niveles de esfuerzo.

La apariencia de las cavidades es diferente para estos dos tipos de procesos. El crecimiento por difusión conduce a cavidades esencialmente esféricas, preferentemente localizadas en los límites de grano que están aproximadamente perpendiculares al eje de esfuerzo, mientras que el crecimiento por ley de energía lleva a cavidades alargadas en la dirección del eje de tensión.

Para el crecimiento por difusión, las cavidades se incrementan en tamaño cuando el esfuerzo aplicado es suficientemente grande para evitar la tendencia de contracción debido a la tensión superficial. Esto requiere un esfuerzo aplicado, σ , más grande que $2\gamma/r$, donde γ es la energía superficial de la cavidad y r es el radio de la cavidad. El análisis de crecimiento de huecos, por difusión de vacancias fue originalmente realizado por Hull y Rimmer y subsecuentemente modificado por muchos investigadores. Pero todas las teorías confirman que la velocidad de cambio de radio de la cavidad con el tiempo, \dot{r} , es independiente del radio y proporcionalmente lineal al esfuerzo y además todas se asemejan a la modificación de Speight y Harris cuya tendencia da velocidades rea

les de crecimiento bajo condiciones de fluencia. De acuerdo a la teoría de crecimiento por difusión :

$$\frac{dr}{dt} = \frac{\Omega \delta D_{gb} (\sigma - 2\gamma/r)}{2kT r^2 \ln(a/2r) - 1/2} \quad \text{-----(1)}$$

donde Ω es el volumen atómico, δ es el ancho del límite de grano ($\approx 10^{-9}$ m), D_{gb} es el coeficiente para difusión a través del límite de grano, k constante de Boltzmann, T temperatura absoluta y a es el espaciamiento de cavidades. Para fines prácticos, es razonable poner $(\ln(a/2r) - 1/2) \approx 1$.

Para crecimiento controlado por fluencia de ley de energía, la teoría predice una velocidad de cambio del radio de la cavidad, la cual es proporcional a la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, y al radio de la cavidad r . De esta manera, siguiendo la teoría de Hancock, la cual está basada en análisis anteriores hechos por McClintock para fractura dúctil a bajas temperaturas, la velocidad de variación del radio para un sistema de esfuerzo uniaxial está dado por :

$$\frac{dr}{dt} = r \dot{\epsilon} - \frac{\gamma}{2\mu} \quad \text{-----(2)}$$

donde μ es el coeficiente de viscosidad. El término $(\gamma/2\mu)$ se debe a la contracción que sufren las cavidades a bajos niveles de esfuerzo debido al anillo de deformación producido por tensión superficial.

En general se deduce de las ecuaciones (1) y (2) que el crecimiento por ley de energía es favorable para grandes radios de cavidad y velocidades de deformación elevadas, mientras que el crecimiento por difusión domina para pequeños radios de cavidad y bajas velocidades de deformación. Los dos mecanismos de crecimiento pueden ser directamente comparados si se considera la velocidad de cambio de radio de cavidad con la deformación, teniendo para crecimiento por difusión :

$$\frac{dr}{d\dot{\epsilon}} = \frac{dr}{dt} \frac{dt}{d\dot{\epsilon}} = \frac{1}{\dot{\epsilon}} \frac{\Omega \delta D_{gb} (\sigma - 2\gamma/r)}{2kT r^2 \ln(a/2r) - 1/2} \quad \text{-----(3)}$$

y para crecimiento por ley de energía :

$$\frac{dr}{dt} = r - \frac{3\gamma}{2\sigma} \quad \text{----- (4)}$$

Las ecuaciones (3) y (4) son graficadas logarítmicamente en una forma esquemática en la Fig. 1. como dr/dt vs el radio de cavidad. Para este caso hipotético, el crecimiento por difusión es el proceso más rápido hasta un cierto radio crítico, r_c , pero a partir de aquí, el crecimiento por ley de energía es más importante. Por lo tanto, es necesario determinar la magnitud de r_c en cualquier análisis de mecanismos de crecimiento de cavidades.

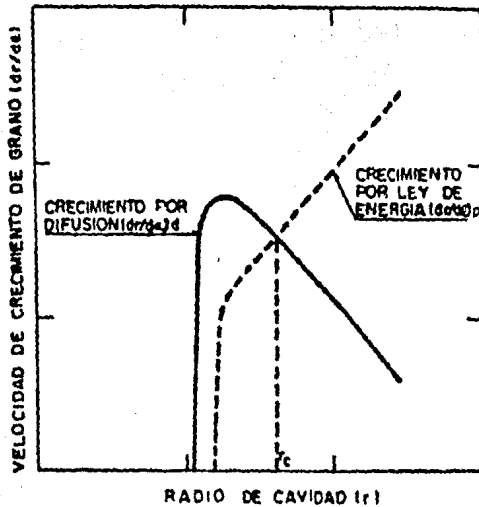


Fig. 1. Gráfica logarítmica de velocidad de crecimiento de cavidad vs radio de la cavidad para los procesos de difusión y ley de energía, mostrando el radio crítico, r_c .

La Fig. 1. muestra el comportamiento teórico que los materiales superplásticos deberían adoptar de acuerdo a las ecuaciones (3) y (4), pero se han llevado a cabo detalladas investigaciones sobre las características de flujo en aleaciones superplásticas, observándose un cambio característico en el aspecto de las cavidades con la velocidad de deformación, teniéndose que para dos aleaciones diferentes, las gráficas son co

mo se muestran en las Figs. 2 y 3.

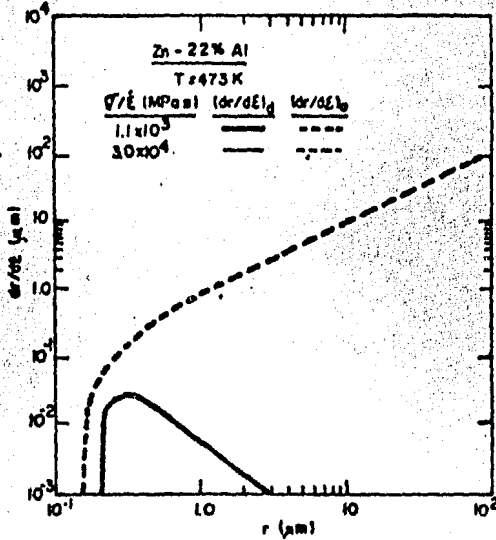


Fig. 2. Crecimiento de cavidad vs radio de cavidad para Zn-22% Al a 473°K y dos valores de σ/ϵ .

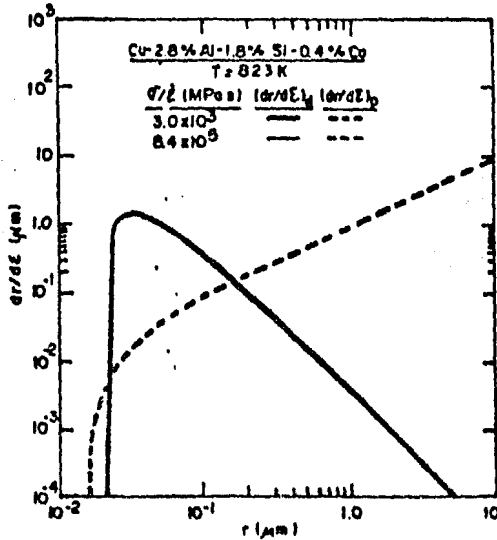


Fig. 3. Crecimiento de cavidad vs radio de cavidad para una aleación superplástica de cobre a 823°K para dos valores de σ/ϵ .

Los resultados comparativos entre la segunda gráfica y algunas microfotografías tomadas de las muestras fracturadas, mostraron una discrepancia para el crecimiento por difusión, ya que mientras en la gráfica se conserva un radio crítico, de $r_c = 1.0 \mu$, de las microfotografías se obtuvo un radio de cavidad promedio de $\sim 40 \mu$. Estas discrepancias sugieren que los mecanismos teóricos para crecimiento bajo condiciones de fluencia, pueden no ser estrictamente aplicables a materiales superplásticos mediante la ecuación [3].

Por otro lado, para la primera aleación, se observa que el crecimiento por ley de energía es el proceso dominante sobre todo el rango de radios estables, siendo consistente este comportamiento con las observaciones experimentales de cavidades alineadas y alargadas en la dirección de la tensión a todas las velocidades de deformación y solamente a extremadamente bajas velocidades de deformación, el crecimiento por difusión se vuelve más importante, teniéndose que en este caso la aplicación directa de la ecuación (4) fue satisfactoria con los resultados experimentales.

Así, para la correcta utilización de la ecuación (1) para el crecimiento por difusión se analizó una corrección que involucrara las discrepancias experimentales.

La ecuación (1) proporciona la velocidad de crecimiento por difusión desarrollada por Speight y Harris para condiciones normales de fluencia. Este modelo considera un crecimiento de una cavidad aislada en una sola superficie de límite de grano, tal que la cavidad absorbe vacancias de una placa cilíndrica de límites de grano de espesor δ y radio $a/2$. De tal forma que, dos requerimientos importantes de este modelo son, las vacancias son absorbidas de un volumen de límites de grano igual a $\pi a^2 \delta/4$ y el flujo difusivo $a/2$ es cero.

Los materiales superplásticos invariablemente tienen un muy pequeño tamaño de grano y la situación es por lo tanto rápidamente alcanzada donde $a/2 = d/2$, donde d es el promedio espacial de diámetro de grano. En este punto, la cavidad intersecta un número de límites de grano, habiendo un consecuente incremento en el flujo difusivo contribuyendo al proceso de crecimiento. Esto lleva a un aumento en la velocidad de creci-

miento, así que la ecuación (1) es entonces sustituida por :

$$\frac{dr}{dt} = \psi \frac{\Omega \delta D_{gb} (\sigma - 2\gamma/r)}{2kT r^2 (\ln(a/2r) - 1/2)} \quad \text{----- (5)}$$

donde ψ es un factor de aumento de crecimiento teniendo una magnitud que depende del número de límites de grano intersectados por la cavidad.

De este modo, un importante requerimiento adicional en materiales superplásticos es verificar si el valor predicho para el radio crítico r_c , es menor que el radio promedio de una sola superficie de límite de grano.

Una explicación de la discrepancia encontrada para el material de la Fig. 3. es que la microfotografía fue tomada a la fractura, a una deformación de 275% y un detallado examen mostró que la mayoría de las cavidades grandes se formaron de la unión de varias cavidades. Esto significa que las cavidades individuales más pequeñas son probablemente más representativas, y éstas, teniendo un radio típico en el rango de ~ 1 a 15μ , son más consistentes con un incremento del crecimiento por difusión.

Hasta ahora las ecuaciones anteriores nos muestran como obtener el radio crítico de transición para los dos procesos de crecimiento de vacancias descritos, pero de un análisis de estos procesos se obtiene como una primera aproximación, que el radio crítico se puede calcular directamente de:

$$r_c = \frac{\Omega \omega D_{gb}}{2kT} \left(\frac{\sigma}{\dot{\epsilon}} \right)^{1/3} \quad \text{----- (6)}$$

donde Ω es el volumen atómico. La ecuación (6) muestra que, para cualesquiera condiciones de prueba seleccionadas, el valor de r_c es determinado exclusivamente por la magnitud de $(\sigma/\dot{\epsilon})$. La Fig. 4. muestra esto esquemáticamente, donde r_c está graficado logarítmicamente contra;

$(\Omega \omega D_{gb} / 2kT) (\sigma/\dot{\epsilon})$ y la línea marca el límite entre los dos procesos de crecimiento. Como se indica por la línea punteada para $r_c < 1.0 \mu$ este procedimiento menosprecia r_c a bajos valores de $\sigma/\dot{\epsilon}$ debido a la creciente importancia del efecto de la tensión superficial. Dicha figura

también indica que el valor de r_c se incrementa con la disminución de la velocidad de deformación, así que hay una transición de crecimiento por ley de energía a crecimiento por difusión cuando el nivel de esfuerzo es reducido.

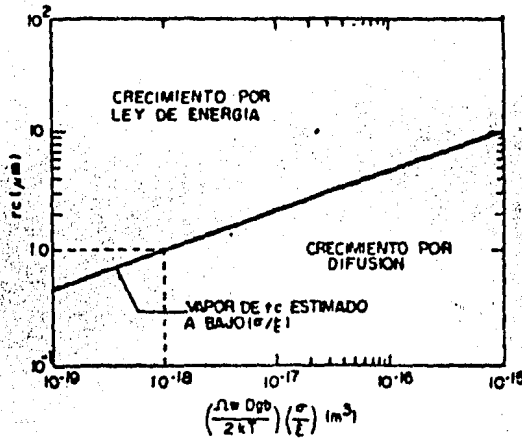


Fig. 4. Diagrama de crecimiento de cavidad mostrando la transición predecida de difusión a ley de energía para $r_c < d$.

Por último tenemos el proceso de fractura final. Este estado final de cavitación está estrechamente relacionado con el catastrófico crecimiento del cuello que ocurre en la fusión de cavidades. Supuestamente, a espaciamiento de cavidades de menos de un diámetro de grano ($< 10 \mu$), las propiedades son verdaderamente sensitivas a las características del material; pero en los estados finales de cavitación en aleaciones superplásticas, el tamaño de las cavidades que controlan la fractura final son a menudo más grandes que esto, así que el factor de escala se supone que es esencialmente negligible. El grado de ocurrencia de fusión catastrófica de cavidades, es determinado por la distribución y tamaño de las cavidades, el grado de triaxialidad y la sensibilidad de la velocidad de deformación del material. Con un incremento en todos estos parámetros, la velocidad de interrelajamiento de cavidades se incrementa y de aquí el aumento en el flujo de esfuerzos durante la fusión de cavidades.

CAPÍTULO III

ALEACIONES SUPERPLÁSTICAS

3.1 ALEACIONES QUE PRESENTAN EL FENÓMENO DE LA SUPERPLASTICIDAD

Como ya se mencionó en capítulos anteriores, la formabilidad superplástica de un material se relacionó con los parámetros de flujo (temperatura, velocidad de deformación, esfuerzo aplicado y deformación), la microestructura inicial y los cambios microestructurales que ocurren durante la deformación superplástica. La dependencia de la velocidad de deformación con el esfuerzo y con la sensibilidad de la velocidad de deformación, m , a menudo han sido usados como índices de superplasticidad y una serie de técnicas de pruebas de tensión (tracción y compresión) son disponibles para determinar estos índices. A pesar de que el valor pico de m es utilizado a menudo para caracterizar el grado de superplasticidad de un material, valores de $m \geq 0.5$ son considerados adecuados para lograr deformaciones del orden de las requeridas en operaciones prácticas de formado superplástico, por lo que podemos considerar que cualquier aleación que tenga un valor promedio de $m \geq 0.5$ será una aleación a la que se puede considerar superplástica.

Por otra parte, una característica muy importante que deben cumplir las aleaciones superplásticas es estar formadas por una estructura de granos muy finos y equiaxiales, lo que se logra con una estructura eutéctica o eutécticoide y si nos basamos en este hecho, cualquier aleación

que presente una estructura de este tipo será también una aleación superplástica en potencia. En este caso podríamos mencionar como materiales superplásticos a todos los aceros con un contenido de 0.8-0.9% C, ya que con esta composición, son aceros eutectoides, pero no por el solo hecho de tener la composición eutectoide van a presentar el comportamiento superplástico, sino que se tienen que deformar dentro de los rangos de temperatura y velocidad de deformación que le den a la aleación el más alto valor del parámetro m .

El estudio de la superplasticidad comenzó accidentalmente cuando se observaban otras características en la aleación Pb-62% Sn y se obtuvo una gran deformación de esta aleación, pero actualmente con las investigaciones hechas y con los datos que se han recabado, se puede determinar si una aleación va a presentar el fenómeno ya tan descrito. Hasta hace pocos años, las aleaciones superplásticas solo se estudiaban por simple curiosidad científica, pero actualmente se hace con la finalidad de poder aprovechar al máximo el uso y aplicación de éstas para explotarlas en forma comercial, como sería fabricando piezas de geometría compleja en una sola operación de conformado superplástico. Lo que representaría un gran ahorro en tiempo de fabricación, energía y costo. Esto sería como hacer una analogía con la soldadura eléctrica, con la que se revolucionó el armado y ensamble de muchos tipos de estructuras, equipos mecánicos, maquinaria y otros.

En la tabla # 1 se muestra un resumen de las aleaciones superplásticas que hasta ahora han sido estudiadas (algunas en gran escala y otras no) y en la cual se muestran algunos de los datos más importantes, para que muestren el comportamiento superplástico, como son la temperatura en °C y °K a la que presentan dicho comportamiento, el tamaño de grano con el que se ha logrado la máxima deformación, el valor del índice de velocidad de deformación (m) y finalmente la máxima deformación a la tensión obtenida con los anteriores parámetros. Los valores donde aparece n.d son valores que no se han determinado por haberse encontrado discrepancias en los resultados de varios autores de reportes sobre aleaciones superplásticas. Esta tabla se elaboró de esta forma ya que no se ha hecho ningún esfuerzo para clasificar estos

materiales en otros términos, por ejemplo, características estructurales o mecanismos de deformación, porque es difícil lograr una división rígida a lo largo de estos lineamientos con los conocimientos actuales de este fenómeno. Por otra parte, este método de clasificación evita dificultades cuando hay más de un método de lograr la deformación superplástica en un material dado.

La búsqueda de materiales en esta área ha sido motivada generalmente por dos factores. Primero, un estudio de esfuerzo y fractura de aleaciones sensibles a la velocidad de deformación es como contribuir significativamente al entendimiento general de esfuerzo y fractura en todos los materiales, y por tanto una adición a la solución de un amplio rango de problemas prácticos en el diseño de materiales ingenieriles y estructuras. Investigación sobre el papel de la sensibilidad de la velocidad de deformación en el flujo y la fractura pueden contribuir eventualmente al mejoramiento de la fractura no obstante la variedad de aleaciones. Segundo, el formado superplástico ahora es de considerable importancia industrial y hay un continuo impulso para desarrollar mejores aleaciones superplásticas que sean fáciles de conformar, económicamente competitivas y que también exhiban buenas propiedades después de conformadas.

3.2 ALEACIONES Zn-Al y Zn-Al-Cu

Ciertas aleaciones de Zn son bien conocidas por su comportamiento superplástico y se muestran en la tabla # 1. Efectos similares en Zn policristalino sin aleantes no han sido bien establecidos a pesar de que deformaciones del orden de 400% en Zn electrolítico comercial de grano fino son posibles a temperaturas de 0.42 Tm.

En México las aleaciones superplásticas a base de Zn, son las que más se han estudiado ya que los minerales de aluminio comercializable son nulos, teniéndose que importar en diversas formas y debido a esto la OEA financió un programa que comprende dos investigaciones, un estudio de fuentes no bauxíticas para la obtención de aluminio y un estudio de materiales que puedan sustituir a éste en sus aplicaciones más usuales, quedando esta última a cargo del Arq. Gabriel Torres Villase-

ñor, investigador de tiempo completo del Instituto de Investigación en Materiales de la U.N.A.M. Este estudio se enfocó fundamentalmente a tratar de aprovechar las fuentes minerales naturales del país ya que como se ha mencionado y se explicará con más detalle en el capítulo VI el aluminio en México no es una fuente natural.

Basándose en datos de extracción de minerales y en que materiales presentan el fenómeno de superplasticidad, se ha llegado a la conclusión de que las aleaciones Zn-Al son las óptimas económicamente para sustituir las aleaciones a base de Al.

La aleación eutectoide Zn-Al exhibe el comportamiento superplástico a elevadas temperaturas después de que se ha descompuesto a temperatura ambiente, seguido de un temple por arriba de la temperatura eutectoide. Los especímenes templados en agua, después de tal transformación, están constituidos de granos extremadamente finos ($\sim 1\mu$) de α (fase rica en Al) y β (fase rica en Zn) con interfases incoherentes de superficies de contacto de límites de grano. Sus incoherentes límites contribuyen al comportamiento superplástico de la aleación.

De cualquier forma, después de haber sido estudiadas las propiedades físicas, mecánicas y químicas de la aleación Zn-Al se llegó a la conclusión de que la composición que mejores características superplásticas presentaba, fue la aleación Zn-22%Al (composición eutectoide) pero sus propiedades mecánicas a temperatura ambiente eran pobres para ser utilizada; por tanto, a estas aleaciones usualmente se les añade Cu, Mg y Ca para mejorar los esfuerzos de tensión y fluencia a temperatura ambiente para su uso comercial. Pero estas adiciones afectan grandemente el comportamiento superplástico de la aleación reduciendo su capacidad de deformación. Las aleaciones Zn-Al conteniendo magnesio, no pueden producirse con propiedades superplásticas con un solo tratamiento térmico; se requiere un proceso termomecánico para obtener dicho comportamiento. La razón de esto, es que las aleaciones conteniendo Mg exhiben una estructura coherente de dos fases cuando son descompuestas a temperatura ambiente. Esta coherencia persiste aun cuando las aleaciones son tratadas térmicamente por tiempos prolongados a varias temperaturas, por lo que se requiere la deformación para des-

truir la coherencia y por tanto producir límites de grano incoherentes los cuales permitan a la aleación deformarse superplásticamente. También, las adiciones a las aleaciones retardan significativamente la descomposición cinética a temperatura ambiente.

En el estudio financiado por la OEA, se planteó la adición de Cu en diferentes porcentajes (1%, 2% y 4%) enfocando los resultados a la capacidad para deformarse plásticamente, resistencia mecánica, facilidad de conformado, resistencia a la corrosión y capacidad para ser anodizado. Dichos estudios se están llevando a cabo en colaboración del Instituto de Investigaciones en Materiales de la U.N.A.M., Instituto de Física U.N.A.M., Escuela Superior de Física I.P.N., Universidad Metropolitana, Instituto de Geología y Metalurgia de la U.A.S.L.P. y Facultad de Ingeniería de la U.N.A.M. De los resultados obtenidos, la aleación que presentó mejores características mecánicas a temperatura ambiente y superplásticas a temperaturas de formado, fue la Zn-21%Al-2%Cu, por lo que el estudio se amplió a estudiar toda la capacidad de formabilidad superplástica de esta aleación para ser comercializada.

Esta aleación fue patentada por la U.N.A.M. bajo el nombre de Zinco y ha seguido en estudio para optimizar su uso.

La adición de cantidades de Cu menores a 1% en las transformaciones de fase del eutectoide Zn-Al retarda la transformación perltica, sin existencia de alguna nueva transformación, además, las propiedades mecánicas varían muy poco al igual que al agregar 2% Cu, pero al agregar 4% Cu son más notorios. Con 1% y 2% Cu las estructuras son perlitas muy similares a las obtenidas con la aleación Zn-22%Al y es de esperarse que ahora cada fase de la perlita contenga Cu en solución. El enfriamiento en aire y agua con hielo, produce una estructura con grano muy fino equiaxial en las aleaciones con 1% y 2% Cu. Además a mayores velocidades de enfriamiento en el templeado, menor es el tamaño de grano y el aumento en la dureza de estas aleaciones es pequeño y sólo después de un temple, pero el aumento en el esfuerzo de cedencia resulta ser más alto que en las aleaciones sin adición de cobre.

METAL BASE	ALEANTES ADICIONADOS % EN PESO	TEMPERATURA		TAMANO DE GRANO μm	VALOR DE m	ELONGACION MAXIMA (%)
		$^{\circ}\text{C}$	$^{\circ}\text{K}$			
Aluminio	33 Cu	440-530	715-805	1-2	0.9	1300
	12Si:4Cu	500	775	-	0.4	> 1200
	6Cu:0.5Zr	-	-	-	n.d.	-
	10.7Zn:0.9Mg:0.4Zr	-	-	-	n.d.	1500
	7475	-	-	-	n.d.	> 500
Bismuto	44Zn	-	-	-	n.d.	1950
Cadmio	26Zn	20	295	1-2	0.5	-
Cromo	40Ru	1280	1555	-	-	-
Cobalto	10Al	1200	1475	0.4	0.3	-
Cobre	10Mg	700	975	-	n.d.	-
	10-12Al	500	775	-	0.5	-
	10Al:4Fe	500	775	-	0.5	α 800
	38-50Zn	450-650	725-925	-	n.d.	-
	2.8Al:1.8Si:0.4Co	-	-	-	n.d.	250
Hierro	0.14C:1.2Mn:0.5:0.1V	900	1175	2	0.6	-
	0.34C:0.47Mn:2.0Al	900	1175	2	0.5	-
	0.42C:1.9Mn	730	1005	1-2	0.6	-
	26Cr:6.5Ni	870-980	1145-1255	2	0.5	-
	30Cr:6.0Ni	870-980	1145-1255	-	n.d.	350
Plomo	20Sn	20	295	3	0.5	-
	62Sn	-	-	-	n.d.	4850
	5Cd	0	275	4	0.3	-
	18Cd	-	-	-	n.d.	1500
Magnesio	0.5Zr	500	775	20	0.3	-
	6Zn:0.6Zr	270-310	545-585	0.5	0.5	1700
	23Ni	450	725	-	n.d.	-
	30Cu	450	725	-	n.d.	-
	33Al	400	675	-	n.d.	2100

METAL BASE	ALEANTES ADICIONADOS % EN PESO	TEMPERATURA		TAMANO DE GRANO μm	VALOR DE m	ELONGACION MAXIMA (%)
		°C	°K			
	1.5Mn			-	n.d	
Niquel	nil	820	1095	8	n.d	
	39Cr:8Fe:2Ti	980	1255	2	0.5	
	Cr-Fe					
Estaño	5Bi	20	295	1	0.5	
	2-38Pb	20	295	1-2	0.5	
	33Cd	20	295	1-2	0.5	
Titanio	6Al:4V	900-980	1175-1255	6	0.9	> 1000
	5Al:2.5Sr	1000	1275	18	0.7	
Zinc	nil	0-20	275-295	1-2	n.d	
	0.5Al	20	295	1-2	n.d	
	5 Al	200-360	475-635	1-2	0.7	
	22Al	200-260	475-535	1-2	0.5	2900
	40Al	250	525	1-10	0.5	
	7Al:4Cu			-	n.d	850
Zirconio	Zincaloy-4	900	1175	12	0.5	

TABLA # 1 ALEACIONES QUE EXHIBEN EL COMPORTAMIENTO SUPERPLASTICO

CAPITULO IV

PROCESOS DE MANUFACTURA APLICABLES A LAS ALEACIONES Zn-Al-Cu

4.1 LA FUNDICION

Se puede mencionar que la fundición es anterior al año 2000 A.C. y el proceso utilizado en la actualidad no tiene cambios tan marcados que lo hagan diferente al utilizarlo en la antigüedad.

Sin embargo los cambios registrados mediante la investigación, han producido aplicaciones y adaptaciones que no se habían considerado dentro del alcance de la industria de la fundición, como lo son, las altas cifras de producción, el buen acabado de las superficies, las pequeñas tolerancias en las dimensiones y la mejora en las propiedades de los materiales, lo cual ha permitido fundir partes de forma complicada ya sean de tamaño grande o pequeño y de todos los tipos de metales.

El proceso de la fundición consiste en la realización de moldes, hacer la preparación y fundir el metal el cual posteriormente es vertido en los moldes, con lo cual se obtiene la pieza fundida propiamente, se limpian las piezas fundidas y se puede recuperar la arena para volver a ser utilizada.

4.1.1 LA FUNDICION Y SU PROCESO

Algunos de los factores que deben de ser considerados para la producción de un buen vaciado son los siguientes:

1.- El moldeo

2.- La arena

3.- El molde

4.- Los corazones

4.1.2 EL MOLDEO

En este caso se esbosa a grandes rasgos los pasos a seguir en la --
elaboración de un molde en arena.

El primer paso en la hechura de un molde es el de colocar el modelo sobre un tablero de moldear, que coincide con la caja de moldeo. En se seguida se coloca la tapa sobre el tablero con los pernos dirigidos hacia abajo. Posteriormente se criba la arena sobre el modelo para que lo vaya cubriendo, la arena deberá compactarse en torno al modelo, terminando de llenar la tapa.

(El grado de apisonado necesario sólo se determina por experiencia. Si el apisonado ha sido muy intenso no permitirá que escapen el vapor y el gas cuando penetre el metal fundido al molde y si no ha sido lo suficientemente apisonado no se mantendrá en su posición al moverlo o al -- choque del metal fundido con el molde).

Al terminar el apisonado se quita el exceso de arena orrasándola -- con una barra recta llamada rasero. Para asegurar el escape de los gases al momento del vaciado se hacen pequeños agujeros a través de la -- arena, que llegan hasta unos cuantos milímetros antes del modelo.

Se voltea la mitad inferior del molde, de forma que la tapa se pueda colocar en su posición y se termina el moldeo.

luego se voltea la base haciéndola girar quedando expuesto el modelo, - se alisa la superficie y se cubre con una capa de separación de arena - fina seca.

En seguida se coloca la tapa sobre la base mediante los pernos en ambos lados. Para proporcionar un conducto por donde entre el hierro al molde, se coloca un mango ahusado conocido como clavija de colada, separado unos 25 m m a un lado del modelo con lo cual el molde queda completo faltando solo retirar el modelo y la clavija de colada. Antes de ce--- rrar el molde deberá cortarse entre la cavidad hecha por el modelo y la abertura de la colada un pequeño conducto conocido como alimentador.

La superficie del molde debe ser rociada, untada o espolvoreada con un material preparado para recubrimiento conteniendo generalmente polvo de sílice y grafito variando la composición dependiendo del material a rociar.

Esta capa de recubrimiento mejora el acabado de las superficies y reduce los posibles defectos de las mismas.

Los moldes a utilizar pueden fabricarse de una gran variedad de materiales como son: metal, yeso, cerámica u otra sustancia refrigerante, etc.

4.1.3 LA ARENA

Una de las arenas utilizadas en la fundición es la arena de sílice (SiO_2), la cual puede ser encontrada en muchos depósitos naturales y es adecuada para el moldeo ya que puede resistir altas temperaturas sin descomponerse.

Este tipo de arena tiene un bajo costo, es de gran duración y se puede conseguir en una amplia variedad de tamaños y formas de granos.

La arena sílice no es conveniente en estado puro, para el trabajo de moldeo ya que carece de propiedades aglomerantes por sí sola. Estas propiedades se pueden obtener añadiendo de 8 a 15% de arcilla. Los tres tipos de arcilla usados son la caolínifera, la montmorillonita y la bentonita, siendo esta última la usada con mayor frecuencia, previniendo de la ceniza volcánica, descompuesta por las condiciones atmosféricas. Algunas arenas de moldeo, naturales, se mezclan adecuadamente con arcilla al extraerlas en las canteras siendo necesario solo el agregarles agua para obtener una arena conveniente para colados no ferrosos.

Las arenas de moldeo sintéticas se componen de sílice lavada de granos agudos a la cual se le añade de 3 a 5% de arcilla. Con este tipo de arenas se genera menos gas, ya que se requiere menos del 5% de humedad para manifestar resistencia adecuada.

El tamaño de los granos de arena depende del tipo de pieza que se ha de moldear. Para colados pequeños y complicados es más conveniente una arena de grano fino con el objeto de que los detalles del molde apa

rescan precisos.

A medida que aumenta el tamaño del colado, los granos de arena a utilizar también deberá de aumentar con lo cual se permite la salida de los gases generados en el molde.

Las pruebas aplicadas a la arena nos permite determinar las cualidades esenciales de la arena de fundición siendo necesario realizarlas periódicamente.

Las propiedades pueden cambiar por contaminación con materiales extraños, por la acción de lavado en el recocido, por el cambio gradual y la distribución de los tamaños del grano y por la continua exposición a altas temperaturas.

Las pruebas pueden ser tanto químicas como mecánicas pero a parte de la determinación de los elementos indeseables en la arena, las pruebas químicas son de poco uso.

La mayoría de las pruebas mecánicas son simples, no requiriendo equipo elaborado.

Algunas de las pruebas para determinar propiedades en la arena son:

- a) Permeabilidad.- Esta prueba como su nombre lo indica nos indica el índice de porosidad de la arena, lo cual facilita el escape de gas y vapor, formados en el modelo.
- b) Resistencia.- La arena debe de tener un cierto grado de cohesión hasta tener la suficiente ligazón, tanto el contenido de agua como el de arcilla afectan la propiedad de la cohesión.
- c) Resistencia a las altas temperaturas.- La arena debe de tener la suficiente resistencia para soportar altas temperaturas sin llegar a fundirse.
- d) Tamaño y forma del grano.- La arena debe de tener un tamaño de grano dependiente de la superficie que se trate de producir, y los granos serán irregulares hasta el grado en que puedan mantener la suficiente resistencia por cohesión.

4.1.4 EL MOLDE

El método empleado para la realización de un molde depende entre --

otras cosas de; el tipo del material, el tipo del proceso de moldeo, co sideraciones especiales tales como alimentadores, rebosaderos y caracte rísticas de solidificación, y el equipo mecánico de moldeo disponible. Dentro de los materiales utilizados en la fabricación de moldes se tie nen:

moldes de arena verde, moldes de superficie seca, moldes de arena seca, moldes de arena negra, moldes al "Co₂", moldes metálicos y moldes especiales.

Una clasificación de los métodos de moldeo es:

- 1).- Moldeo en banco.- Este tipo de moldeo se realiza en trabajos peque ños, sobre un banco con una altura conveniente para el moldeador.
- 2).- Moldeo en el piso.- Se realiza al aumentar el tamaño de los cola dos, haciendose el trabajo en el piso de la fundición. Se utiliza generalmente para vaciados de tamaño medio y grande.
- 3).- Moldeo en pozo.- Usado en colados extremadamente grandes moldeados frecuentemente en un pozo en lugar de una caja.
- 4).- Moldeo en máquina.- El proceso de moldeo en máquina ha sido desa rrollado para efectuar un número de operaciones que ordinariamente se realizan a mano por el moldeador.

4. 1.5 LOS CORAZONES

Los corazones son utilizados cuando un vaciado debe de tener una cavidad o hueco en el molde, para lo cual es necesario introducirlo en el mismo.

En el colado pueden formarse superficies tanto internas como externas - mediante los corazones.

Los corazones se clasifican como corazones de arena verde y corazones de arena seca.

Los de arena verde son los formados por el mismo modelo y se hacen de la misma arena que el resto del molde.

Los de arena seca son los que se forman por separado para posteriormente insertarse después que se ha retirado el modelo y antes de cerrar el molde.

Generalmente estos se hacen de arena de río, limpia, mezclada con un -- aglutinante y se hornea para darle la resistencia deseada .

Entre los diferentes tipos de aglutinantes usados para la fabricación de corazones se encuentran los clasificados como aglutinantes de aceite, uno de estos es el aceite de linaza, utilizado frecuentemente para corazones pequeños. Tales corazones deben hornearse durante dos horas a temperaturas entre 175 y 215°. Una mezcla comunmente utilizada es usar 40 __ partes de arena de río y una parte de aceite de linaza.

Otro grupo de aglutinantes solubles en agua es: la harina de trigo, dextrina, almidón gelatinizado y muchas preparaciones comerciales. La re-lacion de aglutinantes a arena en estas mezclas es bastante alta, te---niéndose de 1 a 8 o más partes de arena. Con frecuencia se utilizan -pequeños porcentajes de arena vieja en lugar de arena nueva.

Muchos corazones son fabricados mediante una mezcla de arena y silicato __de sodio, que en el momento de ser apisonado en una caja de corazones puede endurecer al aplicarle bioxido de carbono gaseoso. Este es el proceso del "Co₂" ya que estos corazones no necesitan ser horneados se les puede producir con rapidez y a bajo costo.

4.2. EXTRUSION

4.2.1. CONCEPTOS GENERALES

4.2.1.1 INTRODUCCION

La extrusión es un proceso relativamente reciente ya que los primeros antecedentes se remontan a 1797 cuando Joseph Bramah obtuvo la patente de una prensa hidráulica usada en la fabricación de tubería de plomo, aunque realmente la primera prensa hidráulica de extrusión fue construida en 1820 por Thomas Burr, en esta máquina se vertía el plomo fundido lo cual nos conduce a concluir que no se trataba de un proceso de extrusión en el sentido estricto de la palabra.

El rápido desarrollo de la industria eléctrica durante la segunda mitad del siglo XIX provocó una gran necesidad de un material adecuado para emplearse como forro o cubierta de los conductores, se encontró que el plomo era adecuado y se idearon diversos métodos para recubrir el cable con plomo. De esta necesidad nace realmente el proceso de extrusión en 1879 cuando Wesslau en Alemania y Borel en Francia idean métodos para extruir el plomo directamente sobre los cables. El éxito alcanzado motivó a otros productores, por lo que antes de 1900 se logra extruir de manera comercial algunos metales no ferrosos fundamentalmente aleaciones de Cobre, siendo muy comunes los latones del tipo 60-40, el desarrollo alcanzado en la actualidad ha permitido la extrusión de una gran variedad de metales y aleaciones incluidos algunos aceros.

El término extrusión tiene las siguientes raíces latinas:

"ex" que significa fuera y trudere que significa empujar.

De lo anterior se puede considerar a la extrusión como el proceso en el cual se forma un elemento útil al forzar un bloque o lingote de metal a pasar a través de un dado que presenta un orificio con el perfil requerido.

La analogía más sencilla del proceso se puede hacer con un tubo de pasta dental, en el cual al presionarlo se provoca la salida de la pasta a través de la boquilla, tomando entonces el material el perfil de dicha boquilla.

4.2.1.2. CLASIFICACION DE LOS PROCESOS DE EXTRUSION.

A).- En base a la temperatura se clasifica en:

1) Extrusión en frío: → cuando la temperatura de trabajo es menor a la de recristalización del material.

Este proceso se aplica en la formación de pequeñas partes de maquinaria tales como: pernos, flechas con posibilidad de realizar también piezas asimétricas. La precisión dimensional que se puede lograr por este método, además del endurecimiento por deformación, son ventajas obtenidas en el proceso.

2) Extrusión en caliente: → cuando la temperatura de trabajo es mayor a la de recristalización.

Generalmente éste es el proceso más empleado ya que no se presenta endurecimiento por deformación, además los requerimientos en cuanto a la presión de extrusión son menores, el único problema es no poder tener un mayor control dimensional.

B).- En base a la forma en que se efectúa el proceso se tiene:

1).- Extrusión directa: → en este caso el ariete empuja directamente al bilette en contra de la matriz forzando así a que el material al fluir, pase a través del orificio de la misma. (proceso más común).

2).- Extrusión indirecta: → a esta también se le conoce con el nombre de extrusión invertida, teniéndose en este caso que la matriz se encuentra colocada en un ariete hueco.

Como no existe movimiento relativo entre la pared del contenedor y el bilette, se tiene como consecuencia que las fuerzas de fricción son bajas y por lo tanto la fuerza requerida para hacer fluir el material es menor que en la extrusión directa.

Por otro lado el empleo de un ariete hueco, nos da como consecuencia el que el proceso presente limitaciones prácticas tanto en lo que respecta a la capacidad de la prensa, como tam-

bién en la longitud de las piezas obtenidas teniendo como consecuencia que generalmente el proceso se aplique para la producción de piezas pequeñas de metales no ferrosos.

- 3).- Extrusión por impacto: + este proceso de extrusión es empleado en la formación de tramos cortos de secciones huecas, teniendo uno de sus lados cerrado.

La aplicación o ejemplo más característico es el empleo del proceso para la producción de tubos para pasta dental.

Entre los metales que más comúnmente se extruyen por este -- proceso está el plomo, el zinc, el estaño y algunas aleaciones de aluminio.

4.2.2. EQUIPOS PARA EXTRUSION

Como anteriormente se mencionó la primera prensa hidráulica usada para un proceso de extrusión fue fabricada en Inglaterra por S. Bramah, teniendo como finalidad la de extruir plomo.

En la actualidad las máquinas de extrusión son clasificadas en: horizontales y verticales, dependiendo de la dirección de movimiento del -- ariete.

Las prensas verticales son construidas en capacidades de 300 a 2000 toneladas, mientras que las prensas horizontales son construidas en capacidades mayores, siendo frecuentemente encontradas en operación prensas de 1500 a 5000 ton., habiéndose construido algunas hasta de 14000 ton.

4.2.3. METALES QUE SON EXTRUIDOS CON ALGUNA IMPORTANCIA COMERCIAL

En seguida se indican los metales y aleaciones que han sido extrui-- das en alguna ocasión siendo los más importantes aquellos que les antee-- de un asterisco:

Zinc, *Plomo, *Aluminio, Magnesio, *Cobre, *Latón, *Estaño, Bronce, Eri-- lio, Niquel, Zirconio, Titanio, Niobio, Talio, Molibdeno, Aceros al carbono, Aceros inoxidables.

Como podemos observar, los metales y aleaciones que son comunmente conformados por extrusión son pocos comparados con los que en un momento dado se pueden formar por laminado.

4.2.4. LOS ELEMENTOS FUNDAMENTALES DE LOS CUALES CONSTA UNA PRENSA DE EXTRUSION SON:

- a) Cabezal fijo
- b) Contenedor
- c) Matriz (Esta se encuentra montada sobre el cabezal)
- d) Embolo (el cual cuenta con un ariete para hacer presión sobre el lingote)

La capacidad de la prensa y sus dimensiones, están en función del material que se pretenda extruir, así como también de las características particulares de las piezas.

a) Cabezal fijo: es la placa sobre la cual se monta el portamatrix y matriz, su resistencia tiene que ser elevada, ya que va a soportar las cargas generadas por el pistón.

b) Contenedor: su función es la de mantener la temperatura del bilete, además de conducirlo y soportarlo hasta que se le hace pasar a través de la matriz.

La resistencia mecánica del contenedor deberá ser muy elevada ya que deberá soportar las cargas transmitidas por el material al ser comprimido el ariete.

Es por esto, y como se requiere buena resistencia al desgaste, por lo cual se eligen aceros para trabajo en caliente, serie H, para la fabricación de estas piezas, así como también para fabricar el ariete.

Las dimensiones del contenedor están en función de las del lingote, pero además estarán íntimamente relacionadas con la potencia de la prensa, o sea la capacidad de la máquina.

Una expresión sencilla que nos relaciona el diámetro mínimo (d) que puede tener el contenedor (en mm) con la capacidad máxima de la prensa (P) en ton. es:

$$d > 3.5 \sqrt{P} \text{ ----- (1)}$$

c) Matriz: en general podemos mencionar dos tipos de dados que son:

1).- Plana: en este tipo de matriz se tiene un semángulo de entrada que es igual a 90° , en este caso el metal al entrar - al dado forma una zona muerta, dando lugar a su propio ángulo de entrada.

2).- Dados con entrada cónica; en general este tipo de dado se aplica cuando se tiene una buena lubricación.

Al reducir el semángulo de entrada; se logra mayor homogeneidad en la deformación, además de reducir las presiones de extrusión.

Existe un límite en el ángulo de entrada para el cual se incrementa la fricción en la superficie del dado, es por esto que para la mayoría de las operaciones de extrusión el semángulo de entrada oscila entre 45° y 60° .

La matriz en general consta de 3 partes que son:

- 1) El portamatriz
- 2) La contramatriz
- 3) La boquilla (dado o matriz propiamente dicha)

La división anterior tiene por objeto, el que se puedan reemplazar las piezas fácilmente al sufrir daño o ser necesario - esto por desgaste.

De hecho la pieza más crítica será el dado por lo cual se requiere emplear aceros de alta resistencia en caliente para su fabricación.

Un acero que se recomienda para tal fin es el denominado H-12; lo mismo que para el portamatriz, por otro lado la contramatriz se fabricará en acero de menor calidad de grado maquinaria por ejemplo 4140 o bien 9840.

d) Embolo con ariete: Estos elementos serán los que provean las -- cargas necesarias para hacer fluir el metal a través del dado.

El ariete deberá ser de diámetro un poco menor que el diámetro del contenedor, para evitar fricción entre estos, igualmente se deberá fabricar de acero para trabajo en caliente.

4.2.5. ANALISIS DEL PROCESO DE EXTRUSION

Las variables principales que influyen en el proceso de extrusión en cuanto a la fuerza requerida son:

- a).- Tipo de extrusión (directa o indirecta)
- b).- Temperatura de trabajo.
- c).- Cociente de extrusión.
- d).- Velocidad de extrusión.
- e).- Fricción entre la matriz y el contenedor.

a).- Tipo de extrusión: las curvas típicas para extrusión directa e indirecta están dadas en las siguientes figuras, Estas son gráficas de presión de extrusión (Ton/cm²) contra desplazamiento del pistón (cm).

La presión de extrusión se define como:

$$P_e = \frac{F_e}{A_o} \text{-----} (2)$$

donde:

P_e → presión de extrusión

F_e → fuerza de extrusión

A_o → sección transversal del tocho o bilette

Si se observa una gráfica de extrusión directa se tiene que la carga aumenta hasta un valor máximo para el cual el material comienza a fluir, además se nota que la presión de extrusión decrece progresivamente lo cual se debe a la reducción en la longitud del bilette y por lo tanto decrece la fuerza de fricción.

En el caso de extrusión indirecta se observa que la presión de extrusión es relativamente constante, esto es consecuencia de que no existe movimiento relativo entre el tocho y la pared del contenedor.

Se puede notar que ambas curvas al final de la carrera del pistón dan vuelta hacia arriba, esto se debe a que en este punto se intenta extruir un delgado disco residuo del tocho que queda, aún en el contenedor.

Para extruir una mayor cantidad de material y evitar problemas en el ariete, es práctica común colocar discos de acero en la parte posterior del bilette, o sea entre éste y el ariete.

b). Temperatura de trabajo: la temperatura a la cual se lleva a cabo el proceso de extrusión, será determinante en cuanto a lar cargas requeridas, así como también en cuanto a las características superficiales del material obtenido y sus tolerancias dimensionales.

Los límites superior e inferior a los cuales se puede realizar el proceso, están dados por:

Límite inferior: la mínima temperatura de extrusión, será -- aquella a la cual es factible realizar el proceso, tanto desde el punto de vista tecnológico como económico, debiéndose de -

tomar en cuenta, si es que éste se efectúa a temperaturas menores que la de recristalización, el fenómeno de endurecimiento por deformación.

Límite superior: Este es dado por la mínima temperatura a la cual el material comienza a fundir o umbral de fusión.

En la tabla siguiente se indican temperaturas de extrusión más adecuadas para algunos metales y aleaciones de importancia industrial.

Metal o Aleación a extruir	Temperatura común de extrusión(°C)
Zinc	125 a 175
Aleaciones de zinc	200 a 320
Aleación superplástica 77% Zn-21%Al	
2%Cu	300 a 350
Aleaciones de aluminio	380 a 500
Latón 70/30	830 a 850
Latón 60/40	550 a 750
Aceros al carbono	1100 a 1250
Aluminio 2014	350 a 400

c).- Cociente de extrusión: el cociente de extrusión se define como:

$$R = \frac{A_0}{A_F}, \text{-----} \quad (3)$$

donde:

R → cociente de extrusión

A_0 → sección transversal del billete

A_F → sección transversal del perfil extruido

En la práctica el cociente de extrusión, se tiene entre 10 y 60, teniendo como regla general el fijarlo mayor que 12, esto se debe a que relaciones entre 4 y 10 producen estructuras orientadas sin hacer desaparecer por completo la estructura de fundición.

En el caso de extrusión en caliente de acero, se han tenido cocientes extremos de 40 y en el caso de aluminio hasta de 400.

Otros parámetros relacionados son, la reducción fraccional de área (r) $r = 1 - \frac{A_F}{A_0}$ ----- (4)

de las ecuaciones (3) y (4) se tiene que:

$$R = \frac{A_0}{A_F}; \quad r = 1 - \frac{A_F}{A_0} \quad \therefore \quad R = \frac{1}{(1-r)} \quad \text{-----} \quad (5)$$

d).- Velocidad de extrusión: en cuanto a ésta se puede mencionar, que mayores velocidades de extrusión provocan un incremento en la presión requerida, el aumentar 10 veces la velocidad de extrusión, nos provoca un incremento en la presión de extrusión del 50%

La velocidad de extrusión está dada por la capacidad del equipo, velocidad del ariete y la temperatura de proceso.

Elevadas velocidades de extrusión son requeridas en el caso de aceros y metales refractarios donde existe un problema de transferencia de calor del billete a las herramientas.

La correcta selección de una determinada temperatura y velocidad de extrusión se realiza mediante ensayo-error para cada aleación y tamaño del billete.

La velocidad del producto extruido está dado por:

$$V_e = V_a R \quad \text{-----} \quad (6)$$

donde:

V_e → velocidad del producto extruido.

V_a → velocidad del ariete.

Velocidad de extrusión

Metal o aleaciones	Velocidad de extrusión (m/min.)
Metales refractarios	25.4 a 38
Aluminio	1.5 y aun menores
Aleaciones de aluminio	1.5 a 5.0
Latón 70/30	18

e).- Fricción entre la matriz y el contenedor: la fricción será función fundamentalmente del tipo de extrusión, en el caso de la extrusión indirecta, únicamente se tiene con el dado.

Dependiendo del material a extruir, se emplearán lubricantes grafiticos o vidrio fundido entre otros.

Los lubricantes grafiticos son adecuados para producir longitudes relativamente cortas a temperaturas de hasta - 1100°C, si la operación es realizada a grandes velocidades.

En el proceso Ugine-Sejournet, se emplea como lubricante vidrio fundido, principalmente para extrusión a elevadas temperaturas, por lo cual se aplica en el caso de aceros y aleaciones de níquel.

Al aplicar lubricante, se presenta un fuerte problema al elegir la temperatura y la velocidad de extrusión, debido a que existe una interacción muy compleja entre estas variables.

Si la velocidad de extrusión es baja, se producen espesos recubrimientos, lo cual provoca presiones (axiales) de extrusión bajas dando como resultado un rápido agotamiento -- del lubricante disponible y restringiendo por tanto la longitud que pueda ser extruida.

Para que la lubricación sea adecuada el lubricante deberá formar una capa continua de pequeño espesor.

Es importante mencionar que no en todos los casos se emplea lubricante, por ejemplo en la extrusión de aleaciones de aluminio de baja resistencia no se emplea ningún lubricante.

4.2.6 PRESION DE EXTRUSION.

Por presión de extrusión se entiende, a la presión requerida para hacer fluir el material a través del dado, lo cual está directamente relacionado con el logaritmo del cociente de extrusión.

$$f_e = K A_0 \ln R \text{ ----- (7)}$$

donde:

f_e → fuerza de extrusión

K → constante de extrusión relacionada con la naturaleza del metal a la temperatura de trabajo.

Resistencia a la deformación (Kg/mm^2)

Metal o aleación	Resistencia a la deformación (Kg/mm^2)	Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)
Acero al carbono	{ 12 15	{ 1250 1150
Latón 60/40	{ 10 18	{ 750 550
Aluminio 2014	{ 14 10	{ 350 400

La expresión de la ecuación (7) fue desarrollada por Siebel, pero en esta no se considera la fricción del bilette con el contenedor, por lo cual, la fórmula general queda como sigue:

$$f_e = K A_0 \ln R \left(\exp \left(2 \frac{f l}{r_0} \right) \right) \text{-----} (8)$$

donde:

f → coeficiente del rozamiento (función de la lubricación)

l → longitud del contenedor

r_0 → radio del bilette

Al hacer uso de lubricantes $f \rightarrow 0$ y para aleaciones ligeras $f \approx 0.1$

Otros autores mencionan una fórmula simplificada para la fuerza de extrusión.

$$f_e = \sigma_m A_0 (0.8 + 1.2 \ln R) \text{-----} (9)$$

donde:

σ_m → esfuerzo medio del flujo = K

4.2.6.1 ANALISIS DE LOS PROCESOS DE EXTRUSION

En los siguientes párrafos se realizará un análisis de la presión y el trabajo requerido para extruir una barra en función de la energía -- uniforme de deformación plástica por unidad de volumen.

Para extrusión directa se puede expresar como:

$$U_p = \int_0^L \sigma \, dx = \int_{A_0}^{A_F} \sigma \, d \ln A = \sigma_m \ln \frac{A_F}{A_0} \quad (10)$$

$$\text{Como: } \ln \frac{A_0}{A_F} = - \ln \frac{A_F}{A_0} = \ln R + U_p = -\sigma_m \ln R \quad (10')$$

$$\text{El trabajo será por tanto: } W = U_p V \quad (11)$$

$$\text{de las ecuaciones (10) y (11) se tiene } W = V \sigma_m \ln R \quad (12)$$

por otro lado $W = \text{fuerza} \times \text{distancia}$

$$W = P_e A_0 L \quad (13)$$

donde:

L + desplazamiento del pistón, o bien longitud del bilette en el contenedor.

De las ecuaciones (12) y (13) se llega a la expresión de Siebel para un proceso en el cual la fuerza de fricción es nula.

$$P_e A_0 L = V \sigma_m \ln R + P_e = \frac{V}{A_0 L} \sigma_m \ln R \quad (14)$$

U_p + energía por unidad de volumen.

Se define como eficiencia del proceso al cociente de la energía ideal a la energía real, entonces se tiene:

$$P_{eR} = \frac{P_e}{n} \quad (15)$$

$$\text{de la ecuación (15) se tiene: } P_{eR} = \frac{\sigma_m}{n} \ln R \quad (16)$$

Es fácil suponer que la fuerza de extrusión es igual a la suma de las fuerzas sobre el dado, más la de fricción entre el contenedor y el bilette además de la desarrollada entre el contenedor y el ariete.

P_{eR} + Presión de extrusión real.

$$P_e = P_d + P_{fb} + P_{ff} \quad \text{-----} \quad (17)$$

donde:

P_{ff} → fricción desarrollada entre el bilette y el contenedor, generalmente $P_{ff} \rightarrow 0$

P_{fb} → fuerza de fricción desarrollada entre el bilette y el contenedor

P_d → fuerza de fricción sobre la boquilla.

La ecuación (17) se puede expresar de la forma siguiente, (en términos de presión):

$$P_e = P_d + \frac{4 \tau_i L}{D} \quad \text{-----} \quad (18)$$

donde:

τ_i → esfuerzo cortante de interfase entre el contenedor y el bilette.

L → longitud del bilette en el contenedor.

D → diámetro del contenedor.

Para evaluar P_d se puede aplicar el análisis a un planchon, para conocer entonces la fricción desarrollada al pasar el material a través de una boquilla cónica.

En el análisis del planchon, se asume que el material de forma uniformemente.

Para realizar el equilibrio de fuerzas en la dirección X, se tienen dos componentes.

La primera debida a la variación en los esfuerzos a lo largo del -

eje de deformación y la segunda debida a la presión sobre el dado:

$$(\sigma_x + d\sigma_x) (h + dh) w - \sigma_x h w) - 2p(w \frac{dx}{\cos \alpha}) \text{ sen } \alpha = 0 \text{ ----- (a)}$$

desarrollando (a):

$$((\sigma_x + \sigma_x dh + h d\sigma_x + d\sigma_x dh) w - \sigma_x h w) + 2p (W \frac{dx}{\cos \alpha}) \text{ sen } \alpha = 0$$

$$\frac{\text{sen } \alpha}{\cos \alpha} = \tan \alpha$$

$d\sigma_x dh$ + es despreciable, quedando que al considerar el término entre dado y material: $2\mu p dx$

$$w dx dh + h w d\sigma_x + 2p w \tan \alpha dx + 2\mu p dx = 0 \text{ ----- (b)}$$

$$\sigma_x dh + h d\sigma_x + 2p \tan \alpha dx + 2\mu p dx = 0 \text{ ----- (b')}$$

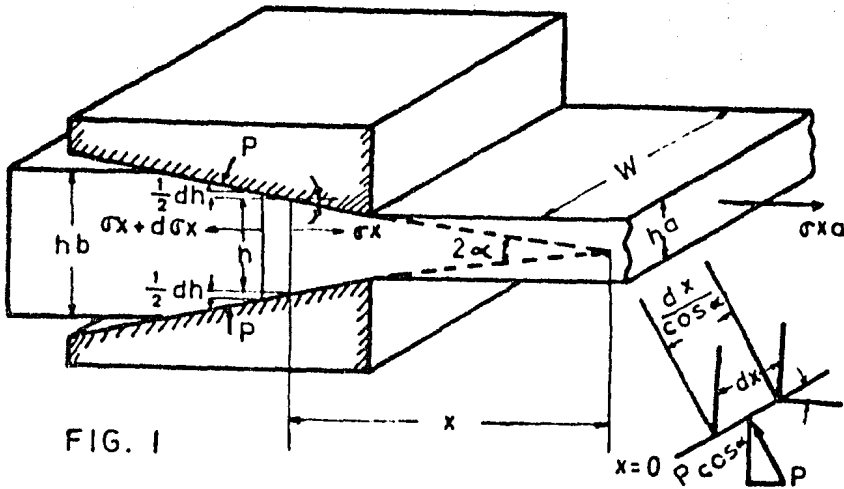


FIG. 1

de la figura (1) se puede observar que:

$$h = 2x \tan \alpha \quad ; dx = 2 \tan \alpha dx + dx \frac{dh}{2 \tan \alpha}$$

$$\therefore x = \frac{h}{2 \tan \alpha} \text{ substituyendo en (b):}$$

$$\sigma_x dh + h d\sigma_x + 2p \tan \alpha \frac{dh}{2 \tan \alpha} + 2\mu p \frac{dh}{2 \tan \alpha} = 0$$

$$\sigma_x dh + h d\sigma_x + p dh + \mu p \cot \alpha dh = 0 \text{ ----- (c)}$$

$$\sigma_x dh + h d\sigma_x + p(1 + \mu \cot \alpha) dh = 0 \text{ ----- (d)}$$

El esfuerzo necesario para que el material fluya es:

$$\sigma_0 + \sigma_x + P \text{ ----- (e)}$$

$$h d\sigma_x + \sigma_x dh + (\sigma_0 - \sigma_x) (1 + \mu \cot \alpha) dh = 0 \text{ ----- (f)}$$

$$\mu \cot \alpha = B \text{ ----- (g)}$$

de las ecuaciones (g) y (f) se tiene que:

$$h d\sigma_x + \sigma_x dh + \sigma_0 B dh + \sigma_0 dh - \sigma_x dh - \sigma_x \mu \cot \alpha ; dh = 0$$

$$h d\sigma_x + \sigma_0 B dh + \sigma_0 dh = \sigma_x B dh = 0 \text{ ----- (h)}$$

$$(\sigma_0 B + \sigma_0 - \sigma_x B) dh = - h d\sigma_x$$

$$\frac{dh}{h} = \frac{d\sigma_x}{\sigma_x B - (\sigma_0 + \sigma_0 B)} \text{ ----- (i)}$$

Si se considera que B y σ_0 son constantes, al integrar (i), se tiene que:

$$\int_{A_0}^{A_f} \frac{dA}{A} = \frac{1}{B} \int \frac{B d\sigma_x}{\sigma_x B - \sigma_0 (1 + B)}$$

La presión en la matriz se puede expresar de la manera siguiente:

$$P_d = \sigma_x = \sigma_0 \left(\frac{1 + B}{B} \right) (1 - R)^B \text{ ----- (19)}$$

si no se considera fricción, la ecuación (19) queda como:

$$P_d = \sigma_0 (a + b \ln R) \quad (19')$$

donde: $a \approx 0.8$; $b \approx 1.5$

Por ser una condición de esfuerzos planos los criterios de fluencia de -
Truca y de Von Mises, son equivalentes:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 = \sigma_0'$$

σ_0 + Límite elástico para carga uniaxial

σ_0' + Límite de fluencia para la condición de esfuerzos planos

En nuestro caso los esfuerzos principales son

$$\sigma_x = \sigma_1 ; p = \sigma_3$$

Como p es compresión, entonces el signo se modifica quedando entonces:

$$\sigma_x + p = \sigma_0'$$

• • La ecuación para extrusión lubricada a través de una matriz con se
ángulo α , (Anitzur) :

$$P_d = \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} \left(\frac{a}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) + \sigma_0 (2 f(\alpha) + m \cot \alpha) \ln \frac{r_0}{r_f} + 2 m \left(\frac{L}{r_0} - \left(1 - \frac{r_f}{r_0} \right) \cot \alpha \right) \quad (20)$$

donde:

- m + factor de fricción en la intercamara.
- f(α) + función compleja del semiángulo de entrada (α).
- f(α) \approx 1, para ángulos pequeños.
- f + longitud de empuje hasta la salida de la matriz.

- r_o + radio del bilette
 r_f + radio de la barra extruida

Kudo, desarrollando una expresión para extrusión a través de una matriz de cara plana ($2\alpha = 180^\circ$)

$$P_d = \sigma_o (1.06 + 1.55 \ln R)$$

Recientemente se han desarrollado aún más ecuaciones como la siguiente (De Pierre)

$$P_d = \sigma_o (a + b \ln R) + mK \cot\alpha \ln R$$

α	a	b
30	0.419	1.006
45	0.659	1.016
60	0.945	1.034

$$m = \sigma_i / K$$

La siguiente expresión es para un volumen de bilette con diámetro Db y diámetro de extrusión De , para un ángulo de 45° quedando:

$$V = \frac{\pi h}{3} \left(\frac{Db^2}{4} + \frac{De^2}{4} + \frac{DbDe}{4} \right) \quad (21)$$

donde:

$$h = \frac{Db - De}{2} \quad (22)$$

Volumen del cono truncado, de ecuación (21)

$$V = \frac{\pi}{24} (Db^3 - De^3) \quad (23)$$

El volumen extruido por unidad de tiempo, para una velocidad v del pistón es:

$$V_e = v \frac{\pi Db^2}{4} \quad (24)$$

donde: v + velocidad del pistón.

$$\text{Tiempo de extrusión} + t_e = \frac{V}{V_e} \quad (25)$$

Substituyendo las ecuaciones (23) y (24) en (25) :

$$\frac{V}{\frac{\pi D_b^2 v}{4}} = \frac{4V}{V \pi D_b^2} \quad (26)$$

$$\frac{\pi (D_b^2 - D_e^2)}{24 \pi D_b^2 v} = \frac{D_b^2 - D_e^2}{6 D_b^2 v} \quad (26')$$

$$\frac{4 v}{v \pi D_b^2} = \frac{D_b - D_e}{6 D_b^2 v} \quad (26'')$$

Como $D_b \gg D_e$ + $\frac{D_b^2 - D_e^2}{D_b^2} \approx D_b$ (27)

$$t_e \approx \frac{D_b}{6 v} \quad (28)$$

Teniendo que la velocidad de deformación es:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{\epsilon}}{t}$$

$$\epsilon \approx \ln \frac{A_0}{A_f} \rightarrow \epsilon = \ln R \quad (30)$$

de las ecuaciones (28), (29) y (30)

$$\dot{\epsilon} = \ln \frac{R}{D_b} + \dot{\epsilon} = \frac{6 v \ln R}{D_b} \quad (31)$$

Para un semángulo de entrada (α) en general se tiene:

$$\dot{\epsilon} = \frac{6vDb^2 \ln R \tan \alpha}{(Db^3 - Dc^3)} \quad (32)$$

4.2.7 Defectos en la extrusión.

- a).- Heterogeneidad del producto extruido.- en la extrusión directa el centro del tocho fluye más rápidamente que la periferia, durante el proceso una partícula de metal se moverá a lo largo del camino curvo, en consecuencia partículas ubicadas en el tocho en una misma sección transversal aparecerán en diversas secciones en la barra.
- b).- Generalmente la superficie del bilette se encuentra oxidada, lo cual provoca que una vez que se han extruido 2/3 partes del bilette, la superficie del mismo tiende a fluir por el centro de la barra, provocando una discontinuidad interna.
- c).- Grietas.- se presentan generalmente perpendiculares a la línea de extrusión; este defecto se produce cuando el metal no está a la temperatura crítica (temperatura del tocho excesiva), o bien por una velocidad de extrusión demasiado elevada.
- d).- Rayas de extrusión.- este tipo de defecto, puede ser causado por un mal acabado en el dado, por lubricación inadecuada o por una excesiva velocidad de extrusión.
- e).- Ampollas.- son como pequeñas sopladuras que aparecen en el producto final de extrusión. Este defecto se puede deber a gases adquiridos por el metal durante la fusión o bien a grasas presentes en el contenedor o ariete.
Las paredes de prensa se manifiestan en una depresión periférica - lige a y estrechada, perpendicular al eje de extrusión.

4.2.8 Aspectos mecánicos del equipo empleado.

Prensa hidráulica horizontal para extrusión directa con capacidad de 45724 Kg.

Bomba de 140 Kg/cm^2 a 1800 rpm.

211 Kg/cm^2 a 3600 rpm.

Motor de la bomba 7.5 H.P. a 1800 rpm.

Velocidad máxima de avance del pistón 0.864 cm/seg.

Carretera del pistón 25.4 cm.

Diámetro del cilindro 20.32 cm.

Diámetro del vástago 9.89 cm.

Radio interior del contenedor 3.81 cm.

Radio exterior del contenedor 7.62 cm.

Tamaño del billete + 3.7 cm ϕ x 15 cm. de largo.

4.3 LAMINADO

4.3.1 EL PROCESO DE LAMINADO SU DEFINICIÓN Y CLASIFICACION

Laminado: es el proceso de la deformación plástica en un metal al pasar entre rodillos.

El objeto de haber laminado la aleación Zn-Al-Cu (77, 21, 2, 8 respectivamente), fue verificar la capacidad del material para poder ser conformado según dicho proceso.

Trabajos anteriores han demostrado la factibilidad de laminar dicho material, tanto en frío como en caliente (temperatura ambiente y 260°C) - después de un recocido del orden de 40 horas, desde el punto de vista industrial es impracticable tal proceso, ya que un recocido tan largo - incrementaría notablemente los costos de producción, es por esto, por lo cual se pretende encontrar el mínimo tiempo de recocido para el cual la aleación se pueda laminar.

Adicional a lo anterior es necesario comprobar la posibilidad de destruir la estructura dendrítica de fundición (con características frágiles) mediante el proceso anteriormente mencionado.

Durante el laminado, la deformación se efectúa mediante grandes esfuerzos de compresión, resultando esfuerzos cortantes debidos a la fricción entre el rodillo y el metal, teniéndose como consecuencia el paso del metal a través de los rodillos.

Las principales ventajas de este proceso son: la elevada producción y el buen control dimensional en los productos obtenidos.

Este proceso se aplica cuando se requieren productos de sección transversal constante, la cual puede ser producida al pasar el material entre los rodillos.

En función de la temperatura a la que se realiza el proceso, se puede tener:

- a).- Rolado en caliente (desbaste, mayores reducciones.)*
- b).- Rolado en frío (acabado superior, mayor control dimensional)*

Algunos de los productos que se pueden obtener mediante el proceso, tanto en semiacabados como en producto terminado son:

Tocho, bilette, banda, solera, placa y lámina

Teniendo como características principales las siguientes:

Tocho: se obtiene en un primer desbaste del lingote, teniéndose que su ancho es igual a su espesor ($A_T > 36 \text{ in}^2$).

Bilette: producto semiacabado anterior a la obtención de varilla, alambón, etc., su mínima sección transversal será de $1 \frac{1}{2}'' \times 1 \frac{1}{2}''$

Banda: con un ancho menor de $24''$, considerándose Solera hasta $6''$ de ancho.

Placa: se caracteriza por un espesor mayor de $1/4''$.

Lámina: su espesor es menor de $1/4''$.

Ahora bien según estos procesos se puede pasar de:

Lingote + tocho + bilette o bien Lingote + planchon
+ Tocho

Por producto semiacabado, tenemos + Bilette

+ Planchon

Un molino laminador está compuesto de rodillos, baleros, motor, reductor de velocidad y una estructura que contenga a todas las partes, además de acoplamientos para transmitir la potencia y controlar la velocidad de los rodillos, cada arreglo se denomina caja o castillo, Estos se clasifican según el número y disposición de los rodillos, en:

	+ dúo
Desbastadores	+ dúo reversible
	+ trío
	+ cuarto
Pequeños espesores	+ racimo
	+ sendzimir (aleaciones de alta resistencia)
Planetario	+ Combina los efectos de forja y laminado, en caliente se puede pasar de planchon a lámina.
Universal	+ rodillos con ejes horizontales y verticales.

Cuando se desea obtener un producto de sección transversal constante, ya sea circular, cuadrada, rectangular o hexagonal, si es requerida una -- gran producción, entonces se recurre a los trenes de laminación.

Un tren de laminación está formado por una sucesión de cajas laminadoras o castillos perfectamente sincronizados de tal manera que el movimiento del material a través de éstas, es continuo.

Por su disposición las laminadoras se pueden clasificar en:

Línea: cajas alineadas o dispuestas en líneas paralelas.

Continuas: cajas dispuestas una a continuación de otra.

Semicontinuas: con espacio suficiente entre caja y caja, para poder retirar el material después de cada pasada.

En Zig-Zag: trenes mixtos de continuas en línea.

También pueden ser clasificadas según el perfil obtenido en:

Blooming: tochos.

Slabing: planchones.

Tren de palanquilla: perfil cuadrado de cantos redondos.

Tren de redondos: si se trata de sección circular.

Tren de rollos: sección circular de pequeño diámetro.

Tren de bandas: chapa de distintos espesores.

Trenes estructurales: ángulos, canal, etc.

4.3.2 FUERZAS Y RELACIONES GEOMETRICAS EN EL LAMINADO

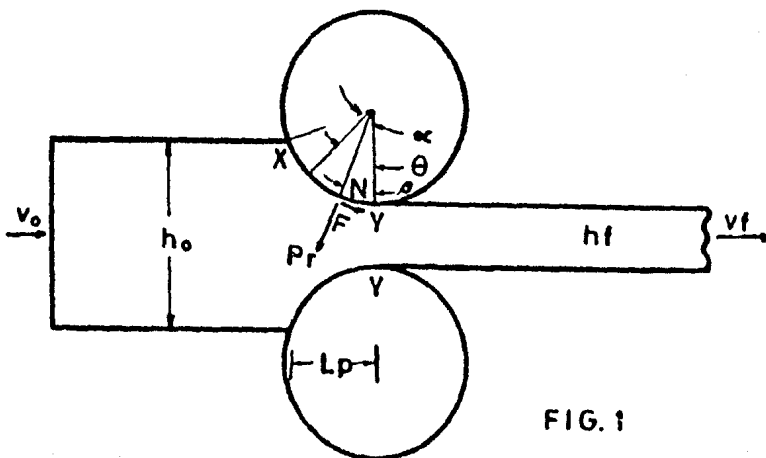


FIG. 1

Donde:

- h_o → espesor inicial
- v_o → velocidad inicial
- h_f → espesor final
- v_f → velocidad final

Como el volumen permanece constante, se tiene $b h_o v_o = b h_f v_f$ y el ancho se considera que no varía.

El punto en el cual la velocidad del material, es igual a la velocidad del rodillo (ωr) se denomina "punto neutro o de no deslizamiento" (N), teniéndose que en el punto de contacto, actúan dos fuerzas en el material, que son:

- P_r → carga radial (carga de rolado).
- F → fuerza de fricción transversal.

La presión específica de rolado p , es la carga de laminado dividida por el área de contacto (A_c), ésta es igual a: $A_c = \text{ancho } (b) \times \text{longitud proyectada del arco de contacto } (L_p)$

$$A_c = b L_p \text{-----} (1)$$

$$L_p = (R (h_o - h_f) - \frac{(h_o - h_f)^2}{4})^{1/2} \approx (R (h_o - h_f))^{1/2} \text{-----} (2)$$

de lo anterior, la presión específica de laminado (p) es:

$$p \equiv \frac{P}{b L P} \text{-----} (3)$$

De la gráfica siguiente se puede observar claramente que la carga es máxima en el punto neutro.

La forma en que se distribuyen las presiones es importante, ya que - la localización de la carga de rolado resultante con respecto al centro del rodillo, determina el par y la potencia requerida para la reducción.

El ángulo de entrada α descrito, entre el plano de entrada y el plano que une los centros de los rodillos, se denomina ángulo de contacto o ángulo de mordedura de la figura (4) la componente horizontal de la -

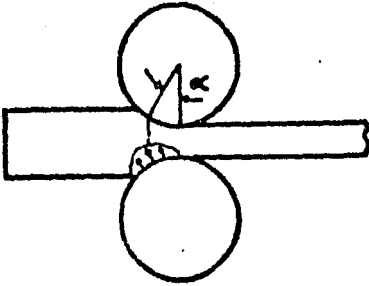


FIG. 2

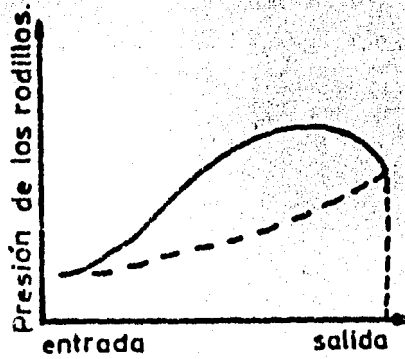


FIG. 3

fuerza radial (P_r) (carga radial) es $P_r \text{ sen } \alpha$, mientras que la componente horizontal de la fuerza de fricción es $F \text{ cos } \alpha$.

Para que el material pase a través de los rodillos, es condición necesaria que $F \text{ cos } \alpha > P_r \text{ sen } \alpha$.

La condición límite de entrada es:

$$F \text{ cos } \alpha = P_r \text{ sen } \alpha \quad \text{-----} \quad (4)$$

$$\frac{F}{P_r} = \frac{\text{sen } \alpha}{\text{cos } \alpha} = \text{tan } \alpha \quad \text{-----} \quad (5)$$

Por otro lado se tiene que: $F = \mu P_r \quad \text{-----} \quad (6)$

$$\mu = \text{tana} \quad \text{-----} \quad (7)$$

μ = coeficiente de fricción entre los rodillos y el material.

La pieza no pasará a través de los rodillos si la tangente del ángulo de contacto excede el coeficiente de fricción.

La ec. (2) se puede escribir como: $L_p = (R \Delta h)^{1/2}$ ----- (8)

$$\tan \alpha = \frac{L_p}{R - \frac{\Delta h}{2}} \approx \frac{(R \Delta h)^{1/2}}{R - \frac{\Delta h}{2}} \approx \left(\frac{\Delta h}{R} \right)^{1/2} \text{ ----- (9)}$$

de las ecuaciones (8) y (9) se tiene que:

$$\mu > \tan \alpha \left(\frac{\Delta h}{R} \right)^{1/2} \text{ ----- (10)}$$

$$(\Delta h)_{\max} = \mu^2 R \text{ ----- (11)}$$

La expresión anterior nos permite calcular de manera aproximada la máxima reducción en función del coeficiente de fricción y del radio del rodillo.

El rodillo durante el proceso de laminación, presenta una flexión, además de un achatamiento en la parte de contacto con el material, esto se debe a las elevadas cargas de laminación presentes. El análisis más ampliamente usado para evaluar el aplastamiento de los rodillos es el - debido a Hitchcock, el cual representa la distribución de presión para rodillos elásticos en forma elíptica, de acuerdo a esto el radio de curvatura varía de R a R^2 , como:

$$R^2 = R \left(1 + \frac{C_p}{b (h_o - h_f)} \right) \text{ ----- (12)}$$

$C = \frac{16 (1 + \nu)}{\pi E}$ La cual es una constante que depende del material del rodillo.

$$C = 3.34 \times 10^{-4} \frac{\text{in}^2}{\text{ton}} = 2.15 \times 10^{-4} \frac{\text{mm}^2}{\text{Kg}} \text{ para rodillos de acero.}$$

$P \rightarrow$ carga de rolado considerando el radio de formado de rodillo, --

donde P es función de R³

la solución exacta de la ecuación (12) requiere un procedimiento de ensayo-error.

4.3.3 LOS PRINCIPALES PARAMETROS DEL LAMINADO :

- a).- El diámetro del rodillo → menor potencia con menor diámetro.
- b).- Resistencia a la deformación.
 - b.1).- Velocidad de deformación.
 - b.2).- Características metalúrgicas de la aleación.
 - b.3).- Temperatura.
- c).- Fricción entre los rodillos y la pieza de trabajo.
- d).- La presencia de un devanador y un enrollador.

La fricción varía de punto a punto sobre el arco de contacto, más sin embargo debido a la dificultad de medir esta variación, se considera que (μ) es constante.

Los principales parámetros que influyen en el valor del coeficiente de fricción son:

- 1.- Tipo de lubricante empleado.
- 2.- Estado superficial del material.
- 3.- Límite elástico.
- 4.- Diámetro del rodillo.
- 5.- Terminado del rodillo.
- 6.- Por ciento de reducción.
- 7.- Velocidad de deformación.
- 8.- Temperatura de trabajo (en caliente o en frío).

El coeficiente de fricción varía desde 0.05 a 0.10 para trabajo en frío empleando lubricación, mientras que un valor de μ del orden de 0.2 es bastante común para trabajo en caliente.

El siguiente análisis tiene como finalidad estimar el papel de cada una de las variables anteriores en la carga de laminado.

La presión de deformación media es:

$$\frac{P}{\sigma_0} = \frac{1}{Q} (e^Q - 1) \text{----- (13)}$$

$$Q = \frac{\mu L_p}{\bar{h}} \quad \text{-----} \quad (14)$$

$\sigma_0^2 \rightarrow$ Límite elástico para esfuerzos planos = $\frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0$ (criterio de Von Mises)

$\bar{h} \rightarrow$ Espesor medio entre la entrada y la salida de los rodillos.

$$P = \bar{p} b L_p = P = \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3} Q} ((e^Q - 1) b (R \Delta h)^{1/2})$$

La carga de rodado es: $P = \bar{p} b L_p$ ----- (15)

donde: $L_p \approx (R \Delta h)^{1/2}$ ----- (16)

de todo lo anterior queda que: $P = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_0 \left(\frac{1}{Q} (e^Q - 1) b (R \Delta h)^{1/2} \right)$ -- (17)

de las ecuaciones (16) y (17) se puede observar que la carga de laminado aumenta con la raíz cuadrada del diámetro del rodillo.

$\sigma_1 - \sigma_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 = \sigma_0^2$ de la ecuación (14) se tiene que:

$$\bar{p} = \frac{\sigma_0^2}{Q} (e^Q - 1) = \frac{2}{\sigma^3} \frac{\sigma_0}{Q} (e^Q - 1)$$

Criterio de fluencia de Von Mises.

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}} \left((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right)^{1/2}$$

donde: σ_1, σ_2 y σ_3 son los esfuerzos principales.

Von Mises propuso en 1913 que la fluencia ocurría cuando el 2º invariante del tensor de esfuerzos superaba algún valor crítico.

De la ecuación (17) también se puede observar que la carga se incrementó cuando el espesor de la placa se vuelve más delgado ya que \bar{h} está involucrada tanto en $Q (\mu L_p / \bar{h})$ y en $L_p ((R \Delta h)^{1/2})$.

De lo anterior, se tiene que cuando el espesor disminuye (\bar{h}) la carga aumenta en forma exponencial.

Adicional a lo anterior se tiene que si μ aumenta, entonces la carga (P) también aumenta.

El ángulo de mordedura se puede emplear para establecer $\mu (\mu = \tan \alpha)$;

$$\tan \alpha = \left(\frac{\Delta h}{R} \right)^{1/2}$$

El par aplicado y la carga de laminado por unidad de ancho son:

$$\frac{P}{b} = \int_0^L P \bar{p} dx \quad \text{-----} \quad (18)$$

$$\frac{M_T}{b} = \int_0^L P (\mu \bar{p} dx) \quad \text{-----} \quad (19)$$

$$M_T = F R \rightarrow F = \mu P$$

$$\frac{M_T}{b} = R \int_0^L P \bar{p} dx \quad \text{-----} \quad (20)$$

$$\frac{M_T}{b} = \mu R \frac{P}{b} \quad \text{-----} \quad (21)$$

$$\mu R \int_0^L P \frac{P}{b L P}$$

de la ecuación (18) se tiene que:

Coefficiente de fricción.

$$\mu = \frac{M_T}{R P} \quad \text{-----} \quad (22)$$

De la ecuación (22) se observa que el coeficiente de fricción puede ser evaluado a través de mediciones de par y carga de rolado, donde:

μ + par en la flecha motriz.

R + radio del rodillo.

P + carga de laminado

Otra forma de calcular el coeficiente de fricción, es a través del avance ; $S_f = \frac{v_f - v_r}{v_r}$ (23)

de donde:

S_f + avance.

v_f + velocidad de salida del material.

v_r + velocidad de rodillo.

Mediciones del avance para cualquier valor de la tensión trasera (devanador). Pueden emplearse para calcular μ a través de:

$$S_f = \frac{1}{4} \left(\frac{1}{1-r} \right) \left(1 - \frac{a}{2\mu} \right)^2 \quad (24)$$

donde:

r + reducción $r = \frac{h_o - h_f}{h_o}$ α' + ángulo de mordedura

La lámina de menor espesor que puede ser laminado para un arreglo, está directamente relacionada con el coeficiente de fricción, donde el coeficiente de fricción es mucho menor para trabajo en frío que para -- trabajo en caliente.

El mínimo espesor obtenido se puede reducir al incrementar la velocidad de los rodillos, ya que el coeficiente de fricción disminuye al - aumentar la velocidad de los rodillos.

Se puede reducir el espesor aumentando la velocidad de los rodillos

μ + v_R +

$$h_{\min} = \frac{R \sigma_0^2}{1860} \quad (25)$$

donde el radio está en pulgadas y el límite elástico está dado en lb / pulg²

$$h_{\min} = 9.6 \times 10^{-6} \mu R \sigma_0$$

R en mm

σ_0 en Kg/mm²

El empleo de un devanador y de un enrollador reducirán la carga de rolado.

Lo anterior se puede deducir empleando el criterio de Von Mises para esfuerzos planos.

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_0 \quad (25_T)$$

$$P - (-\sigma_h) = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \quad (25')$$

$$P = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_0 - \sigma_h \quad (25'')$$

La tensión horizontal y los esfuerzos de compresión se consideran positivos.

La carga de rolado se reduce en proporción directa al esfuerzo de tensión en el plano de lámina (de la ec. 25'').

La carga de rolado cuando se aplica una tensión frontal (P_T) se calcula como:

$$P_T = P \left(1 - \frac{\sigma_b + \sigma_f}{\sigma_0} \frac{\beta}{\alpha} \right) \quad (26)$$

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}} \left((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right)^{1/2}$$

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}} \left((\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2) \right)^{1/2}$$

donde:

- P → carga de rolado, cuando no hay tensión.
- σ_b → tensión trasera.
- σ_f → tensión frontal.
- σ_0 → esfuerzo medio de fluencia (deformación plana).
- α → ángulo de mordedura.
- β → ángulo de no deslizamiento.
- P_T → carga de laminado cuando actúa tensión.

$$\beta = \frac{a}{2} \frac{1}{\mu} \left(\frac{a}{2} \right)^2 \text{-----} (27)$$

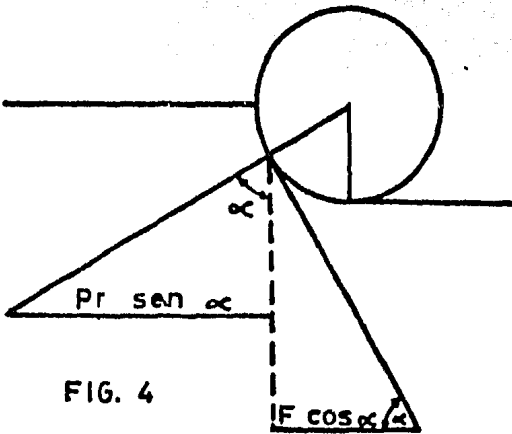


FIG. 4

- 1 no existe tensión a lo largo del eje.
- 2 tensión atrasada.
- 3 tensión frontal y atrasada.
- 4 tensión frontal.

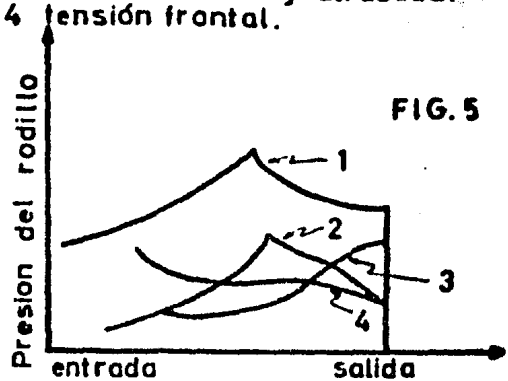


FIG. 5

4.3.4 PAR Y POTENCIA REQUERIDOS PARA LA DEFORMACION POR LAMINADO

La potencia se aplica al molino laminador al aplicar un par a los rodillos y también por la aplicación de un esfuerzo de tracción al material por efecto de un devanador y de un freno en caso de tenerlos.

La energía se absorbe principalmente por cuatro caminos que son:

- 1.- La energía de deformación del material.
- 2.- La energía requerida para vencer las fuerzas de fricción en los rodillos.
- 3.- La energía perdida en el sistema de transmisión.
- 4.- Pérdidas eléctricas en motores y generadores.

La carga de rodado se distribuye sobre el arco de contacto, sin embargo se puede asumir que se concentra en un punto o una distancia "a" del plano de centros de los rodillos.

$$\lambda \frac{a}{L_p} = \frac{a}{(R \Delta h)^{1/2}} \text{-----} (28)$$

Para laminado en frío debido a la deformación elástica del rodillo, debe ser realizada en el cálculo de λ

$$\lambda = 0.5 \left(\frac{R}{R'} \right)^{1/2} - (0.5 - \lambda') \left(\frac{R'}{R} \right)^{1/2} \quad (29)$$

$\lambda' = 0.43$ + laminado en frío (regular acabado superficial de rodillos).

$\lambda' = 0.48$ + superficie muy bien acabada.

El par es igual al producto de la carga de laminado por el brazo de palanca.

$$M_T = 2 P_a \quad (2 \text{ rodillos de trabajo}).$$

Durante una revolución la máxima carga resultante de rolado se mueve a lo largo de la circunferencia con perímetro $2\pi a$, de donde la energía se puede calcular como:

$$\text{Trabajo} = 2\pi a \times 2 P$$

$$\text{Potencia} = \omega T = \frac{\pi N}{30} 2 P_a = \frac{2\pi N P}{30} \quad (30)$$

$$\omega = \frac{2\pi N}{60}$$

Esta ecuación expresa la potencia para deformar el metal cuando este fluye a través de los rodillos

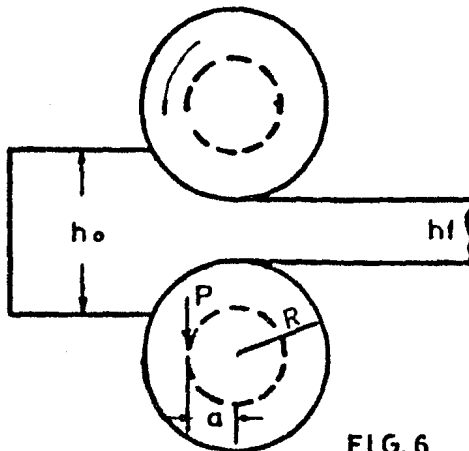


FIG. 6

4.3.5 DEFECTOS Y PROBLEMAS DEL LAMINADO

- Rayas o muescas longitudinales:
Son irregularidades superficiales en los cilindros. Agarrotamiento durante la laminación.
- Grietas superficiales de corta dimensión:
Consecuencia de defectos subcorticales del tocho que se abren al laminar.
- Pliegues:
Producto de rebabas, se presentan por pares y diametralmente opuestas.
- Costras superficiales:
Costras del tocho.
- Grietas internas centrales:
Producto de rechupes.

El proceso de laminado es muy susceptible a las características superficiales del material.

Los problemas de forma o rugosidad se deben fundamentalmente a deformación no homogénea en la dirección de laminado, esto puede conducir a la fractura del material.

4.4 FORMADO AL VACIO

El formado al vacio es una técnica muy útil, la cual puede ser adaptada en la fabricación de una gran variedad de formas irregulares, produciendo partes de alta resistencia. Cuando se emplea una resina adecuada para el formado a bajas presiones da excelentes resultados, generalmente esta técnica es utilizada en los plásticos y es de gran importancia en esta técnica el realizar un buen vacio, ya que de esta operación dependerá en gran medida la obtención de piezas con una forma reproducible.

A continuación se mencionan algunas de las precauciones básicas que se deben de tener en cuenta en la realización de dicho proceso.

- 1.- Se deben de seleccionar, cuidadosamente, los materiales a utilizar, ya que deberán de soportar temperaturas específicas, la tela de purgado, el material sellante y los tubos para el vacio.
- 2.- La tela de purga mencionada en el inciso anterior deberá de ser cuidadosamente seleccionada, ya que de lo contrario el material se saturará, obstruyendo así la trayectoria del vacio.
- 3.- Generalmente se debe de utilizar un exceso de película ya que con esto se toma en cuenta el encojimiento.
- 4.- Se debe de utilizar un medidor de vacio con el cual se pueda comprobar el vacio que realmente se está aplicando. (Un medidor en la bomba señalará "vacio total" cuando se obstruya la tubería o "vacio parcial" si se llegara a producir una fuga en la película.
- 5.- Se debe de comprobar que la película a utilizar no esté perforada ya que de lo contrario se tendrá un vacio parcial. (Se puede utilizar para esta operación un detector ultrasonico).
- 6.- Para la protección de la bomba se puede utilizar una trampa de hielo seco ya que la resina, los subproductos y los catalizadores ácidos -- utilizados pueden atacar a la bomba por corrosión.
Pero esta técnica también ha sido aplicada a los metales materiales llamados superplásticos, mencionandose a continuación.

La formabilidad superplástica de un material está relacionada a los parámetros de flujo (temperatura, velocidad de deformación, esfuerzo -- aplicado, y de formación), la microestructura inicial y los cambios de

microestructura que ocurren durante la de formación superplástica. La dependencia de la velocidad de de formación del flujo de esfuerzos y la sensibilidad de la velocidad de de formación del flujo de esfuerzos, (m) , han sido a menudo utilizados como índices de superplasticidad y un número de técnicas de pruebas de tensión son disponibles para determinar los índices de superplasticidad.

4.4.1 INDICES DE SUPERPLASTICIDAD

El comportamiento superplástico, la sensibilidad de la velocidad de de formación del flujo de esfuerzos (definida por la relación $m = (d \ln \sigma) / (d \ln \dot{\epsilon})$. Donde σ es el flujo de esfuerzos y $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de de formación) es grande ($m > 0.3$) comparada con el comportamiento normal ($m = 0.1 - 0.2$). Usando (m) como un índice de superplasticidad, previas investigaciones han dado inadecuada atención a la dependencia de (m) sobre la de formación y el tiempo. En las actuales operaciones de formado superplástico, debido a que el material está bajo carga a altas temperaturas por periodos de tiempo largo, los cambios microestructurales resultantes crusan cambios significantes en (m) con el tiempo. El método más comúnmente usado para determinar los índices de superplasticidad consiste de la sucesiva de formación en tensión de un espécimen a un determinado rango de de formación (usualmente 3-5%) a diferentes velocidades de de formación y determinando el esfuerzo de flujo a una determinada de formación como una función de la velocidad de de formación. El valor de (m) es determinado por la pendiente de un logaritmo, el que se ajuste mejor a los datos de esfuerzo de flujo/velocidad de de formación o, usando los valores del esfuerzo instantáneo y la velocidad de sección transversal o la velocidad de de formación, este método puede ser usado como una prueba ilustrativa para determinar el aproximado esfuerzo de flujo o rango de velocidad de de formación que puede ser usado para el formado superplástico.

Esta variación de (m) con la de formación tiene una importante trascendencia sobre el diseño de procesos de formado superplástico debido a que tolerancias deben ser hechas para compensar el decrecimiento de la sensitivi-

dad de la velocidad de deformación con el incremento de la deformación.

4.4.2 PRUEBAS DE LABORATORIO DE FORMADO EN CONO

Las pruebas superplásticas de laboratorio desarrolladas con especímenes bajo tensión uniaxial proveen información cuantitativa sobre los efectos de las variables metalúrgicas en la deformación a alta temperatura de aleaciones de titanio. Los efectos de las condiciones de fabricación en formado superplástico y esforzamiento multiaxial no pueden ser determinados directamente de las pruebas de laboratorio y los efectos de las no-homogeneidades de materiales en el formado superplástico pueden ir indetectadas en pruebas de especímenes pequeños de laboratorio.

Un método de prueba simplificado, de bajo costo, fue diseñado para evaluar la formabilidad superplástica de aleaciones de titanio bajo diferentes condiciones de fabricación. Una cavidad cónica fue diseñada para proveer una condición de esfuerzo constante a una presión constante de gas aplicada durante el formado superplástico biaxial de la lámina.

Una expresión analítica fue derivada para el esfuerzo y la deformación como funciones de la presión del gas aplicado P , el radio R , el ángulo de cono α , profundidad del cono q y un espesor inicial de la lámina. El esfuerzo biaxial está dado por:

$$\sigma = \frac{\gamma P}{2 t}$$

donde t es el espesor de la membrana y γ es el radio de curvatura de la membrana. La deformación a cualquier instante está dada por:

$$\epsilon = \ln (t/t_0)$$

Y la deformación está relacionada con la profundidad del cono por la relación:

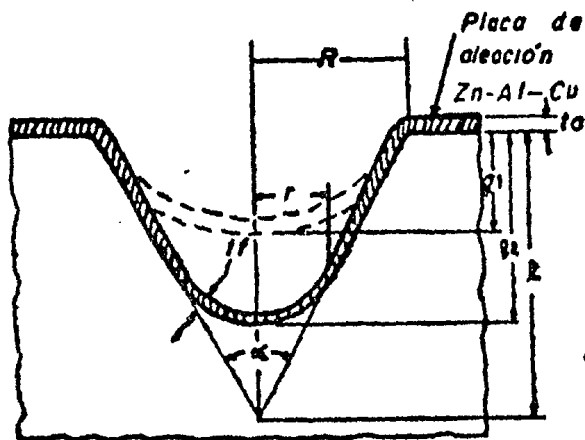
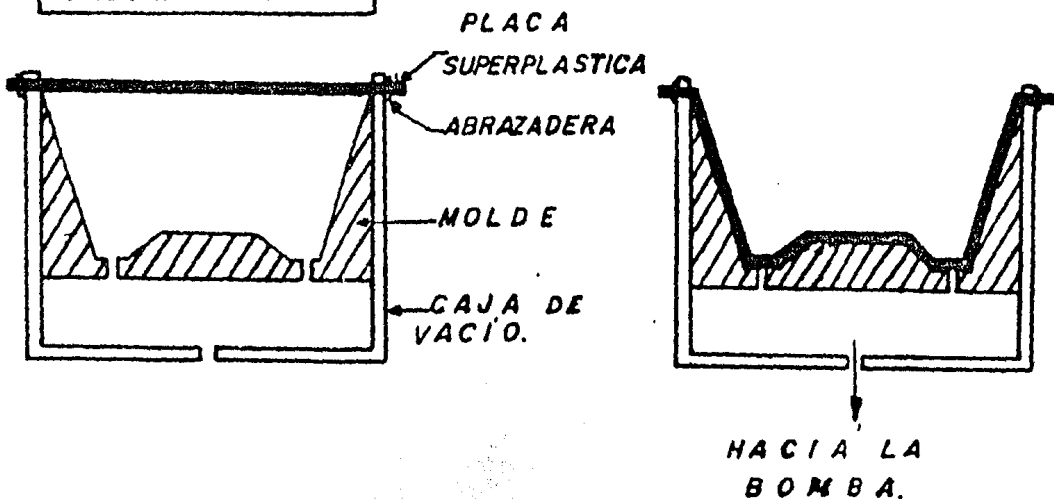
$$\epsilon = 0.30 - \ln \frac{l - q_2}{l - q_1}$$

donde q_1 es la profundidad del cono cuando el primer contacto con la cavidad es hecho, q_2 es la profundidad instantánea del cono, y l es la profundidad total del cono.

La prueba consiste en sujetar un disco muestra entre las dos randa-

zas, aplicando una presión nominal sobre ambas superficies de la muestra y calentandola la muestra y las mordazas a la temperatura de formado. Una vez que el equilibrio térmico es alcanzado, la presión en el lado del cono es relevada o incrementada al valor de la prueba en el otro lado.

CALENTAMIENTO



- R = Radio del cono.
- r = Forma del radio en la placa.
- α = Angulo del cono.
- t_0 = Espesor inicial.
- t_f = Espesor final.
- q = Profundidad del cono.

CAPITULO V

DESARROLLO PRACTICO Y RESULTADOS

En este capítulo se mencionan los resultados obtenidos, de las pruebas y observaciones, realizadas en la aleación Zn-Al-Cu. Mencionándose, también, el procedimiento seguido para la manufactura de la aleación, - así como los procesos y etapas a que fué sometida, dentro de lo cual tenemos: la preparación de la aleación, fusión de la aleación en dos tipos diferentes de hornos, el recocido, el efecto del tiempo en el recocido, el maquinado, preparación de probetas, metalografía, mediciones - tanto de dureza "Rockwell" como microdureza, extrusión y laminación.

Teniendo en cuenta, que la aleación ya tiene cierto tiempo de estar siendo estudiada, aún no se tiene noticia actualmente, de que dicha aleación, hubiese sido observada en su comportamiento dentro de los procesos de extrusión y laminación, ya que como el nombre del presente trabajo lo menciona, se manufacturó dicha aleación con el objetivo de observar su comportamiento dentro de estos procesos, y al mismo tiempo de comprobar y de alguna manera el investigar las novedosas características de este tipo de aleaciones, las cuales se encuentran dentro de un grupo reducido llamado "materiales superplásticos", distinguiéndose este grupo por la alta de formación que logran alcanzar con determinados parámetros de temperatura y velocidad de deformación y tamaño de grano.

5.1 PREPARACION DE LA ALEACION

La fusión del material se realizó en dos diferentes tipos de horno, con la finalidad de poder obtener una comparación de resultados, de cada uno de los productos obtenidos.

Primeramente se llevó a cabo el cálculo de la carga que pudiese soportar cada uno de los crisoles a utilizar, tanto en la fusión en el --horno de foso (horno con quemador de petróleo), así como en la fusión --en el horno de inducción de alta frecuencia.

Teniendo un crisol de grafito con un volumen de $v = 4383.7 \text{ cm}^3$, además de la materia prima a utilizar : 77%Zn (7.133) ; 21%Al (2.73) ; 2%Cu (8.96) se tiene que:

$$\rho = \frac{m}{v} \rightarrow m = v\rho \rightarrow v = \frac{m}{\rho}$$

$$\rho_{\text{sol}} = 6.246 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3} \quad \rho_{\text{liq.}} = 5.62 \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3}$$

• La capacidad del crisol $\rightarrow 24.636 \text{ Kg} \approx 25 \text{ Kg}$. para la fusión en el horno de foso.

Para la capacidad del crisol utilizado en el horno de inducción, se tiene conocida la capacidad del mismo (40 Kg) por lo cual no se calcula.

Una vez obtenida la carga que podía contener cada uno de los crisoles, se procedió al corte y pesaje de los lingotes de cada uno de los --elementos requeridos para la fusión de la aleación (77% Zn - 21% Al - 2% Cu)

Por lo tanto para la fusión en el horno de resistencias y con un crisol de grafito con capacidad de 25 Kg, se registró que los pesos correspondientes a cada elemento de la aleación según su porcentaje involucrado en la misma fue :

$$77\% \text{ Zn} = 19.25 \text{ Kg}$$

$$\text{Para una carga de 25 Kg en un horno} \quad 21\% \text{ Al} = 5.25 \text{ Kg}$$

$$\text{de resistencias.} \quad 2\% \text{ Cu} = 0.5 \text{ Kg}$$

Andlogamente para la fusión en el horno de inducción de alta frecuencia y con un crisol de 40 Kg de capacidad, se registraron los pesos corres--

pondientes a cada elemento de la aleación según su porcentaje se obtuvo:

$$77\% \text{ Zn} = 30.8 \text{ Kg}$$

$$\text{Para una carga de } 40 \text{ Kg en un } 21\% \text{ Al} = 8.4 \text{ Kg}$$

$$\text{horno de inducción de alta fre} \quad 2\% \text{ Cu} = 0.8 \text{ Kg}$$

cuencia.

Como ya se mencionó con anterioridad, debido a las propiedades de la aleación no se considera que los elementos a fabricar sean obtenidos directamente por colado, ya que se trata de aprovechar una de las cualidades de la aleación que es su alta capacidad de deformación, por lo que a primera instancia nos indicaría una falta de importancia hacia el proceso. Si bien se trata de una aleación de conformado y no de colado, esto no deberá restar interés e importancia práctica al proceso de fundición ya que para fabricar los lingotes que posteriormente serán expuestos a diferentes procesos, es necesario fundir la aleación.

Para lo cual primeramente se deberá de hacer la preparación de la aleación Zn- Al- Cu con los porcentajes escogidos expresos.

Ya con el cálculo de la carga para cada tipo de horno, ya sea de foso o de inducción, se procedió a la manufactura de las lingoteras en las cuales se realizarla posteriormente el vaciado de la aleación.

Se realizaron diferentes tipos de lingoteras, tanto de acero como de arena, en diferentes formas y dimensiones, como se indica a continuación.

Se realizaron lingoteras cilíndricas de (3.55 cm \varnothing x 25.4 cm) con esta forma en especial, ya que después serían utilizadas en la máquina de extrusión.

Fueron obtenidas también lingoteras pequeñas en forma de placas rectangulares de 25 X 10 X 1.5 (cm) para ser utilizadas posteriormente en el proceso de laminación.

Y una forma más de lingotera fue en forma de pirámide truncada, la cual serviría para la realización de pruebas de dureza, microdureza observación metalográfica, y otras con las siguientes dimensiones 4.7 X 9.5 X 3.5 X 2 (cm).

5.1.1 FUSION EN HORNO DE RESISTENCIAS

Para la fusión de la aleación (Zn-Al-Cu), el primer problema que se presentó, fue la diferencia tan grande que existe entre los puntos de fusión de cada uno de los elementos que componen la aleación, ya que cada uno de ellos difiere grandemente uno con respecto al otro como podemos ver a continuación:

Puntos de fusión + (Zinc 420°C); (Aluminio 660°C); (Cobre 1083°C)

De los datos anteriores se infiere la diferencia que existe entre cada uno de los puntos de fusión, no siendo tan problemático el caso, si la aleación fuese base aluminio, o base cobre, o en el último de los casos si existiera un porcentaje mayor de cobre dentro de la aleación, ya que presentándose este caso, se procedería como es natural esto es, fundiendo primero el elemento de mayor punto de fusión (Cu), una vez que estuviera líquido, se procedería a la adición de los componentes restantes en orden descendente en puntos de fusión, (Al), y por último (Zn).

El procedimiento anterior en base a la composición con la cual se trabaja (77% Zn - 21 % Al - 2% Cu) no se puede efectuar debido al pequeño porcentaje de Cu existente en dicha aleación.

En nuestro caso, el método seguido para la fusión fue una variación del proceso anterior, en el cual el aluminio era el primero en fundir, añadiéndose posteriormente el Cu, y finalmente se le adiciona el zinc, no dejando pasar más del tiempo necesario, para que homogenice el material y recubriendo el líquido con una capa de carbón vegetal finamente molido, para evitar la oxidación del baño.

5.1.2 FUSION EN HORNO DE INDUCCION DE ALTA FRECUENCIA

La fusión en el horno de inducción, fue con la finalidad de poder hacer una comparación con el material obtenido en el horno de foso, y como ya se mencionó con anterioridad, observar las variaciones que se pueden presentar en cada uno de los vaciados obtenidos con sendos hornos.

Las principales características del horno de inducción de alta frecuencia son:

Horno de alta frecuencia (4200 Hz), Esta es generada mediante un equipo motor-generador, está equipado con dos crisoles de capacidad de 30 Kg. de acero fundido, el empleo de estos crisoles es individual, para lo cual se tiene un switch selector, la potencia de salida máxima es de 30 Kw. y el voltaje 560 Volts. el ajuste de capacitores es manual, y el enfriamiento del motor-generador se lleva a cabo mediante un sistema a base de aire y agua.

Las diferencias más sobresalientes fueron en favor del horno de inducción teniéndose: menor porosidad en el material obtenido; menor pérdida de Zn; se obtuvo una mayor homogeneidad y una menor contaminación del metal líquido.

Con respecto a la colada, se determinó que la lingotera de hierro presenta ventajas sobre el colado en arena, lo cual se atribuye a la mayor facilidad de eliminar el calor presentada por la lingotera de hierro, teniéndose como resultado que las dendritas resultantes fueron mucho más finas, lo cual facilita el conformado de la aleación.

5.2 RECOCIDO

El proceso de recocido tiene como finalidad el poder eliminar la estructura dendrítica del material, proveniente de la solidificación, la cual presenta, además la desventaja de su fragilidad, asimismo se trata con esto el promover la homogenización del material. (ver serie de fotografías anexas).

Para la realización del recocido del material, se procedió a la toma de muestras, de los lingotes antes mencionados en forma piramidal truncada, muestras con un espesor aproximado de 1/2 pulgada.

Estas muestras fueron marcadas mediante números de golpe, con el fin de posteriormente poder identificarlas con facilidad, ya que a cada una de ellas se les daría un tiempo específico de recocido.

Las muestras fueron colocadas en un horno de mufla cada media hora, y sometidas inmediatamente después de sacarlas del horno a un enfriamiento rápido en agua.

Fueron obtenidas 13 muestras con el proceso anterior de recocido, a

excepción de una de las muestras que no fue sometida al proceso de recocido, o sea con la estructura de fundición. A partir de la primera muestra sacada a la 1/2 hora, hasta la última que llegó a una duración en el horno de 6 hrs.

La secuencia de preparación para cada una de las muestras y lograr una buena observación al microscopio metalográfico fue realizada por métodos convencionales de metalografía con la finalidad de poder relacionar sus propiedades con su microestructura.

El pulido realizando un desbaste de la muestra mediante un conjunto de lijas (de número 180, 220, 240, 320, 400, 500 y 600), procurando que al hacer el cambio de una lija a otra se realice un giro de 90° a la muestra con lo cual se puede apreciar con mayor facilidad la disminución de las rayaduras de la lija anterior, todo esto apoyando la lija sobre un vidrio para asegurar una superficie homogénea así hasta pasar todas y cada una de las lijas, inmediatamente después se dió el pulido final -- con una máquina pulidora en la cual se utilizó alúmina (0.3 μ) y (0.1 μ) como agente pulidor logrando un acabado final a espejo.

Las muestras fueron atacadas a fin de poder observarlas al microscopio y con el objeto de evaluar el grado de ataque idóneo de algunas de las muestras ya que se les sometió al ataque durante cinco segundos -- veinte segundos y hasta 30 segundos, puesto que al someterlas solo un pequeño lapso de tiempo el reactivo no lograba atacarlas.

5.2.1 EFECTO DEL TIEMPO Y DEL ESPESOR DE LAS PIEZAS

Una vez con las muestras preparadas metalográficamente y atacadas con el reactivo (nital), se procedió a la observación de las mismas mediante un microscopio metalográfico (metalloplan), mediante el cual se observó como a medida de que el tiempo de recocido en las muestras aumenta, la estructura dendrítica en la aleación disminuye, produciéndose el rompimiento de la estructura de fundición en una estructura perlítica y notándose en las muestras de 6 horas de recocido, que los árboles dendríticos habían desaparecido casi en su totalidad (como se observa en la serie de fotografías) lo cual pone de manifiesto que el -

fin perseguido de la destrucción de la estructura dendrítica mediante el recocido se llevó a cabo.

Después de la observación al microscopio de cada una de las muestras, se procedió a la toma de dureza de cada una de ellas, tanto de dureza --- Rockwell como de microdureza Vickers, obteniéndose varios valores de ca da una de las probetas con lo cual a su vez se tenía un promedio, te--- niéndose asimismo gráficas de cada uno de éstos tipos de dureza, mos--- trándose a continuación los resultados tabulados y sus gráficas.

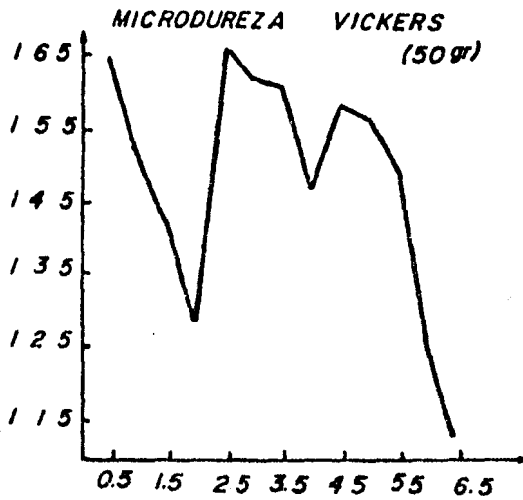
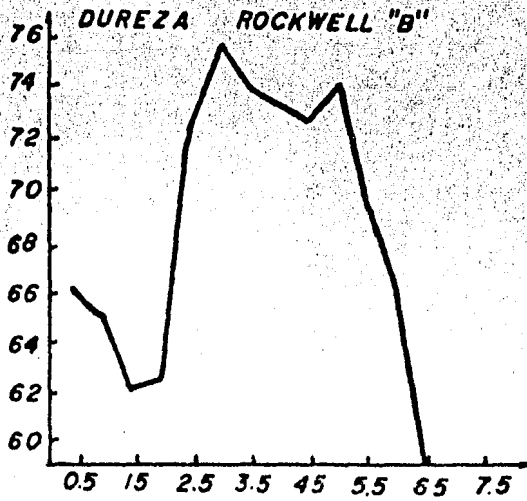
MEDICION DE DUREZA ROCKWELL "B"

(Bola de acero de 1/16" y 100 Kg de carga)

Probeta	I	II	III	IV	V	VI	Dureza promedio (\bar{x})
0	35.2	64.8	67.0	67.6	68.1	65.1	61.3
1	65.5	68.5	64.4	65.1	66.0	61.4	65.1
2	60.5	61.0	63.4	63.0	62.6	61.0	61.9
3	62.5	69.2	66.3	66.7	66.1	63.8	65.7
4	67.2	70.1	65.9	69.9	72.1	71.0	69.3
5	74.3	72.8	71.8	70.5	72.6	72.0	72.3
6	75.8	76.4	77.1	77.0	74.1	4.2	75.7
7	74.6	73.0	74.8	74.9	73.1	70.0	73.3
8	72.5	74.3	73.5	75.0	72.6	71.0	73.1
9	74.5	73.5	76.1	72.0	73.4	72.0	73.5
10	72.1	74.0	72.0	72.2	73.4	64.0	71.2
11	62.4	61.8	60.6	61.5	64.0	62.0	62.0
12	56.0	60.0	58.7	58.5	56.8	58.0	67.7

MEDICION DE MICRODUREZA VICKERS

Probeta	I	II	III	IV	V	Microdureza Promedio (\bar{x})
0	177.5	164.0	152.5	164.5	166.5	165.0
1	163.0	150.5	143.5	155.0	145.5	151.5
2	146.0	163.5	132.0	133.5	138.0	142.6
3	149.0	127.5	126.0	102.7	137.0	128.4
4	149.5	140.5	147.0	143.5	165.0	149.1
5	153.5	142.0	146.0	160.5	185.5	157.5
6	192.5	156.0	151.5	161.5	150.0	162.3
7	156.0	154.5	151.0	173.0	170.0	160.9
8	150.0	191.0	118.5	145.0	122.0	146.9
9	180.0	141.0	147.0	145.0	164.5	155.5
10	156.0	163.5	154.0	170.5	183.0	165.4
11	150.0	150.5	112.0	104.3	123.0	127.9
12	93.4	138.5	105.5	121.5	113.7	114.5



5.3 EXTRUSION

La aleación Zn-Al-Cu fue sometida al proceso de extrusión efectuándose en una máquina de extrusión directa con una capacidad de 4E toneladas y a una temperatura de 300°C. El proceso tuvo la finalidad de poder observar la factibilidad del material a ser conformado y dar lugar a -- perfiles extruidos. Esto fue hecho con material recocido y sin recocer o sea como se obtuvo de fundición.

Mediante la extrusión se obtuvieron perfiles macisos de sección rectangular de 5 x 10 m. m y aproximadamente 1 mt. de longitud. De muy buen acabado superficial, llegándose a la conclusión que dicha aleación puede ser sometida a este proceso, obteniéndose muy buenos resultados y a la vez uno de nuestros objetivos iniciales.

El proceso se realizó como ya ha sido mencionado en una máquina de extrusión directa, la cual fue elaborada en los talleres de la Facultad de Ingeniería por alumnos de la misma.

En seguida se enumeran parámetros característicos del proceso.

Cociente de extrusión (A_0/A_f) + 21.5

Reducción fraccional de área $(1 - A_f/A_0)$ + 0.95349

Presión de extrusión + 42.5 a 8.08 Kg/mm²

Temperatura + 300° C

Velocidad + 2 a 10 cm/min.

Se realizó un análisis metalográfico al producto de extrusión mediante el cual se pudo observar que el producto tenía una estructura laminar, o sea la formación de capas sobrepuestas de material, lo anterior se observó en las muestras de fundición obteniéndose resultados similares para muestras recocidas.

5.4 LAMINADO

En cuanto a este proceso de laminado, uno de los objetivos planteados inicialmente, fue el poder realizar la observación de la aleación -- después de laminada, ya que se quería verificar la teoría de contemplar la posibilidad de eliminar, así la estructura dendrítica residual después de efectuar el recocido ya que en las últimas probetas obtenidas --

con el mayor tiempo de recocido, no se logro eliminar completamente dicha estructura, para lo cual se planteó la posibilidad de su eliminación por efecto de la deformación.

El laminado de la aleación se efectuó en un laminador dúo de 8", - teniéndose como material de partida lingotes de fundición, lingotes recocidos y además perfiles obtenidos mediante extrusión, pretendiendo -- con estos últimos verificar la factibilidad de emplear un proceso primario de extrusión en vez del recocido.

Durante este proceso fueron laminados como ya se mencionó lingotes que presentaron las siguientes características:

Muestra de fundición :	(1)
Velocidad de laminado :	1 m/min.
Espesor inicial :	912 m m
Carga inicial :	2000 Kg
Número de pasadas a través de los rodillos :	47
Espesor final :	318 m m
Carga final :	4875 Kg
Muestra de fundición	(2)
Espesor inicial :	775 mm
Carga inicial :	375 Kg
Número de pasadas a través de los rodillos:	39
Espesor final :	320 m m
Carga final :	5125 mm
Velocidad de laminado :	1 m/min.
Muestra de recocido de 2 1/2 hrs.	
Espesor inicial :	694 m m
Carga inicial :	500 Kg.
Número de pasadas a través de los rodillos :	33
Espesor final :	317 mm.
Carga final :	4875 Kg
Velocidad de laminado :	1 m/min.

Muestra de recocido de 5 hrs.

Espesor inicial : 530 m m.
Carga inicial : 7250 Kg.
Número de pasadas a través de los rodillos : 36
Espesor final : 26 m m
Carga final : 15000 Kg.
Velocidad de laminado : 1 m/min.

Muestra de recocido de 10 hrs.

Espesor inicial : 586 m m.
Carga inicial : 2250 Kg.
Número de pasadas a través de los rodillos : 46
Espesor final : 26 m m .
Carga final : 19 000 Kg.
Velocidad de laminado : 1 m/min.

Muestra de extrusión

Espesor inicial: 200 m m
Carga inicial : 1250 Kg.
Número de pasadas a través de los rodillos : 10
Espesor final : 35 m m.
Carga Final : 7000 Kg.
Velocidad de laminado : 1 m/min.

Muestra de extrusión

Espesor inicial : 200 m m.
Carga inicial : 1500 Kg.
Número de pasadas a través de los rodillos : 10
Espesor final : 25
Carga final : 7000 Kg.
Velocidad de extrusión : 10 m/min.

Como se puede observar de los resultados anteriormente expuestos, los lingotes que presentan un recocido o bien un proceso anterior de extrusión pueden alcanzar un espesor más delgado según varía el tiempo de horas de recocido o bien si se trata de extrusión.

También se tiene que el mínimo espesor que se logró fue con una muestra de extrusión la cual se laminó a una velocidad de 10 m/min.

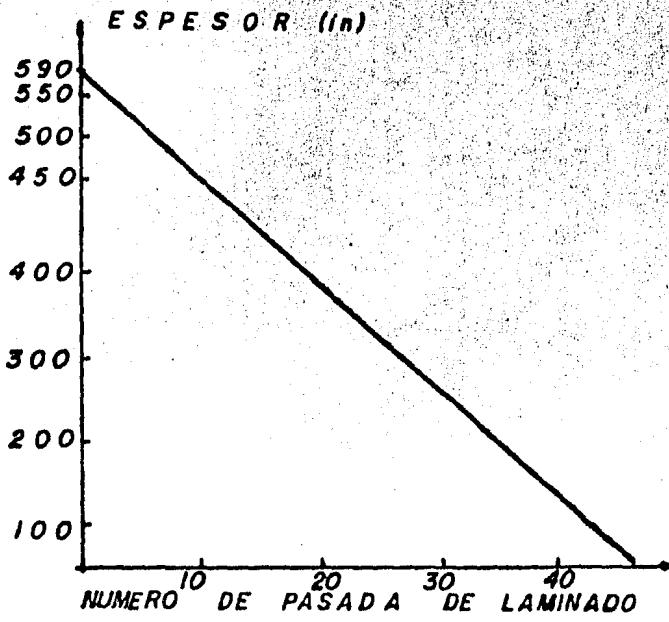
El espesor final indicado en cada uno de los resultados anteriores es el alcanzado antes de que el lingote presentara la ruptura del material, siendo estas fracturas en forma de árbol o bien de hojuelas superpuestas.

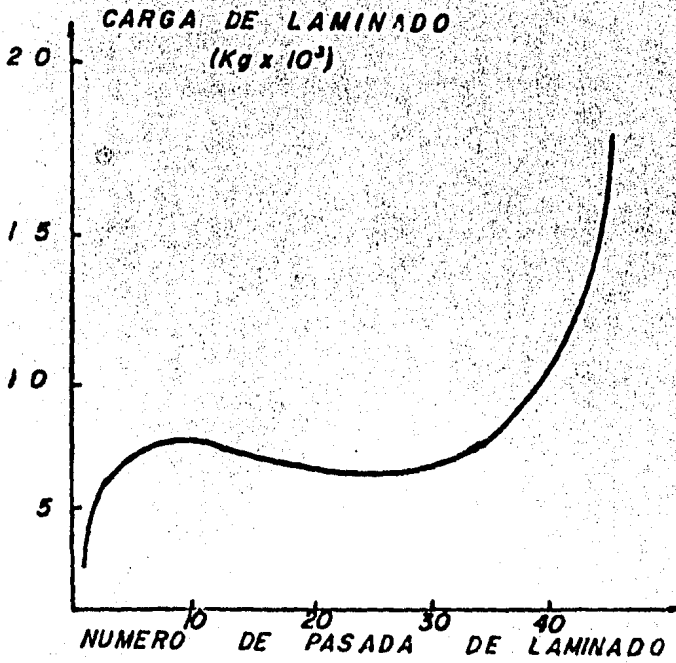
Durante este proceso se presentaron algunos problemas, ya que el material comenzó a presentar pequeñas gotas líquidas en la superficie después de cada recalentado al que fue sometido antes de pasarlo a través de los rodillos.

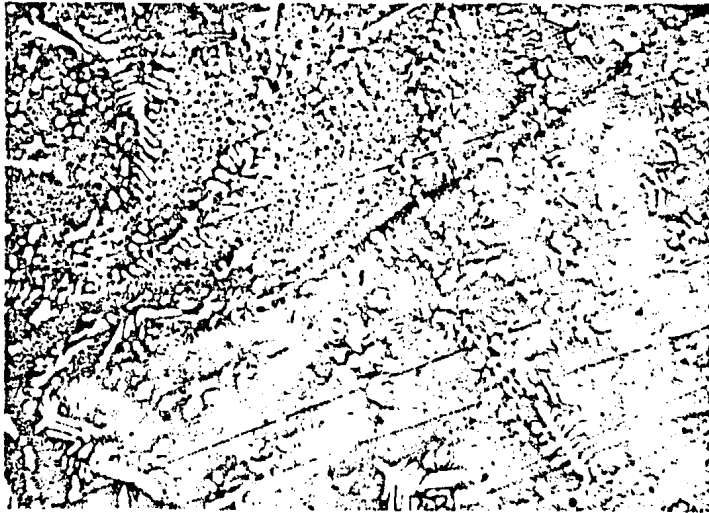
Al aumentar la temperatura se tiene la hipótesis de que el Zn de la aleación tiende a fundir y al ser presionado el material, el Zn presente tiende a salir, con lo cual se presentan pequeñas ampulas mencionadas anteriormente como gotas líquidas, las cuales al ser laminadas forman hojuelas o capas superpuestas lo cual provoca que el material sea frágil.

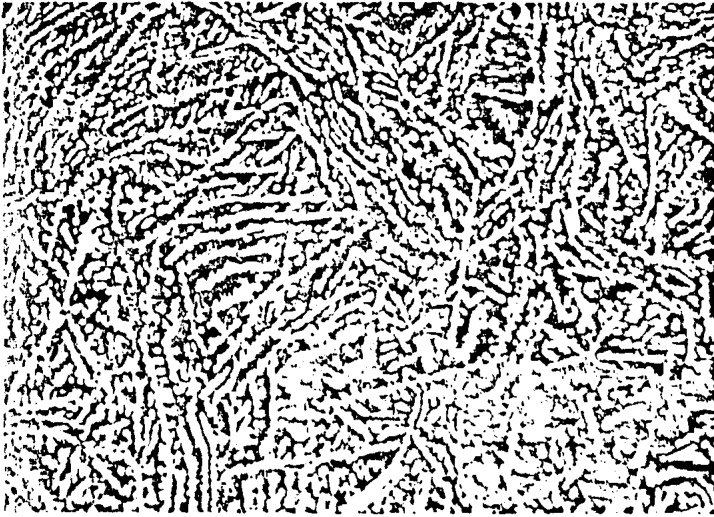
Por lo anterior se recomienda no aumentar la temperatura.

Se encontró que el material puede ser laminado a una velocidad mayor -- que la utilizada en la mayor parte de las pruebas (1 m/min), a una velocidad de 10 m/min. observándose relativos cambios entre estas dos velocidades utilizadas como lo fueron, un mejor acabado, y una mayor rapidez.









CAPITULO VI

"ASPECTO ECONOMICO"

6.1 EL ALUMINIO EN MEXICO

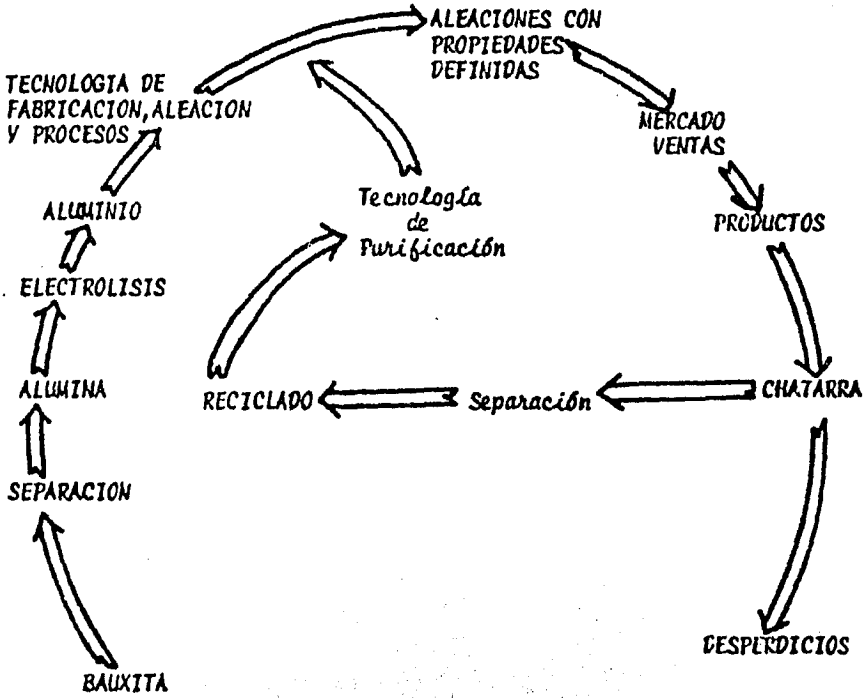
El aluminio en México, así como en la mayoría los países latinoamericanos es un producto de importación. A la vez que su utilización se ha extendido llegando a ocupar junto con el acero un lugar vital en el desarrollo de nuestro país.

En México el problema cada vez se vuelve más crítico ya que México no tiene producción de bauxita (mineral del cual se obtiene el aluminio) y debido también a que la energía eléctrica es cara. Por lo anterior México se ve en la necesidad de importar gran parte del aluminio - que necesita en forma de productos semiterminados con lo cual está incrementando su dependencia con el exterior.

En 1977 México consumió 72,692 toneladas de aluminio mientras que en 1981 el consumo alcanzó las 199,616 ton. fueron de importación y el resto transformadas a partir de alúmina también de importación Aluminio de México, S. A. El máximo consumo de aluminio (70%), lo realiza la industria de la construcción, la cual ha desarrollado una dependencia peligrosa del aluminio. El problema no es exactamente que México se enfrenta a que una escasez mundial de aluminio, el problema real es que el Al alcanza un precio tal que ya no puede pagar los incrementos anuales que registra la demanda del aluminio, todo esto es aunado con las fuertes devaluaciones que ha sufrido la moneda nacional últimamente, provocando una elevada fuga de divisas, con las que además no cuenta el --

pals.

CICLO DE VIDA DEL ALUMINIO



El ciclo mostrado se inicia con la bauxita de la cual se extrae la alúmina. El paso de alúmina a aluminio primario es el más crítico por su alto consumo de energía eléctrica, de ahí en adelante, los pasos -- restantes consumen poca energía y el metal puede sobrevivir a través -- del reciclado.

6.2 LA BAUXITA

La bauxita es un mineral considerado de "alto grado" y que requiere de poca energía para su extracción.

Las reservas de bauxita son amplias y podrían durar por 250 años al ritmo actual del consumo, sin tomar en cuenta la posibilidad de encontrar nuevos depósitos.

El costo de la bauxita representa sólo una porción pequeña de los costos de producción del aluminio primario, se estima este costo en un 10%. Si la bauxita se pasa a alúmina, el costo no va más allá del 30% del costo final.

6.3 El aluminio primario y la energía.

La transformación de alúmina a aluminio primario requiere de una gran cantidad de energía, razón por la cual ha sido el proceso más estudiado con la finalidad de minimizar el consumo de ésta.

Sin embargo si vemos la tabla siguiente notamos que la fuente de energía eléctrica más usada es la energía hidroeléctrica, la cual es una fuente renovable y que existe potencialmente en grandes cantidades en África, Asia y Suramérica, de aquí la tendencia de la industria a invertir en la instalación de plantas reductoras de Al en estas regiones.

FUENTES DE ENERGIA PARA LA REDUCCION DEL ALUMINIO

HIDROELECTRICA -----	54%
CARBON -----	21%
PETROLEO -----	12%
GAS NATURAL -----	11%
ENERGIA NUCLEAR -----	2%

El costo de la energía invertida en el paso de alúmina a aluminio, es quien definitivamente fija el precio del aluminio. Al principio de los 70's cerca del 18% de la industria reductora de aluminio dependía del petróleo. Esta cifra ha bajado al 12% y puede ser que llegue a cero, ya

que es lógico que para 90¢ de dólar (U.S.) para producir un kilo de Al - que se vende a \$ 1.40 dls.

PRODUCCION DE BAUXITA Y RESERVAS

PAIS	PRODUCCION 1981 MILLONES DE TONS.	% DEL TOTAL	RESERVAS MILLONES DE TONS.	%
AUSTRALIA	24.50	28.2	4,800	20.5
GUINEA	14.00	16.2	5,900	26.4
JAMAICA	12.00	13.9	2,600	8.9
URSS	4.60	5.3	300	1.3
BRASIL	4.20	4.9	2,300	10.3
SURINAM	4.10	4.8	800	2.7
YUGOSLAVIA	3.15	3.7	400	1.8
HUNGRIA	3.05	3.5	300	1.3
GRECIA	2.9	3.4	800	2.9
GUYANA	2.35	2.7	200	3.1
INDIA	1.70	2.0	1,200	5.4
ESTADOS UNIDOS	1.46	1.7	100	0.2
OTROS PAISES	8.35	9.7	3,100	15.2

Hasta el momento se ha visto de una manera general la condición económica del aluminio, tanto internacional como nacional. En seguida se expone un panorama similar para la condición económica del zinc.

6.4 ZINC

Los precios de este metal observaron las siguientes fluctuaciones: El precio mínimo de productores americanos fue de 34.557 centavos de dólar por libra (£/lb), el máximo fue de 42.716 £/lb. con un promedio anual de 38.473 £/lb.

El productor europeo tuvo un precio mínimo de 36.29 £/lb y un precio máximo de 41.39 £/lb., con un promedio de 37.82 £/lb. y finalmente, en el London Metal Exchange el precio mínimo fue de 37.329 £/lb con un promedio anual de 33.769 £/lb.

El consumo del zinc en 1982 registró el más bajo nivel desde 1975. En Estados Unidos tuvo una caída significativa, ya que su utilización bajó un 18% con respecto a 1981. El consumo de este metal en Estados Unidos fue de cerca de 765.000 toneladas métricas comparado con 935.000 toneladas en 1981. El consumo mundial bajó un 7% en comparación con los niveles de 1981, siendo de 4.1 millones de toneladas, cifra inferior a la de 1981 que fue de 4.4 millones.

La producción mundial también disminuyó en un 5.6% de 4.6 a 4.3 millones de toneladas. Como resultado de lo anterior quedó un excedente de 200.000 toneladas de zinc refinado. En Estados Unidos, se presentó una importante reducción en la producción que fue de 290.000 toneladas, 26% abajo de las 393.000 toneladas producidas en 1981. La producción canadiense también bajó en aproximadamente 110.000 toneladas. Algunos países como Japón y Australia, también reportaron producciones más bajas que las del año anterior.

La producción en otros países aumentó. Perú fue quien tuvo el incremento más grande debido a la nueva refinería de Cajamarquilla. La producción peruana fue de 162.000 toneladas comparada con 126.000 toneladas en 1981 lo que representa un incremento de 28.6%.

Durante 1982 se exportaron aproximadamente 125.000 ton. a los países socialistas. Las exportaciones a China aumentaron significativamente de 10.000 toneladas en 1981 a 80.000 en 1982.

La producción minera fue de 4.7 millones de toneladas es decir 5.4% arriba de la de 1981, siendo la más alta desde 1977.

Con la disminución en la producción de material refinado y el incremento en la producción minera, el apretado abastecimiento de concentrados que existió durante 1981 se aligeró durante el año. Las exportaciones netas de concentrados de zinc a países socialistas casi no tuvieron cambios.

El incremento de 120.000 toneladas en la producción minera australiana representa casi la mitad del aumento total.

Por lo que respecta a la producción de Canadá, el rendimiento de la nueva mina Polaris compensa la reducción que se presentó en las minas que fueron cerradas durante el año, dando como resultado que Canadá tuviera un incremento neto de 44.000 toneladas. En cuanto a Europa, la mi

na Tara en Irlanda, que resolvió sus conflictos laborales a principios de 1982, aumentó la producción irlandesa en 50,000 toneladas. Otros países europeos, en forma notable España, experimentaron bajas en su producción.

La recesión mundial fue la causa de la caída significativa en el consumo de zinc. No solamente afectó a países industrializados sino también a países en desarrollo como Brasil, México y Asia Sudoriental, donde hubo un pequeño incremento y, en algunos casos, reducción en el consumo. Esto contrasta con las tasas de crecimiento del consumo de zinc en estos países en años anteriores.

El plan de los productores de zinc de la comunidad europea (European Community zinc Producers) para cortar la producción disminuyendo la capacidad de sus plantas en 150,000 a 200,000 toneladas, ha sido retrasado por los gobiernos francés y belga que no desean ver cierres importantes en las plantas de su país.

Aparentemente la recesión en los Estados Unidos ha tocado fondo y ya aparecen signos de que se iniciará una recuperación en 1983. El negocio de venta de automóviles y casas tuvo ganancias significativas durante los dos o tres últimos meses.

Si esta tendencia continúa en los Estados Unidos, se espera que -- otras áreas industrializadas empezarán a recuperarse de los bajos niveles que sufrieron en los últimos 12 a 18.

En estas bases, se espera que el consumo de zinc para 1983 se acerque al nivel de 1981. También se espera que no haya una reducción en el abastecimiento de concentrados.

MILES DE TONELADAS	1978	1979	1980	1981	1982
<u>Producción Mínera: (*)</u>					
Europea	1040	1057	1108	976	990
Canadá	1245	1204	1059	1096	1141
Estados Unidos	333	294	348	343	334
MEXICO	245	245	238	216	231
Perú	457	491	488	497	543
Japón	275	243	238	242	249
Australia	434	487	463	485	618
Otros países	664	586	573	601	616
TOTAL	4653	4607	4515	4456	4722
<u>Producción de refinado:</u>					
Europa	1649	1823	1826	1846	1766
Canadá	495	580	592	619	512
Estados Unidos	442	526	370	393	287
MEXICO	172	160	145	130	131
Perú	63	68	66	126	162
Japón	768	789	735	670	662
Australia	294	310	306	301	293
Otros países	408	457	428	478	505
TOTAL	4291	4713	4466	4563	4318
<u>Consumo de refinado:</u>					
Europa	1701	1710	1720	1610	1443
Estados Unidos	1112	1057	879	935	715
Japón	733	779	752	699	646
Otros países	1106	1198	1131	1172	1025
TOTAL	4654	4744	4482	4416	3829 (a)

* Zinc contenido

(a) Los datos de 1982 corresponden al periodo enero-noviembre.

Fuente: International Lead and Zinc Study Group.

Durante el año de 1982 el precio mínimo de este metal en el mercado nacional fue de 33.67 ¢/lb y el máximo fue de 39.74 ¢/lb con un promedio para este periodo de 35.95 ¢/lb.

La producción de zinc refinado en México fue de 131,615 toneladas métricas, ligeramente superior a la producción de 1981 que fue de 130,123 T.M.

El consumo nacional sufrió una disminución del 9.45% ya que de 99,794 T.M. consumidas en 1981 se pasó a 90,363 T.M. en 1982. En relación con los usos principales; el consumo para la galvanización de diferentes productos se mantuvo al mismo nivel que en 1981, en fundición a presión; fabricación de óxidos, polvos y latones se operaron reducciones.

Las exportaciones de este metal aumentaron 19.70% ya que el año de 1981 se exportaron 29,160 T.M. y en 1982, 34,906 T.M.

ESTADISTICAS DE ZINC PRIMARIO REFINADO EN MEXICO.

Datos en toneladas métricas.

1978 - 1982.

1982	PRODUCCION	CONSUMO NACIONAL	EXPORTACIONES	VENTAS TOTALES
Enero	12,670	9,385	2,337	11,722
Febrero	12,383	7,701	2,773	10,474
Marzo	10,712	6,586	2,821	11,407
Abril	9,288	7,827	1,837	9,664
Mayo	13,317	7,458	2,503	9,965
Junio	10,489	7,130	3,544	10,674
Julio	11,391	7,827	2,422	10,249
Agosto	10,125	4,822	2,781	7,603
Septiembre	10,500	6,486	4,325	10,811
Octubre	10,562	7,690	3,712	11,402
Noviembre	9,420	7,976	2,907	10,883
Diciembre	10,758	7,475	2,940	10,415
T O T A L	131,615	90,363	34,906	125,269

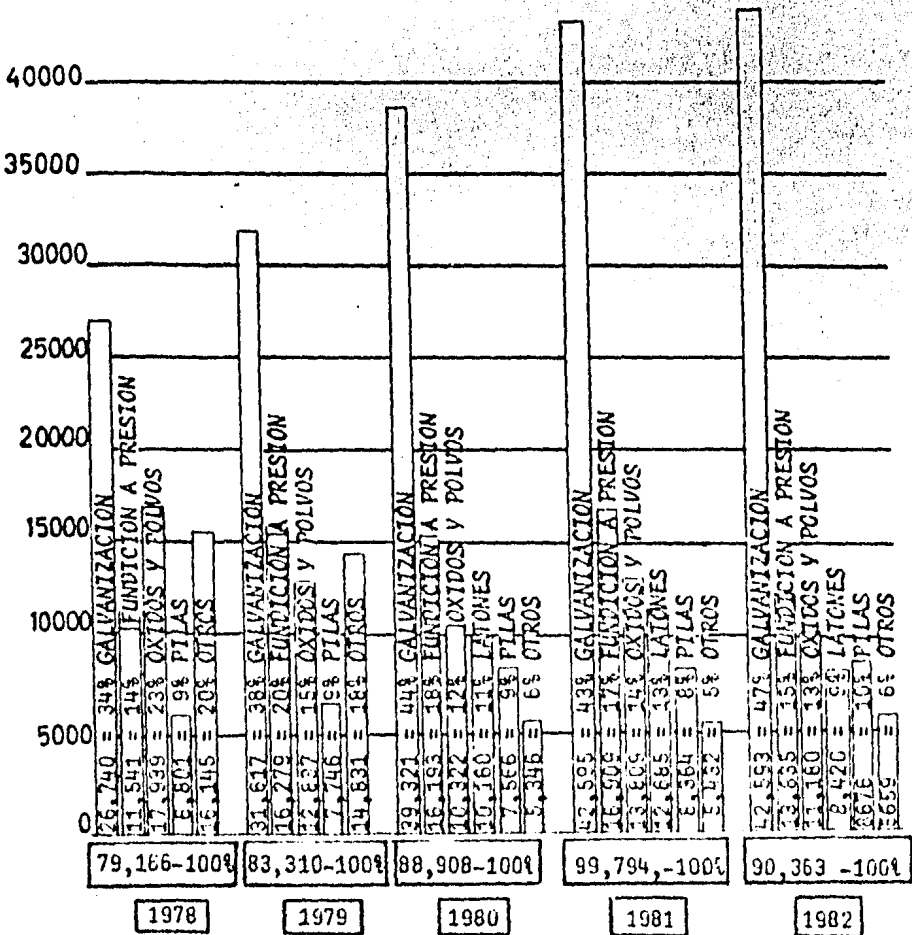
* Datos preliminares.

1981	130,123	99,794	29,160	128,954
1980	145,363	88,908	58,523	147,431
1979	159,602	83,310	76,140	159,450
1978	172,233	79,166	98,828	177,994

CONSUMO DE ZINC PRIMARIO EN MEXICO POR SUS USOS PRINCIPALES

Datos en toneladas métricas

1978-1982



ESTADÍSTICAS MUNDIALES DE ZINC REFINADO
(Miles de toneladas)

Año	Producción	Consumo
1978	4291	4654
1979	4713	4744
1980	4468	4482
1981	4563	4416
1982 ^a	4318	3629 ²

^a Datos preliminares

² Enero-Noviembre

ESTADÍSTICA DE PRODUCCIÓN Y CONSUMO DE COBRE EN MÉXICO
1978 - 1982

1982*	Producción de cobre Blister	Producción ¹ de cobre electrolítico	Consumo total
Enero	4,858	6,034	11,359
Febrero	4,759	5,625	10,329
Marzo	5,297	6,071	11,516
Abril	3,717	7,813	9,900
Mayo	5,694	7,711	5,892
Junio	6,194	6,536	5,938
Julio	6,132	6,926	4,709
Agosto	5,772	7,197	2,931
Septiembre	4,747	6,531	4,013
Octubre	5,112	5,767	5,206
Noviembre	6,321	5,252	7,518
Diciembre	5,158	4,197	7,516
Total	63,761	77,700	87,551

1981	65,348	70,767	131,030
1980	87,857	102,742	117,051
1979	88,053	100,853	100,927
1978	85,851	82,981	81,139

A través de la historia, la minería ha tenido un papel relevante en el desarrollo económico de América Latina y, a su vez América Latina ha contribuido substancialmente a la producción de materias primas que el mundo requiere para su desarrollo y evolución.

No es necesario remontarse muy atrás para dar una perspectiva de esta contribución. Si tomamos el periodo comprendido entre los años 1976 a 1980 América Latina ha contribuido con el 12.5% de plomo y el 14.3% de zinc en la producción mundial de estos metales.

	Consumo Per Capita	Países Industrializados
Zinc	1.9 lbs P/C	11.6 lbs P/C

Por lo tanto de lo anterior; el plomo y el zinc representan en conjunto el 36% de exportaciones de minerales metálicos en valor, representando uno de los volúmenes más importantes de minerales.

Cuatro minerales, producto de la minería tradicional, plata, plomo, zinc y cobre, representan el 91.18% del valor total de exportaciones de minerales metálicos. Así, el principal destino de la exportación de los minerales metálicos de México son los Estados Unidos que reciben casi el 100% del mineral de plata y más del 50% de las exportaciones de refinados de zinc y Plomo

Con lo cual se tiene que un volumen considerable de la exportación de minerales metálicos de zinc y cobre se efectúa en forma de concentrado y no como producto refinado.

Variación de los precios del aluminio, cobre y zinc en el mercado mundial de 1980 a 1983.

Las fechas para las cuales se recabaron los datos son aleatorias y los precios son los del mercado de Nueva York, están dados en U.S. dólares/libra.

(Fuente consultada : El Universal)

FECHA	ALUMINIO	COBRE	ZINC
MI- 2/ I/80	0.66	1.03-1.06	0.37
LU-23/ VI/80	0.68-0.72	0.88-0.92	0.35-0.37
MA-23/ XII/80	0.76	0.85-0.88	0.41
MA-24/ III/81	0.76	0.67-0.91	0.41
VI-29/ V/81	0.76-0.80	0.85-0.87	0.46
JU-30/ VII/81	0.76-0.80	0.83-0.85	0.46
MI-15/ IX/81	0.76	0.84-0.86	0.49-0.50
LU-28/ XII/81	0.76-0.77	0.79-0.88	0.42-0.44
JU-25/ II/82	0.76-0.77	0.77-0.80	0.43
MA-27/ IV/82	0.76-0.77	0.76-0.78	0.35-0.39
MA- 6/ VII/82	0.75-0.77	0.69-0.72	0.35-0.37
LU-23/VIII/82	0.76-0.77	0.70-0.73	0.40
VI-15/ X/82	0.76	0.70-0.75	0.40-0.42
VI-17/ XII/82	0.76	0.71-0.74	0.36-0.40
VI-18/ II/83	0.76	0.80-0.86	0.40
LU-18/ IV/83	0.76	0.80-0.82	0.38
VI-17/ VI/83	0.76	0.79-0.80	0.40
MA-16/VIII/83	0.76	0.77-0.80	0.43
MA-18/ X/83	0.81	0.72-0.74	0.46
VI- 4/ XI/83	0.81	0.68-0.71	0.49

CONCLUSIONES

México como país en desarrollo, rico en minerales no escapa a una situación un tanto triste como lo es la exportación de minerales como concentrados, y la importación de materiales tanto metálicos como no metálicos ya procesados, siendo que aún en ocasiones se llega al caso de importar los mismos materiales que se exportaron como concentrados, pero ahora en forma de producto semiterminado, como por ejemplo lingotes.

De lo anterior se puede concluir que :

1. La importación de aprovechar el zinc en México, siendo nuestro país el 4° productor mundial radica en que el país ya no lo subaprovecharía, por lo que se ha visto anteriormente su precio en el mercado mundial es bastante incierto, teniendo generalmente a la alta, si a lo anterior añadimos que la exportación se realiza fundamentalmente como concentrados, se concluye la apremiante necesidad de evitar este dispendio de un recurso no renovable como lo es el zinc.
2. Una comprobación de lo anterior es que en 1982 la exportación fue de 34,906 toneladas métricas, siendo el principal comprador el país de los Estados Unidos.
3. La producción de minerales de Aluminio en México es de cero toneladas por año, lo cual se debe a que las bauxitas nacionales (del estado de Oaxaca fundamentalmente) no presentan una concentración tal que sea posible su explotación comercial, además se tiene que los recursos hidroeléctricos del país son muy pobres todo lo cual se conjuga dando como resultado que :
 - a). México no es productor de aluminio.
 - b). El aluminio refinado en México (30% del total) es más costoso que el importado ya en estado metálico (en un 22%).

4. La demanda pronosticada para el periodo de 1983-1984 se esperaba - que creciera con un ritmo de aproximadamente el 15% anual considerando los efectos de la crisis nacional y por tanto de la recesión provocada por ésta, se podría esperar un crecimiento un poco menor volviendo a la tasa pronosticada para el periodo 1985-1986.

BIBLIOGRAFIA

TEXTOS CONSULTADOS

- 1.- Wayne Hayden, William G Moffatt and John Wulff,
"Propiedades Mecánicas". Editorial Limusa Wiley S.A.
México, 1968.
- 2.- Lawrence H. Van Vlack, "Materiales para Ingeniería"
The University of Michigan Ann Arbor, Michigan. Compañía Editorial
Continental S.A. México, Agosto 1974.
- 3.- George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy"
Second Edition Mc. Graw-Hill 1976.
- 4.- William G. Moffatt, George W. Pearsall and John Wulff
"Estructura" Ciencia - I - de los Materiales. Editorial Limusa,
México 1979.
- 5.- Raymond A. Higgins, "Ingeniería Metalúrgica" Tomo II
C.E.C.S.A. 1980.
- 6.- Jesús del Río, "Deformación Plástica de los Materiales"
La Forja y la Laminación en Caliente. Editorial Gustavo Gill S.A.
Barcelona 1980.
- 7.- Robert E. Reed-Hill "Principios de Metalurgia Física". Compañía
Editorial Continental S.A. México Agosto 1980

ARTICULOS Y PUBLICACIONES CONSULTADAS

- 1.- W.A. Backofen, I. R. Turner and D. H. Avery, "Superplasticity in an Al- Zn Alloy". The metals processing laboratory Dept. of Metallurgy Massachusetts Institute of Technology Cambridge Mass. August 31 1964.
- 2.- D. H. Avery and W. A. Backofen, "A Structural Basis for Superplasticity" . Department of Metallurgy, Massachusetts, Institute of Technology. July 1965.
- 3.- John W. Cain, "Spinodal Decomposition". The Institute of Metals. Lecture 1967.
- 4.- K. Nettall and R. B. Nicholson, "Microstructure of Superplastic Alloys". Department of Metallurgy. Faculty of Science University of Manchester. January 1968.
- 5.- David L. Holt, "The Relation Between Superplasticity and Grain Boundary Slizer in the Aluminium-Zinc Eutectoid Alloy" Transactions of the Metallurgical Society of AIME, Volume 242, January 1968.
- 6.- H. W. Hayden, R.C. Gibson and Erophy, "Superplastic Materials". Scientific American, Volume 220, Number 3, March 1969.
- 7.- S. Sagat, P. Blentinsop and D.H.R. Taplin, "A Metallographic Study of Superplasticity and Cavitation in Microduplex Cu-40% Zn" Department of Mechanical Engineering University of Waterloo Ontario Canada June 1972.
- 8.- S. Agarwal, H. J Koczak and H. Herman, "Phase Decomposition of Liquid-Quenched Al- 28 at % Zn" Scripta Metallurgica, Vol. 7, P.P. 401-408, 1973.
- 9.- H. Naziri, R. Peare, M. Henderson Brown and K.F. Hale, "Microstructural Mechanism Relationship in the Zinc-Aluminium Eutectoid Superplastic Alloy". Department of Materials Cranfield Institute of Technology Cranfield Bedford, England. October 1974.
- 10.- A. Mchamed and G. Langdon "Creep at Low, Stress levels in the Superplastic Zn-22% Al Eutectoid" Department of Materials Science, University of Southern Calif. January 1975.

- 11.- Farghalli A. Mohamed and Terence G Langdon "Deformation Mechanism Maps for Superplastic Materials". University of Southern California June 1976.
- 12.- A. Mohamed, M. I. Ahmed and G. Langdon. "Factors Influencing Ductility in the Superplastic Zn-22% Al Eutectoid". Department of Materials Science University of Southern California July 1976.
- 13.- T. G. Langdon and F. A. Mohamed. "Ductility and Fracture in a Superplastic Alloy" Department of Materials Science. June 1977.
- 14.- Farghalli A. Mohamed, Mohamed M. I. Ahmed and Terence G Langdon "Factor Influencing Ductility in Superplastic Zn-22% Al Eutectoid". Metallurgical Transactions A. Volume 8A. June 1977.
- 15.- David A. Miller and Terence G. Langdon. "Evidence for Cavitation in Superplastic Zn-22% Al of Very High Purity" Dept. of Materials Science University of Southern California, Los Angeles. March 27, 1978.
- 16.- D.M.R Taplin, G. L. Dunlop, R. G Langdon. "Flow and Failure of Superplastic Materials" Department of Mechanical Engineering University of Houston Texas. 1979.
- 17.- David A. Miller and T. G. Langdon. "Cavitation in a Superplastic Al-Zn-Mg Alloy" Dept. of Mechanical Engineering University of Bristol. Dept. of Materials Science. October 20, 1979.
- 18.- David A. Miller and T. G. Langdon "An Analysis of Cavity Growth During Superplasticity" Dept. of Materials Science University of Southern Calif. December 1979.
- 19.- T. G. Langdon "The Fracture Behavior of Superplastic Materials" University of Southern Calif. 1980.
- 20.- D. Grivas, J. W. Morris Jr. and T. G. Langdon "Observations on the Differences Reported in Region I for the Superplastic Zn-22% Al Eutectoid" Depto. of Materials Science and Mineral Engineering University of Calif. Berkeley and Materials and Molecular Research Division Lawrence Berkeley Laboratory. May 30, 1980.
- 21.- N. Hansen A. R. Jones, T. Leffers. "Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials" Probe--

dings of the 1st. Riso International Symposium on Metallurgy and Materials Science. September 8-12, 1980.

- 22.- A.K. Ghosh and R. Raj "Grain Size Distribution Effects in Superplasticity" Rockwell International Science Center, Thousand Oaks U.S.A. Dept. of Materials Science and Engineering Cornell University --- Ithaca N. Y. September 15, 1980.
- 23.- Farghalli A. Mohamed and Terence G. Langdon "Flow Localisation and Neck Formation in a Superplastic Metal". University of Southern California. October, 1980.
- 24.- A. Rosen, A. Arieli and A.K. Mukherjee "The effect of Thermal and Mechanical History on Superplasticity" Scripta Metallurgica. Vol. 15 P. P. 157-160, 1981
- 25.- G. Torres V. L. Valdés, I. Negrete, I. Estrada. "Efectos del Cu en la Estructura y Propiedades Mecánicas de la Aleación Superplástica Zn-22% Al" VII Congreso de la Academia Nacional de Ingeniería Oaxaca, México. Instituto de Investigaciones de Materiales UNAM P. 261, 1981.
- 26.- G. Torres Villaseñor "La substitución de las Aleaciones de Aluminio por las de Zn-Al VII Conferencia Inter-Americana en Tecnología de Materiales. Instituto de Investigación de Materiales UNAM. 1981.
- 27.- Journal of Materials Science, "Observations on the Magnitude of Grain Boundary Sliding in Region I of Superplasticity," 16 (1981) Letters.
- 28.- David A. Miller, Ramesh B. Vastava and T. G. Langdon "A Study of Grain Movement and Interphase Sliding in a Superplastic alloy Using Scanning Electron Microscopy" Scientific Services Dept. Central Electricity Generating Board South West Region Exminster --- Down Bristol BS138 AN England 1981.
- 29.- G. B. Brook "Superplastic Forming of Metallic Materials Fulmer Research Laboratories Ltd. Sheet Metal Industries. August 1981.
- 30.- R. Sole "When and Where to use Superplastic Forming. Superform Metals Ltd. September 1981.

- 31.- Alfonso Gallardo, Manuel Casares, Alfredo Sosa, Arturo Guevara R, y Noel Lara H. "Instituto Mexicano de Zinc, Plomo y Coproductos A. C." Boletín informativo. Enero - Diciembre, 1982.
- 32.- H. C. Schjelderup "Superplastic Forming + Diffusion Bonding" Douglas Aircraft. Co. Long Beach Calif. August. 1982.
- 33.- N.E. Paton, C. H. Hamilton, J. Vert and M. Mahoney "Characterization of Fine - Grained Superplastic Aluminium Alloys" Journal of Metals. August 1982.
- 34.- Gabriel Torres Villaseñor "El Aluminio en Latinoamérica" Trabajos, discusiones y conclusiones del 1^{er}. Simposio Latinoamericano sobre el Aluminio. Publicación OEA-MEXICO el 11 de marzo de 1983.
- 35.- R.H. Johnson "Superplasticity" Metallurgical Reviews.
- 36.- David E. Laughlin "Phase Transformations in Superplastic Al-Zn Alloys" Carnegie-Mellon University Pittsburgh, Pensilvania.
- 37.- M. L. Vaidya, K Linga Marty and J.E. Dorn "High-Temperature Deformation Mechanisms in Superplastic Zn-22% Al Eutectoid". Dept. of Metallurgy, Indian Institute of Technology Karpur, Indian.
- 38.- A. K. Ghosh and C. H. Hamilton, "Superplastic Forming of a Long Rectangular Box Section-Analysis and Experiment". Rockwell International Thousand Oaks Calif.
- 39.- R. J. Jederich, S. M. L. Sastry, M. Hayase and T. L. Mackay, "Superplastic Formability Testing" Douglas Aircraft Company 3855 Lakewood Blvd. Long. Beach Calif.
- 40.- J. F. Hubert and R.C.Kay "Section XIV: Superplastic Zn-Al Alloys I: Surveying the Applications" Structural Material Development I & M Corp. Endicott N.Y.
- 41.- T. G. Langdon "Flow and Ductility in Superplastic Materials". University of Southern Calif.
- 42.- A. R. Regab and J. L. Duncan "Superplasticity: Constitutive Equations and Forming Problems" Mc. Master University Hamilton Ontario Canada.

- 43.- D.H. Avery and J. M. Stuart. "The Role of Surfaces in Superplasticity, Brown University, Providence Rhode Island
- 44.- Terence G. Langdon and F. A. Mohamed. "The Metallurgical Characteristics of Superplastic Deformation". Department of Materials Science, University of Southern California.
- 45.- Terence F. Langdon, "The influence of Grain Growth on the Mechanical Properties of Two-Phase Superplastic Alloys". Departments of Materials Science and Mechanical Engineering University of Southern California.
- 46.- Aniya K. Mukherjee "The Role of Superplasticity in Metal Forming Processes. Dept. of Mechanical Engineering University of Calif.