

2 Ej. No. 24



Universidad Nacional Autónoma de México

FACULTAD DE QUIMICA

"INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE COLADA SOBRE
LAS PROPIEDADES MECANICAS DE LAS ALEACIONES
ZINC - ALUMINIO"

TESIS MANCOMUNADA

Que para obtener el Título de
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P r e s e n t a n

FERNANDO URDAPILLETA MAWCINITT

JOSE ALEJO VAZQUEZ GARCIA



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis 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.

INDICE

	Pág.
Sinopsis	1
Introducción	2
<u>PARTE TEORICA</u>	3
Capítulo I. Fusión del aluminio y sus aleaciones.	4
1.1. Fusión de las aleaciones de aluminio.	5
1.2. Gases en el aluminio.	5
1.2.1. Hidrógeno.	5
1.2.2. Efecto de la temperatura en la oxidación y solubilidad del gas.	7
1.2.3. Porosidad por gases.	7
1.2.4. Desgasificación.	8
1.2.4.1. Método del gas.	9
Capítulo II. Solidificación de metales y aleaciones.	11
2. Solidificación de metales y aleaciones.	12
2.1. Nucleación.	12
2.2. Solidificación de lingotes y fundiciones.	13
2.3. Procesos de fundición que emplean moldes aislantes.	13
2.4. procesos de fundición que en que la resistencia de la interfase es dominante.	14
2.5. Solidificación en ensayos de fluidez	16
2.6. Crecimiento dendrítico durante el proceso de transformación de líquido a sólido.	17
2.6.1. Solidificación dendrítica en aleaciones	20
Capítulo III. Consideraciones sobre las propiedades mecánicas de los materiales.	22
3.1. Propiedades mecánicas.	23
3.1.1. Resistencia a la deformación.	23
3.1.2. Dureza.	23
3.1.3. Deformabilidad.	24
3.1.4. Tenacidad.	24

INDICE (continuación)

	Pág.
3.1.5. Maleabilidad	24
3.2. Evaluación de las propiedades mecánicas en un ensayo de tracción.	25
3.2.1. Curva tensión-deformación convencional.	25
3.2.2. Curva tensión-deformación verdadera.	29
3.2.3. La inestabilidad plástica en el ensayo de tracción.	32
3.2.3.1. Determinación del punto de carga máxima	32
3.2.3.2. Medición de la tensión y la deformación verdadera después de la estricción.	34
3.2.4. Mecanismos de flujo plástico.	34
3.2.4.1. Deformación por deslizamiento.	34
3.2.4.2. Deformación por maclaje.	35
3.2.4.3. Deformación a temperatura elevada.	35
3.2.4.3.1. Deslizamiento del límite de grano.	36
3.2.5. Fractura	37
3.2.5.1. Fractura dúctil.	37
3.2.5.2. Fractura frágil.	37
3.2.5.3. Mecanismo de nucleación y propagación de grietas.	38
3.2.5.4. Fractura a temperaturas elevadas.	39
3.2.6. Variables que intervienen en el ensayo de tracción	43
3.2.6.1. Temperatura.	43
3.2.6.2. Velocidad de deformación.	43
3.2.6.3. Microestructura.	45
3.2.6.3.1. Textura.	46
3.2.7. Discusión del ensayo de tracción	48
Capítulo IV. Superplasticidad.	50
4. Superplasticidad.	51
4.1. Teoría de la superplasticidad.	52

INDICE (continuación)

	Pág.
4.2. Factores que afectan la superplasticidad en las aleaciones Zinc-aluminio.	55
4.2.1. Influencia de la velocidad de deformación.	55
4.2.2. Influencia de la temperatura.	57
4.2.3. Influencia del tamaño de grano inicial.	57
4.3. Fractura.	60
4.3.1. Cavitación.	61
4.3.2. Crecimiento de grano.	62
4.4. Mecanismos de deformación.	64
4.5. Condición microestructural para la superplasticidad en las aleaciones Zn-Al.	65
4.5.1. Sistema Zn-Al.	66
4.5.2. Transformación eutectoide.	67
4.5.3. Microestructura y superplasticidad.	69
4.6. Aplicaciones de la superplasticidad.	70
<u>PARTE EXPERIMENTAL</u>	72
Objetivo	73
Capítulo V. Metodología.	74
5.1. Preparación de las aleaciones.	75
5.2. Preparación de las probetas para el ensayo de tracción.	76
5.3. Tratamientos térmicos.	77
5.4. Ensayo de dureza.	77
5.5. Ensayo de tracción.	77
5.6. Metalografía.	78
Capítulo VI. Resultados y discusión.	81
6. Resultados y discusión.	82
6.1. Consideraciones sobre la fusión de las aleaciones estudiadas.	83
6.2. Presentación de resultados.	83
6.3. Dureza.	88
6.4. Resistencia a la tracción	88

indice (continuación)

	Pág.
6.5. Por ciento de elongación.	89
6.6. Fractura.	89
6.7. Metalografía.	90
6.8. Gráficas de resultados.	91
6.9. Fotografías de probetas estudiadas.	103
6.10. Microfotografías.	112
Capítulo VII. Conclusiones.	116
Bibliografía	118

SINOPSIS

El objetivo de esta tesis es estudiar el efecto de la variación de la temperatura de colada sobre las propiedades mecánicas de 4 aleaciones binarias del sistema Zn-Al, comprendidas en el rango de composiciones de 22-40% de aluminio.

El presente trabajo consta de una parte teórica y una parte experimental. La parte teórica es una revisión bibliográfica sobre los aspectos que más atañen a este estudio. La parte experimental consta de lo siguiente: Fusión de las aleaciones, maquinado de las probetas, ensayos mecánicos (dureza, resistencia a la tracción, % de elongación), metalografías, toma de microfotografías, discusión de resultados y conclusiones.

INTRODUCCION

La importancia de los metales en la vida actual es evidente, ya que tienen gran aplicación en muy diversas áreas de las actividades cotidianas del hombre.

Las propiedades mecánicas constituyen un factor muy importante en la determinación de la aplicación específica a que se destine un metal, es por ello - que es muy importante el estudio de todos los parámetros que influyen en el comportamiento mecánico de piezas fundidas.

Las aleaciones Zn - Al presentan propiedades mecánicas muy convenientes para la fabricación de piezas que presentan formas muy complicadas, ya que aceptan grandes deformaciones. Lo anterior hace que estas aleaciones sean un grupo importante cuyo estudio debe serlo igualmente.

Uno de los factores importantes a considerar, que pueden tener influencia sobre las propiedades mecánicas, es la temperatura de colada.

P A R T E T E O R I C A

C A P I T U L O I

FUSION DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

1.1. FUSION DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

El aluminio fundido tiene una alta afinidad por el oxígeno; pero la película de óxido que se forma sobre la superficie de la fundición, protege efectivamente de oxidación ulterior. La tendencia, por lo tanto, es la de usar hornos para fusión en los cuales se produzca la mínima turbulencia en la superficie del metal fundido, de manera que la película de óxido permanezca íntegra. En consecuencia, se usan mucho los hornos de crisol para fundir aleaciones de aluminio. Pueden ser del tipo de foso, del tipo de cuchareo o del tipo de balancín, y como combustible puede usarse coque, gas o derivados del petróleo. Se emplean también los hornos de reverbero, y estos están generalmente diseñados de modo que, en lugar de incidir la flama sobre la superficie de la carga, se dirige al techo del horno, reduciendo así la turbulencia del metal fundido.

1.2. GASES EN EL ALUMINIO

1.2.1. HIDROGENO

El hidrógeno, que puede provenir de varias fuentes, se disuelve fácilmente en aleaciones de aluminio fundidas, pero es casi insoluble en aleaciones sólidas. Por lo tanto al proceder la solidificación, se libera el gas en el vaciado parcialmente sólido, produciendo burbujas. La fusión en horno de reverbero, aumenta el peligro de la absorción de hidrógeno, puesto que el gas puede existir en cantidades considerables en la atmósfera del horno. Luego, el horno de reverbero se usa, principalmente, para fundir aleaciones para vaciado en moldes permanentes y en los cuales, - debido a la rápida solidificación que se presenta, es menos probable que se manifieste la porosidad por el gas.

Si existe algo de humedad, la reacción que se lleva a cabo en el metal líquido es la siguiente:



Aún cuando este hidrógeno se encuentra todavía en su estado atómico, es fácilmente absorbido por el aluminio fundido.

Es interesante notar que un metro cúbico de aire puede con tener hasta 13 gramos de vapor de agua. Si este vapor de agua reacciona con el aluminio fundido de acuerdo con la ecuación anterior, se liberará más de un gramo de hidrógeno y éste será suficiente para causar tales fallas en toda una tonelada de vaciado que harían necesario su rechazo.

Como se muestra en la figura 1.1, la solubilidad del hidrógeno en el aluminio sólido es muy baja, pero, al fundirse el metal, la solubilidad aumenta rápidamente. Recíprocamente, al solidificarse el aluminio fundido, la solubilidad del hidrógeno descende nuevamente de manera que éste es expulsado de la solución. Puesto que han comenzado ya a formarse las dendritas de metal, las pequeñas burbujas de gas quedan atrapadas entre los brazos de formación, generando burbujas en el vaciado resultante. En la práctica, el aluminio fundido con un contenido de gas de menos de 0.01 ml/100mg, producirá vaciados virtualmente libres de porosidad.

Las fuentes comunes de humedad, que dan lugar a la producción de hidrógeno, incluyen:

- Productos de la combustión en la atmósfera del horno.
- Vapores de agua en la atmósfera de la propia fundición.
- Productos de la corrosión en la superficie de la pedacería de chatarra.
- Humedad condensada en la superficie de la pedacería de chatarra.
- Recipientes y herramientas de fundición mal secadas.
- Arena adherida a la pedacería, como por ejemplo, de colados y cargadores.

Puede producirse hidrógeno también como resultado de reacciones entre la carga fundida y los lubricantes adheridos a la pedacería procesada, mientras que el metal de lingote que haya sido originalmente fundido bajo condiciones favorables, puede contener burbujas llenas de hidrógeno. Este al fundirse puede ser disuelto nuevamente en el metal.

1.2.2. EFECTO DE LA TEMPERATURA EN LA OXIDACION Y SOLUBILIDAD DEL GAS.

Tanto la oxidación como la solubilidad del gas aumentan con la temperatura y es importante, por lo tanto, que se cuente con un control de temperatura preciso para evitar el sobrecalentamiento en la fusión. Es particularmente importante que aquellas aleaciones que contienen zinc o magnesio, no se sobrecalienten. Mucho del primero se perdería por volatilización mientras que el último se óxida fácilmente a temperaturas elevadas. La necesidad de sobrecalentar las aleaciones de aluminio fundido, debe evitarse siempre que sea posible, precalentando los agitadores, émbolos y cucharas, de manera que su efecto enfriador, sobre el metal fundido, se reduzca.

1.2.3. POROSIDAD POR GASES

Si bien el sobrecalentamiento acelerará la formación de óxidos, no es, en forma alguna, la única causa. Según se ha mencionado ya, la turbulencia o agitación innecesaria del líquido fundido, expondrá repetidas veces superficies metálicas frescas que inmediatamente se oxidan y forman desperdicio adicional. En la misma forma, el uso de pedacería pequeña, con su área relativamente grande de película oxidada, así como la pedacería corroída, aumentarán la cantidad de escoria producida.

Indudablemente la causa más frecuente para el rechazo de vaciados de aleaciones de aluminio, es la porosidad debida a la liberación, durante la solidificación, de hidrógeno que haya sido di

suelto por el metal en alguna etapa del proceso de fusión. Este hidrógeno no se produce de la despreciable cantidad de gas libre, presente en la atmósfera, sino que generalmente, se produce como resultado de una reacción química entre el aluminio fundido y el vapor de agua de alguna otra fuente.

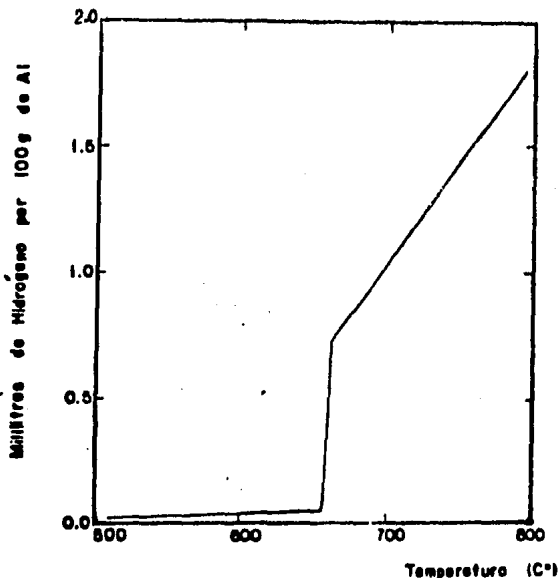


Fig. 1.1. Solubilidad del hidrógeno en el aluminio contra temperatura.

1.2.4. DESGASIFICACION

Si una aleación de aluminio ha sido fundida bajo condiciones que hayan permitido la absorción de hidrógeno, deberá entonces aplicarse al metal fundido un tratamiento de degasificación antes de vaciarlo. La mayor parte del hidrógeno disuelto puede eliminarse en alguna de las siguientes formas:

- Por burbujeo de otro gas a través de la aleación fundida.

- Por tratamiento de la aleación fundida con un fundente líquido adecuado, en presencia de una atmósfera libre de hidrógeno. Por presolidificación.

Si el hidrógeno en solución en la aleación fundida se encuentra en equilibrio con una atmósfera que contenga una cierta cantidad de hidrógeno, entonces, obviamente, la remoción de todo el hidrógeno de la atmósfera en contacto con la carga, conducirá a la evolución en el metal de su contenido de hidrógeno. Puesto que este hidrógeno es retirado constantemente, más de él se difundirá del metal a la atmósfera, todo esto por simple diferencia de densidades, hasta que se llega a un equilibrio de cero contenido de hidrógeno tanto en el metal como en la atmósfera.

La remoción de hidrógeno del metal fundido por difusión a una atmósfera libre de hidrógeno, no es tan simple como parece, debido a que no solo debe estar la atmósfera libre de hidrógeno o de gases que contengan hidrógeno, por ejemplo, vapor de agua, sino que la superficie metálica debe también estar limpia y libre de barreras de películas de óxido para permitir la difusión del gas a la atmósfera. Así, los dos primeros métodos de desgasificación, antes mencionados, son similares en principio. En cada caso se efectúa un contacto íntimo entre un gas seco libre de hidrógeno y el metal fundido; por una parte, al pasar burbujas de gas a través de la masa fundida y, por otra, al fundir la película de óxido en la superficie de la fundición y exponer el metal mismo al aire seco.

1.2.4.1. METODO DEL GAS

Este es el método que se utiliza con mayor frecuencia, y consiste en pasar nitrógeno o cloro a través de la carga fundida; la función de este proceso, como se ha indicado antes, es la de lavar el hidrógeno de la aleación fundida.

El gas ya sea nitrógeno o cloro, es suministrado en cilindros y debe estar tan libre como sea posible, de humedad, ya que esta última tiende a introducir más hidrógeno a la carga fundida.

Se utiliza un tubo de grafito o de refractario para inyectar el gas a través de la aleación fundida, y se conecta al cilindro de gas por medio de un tubo de hule que lleve un filtro de lana de asbesto. El tubo refractario, que debe alcanzar el fondo de la masa fundida, se cierra en el extremo libre y se taladra con agujeros de tres milímetros de diámetro.

Antes de llevarse a cabo la desgasificación, la fuente del combustible debe apagarse. Generalmente se lleva a cabo el tratamiento cuando la carga se encuentra a una temperatura de 730 grados centígrados si se usa cloro, pero si se usa nitrógeno, la desgasificación no es muy efectiva abajo de 740 grados centígrados. El flujo de gas no debe ser tal que se cause turbulencia excesiva en la superficie de la fundición; todo lo que se requiere es un flujo continuo de gas. Es aconsejable eliminar la mayor parte de la suciedad de la superficie por medio de un fundente líquido adecuado antes de intentar la desgasificación. Los fundentes empleados comunmente para este objeto, contienen mezclas de fluoruros y cloruros de magnesio y mezclas de cloruro de sodio y silicofluoruro de sodio para usarse con aleaciones libres de magnesio. Cuando se han eliminado las impurezas junto con la capa de fundentes, se protege la superficie del metal fundido con la adición de una nueva capa de fundente.

La desgasificación efectiva toma de 10 a 20 minutos, dependiendo del tamaño de la carga, que se deja reposar por 10 minutos más, antes de retirar la capa de fundente con una cuchara perforada. La carga se vacía luego.

La ventaja principal en el uso de nitrógeno, a diferencia con el cloro, es que no es tóxico. En otros aspectos, sin embargo, el nitrógeno es menos satisfactorio que el cloro. No solamente el nitrógeno de cilindros contiene algo de humedad y de oxígeno, sino que, siendo mas ligero que el cloro, se dispersa también más rapidamente en la atmósfera. Con cloro se forma algo de cloruro de aluminio, un vapor denso, que junto con el cloro, contribuye a la desgasificación y protección.

C A P I T U L O I I

SOLIDIFICACION DE METALES Y ALEACIONES

2. SOLIDIFICACION DE METALES Y ALEACIONES

La solidificación es la transformación del estado líquido al estado sólido de algún material. Este proceso se lleva a cabo por la nucleación y crecimiento de una fase nueva.

Cualquier proceso que esté basado en la solidificación de un metal tiene el propósito de producir una pieza de metal sólido que cumple con ciertos requerimientos, de la naturaleza exacta de los cuales depende la aplicación a que se destine; sin embargo, los requerimientos generalmente pueden ser divididos en dos grupos, especialmente el geométrico y el estructural. Las consideraciones geométricas son que la forma externa debe ser satisfactoria y que los huecos internos, si existen, deben estar dentro de límites -- permisibles de tamaño, forma y localización. Si el metal solidificado es aceptable sobre las bases de sus características geométricas, entonces se plantea el problema de investigar si sus propiedades son adecuadas, y esto está determinado por su estructura.

Cuando se trata de aleaciones, la solidificación involucra, además, macro y micro-segregación, ya que el sólido formado tiene una composición distinta a la del líquido.

2.1. NUCLEACION

La nucleación comienza cuando en el metal líquido se forma un núcleo sólido como respuesta a una fuerza impulsora que provoca el cambio de una posición de equilibrio a otra. Esta fuerza impulsora, es el cambio en la energía libre del sistema.

Cuando la probabilidad de formar un núcleo es la misma en todas partes, el sistema está en un estado apropiado para la nucleación homogénea.

Sin embargo, este estado raramente existe en la práctica ya que solo se le aproxima bajo condiciones de laboratorio. En los sistemas reales, por ejemplo en los baños de metales y escorias fundidas, hay por lo general algunos lugares donde la nucleación

es mucho más pequeña que el promedio, como en superficies rugosas de la pared del recipiente o partículas de cuerpos sólidos extraños en el medio de la reacción. Debido a que el trabajo para llevar a cabo la nucleación es pequeño en estos lugares, la nucleación puede ocurrir preferencialmente en ellos y el sistema está entonces en un estado adecuado para la nucleación heterogénea.

2.2. SOLIDIFICACION DE LINGOTES Y FUNDICIONES.

En la mayoría de los procesos de fundición y de fabricación de lingotes, el flujo de calor no está en estado estacionario. El líquido caliente es vaciado en un molde frío; el calor específico y el calor de fusión del metal que se solidifica, pasan a través de una serie de resistencias térmicas en el molde frío hasta que la solidificación se completa. Las resistencias térmicas que, en general, deben ser consideradas, son aquellas que están a través del líquido, el metal que solidifica, la interfase metal-molde y aquellas en el molde mismo. El problema es matemática y físicamente complejo, y se vuelve aún más complejo cuando se consideran algunos otros factores que no sean las medidas geométricas simples, cuando se permite que las propiedades térmicas varíen con la temperatura o cuando se consideran aleaciones. Hay, sin embargo, ciertas aproximaciones simplificadas que pueden ser hechas para un número de casos de interés en ingeniería.

2.3. PROCESOS DE FUNDICION QUE EMPLEAN MOLDES AISLANTES.

La fundición en arena y la fundición de precisión son dos procesos para la fabricación de piezas fundidas que emplean moldes relativamente aislantes. Los dos son procesos muy viejos y ambos son comercialmente importantes hoy en día.

Desde el punto de vista del flujo de calor, la característica importante de la solidificación de un metal en procesos como los antes mencionados, es que el metal es mucho mejor conductor de calor que el molde. Así, la velocidad de solidificación depende principalmente de las propiedades térmicas del molde. La conductividad térmica del metal prácticamente no tiene influencia. También, excepto en secciones relativamente pesadas de fundiciones de precisión en cáscara, el molde puede ser considerado que es semi-infinito en extensión, esto es, la parte exterior del molde no se calienta durante la solidificación.

2.4. PROCESOS DE FUNDICION EN QUE LA RESISTENCIA DE LA INTERFASE ES DOMINANTE.

En un gran número de procesos de fundición importantes, el flujo de calor es controlado en una extensión significativa por la resistencia en la interfase molde-metal. Estos procesos incluyen la fundición en molde permanente, la fundición en dado y los procesos de fabricación de polvos. Cuando la resistencia de la interfase molde-metal es de importancia predominante, la distribución de temperaturas a través del metal que solidifica y el molde, es como se muestra en la siguiente figura.

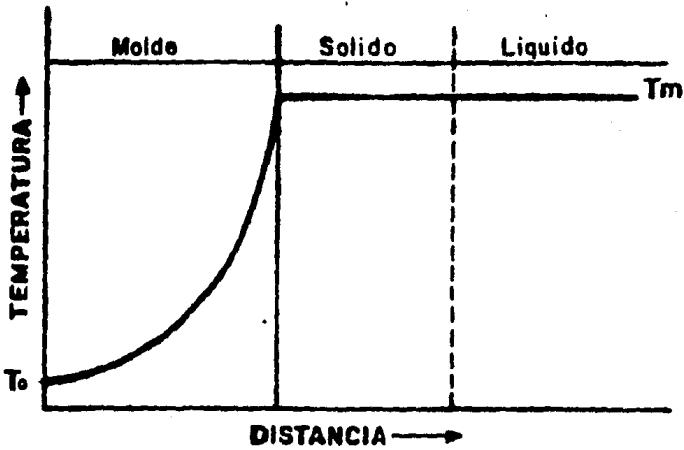


Fig.2.1. Perfil de temperatura durante la solidificación contra una pared de molde plana y grande, con resistencia de interfase molde-metal controlando el proceso.

Toda la caída de temperatura es a través de la interfase. El molde, que se supone que es infinito en extensión, permanece a su temperatura original T_0 . La velocidad de flujo de calor a través de esta interfase para metal vaciado a su temperatura de fusión T_m es:

$$\frac{q}{A} \Big|_{x=0} = -h (T_m - T_0)$$

donde x = distancia desde la pared del molde

A = área de la interfase molde-metal

q = velocidad de flujo de calor

2.5. SOLIDIFICACION EN ENSAYOS DE FLUIDEZ

El fundidor mide esta propiedad en alguno de los varios tipos de ensayos de fluidez que existen. En estos ensayos, generalmente, el metal caliente es inducido a fluir en un canal largo - de sección transversal pequeña (el canal está a la temperatura ambiente). La longitud que fluye el metal antes de detenerse por la solidificación es la medida de la fluidez.

Consideremos el flujo y la solidificación de un metal puro vaciado a su punto de fusión en un canal de ensayo de fluidez. En el instante que este metal entra al canal, comienza la solidificación en la entrada del mismo. Mientras prosigue recorriendo el canal, la solidificación empieza en estos sitios también. Sin embargo, debido a que la solidificación empezó en la entrada del canal, es aquí que el flujo es obstruido. La longitud total que fluye el metal, antes de detenerse, es la fluidez. La fluidez determinada de la manera anterior esta influenciada por (1) variables del metal tales como temperatura, viscosidad y calor de fusión; (2) variables del molde y de la interfase molde-metal tales como resistencia al flujo de calor en la interfase, conductividad del molde, densidad y calor específico; y (3) variables del ensayo tales como la caída de presión aplicada al metal y el diámetro del canal.

La estructura de las fundiciones obtenidas en el ensayo de fluidez refleja el mecanismo de solidificación antes descrito.

En la práctica, hay dos factores importantes que influyen la fluidez; la tensión superficial o películas superficiales y contrapresión de los gases del molde. La tensión superficial no tiene un efecto significativo excepto en canales muy pequeños (menos de un décimo de pulgada de diámetro). Sin embargo, puede impedir obtener detalles agudos en las fundiciones a no ser que se aumente la caída de presión para vencerla.

2.6. CRECIMIENTO DENDRITICO DURANTE EL PROCESO DE TRANSFORMACION DE LIQUIDO A SOLIDO

Cuando la intercara líquido-sólido se mueve hacia adentro del líquido, (fig. 2.2.), cuya temperatura disminuye, adelante de la misma ocurre un tipo muy significativo de crecimiento - cristalino.

Un gradiente de temperatura de esta naturaleza podría formarse de la siguiente forma: Supongamos que en la figura 2.2., se representa una región conteniendo una intercara líquido-sólido y que el calor está fluyendo de derecha a izquierda; el calor está siendo eliminado a través del sólido. Al mismo tiempo, supongamos que se ha obtenido un grado considerable de sobreenfriamiento, de manera que la temperatura del líquido está muy por debajo de su punto de solidificación de equilibrio. Como resultado del calor de fusión que se desprende de la intercara, la temperatura de esta se eleva usualmente, tanto sobre la del líquido como sobre la del sólido. Bajo estas condiciones, la temperatura desciende según nos movemos desde la intercara hacia el interior del sólido, debido a que esta es la dirección del flujo de calor. También desciende dentro del líquido porque hay un flujo natural de calor desde la intercara hacia el interior del líquido sobreenfriado. En la figura se muestra el contorno resultante de la temperatura que se obtiene, y se conoce generalmente como una inversión de temperatura.

Cuando la temperatura desciende en el líquido adelante de la intercara, la última se vuelve inestable y pueden saltar como disparadas, puntas cristalinas desde la intercara dentro del líquido. La estructura resultante puede volverse también muy complicada, con ramas secundarias formándose sobre las puntas primarias, y posiblemente con ramas terciarias formándose sobre las secundarias.

El cristal ramificado resultante tiene, con frecuencia, la apariencia de un pino en miniatura y, por lo tanto, se conoce como dendrita, de la palabra griega "dendritas" significado de "de un árbol".

Las razones para el crecimiento ramificado de un cristal dentro de un líquido, cuya temperatura desciende adelante del sólido, no son difíciles de comprender. Cada vez que una pequeña sección de la intercara se encuentra adelante de la superficie que la rodea, estará en contacto con un metal líquido a temperatura más baja. Su velocidad de crecimiento aumentará en relación a la superficie que la rodea, que está en contacto con un líquido a temperatura más elevada, y solamente debe esperarse la formación de una punta. Asociado con la formación de cada punta está el desprendimiento de una cantidad de calor (calor latente de fusión). Este calor eleva la temperatura del líquido adyacente a cualquier punta dada y retarda la formación de otra estructura similar sobre la intercara general en su vecindad inmediata. El resultado neto es que forma cierto número de puntas de espaciamiento casi igual con crecimiento paralelo en la forma mostrada en la fig. 2.3. La dirección en que crecen estas puntas es cristalográfica y se conoce como la dirección del crecimiento dendrítico. Esta dirección depende de la estructura cristalina del metal.

El crecimiento dendrítico como se indicó con anterioridad, ocurrirá en la solidificación de los metales puros cuando se deja que la intercara se mueva hacia adelante dentro del líquido suficientemente sobreenfriado. En los metales de relativa alta pureza, es casi imposible obtener el sobreenfriamiento término suficiente para que todo el proceso de solidificación sea dendrítico. Esto se debe a que es muy difícil remover todos los catalizadores, o focos de nucleación heterogénea, desde una cantidad medible de metal líquido.

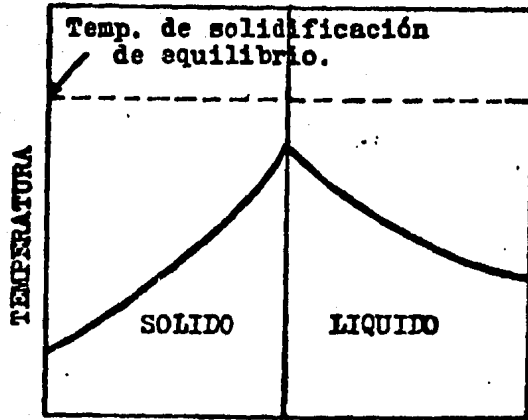


Fig. 2.2. Inversión de la temperatura durante la solidificación.

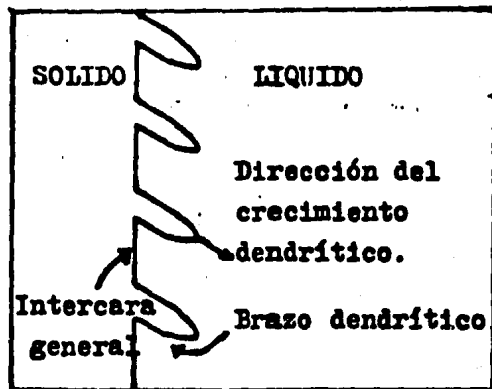


Fig. 2.3. Representación esquemática del primer paso en el crecimiento dendrítico. Se supone que existe una inversión de temperatura en la intercara; esto es, la temperatura en el líquido cae adelante de la intercara.

Por otra parte, en los metales puros se requiere un sobreenfriamiento muy grande para completar la solidificación dendrítica. Es necesario un gran sobreenfriamiento para vencer el efecto de desprendimiento del calor latente de fusión según se forman las dendritas, lo cual tiende naturalmente a eliminar el sobreenfriamiento y la fuerza generadora para el crecimiento dendrítico. En resumen, puede establecerse que de ordinario, no es posible que un metal puro solidifique dendríticamente más que un 10% en volumen.

2.6.1. SOLIDIFICACION DENDRITICA EN ALEACIONES

La solidificación dendrítica es un fenómeno común en muchos sistemas de aleación. Aquí el sobreenfriamiento que proporciona la fuerza generadora para el crecimiento dendrítico, es esencialmente de un tipo diferente. La forma que se ha discutido antes se conoce como sobreenfriamiento térmico y puede ser también un factor en la solidificación de las aleaciones, pero ahora consideraremos el sobreenfriamiento constitucional.

El sobreenfriamiento constitucional resulta cuando un sólido solidifica con una composición diferente que la del líquido del cual se forma.

Si ocurre o no una solidificación dendrítica, junto con la proyección de ramificaciones de primer o más elevado orden, cuando se sobreenfría constitucionalmente el líquido adelante de la intercara, depende de la cantidad de sobreenfriamiento. En condiciones comerciales de gran tamaño la capa sobreenfriada es usualmente grande, y la solidificación dendrítica es un factor importante.

Por otra parte, si la capa sobreenfriada es delgada, no es posible el crecimiento de puntas verdaderas debido a la limitada profundidad de la capa sobreenfriada dentro de la que pueden crecer. En este caso, la inestabilidad de la intercara puede resultar en la formación de una superficie compuesta de proyecciones más o menos ovaladas. Debido a que el movimiento de una superficie de este tipo está acoplado con el movimiento hacia adelante de una región sobreenfriada estrecha, su forma es estable. Esto conduce a un resultado muy interesante; para que la superficie pueda mantener su forma, la solidificación debe ocurrir uniformemente sobre toda la superficie. Sin embargo, el sólido que queda sobre la superficie en los centros de las proyecciones, - que se encuentran más lejos de la superficie sólida, queda a una temperatura más elevada que en los dientes, que se encuentran más cerca de la superficie sólida. Junto con esta diferencia en la temperatura hay una diferencia en la composición del líquido que solidifica en las dos posiciones. El que solidifica en los dientes tiene una concentración de soluto más elevada que el del centro de las proyecciones. El resultado de este proceso de solidificación es la formación de una estructura celular en la cual son definidas las paredes de las celdas como regiones elevadas en concentración de soluto.

C A P I T U L O I I I

CONSIDERACIONES SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS

DE LOS MATERIALES

La selección de un material para una aplicación específica depende, en gran parte, de sus propiedades mecánicas.

Los ensayos mecánicos surgen de la necesidad de obtener valores numéricos que describan estas propiedades.

3.1. PROPIEDADES MECANICAS

Las propiedades mecánicas de mayor importancia son: Resistencia a la deformación, dureza, deformabilidad, tenacidad y maleabilidad.

3.1.1. RESISTENCIA A LA DEFORMACION

En general, la resistencia es la habilidad de un material de soportar cambios en su forma o tamaño cuando se le somete a esfuerzos externos. En relación con la forma y duración de estos esfuerzos se distinguen tres clases de resistencias:

- a) Resistencia estática: Cuando la carga crece de un modo continuo. Ejemplos: pruebas de tracción, compresión, flexión, torsión, etc.
- b) Resistencia al choque. Con cambios bruscos de carga. Ejemplos: Pruebas por choque.
- c) Resistencia a la fatiga. Con esfuerzos alternativos. Ejemplo: Pruebas de fatiga.

3.1.2. DUREZA

Es la resistencia que un cuerpo opone a dejarse penetrar por otro.

3.1.3. DEFORMABILIDAD

Se llama deformabilidad, a la propiedad que poseen los materiales de experimentar deformaciones permanentes (plásticas) o transitorias (elásticas) cuando se les somete a la acción de esfuerzos. Estas deformaciones son de diferentes tipos y reciben el nombre de alargamiento, acortamiento, flexión y torsión, según se someta a esfuerzos de tensión, compresión, flexión o torsión respectivamente.

3.1.4. TENACIDAD

Es la propiedad mediante la cual los materiales se oponen a ser fracturados.

3.1.5. MALEABILIDAD

La maleabilidad es la propiedad de cambiar de forma, de modo permanente, bajo acciones mecánicas según se desea para determinados fines, sin romperse.

3.2. EVALUACION DE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN UN ENSAYO DE TRACCION

La prueba de traccion es la más útil para evaluar las propiedades mecánicas. Consiste en someter un espécimen a cargas uniaxiales. Este se estira a una velocidad de deformación constante, midiéndose como una variable dependiente la carga necesaria para producir una elongación específica. Se obtiene así, un diagrama carga-elongación. De este diagrama se pasa al de tensión-deformación convencional que tiene la misma forma y es independiente de las dimensiones del espécimen.

3.2.1. CURVA TENSION-DEFORMACION CONVENCIONAL

La tensión convencional se define como la carga aplicada P, dividida por el área original, A_0 :

$$\sigma_c = \frac{P}{A_0} \dots\dots\dots (3.1)$$

Se denomina deformación convencional al cambio de longitud o elongación, ΔL , dividida por la longitud original, L_0 :

$$e = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \dots\dots\dots (3.2)$$

En la figura 3.1 se presenta una curva típica tensión-deformación convencional. Al iniciarse el ensayo de tracción, el material se deforma elásticamente, esto es, si la carga se elimina, el material recupera su longitud original. Sin embargo, cuando la carga excede de un valor correspondiente al límite elástico, el material comienza a deformarse plásticamente (permanece deformado si la carga regresa al valor original).

A medida que la muestra continua alargandose, la tensión aumenta y se dice que el material endurece por deformación. Durante la deformación plástica, el volumen permanece constante $AL = A_0L_0$, así, al alargarse, el área disminuye uniformemente. El endurecimiento por deformación compensa el decreci-

miento del área hasta que el aumento de la tensión, debido a la reducción del área, es mayor que el aumento en la capacidad del metal para soportar la carga. Esto ocurre en el punto más débil de la probeta. Toda la deformación plástica siguiente es concentrada en esta región y el material empieza a formar un cuello o estricción. Una vez formada la estricción, la tensión disminuye al aumentar la deformación hasta que la muestra se rompe.

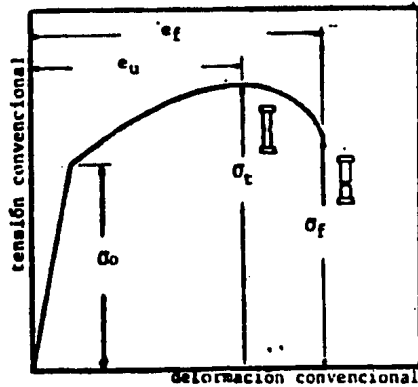


Figura 3.1. Curva tensión-deformación convencional.

De este diagrama se obtienen las siguientes mediciones:

MEDIDAS DE RESISTENCIA

Resistencia a la tracción.

La resistencia a la tracción es la tensión máxima de la curva tensión-deformación convencional:

$$\sigma_t = \frac{P_{max}}{A_0} \dots\dots\dots (3.3)$$

Tensión de fluencia.

Debido a las dificultades prácticas que existen para determinar el límite elástico verdadero, se mide la tensión de fluencia.- La tensión de fluencia o límite elástico convencional, es la carga correspondiente a una pequeña deformación especificada, usualmente del 0.2% :

$$\sigma_0 = \frac{P_e - 0.002}{A_0} \dots\dots\dots (3.4)$$

MEDIDAS DE DUCTILIDAD

Las medidas de ductilidad que se obtienen en el ensayo de tracción, son, la deformación a la fractura, e_f , y la reducción de área a la fractura, q_f , y se expresan en porcentajes:

$$e_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100 \dots\dots\dots (3.5)$$

$$q_f = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \dots\dots\dots (3.6)$$

La deformación uniforme, e_u , es el alargamiento hasta el momento de la carga máxima. Rebasando este punto, comienza la estricción y la deformación deja de ser uniforme.

MODULO DE ELASTICIDAD

En la región elástica, la tensión es directamente proporcional a la deformación, $\sigma_c = E_e \epsilon$. La pendiente de esta curva, es el módulo de elasticidad o módulo de Young.

Esta constante de proporcionalidad, junto con las otras constantes elásticas (módulo de corte, módulo volumétrico), son las cantidades más insensibles de la estructura porque dependen esencialmente de la energía de enlace interatómica. Solo las afectan ligeramente las adiciones de aleantes, tratamiento térmico o el trabajado en frío. Sin embargo, si la temperatura corresponde a un cambio alotrópico en el material, cambian discontinuamente.

RESILIENCIA

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

La resiliencia se mide, usualmente, por medio del módulo de resiliencia que es la energía de deformación por unidad de volumen requerida para llevar el material desde una tensión cero hasta el límite elástico.

$$U_R = \frac{\sigma_0^2}{2E} \dots\dots\dots (3.7)$$

Un material ideal para resistir cargas de energía en aplicaciones en las que no deba sufrir deformación permanente debe poseer un límite elástico elevado y un módulo de elasticidad bajo.

TENACIDAD

La tenacidad de un material es su capacidad para absorber energía en el campo plástico.

El área bajo la curva \bar{V}_{C-e} es la cantidad de trabajo total por unidad de volumen que puede realizarse sin que se produzca la fractura. Una manera de concretar el concepto de tenacidad es considerando esta área. Existen aproximaciones para calcularla dependiendo del comportamiento del material.

3.2.2. CURVA TENSION-DEFORMACION VERDADERA

La curva tensión-deformación convencional no da una indicación real de las características de la deformación del material porque está basada en las dimensiones iniciales de la probeta y estas dimensiones cambian constantemente en el transcurso del ensayo. Durante la deformación elástica, este cambio es despreciable, mientras que durante la deformación plástica la reducción de área puede ser considerable. Por esta razón se utiliza la tensión verdadera y la deformación verdadera basadas en las dimensiones instantáneas. La gráfica así obtenida se conoce como curva tensión-deformación verdadera o curva de fluencia (Fig.3.2).

Las expresiones de tensión y deformación verdaderas son:

$$\bar{V} = \frac{P}{A_i} \dots\dots\dots (3.8)$$

$$\bar{E} = \ln \frac{L_i}{L_0} \dots\dots\dots (3.9)$$

En donde A_i es el área instantánea y L_i es la longitud instantánea.

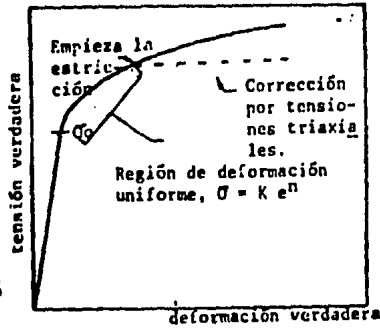


Figura 3.2. Curva tensión-deformación verdadera.

Tomando en cuenta que en el rango plástico hay constancia de volumen:

$$A_1 = \frac{A_0 L_0}{L_1} \dots \dots \dots (3.10)$$

Reemplazando 3.10 en 3.9 :

$$\bar{\sigma} = \frac{P L_1}{A_0 L_0} = \frac{P}{A_0} \frac{L_0 + L}{L_0} = \frac{P}{A_0} \left(1 + \frac{L}{L_0} \right)$$

Y teniendo en cuenta las ecuaciones 3.1 y 3.2 se tiene:

$$\bar{\sigma} = \sigma (1 + e) \dots \dots \dots (3.11)$$

La ecuación permite obtener $\bar{\sigma}$ en función de las magnitudes medidas en el ensayo de tracción y de las dimensiones iniciales de la probeta. En ella se puede ver que la tensión verdadera es siempre mayor que la convencional. Esto es de esperarse ya que el metal continúa endureciéndose por deformación hasta que se produce la fractura.

De manera similar se puede obtener:

$$\epsilon = \ln (1 + e) \quad \dots\dots\dots (3.12)$$

De la ecuación 3.12 es posible calcular la deformación verdadera de los valores iniciales de la probeta y de la curva $\bar{\sigma}_{C-e}$.

La deformación ingenieril, e , y la deformación verdadera, ϵ , son iguales para deformaciones menores que 0.1%, pero para grandes deformaciones ϵ es menor que e .

Cuando ocurre la estricción se produce un estado triaxial de tensiones. Entonces, la tensión promedio requerida para que el flujo continúe desde la carga máxima a la fractura, es más alta que la requerida si la tensión fuera solamente uniaxial.

La curva de fluencia en la región de la deformación plástica uniforme, para muchos metales puede ser expresada por:

$$\bar{\sigma} = K \epsilon^n \quad \dots\dots\dots (3.13)$$

Donde K es el coeficiente de resistencia y n es el exponente de endurecimiento por deformación. Estas dos constantes se evalúan de la gráfica log-log de la ecuación 3.13, la pendiente de esta línea es n , y K es la tensión de flujo verdadera para $\epsilon=1$.

3.2.3. LA INESTABILIDAD PLASTICA EN EL

ENSAYO DE TRACCION

La aparición de la estricción impone una limitación al flujo plástico. Al formarse el cuello, el diámetro de la probeta es mínimo en el centro de este. Los diámetros son mayores a ambos lados del cuello y la deformación es menor en esta región. Con esto, la sección mínima se contrae y se originan tensiones radiales y transversales.

El estado triaxial de tensiones eleva el valor de la tensión longitudinal y dificulta la evaluación de la tensión y la deformación verdadera ya que dejan de tener validez las ecuaciones 3.11 y 3.12.

3.2.3.1. DETERMINACION DEL PUNTO DE CARGA

MAXIMA

La estricción se produce en la carga máxima, cuando $dP=0$ de la curva carga-elongación.

La carga es:

$$P = \sigma A$$

Luego:

$$dP = \sigma dA + \sigma A dL$$

como $dP=0$, entonces;

$$-\frac{dA}{A} = \frac{d\sigma}{\sigma} \dots \dots \dots (3.14)$$

Por constancia de volumen, $A_0 L_0 = AL = \text{constante}$.

$$AdL + LdA = 0$$

$$- \frac{dA}{A} = \frac{dL}{L} \quad \dots\dots\dots (3.15)$$

Reemplazando 3.15 en 3.14 se tiene:

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = \frac{dL}{L}$$

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

resulta:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = 0 \quad \dots\dots\dots (3.16)$$

que es la condición de inestabilidad plástica.

La ecuación anterior 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.

Si la curva de fluencia de un material viene dada por la ecuación 3.1, es posible determinar fácilmente la deformación a la que se producirá la estricción:

$$\sigma = K \epsilon^n$$

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = 0 = K \epsilon^n = n K \epsilon^{n-1}$$

$$\epsilon = n$$

Por lo tanto, la deformación a la cual se presenta la estricción es numéricamente igual al exponente de endurecimiento por deformación.

3.2.3.2. MEDICION DE LA TENSION Y LA
 DEFORMACION VERDADERA DESPUES
 DE LA ESTRICCION.

Bridgman realizó un análisis matemático para corregir los valores de la tensión axial media, después de formarse la estricción. De acuerdo con este análisis, la relación de la tensión verdadera y la tensión media es:

$$\frac{\sigma}{\sigma_{\text{prom.}}} = \frac{1}{\left(1 + \frac{2r}{a}\right) \ln\left(1 + \frac{a}{2r}\right)} \dots\dots\dots (3.17)$$

Donde σ_{prom} es la tensión media, a es el radio de la sección mínima y r es el radio de curvatura del cuello.

3.2.4. MECANISMOS DE FLUJO PLASTICO

3.2.4.1. DEFORMACION POR DESLIZAMIENTO

El deslizamiento es el mecanismo de deformación cristalina más importante. Consiste en el desplazamiento de bloques de cristal, unos sobre otros, a lo largo de planos cristalográficos definidos llamados planos de deslizamiento. Generalmente, el plano de deslizamiento es el de mayor densidad atómica y la dirección de deslizamiento es la dirección más compacta del plano de deslizamiento.

La aparición de más de un sistema de deslizamiento durante la deformación, se denomina deslizamiento doble o múltiple. Se requiere un esfuerzo mayor para producir deslizamiento en planos de menor densidad atómica. Sin embargo, si se impide el deslizamiento en los planos compactos por condiciones tales como esfuerzos locales elevados producidos por endurecimiento, restricciones del deslizamiento por los límites de grano, etc., otros planos menos compactos pueden iniciar su actividad.

3.2.4.2. DEFORMACION POR MACLAJE

El proceso de maclado mecánico puede contribuir en forma significativa a la deformación plástica si el deslizamiento es restringido. El maclado consiste en la conversión de una sección del cristal en una imagen reflejada de la red original. El plano cristalográfico de reflexión se conoce como plano de maclado. Las maclas se pueden producir por deformación mecánica o como resultado de un recocido posterior a la deformación plástica. Las primeras se conocen como maclas mecánicas y las segundas se llaman maclas de recocido.

El esfuerzo requerido para producir maclado es más elevado que para el deslizamiento.

El papel más importante que el maclaje representa en la deformación plástica no es el debido a la deformación producida por el proceso mismo, sino porque las variaciones de orientación resultantes pueden situar nuevos sistemas de deslizamiento en una orientación favorable con respecto al eje de tensión, de manera que pueda efectuarse un deslizamiento adicional.

3.2.4.3. DEFORMACION A TEMPERATURA ELEVADA

Cuando un material se deforma plásticamente a altas temperaturas, los mecanismos de flujo plástico se dividen en dos categorías.

Si el flujo toma lugar por la acción de mecanismos que son enteramente transgranulares, en los que no influye la presencia del límite de grano, los procesos son llamados mecanismos de red, y ocurren en policristales y cristales simples. Son ejemplos del deslizamiento y el ascenso de dislocaciones por el mecanismo de trepado.

Por otra parte, si el flujo toma lugar por la acción de mecanismos, los cuales dependen específicamente de la presencia -- del límite de grano, los procesos se denominan mecanismos de límite y ocurren solamente en bicristales y materiales policristalinos. Ejemplos son la difusión de vacancias inducida por la tensión y el proceso de deslizamiento del límite de grano.

3.2.4.3.1. DESLIZAMIENTO DEL LIMITE DE GRANO

Es el movimiento cortante de un grano con relación a otro a lo largo de su límite común. El deslizamiento del límite de grano siempre va precedido por deformación plástica en el seno de los granos adyacentes. La relación entre deformación debida al - deslizamiento del límite de grano y la deformación total permanece constante, lo cual significa que existe una relación entre el deslizamiento cristalográfico y el deslizamiento del límite de - grano. En la actualidad se desconoce el mecanismo exacto.

El deslizamiento del límite de grano se favorece por la elevación de la temperatura, la disminución de la velocidad de fluencia o el efecto simultáneo de ambos factores.

3.2.5. FRACTURA

La fractura es la fragmentación de un cuerpo sólido en dos o más partes.

Los tipos de fractura dependen del material, temperatura, estado de tensión, velocidad de deformación y de las características geométricas de la pieza. Se clasifican en dos categorías generales: dúctiles y frágiles.

Las fracturas dúctiles se identifican porque la superficie tiene una apariencia fibrosa y opaca, mientras que en las fracturas frágiles, es granular y brillante. Frecuentemente, las superficies de fractura están compuestas de una mezcla de fractura granular y fibrosa. Se acostumbra reportar el porcentaje de superficie representada por cada una de estas categorías.

En todos los casos, la fractura es producida por los procesos de nucleación y propagación de grietas.

3.2.5.1. FRACTURA DUCTIL

La fractura dúctil se caracteriza por una propagación lenta de la fisura e intensa deformación plástica localizada en el extremo de la grieta. Se requiere una gran absorción de energía antes de producirse una fractura dúctil.

Los tipos de fractura dúctil son:

- Fractura por deslizamiento simple.
- Fractura por deslizamiento múltiple.
- Fractura de copa y cono.
- Fractura de doble copa.

3.2.5.2. FRACTURA FRAGIL

La fractura frágil se refiere a una fractura en la cual el movimiento de la grieta causa muy poca o ninguna deformación plástica adyacente a la misma. Esta se propaga rápidamente.

La fractura frágil es una de las más estudiadas ya que ocurre sin aviso. El material casi no sufre deformación y se fragmenta algunas veces con consecuencias catastróficas.

3.2.5.3. MECANISMO DE NUCLEACION Y PROPAGACION DE GRIETAS.

Zener propuso que un obstáculo podría nuclear una grieta. De acuerdo con este modelo, las dislocaciones de borde se apilan en los planos de deslizamiento frente a barreras de deslizamiento tales como límites de grano, inclusiones o partículas de segunda fase, y dislocaciones inmóviles. Esta grieta crece posteriormente - al agregar el resto de las dislocaciones en el apilamiento.

Otro proceso (Fig.3.3) envuelve el movimiento de dislocaciones en dos planos de deslizamiento que se intersectan. las dislocaciones se encuentran y se combinan para formar una grieta.

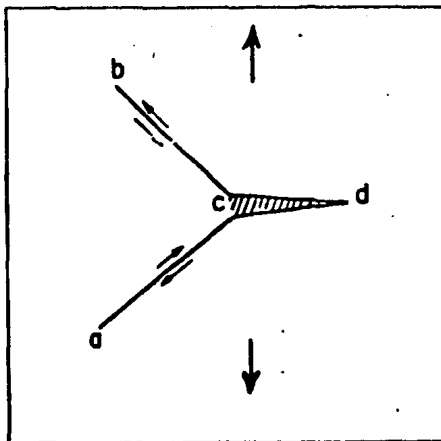


Fig. 3.3. La unión en C de las dislocaciones que llegan de B y de A, dan lugar a la nucleación de una grieta en el plano CD.

La propagación de la grieta en la fractura de "copa y cono" se puede explicar por el mecanismo de capas de oquedades. Este mecanismo es el siguiente:

La grieta actúa como una entalla y concentra la deformación en sus extremos en bandas estrechas de cizallamiento que forman ángulos de 50° a 60° del plano transversal. La deformación dentro de estas bandas es muy intensa y se llenan de oquedades que crecen y se alargan hasta que la coalescencia ocurre. La capa de oquedades se divide y la grieta avanza en zig zags a través del plano de mínima sección. La tensión aumenta cuanto más grande es la grieta. Una división violenta de estas bandas forma el borde de la copa.

En la fractura de doble copa, la grieta se origina también en el centro de la probeta y se propaga por el mecanismo de capas de oquedades hasta que queda un anillo delgado de metal. Este falla entonces por la separación progresiva de los granos.

En cristales simples que exhiben comportamiento frágil, la fractura ocurre a lo largo de ciertos planos cristalográficos - llamados planos de clivaje.

En materiales policristalinos, la fractura puede propagarse a lo largo de los planos de clivaje o de los límites de grano. Debido a que la orientación de los planos de clivaje cambia a través de los límites de grano, la fisura se extiende de un grano a otro uniéndose por un desprendimiento, el cual da origen a escalones bien definidos. En materiales con segregaciones en los límites de grano, la fractura es por lo general, a lo largo de estos límites.

3.2.5.4. FRACTURA A TEMPERATURAS ELEVADAS

Quando la temperatura se eleva, hay una transición de fractura transgranular a intergranular.

La fractura transgranular se produce cuando los granos son más débiles que sus límites, mientras que en la fractura intergranular, los límites son los de mayor debilidad. La temperatura equicohesiva, se define como la temperatura a la que los granos y los límites de grano tienen la misma resistencia.

A altas temperaturas, en donde parte de la deformación se produce por el deslizamiento a lo largo de los límites de grano, la grieta puede iniciarse de dos maneras:

- El deslizamiento de los límites de grano, da lugar a concentraciones de tensiones en los puntos triples, esto es, en donde tres límites de grano se encuentran en la superficie pulida de la probeta metalográfica. En este caso, se forma una grieta en forma de cuña en el límite perpendicular a la tensión aplicada y esta cruza los otros dos límites. El resultado se muestra en la fig. 3.4. Este tipo de fractura se observa principalmente cuando la tensión es alta.

- Pequeñas cavidades esféricas tienden a formarse en los límites de grano perpendiculares al eje de tensión (Fig. 3.5). Esta fractura predomina cuando la tensión es baja y la separación se produce después de un largo tiempo.

El proceso de formación de cavidades y la unión de ellas para su crecimiento se denomina cavitación. En la actualidad el origen de estas cavidades es todavía incierto.

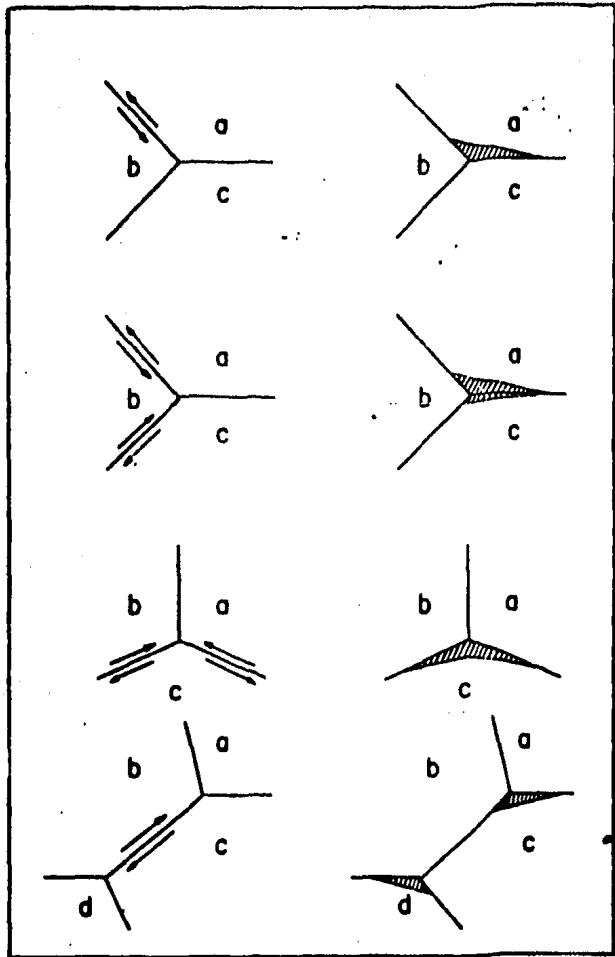


Fig. 3.4. Representación esquemática de la formación de grietas en los puntos triples como consecuencia del deslizamiento del límite de grano.

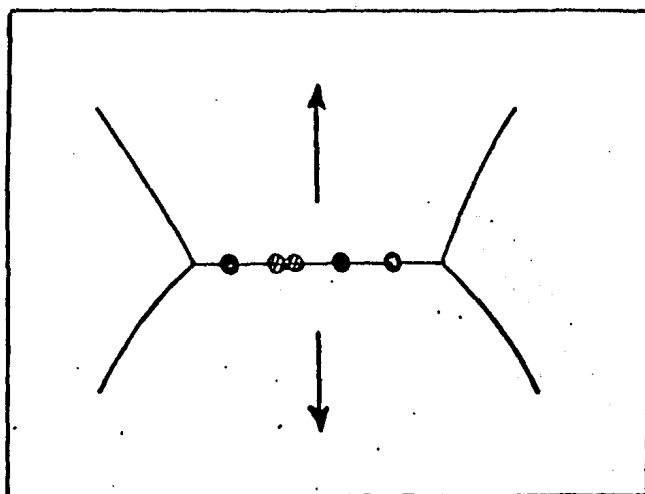


Fig. 3.5. Cavitación producida por el deslizamiento de los límites de grano.

3.2.6. VARIABLES QUE INTERVIENEN EN EL ENSAYO DE TRACCION.

La curva σ_c - ϵ se modifica en menor o mayor grado, al alterar la temperatura, la velocidad de deformación o la microestructura.

3.2.6.1. TEMPERATURA

En general, la resistencia mecánica disminuye y la ductilidad aumenta al incrementarse la temperatura del ensayo. Sin embargo, por encima de ciertas temperaturas pueden producirse cambios estructurales tales como la precipitación o la recristalización que alteren este comportamiento general.

Al aumentar la temperatura, se permite la introducción de nuevos sistemas de deslizamiento, la disminución de la velocidad de endurecimiento y la operación de mecanismos de deformación a altas temperaturas como el deslizamiento de los límites de grano.

A temperaturas alrededor de $0.7T_m$ (T_m = temperatura de fusión en grados Kelvin), la recristalización ocurre simultáneamente con la deformación y se tiene una condición de alta ductilidad y tensión de fluencia conocida como trabajo en caliente.

3.2.6.2. VELOCIDAD DE DEFORMACION

La velocidad de deformación utilizada puede influir apreciablemente en las propiedades mecánicas. La velocidad de deformación se define como; $\dot{\epsilon} = d\epsilon / dt$ y se expresa en seg^{-1} .

El intervalo de la velocidad de deformación al que están sujetos los metales cubren desde 10^{-8} seg^{-1} para los ensayos de fluencia lenta, hasta 10^8 seg^{-1} con medios de deformación explosivos. Este intervalo puede dividirse en tres regiones de velocidad de deformación: condiciones estáticas hasta 10^{-2} seg^{-1} , intermedias hasta 10^2 seg^{-1} y la región de alta velocidad arriba de 10^2 seg^{-1} . La primera región cubre los ensayos mecánicos usuales, la región intermedia es típica de los procesos convencionales de tra

bajado mecánico y la tercera región, de los más recientes procesos de conformado de alta velocidad.

El límite elástico es más sensible a los aumentos de la velocidad de deformación que la resistencia a la tracción. Esta generalmente se eleva con la velocidad de deformación y este efecto es más marcado a altas temperaturas. Un incremento en la velocidad de deformación en la región estática causa un aumento en la elongación uniforme si el material tiene una estructura FCC o HCP, mientras que los materiales con estructura BCC muestran un decrecimiento en la elongación uniforme.

Aunque la velocidad de la máquina es uniforme, no asegura una velocidad de deformación constante en la probeta puesto que esta varía con la carga.

La velocidad de la máquina es:

$$v = \frac{dL}{dt} \dots\dots\dots (3.18)$$

La velocidad de deformación convencional, $\dot{\epsilon}$, es:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d(L-L_0/L_0)}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L_0} \dots\dots\dots (3.19)$$

Así, la velocidad de deformación convencional es proporcional a la de la máquina. La ecuación 3.19 es aplicable hasta el comienzo de la estricción.

La velocidad de deformación real, $\dot{\epsilon}_r$, está dada por:

$$\dot{\epsilon}_r = \frac{d\epsilon_r}{dt} = \frac{d(\ln(L/L_0))}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \dots\dots\dots (3.20)$$

La ecuación anterior indica que para una velocidad constante de la máquina, la velocidad de deformación real disminuirá cuando la probeta experimente alargamiento.

La velocidad de deformación real está relacionada con la velocidad de deformación convencional por la siguiente ecuación:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{L} = \frac{L_0}{L} \frac{de}{dt} = \frac{de}{(1+e)dt} = \frac{\dot{e}}{1+e} \dots\dots\dots (3.21)$$

Una relación general de la tensión de fluencia y la velocidad de deformación a temperatura y deformación constantes es:

$$\bar{\sigma} = C (\dot{\epsilon})^m_{\epsilon, T} \dots\dots\dots (3.22)$$

en donde C es una constante y m es un coeficiente conocido como índice de la sensibilidad de la velocidad de deformación.

Este coeficiente se define como:

$$m = \frac{\log \bar{\sigma}}{\log \dot{\epsilon}} = \frac{\log \bar{\sigma}_2 / \bar{\sigma}_1}{\log \dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1} \dots\dots\dots (3.23)$$

y puede obtenerse de la pendiente de la curva $\log \bar{\sigma}$ vs $\log \dot{\epsilon}$

En la mayoría de los metales, la sensibilidad de la velocidad de deformación aumenta con la temperatura y la deformación.

3.2.6.3. MICROESTRUCTURA.

La microestructura es un parámetro que depende de la composición química del material y de los procesos mecánicos y térmicos a que se haya sometido. Estos últimos incluyen la fundición, la sinterización, el conformado en caliente y en frío y los tratamientos térmicos. Estas etapas de producción alteran las propiedades mecánicas debido a su efecto en el tamaño de grano, inclusiones, gradientes de concentración, huecos y otros tipos de imperfecciones cristalinas.

La ductilidad es una propiedad muy sensitiva a la microestructura ya que la fractura se inicia en las partículas de segunda fase, inclusiones o precipitados.

En la mayoría de los casos, la resistencia disminuye y la ductilidad aumenta con el decrecimiento del tamaño de grano. Esto se debe al reducido incremento de la velocidad de endurecimiento por deformación con el tamaño de grano pequeño.

El efecto de los aleantes es más difícil de generalizar. Las adiciones pueden incrementar la elongación como el agregar Zinc al cobre, o pueden disminuirla como cuando el cobre es añ di do al níquel.

La variación local en la composición, como la microsegregación en los metales disminuye considerablemente la ductilidad.

3.2.6.3.1. TEXTURA

En un metal deformado en frío, por lo general, la dureza y el límite elástico aumentan mientras la ductilidad disminuye.

Un metal que ha experimentado una deformación plástica de sarrolla una orientación preferente o textura en la que ciertos planos cristalográficos se alinean con las direcciones prin ci pales del flujo plástico.

Un metal con textura tiene propiedades direccionales, pre sen ta anisotropía, que puede ser muy desventajosa como en el caso de embutición de chapas, en piezas forjadas puede conducir a una ductilidad insuficiente en algunas direcciones y muy beneficiosa en algunas aplicaciones magnéticas.

En los metales existen dos tipos de anisotropía: La estructura cristalográfica y la fibrosidad mecánica. La textura cristalográfica es la orientación preferencial de los granos. La fibrosidad mecánica, por otra parte, envuelve la alineación de discontinuidades estructurales tales como inclusiones, cavi da des y partículas de segunda fase.

Las orientaciones preferenciales también se encuentran en las partículas electrodepositadas y en los metales colados. En estos últimos, los granos columnares siguen las direcciones de los mayores gradientes de temperatura existentes en la solidificación. El mecanizado y el pulido son capaces de orientar el metal próximo a la superficie.

3.2.7. DISCUSION DEL ENSAYO DE TRACCION

En la mayoría de las investigaciones de fallas en servicio, el ensayo de tracción no provee mucha información útil. Pocas fallas resultan del uso de un material que es deficiente en la resistencia a la tracción. Además, las muestras de componentes que han fallado de una manera frágil, generalmente muestran una ductilidad adecuada durante el ensayo de tracción.

Esto se debe a que la resistencia a la tracción es una medida de la carga máxima que puede soportar un material en las condiciones restrictivas de carga monoaxial, y este parámetro tiene muy poca relación con la resistencia mecánica del material bajo las tensiones complejas en las que se encuentra normalmente. La reducción de área, que puede relacionarse con la habilidad del material para deformarse plásticamente en una en talla y así intensificar las tensiones, da una medida más real de la ductilidad pero frecuentemente se omite del ensayo de tracción.

Sin embargo, esta prueba es muy empleada sobre todo en aplicaciones estáticas. El valor de la tensión, para un material particular utilizado en un caso también particular, se denomina tensión de trabajo, σ_w . La tensión de trabajo para materiales dúctiles, suele basarse en el límite elástico, σ_0 , y para los frágiles, en la resistencia a la tracción σ_t , convencionalmente reducidas por un factor de seguridad:

$$C = \frac{\sigma_0}{N_0} \quad \text{o bien} \quad C = \frac{\sigma_t}{N_t}$$

N_0 es el factor de seguridad para el límite elástico.

N_t es el factor de seguridad para la resistencia a la tracción.

En el caso de los aceros, existe suficiente información para relacionar aproximadamente la resistencia a la tracción con la dureza.

El ensayo de tracción es esencial durante la producción para el control de calidad. La razón es, porque las propiedades envueltas en este ensayo son muy reproducibles, lo cual sirve de identificación y para saber si el material se encuentra dentro de las especificaciones.

C A P I T U L O I V

S U P E R P L A S T I C I D A D

4. Superplasticidad

La superplasticidad es un término que describe la habilidad de un metal para fluir con características similares a la de los vidrios y polímeros calientes. Esto es un fenómeno relativamente raro en materiales cristalinos y sólo en los últimos años se ha estudiado.

En los metales, la superplasticidad se asocia comúnmente con grandes deformaciones durante el ensayo de tracción, pero no está restringida necesariamente a tales casos. En términos más generales puede decirse que un metal es superplástico cuando experimenta deformaciones que están en exceso de su comportamiento convencional bajo pequeños esfuerzos de tensión, compresión o torsión.

Este fenómeno se manifiesta en circunstancias especiales. Está confinado a altas temperaturas, velocidades de deformación relativamente bajas y el uso de un material con una microestructura peculiar.

La superplasticidad no es una curiosidad científica. Se ha comprobado que tiene gran aplicación industrial como es la producción de piezas complicadas por conformado mecánico.

Las aleaciones Zn-Al de composición cercana a la eutectoide exhiben superplasticidad. En este capítulo se presenta una revisión bibliográfica sobre la superplasticidad de dichas aleaciones, así como un resumen de este fenómeno y sus características, y se concluye con algunas de las aplicaciones tecnológicas de la superplasticidad en estas aleaciones.

4. I TEORIA DE LA SUPERPLASTICIDAD

Un metal dúctil ordinario, cuando está sometido a una fuerza de tensión, se deforma uniformemente hasta que aparece la estricción y esta tiende a ser muy localizada. Pero cuando un material presenta superplasticidad, la estricción se extiende sobre toda la sección calibrada. Esto es, un material es superplástico porque muestra una gran resistencia a la estricción y una distribución de plasticidad uniforme.

A temperaturas menores de $0.3 T_m$ (T_m es la temperatura de fusión en $^{\circ}K$) la inestabilidad ocurre cuando el material ha agotado su capacidad para endurecerse por deformación. Generalmente la elongación uniforme no excede del 30%. Si se desea una deformación estable mayor, el metal debe descargarse y calentarse a una temperatura superior a la de recristalización ($0.4 T_m$) para restaurar la capacidad de endurecerse por deformación al aplicarle la carga nuevamente.

Arriba de $0.5 T_m$, en donde existe un equilibrio entre endurecimiento y recristalización, el principal parámetro es el índice de sensibilidad de la velocidad de deformación, (SRS).

La magnitud de este parámetro identifica a un material superplástico. A continuación se demuestra que un alto valor de SRS suprime la formación de un "cuello" y permita un flujo estable.

De la definición de tensión, $\bar{\sigma} = P/A$ y de la ecuación 3.14 se obtiene:

$$\frac{P}{A} = \bar{\sigma} = K(\dot{\epsilon})^m$$
$$\dot{\epsilon} = (P/K)^{1/m} (1/A)^{1/m} \dots\dots\dots (4.1)$$

La velocidad de deformación verdadera para un espécimen cilíndrico esta dada por:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = - \frac{1}{A} \frac{dA}{dt} \dots\dots\dots (4.2)$$

Combinando las ecuaciones 4.1 y 4.2 ;

$$- \frac{dA}{dt} = A \dot{\epsilon} = A^{1-1/m} (P/K)^{1/m} \dots\dots\dots (4.3)$$

La ecuación 4.3 está representada en la figura 4.1, en la que se observa:

- Para $m < 1$, la sección transversal es reducida más rápidamente.
- Conforme m se aproxima a 1, la velocidad de reducción alcanza un nivel común para todas las secciones transversales. Cuando m es igual a 1, dA/dt es independiente de A , y la velocidad de crecimiento de cuellos disminuye drásticamente. En este caso el flujo es viscoso newtoniano y está descrito por:

$$\dot{\epsilon} = \eta \dot{\epsilon}$$

En donde η es la velocidad del material.

En la mayoría de los metales, a temperaturas de $0.9T_m$, los valores de m están en el intervalo de 0.02 a 0.2. En polímeros calientes, m se encuentra entre 0.3 y 0.8 dependiendo de la temperatura y de la velocidad de deformación; en vidrio caliente $m=1$.

En los materiales que muestran respuesta superplástica, el valor de m está normalmente entre 0.3 y 0.8. En la figura 4.2 se observa la dependencia de la elongación con el índice de sensibilidad de la velocidad de deformación (m).

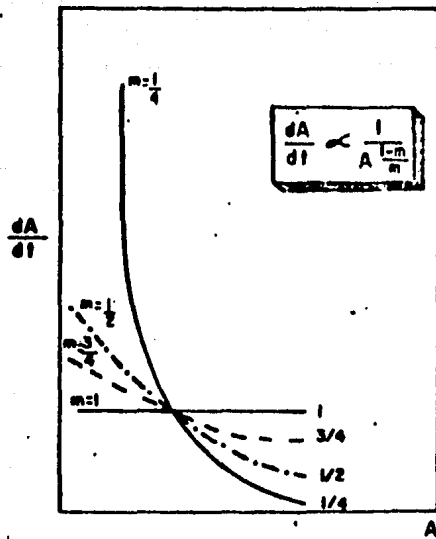


Fig.4.1. Dependencia de la velocidad de reducción de la sección transversal sobre el tamaño de la sección transversal para diferentes valores de sensibilidad de la velocidad de deformación (ref.32, 35).

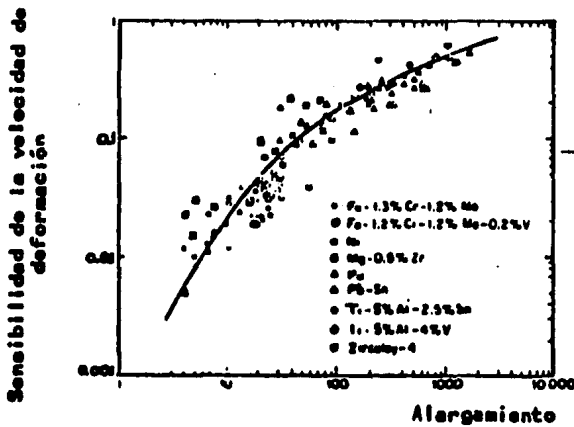


Fig.4.2. Sensibilidad de la velocidad de deformación contra alargamiento.

4.2. FACTORES QUE AFECTAN LA SUPERPLASTICIDAD EN LAS ALEACIONES ZINC-ALUMINIO.

4.2.1. INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION

La tensión y la velocidad de deformación están relacionadas por ecuaciones de la forma:

$$\bar{\sigma} = B \dot{\epsilon}^m \quad \text{o} \quad \bar{\sigma} = B' \dot{\epsilon}^n$$

En donde:

m es la sensibilidad de la velocidad de deformación

n es el exponente de tensión y es igual a $1/m$

B y B' son constantes, las cuales incorporan el efecto de la temperatura y del tamaño de grano, $B' = B^{-n}$.

Así, una gráfica logarítmica de $\bar{\sigma}$ vs. $\dot{\epsilon}$ (fig. 4.3), muestra tres regiones de flujo plástico en un típico material superplástico.

REGION I .- Para muy bajas velocidades de deformación ($<10^{-5}$ seg $^{-1}$), el valor de m es del orden de 0.25.

REGION II.- A niveles intermedios de velocidades de deformación (10^{-5} a 10^{-2} seg $^{-1}$). La magnitud de m aumenta a 0.45.

REGION III.- El valor de m disminuye nuevamente para velocidades de deformación altas ($>10^{-2}$ seg $^{-1}$).

La máxima deformación se obtiene en la Región II o Región superplástica y hay un decrecimiento de la deformación en las Regiones I y III.

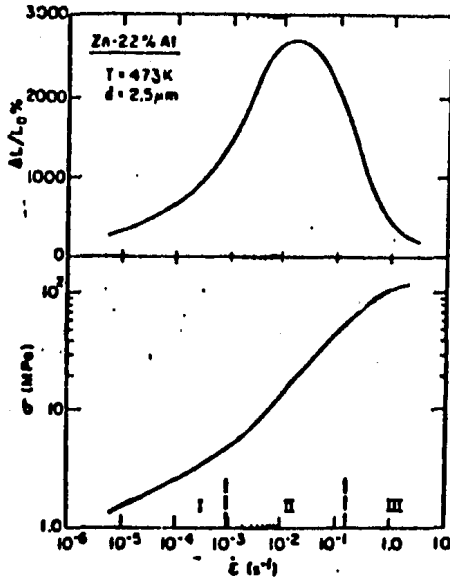


Fig. 4.3. Dependencia de la deformación a la fractura (gráfica superior) y la tensión de flujo - (gráfica inferior), con la velocidad de deformación para la aleación eutectoide (Zn-22%Al) ensayada a 200°C con un tamaño de grano de 2.5 micras (ref. 22, 23).

4.2.2 INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA

Conforme la temperatura de ensayo aumenta, el máximo de la curva $\Delta L/L_0$ vs $\dot{\epsilon}$ se presenta a la más alta velocidad de deformación (Fig. 4.4).

La máxima ductilidad en la región superplástica aumenta con el incremento de la temperatura.

La máxima ductilidad ocurre a la más alta temperatura de ensayo en la región III, pero a la más baja en la región I.

De la Figura 4.5 se pueden hacer las siguientes observaciones:

- A la temperatura de 100°C, la sensibilidad de la velocidad de deformación es constante, con un valor promedio de 0.3. Esta temperatura marca la división de dos tendencias: Arriba de ella, la sensibilidad de la velocidad de deformación aumenta al aumentar la velocidad de deformación, y por debajo de ella, m - aumenta al disminuir la velocidad de deformación.

- A la temperatura ambiente, para cualquier velocidad de deformación, el valor de m es muy pequeño, es decir, no se pueden obtener grandes deformaciones a esta temperatura porque el valor de la sensibilidad de la velocidad de deformación necesario no se alcanza.

4.2.3 INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO INICIAL

Al aumentar el tamaño de grano inicial, el máximo en la curva $\Delta L/L_0$ vs $\dot{\epsilon}$ ocurre a las más bajas velocidades de deformación.

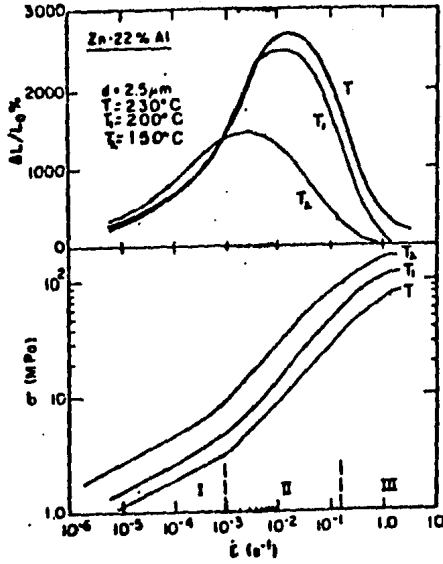


Fig. 4.4. Deformación a la fractura vs la velocidad de deformación para un tamaño de grano inicial de 2.5 micras, a las temperaturas de 150, 200, y 230°C (gráfica superior); las curvas correspondientes de tensión de flujo máxima vs la velocidad de deformación (gráfica inferior). Ref. (11,21,26).

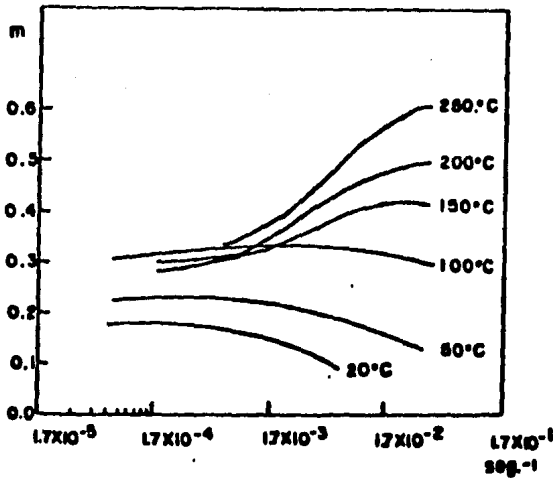


Fig. 4.5. Efecto de la temperatura sobre la relación $m-\dot{\epsilon}$. Ref. (26).

La ductilidad máxima en la región superplástica aumenta con la disminución del tamaño de grano inicial.

La ductilidad máxima se presenta con el más pequeño tamaño de grano a altas velocidades de deformación pero ocurre con el más grande a bajas velocidades de deformación.

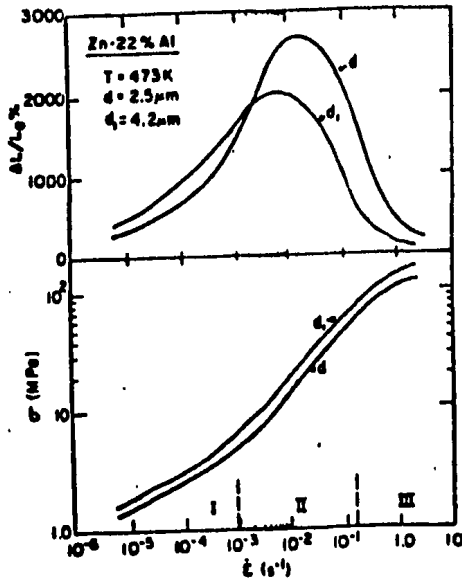


Fig. 4.6. Deformación a la fractura vs velocidad de deformación para una temperatura de ensayo de -200°C y tamaños de grano de 2.5 y 4.2 micras (gráfica superior); las curvas correspondientes de máxima tensión de flujo vs velocidad de deformación (gráfica inferior). Ref.(21).

4.3. FRACTURA

Las características de la fractura en condiciones de ensayo óptimas pueden usarse para dividir los materiales superplásticos en dos grupos distintos:

- Materiales que presentan fractura con un área transversal muy grande. Generalmente exhiben deformaciones entre 200 y 1000 por ciento y en este caso están las aleaciones comerciales de cobre.

- Materiales que se estiran hasta un punto muy fino, con deformaciones mayores de 1000 por ciento tales como las aleaciones Pb-62%Sn y Zn-22%Al.

Después de un ensayo de tracción a temperaturas elevadas, las aleaciones Zn-Al muestran tres tipos de fractura:

- A altas y bajas velocidades de deformación presentan estricción.

- A velocidades de deformación intermedias (Región III), las probetas rompen en un punto fino.

- A 150°C y altas velocidades de deformación, la fractura es cuasi-frágil con ninguna o poca estricción, y una ductilidad menor de 70 por ciento. A muy bajas velocidades de deformación se forman dos cuellos.

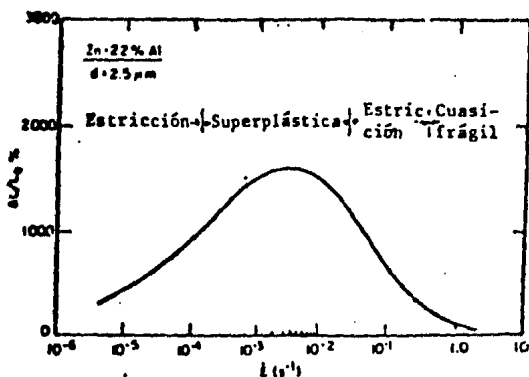


Fig. 4.7. Deformación a la fractura contra velocidad de deformación. Los tipos de fractura están indicados en la parte superior de la gráfica. T de ensayo 150°C. Ref. (16).

4.3.1 CAVITACION

Varios investigadores (1,11,12,24,25), han realizado estudios acerca de la presencia de cavidades en varias aleaciones - superplásticas. Los primeros estudios en las aleaciones Zn-Al(7), se realizaron con materiales de pureza comercial, de donde surgió la posibilidad de que las cavidades fueran nucleadas por -- las excesivas impurezas en los límites de grano. Estudios posteriores (24) demostraron que la cavitación es visible también en las aleaciones Zn-Al de muy alta pureza.

La forma y el tamaño de las cavidades dependen del material y de las condiciones del ensayo. A continuación se enlistan las características de las cavidades en estas aleaciones.

- La cavitación se presenta en toda la longitud calibrada de la probeta fracturada.
- Las cavidades tienden a unirse entre ellas formando hileras paralelas al eje de tensión.
- La cavitación aumenta significativamente cuando la velocidad de deformación disminuye. A bajas velocidades de deformación las cavidades tienen más tiempo para crecer, encadenarse y aún para tener una apariencia redonda.
- Las cavidades son menores cuando la temperatura aumenta. Las temperaturas altas alivian las concentraciones de tensiones que dan origen a las fisuras.

La cavitación limita la ductilidad ya que anticipa el -- tiempo de rotura de la probeta.

4.3.2 CRECIMIENTO DE GRANO

Es importante mencionar que después de la fractura se observa crecimiento de grano en las aleaciones superplásticas de Zn-Al. En general, el crecimiento de grano a una temperatura e levada puede ocurrir por:

- Crecimiento natural, dependiente del tiempo.
- Crecimiento inducido por la deformación, que depende -- del flujo plástico y de la velocidad de flujo.

Mohamed, Ahmed y Langdon (21), hicieron mediciones del ta maño de grano en la aleación eutectoide Zn-Al antes y después del ensayo de tracción. Los resultados obtenidos se muestran - en la figura 4.8 en la cual se puede ver que el crecimiento de grano es mayor en importancia en la Región I. El punto más ba jo, a la velocidad de deformación de $1.33 \times 10^{-5} \text{seg}^{-1}$, correspon de al tamaño de grano por crecimiento natural, es decir, una - muestra con un recocido en las mismas condiciones del ensayo - pero en ausencia de tensión.

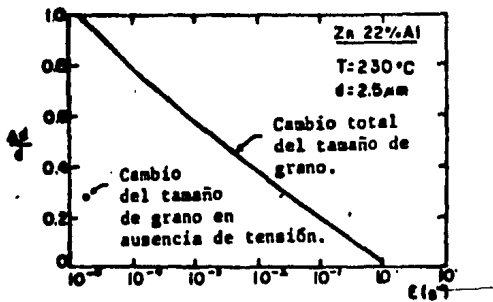


Fig. 4.8. Cambio del tamaño de grano vs la velocidad de deformación para especímenes de Zn-22%Al con un tamaño de grano inicial de 2.5 micromicras ensayados a 230°C.

$$\Delta d = d' - d$$

d' : tamaño de grano final.

d : tamaño de grano inicial.

4.4. MECANISMOS DE DEFORMACION

Se han propuesto diversos mecanismos de deformación para explicar el comportamiento superplástico en estas aleaciones. Invariablemente, el deslizamiento del límite de grano contribuye a la deformación total, pero no puede actuar independientemente. Varios mecanismos operan cada uno en mayor o menor grado para acomodar los granos y mantener la continuidad del material.

Un estudio realizado por Kaibishev, Rodionov y Valviev (10) muestra que al incrementarse la velocidad de deformación, aumentan en número los sistemas de deslizamiento. Ocurre esto porque el aumento de la velocidad de deformación produce un incremento en la tensión, entrando en acción los sistemas de deslizamiento que no podían actuar a bajas velocidades de deformación.

REGION I.- En esta región, el deslizamiento del límite de grano es acomodado por procesos de difusión debido al limitado número de sistemas de deslizamiento. La actividad de los mecanismos de difusión se manifiesta por el intenso crecimiento de grano observado en estas condiciones.

REGION II.- La contribución del deslizamiento del límite de grano en la deformación es mayor (50%) en la región II y está unido al deslizamiento transgranular.

El deslizamiento transgranular es múltiple y su participación es mínima en esta región (20%) aumentando con el incremento y el decrecimiento de la velocidad de deformación.

REGION III.- En esta región el mecanismo imperante es el ascenso de dislocaciones que origina la formación de una subestructura. La razón es que la velocidad de deformación en esta región excede de la velocidad suministrada por el deslizamiento del límite de grano y causa un aumento en la densidad de las dislocaciones. Este comportamiento es idéntico al de los metales en condiciones de fluencia lenta. El deslizamiento transgranular es múltiple.

4.5. CONDICION MICROESTRUCTURAL PARA
LA SUPERPLASTICIDAD EN ALEACIONES
Zn-Al.

4.5.1 SISTEMA Al-Zn.

Desde principios de siglo hasta la fecha el diagrama de equilibrio Zn-Al ha sido uno de los más investigados, pero hasta hace pocos años fué dado a conocer un diagrama el cual toma en cuenta todos los hechos experimentales (Fig. 4.9).

En este diagrama, existe una curva de miscibilidad entre -351 y 300°C que se extiende desde 49% hasta 69.5%. Las líneas --punteadas indican los límites que no están bien establecidos.

Las transformaciones invariantes son:

Peritética: Lf_q. + α ——— δ A aproximadamente 70%
de Zn y 443°C.

Eutética: Lf_q. + β ——— δ A 94.9% de Zn y 382°C.

Eutectoide: δ ——— α + β A 78% de Zn y 275°C.

Fases:

α es una solución sólida de Zn en Al y difiere de α' en el porcentaje de Zn contenido. Ambas son FCC.

β es una solución sólida de Al en Zn. La solubilidad es pequeña, de 1.1% de Al a la temperatura eutética y decrece a 0.65% de Al a la temperatura eutectoide. Tiene estructura HCP.

δ es una fase intermedia, con estructura FCC.

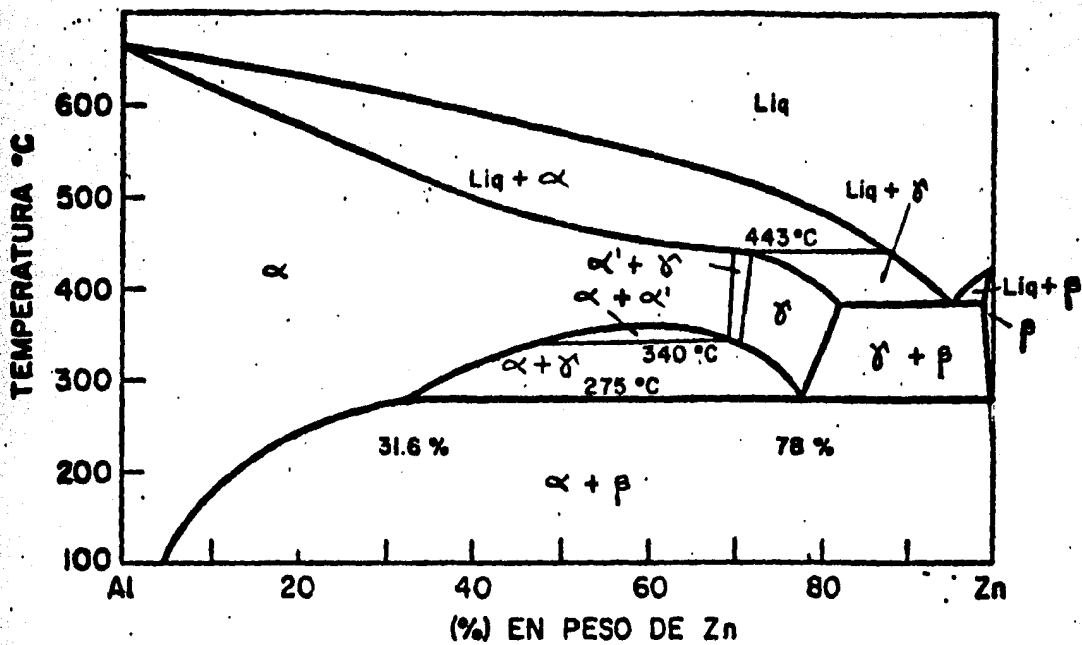


Fig. 4.9. Diagrama de equilibrio Al-Zn.

4.5.2. TRANSFORMACION EUTECTOIDE

La reacción eutéctica puede dar lugar a una variedad de microestructuras dependiendo de la temperatura de transformación o de la velocidad de enfriamiento.

Al enfriarse muy lentamente, la fase δ se descompone en una microestructura perlítica. Con enfriamientos un poco más rápidos la estructura laminar es más fina. El espacio interlaminar y el tamaño de la colonia dependen del grado de sobreenfriamiento como se muestra en la Fig. 4.10.

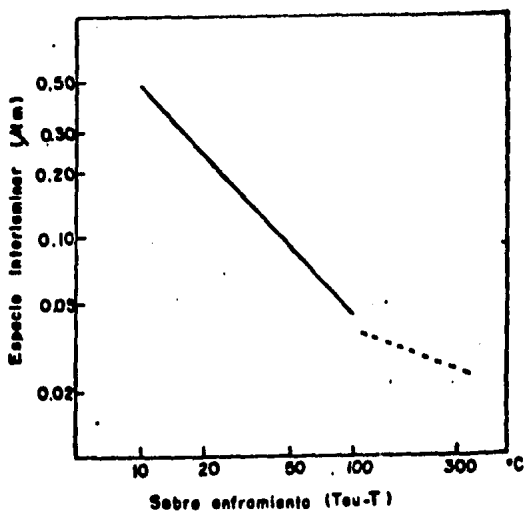


Fig. 4.10. Espacio interlaminar vs grado de sobreenfriamiento en la aleación Zn-22%Al.

Al enfriarse aún más rápidamente, la reacción perlítica se suprime completamente. En su lugar, la microestructura resultante es una estructura compuesta de una mezcla fina de dos fases.

La curva TTT para la aleación eutectoide fué determinada por Fu Wen Ling y David Laughlin (18,19) la cual se muestra en la figura 4.11.

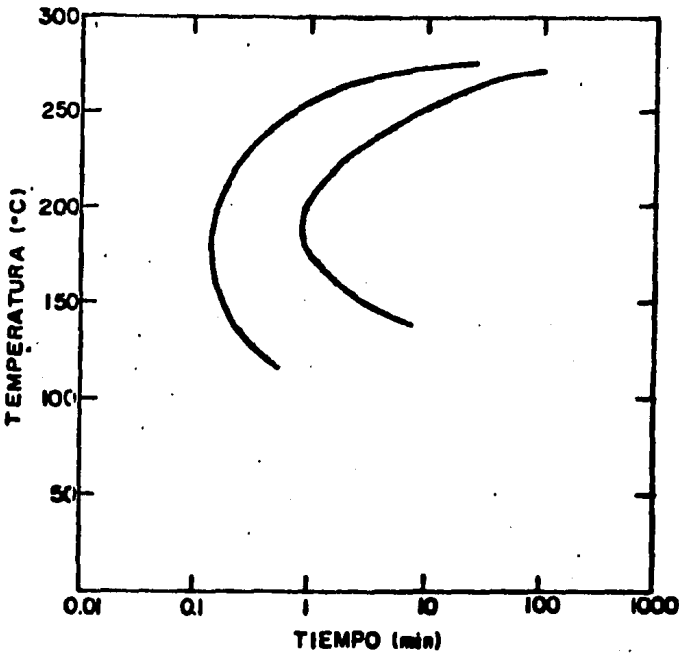


Fig. 4.11. Curva TTT para la aleación eutectoide Zn-Al.

La nariz de la curva TTT ($\sim 185^{\circ}\text{C}$), marca la transición de la estructura perlítica. A 200°C , la estructura no es totalmente laminar. Existen regiones de mezcla fina de dos fases. La cantidad de esta estructura aumenta al disminuir la temperatura del tratamiento térmico.

Nutall y Nicholson (28) interpretaron esta microestructura como el producto de una descomposición espinoidal. El mecanismo espinoidal predice la formación de dos fases en una microestructura interconectada, con orientaciones específicas entre las fases.

Sin embargo esta coherencia se pierde muy rápidamente originando una microestructura incoherente. Fu Wen Ling y David Laughlin (19) la denominaron microestructura granular.

4.5.3 MICROESTRUCTURA Y SUPERPLASTICIDAD

Solo las aleaciones Zn-Al que poseen una microestructura granular presentan superplasticidad. Esto es debido a que el mecanismo que más contribuye a la deformación superplástica es el deslizamiento del límite de grano. Los granos de un material con una microestructura coherente o laminar no pueden rotar ni deslizarse para acomodarse a la deformación superplástica.

Así, la descomposición espinoidal es una manera de obtener una microestructura responsable de las propiedades superplásticas en las aleaciones Zn-Al.

4.6. APLICACIONES DE LA SUPERPLASTICIDAD

Los materiales superplásticos se deforman excesivamente cuando son sometidos a pequeños esfuerzos, altas temperaturas y bajas velocidades de deformación. Estas características hacen que el trabajado de materiales superplásticos sea de interés por las siguientes razones:

- 1) El material presenta extraordinaria habilidad para producir piezas de formas complejas con grandes cambios de sección.
- 2) Las tensiones utilizadas son bajas por lo que el costo de las herramientas es menor que para el conformado de materiales normales.
- 3) Los detalles y texturas son reproducibles con facilidad.
- 4) Pueden hacerse cambios ingenieriles y de diseño más fácilmente.
- 5) Se consideraba como una desventaja el hecho de que las velocidades de deformación necesarias para que el material se comporte superplásticamente sean bajas. Sin embargo, esto no debe ser una limitación del conformado superplástico ya que la gran deformabilidad que experimentan hace posible producir una pieza en menos pasos de trabajado.

El único factor limitante sería la habilidad de producir la herramienta. En las aleaciones Zn-Al, esta restricción no es tan grande si se toma en cuenta que existe una gran variedad de materiales que pueden servir de herramientas debido a que la temperatura es baja para la mayoría de ellos. Además, las tensiones son pequeñas por lo que la herramienta duraría más tiempo.

A su vez, la superplasticidad puede servir de herramienta para el conformado de polímeros. La desventaja principal sería la temperatura de deformación de los polímeros, la cual es cercana a la de las aleaciones Zn-Al. No obstante, podría utilizarse como herramienta intermedia mientras se están fabricando más duras o cuando el número de piezas es pequeño para justificar el gasto en una herramienta dura.

La superplasticidad puede encontrar aplicación como un mecanismo de seguridad. El material puede estar adaptado de manera tal que cuando se deforme contrarreste los efectos en condiciones de fallas.

La compañía IBM ha realizado varios estudios sobre el uso de la superplasticidad de la aleación Zn-22%Al en computadoras. Algunos ejemplos son:

- Una cubierta para la lámpara del lector de tarjetas IBM 2502.
- Un soporte para un tubo de rayos catódicos del sistema IBM 370.
- Hojas corrugadas de la aleación eutectoide forman parte del sistema 7, las cuales ayudan a disipar el calor.

El conformado de materiales superplásticos presenta numerosas ventajas. El material superplástico fluye dentro de dados con formas intrincadas conformando bien y sin fracturarse.

Probablemente los beneficios más completos de la superplasticidad sean alcanzados con nuevos métodos de conformado de metales.

P A R T E E X P E R I M E N T A L

OBJETIVO

El objetivo de esta tesis es estudiar el comportamiento que presentan las propiedades mecánicas de las aleaciones - Zn-Al, en el rango de composiciones de 40 a 22% de Al, cuando son coladas a diferentes temperaturas.

CAPITULO V

METODOLOGIA

Para realizar el estudio, se escogieron cuatro aleaciones, - las cuales habían sido utilizadas también para un estudio sobre la fluidez de las aleaciones Zn-Al y para lo cual se habían colado muestras a varias temperaturas para cada aleación.

Parte de las probetas obtenidas en el trabajo sobre fluidez fueron utilizadas en esta investigación.

5.1. Preparacion de las aleaciones

Las composiciones de las aleaciones estudiadas fueron las siguientes:

No. de aleación	% Zn	% Al
I (eutectoide)	78.0	22.0
II	70.0	30.0
III	65.0	35.0
IV	60.0	40.0

Las temperaturas a las cuales fueron coladas las distintas aleaciones se presentan a continuación:

Aleación I.	520, 570, 620, 650, 670, y 700 °C
Aleación II.	580, 620, 640, 660, 700, y 720 °C
Aleación III.	580, 660, 680, 700, 730, y 750 °C
Aleación IV.	650, 670, 710, 730, y 750 °C

Para la preparación de las aleaciones se utilizaron aluminio y zinc grado comercial, los cuales fueron pesados en las proporciones debidas y fundidos en un horno de resistencias utilizando un crisol de grafito recubierto con arcilla refractaria. Cuando la aleación alcanzó su punto de fusión se inyectó nitrógeno dentro del baño fundido para eliminar los gases ocluidos dentro del metal. Esto se realizó con un flujo de $65 \text{ cm}^3/\text{min}$ durante 5 minutos. Durante toda la operación de fusión y vaciado, la temperatura fué monitoreada utilizando un termopar de cromel-alumel con una precisión de $\pm 10^\circ\text{C}$.

Una vez obtenidas las condiciones requeridas de desgasificación y temperatura, se sacó el crisol del horno, se eliminó la escoria que flotaba en la superficie, con el objeto de eliminar posibles inclusiones en las muestras, y se vació en el molde preparado para tal fin.

Las aleaciones fueron vaciadas en moldes de arena. Para la preparación del molde se utilizó arena sílica con un tamaño de partícula de 100 A.F.S., .8% de bentonita sódica como aglutinante y 4% de agua. El moldeo se hizo manualmente y el modelo utilizado se muestra en la figura 5.1., así como las muestras obtenidas se muestran en la figura 5.2.

5.2. Preparación de las miniprobetas para el ensayo de tracción.

Una vez obtenido el material necesario se procedió a la manufactura de las probetas de tensión las cuales fueron maquinadas de acuerdo a un modelo estandar para este tipo de pruebas. La forma y dimensiones se muestra en la figura 5.2.

5.3. Tratamientos térmicos

Se realizaron dos tratamientos térmicos a todas las aleaciones, estos fueron:

De homogenización, a una temperatura de 350°C durante 60 horas y enfriado en agua a 0°C (agua con hielo).

De recocido, a una temperatura de 265°C durante 6 horas y enfriado en el horno.

Ambos tratamientos fueron hechos en un horno con control de temperatura con una precisión de $\pm 5^\circ\text{C}$.

5.4. Ensayo de dureza

Sobre un extremo de la miniprobeta de tensión, se pulió una pequeña parte, suficiente para hacer el ensayo de dureza, el cual se realizó en una máquina universal, con un penetrador esférico de 2.5 mm y una carga total de 30 Kg. Los resultados obtenidos se presentan en el siguiente capítulo.

5.5. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción se llevó a cabo en una máquina Instrón, colocando las miniprobetas dentro de un horno para ensayos en caliente, los ensayos se hicieron a una temperatura de 200°C, con una velocidad de deformación de 0.5 mm/min. el incremento en longitud se indicó en un tablero digital y se obtuvo una gráfica tensión--deformación para cada probeta. Los datos obtenidos para tensión de rotura y resistencia a la tracción se presentan en el capítulo siguiente.

5.6. Metalografía

Para la preparación de las probetas metalográficas, se escogieron probetas representativas, se cortaron muestras de la sección ensayada, las cuales fueron montadas en resina epóxica (el montaje se llevó a cabo sin variación de la temperatura para no alterar la microestructura).

Se desbastó utilizando el procedimiento normal con lijas de carburo de silicio, enseguida se pulió en paño grueso con óxido de aluminio y el acabado final se hizo sobre microcloth también como abrasivo.

Las muestras pulidas se atacaron con reactivo de Keller diluido. La preparación del reactivo se hizo de la siguiente manera:

Acido fluorhídrico concentrado	1.00 ml.
Acido clorhídrico concentrado	1.25 ml.
Acido nítrico concentrado	2.50 ml.
Agua	95.25 ml.

También se utilizó para algunas muestras reactivo de Palmer-ton.

La estructura revelada fué estudiada con un microscopio con capacidad hasta de 1000 aumentos. De aquí se escogieron microestructuras representativas que fueron fotografiadas utilizando película blanco y negro de alto contraste. Las fotografías se presentan en el siguiente capítulo.

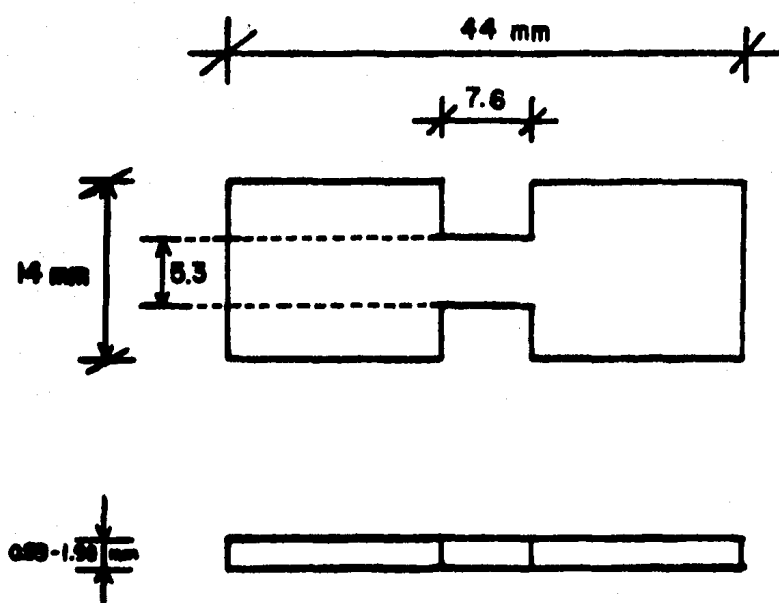


FIG.5.2. DIAGRAMA DE LA PROBETA UTILIZADA EN EL ENSAYO DE TRACCION

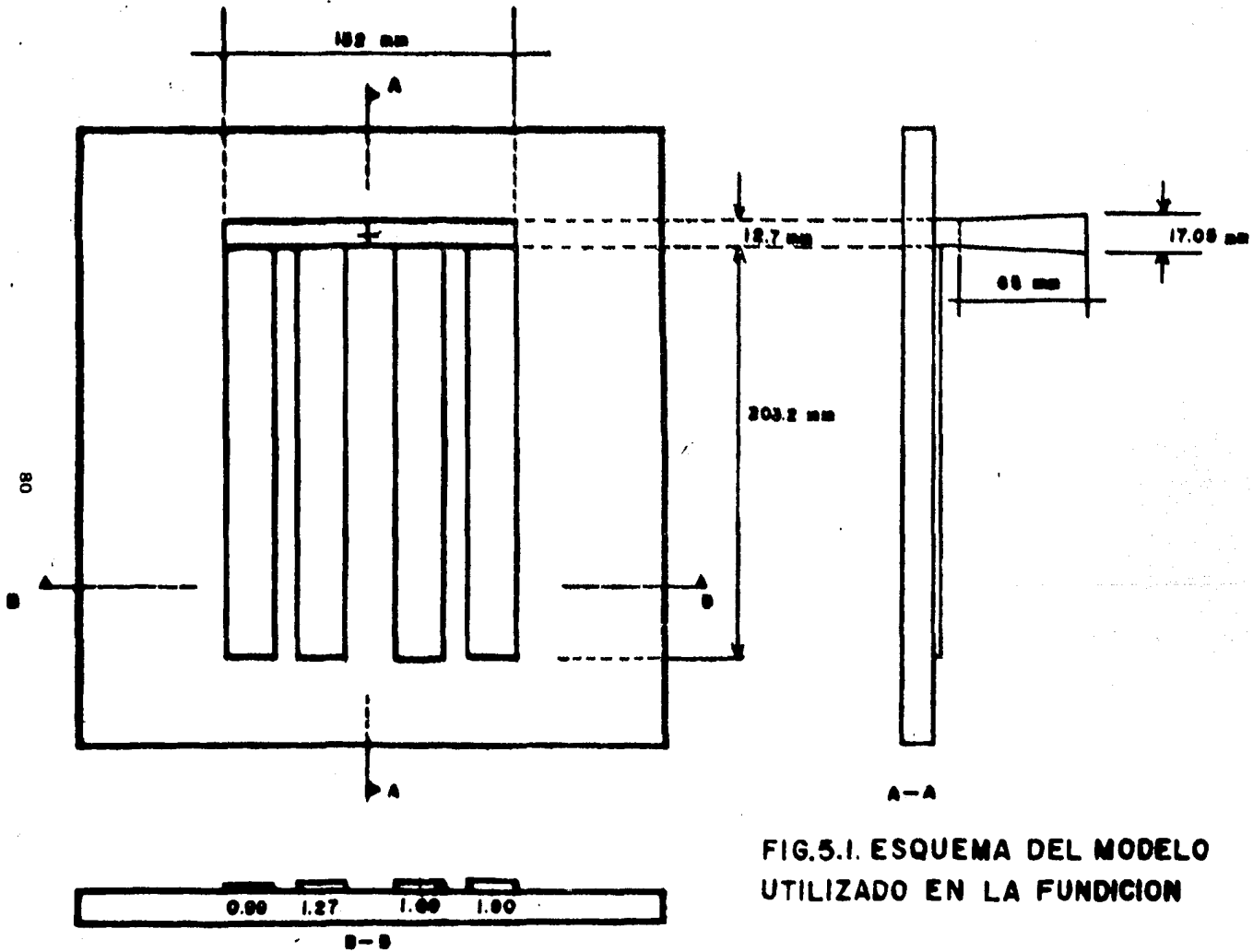


FIG.5.1. ESQUEMA DEL MODELO
 UTILIZADO EN LA FUNDICION

C A P I T U L O V I

R E S U L T A D O S Y D I S C U S I O N

6. RESULTADOS Y DISCUSION

En este capitulo se presentan los resultados obtenidos durante el desarrollo del trabajo experimental. Se presenta además la discusión de las distintas etapas experimentales, las cuales fueron las siguientes:

- Obtención de las piezas fundidas para la determinación de las propiedades mecánicas.
 - Ensayo de dureza.
 - Ensayo de tracción y determinación de propiedades relacionadas con él (% de elongación y resistencia a la tracción).
 - Gráficas de dureza, % de elongación y resistencia a la tracción, contra temperatura de colada.
 - Fotografías de las probetas ensayadas.
- Metalografías y microfotografías.

6.1. CONSIDERACIONES SOBRE LA FUSION DE LAS ALEACIONES ESTUDIADAS

Aún cuando se utilizó el método de desgasificación para cada fusión, se observó porosidad en gran parte de las probetas, probablemente debido a la solubilidad de los gases, la cual aumenta a medida que se aumenta la temperatura de colada, ya que las aleaciones coladas a mayor temperatura presentaron mayor porosidad. Otro factor importante es la dificultad de los gases para difundir hacia afuera de la fase líquida debido a la capa de óxido que se forma en la superficie del baño. Otro punto importante a considerar es el tipo de molde utilizado, ya que presenta una superficie rugosa y húmeda.

6.2. PRESENTACION DE RESULTADOS

A continuación se muestra en forma de tablas, la recopilación de resultados obtenidos para cada una de las aleaciones estudiadas.

No. de probeta	aleación	Temp. de colada (°C)	% de elongación	Dureza (Brinell)	Resistencia a la tracción (Kg/mm ²)
65	I	570			
66	I	570	375.0	104.5	2.84
67	I	570	456.0	102.0	2.90
68	I	570			
9	I	620	692.1	91.0	1.52
10	I	620	276.3	95.0	
11	I	620	568.4	89.0	5.28
12	I	620			
5	I	650	373.7	112.0	2.96
6	I	650			
7	I	650	268.4	115.6	2.74
8	I	650			
1	I	670	492.1	99.0	3.87
2	I	670	417.1	105.0	2.11
3	I	670	471.1	108.0	0.90
4	I	670			
73	I	700	47.1	119.0	8.12
74	I	700	48.3	120.0	6.30
75	I	700	162.9	113.0	5.30

Tabla 6.1.1. Valores experimentales obtenidos para la aleación No. I (78% Zn - 22% Al).

No. de probeta	aleación	Temp. de colada (°C)	% de elongación	Dureza (Brinell)	Resistencia a la tracción (Kg/mm ²)
13	II	620	276.3	110.0	2.40
14	II	620	89.5	126.0	1.50
15	II	620			
16	II	620			
17	II	640	84.2	129.0	7.80
18	II	640	mas de 197.4	121.5	
19	II	640	28.9	132.0	7.94
20	II	640			
57	II	660		111.0	
58	II	660	221.4	114.0	4.01
59	II	660			
60	II	660			
21	II	700	64.5	136.0	6.51
22	II	700	38.2	128.5	11.63
23	II	700	34.2	125.0	12.48
24	II	700			
29	II	720	44.7	125.0	9.95
30	II	720	268.4	113.0	2.90
31	II	720			
32	II	720			

Tabla 6.1.2. Valores experimentales obtenidos para la aleación No. II (70% Zn - 30% Al).

No. de probeta	aleación	Temp. de colada (°C)	% de elongación	Dureza (Brinell)	Resistencia a la tracción (Kg/mm ²)
89	III	580	46.9	121.0	7.48
90	III	580			
91	III	580			
92	III	580			
77	III	660	60.6	121.0	6.55
78	III	660	32.8	124.0	6.90
79	III	660	26.4	123.0	6.06
80	III	660			
53	III	680	36.8	128.0	10.28
54	III	680	29.0	121.0	9.81
55	III	680	97.2	120.0	
56	III	680			
81	III	700	199.5	115.0	5.70
82	III	700	83.9	112.0	5.43
83	III	700	30.3	123.0	10.90
84	III	700			
85	III	730	39.6	124.0	9.85
86	III	730	47.1	124.0	9.33
87	III	730			
88	III	730			
33	III	750	52.6	130.0	5.17
34	III	750	28.9	132.0	14.91
35	III	750	38.2	132.0	10.24
36	III	750			

Tabla No.6.1.3. Valores experimentales obtenidos para la
aleación No. III (65% Zn - 35% Al).

No. de probeta	aleación	Temp. de colada (°C)	% de elongación	Dureza (Brinell)	Resistencia a la tracción (Kg/mm ²)
69	IV	650			
70	IV	650	21.6	127.0	10.22
71	IV	650	28.0	134.0	9.23
72	IV	650			
49	IV	670	22.9	131.0	11.21
50	IV	670	20.3	133.0	9.41
51	IV	670			
52	IV	670			
45	IV	710	44.2	129.0	7.72
46	IV	710	21.6	120.0	11.07
47	IV	710	36.9	130.0	3.77
48	IV	710			
41	IV	730	19.0	135.0	9.79
42	IV	730	25.4	139.0	10.23
43	IV	730			
44	IV	730			
37	IV	750	26.3	136.0	9.82
38	IV	750	25.0	143.0	11.03
39	IV	750			
40	IV	750			

Tabla No. 6.1.4. Valores experimentales obtenidos para la aleación No. IV (60% Zn - 40% Al).

6.3. DUREZA

Se encontró que el comportamiento de las aleaciones durante el ensayo de dureza fué el siguiente:

- a) Se observó un aumento gradual de la dureza con el aumento de la temperatura de colada para todas las aleaciones (Ver gráficas 6.3.1, 6.3.2, 6.3.3 y 6.3.4)
- b) Se observó que la mayor dureza promedio fué para la aleación IV, después le siguieron la III, la II y por último la I.

6.4. RESISTENCIA A LA TRACCION

Los resultados de resistencia a la tracción presentados en las tablas 6.2.1 a la 6.2.4, se graficaron y se presentan en las figuras 6.4.1 a la 6.4.4, donde se observa:

- a) Una tendencia general de aumento de la resistencia a la tracción con la temperatura de colada.
- b) Los valores promedio de resistencia a la tracción más altos fueron para la aleación IV (9-11 Kg/mm²) y los más bajos para la aleación I (3-6 Kg/mm²).
- c) La aleación II presenta un aumento más drástico de la resistencia a la tracción en función de la temperatura de colada.

6.5. PORCIENTO DE ELONGACION

Si se observan las gráficas 6.5.1 y 6.5.2 correspondientes a las aleaciones I y II respectivamente, y referentes al porcentaje de elongación en función de la temperatura de colada, se aprecia una disminución gradual del porcentaje de elongación al aumentar la temperatura de colada.

Para las aleaciones III y IV, cuyos comportamientos se presentan en las figuras 6.5.3 y 6.5.4 respectivamente, se observa que la variación del porcentaje de elongación es mínima respecto a la variación de la temperatura de colada.

La aleación I presenta el fenómeno de superplasticidad -- con una deformación máxima de cerca de 700%.

6.6. FRACTURA

Los tipos de fractura que se presentaron fueron los siguientes:

a) Fractura dúctil. Se presentó en las aleaciones I y II -- como se observa en las figuras 6.6.1 a la 6.6.10. Algunas de ellas presentaron fractura en un punto. Esto fué posible debido a la homogeneidad de la microestructura granular, consecuencia del bajo contenido de aluminio.

b) Fractura frágil. Se presentó en las aleaciones III y IV como se puede observar en las figuras 6.6.11 a la 6.6.18. Esto posiblemente se debió a una gran heterogeneidad de la microestructura, por la presencia de estructura dendrítica y segregación que generan una gran concentración de tensiones en puntos localizados.

6.7. METALOGRAFIA

A continuación se muestran los resultados del ensayo metalográfico practicado a las cuatro aleaciones estudiadas (Zn-Al22%, Zn-Al30%, Zn-Al35%, Zn-Al40%), así como las condiciones bajo las cuales se realizó dicho ensayo.

Se obtuvieron los siguientes tipos de microestructura:

a) Estructura homogénea.

a).1. De grano fino característica de la descomposición eutectoide al enfriarse rápidamente.

a).2. De grano grueso.

b) Estructura heterogénea.

b).1. Mezcla de estructura dendrítica, con alguna de - de las microestructuras anteriores, con mayor contenido de dendritas.

b).2. Mezcla de estructura dendrítica con otra de las - anteriores, [a).1 o a).2], con predominio de esta última.

En la aleación III se observó una estructura heterogénea - con gran cantidad de dendritas y alguna segregación.

La aleación IV presentó básicamente una estructura heterogénea muy fina con múltiples segregaciones y algunas dendritas.

En las aleaciones que presentaron superplasticidad se observó el fenómeno de cavitación, posiblemente debido a la baja velocidad de deformación utilizada.

En las figuras 6.7.1 a la 6.7.2, se muestran las estructuras típicas obtenidas.

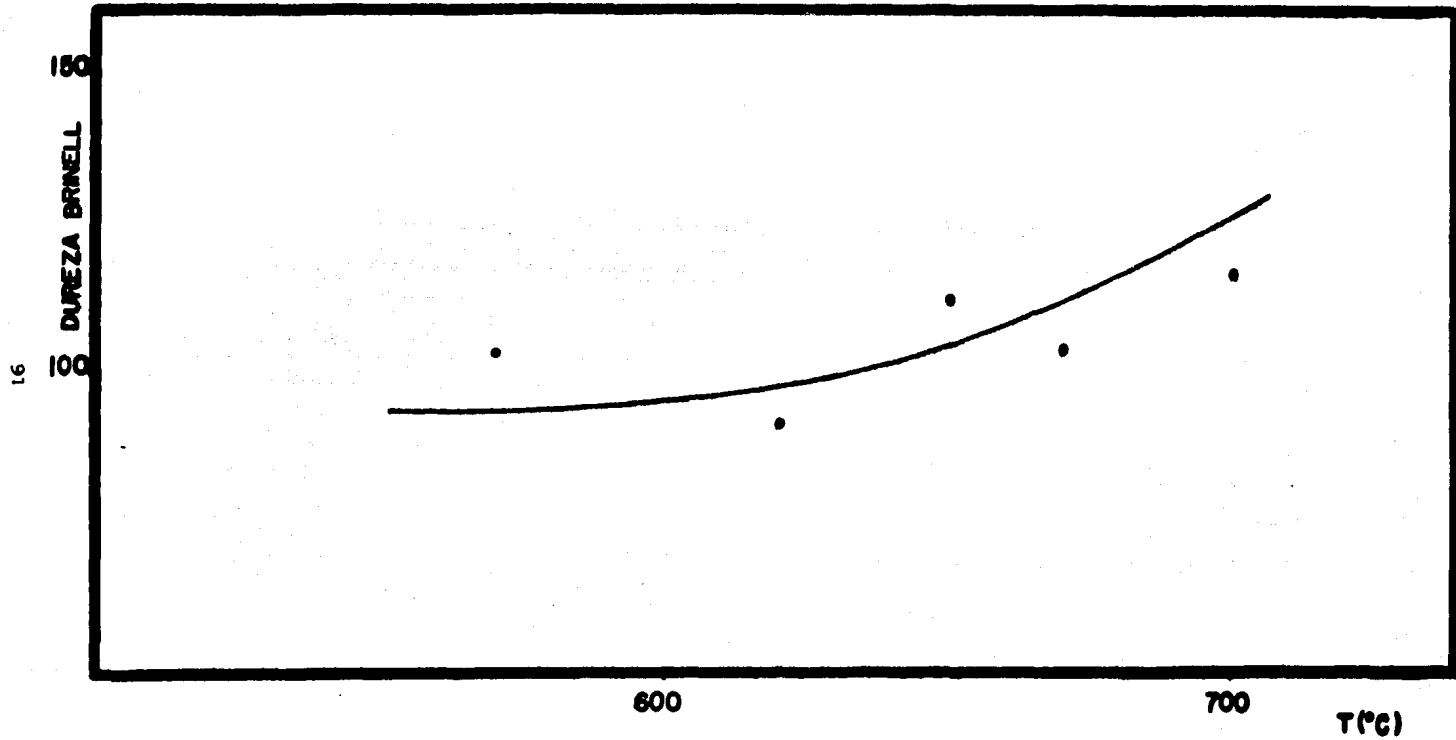


FIG.631 RELACION ENTRE LA DUREZA Y LA TEMP.
DE COLADA PARA LA ALEACION 1.

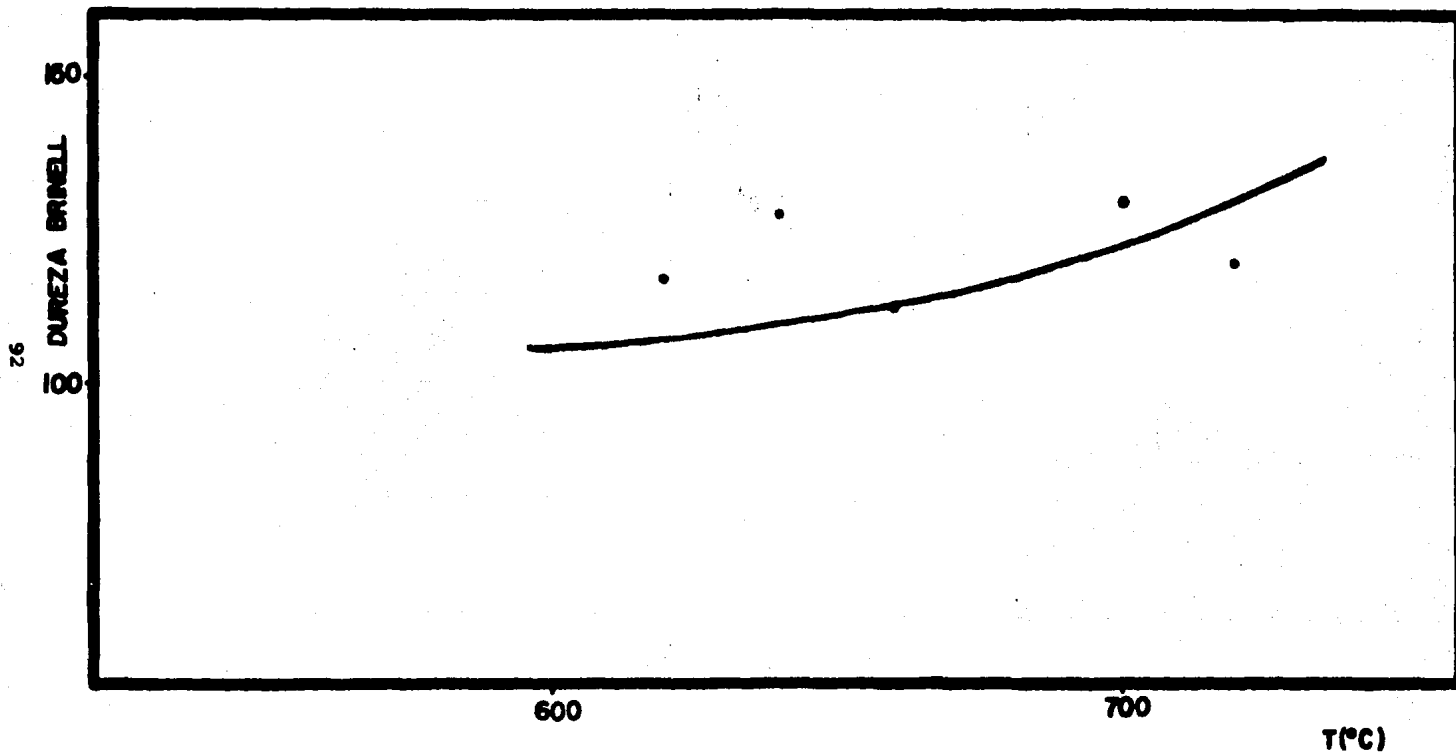


FIG. 6.32 RELACION ENTRE LA DUREZA Y LA TEMP.
DE COLADA PARA LA ALEACION II.

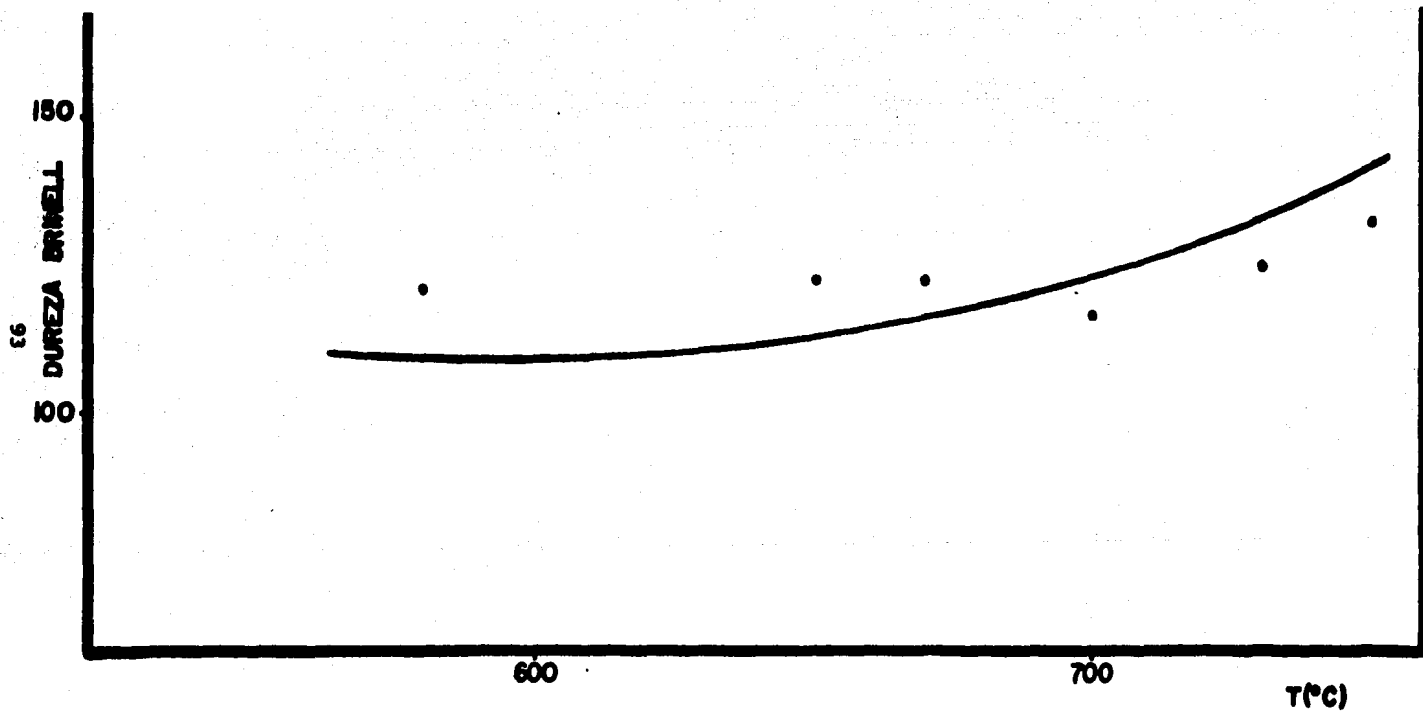


FIG. 6.3.3 RELACION ENTRE LA DUREZA Y LA TEMP.
DE COLADA PARA LA ALEACION III .

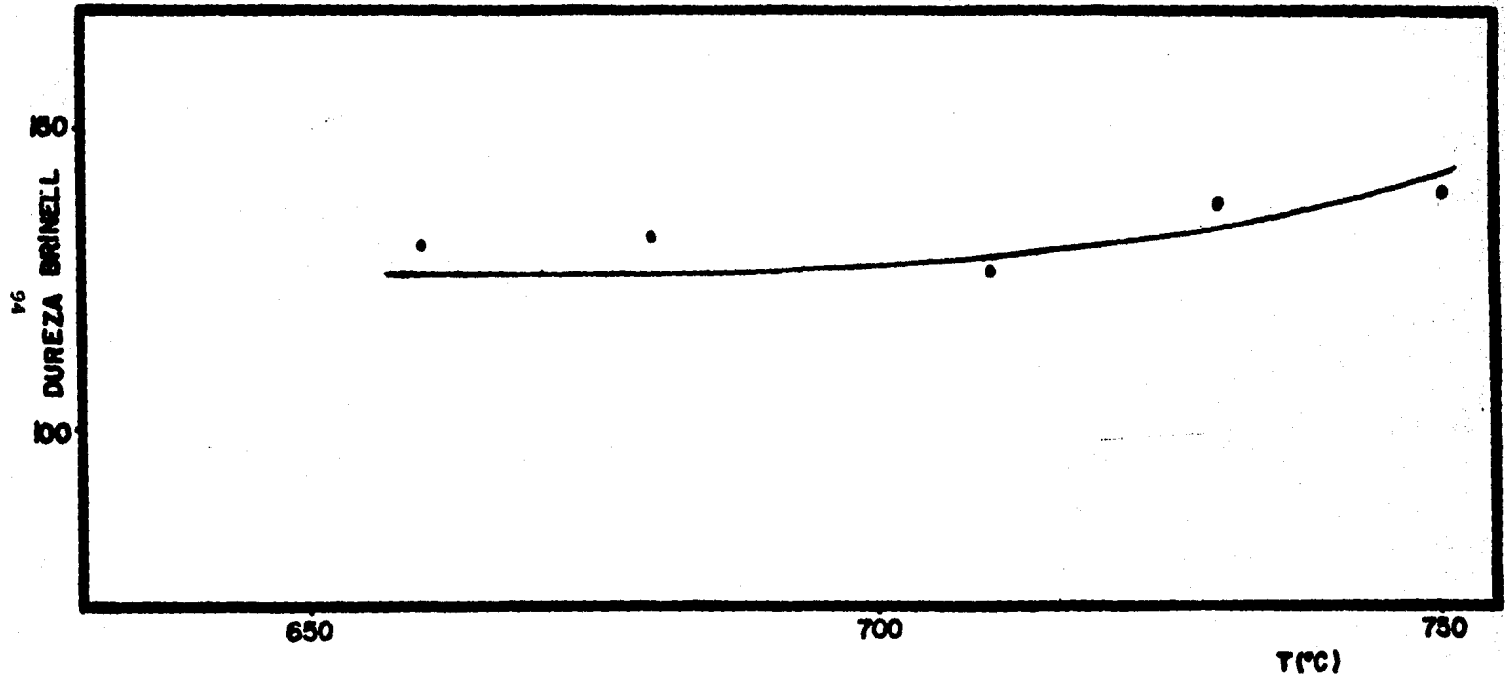


FIG.6.3.4RELACION ENTRE LA DUREZA Y LA TEMP.
DE COLADA PARA LA ALEACION IV .

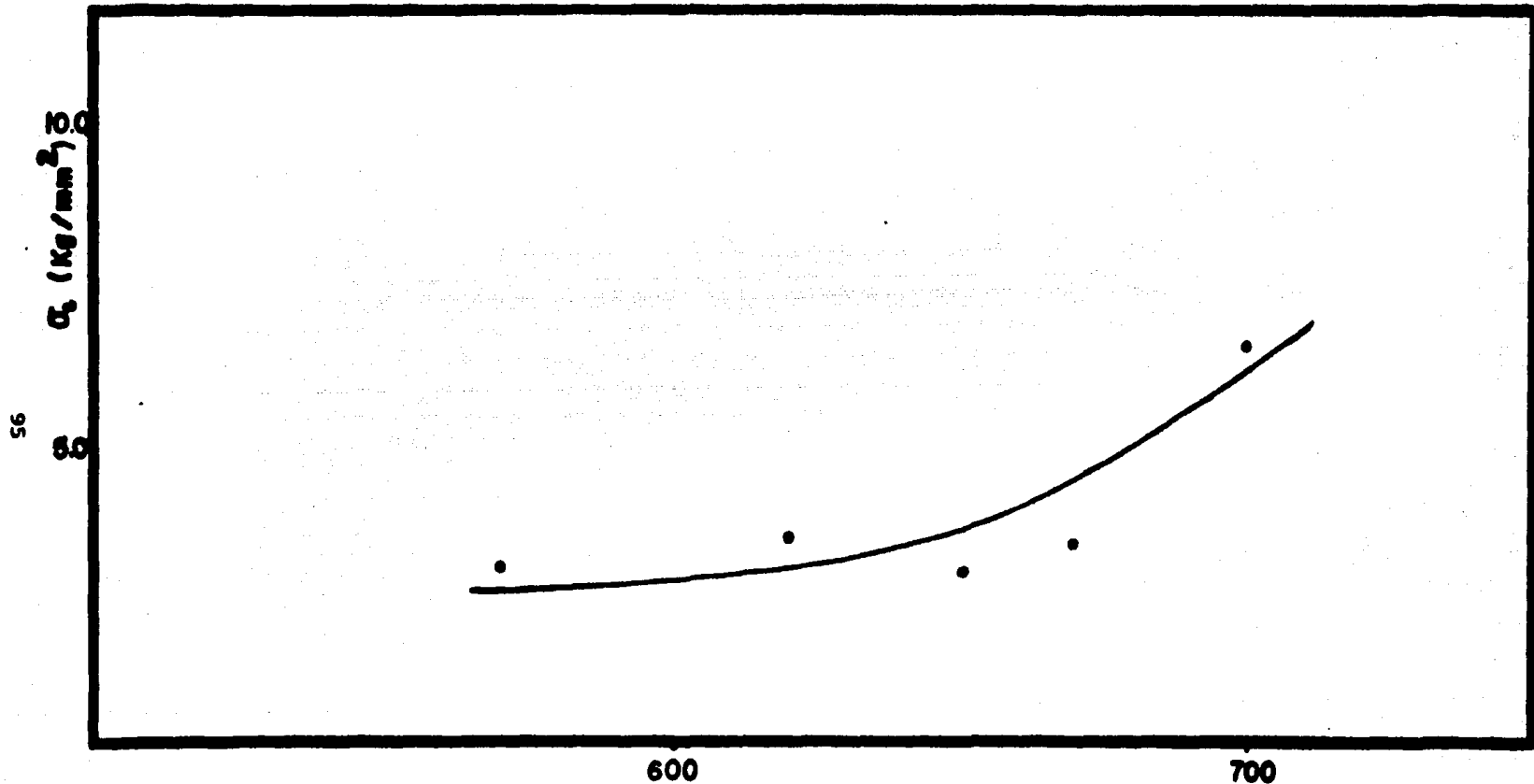


FIG. 6.4.I. RELACION ENTRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION ^{T(°C)}
Y LA TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION I.

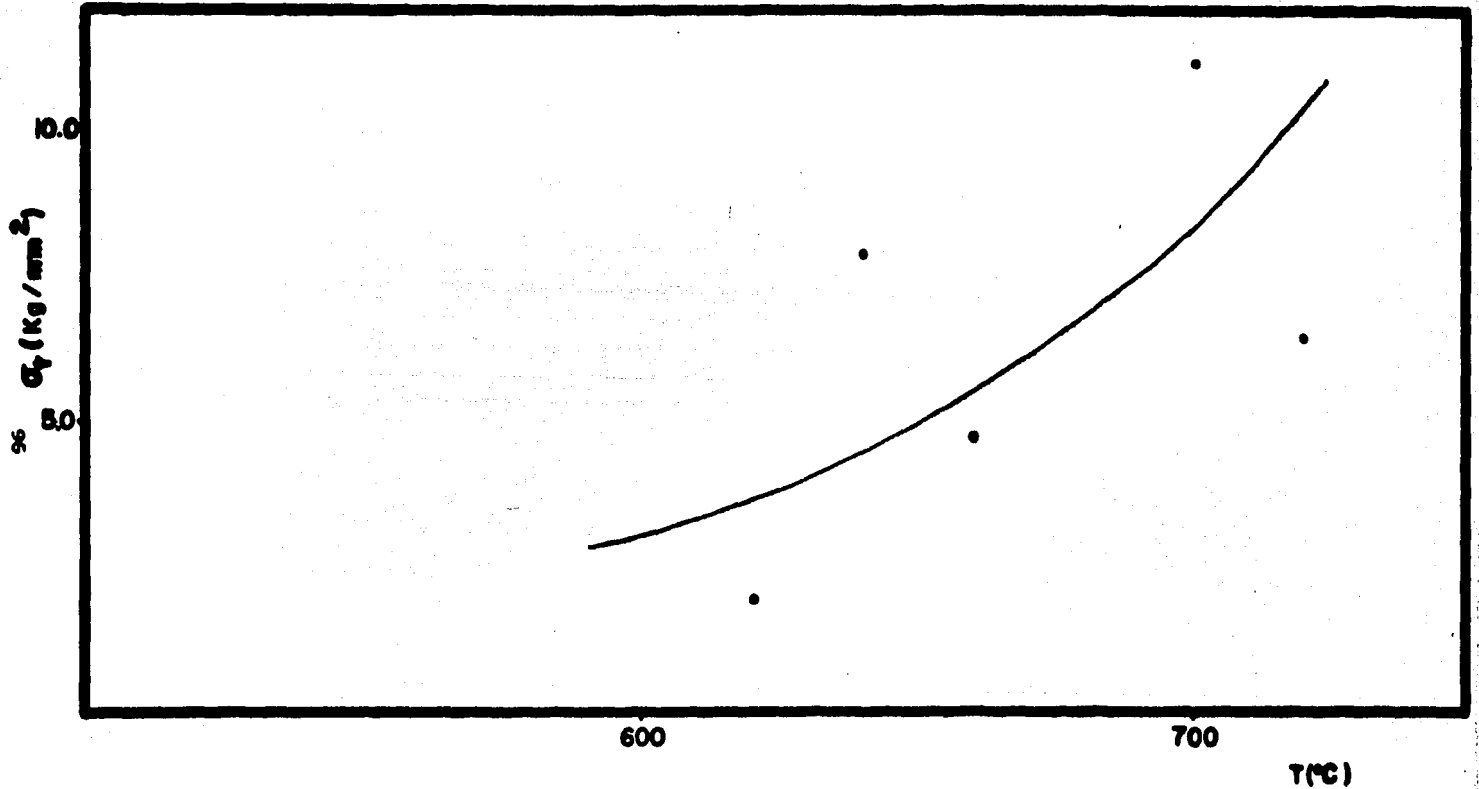


FIG. 6.42 RELACION ENTRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION Y LA TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION II .

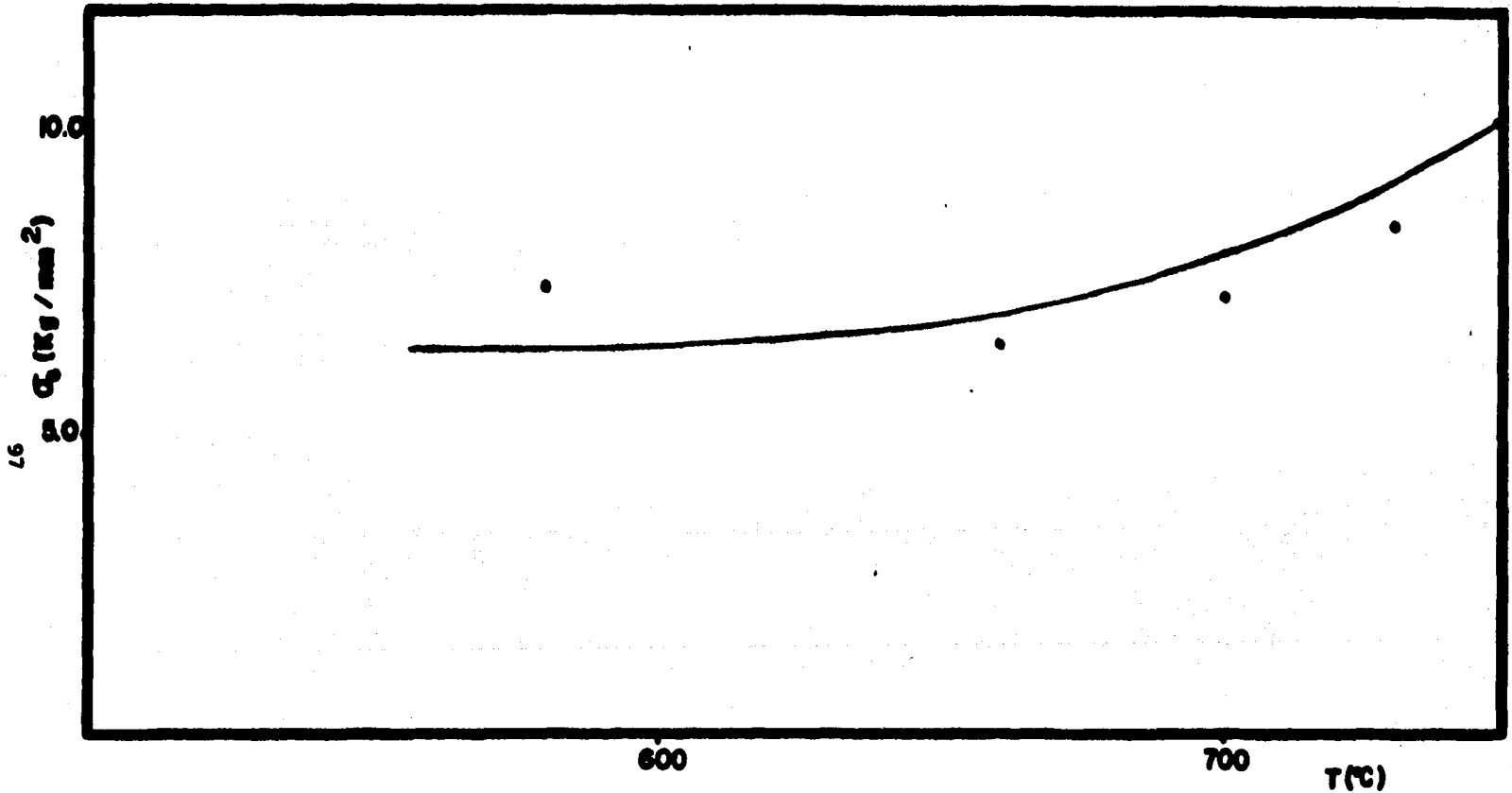


FIG. 6.4.3 RELACION ENTRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION Y LA TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION III.

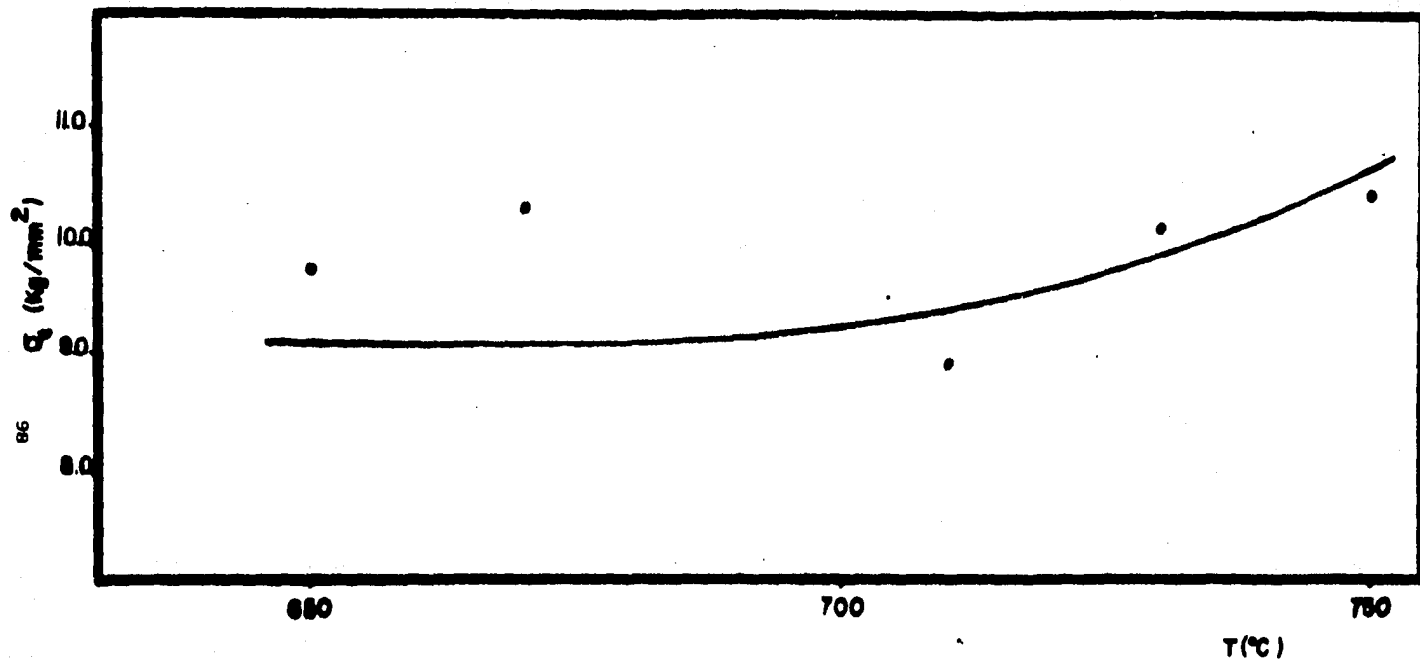


FIG. 6.4.4 RELACION ENTRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION
Y LA TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION IV.

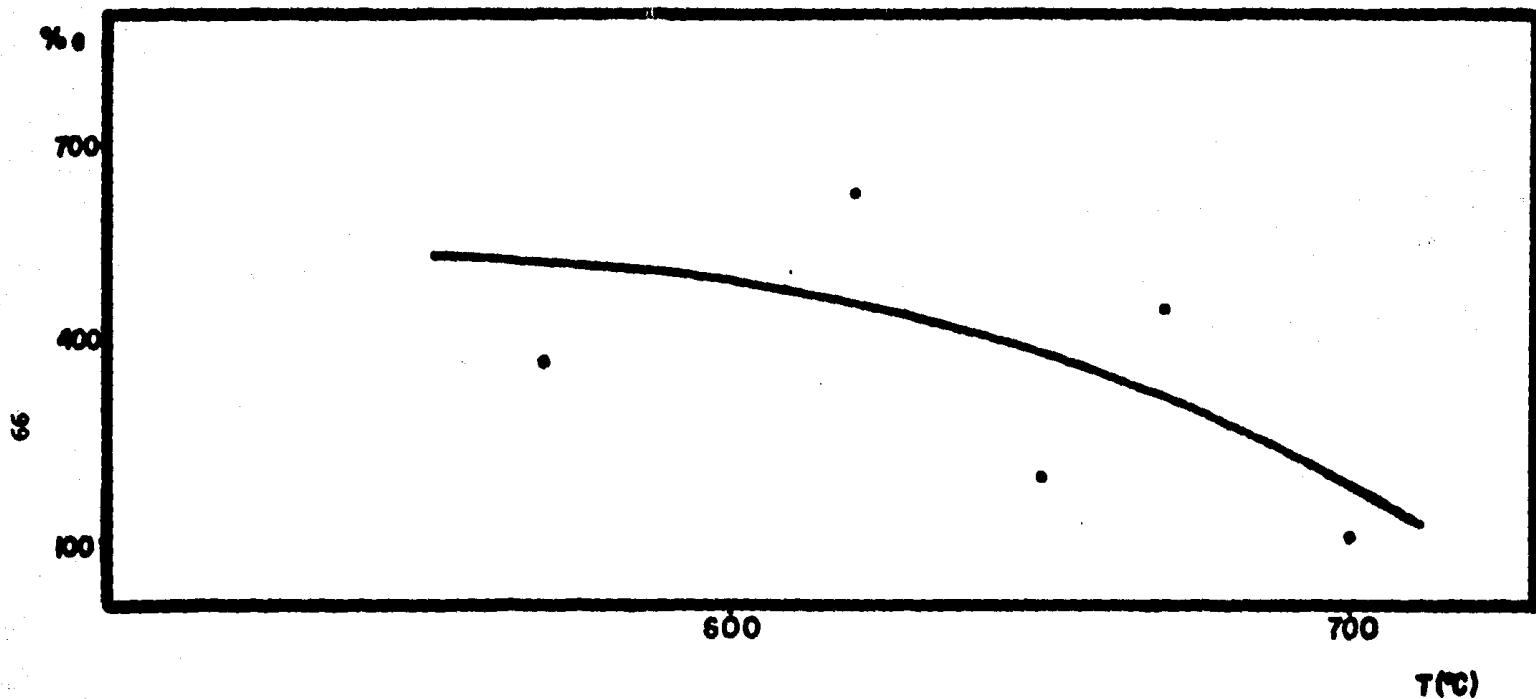


FIG. 6.51 RELACION ENTRE EL % DE ELONGACION Y LA
TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION 1.

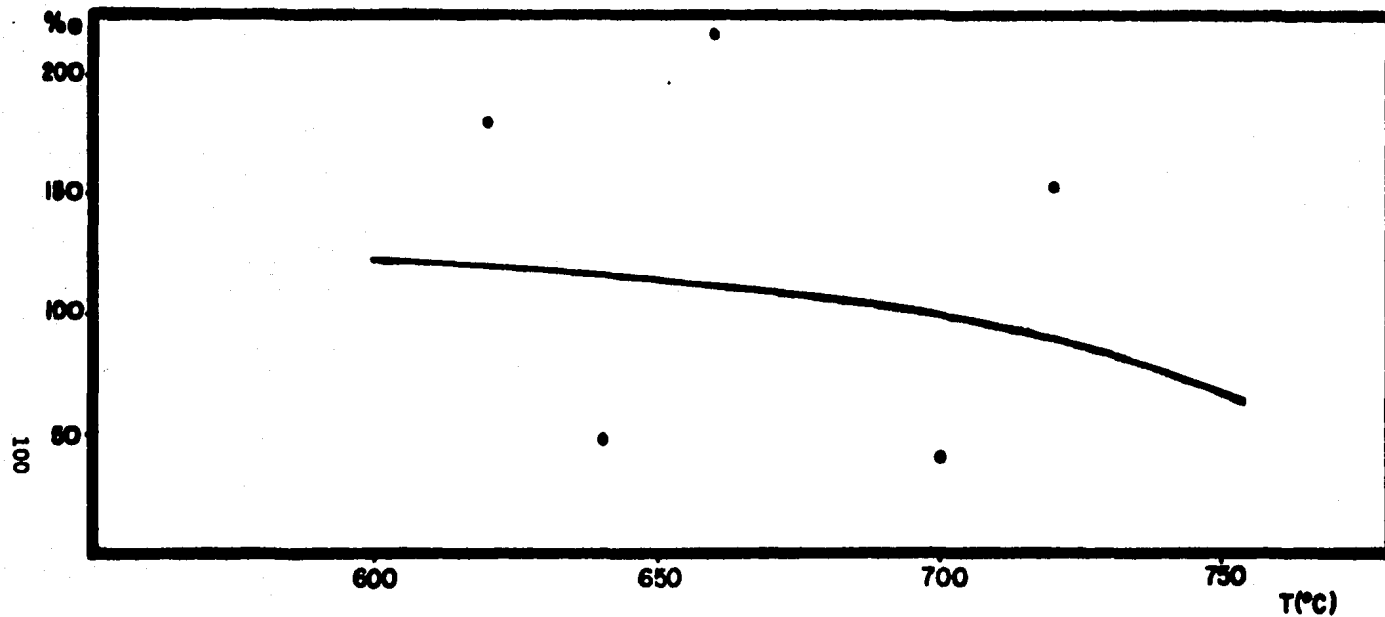


FIG. 6.5.2 RELACION ENTRE EL % DE ELONGACION Y LA TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION II.

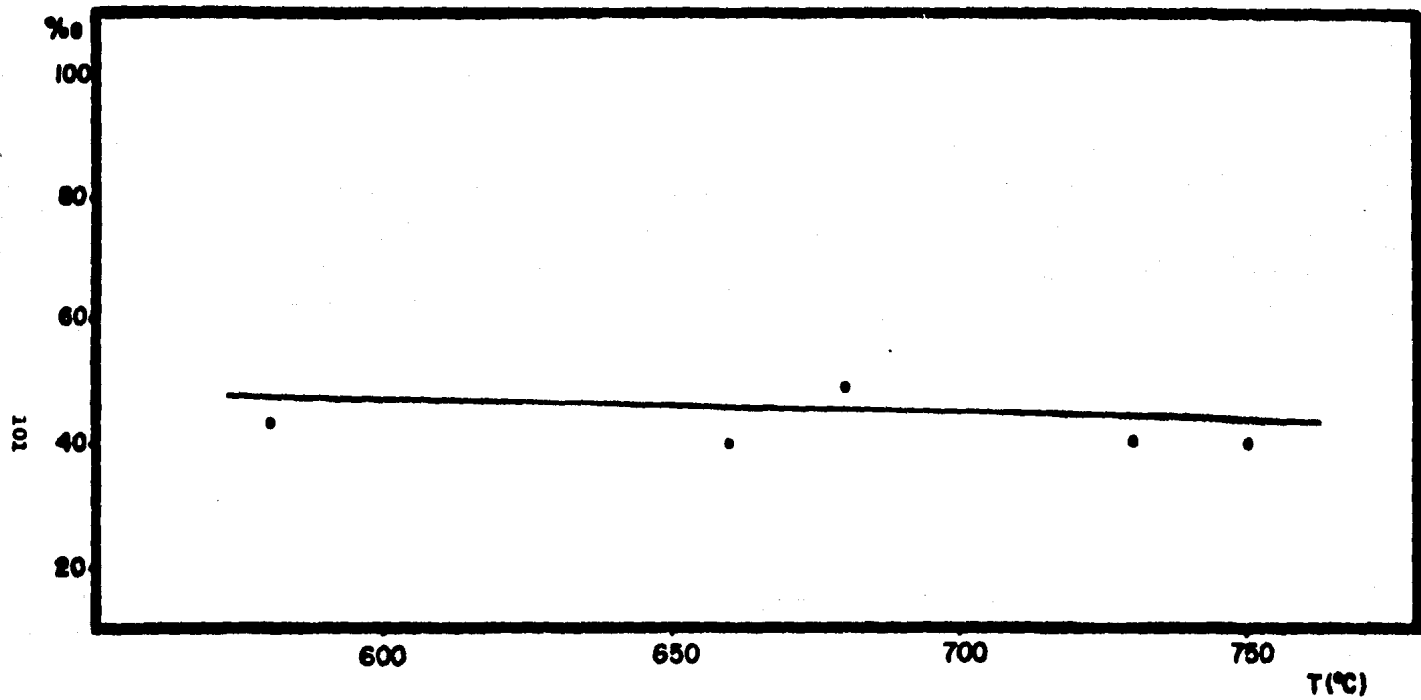


FIG. 6.5.3 RELACION ENTRE EL % DE ELONGACION Y LA
TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION III.

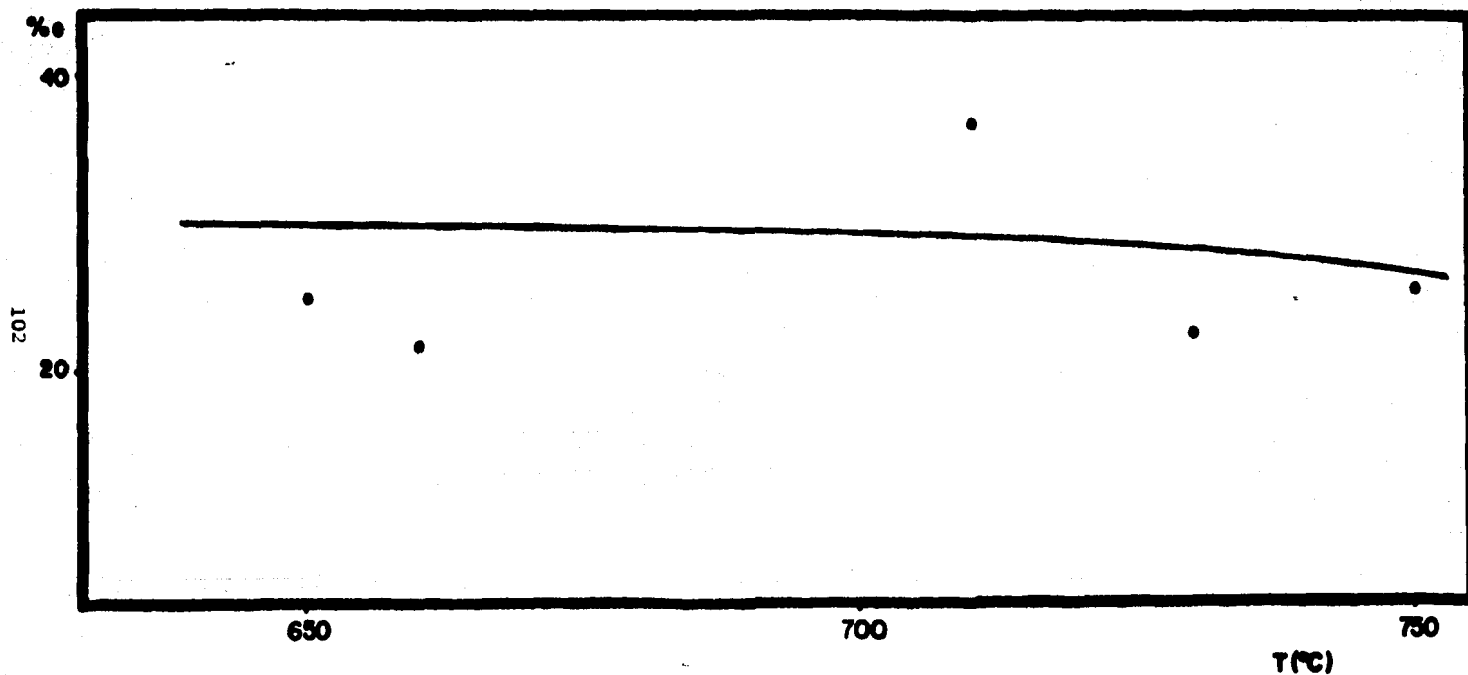


FIG. 6.5.4 RELACION ENTRE EL % DE ELONGACION Y LA
TEMP. DE COLADA PARA LA ALEACION IV .

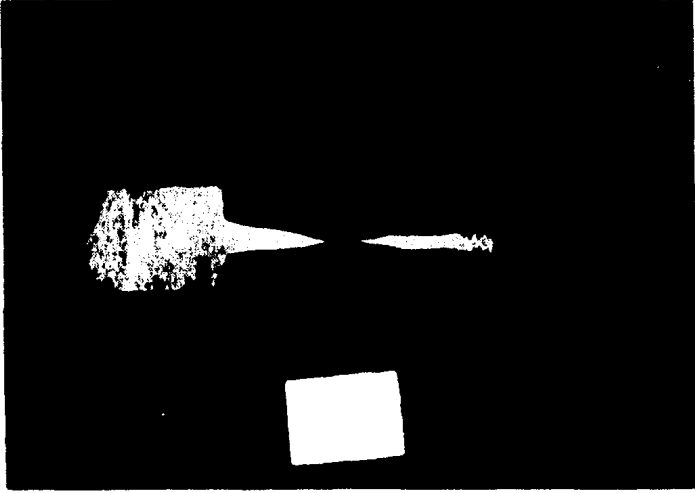


Figura 6.6.1. Aleación 1, temperatura de colada 570°C.

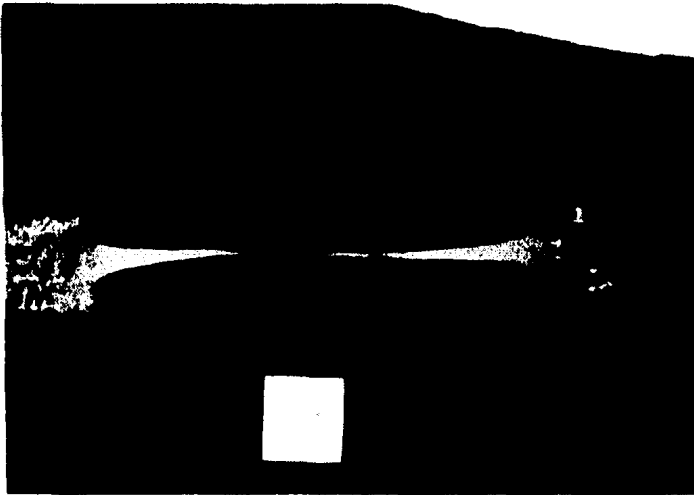


Figura 6.6.2. Aleación 1, temperatura de colada 570°C.

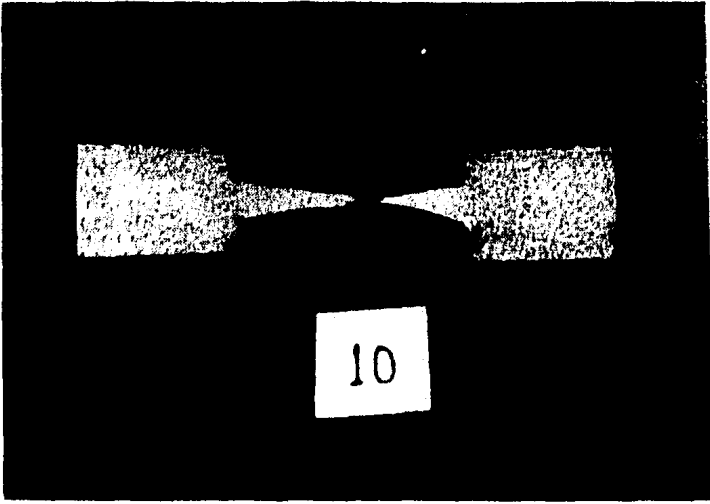


Figura 6.6.3. Aleación 1, temperatura de colada 620°C.

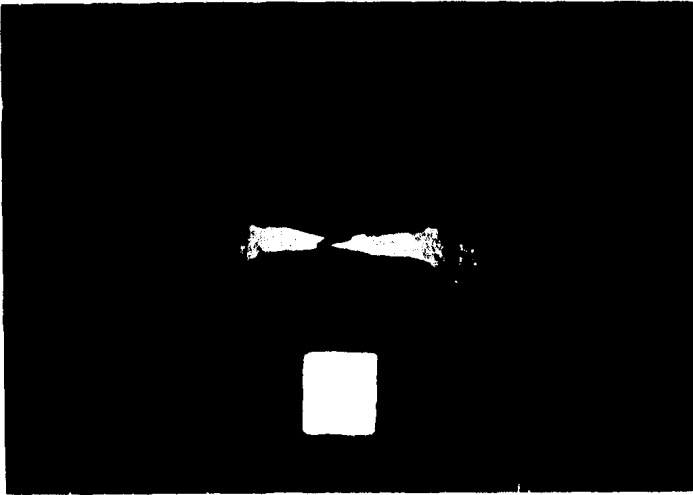


Figura 6.6.4. Aleación 1, temperatura de colada 620°C.

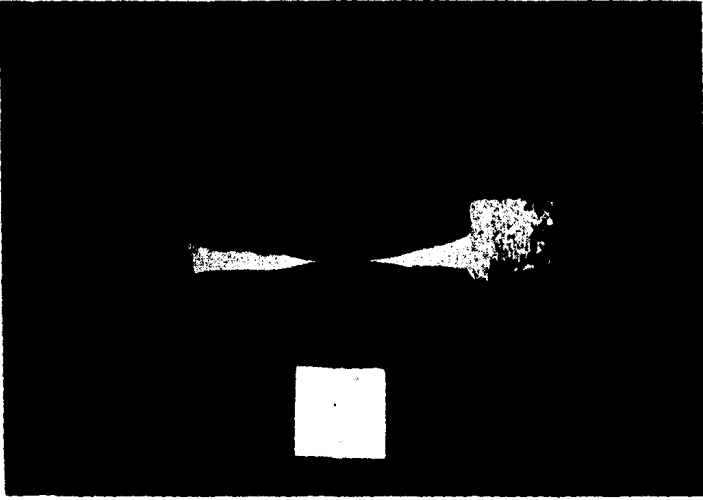


Figura 6.6.5. Aleación 1, temperatura de colada 670°C.

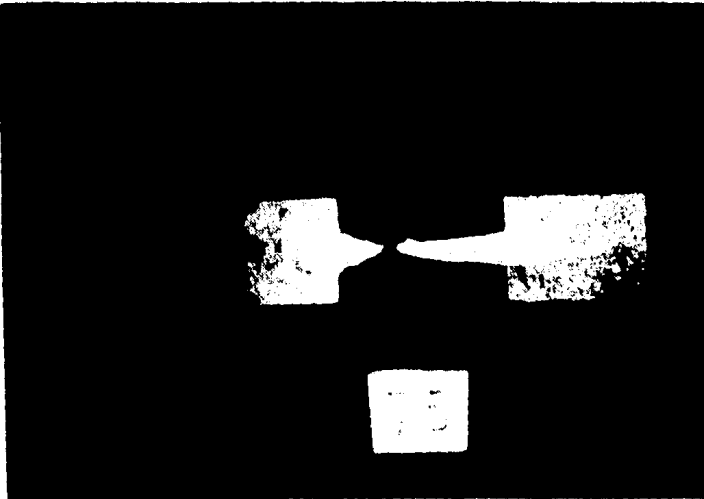


Figura 6.6.6. Aleación 1, temperatura de colado 700°C.

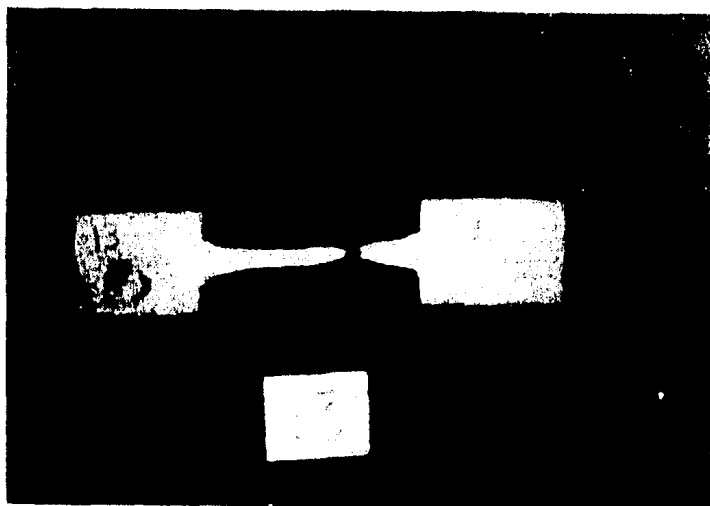


Figura 6.6.7. Aleación II, temperatura de colada 620°C.



Figura 6.6.8. Aleación II, temperatura de colada 640°C.

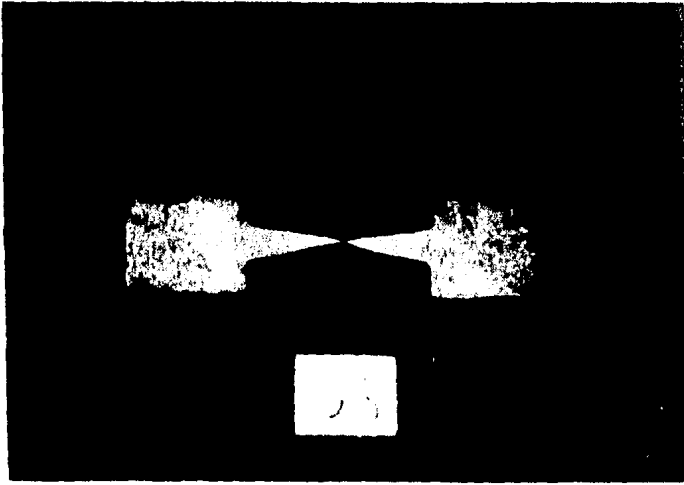


Figura C.6.9. Aleación 11, temperatura de soldadura 660°C.

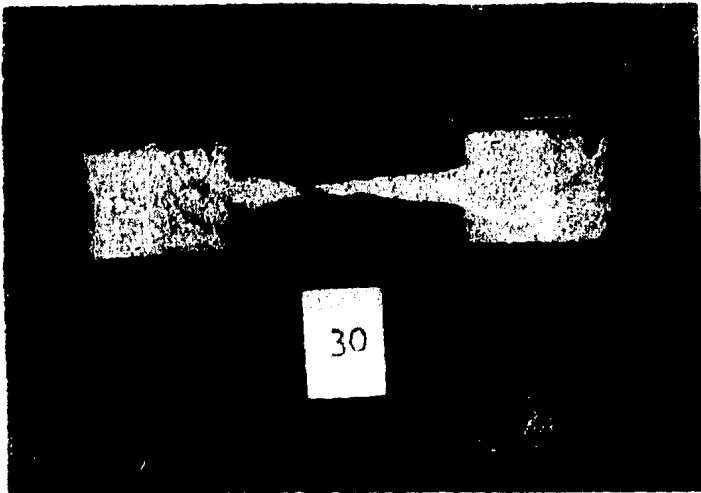


Figura C.6.10. Aleación 11, temperatura de soldadura 770°C.

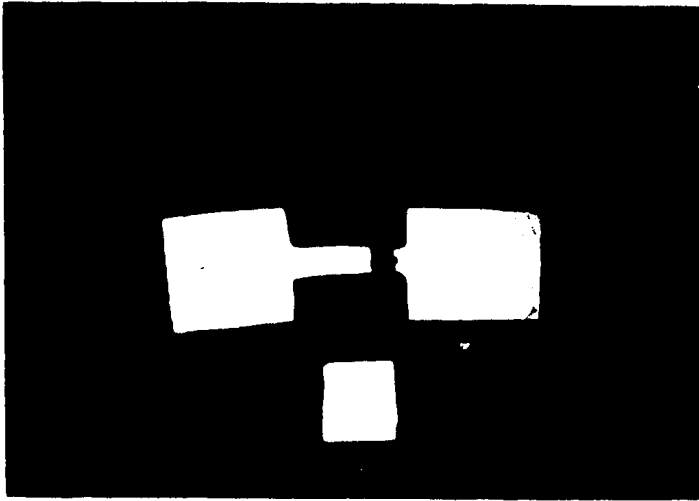


FIGURE 1. Specimen 111, Temperature
Room Temperature

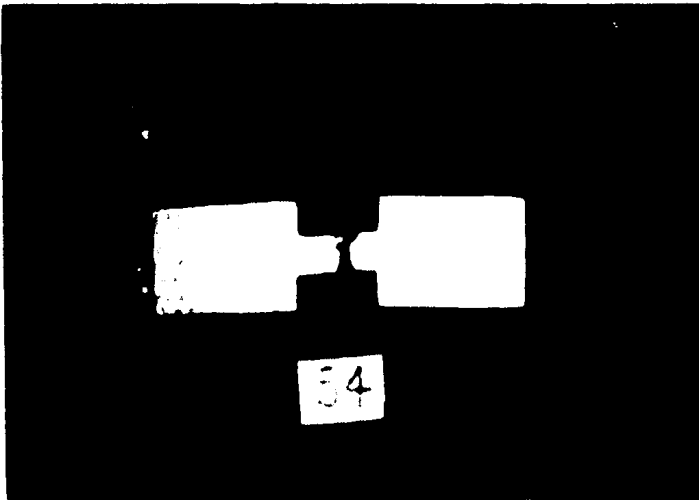


FIGURE 2. Specimen 111, Temperature
Room Temperature

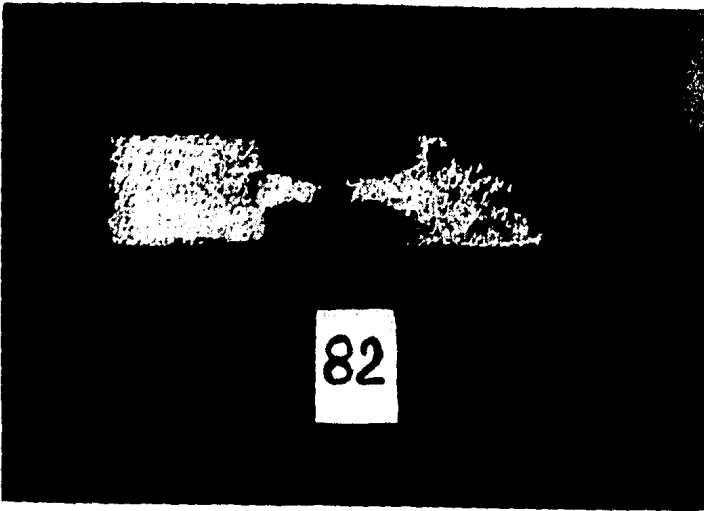


Figura 6.6.13. Aleación III, temperatura de colada 700°C.

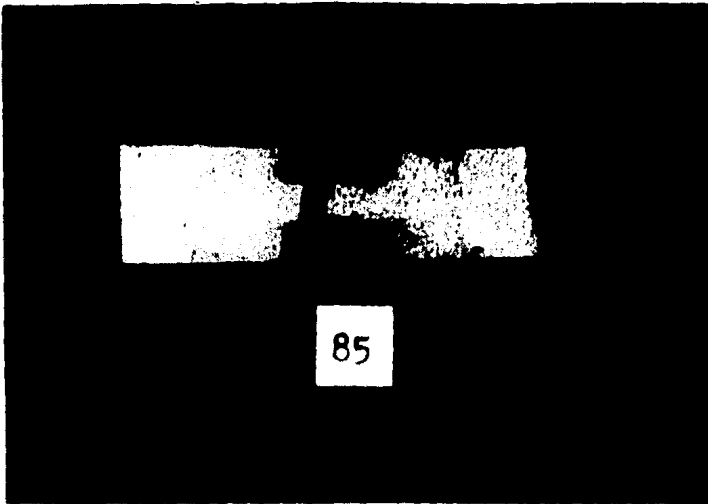


Figura 6.6.14. Aleación III, temperatura de colada 730°C.

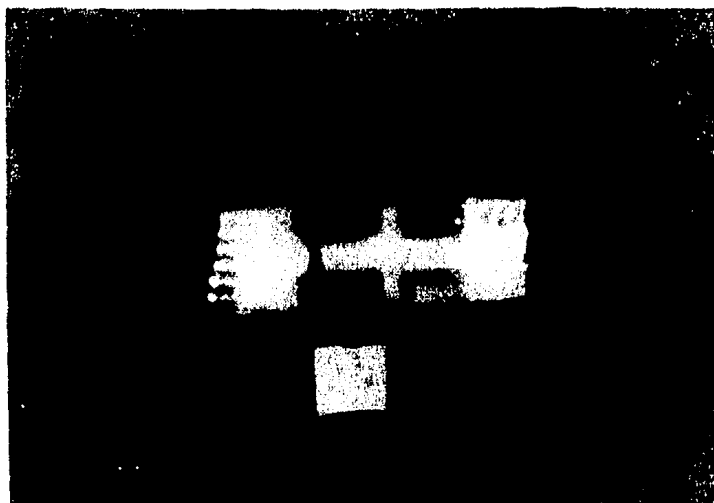


Figura C.6.10. Aleación 19, temperatura de colada 710°C.

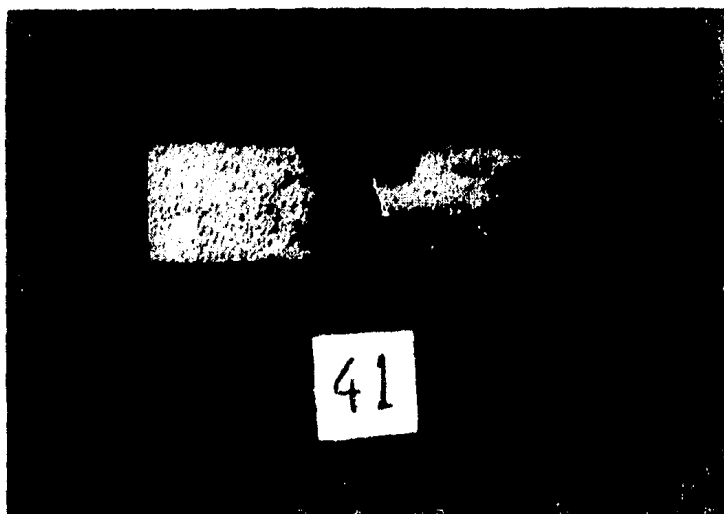


Figura C.6.10. Aleación 19, temperatura de colada 710°C.

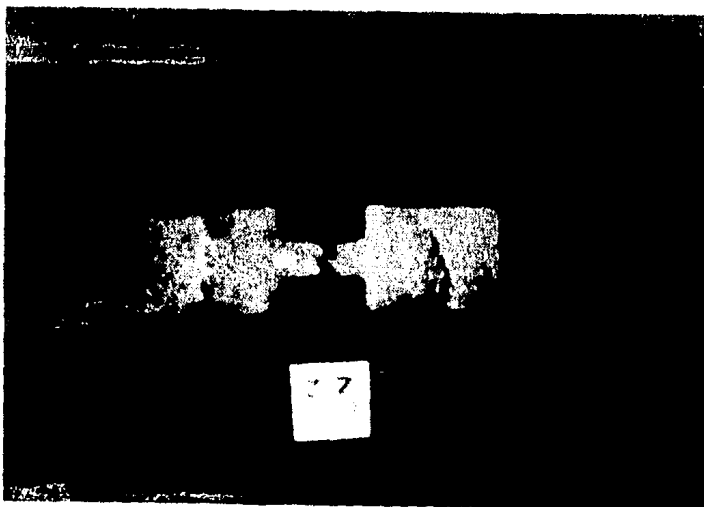


Figura 6.6.17. Aleación IV, temperatura de colada 750°C.

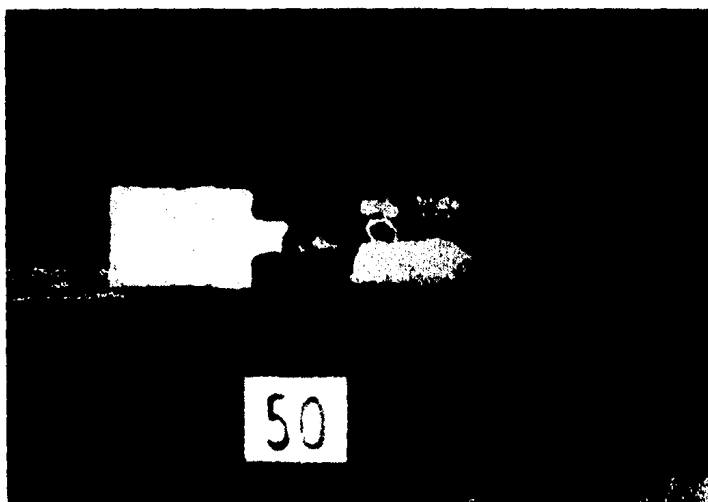


Figura 6.6.18. Aleación IV, temperatura de colada 670°C.

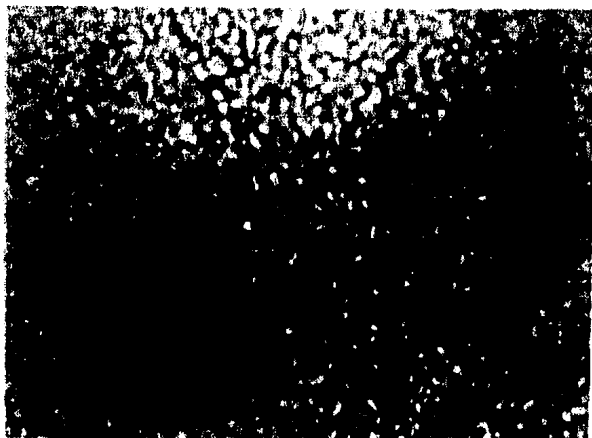


Figura 6.7.1. Aleación 1, temperatura de colada 620°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400X.

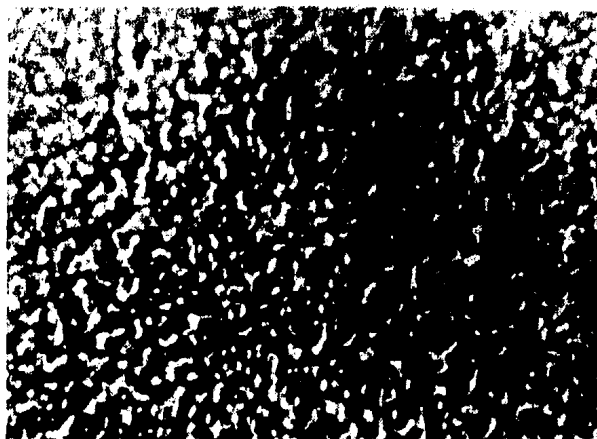


Figura 6.7.2. Aleación 1, temperatura de colada 670°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400X

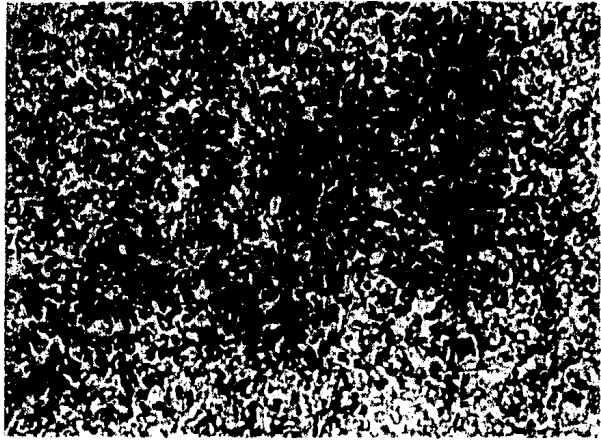


Figura 6.7.3. Aleación II, temperatura de colada 660°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400X

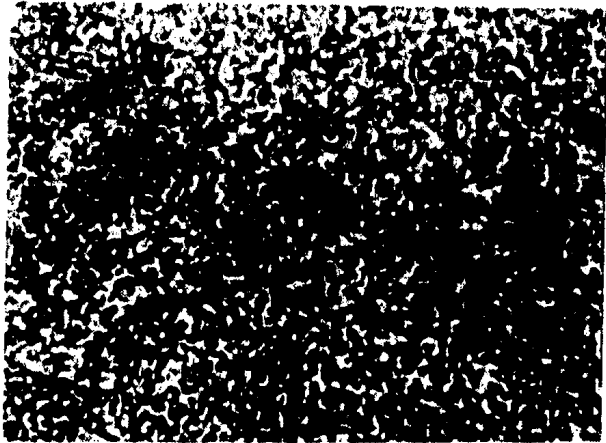


Figura 6.7.4. Aleación II, temperatura de colada 640°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400X

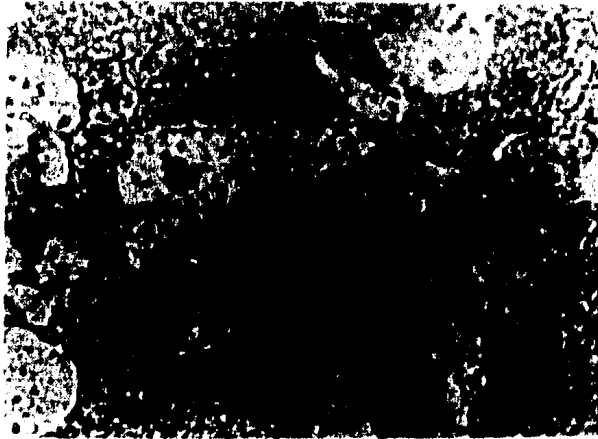


Figura 6.7.4. Aleación III, temperatura de colada 750°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400X



Figura 6.7.6. Aleación III, temperatura de colada 750°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400X



Figura 6.7.7. Aleación IV, temperatura de colada 710°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400X

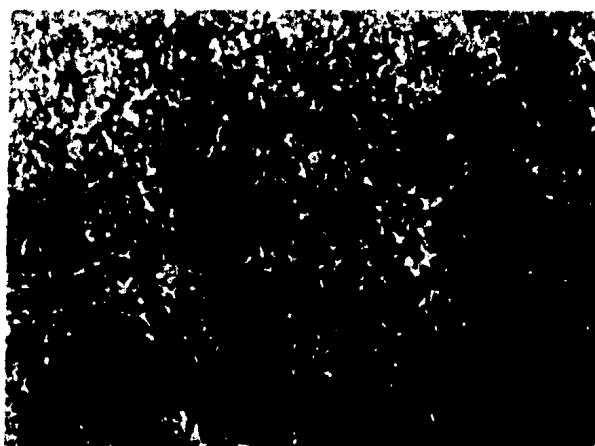


Figura 6.7.8. Aleación IV, temperatura de colada 670°C, atacada con reactivo de Keller diluido 400 X

C A P I T U L O V I I

C O N C L U S I O N E S

El efecto de la temperatura de colada sobre la dureza no es muy acentuado, encontrándose un ligero aumento de la dureza cuando la temperatura aumenta. La influencia fué casi la misma para las cuatro aleaciones estudiadas. La aleación IV presentó la mayor dureza promedio, la menor dureza la presentó la aleación I.

Se encontró un aumento de la resistencia a la tracción con el aumento de la temperatura de colada, siendo muy marcado este efecto para la aleación II. La mayor resistencia a la tracción se presentó para la aleación IV y la menor para la aleación I.

El porcentaje de elongación para las aleaciones III y IV se ve afectado en forma mínima por variaciones en la temperatura de colada. La aleación II presenta un ligero aumento de la influencia de la temperatura de colada sobre esta propiedad. La aleación I, eutectoide, presenta una disminución muy marcada de el porcentaje de elongación al incrementarse la temperatura de colada. El mayor porcentaje de elongación fué con mucho para la aleación I obteniéndose una elongación de alrededor de 700%.

La ductilidad más alta se presentó en la aleación I, siendo muy baja para las aleaciones III y IV.

En las aleaciones III y IV, se presentó el fenómeno de segregación, las aleaciones I y II presentaron una estructura muy homogénea.

Los tratamientos térmicos utilizados fueron inadecuados para las aleaciones III y IV, siendo lo contrario para las aleaciones I y II.

El molde utilizado no es el adecuado para este tipo de trabajos ya que produce una superficie rugosa y alta porosidad. Se propone un molde metálico precalentado de superficie lisa, que evitará defectos superficiales y porosidad por evaporación de humedad.

B I B L I O G R A F I A

- 1.- Ahmed Mohamed M.T., Mohamed Farghalli A., Langdon Terence G. "Neck formation and cavitation in the superplastic Zn-22%Al eutectoid", Journal of Materials Science, Vol. 14, pp. 2913-2918, 1979.
- 2.- Argawal S., Koczac M.J. and German H. "Phase decomposition of liquid quenched Zn-22%Al", Scripta Metallurgica, Vol. 7, pp. 401-408.
- 3.- Balliett R.W., Forster J.A. and Duncan J.L. "Precision - forging of high strength superplastic Zn-Al alloy", Metallurgical Transactions A, Vol. 9A, pp. 1259-1264, 1978.
- 4.- Boswell P.G. and Chadwick G.A. "Eutectoid decomposition of Zn-Al splat-quenched and bulk specimens", Acta Metallurgica, Vo. 25, pp. 779-792, 1977.
- 5.- Campos R., Negrete J., Hernández L. y Torres-Villaseñor G., "Efecto del recocido en las propiedades mecánicas de las aleaciones Zn-Al", Memorias del VI Congreso de la Academia Nacional de Ingeniería, pp. 284-288, 1980.
- 6.- Grivas D., Morris J.W. Jr., Langdon T.G., "Observations on that differences reported in Region I for the superplastic Zn-22%Al eutectoid", Scripta Metallurgica, Vol. 15, pp. 229-236, 1981.
- 7.- Ishikawa H., Bhat D.G., Mohamed F.A. and Langdon T.G., "Evidence for cavitation in the superplastic Zn-22%Al - eutectoid", Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, pp. 523-525, 1977.
- 8.- Johnson J.H., "Superplasticity", Metallurgical Reviews, Review 146, pp. 115-134.
- 9.- Kaibyshev O.A., Kazachkov I.V. and Salikhov S.Y.A., - "The influence of texture on superplasticity of the - Zn-22%Al alloy", Acta Metallurgica, Vol. 26, 1978, pp. 1887-1894.

- 10.- Kaibyshev O.A., Rodionov B.V. and Valiev R.Z., "Peculiarities of dislocation slip during superplastic deformation of Zn-Al alloys", Acta Metallurgica, Vol. 26, pp. - 1877-1889, 1977.
- 11.- Langdon T.G., "A microscopic examination of void formation in superplastic materials", Journal of microscopy, Vol. 116, pp. 47-54, 1979.
- 12.- Langdon T.G., "The fracture behavior of superplastic materials", The American Society of Mechanical Engineers, Advances in materials Technology in the Americas, Vol. 2 pp. 55-60, 1980.
- 13.- Langdon T.G., "The influence of grain growth on the mechanical properties of two-phase superplastic alloys", - proceedings of the Riso International Symposium on Metallurgy and Materials Science, September 8-12, 1980, Denmark.
- 14.- Langdon T.G., "An examination of grain boundary sliding in superplastic deformation", Memorias de la VII Conferencia Inter-Americana en tecnología de Materiales, Octubre 19-23, 1981, México.
- 15.- Langdon T.G., "Observations on the magnitude of grain - boundary sliding in Region I of superplasticity", Journal of Materials Science, Vol. 16, Letters, pp. 2613-2616, 1981.
- 16.- Langdon T.G. and Mohamed F.A., "Ductility and fracture in a superplastic alloy", fracture, Vol. 2, ICF4, Canada, June 19-24, 1977.
- 17.- Langdon T.G. and Mohamed F.A., "The activation energies for superplasticity", Scripta Metallurgica, Vol. 11, - pp. 575-579, 1977.

- 18.- Laughlin D.E., "Phase transformations in superplastic - Al-Zn alloys", preparada para el Tercer Simposio del estado sólido, del 7 al 10 de Julio, Qro., México, 1981.
- 19.- Ling F.W. and Laughlin D.E., "The kinetics of transformations in Zn-Al superplastic alloys", Metallurgical -- Transactions A, Vol. 10A, pp. 921-928, 1979.
- 20.- Loosemore G.R. and Williams P.M., "Tensile instability following a yield drop in a Zn-Al base alloy", Scripta Metallurgica, Vol. 8, pp. 383-386, 1974.
- 21.- Mohamed F.A., Ahmed M. and Langdon T.G., "Factors influencing ductility in the superplastic Zn-22%Al eutectoid", Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, pp. 933-938, 1977.
- 22.- Mohamed F.A. and Langdon T.G., "Creep at low stress levels in the superplastic Zn-22%Al eutectoid", Acta Metallurgica, Vol. 23, pp. 117-124, 1975.
- 23.- Mohamed F.A. and Langdon T.G., "Flow localization and neck formation in a superplastic metal", Acta Metallurgica, Vol. 29, pp. 911-920, 1981.
- 24.- Miller D.A. and Langdon T.G., "Evidence for cavitation in superplastic Zn-22%Al of very high purity", Metallurgical Transactions A, Vol.9A, pp. 1688-1690, 1978.
- 25.- Miller D.A. and Langdon T.G., "An analysis of cavity -- growth during superplasticity", Metallurgical Transactions A, Vol.10A, pp. 1869-1874, 1979.
- 26.- Naziri, Pearce, Henderson, Brown and Hale, "Microstructural mechanism relationship in the Zn-Al eutectoid superplastic alloy", Acta Metallurgica, Vol. 23, pp. 489-496, 1975.

- 27.- Neumeier L.A. and Risbeck J.S., "Effects of magnesium on the microstructure, hardness and tensile properties of - Zinc alloys containig 25 to 40%Al", Report of investigations 7491, U.S. Department of the interior, Bureau of - Mines.
- 28.- Nutall K. and Nicholson R.B., "Microstructure of super-- plastic alloys", Correspondence, 1978.
- 29.- Samuelsson L.C.A., Melton K.N. and Edington J.W., "Dislo cation structures in a superplastic Zn-40%Al alloy", Acta Metallurgica, Vol. 24, pp. 1017-1026, 1976.
- 30.- Torres Villaseñor Gabriel, "La sustitución de las alea-- ciones de aluminio por las de Zn-Al", Memorias de la VII Conferencia Inter-Americana en Tecnología de Materiales, Octubre 19-23, México, 1981.
- 31.- Vaidya M.L. and Dorn J.E., "High temperature deformation in superplastic Zn-22%Al eutectoid", Acta Metallurgica, Vol. 21, pp. 1615-1623, 1973.
- 32.- American Society for Metals, Ductility.
- 33.- American Society for Metals, Metals Handbook, Vol. 5, for ging and casting, 8th Edition.
- 34.- American Society for Metals, Source Book on materials Se lection Vol. II, Section XVI; Superplastic Zn-Al alloys. I. Designing parts of superplastic alloys, D.W. Davis, C. F. Osborne and G.J. Brooks. II. Mechanical Properties of Zn-22%Al, J.C. Marshall, T.J. Ziats and D.L. Mehl.
- 35.- Dieter George E., Mechanical Metallurgy, Mc. Graw Hill. Second Edition.
- 36.- Kehl L. George, Fundamentos de la Práctica Metalográfica Editorial Aguilar, 3a. Edición.

- 37.- Reed-Hill Robert E., Principios de Metalurgia Física, CECSA, 2a. Edición.
- 38.- Raymond A. Higgins, Ingeniería Metalúrgica, CECSA, Tomo II.
- 39.- John D. Verhoeven, Fundamentals of Physical Metallurgy, John Wiley & Sons.