

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE INGENIERÍA**

**FACULTAD DE INGENIERÍA GEOLÓGICA  
MINERA Y METALÚRGICA**



**ESTUDIO EXPERIMENTAL DE LA  
ALEACIÓN SUPERPLÁSTICA ILZRO C**

**INFORME DE INGENIERÍA  
PARA OPTAR EL TÍTULO PROFESIONAL DE:  
INGENIERO METALURGISTA**

**PRESENTADO POR:  
YONI JORGE ABRIGO IPARRAGUIRRE**

**LIMA - PERÚ  
2005**

A la memoria de  
mi padre y mi  
hermano

## **AGRADECIMIENTOS**

- A DIOS Y A MIS PADRES POR SU APOYO BRINDADO EN MI FORMACION PROFESIONAL
- A MI QUERIDA ESPOSA POR SU INVALORABLE APOYO MORAL Y A MI HIJITO PIERO POR BRINDARME LAS FUERZAS DE PARA SEGUIR ADELANTE.
- A TODOS MIS FAMILIARES Y AMIGOS QUE HAN COLABORADO EN LA REALIZACION DE ESTE TRABAJO.

## LISTADO DE FIGURAS

- Fig. 1. Diagrama de fase binario de zinc - aluminio
- Fig.2. Dependencia del Esfuerzo de flujo Plástico y la Velocidad de Deformación.
- Fig. 3. Escala logarítmica del dato de la Fig.2, para evaluar k y m
- Fig.4. Influencia de la Velocidad de Deformación sobre la Sensibilidad a la Velocidad de Deformación.
- Fig. 5. Deformación hasta la rotura Vs. Velocidad de Deformación inicial, para una aleación Zn-22% peso de Al, con un tamaño de grano de 2,5 micrones y ensayado a la temperatura de 150 a 230 °C.
- Fig. 6. Gráfico esquemático de la carga Vs. Tiempo para la deformación de una aleación superplástica Ti-6Al-4V a 907 °C y en velocidades que se incrementan progresivamente.
- Fig. 7. Curvas de Tensión-Velocidad de Deformación y la sensibilidad a la velocidad de deformación procedentes de los ensayos de velocidad diferencial para las aleaciones superplásticas Ti-6Al-4V a 927 °C (a) y la aleación de aluminio 7475 a 516 °C (b).
- Fig. 8. Influencia de los diferentes tamaños de grano en las curvas tensión-deformación.
- Fig. 9. Curvas de tensión-deformación a varias velocidades de deformación para Ti-6Al-4V a 927 °C (a) y la aleación de aluminio 7475 a 516 °C (b). Tamaño de grano inicial: de 10 a 14 micrones.
- Fig. 10. Cinética de crecimiento de grano a cuatro diferentes velocidades de deformación comparado con cinéticas estáticas para el Ti-6Al-4v a 927 °C con 6,4 micrones (a) y la aleación de aluminio 7475 a 515 °C (b).
- Fig. 11. Tensión Vs. Velocidad de Deformación para 6,4 micrones, en Ti-6Al-4V a 927 °C, inicialmente (esto es, hasta  $\epsilon = 0,17$ ) y después una deformación de 0,45 a una velocidad de  $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .
- Fig. 12. Representación esquemática (a) mostrando como la medición instantánea de m puede ser hecho en intervalos periódicos durante el ensayo de tracción por incremento de la velocidad de deformación de 25 % (b) Valor de m como una función de la deformación de Ti-6Al-4V a 927 °C.
- Fig. 13. Ejemplos de métodos de termoconformado usado para el conformado superplástico.

- Fig. 14. Métodos de termoconformado que usa gas y matriz movable para producir partes desde aleaciones superplásticas (a) conformado hembra (b) conformado macho.
- Fig. 15. Aparato para materiales superplásticos para termoconformado, usando una matriz convexa para controlar el adelgazamiento.
- Fig. 16. Aparato para materiales superplásticos para termoconformado, usando una matriz cóncava para controlar el adelgazamiento.
- Fig. 17. Espesor para la configuración formada con una matriz convexa, como se muestra en la Fig. 15. El material es Zn-22 Al-0,15 Cu a la temperatura de conformado de 250 °C.
- Fig. 18. Espesor para la configuración formado con una matriz cóncava, como se muestra en la Fig. 16. El material es Zn-22 Al-0,15 Cu a la temperatura de conformado de 250 °C.
- Fig. 19. Punzón colocado para el embutido superplástico a) Gráfico mostrando las características de adelgazamiento de una lamina tratada de 59.9 mm de la aleación Zn-21Al-1Cu-0.1Mg que fue formado a 230 °C. La velocidad del punzón fue de 33.0 mm/min y la carga máxima fue de 2150 N (483 lb). Radio de Embutido: 3.75
- Fig.20. Esquema del estampado en caliente
- Fig. 21. Extrusión inversa (A) Prensa preparada con el disco de material en la matriz (B) Extrusión (C) Expulsión de la pieza extruida.
- Fig. 22. Desarrollo del proceso de extrusión inversa.
- Fig. 23. Esquema del martinete para el proceso de forjado.
- Fig. 24. Esquema del martinete de precisión
- Fig. 25. Esquema de la técnica de conformado por soplo.
- Fig. 26. Métodos de sellado que han sido usado alrededor de la lamina para dar una adecuada presión durante el conformado. Las secciones (a) y (b) utilizan sellos maquinados y (c) muestra el uso de un marco superplástico.
- Fig. 27. Armazón de una barquilla de avión de Ti-6Al-4V, que fue rediseñado desde una configuración convencional a una optima para el conformado superplástico, teniendo pocas partes y sujetadores. La versión rediseñada de este avión B-18, teniendo 0.161 m<sup>2</sup> de área, resulto en ahorro de 33% peso y 55% en costo, sobre un ensamblaje convencional
- Fig. 28. Sección del proceso SPF con enlace por difusión (SPF/DB).

- Fig. 29. Unión de 2 planchas superplásticas, usando los procesos SPF/DB.
- Fig. 30. Unión de 3 planchas superplásticas, usando los Procesos SPF/DB.
- Fig. 31. Procedimiento Experimental
- Fig. 32 : Modelo de acero fabricado por soldadura
- Fig. 33 : Modelo realizado por fundición de hierro fundido.
- Fig. 34 : Dimensiones de la probeta de ensayo osde tracción.
- Fig. 35 : Dimensiones de la probeta del ensayo de impacto.
- Fig. 36. D isposición del horno de resistencia utilizado en el ensayo de tracción en caliente.
- Fig. 37 : Dimensiones de la probeta usado en e lensayo ode tracción en caliente.
- Fig. 38: Diseño de los jaladores sujetando la probeta de ensayo dentro del horno de resistencia.
- Fig. 39. Equipo de ensayo de tracción en caliente utilizado
- Fig. 40 : Procedimiento experimental para el ensayo de tracción en caliente.
- Fig. 41: Diagrama esquemático de la carga x tiempo representando el método de velocidad diferencial.
- Fig. 42. Influencia de la Resistencia a la Tracción a temperatura ambiente y del Límite de Fluencia sobre el tiempo de Recocido.
- Fig. 43. Gráfico del % Elongación Vs. Tiempo de Recocido.
- Fig. 44. Gráfico de Dureza Brinell Vs. Tiempo de Recocido.
- Fig. 45. Microestructura de la plaqueta fundida de la aleación superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg). Se nota dendritas gruesas ricas en zinc, en la matriz eutectoide ( $\alpha+\beta$ ). Ataque:  $\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}$  (200 X).
- Fig. 46. Similar a la Fig. 45 pero mostrado a un mayor aumento (500X).
- Fig. 47. Microestructura del borde de la plaqueta fundida de la aleación superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg). Se nota dendritas finas y pequeñas y un efecto de microsegregación. Ataque:  $\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}$ . (200 X).
- Fig. 48. Similar a la Fig. 47 pero mostrado a un mayor aumento (500X).
- Fig. 49. Microestructura de la aleación eutectoide superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg) tratado termicamente a 275 °C y templado en agua. Se observa una microestructura de dispersión de grano muy fino de zinc en aluminio. Ataque:  $\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}$ . Tamaño de grano: 2,5

micrones (1000 X).

- Fig. 50. Similar a la Fig. 49 pero con un tamaño de grano de 4.4 micrones(1000X).
- Fig. 51. Microestructura de la aleación eutectoide superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg) tratado termomecánicamente, esto es, calentado a 375 °C y laminado a 250 °C. Se observa también una estructura de grano fino típico de un material superplástico. Se indica además el sentido de la deformación en la laminación. Ataque: CrO<sub>3</sub> +Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>O. (1000 X).
- Fig. 52. Microestructura de la aleación eutectoide superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg) después del ensayo de tracción en caliente (250 °C). Ataque: CrO<sub>3</sub> +Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>O. (1000 X). La ductilidad obtenible ocurre en las más altas temperaturas de ensayo a más altas velocidades de deformación, pero a bajas velocidades de deformación este intento es invertido.
- Fig. 53. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 2.5 micrones realizados a diferentes temperaturas de ensayo, siendo la velocidad de deformación de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .
- Fig. 54. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 2.5 micrones realizados a diferentes temperaturas de ensayo, siendo la velocidad de deformación de  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .
- Fig. 55. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 2.5 micrones realizados a diferentes temp. de ensayo (vel. de deformación de  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ).
- Fig. 56. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 4.4 micrones, a diferentes temperaturas de ensayo, siendo la velocidad de deformación de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .
- Fig. 57. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 4.4 micrones realizados a diferentes temp., siendo la vel. de deformación de  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .
- Fig. 58. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 4.4 micrones realizados a diferentes temp. Ensayo (Vel. deformación de  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ )
- Fig. 59. Esfuerzo de Rotura Vs. Velocidad de Deformación realizadas a diferentes temperaturas de ensayo, para un tamaño de grano de 2,5 micrones.

- Fig. 60. Esfuerzo de Rotura Vs. % Velocidad de Deformación realizados a diferentes temperaturas de ensayo, para un tamaño de grano de 4.4 micrones.
- Fig. 61. % Elongación Vs. Velocidad de Deformación realizados a diferentes temperaturas de ensayo (tamaño de grano = 2,5 micrones).
- Fig. 62. % Elongación Vs. Velocidad de Deformación realizados a diferentes temperaturas de ensayo (tamaño de grano = 4.4 micrones).
- Fig. 63. Esfuerzo del Flujo Plástico en el punto de rotura Vs. Velocidad de Deformación realizados a diferentes tamaños de grano (temperatura de ensayo = 200 °C).
- Fig. 64. % Elongación Vs. Velocidad de Deformación a diferentes tamaños de grano (temperatura de ensayo = 200 °C).
- Fig. 65. Estructura lamelar de la aleación casi eutectoide, tratado por solubilización a 350 °C y enfriado lentamente.
- Fig. 66. Curvas  $m$  (SRS) x  $\epsilon$  para la aleación superplástica Zn/Al (78/22).
- Fig. 67. Esquema de la dispersión de las fases en la aleación Zn/Al (78/22)  
(a) Sin deformación (b) Después de la deformación.
- Fig. 68. La curva (I) y (II) muestran el comportamiento anticipado a 200 °C y 150 °C respectivamente, basado solamente en el valor de la sensibilidad a la velocidad de deformación "m". La curva (III) esquemáticamente indica el comportamiento anticipado a 150 °C cuando el análisis incluye la influencia de la cavitación sobre el tiempo de ruptura.



## LISTADO DE TERMINOS

|                  |   |   |
|------------------|---|---|
| $\sigma$         | = | Esfuerzo de flujo plástico (psi o MPa)            |
| K                | = | Coeficiente de la velocidad de deformación        |
| $\epsilon$       | = | Velocidad de deformación ( $\text{seg}^{-1}$ )    |
| m                | = | Sensibilidad de la velocidad de deformación (SRS) |
| E                | = | Módulo de Young (psi)                             |
| P                | = | Carga (Kg)  |
| $\dot{P}$        | = | Velocidad de carga (cm/seg)                       |
| A                | = | Area instantánea ( $\text{mm}^2$ )                |
| v                | = | velocidad alternada (cm/seg)                      |
| $l_0$            | = | longitud inicial útil (mm)                        |
| t                | = | tiempo desde el inicio del ensayo (min)           |
| d                | = | tamaño de grano (micron)                          |
| A                | = | constante   |
| $\Omega$         | = | volumen atómico ( $\text{mm}^3$ )                 |
| $D_{\text{eff}}$ | = | coeficiente de difusión efectivo                  |
| k                | = | constante de Boltzmann (J/K)                      |
| T                | = | temperatura absoluta ( $^{\circ}\text{K}$ )       |
| K                | = | constante   |
| n                | = | exponente   |
| LDR              | = | Radio Límite de Embutición                        |

## RESUMEN

El objetivo de este trabajo es evaluar las propiedades superplásticas de una aleación de Zinc-Aluminio comercialmente conocido como aleación HSZ (Higo Superplastic Zinc), mediante tratamientos térmicos y tratamientos termomecánicos; para luego hacer el estudio de la superplasticidad mediante la investigación de sus propiedades mecánicas, metalográficas y por ensayos de tracción en caliente.

La aleación HSZ, es cercana a la composición eutectoide, en el diagrama de fase de Zn-Al, el cual muestra superplasticidad, esto es, 78.6 % en peso Zn, 20.8 % en peso Al, 0.3 % en peso Cu y 0.01 % en peso Mg.

Los resultados muestran que, ya sea por tratamiento térmico (homogenización-temple-recocido) o por el tratamiento termomecánico (homogenización-temple-laminación-normalizado) de la aleación HSZ, se obtiene una superplasticidad, el cual se refleja en la obtención de una microestructura de grano muy fino, característico de un material superplástico.

Para el estudio de la superplasticidad de la aleación HSZ obtenida, se realizaron pruebas de ensayo de tracción en caliente, a varias temperaturas (150 °C, 200 °C y 230 °C) en varios tamaños de granos (2.5 y 4.4 micrones) y diferentes velocidades de deformación ( $10^{-1}$ ,  $10^{-2}$  y  $10^{-3}$   $\text{seg}^{-1}$ ). Este ensayo es realizado debido a que la máxima ductilidad que se obtiene en la aleación HSZ depende críticamente de la velocidad de deformación, temperatura de ensayo y del tamaño de grano inicial.

Además, se estudio el comportamiento superplástico de la aleación HSZ, utilizando la técnica de velocidad de deformación diferencial (en el ensayo de tracción en caliente), determinándose la sensibilidad de la velocidad de deformación de la aleación ( $\text{SRS} = m = 0.41$ ) y verificándose que la aleación se puede comportar superplasticamente, presentando en este caso, una estructura homogénea y de granulación muy fina.

## ABSTRACT

The objective of this work is to evaluate the superplastic properties of an Zinc-Aluminium alloy commercially known like alloy HSZ (High Superplastic Zinc), by means of heat treatments and termomecanic treatments, soon to make the study of the superplasticity by means of the investigation its mechanical, metalografics properties and by tests of tensile in hot.

The Alloy HSZ is near the eutectoide composition, in the diagram of phase of Zn-Al, which shows superplasticity, that is to say, 78,6 % in Zn weight, 20,8 % Al in weight, 0,3 % in Cu weight and 0,01 % in Mg weight.

The results show that, or by heat treatment (homogenization-quenched- annealing) or by the termomecanic treatment (homogenization-quenched-rolling-normalized) of alloy HSZ, a superplasticity is obtained, which is reflected in the obtaining of a microstructure of very fine grain, characteristic of a superplastic material.

For the study of the superplasticity of obtained alloy HSZ, tests of tensile test were made in hot to several temperatures (150 °C, 200 °C and 230 °C) in several sizes of grains (2,5 and 4,4 microns) and different deformation rate (10<sup>-1</sup>, 10<sup>-2</sup> and 10<sup>-3</sup> seg<sup>-1</sup>). This test is made because the maximun ductility that is obtained in alloy HSZ depends critically on the deformation rate, temperature of test and initial grain.

In addition, the study of the superplastic behavior of alloy HSZ, being used the technique of rate deformation differential (in the test of traction in hot), determining the sensitivity of the rate speed of the alloy ( $SRS = m = 0,41$ ) and verifying itself that the alloy can be tolerated superplastically, presenting in this case, a homogenous structure and of very fine granulation.

## INDICE

|                     |  |    |
|---------------------|--|----|
| <b>CAPITULO I</b>   | <b>INTRODUCCION</b>  | 1  |
|                     | <b>ANTECEDENTES</b>  | 3  |
|                     | <b>APLICACIONES</b>  | 6  |
| <b>CAPITULO II</b>  | <b>FUNDAMENTO TEORICO</b>  | 7  |
|                     | 1.- DEFINICIONES DE SUPERPLASTICIDAD   | 7  |
|                     | 2.- CONDICIONES PARA LA SUPERPLASTICIDAD   | 12 |
|                     | 2.1 Características de los metales superplásticos  | 13 |
|                     | 3.- CARACTERIZACION DE LAS ALEACIONES SUPERPLÁSTICAS   | 15 |
|                     | 3.1 Comportamiento de la tensión - velocidad de deformación                                    | 17 |
|                     | 3.2 Efectos de la distribución del tamaño de grano sobre la velocidad de deformación - tensión | 22 |
|                     | 3.3 Comportamiento de la tensión - deformación   | 24 |
|                     | 4.- MECANISMOS DE LA SUPERPLASTICIDAD  | 32 |
|                     | 5.- ALEACIONES SUPERPLÁSTICAS  | 35 |
| <b>CAPITULO III</b> | <b>TECNOLOGIA DE FABRICACION DE LA ALEACION SUPERPLÁSTICA</b>                                  | 38 |
|                     | 1.- FUSION   | 38 |
|                     | 1.1 Hornos utilizados  | 40 |
|                     | 1.1.1 Influencia de los elementos aleantes   | 40 |
|                     | 1.1.2 Aluminio   | 40 |
|                     | 1.1.3 Cobre  | 40 |
|                     | 1.1.4 Magnesio   | 41 |
|                     | 1.2 Técnica de fundición   | 42 |
|                     | 1.2.1 Sistema de moldeo  | 42 |
|                     | a) Moldes permanentes  | 42 |
|                     | b) Moldes de grafito   | 43 |
|                     | c) Inyección   | 43 |
|                     | 2.- PROCESOS DE CONFORMADO SUPERPLÁSTICO   | 44 |
|                     | 2.1 Termoconformado  | 51 |
|                     | 2.2 Embutido profundo  | 54 |
|                     | 2.3 Estampado  | 55 |
|                     | 2.4 Extrusión  | 57 |
|                     | 2.5 Forja  | 59 |
|                     | 2.6 Conformado por soplo y al vacío  | 63 |
|                     | 2.7 Presión en caliente  | 64 |
|                     | 2.8 Conformado superplástico por difusión  | 64 |
| <b>CAPITULO IV</b>  | <b>PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL</b>  | 67 |
|                     | 1. INTRODUCCION  | 67 |
|                     | 2. FUSION  | 70 |
|                     | 2.1 Práctica de fusión   | 71 |
|                     | 2.2 Análisis químico   | 72 |
|                     | 2.3 Inspección visual  | 72 |
|                     | 3. TRATAMIENTO TERMICO   | 72 |
|                     | 3.1 Homogeneización y temple   | 73 |
|                     | 3.2 Recocido   | 73 |
|                     | 4. TRATAMIENTO TERMOMECANICO   | 73 |
|                     | 4.1 Homogeneización y temple   | 74 |
|                     | 4.2 Laminación   | 74 |
|                     | 4.3 Normalizado  | 74 |
|                     | 5.- PROPIEDADES MECANICAS  | 74 |
|                     | 5.1 Ensayo de tracción   | 74 |
|                     | 5.1.1 Preparación de las probetas  | 74 |

|              |   |     |
|--------------|---|-----|
|              | 5.1.2 Técnicas de ensayo  | 75  |
|              | 5.2 Ensayo de dureza  | 75  |
|              | 5.3 Ensayo de impacto   | 76  |
|              | 5.3.1 Preparación de las probetas   | 76  |
|              | 5.3.2 Técnicas de ensayo  | 76  |
|              | 6.- METALOGRAFIA  | 77  |
|              | 6.1 Preparación de las probetas   | 77  |
|              | 6.2 Reactivos de ataque   | 77  |
|              | 7.- ENSAYO DE TRACCION EN CALIENTE  | 78  |
|              | 7.1 Introducción  | 78  |
|              | 7.2 Objetivo  | 79  |
|              | 7.3 Ensamblaje del equipo de tracción en caliente   | 79  |
|              | 7.4 Preparación de las probetas   | 80  |
|              | 7.5 Procedimiento del ensayo  | 83  |
|              | 7.5.1 Determinación de la máxima deformación a distintas temperaturas, velocidades de deformación y tamaño de grano.                          | 83  |
|              | 7.5.2 Determinación de la máxima sensibilidad de Velocidad de deformación(m), mediante la técnica de la Velocidad de deformación diferencial. | 84  |
| CAPITULO V   | RESULTADOS  | 86  |
|              | 1.- PROPIEDADES MECANICAS   | 86  |
|              | 1.1 Ensayo de tracción y dureza   | 86  |
|              | 1.2 Resistencia al impacto  | 86  |
|              | 2.- PROPIEDADES METALOGRAFICAS  | 89  |
|              | 3.- ENSAYO DE TRACCION EN CALIENTE  | 94  |
|              | 3.1 Determinación de la máxima deformación a distintas temperaturas, velocidades de deformación y tamaños de grano.                           | 94  |
|              | 3.1.1 Efecto de la temperatura  | 95  |
|              | 3.1.2 Efecto del tamaño de grano inicial.   | 107 |
|              | 3.2 Determinación de la máxima sensibilidad de la velocidad de deformación (m), mediante el ensayo de velocidad de deformación diferencial.   | 110 |
| CAPITULO VI  | DISCUSION DE RESULTADOS   | 111 |
|              | 1.- REACCIONES EN EL ESTADO SÓLIDO EN ALEACIONES Zn-Al.   | 111 |
|              | 2.- ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO SUPERPLÁSTICO.   | 114 |
|              | 3.- FACTORES QUE INFLUENCIAN LA DUCTILIDAD DE LA ALEACION SUPERPLÁSTICA.  | 118 |
|              | 3.1 Efecto de la temperatura y el tamaño de grano   | 119 |
|              | 3.2 Influencia de la sensibilidad de la velocidad de deformación.   | 122 |
|              | 3.3 Influencia de la cavitación sobre el tiempo de fractura   |     |
| CAPITULO VII | CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES  | 124 |
|              | BIBLIOGRAFIA  | 126 |

# *CAPITULO I*

## **INTRODUCCION**

En este trabajo se realizó el estudio experimental de las propiedades mecánicas de una nueva aleación en nuestro medio, de base de zinc y aluminio llamada "Aleación Superplásticas".

En esta aleación se presenta el fenómeno de superplasticidad, el cual describe la habilidad que tiene un metal para fluir en forma similar a los vidrios o polímeros en condiciones calientes.

En términos generales se puede establecer que un metal es superplástico cuando muestra deformaciones en exceso a su comportamiento convencional, bajo pequeños esfuerzos de tensión, compresión o torsión.

La superplasticidad aparece con los materiales que tienen una microestructura peculiar en condiciones de altas temperaturas y velocidad de deformación relativamente lenta. Un metal es superplástico cuando muestra una gran resistencia a la estricción y una distribución uniforme en plasticidad.

La fabricación de la aleación superplástica base zinc, permitirá a las empresas metalúrgicas peruanas diseñar una estrategia de producción, con la finalidad de darle un mayor valor agregado al zinc, debido a que somos productores del mismo, sin la modificación de los procesos de fabricación actualmente utilizados.

Por ejemplo, se podría utilizar en la fabricación de perfiles, tubos, planchas, etc., en reemplazo del aluminio, cuya materia prima es importada.

Esta sustitución ya realiza en México, que es también un país productor de zinc, por la compañía ZINALCO S.A.

La tecnología de fabricación de la aleación superplástica de zinc, plantea problemas tecnológicos de procesos y métodos de fabricación conducentes a la elaboración de bienes de formas complejas, a bajos esfuerzos, con buenas propiedades y costos competitivos

Las aleaciones superplásticas de zinc, pertenecen a la familia de aleaciones de fácil conformado, conocidos dentro de las aleaciones de interés comercial.

Cabe señalar al respecto que las aleaciones superplásticas de zinc puede ser conformado con técnicas y presiones asociados comúnmente al trabajado de polímeros termoplásticos o vidrios fundidos, con la ventaja de que con un simple tratamiento térmico, se puede eliminar las características superplásticas, obteniéndose un producto final similar en propiedades físicas y mecánicas, a una aleación fundida de zinc.

Además, las aleaciones superplásticas de base zinc, pueden competir con el aluminio en el aspecto de la resistencia mecánica y de la resistencia a la corrosión, como es el caso de las estructuras, menajes de cocina y comedor, laminas para conformado térmico, maquinaria registradoras, instrumentos quirúrgicos y herramientas de laboratorio, etc.



## ANTECEDENTES

Las aleaciones de Zinc-Aluminio cercanas a la composición eutécticoide (22 % Al) (Fig. 1)[51] han sido el objeto de un gran interés en años recientes y quizás probablemente sea el material superplástico más investigado.

Mucho de este interés radica en la habilidad que tienen estas aleaciones de presentar un comportamiento superplástico, cuando son templados por encima de la temperatura eutécticoide Zn-Al de 275 °C y deformados plásticamente a un valor casi por debajo de 275 °C.

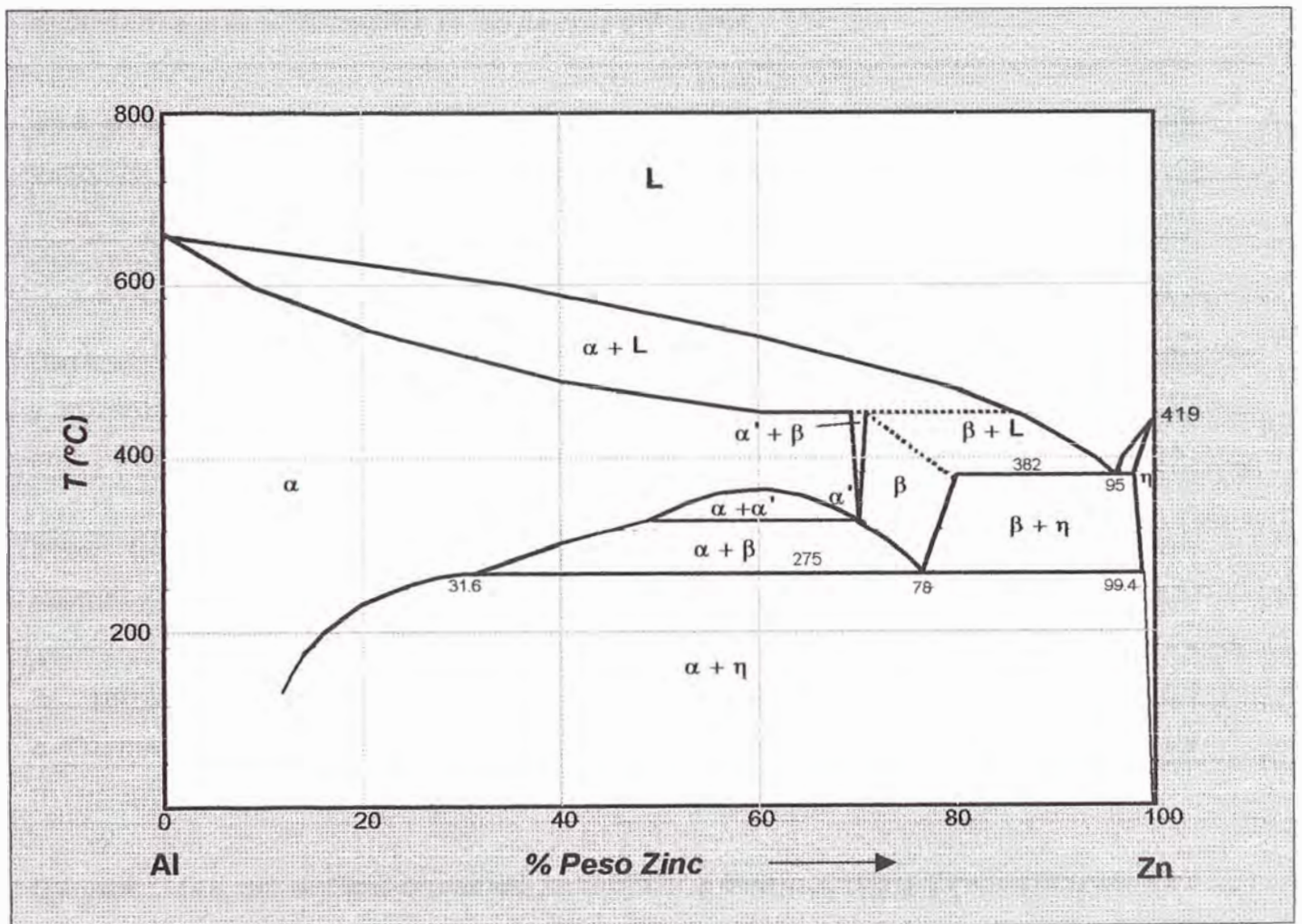


FIG. 1- DIAGRAMA DE FASE BINARIO DE ZINC – ALUMINIO (Ref. 51).



La superplasticidad de la aleación superplástica Zn-Al fue estudiado por Biswas y Murty (1972), usando diversos tratamientos de procesamiento del material. Ellos encontraron que la aleación es superplástica a 250 °C (por debajo de la temperatura eutéctica), cuando se procesa por cualquiera de los tratamientos siguientes:

- \* Temple después del tratamiento de solución a 375 °C.
- \* Envejecimiento a 250 °C después del tratamiento anterior.
- \* Tratamiento mecánico del material de fundición a temperatura ambiente (termomecánico).

Además concluyeron que una **estructura equiaxial fina es una condición suficiente para observar la superplasticidad**.

Una breve explicación del fenómeno es como sigue: Bajos esfuerzos de tracción y temperaturas menores que  $0.3T_f$  ( $T_f$  punto de fusión °K) ocurre la inestabilidad cuando el metal ha agotado su capacidad de endurecer por deformación, generalmente la elongación uniforme no es mayor que 30 %.

Para deformaciones estables y mayores, el metal deberá de ser descargado y calentado a temperaturas más altas que las de recristalización ( $0.4 T_f$ ), con el objeto de recuperar la capacidad de endurecimiento por deformación.

Para temperaturas mayores que el  $0.5 T_f$  existe un equilibrio entre endurecimiento y recristalización.

El parámetro que domina es **la sensibilidad a la velocidad de deformación** (SRS) y su magnitud identifica al material superplástico. La investigación en esta área ha sido llevada a cabo en varios aspectos.

La velocidad de reducción en la sección transversal para diferentes valores de (SRS) ha sido investigada por G.E. Dieter [1,2].

Una gráfica logarítmica del esfuerzo aplicado ( $\sigma$ ) contra la velocidad de deformación ( $\dot{\epsilon}$ ) muestra las tres regiones de flujo plástico en un material superplástico típico como el Zn-22 % Al (F.A. Mohamed y D.A. Miller)[3,4].

La influencia de la temperatura sobre la deformación a la fractura y velocidad de deformación para un tamaño de grano típico en las aleaciones superplásticas, ha sido estudiada por T.G. Langdon y Naziri [5,6,7], así como el efecto de la temperatura sobre la sensibilidad a la velocidad de deformación (SRS) y la velocidad de deformación [7].

La deformación a la fractura como una función de la velocidad de deformación para diferentes tamaños de grano ha sido estudiada por F.A. Mohamed [8]. La influencia de la textura sobre la velocidad de deformación ha sido investigada por O.A. Kaibyshev [9]. Los diferentes tipos de fractura como una función de la deformación a la fractura y velocidad de deformación fue estudiado por T. G. Langdon [10].

Una gran cantidad de estudios sobre la presencia de cavidades en varias aleaciones superplásticas ha sido llevada a cabo por D. A. Miller, T. G. Langdon y M. M. Ahmed [4,5,11,13]. Los primeros estudios fueron sobre aleaciones Zn-Al de composiciones comerciales (H. Ishikawa) [14].

Otros estudios fueron realizados con aleaciones Zn-Al de alta pureza (D.A. Miller) [15]. Langdon y Mohamed [16] investigaron la aleación eutectoide Zn-Al tomando en cuenta el tamaño de grano antes y después del ensayo de tracción. La relación entre sistemas de deslizamientos y velocidad de deformación fue estudiada por Raibishev y Kaibyshev [17].

Los mapas de los mecanismos de deformación es un método sencillo y altamente visual para presentar un resumen de observación al comportamiento mecánico. Un análisis de este fenómeno ha sido llevado a cabo por varios investigadores, tales como Langdon y Mohamed [10,18]. El efecto de la microestructura sobre la superplasticidad ha sido estudiado por Laughlin y Ling [19].

## APLICACIONES

Como se menciona al principio, la principal aplicación industrial es la sustitución del aluminio en todas sus formas de utilización, por la aleación de Zn-Al que reúne las mismas propiedades de resistencia mecánica y a la corrosión.

Unos de los principales usos son en la sustitución de perfiles de aluminio, menajes de cocina y comedor, debido a su fácil conformación en caliente y buenas propiedades de resistencia mecánica y a la corrosión.

Además es usada particularmente en la fabricación de laminas para conformado térmico, cubiertas de equipos electrónicos, maquinas registradoras, instrumentos quirúrgicos, herramientas de laboratorio, etc.

Según **The Metals Handbook**, la aleación superplástica de zinc tiene las siguientes características:

\* **Nombre comercial:** Super Z 300, Aleación Formetal 22, Korloy 2684

\* **Composición química:** 22 Al, 0.5 Cu, 0.01 Mg, remanente Zn.

• **Usos típicos:** Abastecido como planchas para el termoconformado.

Especialmente útil para aplicaciones de bajo volumen, donde los costos de instalación de maquinas y herramientas deben ser considerado bajo. Usado en abrazaderas electrónicos, cabinets y paneles, partes de maquinas de y herramientas e instrumentos médicos y de laboratorio.

## CAPITULO II

# FUNDAMENTO TEORICO

### 1.- DEFINICION DE SUPERPLASTICIDAD

La SUPERPLASTICIDAD es un término usado para indicar la ductilidad excepcional que pueden tener ciertos metales, cuando son deformados bajo ciertas condiciones apropiadas. El término esta frecuentemente relacionado al comportamiento de la ductilidad del material; sin embargo, la deformación superplástica tiene la característica de tener una fácil deformación, aun a presiones bajas.

La ductilidad de los metales superplásticos típicamente esta en el rango desde 200 a 1000 % de elongación, pero una ductilidad en exceso, también han sido reportados[20]. Las elongaciones de esta magnitud son de uno a dos veces más grandes que los observados para los metales y aleaciones convencionales y son más característicos de los plásticos que de los metales.

En trabajos con aleaciones convencionales, su aplicación considerable esta hecho del análisis de tensión/deformación de las propiedades de tracción.

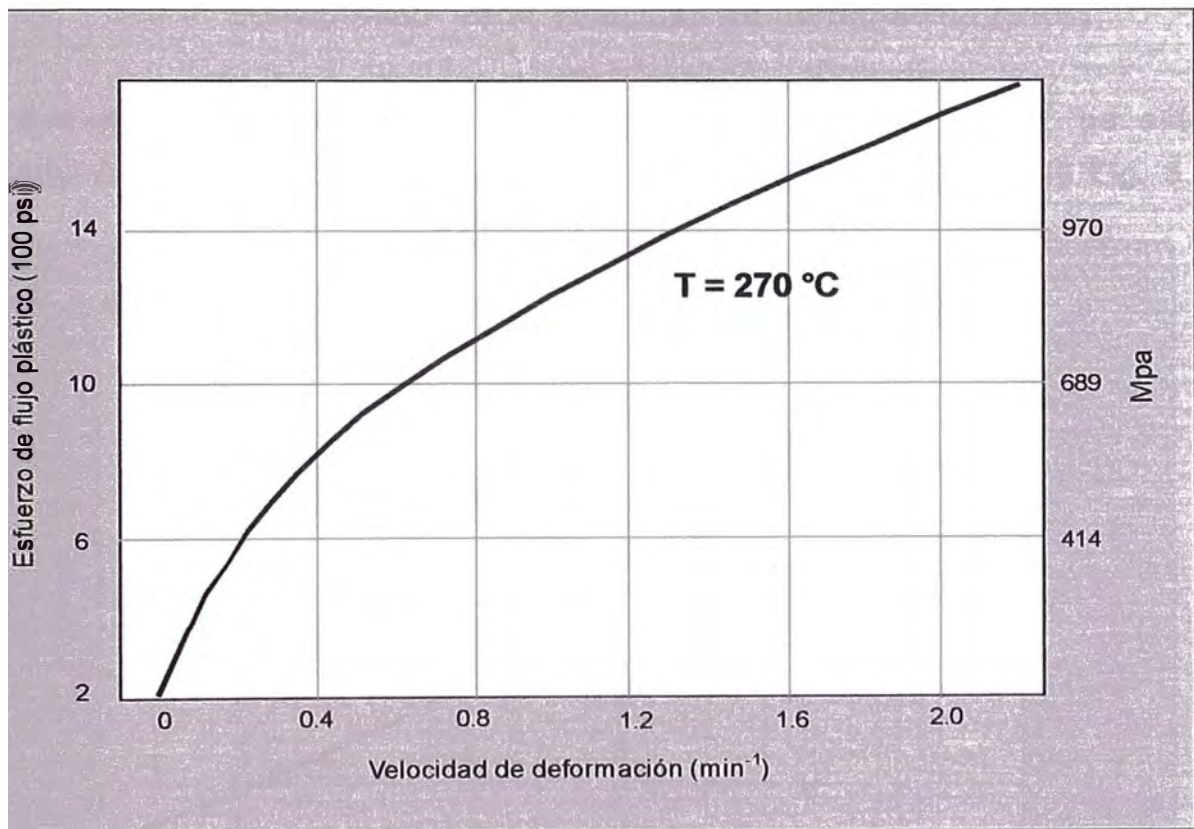
Los datos sobre las propiedades tales como límite de fluencia y porcentaje de elongación, obtenido desde tales análisis, son importantes en diseñar un producto y determinar su método de fabricación.

Pocas veces es necesario considerar la velocidad de deformación, ya que en la mayoría de los casos, las propiedades de tracción son relativamente insensibles a la velocidad de deformación. Pero en las aleaciones superplásticas, **el esfuerzo de flujo plástico** (la tensión necesaria para

producir la deformación plástica) es altamente sensible a la velocidad de deformación.

De tal manera, a la temperatura de conformado, el esfuerzo de flujo plástico esta en función de únicamente de la velocidad de deformación y el concepto convencional del límite de fluencia no es aplicable.

Esto es mostrado en la Fig. 2, en el cual el esfuerzo de flujo plástico de una aleación típica 78 % Zn - 22 % Al, a la temperatura de trabajo de 270 °C, es graficado como una función de la velocidad de deformación.



*Fig.2. Dependencia del Esfuerzo de flujo Plástico y la Velocidad de Deformación. (Ref. 20).*

Puede verse que aunque el esfuerzo de flujo plástico permanece bajo, éste cambia por un factor de cinco veces en el rango de la velocidad de deformación considerada. Esto nos demuestra que para describir las propiedades superplásticas, es necesario un tipo diferente de análisis del ensayo de tracción.



El análisis de tensión/deformación de las propiedades de tracción de las aleaciones de zinc superplástico, esta basado sobre la ecuación empírica siguiente

$$\sigma = K (\dot{\epsilon})^m \dots\dots\dots(II-1)$$

donde:

$\sigma$  = Esfuerzo de flujo plástico

$K$  = Coeficiente de la velocidad de deformación  
(constante del material)

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

$m$  = Sensibilidad de la velocidad de deformación (SRS)

Para evaluar las constantes  $K$  y  $m$ , el dato dado en la Fig. 2, ha sido graficado sobre coordenadas logarítmicas, el cual es mostrado en la Fig. 3.

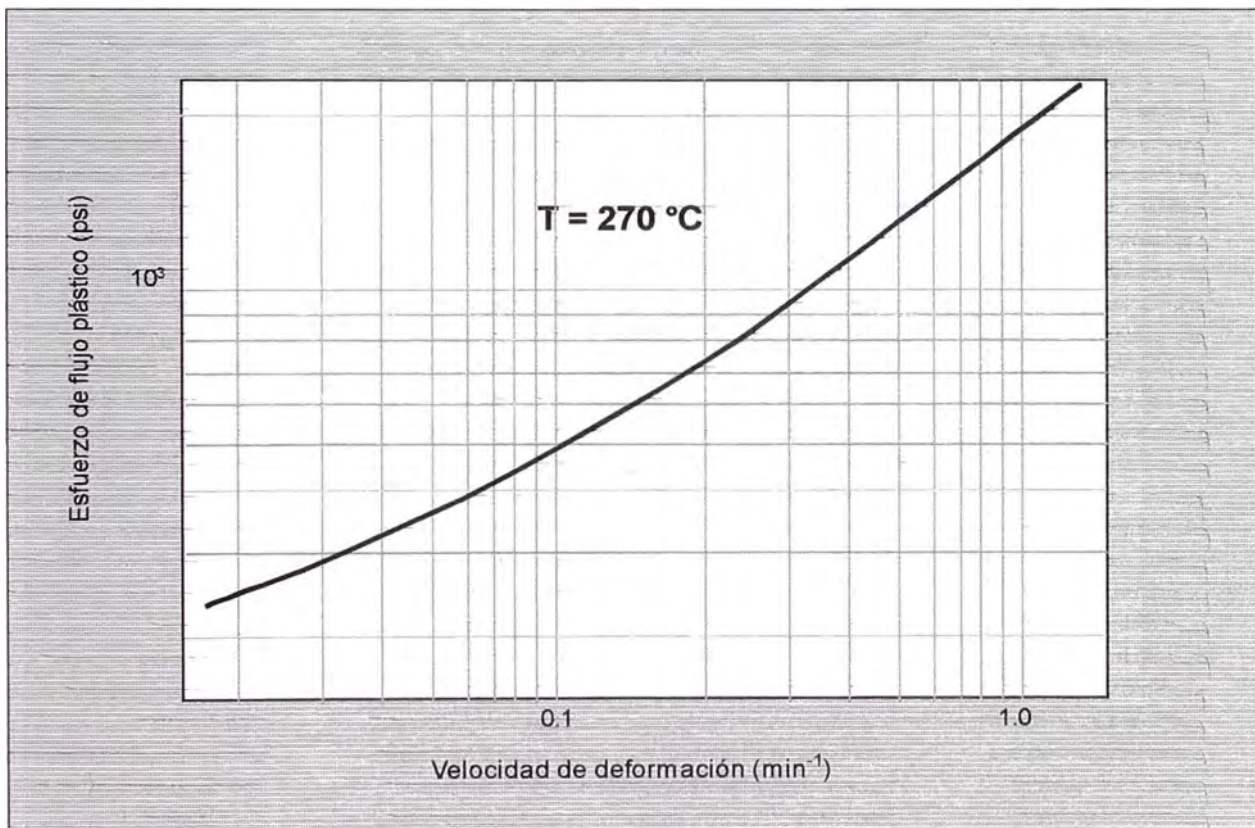


Fig. 3. Escala logarítmica del dato de la Fig.2, para evaluar  $k$  y  $m$ (Ref.20).

Reescribiendo la ecuación se obtiene:

$$\text{Log } \sigma = \text{log } K + m \text{ log } \epsilon \quad \dots\dots\dots (II-2)$$

Donde  $m$  representa la pendiente de la curva  $\text{log } \sigma$  Vs.  $\text{log } \epsilon$  en la Fig. 3. Si esta ecuación fuera lineal,  $m$  sería una constante, pero es obvio de la Fig. 3 que este no es el caso, ya que la sensibilidad a la velocidad de deformación  $m$  varía con la velocidad de deformación.

La variación de  $m$  con la velocidad de deformación esta dado en la Fig. 4, el cual muestra que para las aleaciones superplásticas de zinc,  $m$  esta en el rango de 0.4 - 0.6. Si  $m$  tiene un valor más alto, más grande será la dependencia del esfuerzo de flujo plástico sobre la velocidad de deformación y la elongación superplástica se incrementará con el incremento del valor de  $m$ .

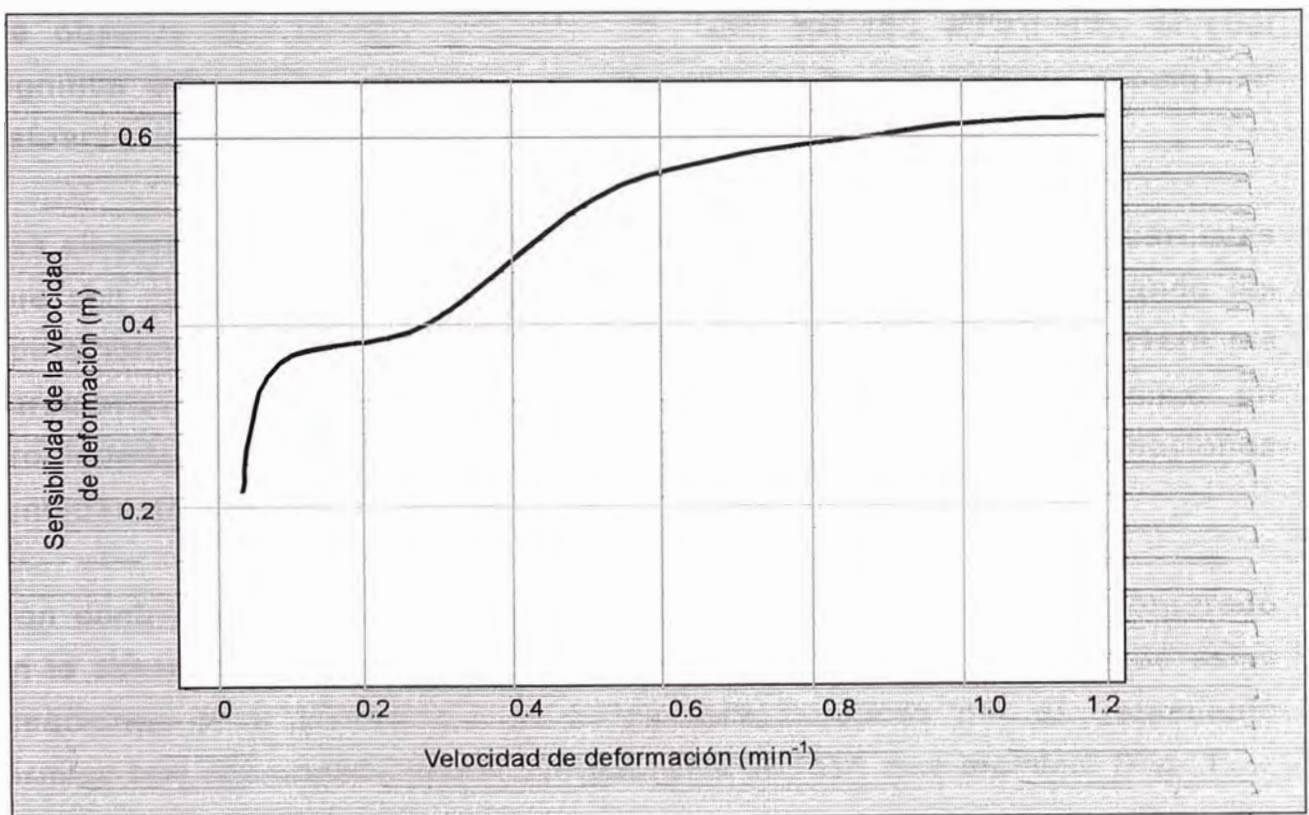


Fig. 4. Influencia de la Velocidad de Deformación sobre la Sensibilidad a la Velocidad de Deformación (Ref.20).

Los metales convencionales y las aleaciones no superplásticas tienen valores de  $m$  en el rango de 0.01-0.1, indicando la dependencia mínima del esfuerzo de flujo plástico sobre la deformación.

Una característica importante de un material con altas sensibilidades de la velocidad de deformación ( $m$ ), es su resistencia a la estricción, durante la deformación en el ensayo de tracción. Esto permite deformaciones extremadamente grandes con reducción uniforme en la sección transversal.

El valor de la constante  $K$  puede ser determinado de la Fig. 2 ó 3, como el valor del esfuerzo de flujo plástico, cuando la velocidad de deformación  $\dot{\epsilon}$  es 1. Las unidades de  $K$  dependen de las unidades elegidas para  $\sigma$  y  $\dot{\epsilon}$ , esto es, si  $\dot{\epsilon}$  esta expresado en pulg/(min x pulg) y  $\sigma$  en psi, entonces  $K$  tiene las unidades de psi (min).

Se observa que  $K$  esta alrededor de 1200 psi (80 MPa)(min), el cual significa que a una velocidad de deformación de 1 pulg/(min x pulg), el esfuerzo de flujo plástico es 1200 psi (80 MPa).

Las aleaciones de zinc superplástico están entre las aleaciones comerciales que son conformadas fácilmente. Una gran ventaja es que, siguiendo las operaciones de conformación, un simple tratamiento térmico removerá las características superplásticas y producirá un producto final similar en propiedades físicas y mecánicas, a una aleación hecho desde aleaciones fundidas de zinc.

Con controles adecuados, este tratamiento térmico puede ser incorporado en la operación de fabricación. Las características superplásticas de estas aleaciones y la eliminación de estas características por el tratamiento térmico son una consecuencia del diagrama de fase zinc-aluminio (Fig. 1).

Ya sea la obtención de las formas superplásticas y no superplásticas de estas aleaciones, son resultado de un enfriamiento desde la temperatura



del punto de transición de 275 °C. Si las aleaciones son enfriadas rápidamente, es obtenido una forma superplástica de grano fino.

En cambio si se enfría lentamente, se obtendrá un grano grueso, resultando en una estructura no superplástica, el cual es la base del tratamiento térmico mencionado previamente.

El carácter superplástico de algunas de las aleaciones puede ser restablecido por calentamiento a una temperatura sobre el punto de transición y templado rápidamente a la temperatura ambiente.

No todas las aleaciones son recomendables para este simple tratamiento, y en cualquier caso, las propiedades superplásticas nunca serán tan bueno como los obtenidos del material original.

Como fue mencionado al principio, las aleaciones de zinc superplásticos pueden ser conformados usando técnicas y presiones comúnmente asociados con el trabajado de los polímeros termoplásticos o vidrios fundidos. Esto es por presión hidrostática, vacío, moldeo por compresión, embutido profundo y conformado por estirado.

En todos los casos se emplean bajas presiones y herramientas similares a los usados normalmente en producir formas y partes de conformación termoplásticas.

## **2.- CONDICIONES PARA LA SUPERPLASTICIDAD**

Antes de discutir los detalles de los procesos de conformado superplástico (SPF), es necesario revisar los aspectos más importantes acerca del comportamiento del material superplástico, ya que algunos de los parámetros específicos del conformado son determinados por éste comportamiento.

Hay diferentes tipos de superplasticidad en términos de los mecanismos microestructurales y de las condiciones de deformación, los cuales incluyen lo siguiente [22,23]:

- \* Superplasticidad del micrograno
- \* Superplasticidad de transformación
- \* Superplasticidad de tensión interna

De las tres condiciones solamente la superplasticidad del micrograno es de importancia en la fabricación de partes y la discusión será limitada para este tipo.

Para la superplasticidad del micrograno, las altas ductilidades son observadas bajo ciertas condiciones y los requisitos básicos para este tipo de superplasticidad son:

- \* Un material de tamaño de grano muy fino (del orden de  $10 \mu\text{m}$ )
- \* Una temperatura relativamente alta (más altas que la mitad del punto de fusión).
- \* Una velocidad de deformación controlada, usualmente de  $0.0001$  a  $0.01 \text{ s}^{-1}$ .

Debido a estos requisitos, solamente un número limitado de aleaciones comerciales son superplásticas y serán conformados usando métodos y condiciones que son diferentes a los usados por los metales convencionales.

### **2.1.- Características de los metales superplásticos**

Para un metal superplástico bajo esfuerzos tensiles a ciertas condiciones de temperatura, la ductilidad observada varia considerablemente con la velocidad de deformación, como se muestra en la Fig. 5, para la aleación eutectoide zinc-aluminio [21].

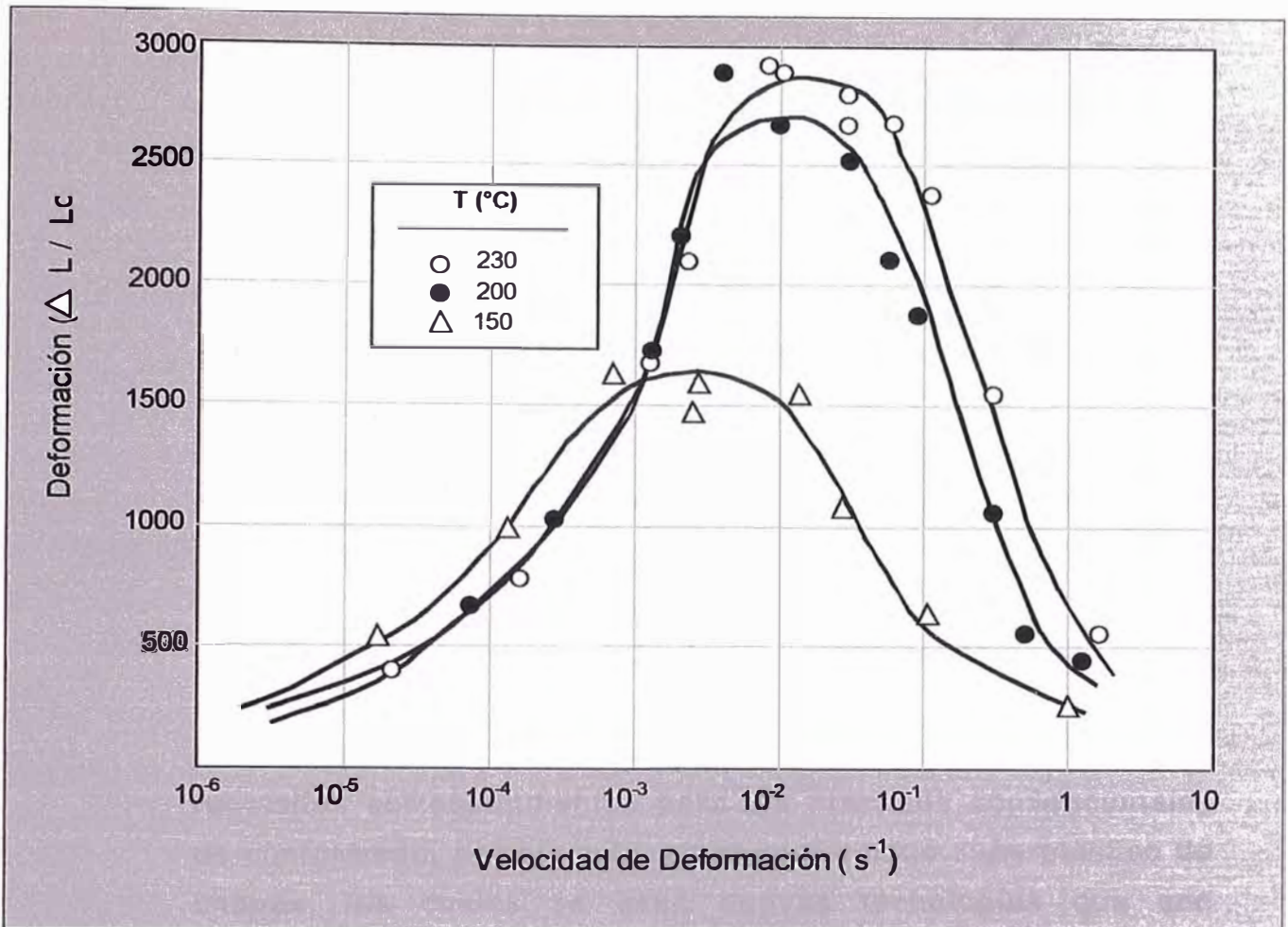


Fig. 5. Deformación hasta la rotura Vs. Velocidad de Deformación inicial, para una aleación Zn-22% peso de Al, con un tamaño de grano de 2,5 micrones y ensayado a la temperatura de 150 a 230 °C.(Ref. 21).

Se observa que hay un máximo en la ductilidad a una velocidad de deformación específica, con pérdidas significativas en la ductilidad, cuando la velocidad de deformación es incrementada o es disminuido relativo a éste máximo.

Es bien conocido que el factor primario relacionado a este comportamiento, es la variación del esfuerzo del flujo plástico (flow stress) con la velocidad de deformación (strain rate), usualmente medido y reportado como el exponente  $m$ , llamado Sensibilidad de la Velocidad de Deformación (SRS):

$$m = \frac{\delta \ln \sigma}{\delta \ln \dot{\varepsilon}} \quad (11-3)$$

donde :  $\sigma$  = Esfuerzo de flujo plástico  
 $\dot{\varepsilon}$  = Velocidad de deformación

Las características mencionados de una aleación superplástica, indican que la capacidad inusual de conformado, debería ser posible con aleaciones superplásticas, pero el control de los parámetros en los procesos de conformado, es importante para obtener el potencial completo de esta clase de material.

Los controles del proceso son los más incidentes que los requisitos correspondientes para los procesos convencionales de conformado, por ejemplo, en el conformado superplástico de chapas, las cuales se usan nuevas tecnologías que son diferentes de los procesos convencionales.

De todos modos, el conformado superplástico ofrece ventajas sobre otros métodos de fabricación, para un número de aplicaciones, como resultado de su única capacidad de fabricar componentes complicados, en una simple etapa.

### 3.- CARACTERIZACION DE LAS ALEACIONES SUPERPLÁSTICAS

Las características de las propiedades de un metal superplástico son ejemplificados en la Fig. 6., para una aleación Ti-6Al-4V, el cual es ensayada a 927 °C [24].

La dependencia muy fuerte de  $m$  sobre la velocidad de deformación a varios tamaños de grano (Fig. 7)[2,4] son típicamente de metales superplásticos y hay una buena relación entre el valor  $m$  y la ductilidad superplástica.

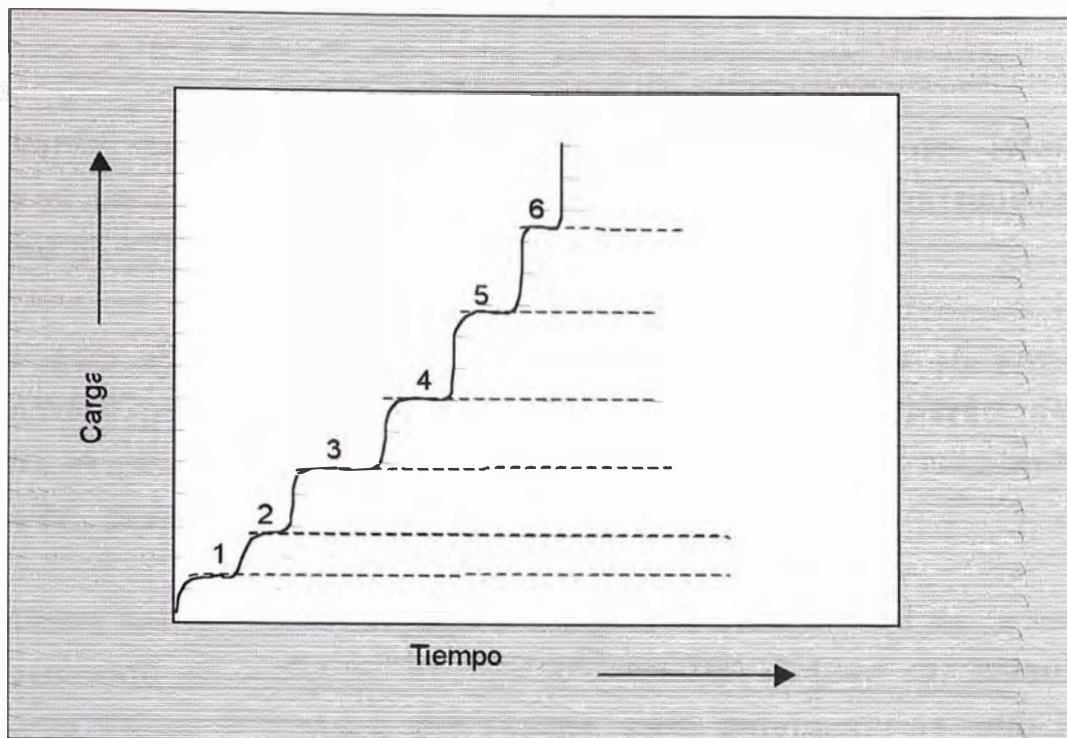


Fig. 6. Gráfico esquemático de la carga Vs. Tiempo para la deformación de una aleación superplástica Ti-6Al-4V a 907 °C y en velocidades que se incrementan progresivamente (Ref. 24).

Aunque la elongación total puede también ser afectado por la fractura, la sensibilidad de la velocidad de deformación es un efecto de primer orden. La influencia de  $m$  sobre la ductilidad es entendida a través de la mecánica, debido al efecto estabilizante de la sensibilidad de la velocidad de deformación del flujo plástico sobre los procesos de estricción difusa [25,27].

La caracterización del comportamiento superplástico incluye la caracterización del flujo plástico, la cavitación interna y el comportamiento de la fractura.

Los parámetros que son elegidos comúnmente como una medida de la conformabilidad superplástica son la **elongación a la temperatura superplástica y la velocidad de deformación**.

Debido a que estos parámetros son propiedades altamente sensibles de la velocidad de deformación y que los componentes reales pueden

experimentar variaciones significativas en la velocidad de deformación durante el conformado, la elongación es medida como una función de la velocidad de deformación.

Aunque esto es un poco engorroso, una alternativa **es determinar la sensibilidad de la velocidad de deformación del esfuerzo del flujo plástico,  $m$** , el cual ha sido demostrado para correlacionar muy bien con la elongación, para diferentes clases de materiales[24,25].

La medición del esfuerzo del flujo plástico y la sensibilidad de la velocidad de deformación del esfuerzo de flujo plástico ( $m$ ) pueden ser obtenidas en un ensayo simple y pueden ser usados para determinar la velocidad de deformación óptima para el conformado superplástico (donde " $m$ " es un máximo).

Aunque la sensibilidad de la velocidad de deformación es el parámetro dominante en el conformado superplástico, recientes resultados demuestran que puede ocurrir una cantidad significativa de endurecimiento, como una función de la deformación superplástica a una velocidad de deformación constante[26,27].

Al mismo tiempo, la temperatura de conformado es una variable muy importante en el conformado superplástico, así como la velocidad de deformación.

***Por lo tanto la caracterización del comportamiento del material debiera por lo tanto incluir no solamente la determinación de la temperatura superplástica, sino también la sensibilidad del flujo de tensión y la elongación a la temperatura superplástica.***

### **3.1.- Comportamiento de la tensión - velocidad de deformación**

El comportamiento de la tensión - velocidad de deformación esta usualmente caracterizado por el ensayo de velocidad de deformación



diferencial, en el cual la velocidad de deformación es incrementada en sucesivos pasos o etapas y midiendo el correspondiente flujo de tensión estable (o saturado). Una tensión constante indica una velocidad de carga negativa, el cual ocurre en un punto algo más allá a la máxima carga.

De todos modos, aún si la máxima carga es usada como un criterio para calcular estas tensiones, puede ser demostrado que el error es despreciable.

Varios argumentos han sido propuestos para la adecuada selección del esfuerzo de flujo plástico, desde la respuesta de la carga transitoria [28,29].

De todos modos, debido al cambio de la deformación plástica durante este ensayo, la selección del dato en el límite elástico de la porción de rápido ascenso de la curva de la carga, es pensada a ser inapropiado.

La Fig. 6 muestra un gráfico esquemático de la carga versus el tiempo, durante una etapa del ensayo de la velocidad de deformación de una aleación típicamente superplástico.

Las características interesantes son:

- \* En zonas de bajas velocidades escalonadas, la carga no alcanza un máximo, sino que continua hasta mostrar un aumento gradual.
- \* En alguna velocidad intermedia, la carga alcanza una altiplanicie constante.
- \* En las zonas de altas velocidades, se pone vertical y empieza a mostrar una caída aguda.

La carga se incrementa a bajas velocidades de deformación, a pesar de la disminución en la velocidad de deformación aplicada; esto indica un endurecimiento del material con la deformación impuesta.

Una parte de este endurecimiento es debido a un aumento en la velocidad de deformación plástica, el cual ocurre gradualmente cuando la velocidad escalonada es baja. Sin embargo, el alcance del endurecimiento observado es considerable y no satura aún después de una significativa deformación plástica, el cual sugiere otras fuentes posibles de endurecimiento.

Este tipo de endurecimiento ha sido observado en otros materiales superplásticos, tales como el eutéctico aluminio-cobre y es generalmente atribuido al crecimiento del grano que ocurre durante la deformación [30,31].

La crítica contra el ensayo de saltos de la velocidad de deformación y la selección de los puntos de máxima carga para obtener los valores de tensión, es que la deformación automáticamente llega a ser una variable a lo largo de la curva  $\sigma$ -  $\epsilon$ .

Esto podría ser evitado si los resultados del ensayo de relajación (descanso) de la carga fueran usados para derivar las curvas  $\sigma$ -  $\epsilon$ .

No obstante, efectos transitorios más complejos podrían estar asociado con los ensayos de relajación de la carga y los resultados no podrían ser significantes para una aplicación de conformado, en el cual la velocidad de deformación generalmente se incrementa con la deformación acompañante.

El ensayo de la velocidad de deformación diferencial es por lo tanto creído a ser un método de ensayo lógico para ser usado en aplicaciones de conformado superplástico.



En la Fig. 7 se presentan los datos de  $\sigma$ - $\dot{\epsilon}$ , para la aleación Ti-6Al-4V y la aleación 7475 de aluminio, deformados en el rango superplástico, para una variedad de tamaños de grano.

La deformación total acumulada es generalmente menor que 0.25 en estos ensayos. A más bajas velocidades de deformación (menor a  $5 \times 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$ ) el endurecimiento de la deformación no permite el establecimiento de una máxima carga.

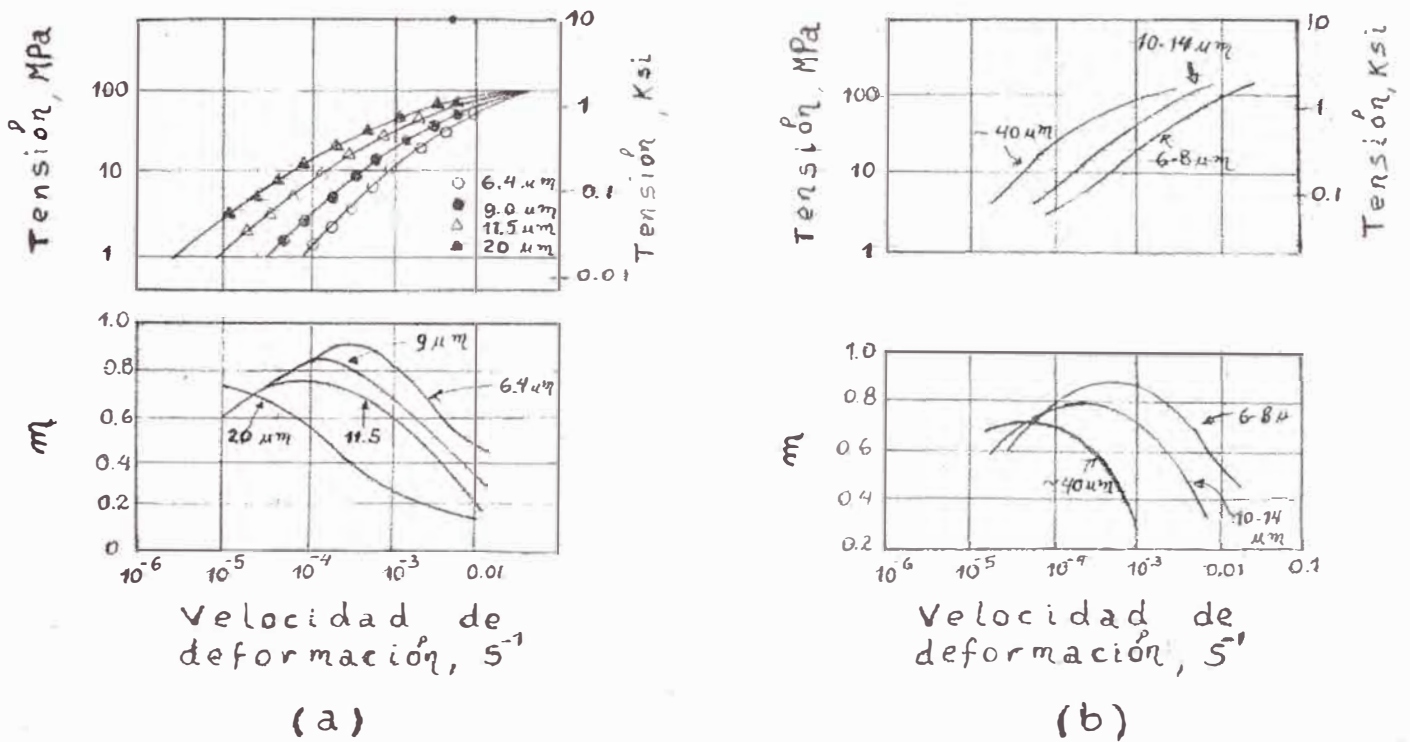


Fig. 7. Curvas de Tensión-Velocidad de Deformación y la sensibilidad a la velocidad de deformación procedentes de los ensayos de velocidad diferencial para las aleaciones superplásticas Ti-6Al-4V a 927 °C (a) y la aleación de aluminio 7475 a 516 °C (b). (Ref. 24).

Para caracterizar el esfuerzo del flujo plástico libre de los efectos de endurecimiento por crecimiento de grano, las tensiones deben ser seleccionados tan pronto después de la porción elástica. Si la carga sube lentamente, la velocidad de deformación plástica,  $\dot{\epsilon}_p$ , puede ser obtenido desde la relación:

$$\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_t - \frac{1}{E} \left( \frac{\dot{P}}{A} + \frac{P}{A} \dot{\epsilon}_t \right) \quad \text{..... (II-4)}$$

donde :

- $\dot{\epsilon}_t$  = Velocidad de deformación aplicada
- E = Módulo de Young
- P = Carga
- $\dot{P}$  = Velocidad de carga
- A = Area instantánea

El segundo término dentro de los paréntesis en la ecuación (II-4), generalmente puede ser despreciado, y aún el primer término puede ser despreciado para la mayoría de los metales cuando  $\dot{P} / A$  sea menor que  $0.015 \text{ MPaS}^{-1}$ .

Por lo tanto, para la mayoría de los propósitos  $\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_t$ , siendo una asunción razonable tan grande cuando la velocidad de carga es baja (no necesita ser cero). Los datos de tensión versus velocidad de deformación graficados sobre la base de tales acumulaciones pequeñas de deformación, sirve como comportamiento inicial del material superplástico.

La deformación produce cambios en este comportamiento, sin embargo, una curva de tensión versus velocidad de deformación tomados después de una considerable deformación plástica, exhibe un alto nivel de tensión comparado con la curva inicial [26].

El método apropiado para determinar  $m$  desde los resultados del ensayo de la velocidad diferencial, es obtener la pendiente de la curva de mejor ajuste a través del dato de  $\log \sigma$  Vs.  $\log \dot{\epsilon}$ .

La determinación de  $m$  desde dos saltos de velocidad de deformación consecutivas asume una constante  $m$  sobre ese rango de velocidad de deformación e introduce un error que es dependiente del tamaño del rango del salto de la velocidad de deformación.

La Fig. 7, muestra que el tamaño de grano tiene un fuerte efecto sobre el esfuerzo del flujo plástico sobre el valor de  $m$ , en el rango superplástico. Debido a la formas sinusoidales de las curvas de tensión-velocidad de deformación, los valores de  $m$  exhiben un máximo a una velocidad de deformación intermedia y el pico  $m$  cambia a más altas velocidades de deformación con un tamaño de grano decreciente.

En aleaciones de Ti y Al, el valor del pico  $m$  esta típicamente en el rango de 0.7 a 0.9, y se incrementa con la disminución del tamaño de grano. El valor de  $m$  también exhibe un máximo como una función de la temperatura. Los efectos del tamaño de grano y la temperatura están cuidadosamente enlazados a la contribución del creep difusional, durante el flujo superplástico [32,33].

### **3.2.- Efectos de la distribución del tamaño de grano sobre la tensión - velocidad de deformación**

El tamaño de grano tiene una profunda influencia sobre la superplasticidad de los metales. Cuando el tamaño de grano es fino, el esfuerzo del flujo plástico es bajo, obteniéndose un valor de  $m$  generalmente alto y una elongación más alta.

La caracterización del tamaño de grano es por lo tanto importante en la caracterización total de la superplasticidad. Sin embargo, ya que los agregados policristalinos, en general, poseen una distribución del

tamaño de grano, no es muy significativo asignar un tamaño de grano fijo a los metales.

La naturaleza de la distribución también ha sido mostrada para influenciar la curva de la tensión-velocidad de deformación [34,35].

Por otro lado, unos pocos granos gruesos en una estructura de grano fino pueden controlar el rango de la velocidad de deformación sobre el cual  $m$  es alto.

El efecto importante de la distribución del tamaño de grano en materiales reales es producir un valor relativamente alto de  $m$  ( $m > 0.5$ ) en la velocidad de deformación. (Fig. 8).

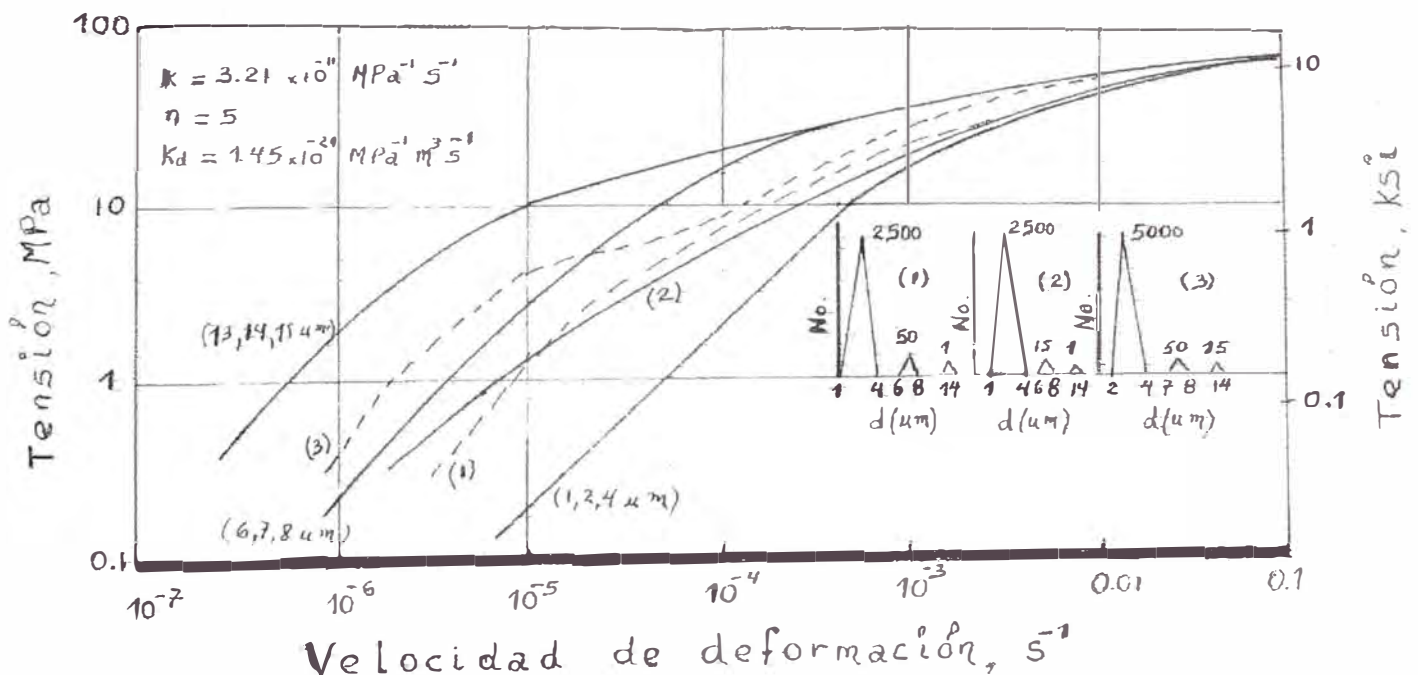


Fig. 8. Influencia de los diferentes tamaños de grano en las curvas tensión-deformación. (Ref. 34).

### 3.3.- Comportamiento de la tensión - deformación

Los metales superplásticos están generalmente considerados como idealmente sensibles a la velocidad, esto es, ningún endurecimiento por deformación ocurre durante la deformación. Sin embargo, ha sido observado que el crecimiento del grano induce al endurecimiento por deformación y puede ser completamente significativo en algunos casos [26,27,30,31].

En ensayos de materiales superplásticos, la velocidad escalonada constante conduce a una velocidad de deformación decreciente dentro de la longitud útil de la muestra, particularmente a grandes deformaciones.

Un esfuerzo para mantener constante la velocidad de deformación requiere lo siguiente:

\* La velocidad escalonada debe ser programada para incrementar con la elongación de la muestra, en orden de mantener una velocidad de deformación constante.

Matemáticamente, la velocidad alternada,  $v$ , es de la siguiente forma:

$$v = l_0 \dot{\epsilon}_t \exp(\dot{\epsilon}_t t) \dots\dots (11-5)$$

donde :

$l_0$  = longitud inicial útil

$\dot{\epsilon}_t$  = velocidad de deformación aplicada

$t$  = tiempo desde el inicio del ensayo

El control de la temperatura durante el ensayo también debe ser preciso (dentro 2 °C) a fin de evitar cualquier deformación localizada. La Fig. 9 muestra las curvas de tensión-deformación para las aleaciones de titanio y aluminio obtenidos a varias velocidades de deformación constante. El alcance del endurecimiento es completamente grande y aparece para producir un comportamiento lineal de tensión-deformación.

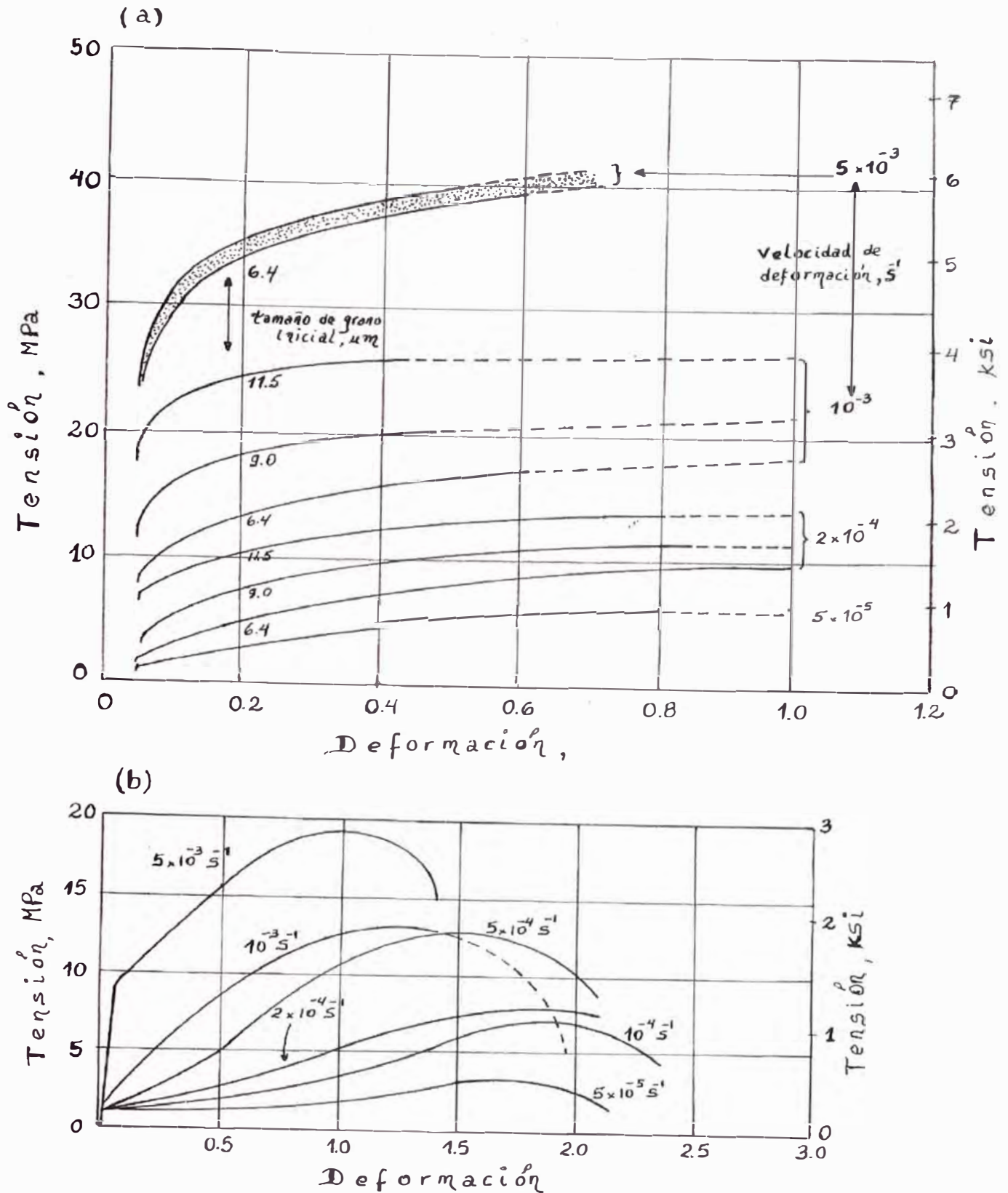


Fig. 9. Curvas de tensión-deformación a varias velocidades de deformación para Ti-6Al-4V a 927 °C (a) y la aleación de aluminio 7475 a 516 °C (b). Tamaño de grano inicial: de 10 a 14 micrones. (Ref. 26).

En el creep difusional, uno puede esperar  $\sigma \approx d^2$ ; si la cinética de crecimiento de grano son tales que  $d \propto t^p$ , donde  $t$  es el tiempo,  $p$  es exponente y  $d$  es el tamaño de grano, entonces  $\sigma \propto t^{2p}$ . Cuando  $p$  es casi 0.5, un comportamiento de un endurecimiento lineal sería esperado. Si es considerado el creep difusional debido al transporte del límite de grano,  $\sigma \propto d^3$ , y  $p$  puede ser tan bajo como 0.33, de este modo ocasiona la apariencia de endurecimiento lineal.

En realidad, el valor del exponente de endurecimiento,  $2p$  ó  $3p$ , puede ser algo menor que la unidad. La última porción de las curvas tensión-deformación, es cuando ninguna uniformidad de deformación dentro de la longitud útil, hace incorrecta la medida de la tensión.

El endurecimiento por deformación significativo observado en la Fig. 9 es debido al crecimiento de grano, mostrándose la evidencia en la Fig. 10.

En el caso de la aleación Ti-6Al-4V, las cinéticas del crecimiento de grano aparece en algún grado, a ser también una función de la velocidad de deformación.

Es claro, de cualquier modo, que a más lentas deformaciones, se producen los más grandes tamaños de grano, particularmente debido a los largos tiempos de exposición. En todos los casos, el crecimiento de grano dinámico es significativamente más grande que el crecimiento estático.

Los efectos del crecimiento de grano pueden también influenciar los datos de la tensión-velocidad de deformación, medidos en las zonas de bajas velocidades de deformación.



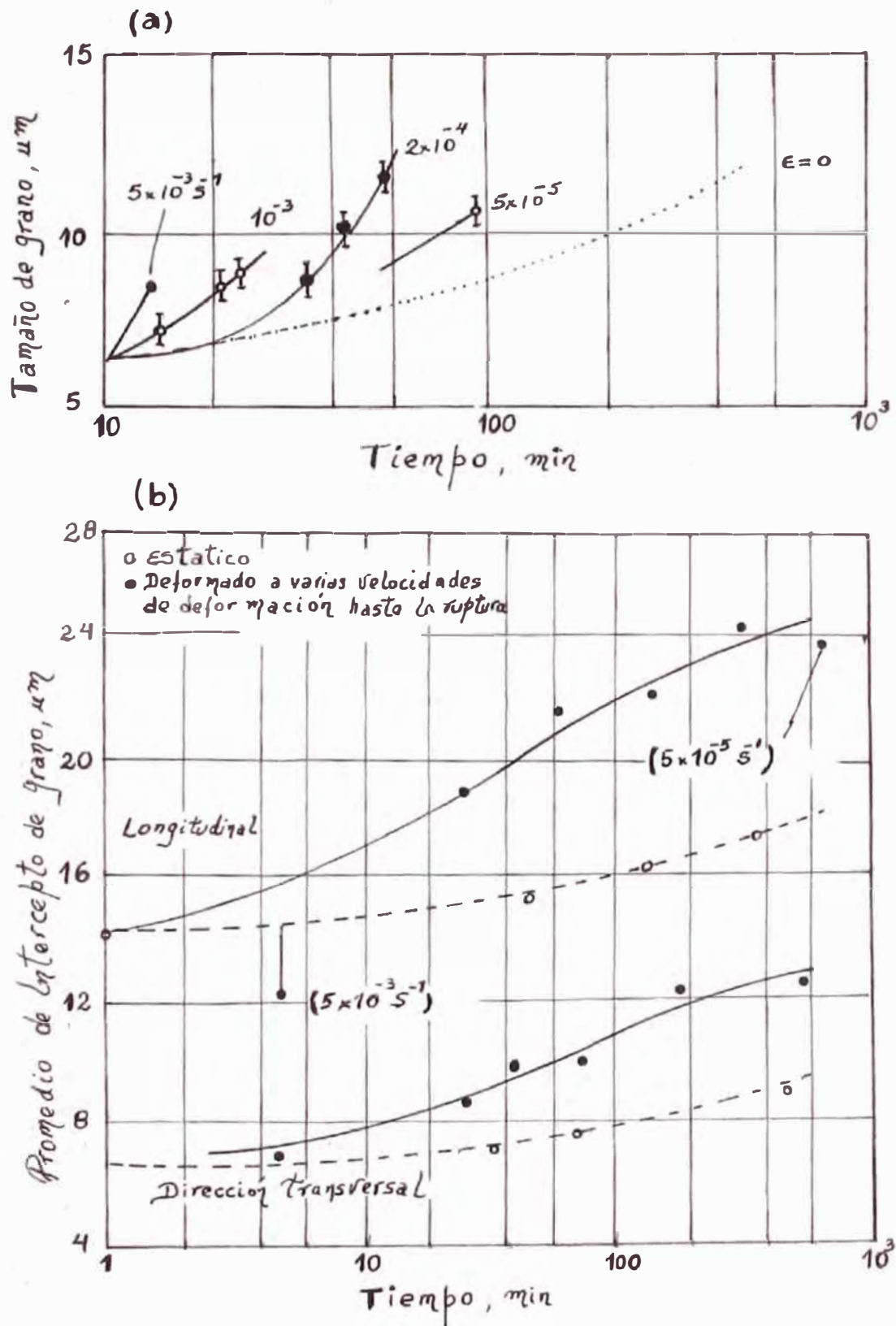


Fig. 10. Cinética de crecimiento de grano a cuatro diferentes velocidades de deformación comparado con cinéticas estáticas para el Ti-6Al-4v a 927 °C con 6,4 micrones (a) y la aleación de aluminio 7475 a 515 °C (b). (Ref. 30).



Esto puede ser entendido consideración de una ecuación de la siguiente forma:

$$\dot{\epsilon} = \frac{A \Omega D_{\text{eff}}}{k T d^3} \sigma + K \sigma^n \dots\dots\dots (II - 6)$$

donde:

- A = constante
- $\Omega$  = volumen atómico
- $D_{\text{eff}}$  = coeficiente de difusión efectivo
- k = constante de Boltzmann
- T = temperatura absoluta
- K = constante
- n = exponente

Designando  $A \Omega D_{\text{eff}} \sigma / kT$  por  $A'$  y si el crecimiento de grano dinámico esta dado por  $d \approx d_0 t^p$ , la porción del creep difusional puede ser reescrito como :

$$\dot{\epsilon}_d = \frac{A' \sigma}{d_0^3 t^{3p}} \dots\dots\dots (II-7)$$

donde  $d_0$  se refiere al tamaño de grano inicial.

Durante el ensayo de velocidad de deformación diferencial con los segmentos de velocidad de deformación constante, si una tensión de  $\sigma_1$  es obtenido en una velocidad de deformación  $\dot{\epsilon}_1$  y una deformación de  $\epsilon_1$ , y  $\sigma_2$  en  $\dot{\epsilon}_2$  y  $\epsilon_2$ , desde la ecuación (II - 7), se tiene:

$$\frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \left[ \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \right]^{3p} \left[ \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \right]^{(1-3p)} \dots\dots\dots (II-8)$$

ya que  $t = \varepsilon / \dot{\varepsilon}$  para un ensayo de velocidad de deformación constante.

La sensibilidad de la velocidad de deformación  $m$  puede ser dado por:

$$m = \frac{\log \left[ \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \right]}{\log \left[ \frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1} \right]} = (1 - 3p) + 3p \frac{\text{Log}(\varepsilon_2 / \varepsilon_1)}{\text{Log}(\dot{\varepsilon}_2 / \dot{\varepsilon}_1)} \quad \dots (II-9)$$

Por lo tanto, la cantidad de deformación acumulada en cada etapa de velocidad de deformación influenciará el valor de  $m$  a través de su influencia sobre la cinética de crecimiento de grano dinámico. Si  $p = 0.25$ [26], entonces en el límite,  $m$  podría variar entre 0.25 y 1 y podría ser responsable para el aparente comportamiento de la tensión a bajas velocidades de deformación.

El crecimiento de grano concurrente indució al endurecimiento, de este modo, hace difícil describir exactamente el comportamiento del flujo superplástico.

Los ensayos de velocidad de deformación diferencial realizados con una mínima acumulación de deformación, son usados como el comportamiento inicial de tensión-deformación de los materiales, y el componente de endurecimiento por deformación es medido y añadido separadamente.

El raciocinio para esto es visto en la Fig. 11, en el cual dos ensayos de velocidad diferencial realizados con deformación superplástica intermedia, claramente muestra que el efecto del endurecimiento no es despreciable.

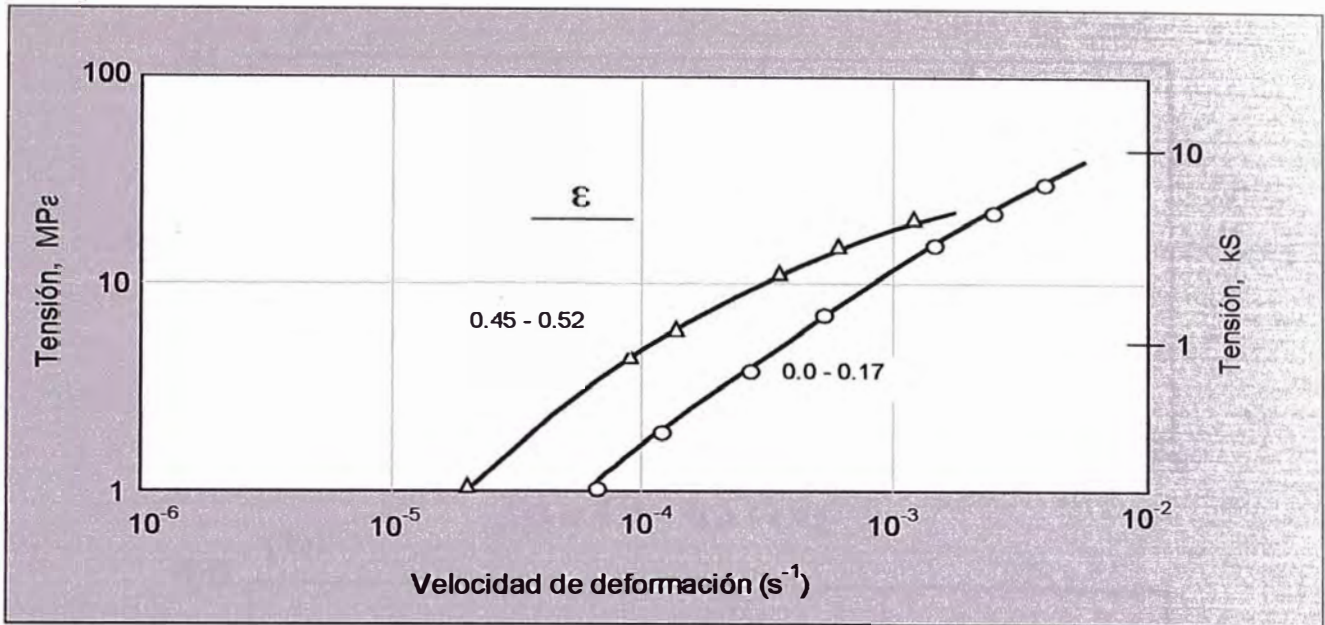


Fig. 11. Tensión Vs. Velocidad de Deformación para 6,4 micrones, en Ti-6Al-4V a 927 °C, inicialmente (esto es, hasta  $\epsilon = 0,17$ ) y después una deformación de 0,45 a una velocidad de  $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . (Ref. 26)

Aunque ello podría no ser obvio desde las pendientes de estos puntos, ya que  $m$  es también influenciado por la deformación y una caída de  $m$  sería esperado sobre la base del crecimiento de grano (Fig. 7).

La dependencia de la deformación de  $m$  puede también ser determinado durante los ensayos de velocidad de deformación constante haciendo incrementar los cambios de velocidad de deformación (Fig. 12a) en una pequeña magnitud.

Con cambios de velocidad de deformación de 25 a 40 % mantenido sobre una deformación plástica de 2 a 3%, la microestructura podría no ser alterado significativamente después de retornar a la velocidad de deformación original. La Fig. 12b muestra la disminución en  $m$  medido desde estos ensayos.

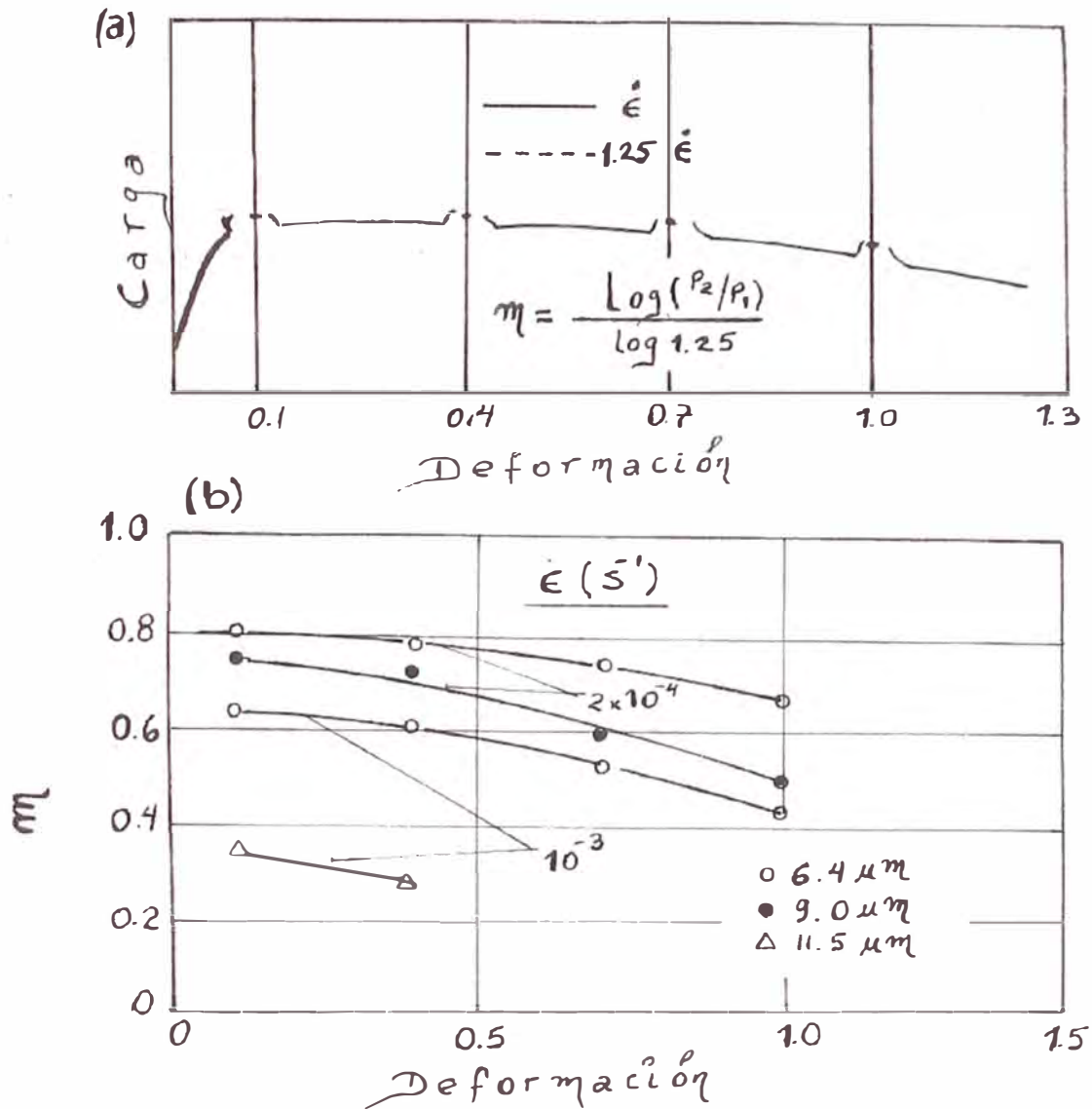


Fig. 12. Representación esquemática (a) mostrando como la medición instantánea de  $m$  puede ser hecho en intervalos periódicos durante el ensayo de tracción por incremento de la velocidad de deformación de 25 % (b) Valor de  $m$  como una función de la deformación de Ti-6Al-4V a 927 °C.

**Algunas consideraciones importantes en la selección y uso de una aleación superplástica son la capacidad de la elongación total, la estabilidad de la microestructura superplástica a alta temperatura, la temperatura y el rango de la velocidad de deformación, sobre el cual la superplasticidad es observado, y la**

velocidad del desarrollo de la cavitación durante la deformación superplástica.

Todos estos factores pueden cambiar en el material y es por lo tanto recomendable chequear cada uno de las propiedades superplásticas as como también las propiedades de diseño

#### **4.- MECANISMOS DE LA SUPERPLASTICIDAD**

Varios mecanismos [50] han sido propuestos para explicar la superplasticidad en materiales bifásicos, enunciando los dos más importantes:

##### **4.1 Primer mecanismo**

El primer mecanismo fue realizado por Bochvar, quien sugirió que son necesarios dos condiciones para observar la superplasticidad.

Estos fueron:

I.- Una variación rápida en la composición de una de las fases con la temperatura y,

II.- Una alta velocidad de difusión a la temperatura de deformación.

El modelo de Bochvar opera como sigue:

Debido a pequeñas variaciones locales en la temperatura de la muestra durante la deformación, la primera condición conduce a un proceso de precipitación en los otros. Este cambio en la composición requiere corrientes de difusión y el movimiento direccional de los átomos ocasiona una deformación viscosa o superplasticidad.

Este mecanismo implica que incrementando el radio de la superficie, el volumen provee una gran área de interfase y decrece la longitud de difusión, el cual mejora la superplasticidad. Los resultados experimentales han demostrado que no es necesario los requisitos de una rápida variación en la composición con la temperatura para la observación de la superplasticidad.

Por ejemplo, las aleaciones Al-Cu (17.3 at %Cu) y Al-Si(11.3 at%Si), ambos con comportamiento superplástico, no tienen grandes variaciones en la composición con la temperatura.

También el mecanismo de Bochvar para el modelo de solubilización- precipitación requiere fluctuaciones de temperatura.

Aparte de las gradientes de temperatura causado por ambientes externos, es improbable que estén presentes fluctuaciones internas de temperatura de suficientemente gran duración, en el cual la suficiente transferencia de masa puede ocurrir en la dirección requerida.

La superplasticidad usualmente ha sido observado en aleaciones eutécticas y eutectoides, el cual ha sido templado desde temperaturas más altas que sus temperaturas invariables. ***Por lo tanto se ha concluido que el proceso de temple introduce un estado metaestable y que este último es necesario para la superplasticidad.***

Starikova y Presnyakov intentaron correlacionar la superplasticidad en aleaciones eutecticas con el alcance de la metaestabilidad de las estructuras templadas.

Ellos asumieron que la composición de la fase metaestable es igual al de la fase en equilibrio en la temperatura de temple e



intentaron correlacionar el número de átomos que se mueven desde las fases metaestable a las fases estables con la elongación total del material.

Ninguna correlación sistemática fue encontrada y los autores concluyeron que estos factores fueron importantes. Presnyakov y Starikova también han intentado explicar la superplasticidad en terminos del balance entre la deformación y la estabilización del estado metaestable. Ningún mecanismo de deformación fue sugerido.

La presencia de una fase metaestable como un requisito para la observación de la superplasticidad es dudosa. En aquellas aleaciones superplásticas el cual han sido investigados con detalle, ninguna fase metaestable ha sido reportado.

Por ejemplo, una evidencia experimental indica que el temple y el tratamiento térmico apropiado de la aleación Zn-Al (22 % en peso de Al), el cual es superplástico, tiene el mismo parámetro red, estructura cristalina y composición que de las aleaciones no superplásticas enfriados lentamente.

Además, ese temple no siempre es un prerequisite para observar la superplasticidad, el cual ha sido demostrado por los resultados de Avery y Backofen sobre la aleación Sn-Pb (26.1 at %Pb).

Estos autores han mostrado que las aleaciones superplásticas Sn-Pb pueden ser preparados no solamente por la fundición normal y subsecuente tratamiento de estas aleaciones, sino también por laminación de chapas de plomo y estaño puro.

De hecho, evidencias experimentales sugieren que la importancia del temple no es suficiente para introducir un estado metaestable cuando ello es para lograr una distribución fina de las dos fases.

## **4.2 Segundo mecanismo**

Avery y Backofen han propuesto un mecanismo en que la superplasticidad es ocasionado por una combinación del creep y de la dislocación. Ellos asumieron que a bajos valores de tensión, el creep es el parámetro dominante de la deformación en materiales superplásticos.

Ellos interpretaron sus datos en las aleaciones superplásticas Sn-Pb en términos del creep y de la dislocación escalonada.

De todos modos, los resultados de una investigación por Backofen sobre las aleaciones superplásticas Zn-Al no estuvieron de acuerdo con las predicciones del modelo de dislocación escalonada, y los autores han sugerido que esta falta de acuerdo fue debido a la deformación mejorada en el sistema Zn-Al.

## **5.- ALEACIONES SUPERPLÁSTICAS**

Debido al requisito del tamaño de grano estable para un metal superplástico, no todas las aleaciones recomendables comercialmente son superplásticos. De hecho, muy pocas aleaciones útiles son superplásticos.

Muchos materiales han sido producidos en el laboratorio o en una planta piloto, pero muy pocos de estos han sido producidos comercialmente [22]. No obstante, hay algunas aleaciones que pueden ser obtenidos (o esperados a ser útiles en el futuro).

A medida que se desarrolla la tecnología de conformado superplástico (SPF), las aleaciones adicionales serán producidas específicamente para este proceso. Un resumen de varias aleaciones superplásticas es presentado en la Tabla 1, con algunas de sus características.

**TABLA N° 1 : PROPIEDADES SUPERPLÁSTICAS DE VARIAS  
ALEACIONES DE ALUMINIO Y TITANIO**

| <b>ALEACION</b>                     | <b>TEMP. DE ENSAYO ( °C)</b> | <b>SENSIBILIDAD DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION (m)</b> | <b>ELONGACION (%)</b> |
|-------------------------------------|------------------------------|--|-----------------------|
| <b>Aluminio</b>                     |                              |  |                       |
| <b>Recristalizado Estáticamente</b> |                              |  |                       |
| Al-33 Cu                            | 450                          | 0.8  | 400 – 1000            |
| Al – 4.5 Zn – 4.5 Ca                | 550                          | 0.5  | 600                   |
| Al – 6 a 10 Zn – 1.5 Mg –0.2 Zr     | 550                          | 0.9  | 1500                  |
| Al – 5.6 Zn – 2 Mg – 1.5 Cu-0.2 Zr  | 516                          | 0.8-0.9  | 800 – 1200            |
| <b>Recristalizado Dinámicamente</b> |                              |  |                       |
| Al-6Cu-0.5Zr (Supral 100)           | 450                          | 0.3  | 1000                  |
| Al-6Cu-0.35Mg-0.14Si (Supral 220)   | 450                          | 0.3  | 900                   |
| Al-4Cu-3Li-0.5 Zr                   | 450                          | 0.5  | 900                   |
| Al-3Cu-2Li-Mg-0.2Zr                 | 500                          | 0.4  | 878                   |
| <b>Titanio</b>                      |                              |  |                       |
| <b>α / β</b>                        |                              |  |                       |
| Ti-6 Al-4V                          | 850                          | 0.75   | 750 – 1170            |
| Ti-6 Al-5V                          | 850                          | 0.70   | 700 – 1100            |
| Ti-6 Al-2Sn-4Zr-2Mo                 | 900                          | 0.67   | 538                   |
| Ti-4.5 Al-5Mo-1.5Cr                 | 871                          | 0.63 – 0.81  | > 510                 |
| Ti-6 Al-4V-2Ni                      | 815                          | 0.85   | 720                   |
| Ti-6 Al-4V-2Co                      | 815                          | 0.53   | 670                   |
| Ti-6 Al-4V-2Fe                      | 815                          | 0.54   | 650                   |
| Ti-5 Al-2.5Sn                       | 1000                         | 0.49   | 420                   |
| <b>β y casi α</b>                   |                              |  |                       |
| Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al                  | 815                          | 0.50   | 229                   |
| Ti-13Cr-11V-3Al                     | 800                          | -  | < 150                 |
| Ti-8Mn                              | 750                          | 0.43   | 150                   |
| Ti-15Mo                             | 800                          | 0.60   | 100                   |
| <b>α</b>                            |                              |  |                       |
| CP Ti                               | 850                          | -  | 115                   |

Particularmente son dignos de atención las aleaciones Ti-6Al-4V, aleación de aluminio 7475 y las aleaciones Supral, el cual son completamente superplásticos y son comercialmente recomendables.

Las aleaciones de titanio han sido encontradas a ser superplásticos cuando son producidos convencionalmente y no han sido necesarios desarrollar modificaciones de la aleación ni métodos de procesamiento especiales para hacerlos superplásticos. De todos modos, esto no ha sido el caso con las aleaciones de aluminio, ya que para producir materiales superplásticos es necesario un procesamiento especial o un desarrollo de la aleación[37].

***La aleación Zn-22 %Al ha sido el foco de una considerable investigación, ya que puede ser fácilmente procesado en la condición superplástica. Por esta razón, esta aleación también ha sido comercialmente recomendable por varias empresas.***

## *CAPITULO III*

# **TECNOLOGIA DE FABRICACION DE LA ALEACION SUPERPLÁSTICA**

### **1.- FUSION**

La fusión de la aleación Zn-22%Al se puede realizar usando hornos a gas, petróleo o de inducción, utilizando crisoles de arcilla, grafito o carburo de silicio; no se recomiendan crisoles de fierro, ya que el aluminio disuelve al fierro, ni tampoco crisoles contaminados con plomo, cadmio y estaño.

En la fusión de esta aleación, se debe tener cuidado con las herramientas que van a ser utilizadas en la fusión del metal, por lo que estas deben estar recubiertas con una pintura refractaria.

Debido a que esta aleación funde a baja temperatura, se debe tener cuidado de no sobrepasar los 700 °C, para así evitar la pérdida de zinc por volatilización.

Esta aleación no es sensible a las variables de fundición, tales como el sobrecalentamiento y la refusión repetida. La variación de la temperatura de colada no afecta a las propiedades mecánicas.

El bajo punto de fusión de esta aleación, conlleva a un menor consumo de energía; pruebas experimentales indican que la energía consumida para fundir esta aleación es de 130 Kwh/t, mientras que para el latón es 400 Kwh/t, para el aluminio 220 Kwh/t y para el fierro fundido 500 Kwh/t. Además, es menor el tiempo de fusión, siendo dos veces más rápido que el aluminio, o tres veces más rápido que el bronce.

La aleación Zn-22 Al no es sensible a la absorción de gases, por lo que no es necesario hacer un tratamiento especial, tal como el desgasificado. Para mejorar el escoreado se puede usar Cloruro de Amonio o Sincrex, el cual es una mezcla de cloruro de amonio y cloruro de zinc. Debido a que este material es higroscópico se debe mantener lejos de la humedad para conservar sus propiedades.

Para la fusión de la aleación Zn-Al-Cu-Mg se debe realizar en primer lugar una pre-aleación de aluminio y cobre a fin de bajar el punto de fusión del cobre y así tener menos pérdidas por exceso de temperatura. Para obtener buenos resultados, se debe fundir en el menor tiempo posible el 75 % de la carga, el cual debe contener la pre-aleación de aluminio y zinc. Una vez fundido, apagar el horno y agregar el 25 % de carga restante.

Durante la fusión se debe agitar el baño, esto es debido al alto peso específico del zinc, el cual se asienta en el fondo, mientras que el aluminio tiende a flotar, produciendo así una aleación fundida heterogénea con alto porcentaje de escoria de óxido de aluminio. El tiempo de colada debe ser el más corto posible para evitar problemas de segregación.

Las composiciones típicas de las aleaciones Superplásticas de Zinc, según la International Lead Zinc Research Organization - ILZRO, es el siguiente:

| <b>ALEACION</b> | <b>A</b> | <b>B</b> | <b>C</b>   |
|-----------------|----------|----------|------------|
| <b>Aluminio</b> | 20-24    | 20-24    | 20-24      |
| <b>Cobre</b>    | -        | 0.4-0.6  | 0.4-0.6    |
| <b>Magnesio</b> | -        |          | 0.005-0.03 |
| <b>Zinc</b>     | Resto    | Resto    | Resto      |



## **1.1 Hornos utilizados**

En la fabricación de esta aleación se puede utilizar los hornos convencionales de fundición no ferrosa, tales como el horno de crisol, rotatorio, inducción, reverbero, etc.

## **1.2 Influencia de los elementos aleantes**

### **1.2.1 Aluminio**

El aluminio tiene una gran influencia en las aleaciones de zinc, siendo las características más importantes el de aumentar la resistencia y la dureza, mejorar la fluidez y aumentar la resistencia a la corrosión.

### **1.2.2 Cobre**

El cobre aumenta la resistencia a la corrosión, la resistencia mecánica, la dureza y la resistencia al creep, pero reduce la resistencia al impacto.

Para conseguir buenos resultados, el porcentaje de cobre no debe sobrepasar el 1 %. Si es mayor tiende a formar fases inestables, ocasionando que sea dimensionalmente inestable.

### **1.2.3 Magnesio**

El magnesio es efectivo en pequeños porcentajes y forma compuestos intermetálicos. El Mg inhibe la corrosión intergranular debido a que el Mg es menos electronegativo que el Zn (la electronegatividad del Mg es 1.2 y del Zn es 1.6). Esto reduce la diferencia de potencial entre el Zn y los eutécticos de Pb, Cd y Sn que se encuentran en los bordes de grano.

Si el porcentaje de Mg es mayor a 0.03 % ocasiona problemas en la fundición, incrementando la fragilidad en caliente de la pieza fundida, principalmente en piezas complicadas donde no se tiene el espacio suficiente para permitir una buena contracción. Además se incrementa la corrosión intergranular, disminuye la fluidez, la resistencia al impacto, la dureza y la elongación.

### **1.3 Técnica de fundición**

La fabricación de la aleación Superplástica Zn-22Al puede realizarse usando las técnicas de fundición no ferrosa tradicional. Los hornos utilizados son los mismos y se puede utilizar hornos de resistencia eléctrica. Las herramientas que están en contacto con la aleación fundida deben ser recubiertas con pinturas especiales.

La fabricación de piezas con esta aleación es recomendable hacerla por colada por gravedad, usando moldes permanentes, también es posible hacerlo por colada por inyección.

Para la práctica de fusión a escala industrial se recomienda seguir los siguientes pasos:

- 1.- Cargar al horno las 3/4 partes de su capacidad y aplicar el calor hasta obtener una ligera fusión del material.
- 2.- Agregar la 1/4 parte restante.
- 3.- Agitar vigorosamente para homogeneizar el metal fundido. Una vez alcanzada la temperatura entre 450 - 510 °C, escorear y agregar el magnesio.
- 4.- Si se utiliza Sincrex (fundente), éste se adiciona cuando se está agitando el baño, luego escorear y finalmente agregar el magnesio.
- 5.- Medir la temperatura y colar en el menor tiempo posible.

### **1.3.1 Sistema de moldeo**

#### **a) Moldes permanentes**

Los moldes de fierro son los más adecuados para esta aleación, también se pueden utilizar moldes de grafito, acero y otros.

Los moldes de fierro fundido usados para el aluminio se pueden usar para esta aleación, solo se tiene que incrementar el espesor de la pared del canal de alimentación debido a que esta aleación tiene un amplio rango de enfriamiento. Los risers utilizados deben ser ligeramente más grandes que los usados para el aluminio.

Para evitar que la pieza se pegue en el molde es necesario recubrir la superficie del molde con grafito o negro de carbón, el cual se puede producir mediante la llama reductora de gas combustible sobre la superficie del molde.

El recubrimiento de grafito debido a su alta conductividad produce una alta velocidad de enfriamiento mejorando el acabado superficial, esto es recomendable para piezas pesadas para reducir defectos o desplazarlos a zonas permisibles.

Los moldes deben ser precalentados a 200 - 260 °C y la temperatura de colada debe ser de 475 a 520 °C.

#### **b) Moldes de grafito**

Los costos se pueden reducir en comparación a los moldes permanentes, usando moldes de grafito; éstos moldes se pueden fabricar a partir de bloques; su costo de fabricación es

de 1/4 a 1/3 del costo de los moldes de acero, mientras que la conformación o maquinado se puede hacer a mano.

Los moldes de grafito permiten obtener una alta productividad debido a su mayor disipación de calor, obteniendo piezas fundidas con un buen acabado superficial y una exactitud dimensional, además se pueden usar las almas comunes en caso de requerir orificios.

### **c) Inyección**

Con esta aleación se puede fabricar en máquinas inyectoras de cámara fría, mientras que las aleaciones comunes (Zamak) se fabrican en máquinas inyectoras de cámara caliente.

## **2.- PROCESOS DE CONFORMADO SUPERPLASTICO**

Se han reportado diversos métodos y técnicas para el conformado de materiales superplásticos, con capacidades específicas y ventajas únicas, el cual desarrollan un grupo de características de conformado.

Los siguientes métodos son los que han sido usualmente usados en las aleaciones superplásticas.

- \* Termoconformado
- \* Embutido profundo
- \* Estampado
- \* Extrusión
- \* Forja
- \* Conformado por soplado
- \* Presión en caliente
- \* Conformado superplástico por difusión

## 2.1.- Termoconformado

El término termoconformado o conformado térmico, ha sido aplicado a los procesos de fabricación de partes, mediante la aplicación de una presión hidrostática a un material superplástico (ya sea aire o líquido), realizado a una temperatura tal, que puede ocurrir el flujo plástico máximo.

Las partes de latón y cobre pueden ser conformados mediante este método, pero debido a las altas presiones requeridas, se necesita el uso de un equipo pesado y estable. Además, debido a que la mayoría de los metales se endurecen por el trabajado mecánico, es usualmente requerido un recocido intermedio.

De aquí que el uso de este método de fabricación ha sido adoptado casi exclusivamente a las industrias del vidrio y plástico.

***El bajo esfuerzo de flujo plástico ( $\sigma$ ) y sus altas sensibilidades de la velocidad de deformación ( $m$ ) de las aleaciones superplásticas de zinc***, permite el uso de presiones bajas de conformado, para obtener una gran elongación uniforme durante el conformado a presión.

Debido a estos factores, actualmente el termoconformado es el proceso de mayor uso comercial. Los métodos de conformado térmico han sido adoptados desde la tecnología de los plásticos para el conformado de metales superplásticos y algunas veces estos métodos usan una matriz movable o ajustable conjuntamente con una presión de gas o al vacío [39,40,41].

El procedimiento básico para el termoconformado es como sigue:

(1) El material superplástico y el molde son calentados a la temperatura de conformado de  $260 \pm 5$  °C.

- (2) Sujetar el material superplástico, entre la cavidad del molde y una plataforma opuesta.
- (3) Aplicar la presión del aire para forzar al material superplástico, y así llenar la cavidad del molde (el vacío puede ser aplicado a la parte opuesta si fuera deseado).
- (4) La parte formada puede ser tratada térmicamente en el molde mediante el calentamiento sobre 275 °C, para destruir el carácter superplástico.
- (5) Evacuar la parte formada y sujetar hasta el enfriamiento.
- (6) Si fuera necesario, cortar o emparejar la parte conformada.

La Fig. 13, muestra dos ejemplos de los métodos de termoconformado. En la Fig. 13(a) se observa un punzón macho el cual es usado para deformar la plancha superplástica, seguido por una aplicación de una presión de gas para forzar a la plancha contra la matriz configuracional y así completar la operación del conformado.

En la Fig. 13(b), el primer paso involucra la formación de una burbuja, mediante el soplado de compresión en la lamina, contra la matriz.

La matriz es entonces movido hacia la burbuja de compresión, y la presión es invertida para completar la burbuja de compresión, y así conformar la forma de la matriz.

La Fig. 14, ilustra otros dos métodos que emplean una matriz movible que ayuda al preforzamiento del material, antes que la presión del gas sea aplicado. En este caso, la presión del gas es aplicada desde la misma parte de la plancha que la matriz movible.

Estas técnicas proveen diferentes modos de producir chapas de partes y son efectivos para controlar las características de la disminución del espesor de la parte acabada.



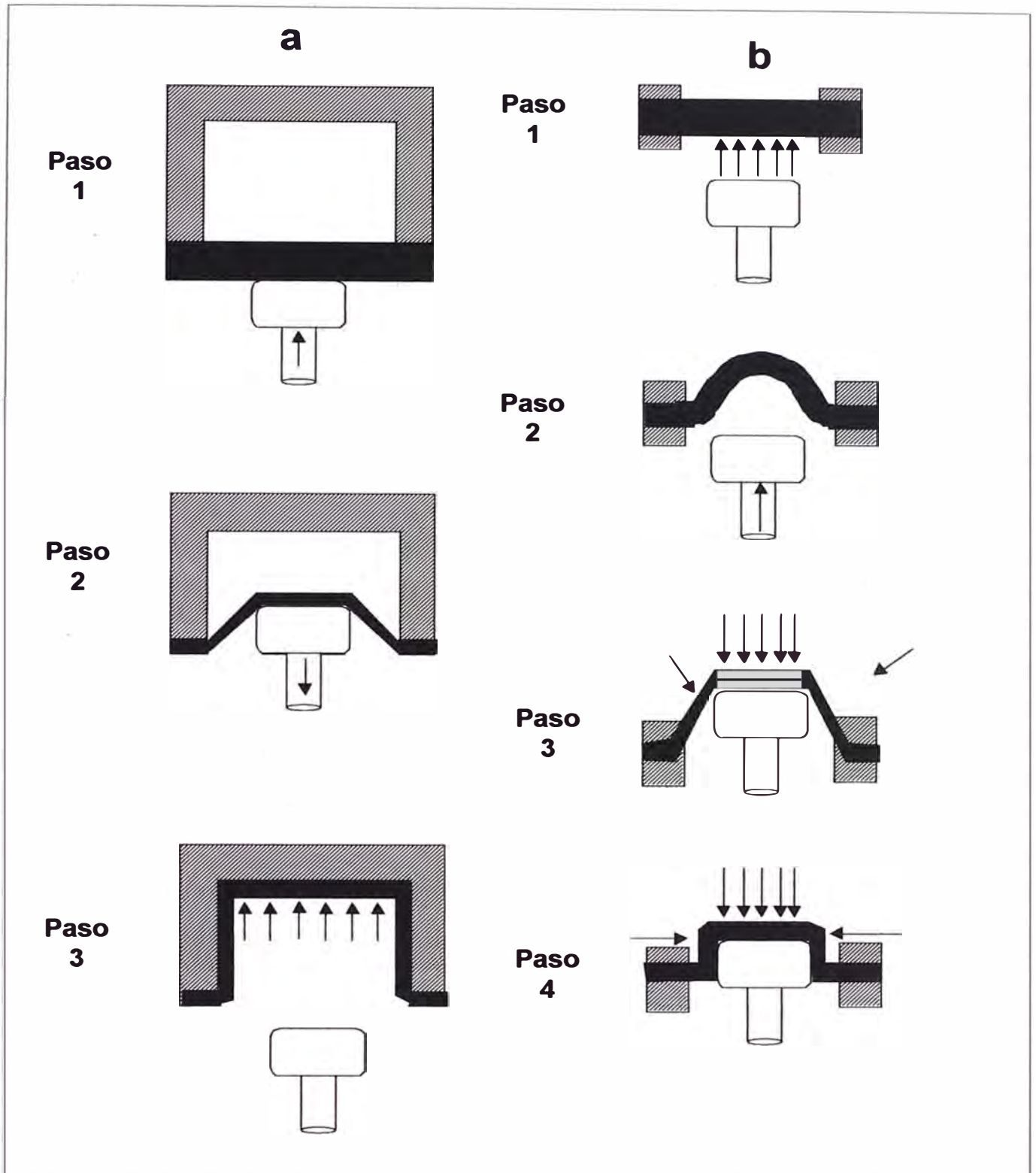
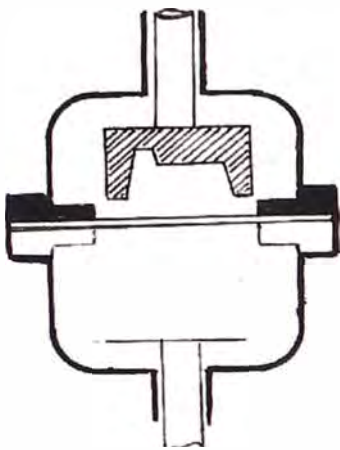
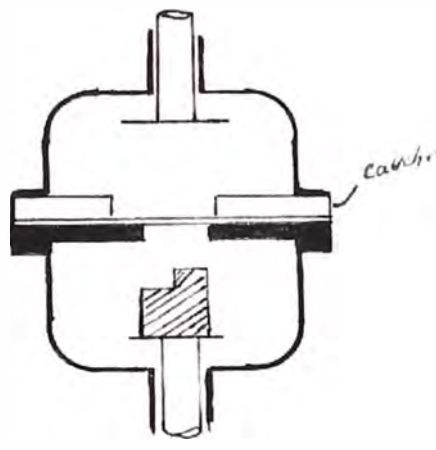


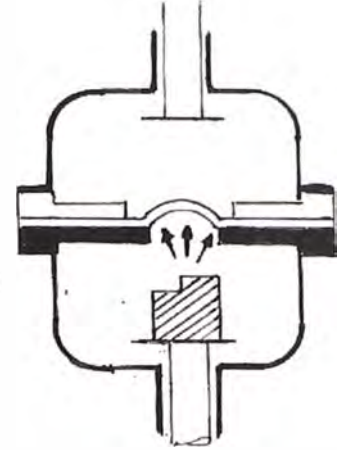
Fig. 13. Ejemplos de métodos de termoconformado usado para el conformado superplástico.



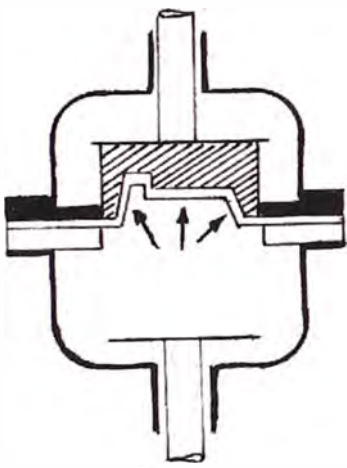
Paso 1



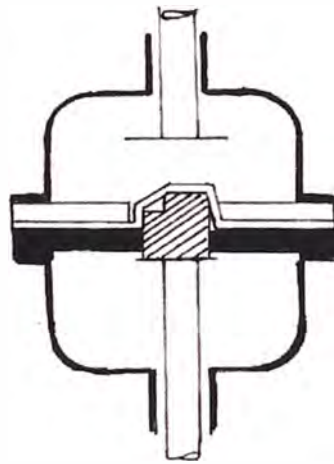
Paso 1



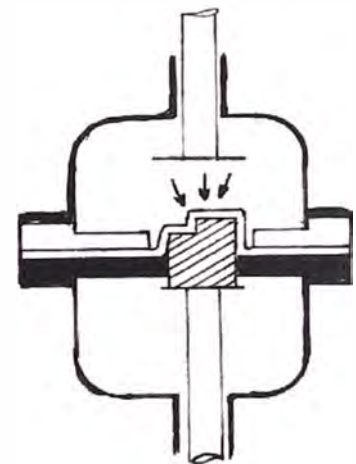
Paso 2



Paso 2



Paso 3



Paso 4

a)

b)

Fig. 14. Métodos de termoconformado que usa gas y matriz movable para producir partes desde aleaciones superplásticas (a) conformado hembra (b) conformado macho.

***Notar que la temperatura de conformado esta dictado por las propiedades básicas de la aleación, ya que las propiedades superplásticas son pobres bajo 260 °C, mientras que sobre 275 °C, las propiedades superplásticas son destruidas.*** Esto es la base del tratamiento térmico in situ mencionado. La presión óptima de conformado es una función del espesor de la plancha, de la geometría final y de la temperatura.

El uso de técnicas de termoconformado fue mostrado usando aparatos, tales como los mostrados en las Fig. 15 y 16.

El equipo consistió de dos cámaras cilíndricas, cada uno de 190 mm de diámetro interno por 178 mm de profundidad, y un apizonador hidráulico, colocado en el fondo de la cámara, el cual es capaz de subir y bajar.

El material usado en el termoconformado fue una plancha de Zn-22 Al-1.5 Cu de 1.27 mm de espesor. Para la matriz convexa de arriba, la deformación fue restringida en el centro de la chapa y esta concentrado en el área externa, como se muestra en la Fig. 17, en el cual la parte alta central es más delgada que las áreas adyacentes.

Este espesor fue modificado substancialmente por el uso de una matriz cóncava, como se muestra en la Fig. 18.

En este caso, el diafragma superplástico fue formado en la matriz cóncava por una presión de gas, y el gas es lentamente separado hasta que alcanza al fondo. El diafragma preformado fue entonces formado en la cámara superior cilíndrica de la misma manera que la figura previa.

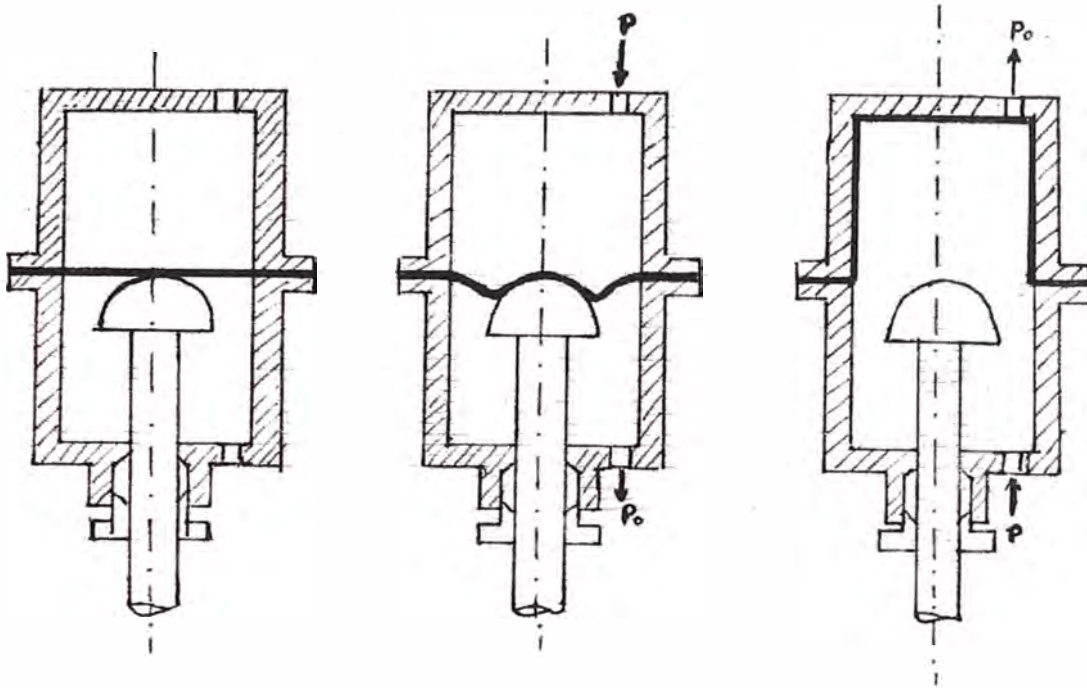


Fig. 15. Aparato para materiales superplásticos para termoconformado, usando una matriz convexa para controlar el adelgazamiento. (Ref. 40).

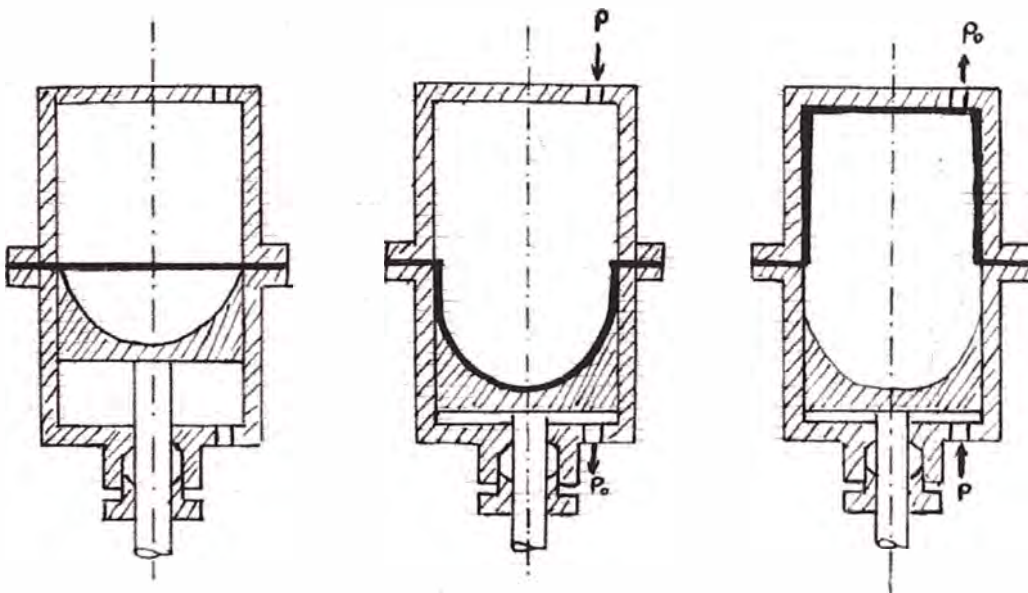


Fig. 16. Aparato para materiales superplásticos para termoconformado, usando una matriz cóncava para controlar el adelgazamiento. (Ref. 40).

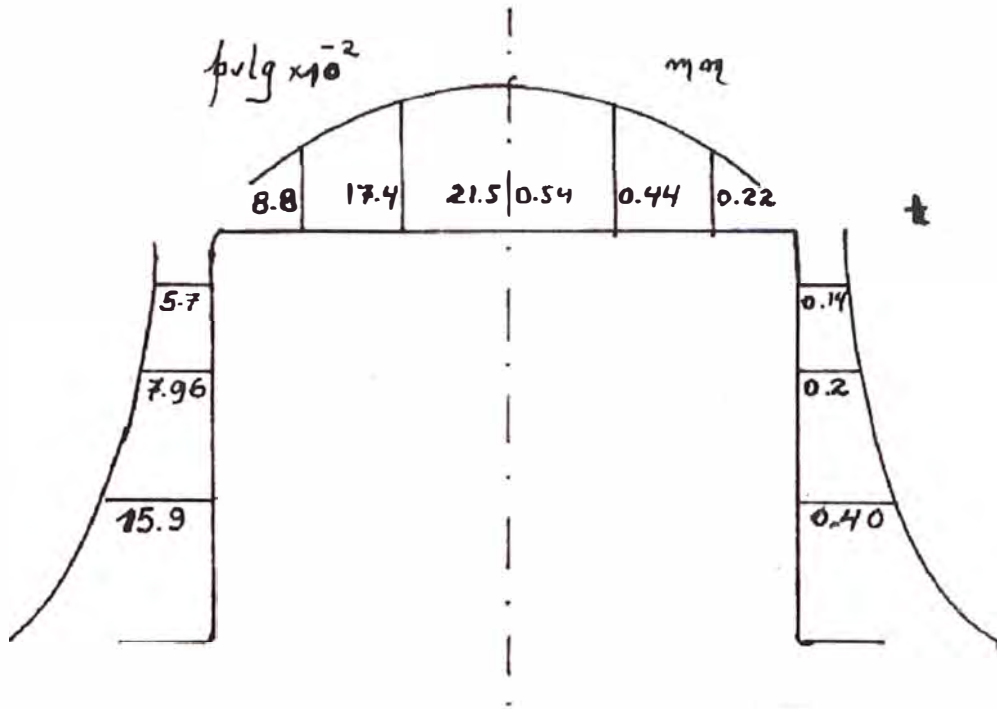


Fig. 17. Espesor para la configuración formada con una matriz convexa, como se muestra en la Fig. 15. El material es Zn-22 Al-0,15 Cu a la temperatura de conformado de 250 °C.

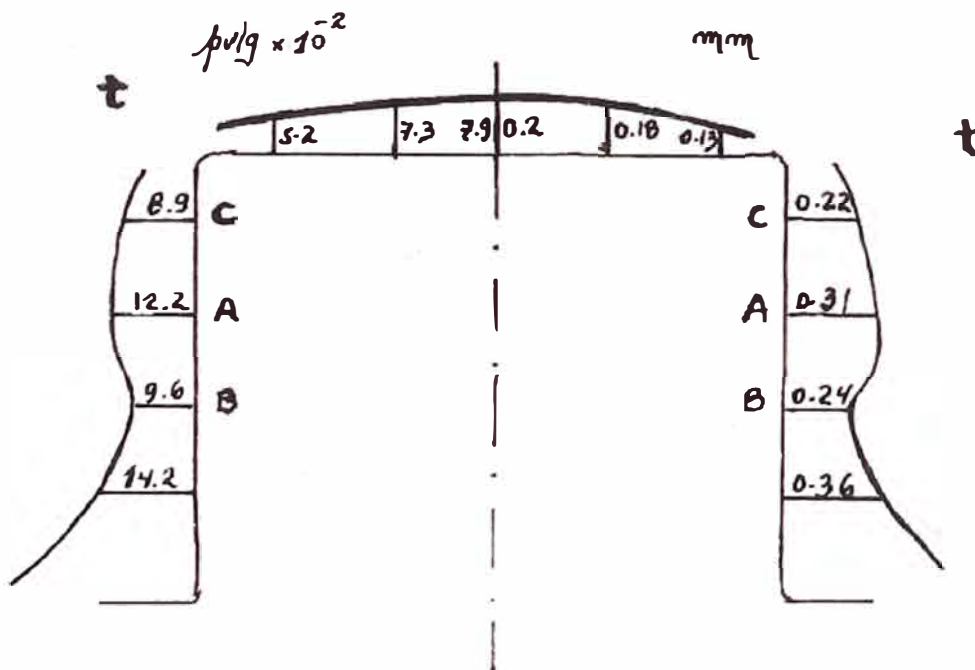


Fig. 18. Espesor para la configuración formado con una matriz concava, como se muestra en la Fig. 16. El material es Zn-22 Al-0,15 Cu a la temperatura de conformado de 250 °C.

## 2.2.- Embutido profundo

Un método para medir la capacidad de un material para el embutido profundo, esta basado en la medición de la máxima longitud de la copa, el cual puede ser expresado como el factor LDR (radio límite de embutición), el cual es calculado como sigue:

$$\text{LDR} = \frac{\text{Diámetro de la plancha}}{\text{Diámetro del punzón}} \quad \dots\dots\dots \text{(III-1)}$$

Algunos valores típicos a la temperatura ambiente para materiales comúnmente usados en embutido profundo son:

| MATERIAL                              | L.D.R. |
|---------------------------------------|--------|
| Acero calmado con aluminio (recocido) | 2,30   |
| Cobre (recocido)                      | 2,22   |
| Latón 65/35                           | 2,15   |
| Aluminio 5052 (recocido)              | 2,13   |
| Zilloy 20 (titanio - zinc)            | 1,85   |

Como se puede notar, el mejor material recomendable para el embutido es el acero calmado con aluminio (recocido), el cual es producido por laminación.

Las aleaciones superplásticas de zinc pueden ser embutidos profundamente con un LDR de aproximadamente de 4.17 a 270 °C, en una velocidad de embutido de 15 pulg./min. (38 cm/min.).

Debido a que las aleaciones no se endurecen por deformación, ningún recocido es requerido entre las deformaciones.



En suma, el alto LDR permite el embutido de partes difíciles tales como cascos de lápiz de labios o punta redonda de los lapiceros, en una simple operación.

Debido a la naturaleza básica de las aleaciones superplásticas del zinc, el proceso de embutido es sensible a la velocidad y la máxima velocidad de embutido ha sido encontrada a ser de 70 pulg/min. (17.8 cm./min.), con un LDR de 3.125.

Si el LDR requerido no es severo, se pueden lograr velocidades de embutido muy altas, por ejemplo 1000 pulg./min. (2540 cm/min.) con un LDR de 2.0.

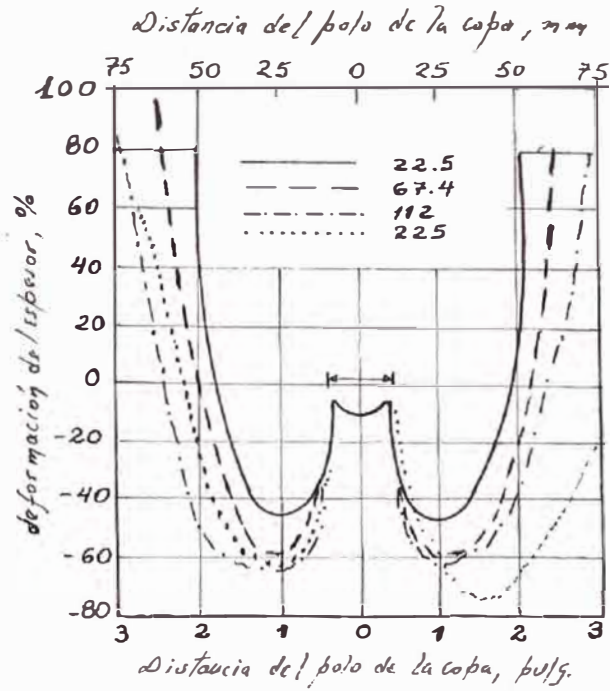
En general, las cargas de embutido son de 1000-2000 lb (450-900 Kg) dependiendo del espesor de la plancha, geometría de la copa, LDR y velocidad de embutido requerido.

Por comparación debiera ser notado, que el latón, aluminio y otras aleaciones pueden ser fácilmente embutidos con un LDR de 2, pero solamente las aleaciones de zinc superplásticas pueden ser embutidos con facilidad sobre esta cifra. Una técnica que tiende a mejorar la embutibilidad de las aleaciones superplásticas de zinc, es como se muestra en la Fig. 19 [42].

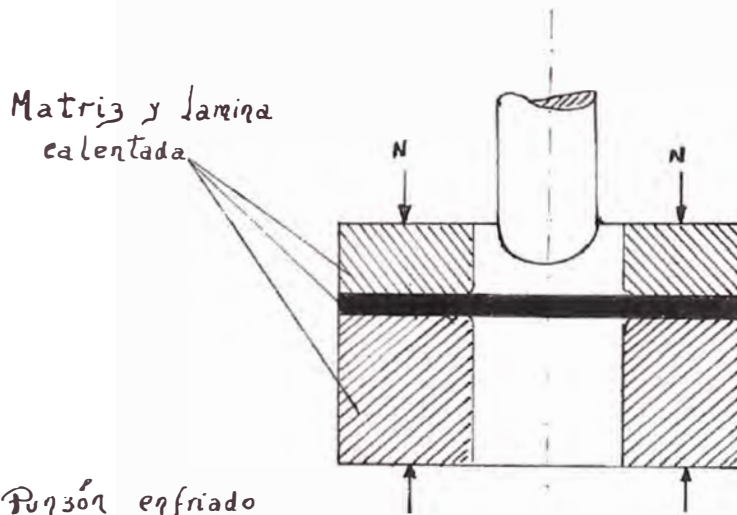
Este método usa un punzón enfriado a una temperatura por debajo del material de conformado superplástico, mientras que la matriz de sujeción es mantenida en la temperatura de conformado.

Es demostrado que esta técnica de temperatura diferencial permitió un incremento en el LDR desde valores menores de 2.4 para las condiciones isotérmicas, a más de 3.75 para el método de temperatura diferencial. Las características del adelgazamiento del material, para este proceso son mostradas en la Fig. 19.



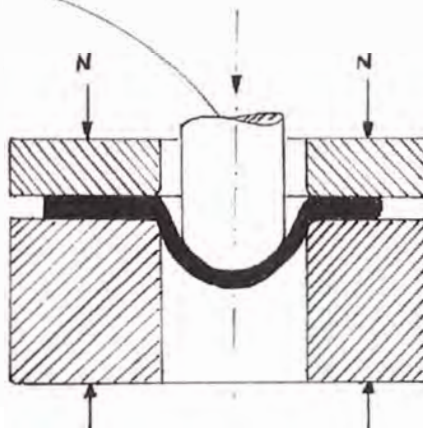


(a)



(b)

Punzón enfriado con agua



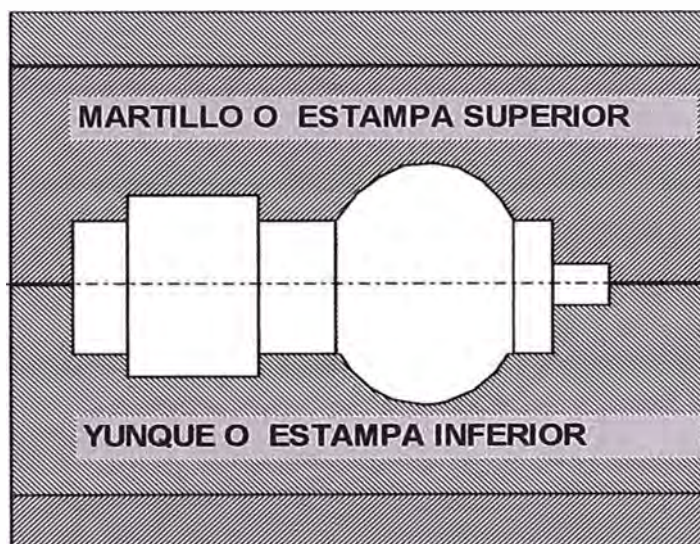
(c)

Fig. 19. Punzón colocado para el embutido superplástico a) Gráfico mostrando las características de adelgazamiento de una lamina tratada de 59.9 mm de la aleación Zn-21Al-1Cu-0.1Mg que fue formado a 230 °C. La velocidad del punzón fue de 33.0 mm/min y la carga máxima fue de 2150 N (483 lb). Radio de Embutido: 3.75

Se ve que ocurre un adelgazamiento ligero sobre la nariz del punzón (frío), y también un adelgazamiento substancial en el material adyacente al punzón. La amplitud del adelgazamiento en el material adyacente al punzón depende de carga sujetadora del material superplástico, pero incrementa el radio de embutido y decrece la velocidad del punzón.

### 2.3.- Estampado

La forja con estampado, es básicamente una operación de forjado a baja velocidad en una matriz cerrada, en el cual un material es forzado por compresión hasta llenar una cavidad de la matriz. Fig. 20.



*Fig.20. Esquema del estampado en caliente*

Para que sea recomendable el estampado, el material no debería tener solamente un bajo esfuerzo de flujo plástico (flow stress), sino también debe ser capaz de sufrir una gran cantidad de deformación plástica, sin que ocurra la fractura o el endurecimiento.

Los plásticos son frecuentemente estampados, mientras que algunos aceros pueden ser estampados, pero se requiere altas temperaturas y de una maquinaria pesada.

El estampado de las aleaciones superplásticas de zinc puede ser realizado con facilidad, ya que estas aleaciones poseen (de baja a moderada velocidad de deformación) un bajo esfuerzo de flujo plástico, característico de los plásticos.

El esfuerzo de flujo plástico de las aleaciones de zinc en el estado superplástico a la temperatura de trabajo de 270 °C es alrededor de 1200 psi (80 MPa) en una velocidad de deformación de 1 pulg/pulg/min (2.54 cm/(cmxmin)) y esto significa que una gran cantidad de flujo plástico puede ser acompañado con presiones relativamente bajas.

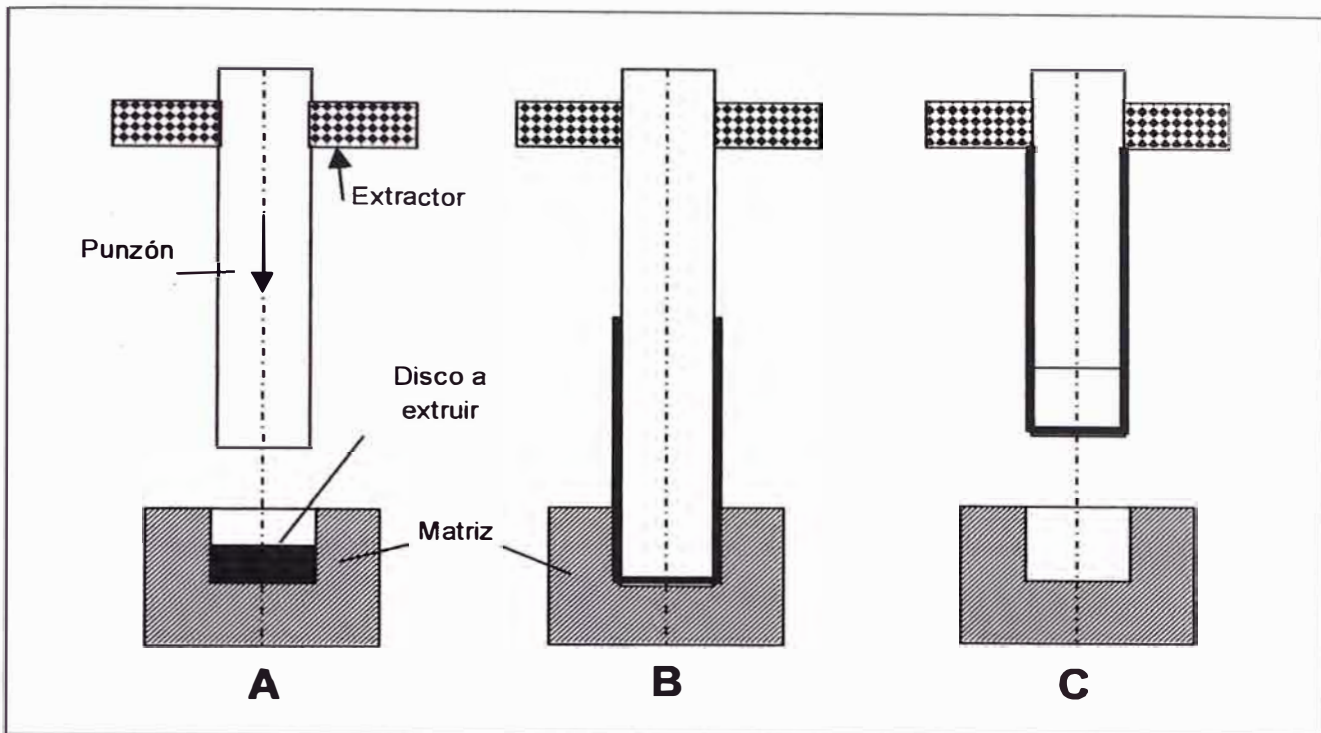
Los ensayos han mostrado que se requieren presiones entre 1000 y 5000 psi (50 y 340 MPa), dependiendo de la complejidad de la parte a ser estampada.

Como se mencionó previamente, un simple tratamiento térmico después del conformado removerá el carácter superplástico de la aleación y mejoraran las propiedades físicas y mecánicas.

#### **2.4.- Extrusión**

La aleación superplástica Zn-Al puede ser realizada mediante el proceso de extrusión para formar diferentes formas de perfiles, siendo las velocidades de producción relativamente rápidas y aplicándoseles cargas o presiones no muy elevadas, a fin de proteger tanto a las prensas como a las herramientas usadas.

Uno de los métodos más utilizados es por medio de la extrusión inversa, Fig. 21.



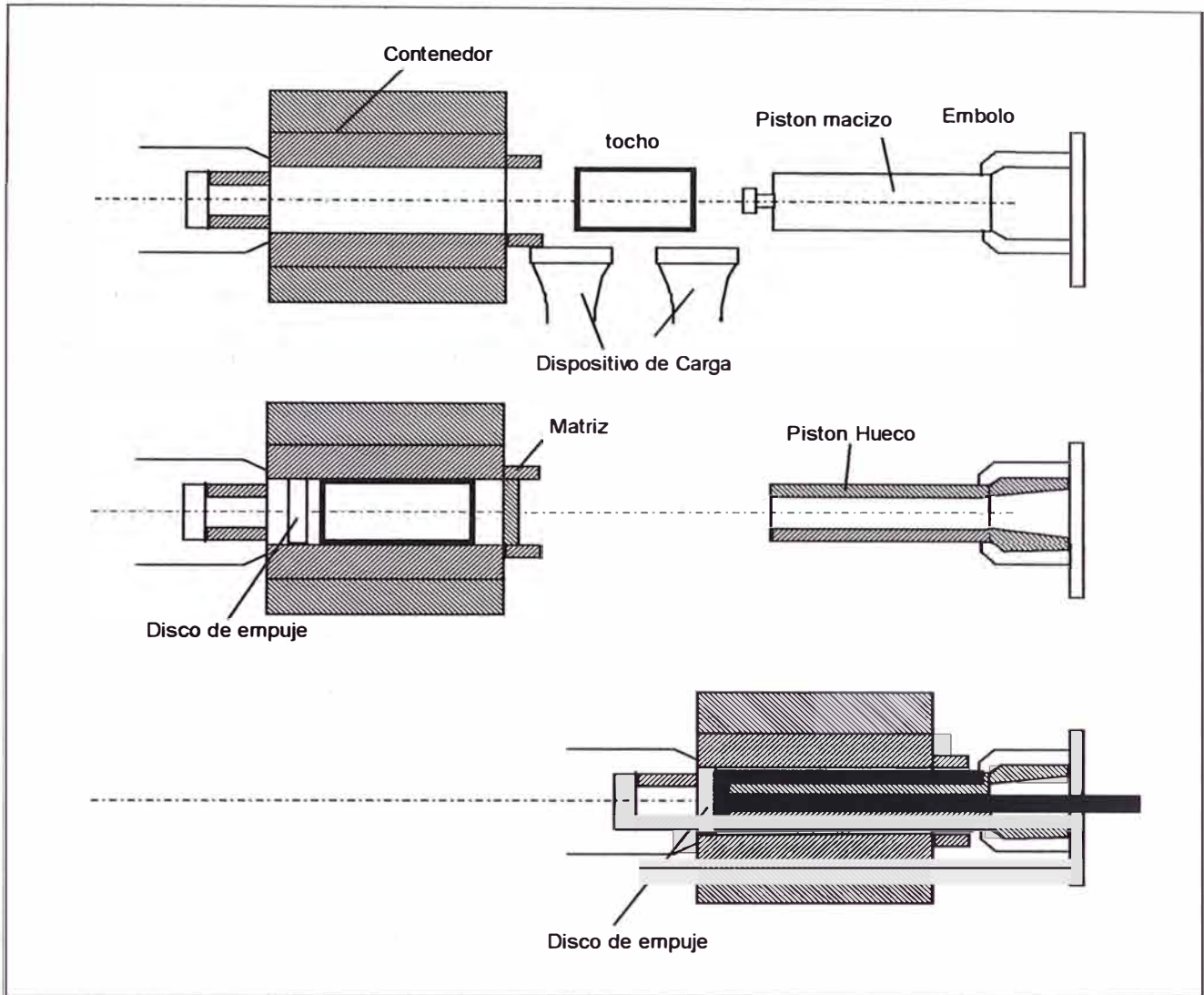
*Fig. 21. Extrusión inversa (A) Prensa preparada con el disco de material en la matriz (B) Extrusión (C) Expulsión de la pieza extruida.*

Los parámetros óptimos de la extrusión inversa son los siguientes:

|                               |            |
|-------------------------------|------------|
| Temperatura óptima de trabajo | 290 °C.    |
| Velocidad del cabezal         | 7.6 mm/mt. |
| Relación de extrusión         | 10 a 1.    |
| Lubricante                    | Bardahl 2. |

Para disminuir la carga de extrusión se usan dados con anillos y guías, Fig. 22.

La temperatura de extrusión en la que se requirió una menor carga fue la de 290 °C, esto es explicable, por la presencia de la transformación eutectoide en el sistema Zn-Al, es decir, por debajo de la temperatura eutectoide, se facilita más la extrusión que a la temperatura por encima de la misma, por otro lado, la carga de extrusión se ve fuertemente influenciada por la velocidad de deformación, aunque parece presentar cierta tendencia a estabilizarse a velocidades mayores.



*Fig. 22. Desarrollo del proceso de extrusión inversa.*

Este comportamiento es explicable ya que las velocidades de extrusión utilizadas producen velocidades de deformación de  $1.9 \times 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$  a  $2.4 \times 10^{-1} \text{ seg}^{-1}$ , estos valores están cercanos al límite superior de la velocidad de deformación superplástica Zn-Al.

## 2.5.- Forja

Las aleaciones superplásticas tienen un bajo esfuerzo de flujo plástico, cuando son deformados a bajas velocidades de deformación. Este esfuerzo se incrementa rápidamente con la velocidad de deformación.



Con el desarrollo de las aleaciones superplásticas el cual a temperatura ambiente tienen buenas propiedades mecánicas y físicas, ha sido deseable evaluar técnicas económicas para producir partes precisas forjadas utilizando las propiedades superplásticas de estas aleaciones.

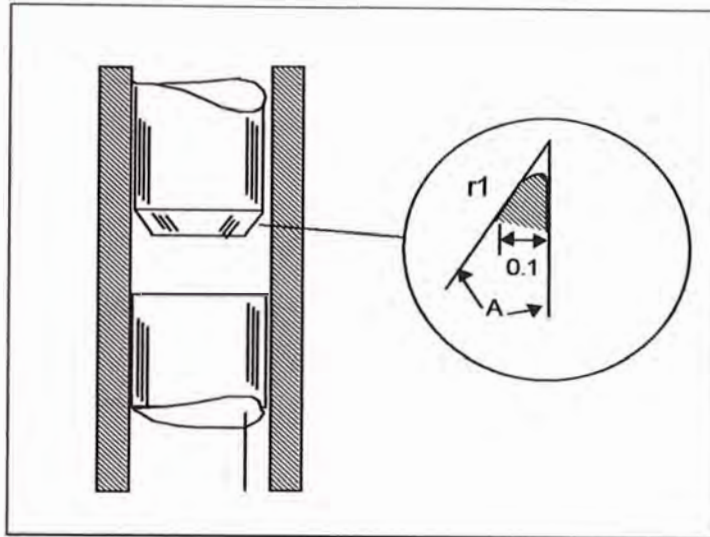
La aleación Zn-Al-Cu-Mg ha sido utilizada como una forma de producir piezas por el proceso de forja [43]. La composición de la aleación es como sigue:

| Aluminio (%) | Cobre (%) | Magnesio (%) | Zinc (%) |
|--------------|-----------|--------------|----------|
| 22,1         | 0,95      | 0,0045       | Balance  |

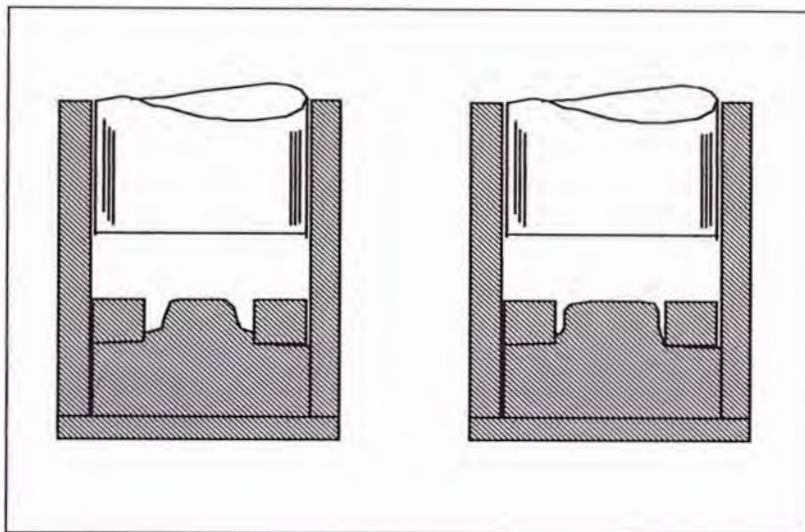
La aleación es preparada de materiales puros. La aleación ha sido fundida en palanquillas de extrusión de 127 mm, usando la técnica de colada vertical. Las palanquillas fueron tratadas por solubilización a 365 °C por 48 hr., templados en agua y subsecuentemente extruidos a 260 °C

El proceso de forja fue realizado a la temperatura de 250 °C, manteniendo a una velocidad del pistón de 0.5 mm/seg, con presiones hasta 262 MPa, y utilizando un lubricante de aceite mineral.

En las Figs. 23 y 24, se esquematizan el diseño y las herramientas usados para el proceso de la forja.



*Fig. 23. Esquema del martinete para el proceso de forjado.*



*Fig. 24. Esquema del martinete de precisión.*

## **2.6.- Conformado por sopló y al vacío**

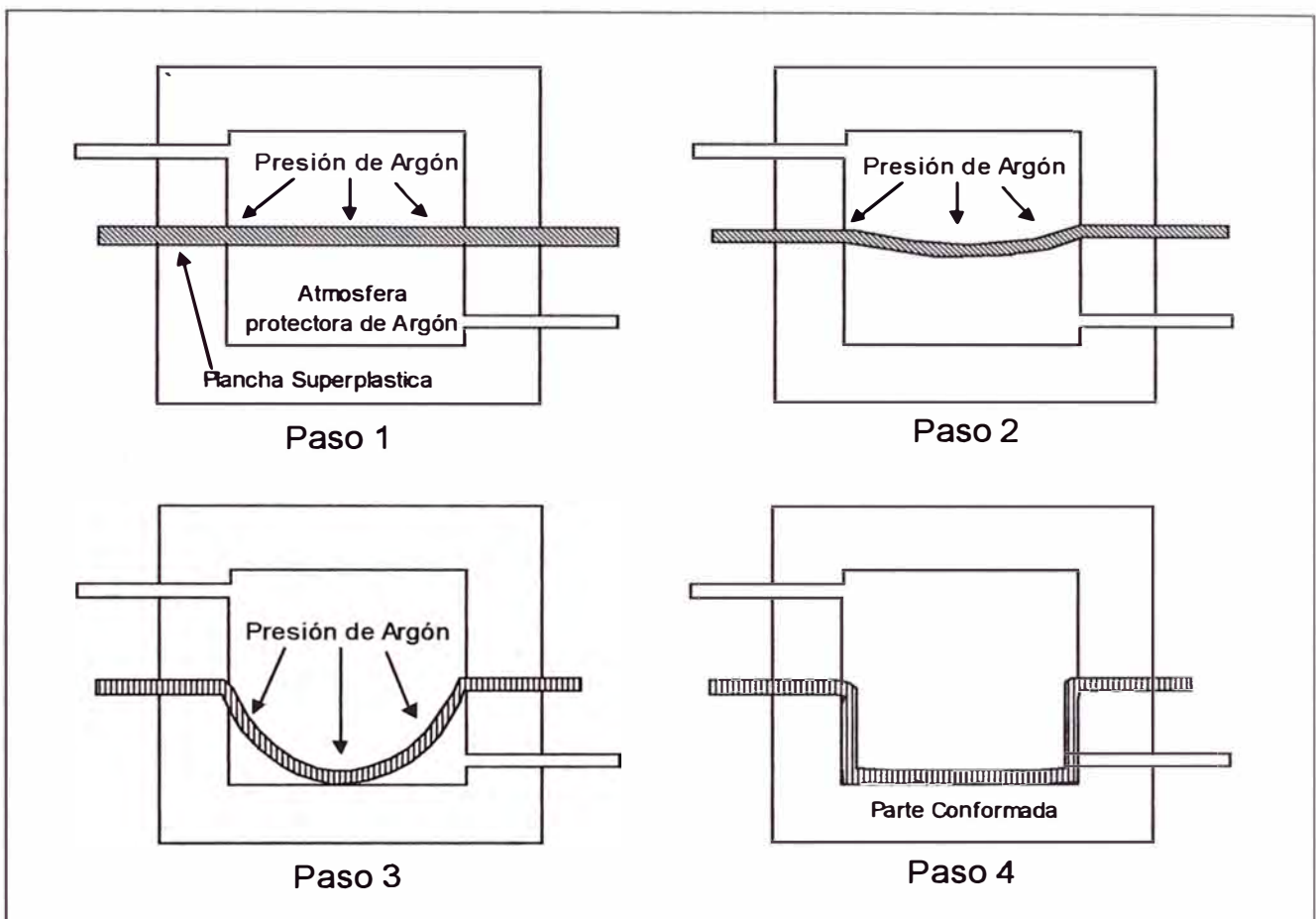
El conformado por sopló y al vacío es básicamente el mismo proceso (algunas veces llamado conformado por esforzamiento). La técnica se basa en que una presión de gas es impuesto sobre el diafragma superplástico, produciendo al material un conformado dentro de la configuración de la matriz [23,38,40].

En el conformado al vacío, la presión aplicada esta limitado a la presión atmosférica (esto es 100 kPa o 15 psi) y por lo tanto es limitada la velocidad de conformado y la capacidad.



En el conformado por soplado, es aplicada una presión adicional, desde un reservorio de gas a presión y solamente están relacionadas las limitaciones a la velocidad de la presión del sistema y a la presión de la fuente de gas. Una presión máxima de 690 a 3400 kPa (100 psi a 500 psi) es típicamente usado en este proceso.

El método de conformado por soplado es ilustrado en la Fig. 25, el cual muestra una sección transversal de las matrices y el diafragma de conformado.



*Fig. 25. Esquema de la técnica de conformado por soplado.*

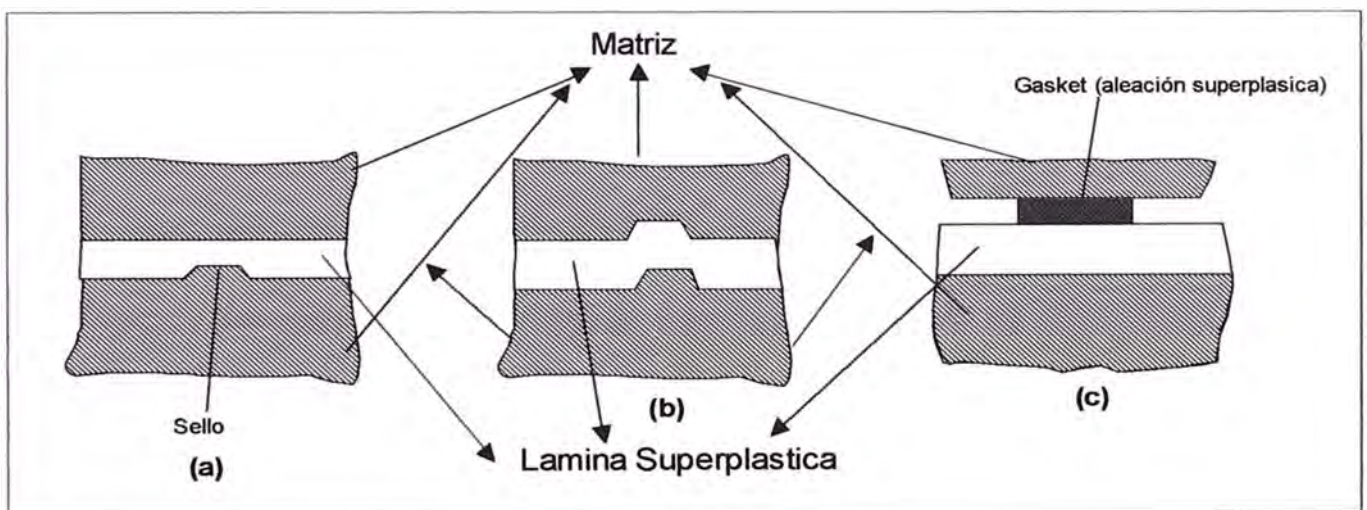
En este proceso, las matrices y material de la plancha son normalmente mantenidos a la temperatura de conformado, y es impuesta la presión de gas sobre la lamina, causando a la lamina para formar dentro de la matriz inferior; el gas dentro de la cámara de la matriz inferior es simplemente ventilado a la atmósfera.

La cámara de la matriz inferior puede también ser sujeta bajo el vacío, o una presión inversa puede ser impuesto para suprimir la cavitación si fuera necesario.

La velocidad de presurización esta normalmente establecido, tal que las velocidades de deformación inducido en la chapa de conformado son mantenidas en el rango superplástico. La velocidad de presurización esta determinado por prueba y error o por la aplicación del método de modelaje analítico [43,44].

Esta presión es generalmente aplicado lentamente, para prevenir una velocidad de deformación demasiado rápido y consecuentemente una ruptura de la parte. La periferia de la chapa es sujeta en una posición fija.

Es común usar un sello maquinado dentro de la matriz, alrededor de la periferia, como se muestra en la Fig. 26, para asegurar a la chapa de un posible resbalamiento.



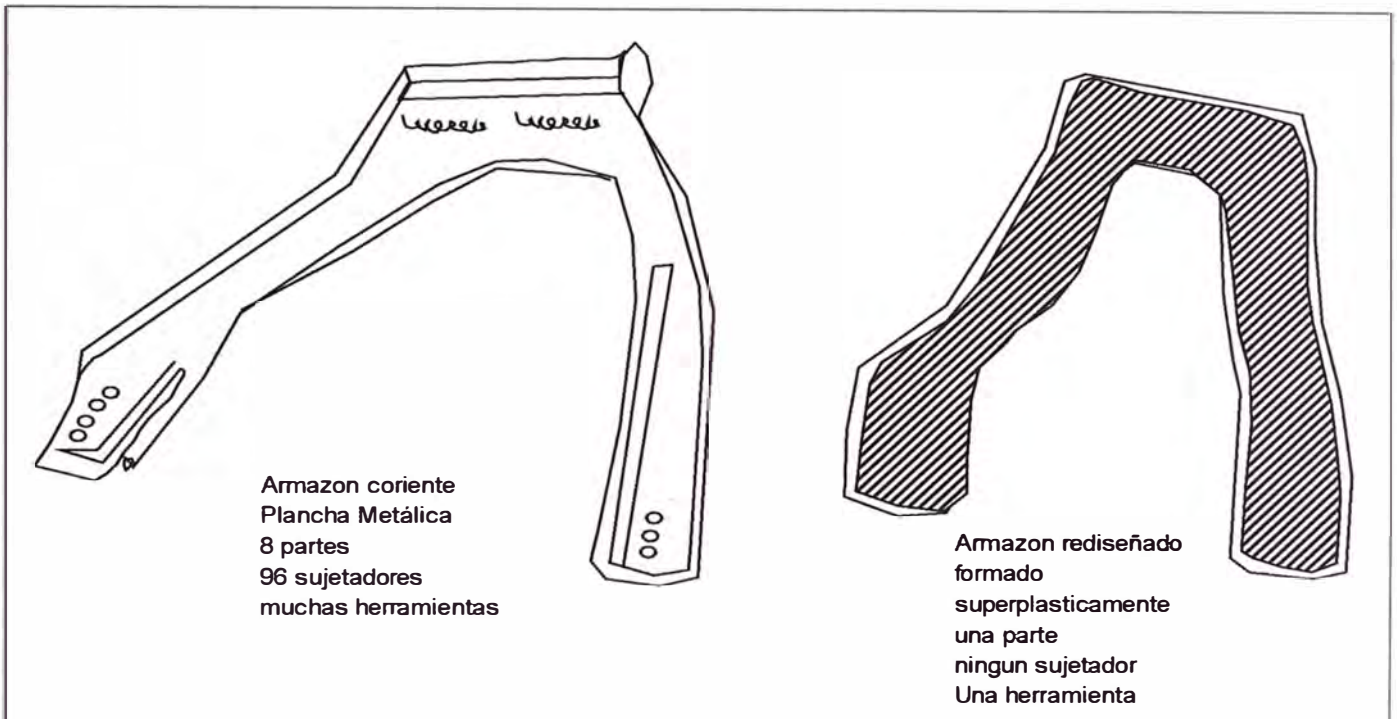
*Fig.26. Métodos de sellado que han sido usado alrededor de la lamina para dar una adecuada presión durante el conformado. Las secciones (a) y (b) utilizan sellos maquinados y (c) muestra el uso de un marco superplástico.*

Por lo tanto, la lamina superplástica se deforma en la cavidad de la matriz y todo el material usado para formar las partes viene desde la lamina cubriendo la cavidad de la matriz.

Esto resulta en un considerable adelgazamiento de la chapa para partes complejas y de un embutido profundo, y puede también resultar en gradientes significantes en el espesor de la parte acabada.

Este proceso esta siendo crecientemente usado para fabricar partes estructurales y ornamentales de titanio, aluminio y otros metales.

Un ejemplo del proceso aplicado es el conformado de una estructura de avión de titanio, el cual es ilustrado en la Fig. 27 [45].



*Fig. 27. Armazón de una barquilla de avión de Ti-6Al-4V, que fue rediseñado desde una configuración convencional a una optima para el conformado superplástico, teniendo pocas partes y sujetadores. La versión rediseñada de este avión B-18, teniendo 0.161 m<sup>2</sup> de área, resulto en ahorro de 33% peso y 55% en costo, sobre un ensamblaje convencional.*

En este caso el conformado es conducido a casi 900 °C y el gas inerte (argón) es usado en ambas partes de la chapa para minimizar la oxidación y la degradación de la superficie, debido a la reactividad del titanio. El uso de tales gases protectivos no es usualmente necesario para aleaciones de aluminio.

Grandes y múltiples formas complejas pueden ser fácilmente conformados por este método, con la ventaja de no mover matrices (esto es, ningún mecanismo de doble accionamiento) y no requiere matrices complicados, permitiendo así un incremento en la velocidad de producción para algunas partes.

## **2.7.- Presión en caliente**

La metalurgia de polvos ha sido largamente usado como un modo práctico y conveniente para fabricar formas complejas sin requerir un maquinado severo.

Con polvos metálicos convencionales, es requerido el sinterizado subsecuente a la prensa en caliente de la parte, para desarrollar una resistencia aceptable.

Debido a las propiedades de las aleaciones de zinc superplásticos, es posible desarrollar piezas compactas satisfactoriamente sin la necesidad de sinterizar. La presión en caliente de polvos de aleación de zinc superplástico, debe ser llevada a cabo en una matriz de grafito, alrededor de 270 °C.

Actualmente, estas técnicas de trabajo son limitadas, pero algunos ensayos han sido mostrados, y se han obtenidos valores altos de resistencia a la tracción y elongación, prensando a una presión aproximada de 30 ton/pulg<sup>2</sup> (4200 Kg/cm<sup>2</sup>), en una velocidad de carga 37000 lb/min (17000 Kg/min).

## **2.8.- Conformado superplástico por los procesos SPF/DB**

Recientes desarrollos han demostrado que un número de procesos es recomendable, pero se puede utilizar la unión de los métodos, tales como el enlace por difusión (DB), el cual puede ser combinado con el conformado superplástico (SPF).

Estos procesos están generalmente referidos como los procesos SPF/DB (procesos de conformado superplástico, de enlace por difusión)[38,46,47].

Aunque el enlace por difusión no es un proceso de fabricación de chapas, ello complementa y mejora el conformado superplástico.

Las bajas características de propiedades del flujo de las aleaciones superplásticas, ayuda al requisito de la presión del enlace por difusión y se ha encontrado que muchas aleaciones superplásticas pueden ser enlazados por difusión a bajas presiones, en el mismo rango bajo que los usados para el procesamiento del conformado superplástico (esto es, del orden de 2100 a 3400 kPa, o 300 a 500 psi).

El resultado de los procesos SPF/DB consiste de las siguientes variaciones:

- \* Conformado de una chapa simple sobre detalles pre-colocados, seguido por un enlace por difusión (Fig. 28).
  
- \* El enlace por difusión de dos chapas en localizaciones seleccionados, seguido por el conformado de una o ambas chapas en la matriz. (Fig. 29). La secuencia inversa puede también ser usado.

\* El enlace por difusión de tres o más chapas en posiciones seleccionadas bajo una presión de gas, seguido por la expansión bajo una presión de gas interna, el cual forma las dos chapas externas dentro de la matriz. En el proceso la chapa(s) central es forzada en una configuración del núcleo (Fig. 30).

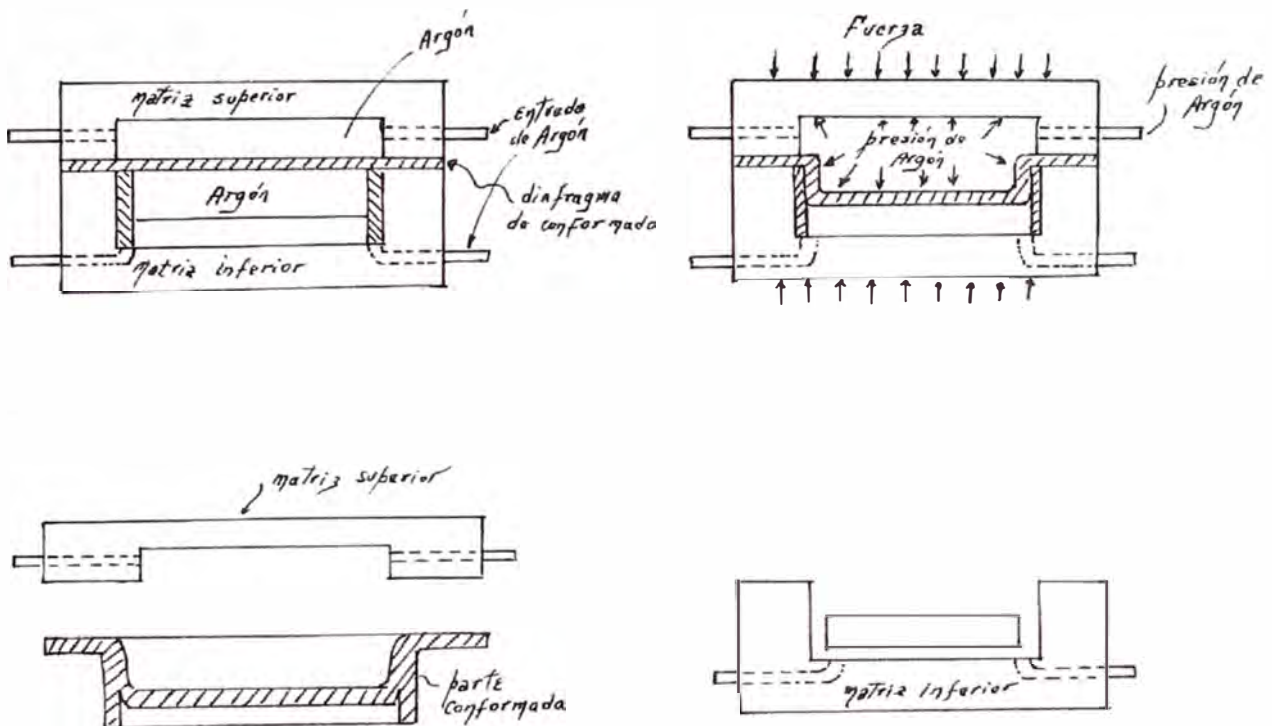


Fig. 28. Sección del proceso SPF con enlace por difusión (SPF/DB).

(Ref. 38).



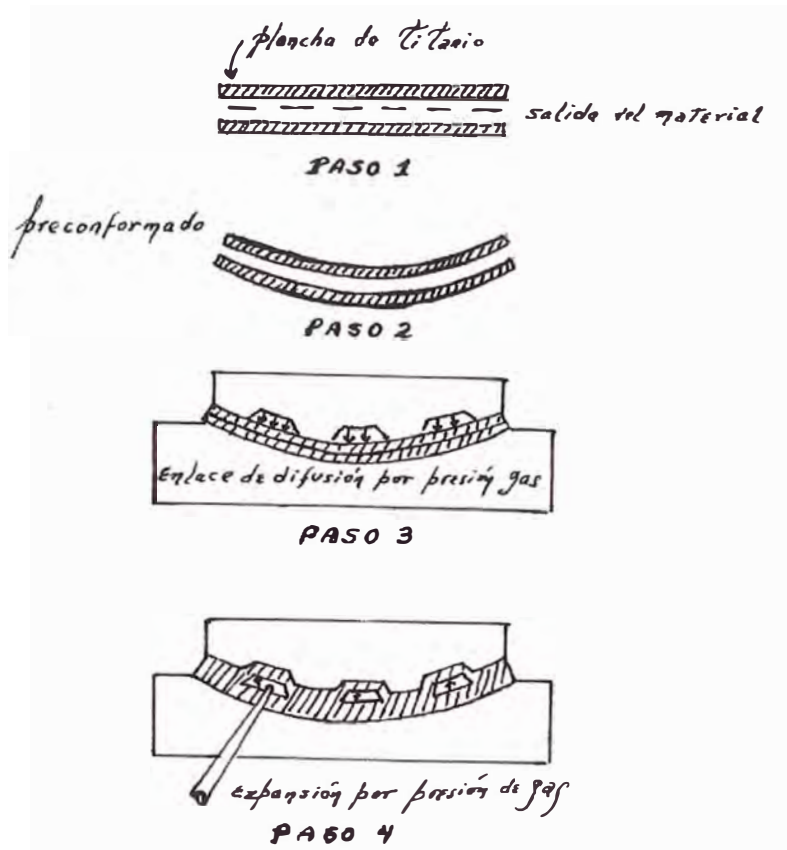


Fig. 29. Unión de 2 planchas superplásticas, usando los procesos SPF/DB.

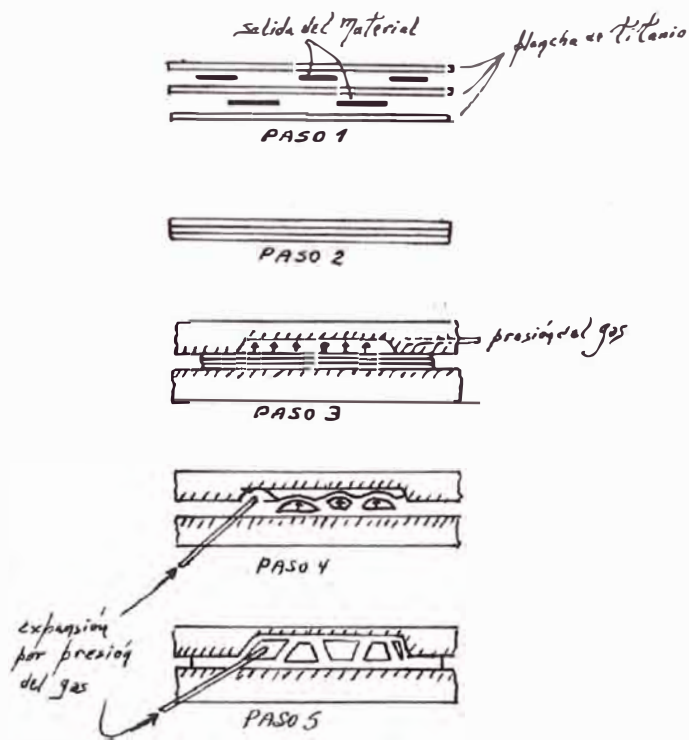


Fig. 30. Unión de 3 planchas superplásticas, usando los Procesos SPF/DB.



## *CAPITULO IV*

# **PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

### **1.- INTRODUCCION**

De las aleaciones que presentan un comportamiento superplástico, las aleaciones de Zn-Al tienen una posibilidad razonable de aplicación industrial.

La aleación eutectoide 78 % peso Zn / 22 % en peso de Al tiene un excelente comportamiento superplástico a 250 °C, pero su límite de fluencia y su resistencia a la tracción, a la temperatura ambiente, se tornan inadecuado para aplicaciones, donde el material es solicitado mecánicamente.

Para lograr superar esta dificultad, se han efectuado algunas tentativas, entre ellas la adición de elementos aleantes en solución sólida, tales como el cobre y el magnesio, las cuales mejoran considerablemente la resistencia mecánica a la temperatura ambiente, sin alterar apreciablemente el comportamiento superplástico de la aleación eutectoide Zn-Al a 250 °C.

Por lo tanto, con todas estas consideraciones nos decidimos realizar el estudio de una aleación superplástica mejorada de Zn-Al, cuya denominación según la International Lead Zinc Research Organization - ILZRO, es la aleación C superplástica de Zn-Al-Cu-Mg, de la siguiente composición

| Elemento       | Aluminio | Cobre     | Magnesio     | Zinc    |
|----------------|----------|-----------|--------------|---------|
| Porcentaje (%) | 20 - 24  | 0.4 – 0.6 | 0.005 – 0.03 | Balance |

La superplasticidad en la aleación superplástica Zn-Al fue estudiado por Biswas y Murty (1972), usando diversos tratamientos de procesamiento del material. Ellos encontraron que la aleación es superplástica a 250 °C (por debajo de la temperatura eutectoide), cuando se procesa por cualquiera de los tratamientos siguientes:

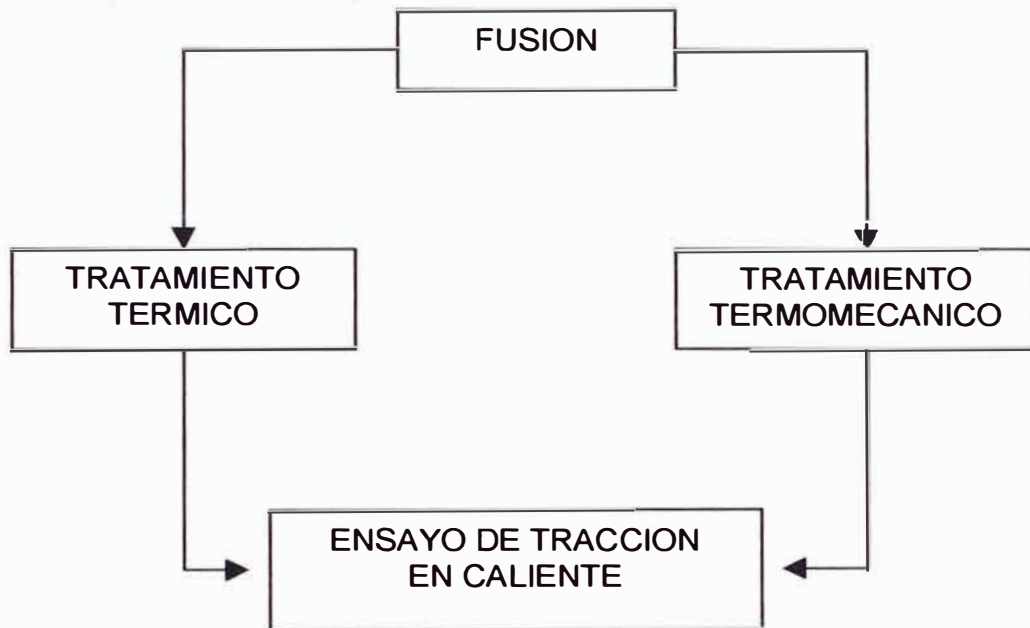
- \* ***Temple después del tratamiento de solución a 375 °C***
- \* ***Envejecimiento a 250 °C después del tratamiento anterior***
- \* ***Tratamiento termomecánico.***

***Además concluyeron que una estructura equiaxial fina es una condición suficiente para observar la superplasticidad.***

Luego, el presente estudio tiene como objetivos:

- i) Fabricar la aleación superplástica C (según ILZRO) de Zn-Al-Cu-Mg.
- ii) Obtención de la superplasticidad mediante los siguientes tratamientos:
  - a) Tratamiento térmico de homogeneización - temple y recocido
  - b) Tratamiento termomecánico de homogeneización - temple, laminación y normalizado
- iii) Estudio de la superplasticidad de la aleación, mediante los ensayos de tracción en caliente.

El procedimiento experimental desarrollado en el presente estudio fue de acuerdo a la Fig. 31.

**FIG. 31. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL****TRATAMIENTO TERMICO**

---

HOMOGENIZACION  
Y TEMPLE



RECOCIDO

**TRATAMIENTO TERMOMECANICO**

---

HOMOGENIZACION  
Y TEMPLE

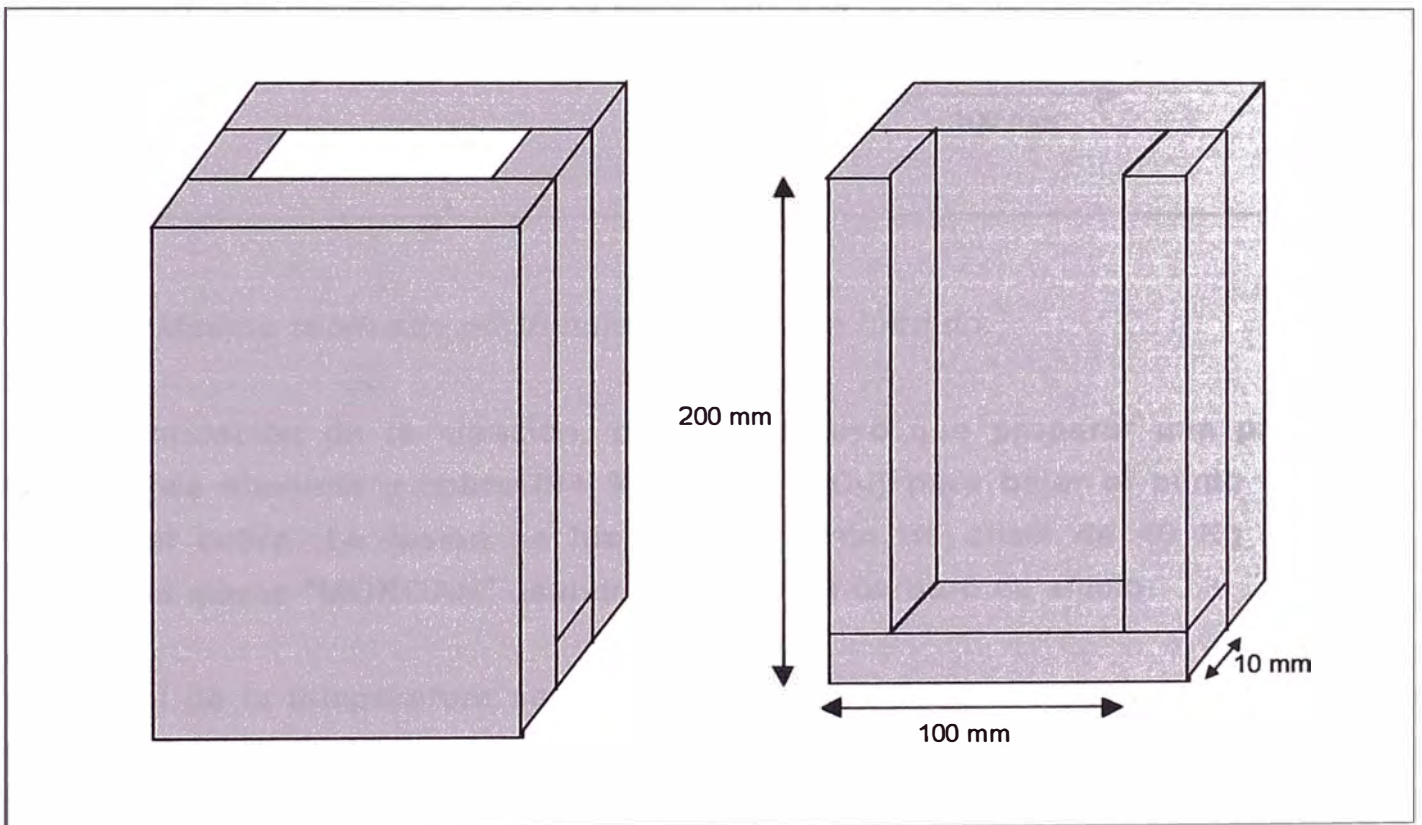


LAMINACION

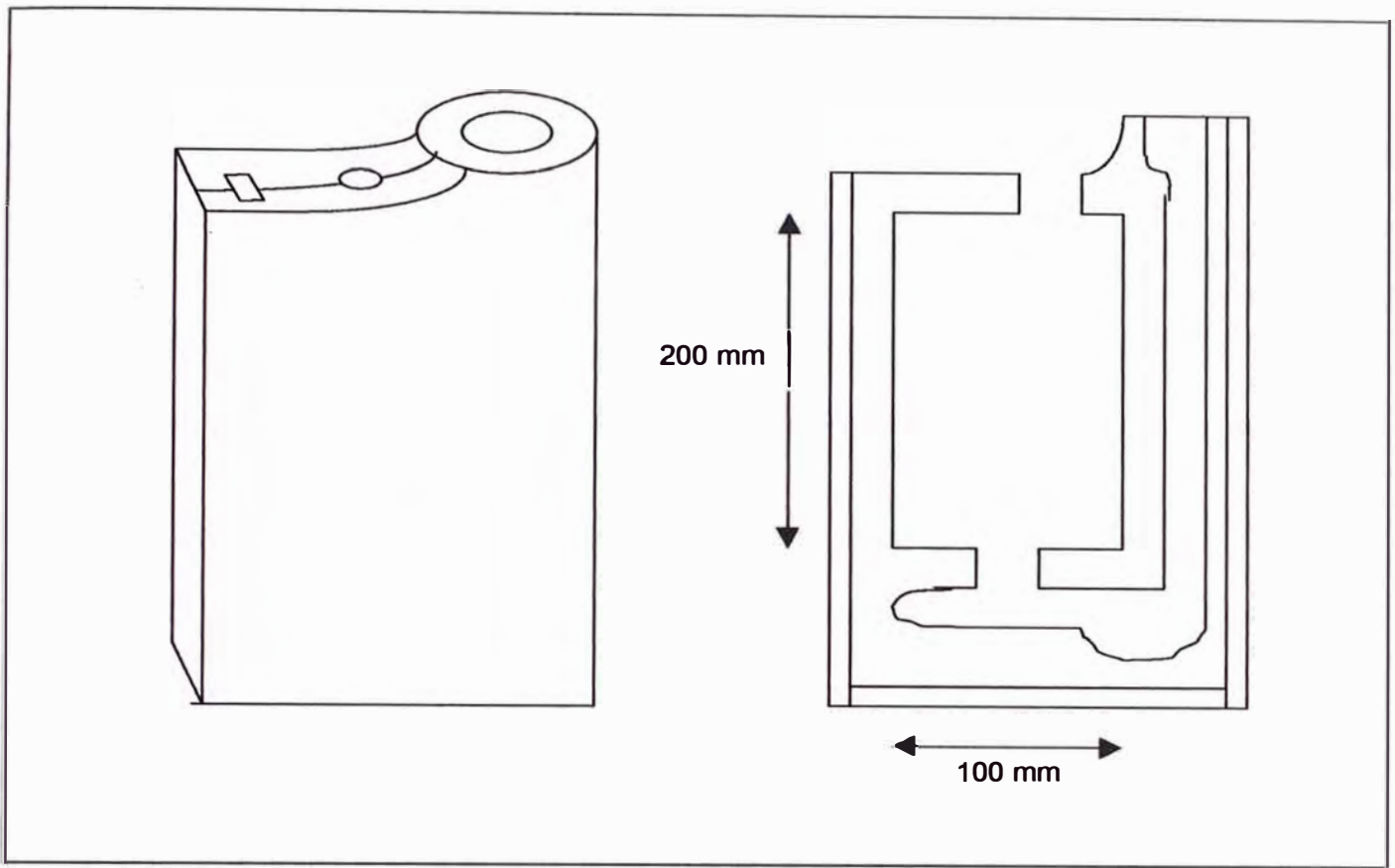
## 2.- FUSION

Se fabricaron plaquetas de la aleación C, de Zn-Al-Cu-Mg, cuyas dimensiones finales fueron de 100x200 mm y 10 mm de espesor, a partir de materiales de alta pureza.

Para la obtención de las placas se diseñaron los modelos de acero (a) y de hierro fundido gris (b), fabricados por soldadura y fusión respectivamente. Figs. 32 y 33.



*Fig. 32 : Modelo de acero fabricado por soldadura*



*Fig. 33 : Modelo realizado por fundición de hierro fundido.*

En la fabricación de la aleación, primero se tuvo que preparar una pre-aleación de aluminio y cobre (94 % Al y 6 % Cu) para bajar el punto de fusión del cobre. La fusión se hizo en un horno de crisol de 40 Kg de capacidad marca "MORGAN" usando un crisol de carburo de silicio.

El control de la temperatura se hizo con un pirómetro digital de inmersión de 25 - 1200 °C.

## 2.1 Práctica de fusión

El siguiente procedimiento de fusión se realizó para fabricar la aleación de estudio:

- Calentar el crisol hasta 600 °C aproximadamente.

- Adicionar la pre-aleación, el aluminio y un 60 % de zinc hasta fusión.
- Apagar el horno. Adicionar el zinc restante y el magnesio.
- Una vez fundido todos los materiales, agitar convenientemente el caldo, hasta que se alcance la temperatura de 550 °C. Adicionar el Sincrex (0.03 %) en peso.
- Colar a 530 °C en el menor tiempo posible (en este caso fue de 10 seg).

## 2.2 Análisis químico

El análisis químico se realizó por absorción atómica, obteniendo los resultados de un promedio de tres lingotes.

A continuación se indica el promedio de los resultados obtenidos.

| <b>ELEMENTO</b> | <b>PORCENTAJE (%)</b> |
|-----------------|-----------------------|
| <b>ZINC</b>     | 77.5                  |
| <b>ALUMINIO</b> | 22.1                  |
| <b>COBRE</b>    | 0.3                   |
| <b>MAGNESIO</b> | 0.01                  |

## 2.3 Inspección visual

En la inspección visual se obtuvieron placas con un buen acabado superficial, debido a que el material fundido tiene una alta fluidez. Con las plaquetas del modelo de la Fig. 33 se obtuvieron rechupes más pequeños.

## 3.- TRATAMIENTOS TERMICOS

Para la obtención de la superplasticidad del material, se tuvo que realizar los siguientes tratamientos térmicos:

- \* Homogeneización y temple
- \* Recocido

### **3.1 Homogeneización y temple**

Las plaquetas de dimensiones de 100x200 mm y 10 mm de espesor fueron sometidos al tratamiento térmico de homogeneización a 375 °C, por un tiempo de 32 hr., para luego ser enfriados en agua a la temperatura ambiente (temple).

La homogeneización se realizó en un horno de 0 a 1000 °C.

### **3.2 Recocido**

Después del tratamiento anterior de homogeneización y temple, se procedió al recocido de las plaquetas a 275 °C, a diferentes tiempos (1,4,16 hr.), con la finalidad de obtener diferentes tamaños de grano superplástico.

## **4.- TRATAMIENTO TERMOMECANICO**

Otro de los métodos utilizados para la obtención de un material superplástico, es también, mediante los tratamientos termomécanicos, esto es, una combinación de procesos de tratamientos térmicos y de conformado mecánico.

En este caso se realizaron los siguientes tratamientos:

- \* Homogeneización y temple
- \* Laminación en caliente
- \* Recocido y enfriado al aire (Normalizado).



#### **4.1 Homogeneización y Temple**

Las plaquetas de dimensiones de 100x200 mm y 10 mm de espesor fueron homogeneizados a 375 °C por un tiempo de 14 hr., para luego ser enfriados en agua a la temperatura ambiente (temple). Se utilizó el mismo horno de tratamiento térmico del proceso anterior.

#### **4.2 Laminación**

Luego del tratamiento térmico de homogeneización y temple, se laminó las plaquetas a la temperatura de 250 °C, una hora después del temple.

En la laminación es reducido el espesor de las plaquetas de 10 mm a 4 mm en 20 pases.

Para la laminación, se utilizó un laminador de laboratorio, dúo reversible, cuyos cilindros de laminación se lubricaron con grasa, para dar una mayor facilidad de pasada de la placa en la laminación.

#### **4.3 Normalizado**

Después de la laminación, se procedió a normalizar a las plaquetas, esto es, calentar a la temperatura de 375 °C por un tiempo de 4 hr., para luego enfriarlos al medio ambiente.

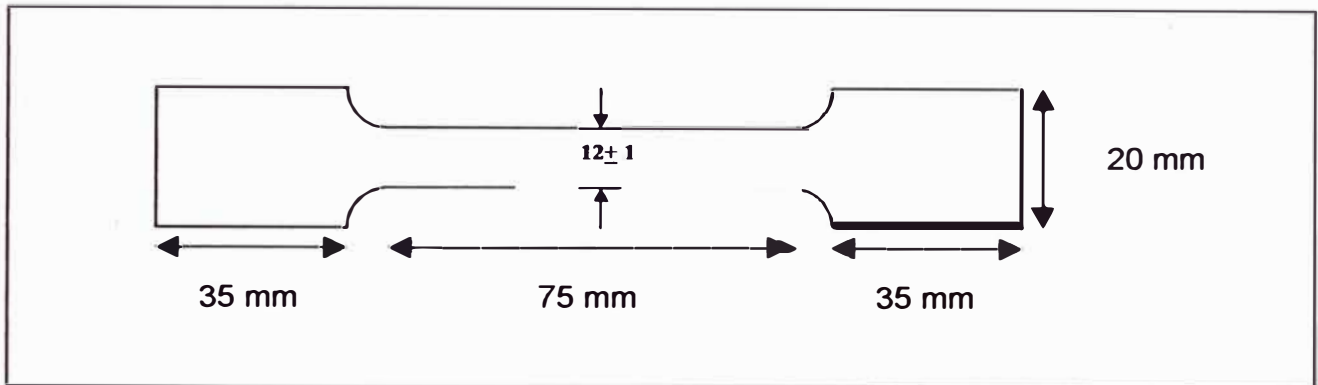
### **5.- PROPIEDADES MECANICAS**

#### **5.1 Ensayo de tracción**

El ensayo de tracción es para determinar las propiedades mecánicas de la probeta, tomado de las placas y sujetado a una carga uniaxial, aplicado uniformemente sobre la sección transversal.

##### **5.1.1 Preparación de las probetas**

Las probetas para el ensayo de tracción se confeccionaron según el método Standard del COMITE TECNICO EUROPEO DE PRODUCTORES DE ZINC, siendo la forma y las dimensiones como se muestra en la Fig. 34.



*Fig. 34 : Dimensiones de la probeta de ensayos de tracción.*

### 5.1.2 Técnicas de ensayo.

El ensayo de tracción se hizo en un tensómetro de laboratorio marca "HOUSFIELD" de 2 Ton de capacidad máxima.

## 5.2 Ensayo de dureza

La norma utilizada para determinar la dureza es según el método Brinell, cuyo principio se basa en la resistencia que opone el material examinado para dejarse penetrar por otro más duro llamado penetrador, impelido por una carga determinada.

El número de dureza Brinell fue obtenido en una máquina universal marca Carl Zeiss, usando un penetrador de bola de 2.5 mm, en un tiempo de 30 seg.

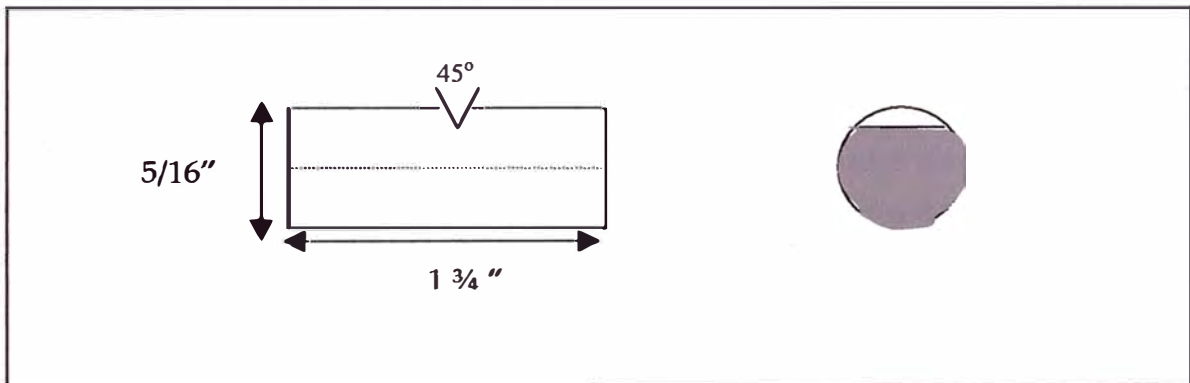
El valor reportado fue el promedio de al menos tres lecturas realizadas.

### 5.3 Ensayo de Impacto

El ensayo de impacto consiste en determinar la capacidad del material para absorber y disipar la energía producido por el choque, averiguando en última estancia la energía necesaria para producir la rotura del material en condiciones definidas.

#### 5.3.1 Preparación de las probetas

Las probetas del ensayo de impacto fueron de sección circular con entalle en forma de V a 45 °C, siendo las dimensiones las siguientes (Fig. 35):



*Fig. 35 : Dimensiones de la probeta del ensayo de impacto.*

#### 5.3.2 Técnica de ensayo

El ensayo de impacto se hizo en una máquina "CHARPY" de laboratorio, de marca HOUNSFIELD BALANCED IMPACT MACHINE, siendo la máxima capacidad de energía absorbida de la máquina de 42 lb-pie.

## **6.- METALOGRAFIA**

### **6.1 Preparación de las probetas**

Para realizar el análisis metalográfico se prepararon probetas en el sentido transversal de las plaquetas.

El corte de las probetas se realizó con ayuda de una sierra manual y de una cortadora de disco bien refrigerado.

Para el desbaste se hace uso de lijas al agua de diferentes tamaños de partículas (lijas N° 120,240,320,400 y 600). Después del desbaste, el pulido final se hace usando un paño tipo terciopelo o lana con un abrasivo en suspensión, que en nuestro caso fue de un abrillantador de metales marca BRASSO; durante esta operación se deben realizar movimientos en la probeta para evitar que se formen "colas de cometa" o distorsiones de la estructura.

Para el acabado final de la probeta el pulido se hace usando un paño limpio con ayuda de agua y detergente, para limpiar la probeta y eliminar por completo los defectos de pulido.

### **6.2 Reactivos de ataque.**

El reactivo de ataque fue el siguiente:

*Acido crómico 50 gr. / Sulfato de sodio 4 gr. / Agua destilada  
100 cc.*

### **6.3 Microscopio**

El análisis microscopio se realizó con el microscopio marca metaval, usado en el Laboratorio de Metalurgia Física de la Escuela de Metalurgia.

### **6.4 Técnica de medición de tamaño de grano y de fase**

La técnica utilizada para la determinación del tamaño de grano, se realizó trazándose las diagonales en las microfotografías y se contó el número de fases interceptadas (casi 100 para todos los casos). Con esos valores se calculo el tamaño medio de fase.

## **7.- ENSAYO DE TRACCION EN CALIENTE**

### **7.1 Introducción**

Una forma de determinar la superplasticidad de un material es mediante una técnica de ensayo, capaz de deformar a altos porcentaje, por tal motivo, el ensayo de tracción en caliente fue realizado, a fin de controlar la superplasticidad de la aleación Zn-Al-Cu-Mg.

Después de obtener la superplasticidad en la aleación Zn-AL-Cu-Mg, por los métodos de tratamientos térmicos y termomecánicos, se obtuvo probetas superplásticas, con varios tamaños de grano, siendo los más representativos de 2.5 y 4.4 micrones.

Luego, en el presente ensayo experimental se va determinar las curvas de tracción, para diferentes temperaturas, tamaños de granos y de velocidades de deformación.

## **7.2 Objetivo**

El objetivo del ensayo de tracción en caliente en la aleación superplástica es:

- a) Determinación de la máxima deformación a distintas temperaturas, velocidades de deformación y tamaños de grano.
- b) Determinar el mayor exponente "m" (Sensibilidad de la velocidad de deformación), mediante el ensayo de velocidad de deformación diferencial.

## **7.3 Ensamblaje del equipo de tracción en caliente**

Para realizar el ensayo de tracción en caliente se acondicionaron los siguientes equipos:

- a) Equipo de tracción, en la cual se puede controlar la velocidad de desplazamiento del cabezal
- b) Horno circular de calentamiento, con su respectivo controlador de temperatura.

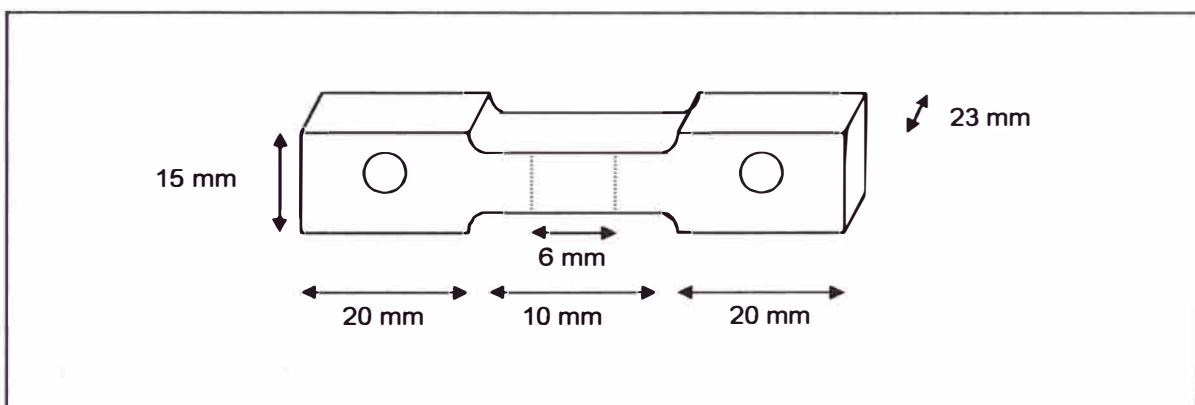
Al equipo de tracción utilizado de marca IGV-HUNGRIA de 2.5 ton., con velocidades controlables del cabezal de 10, 15, 20, 25, 30,.. etc. mm/min, se acondicionó un horno circular de resistencia eléctrica de 0 - 900 °C. (Fig. 36), el cual esta conectado a un controlador de temperatura digital.



*Fig. 36. Disposición del horno de resistencia utilizado en el ensayo de tracción en caliente.*

#### **7.4 Preparación de las probetas**

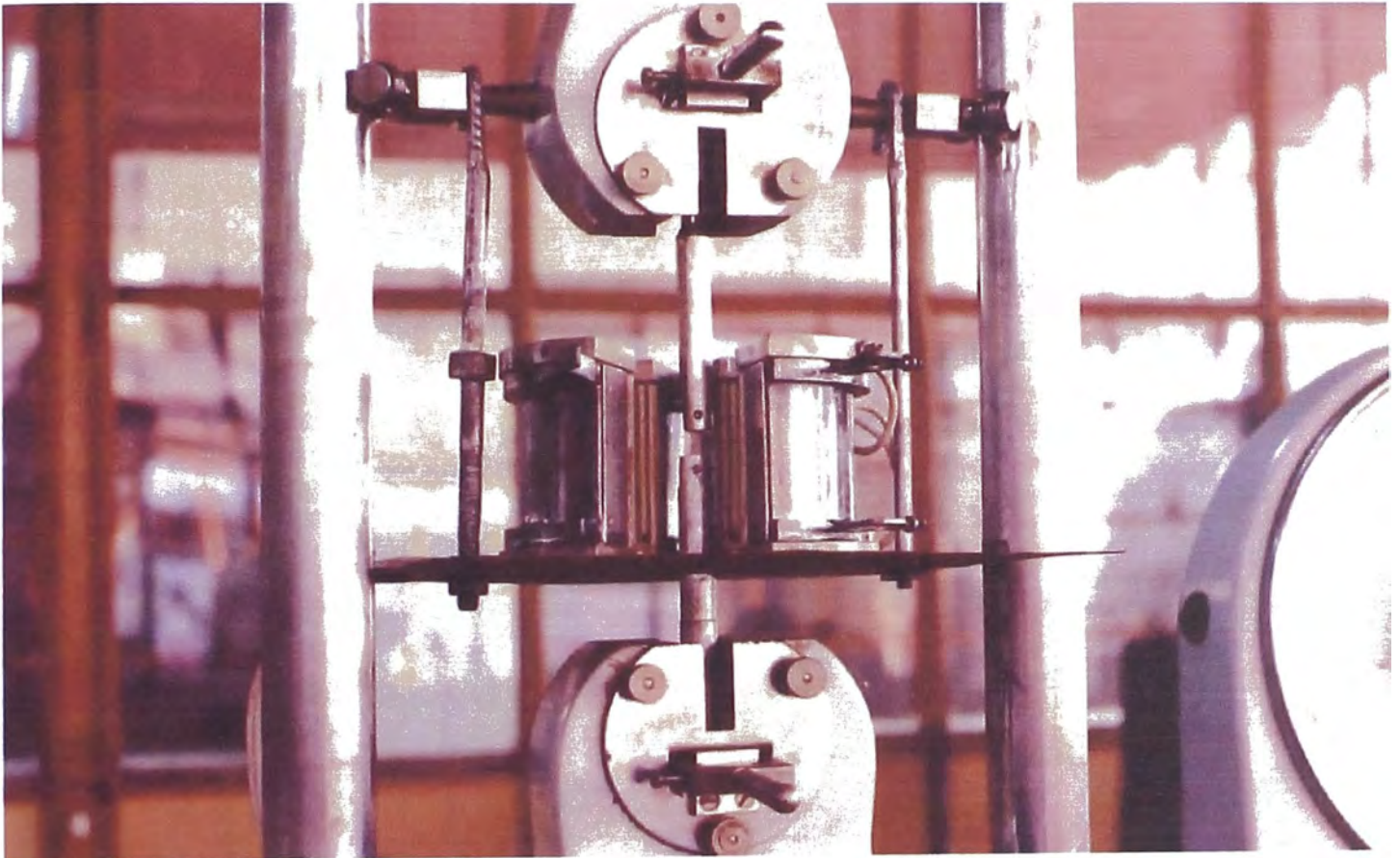
Las probetas del ensayo de tracción en caliente se realizó según la norma ASTM E 151, cuyas dimensiones son según la Fig. 37.



*Fig. 37 : Dimensiones de la probeta usado en el ensayo de tracción en caliente.*

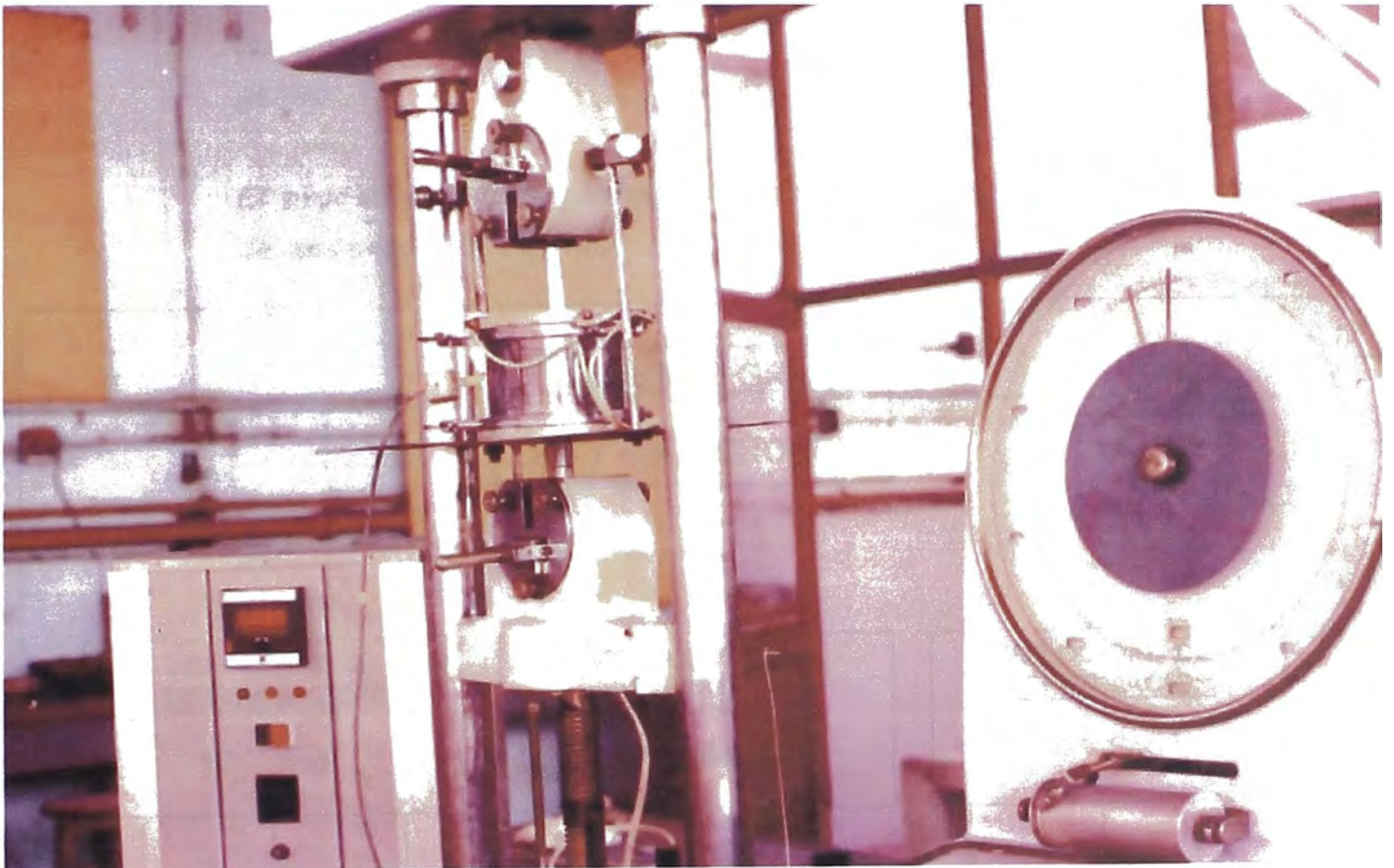


Dichas probetas deben soportar un calentamiento homogéneo, por tal motivo para tensionar las probetas, se diseñaron unos jaladores de acero inoxidable, el cual se conectaban a las mordazas del equipo de tracción. Fig.38.



*Fig. 38: Diseño de los jaladores sujetando la probeta de ensayo dentro del horno de resistencia.*

La Fig. 39 muestra la disposición del equipo utilizado para el ensayo de tracción en caliente, donde se observa el controlador digital de temperatura usado y el tambor graficador en el equipo de ensayo de tracción.



*Fig. 39. Equipo de ensayo de tracción en caliente utilizado*

## 7.5 Procedimiento de ensayo

Los procedimientos experimentales realizados en este trabajo fueron:

### 7.5.1 Determinación de la máxima deformación a distintas temperaturas, velocidades de deformación y tamaño de grano.

El procedimiento experimental desarrollado en este estudio fue de acuerdo a la Fig. 40.

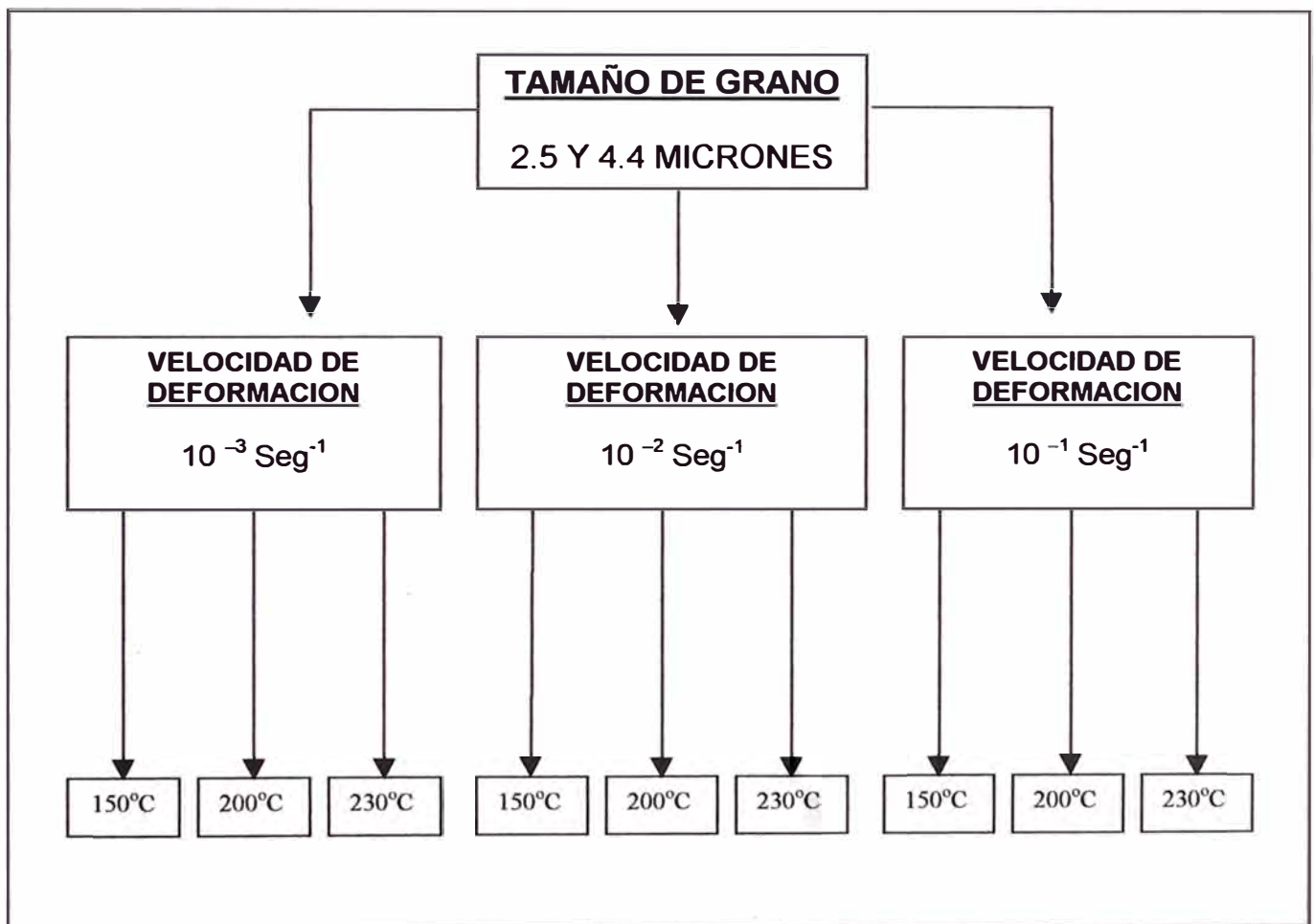


Fig. 40 : Procedimiento experimental desarrollado.

En este caso, con las probetas superplásticas de diferentes tamaños de grano (2.5 y 4.4 micrones), se realiza el ensayo de tracción a diferentes temperaturas (250, 230 y 200 °C) hasta llegar a la ruptura, con varias velocidades de deformación impuestas ( $10^{-3}$ ,  $10^{-2}$  y  $10^{-1}$   $\text{seg}^{-1}$ ).

### **7.5.2 Determinación de la máxima sensibilidad de la velocidad de deformación (m), mediante la técnica de la velocidad de deformación diferencial.**

La técnica de la velocidad de deformación diferencial, fue propuesta por Backofen, para medir el esfuerzo de flujo plástico en función de la velocidad de deformación, esto es, la muestra es traccionada con una cierta velocidad de deformación  $\epsilon_1$  escogido sobre una tensión  $\sigma_1$ . Al aumentar la velocidad de deformación hasta  $\epsilon_2$ , el esfuerzo de flujo plástico varía hasta  $\sigma_2$ .

Con estos valores se puede calcular el parámetro de sensibilidad de la velocidad de deformación de la siguiente manera:

$$\sigma_1 = K \epsilon_1^m \dots\dots\dots ( i )$$

$$\sigma_2 = K \epsilon_2^m \dots\dots\dots ( ii )$$

de (i) y (ii) se tiene:

$$m = \log ( \sigma_2 / \sigma_1 ) / \log ( \epsilon_2 / \epsilon_1 )$$

La sensibilidad de la velocidad de deformación  $m$  está relacionado con el comportamiento superplástico, esto es, a valores altos de  $m$  corresponden a grandes elongamientos en ensayos de tracción.

Un valor mínimo de 0.3 a 0.4 es necesario para obtener un comportamiento superplástico.

La Fig. 41, muestra el método utilizado para determinar  $m$  (sensibilidad de la velocidad de deformación).

En el presente ensayo, sólo se determino el valor máximo de  $m$ , corroborando el procedimiento (I), para una máxima deformación, hasta la ruptura.

### METODO DE VELOCIDAD DIFERENCIAL

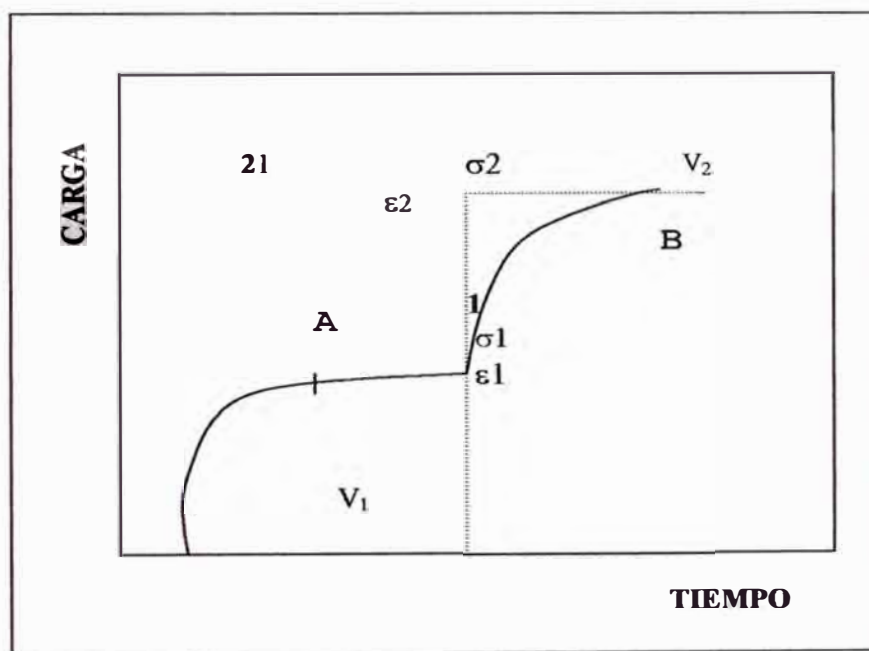


Fig. 41: Diagrama esquemático de la carga x tiempo representando el método de velocidad diferencial.



# *CAPITULO V*

## **RESULTADOS**

### **1.- PROPIEDADES MECANICAS**

A continuación se presentan los resultados obtenidos en el presente trabajo.

#### **1.1 ENSAYO DE TRACCIÓN, DUREZA Y RESISTENCIA AL IMPACTO.**

##### **1.1.1 Fabricación de la aleación superplástica por tratamientos térmicos**

| <b>PROCESO</b>                   | <b>RESISTENCIA<br/>A LA<br/>TRACCION<br/>(Kg/mm<sup>2</sup>)</b> | <b>LIMITE DE<br/>FLUENCIA<br/>(Kg/mm<sup>2</sup>)</b> | <b>ELONGACION<br/>(%)</b> | <b>DUREZA<br/>BRINELL<br/>(HB)</b> | <b>ENERGIA<br/>ABSORBIDA<br/>(Lb-Pie)</b> |
|----------------------------------|--|---|---------------------------|------------------------------------|---|
| <b>Fundido</b>                   | 50   | 46  | 5                         | 127                                | 20  |
| <b>*Homogenizado-<br/>Temple</b> | 42   | 37  | 10                        | 135                                | 22  |
| <b>**Recocido (1 hr)</b>         | 40   | 35  | 15                        | 128                                | --  |
| <b>**Recocido (4 hr)</b>         | 32   | 29  | 17                        | 114                                | 20  |
| <b>**Recocido(16 hr)</b>         | 30   | 27  | 20                        | 83                                 | --  |

\* Homogenizado a 375 °C por 32 hr y templado en agua

\*\* Recocido a 250 °C

De las Figs. 42 a 44 se gráfica las propiedades mecánicas en función del tiempo de recocido a 250 °C. Se nota que tanto la resistencia a la tracción y el límite de fluencia disminuyen conforme aumenta el tiempo de recocido, mientras que la elongación aumenta en función del tiempo de recocido.

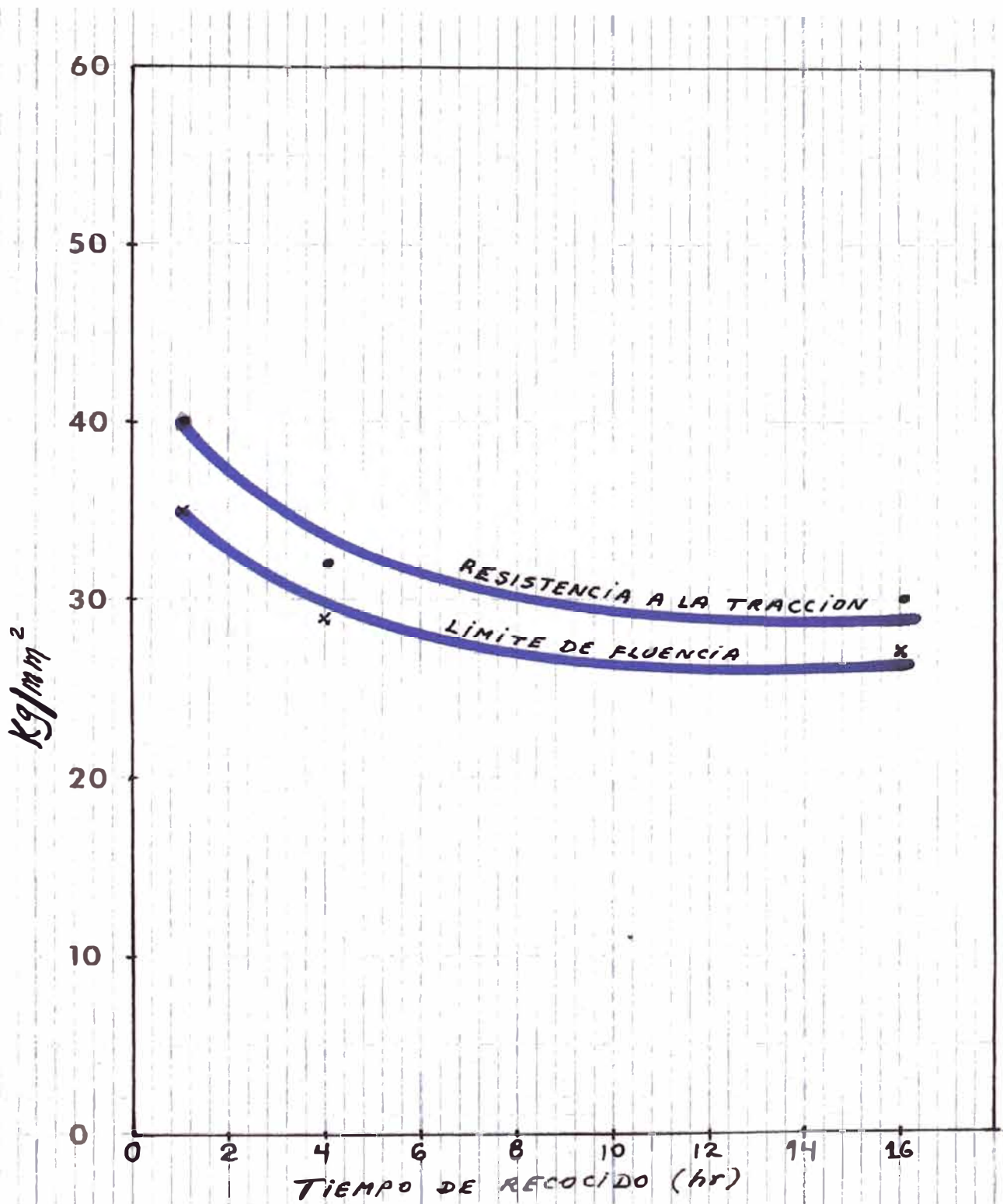


FIG. 42. Influencia de la Resistencia a la Tracción a temperatura ambiente y del Límite de Fluencia sobre el tiempo de Recocido.



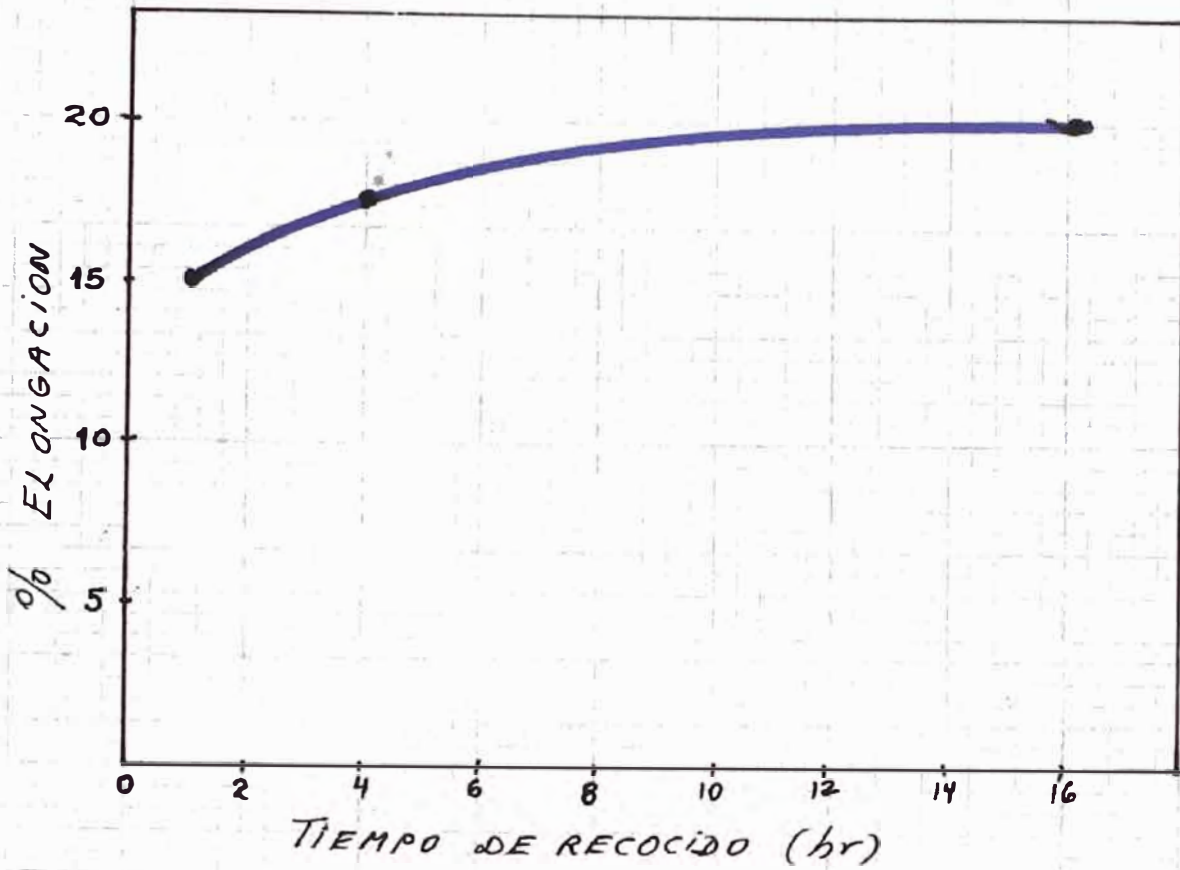


FIG. 43. Gráfico del % Elongación Vs. Tiempo de Recocido.

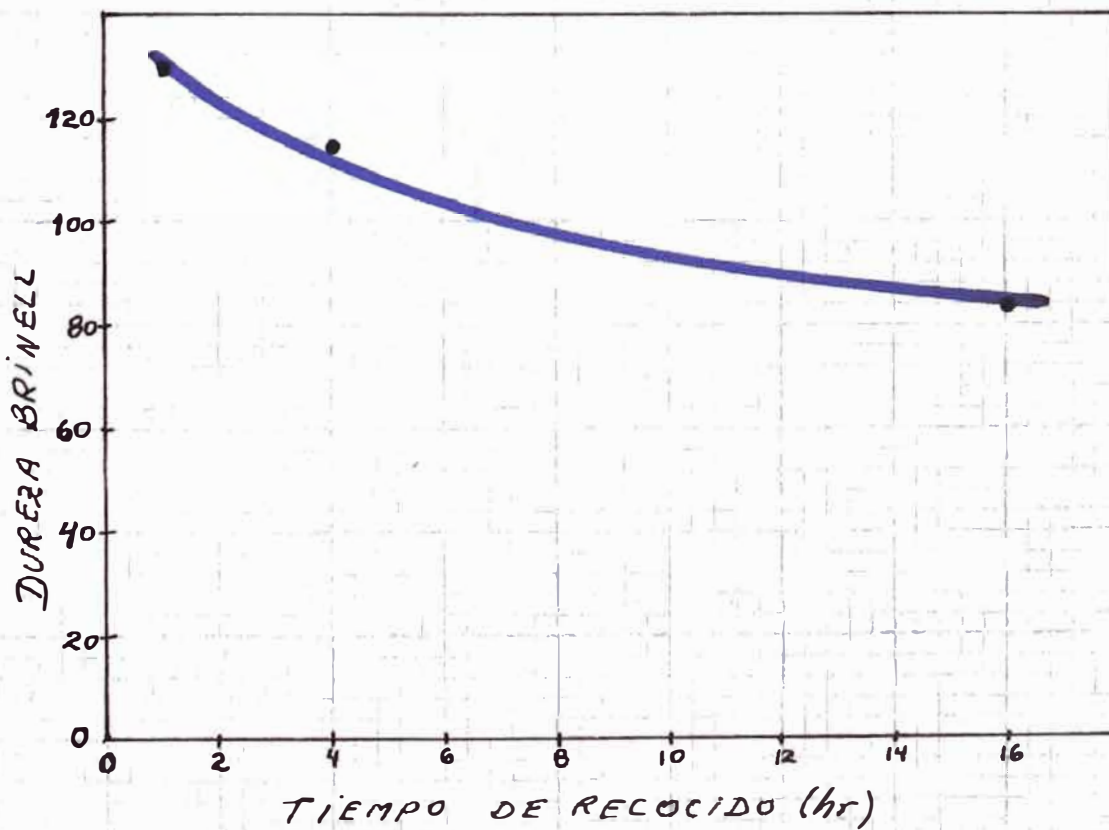


FIG. 44. Gráfico de Dureza Brinell Vs. Tiempo de Recocido.

### 1.1.2 Fabricación de la aleación superplástica por tratamientos térmicos

| <b>PROCESO</b>                   | <b>RESISTENCIA<br/>A LA TRACCION<br/>(Kg/mm<sup>2</sup>)</b> | <b>LIMITE DE<br/>FLUENCIA<br/>(Kg/mm<sup>2</sup>)</b> | <b>ELONG.<br/>(%)</b> | <b>DUREZA<br/>BRINELL<br/>(HB)</b> | <b>ENERGIA<br/>ABSORBIDA<br/>(Lb-Pie)</b> |
|----------------------------------|--|---|-----------------------|------------------------------------|---|
| <b>FUNDIDO</b>                   | 50   | 46  | 5                     | 127                                | 20  |
| <b>*HOMOGENIZADO-<br/>TEMPLE</b> | 40   | 35  | 16                    | 135                                | 20  |
| <b>**LAMINACION</b>              | 36   | 29  | 23                    | 110                                | 20.5                                      |
| <b>**NORMALIZADO</b>             | 42   | 37  | 10                    | 140                                | 21  |

\* Homogenizado a 375 °C por 14 hr y templado en agua

\*\* Laminación a 250 °C

\*\*\* Normalizado por 4 hr a 250 °C

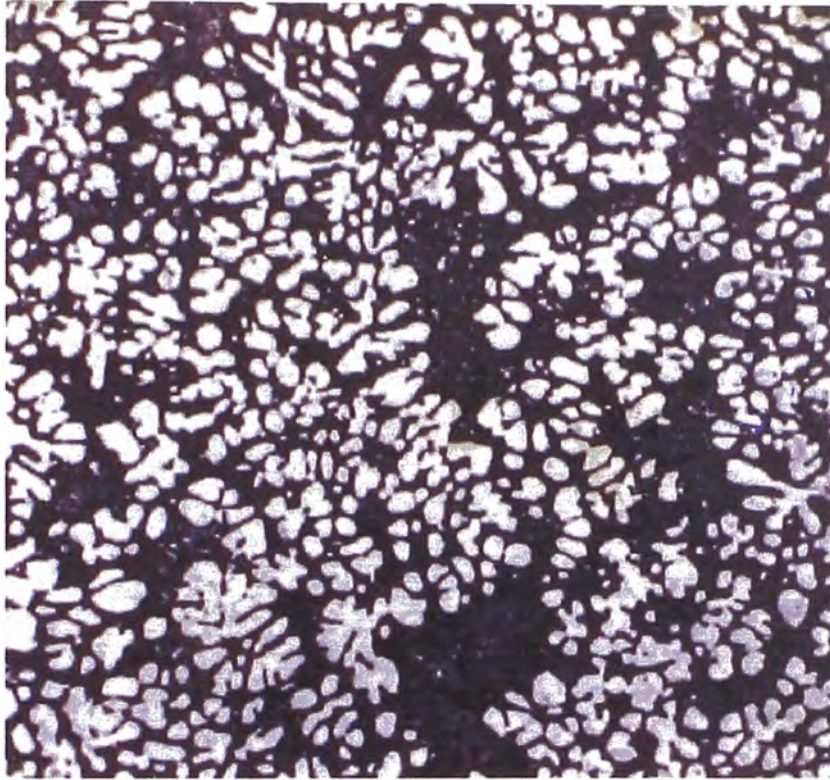
## 2.- PROPIEDADES METALOGRAFICAS

De las Figs. 45 a 48 se muestran las micrografías de las plaquetas fundidas usadas para la fabricación de la condición superplástica, mediante los tratamientos térmicos y termomecánicos. La microestructura exhibe dendritas y efectos de microsegregación que son típicos de aleaciones que solidifican sobre un rango de temperaturas.

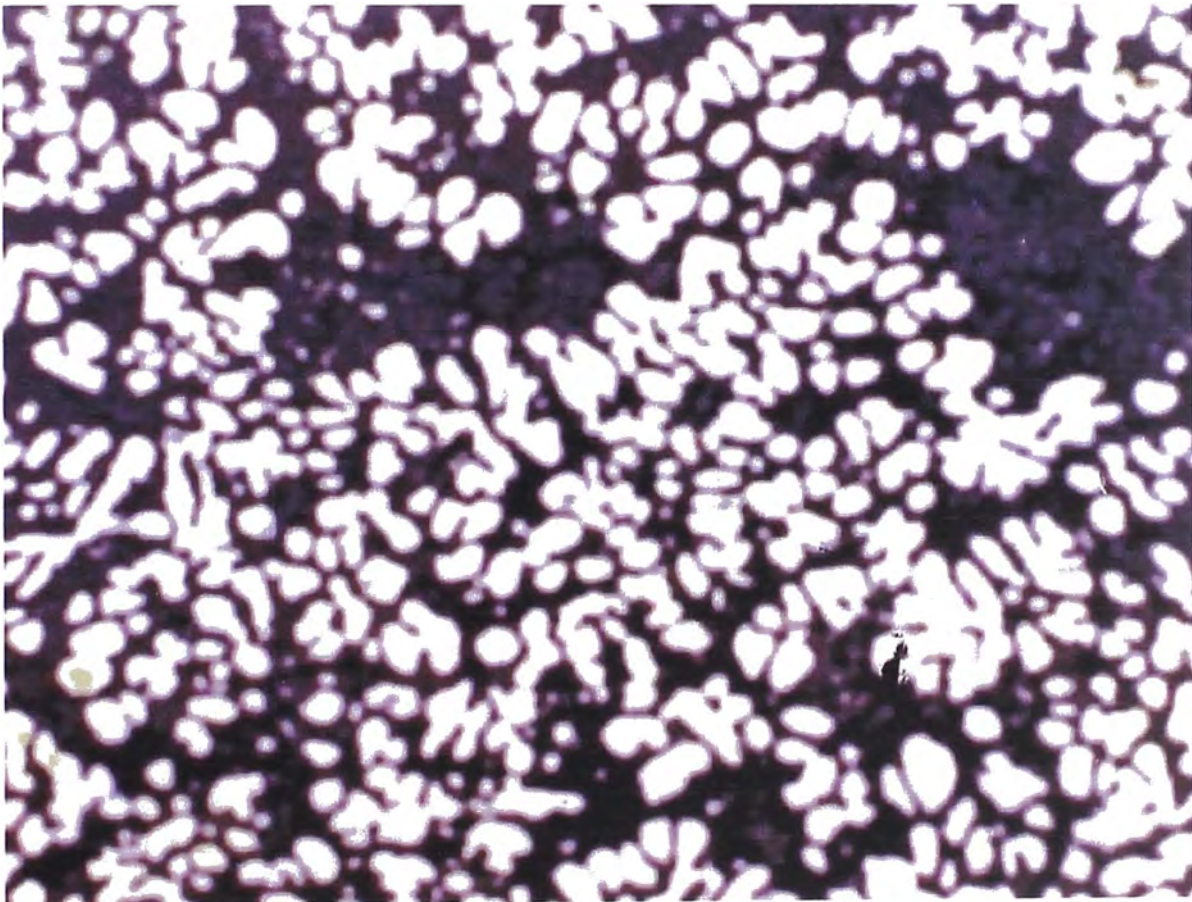
La microestructura de las Fig. 49 y 50 muestran al material de la figura anterior, pero tratado térmicamente (homogenización-temple-recocido). Se nota una estructura de fino grano y estable.

La Fig. 51 muestra la microestructura del material en la condición superplástica obtenido por el tratamiento termomecánico (homogenización-temple-laminación-normalizado), indicando el sentido de la laminación.

Por último se muestra la micrografía de la Fig. 52, obtenido por el ensayo de tracción en caliente. En todos los casos de la condición superplástica, las partículas fueron aproximadamente equiaxial.

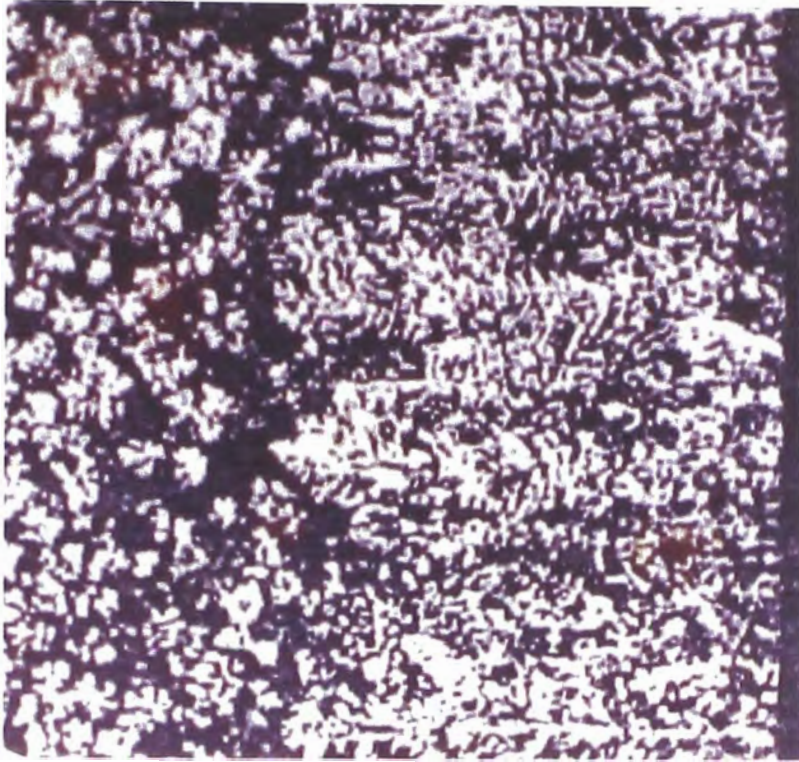


*Fig. 45. Microestructura de la plaqueta fundida de la aleación superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg). Se nota dendritas gruesas ricas en zinc, en la matriz eutectoide ( $\alpha+\beta$ ). Ataque:  $\text{CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}$ . (200 X).*

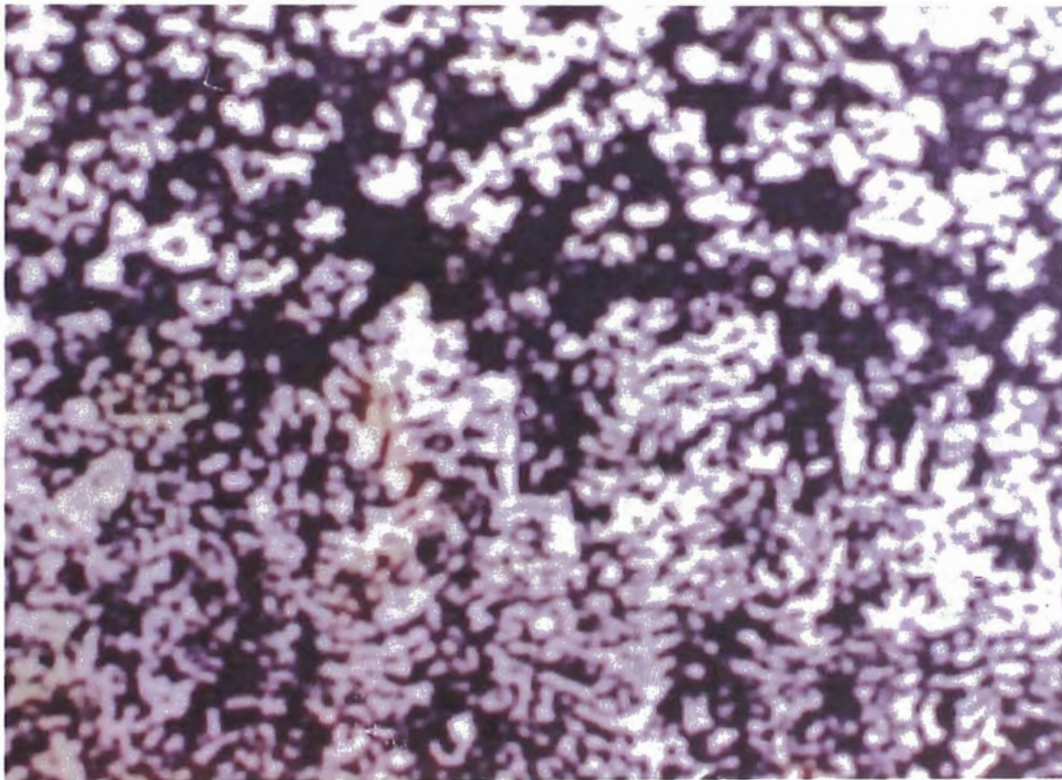


*Fig. 46. Similar a la Fig. 45 pero mostrado a un mayor aumento (500X).*



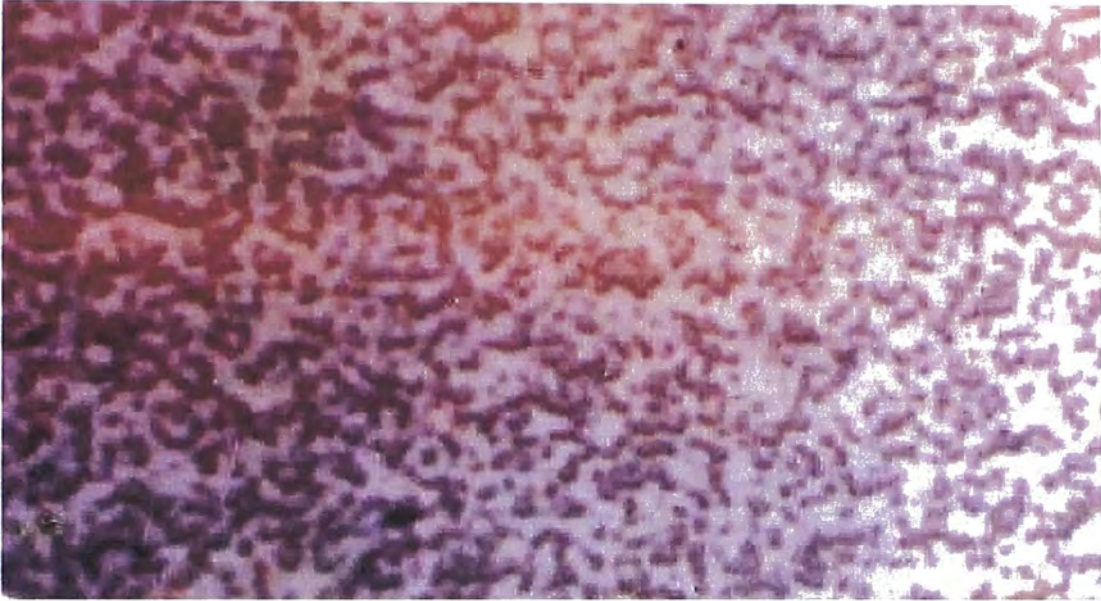


*Fig. 47. Microestructura del borde de la plaqueta fundida de la aleación superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg). Se nota dendritas finas y pequeñas y un efecto de microsegregación. Ataque: CrO<sub>3</sub> + Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>O. (200 X).*

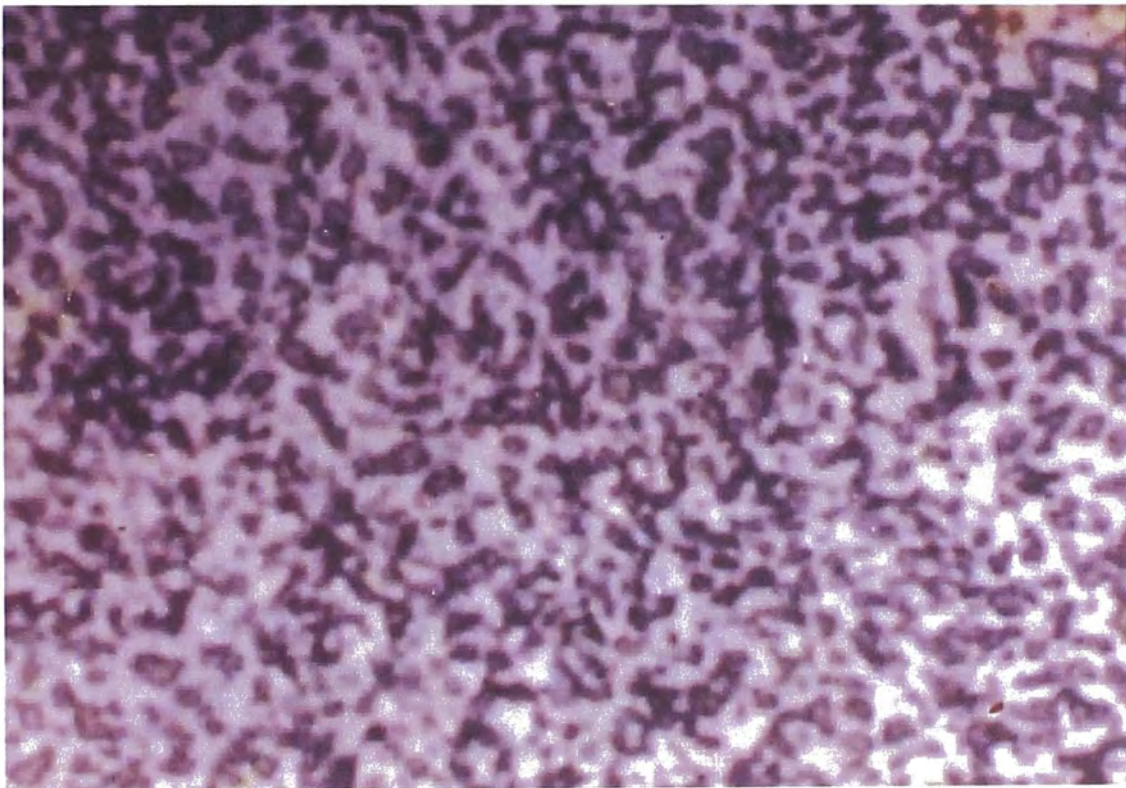


*Fig. 48. Similar a la Fig. 47 pero mostrado a un mayor aumento (500X).*





*Fig. 49. Microestructura de la aleación eutectoide superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg) tratado termicamente a 275 °C y templado en agua. Se observa una microestructura de dispersión de grano muy fino de zinc en aluminio. Ataque: CrO<sub>3</sub> + Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>O. Tamaño de grano: 2,5 micrones (1000 X).*



*Fig. 50. Similar a la Fig. 49 pero con un tamaño de grano de 4.4 micrones(1000X).*

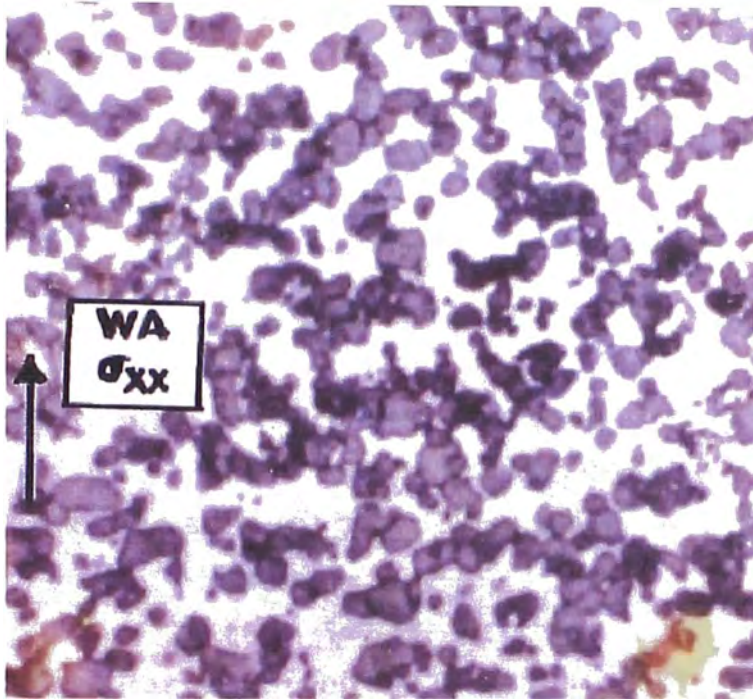


Fig. 51. Microestructura de la aleación eutectoide superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg) tratado termomecánicamente, esto es, calentado a 375 °C y laminado a 250 °C. Se observa también una estructura de grano fino típico de un material superplástico. Se indica además el sentido de la deformación en la laminación. Ataque: CrO<sub>3</sub> + Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>O. (1000 X).

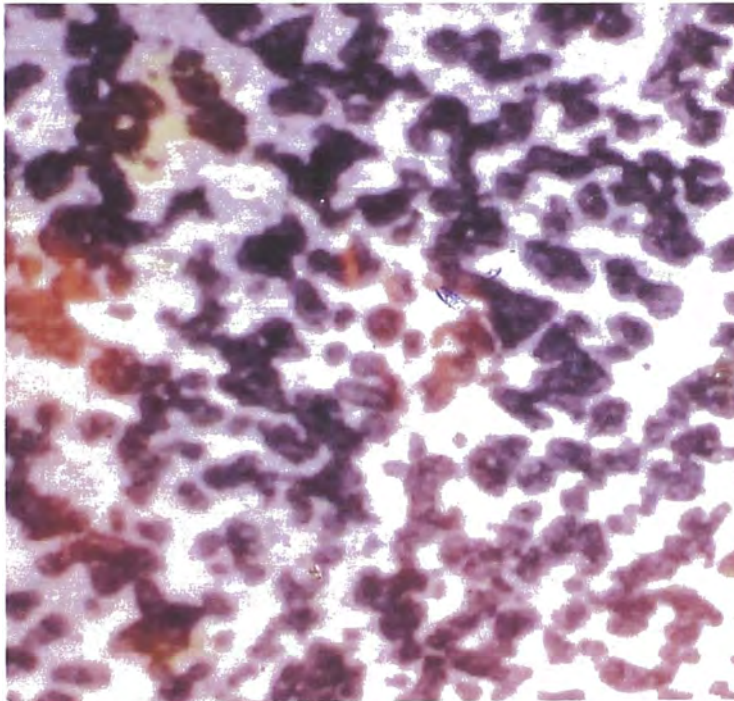


Fig. 52. Microestructura de la aleación eutectoide superplástica (Zn-22.1 Al-0.3 Cu-0.01 Mg) después del ensayo de tracción en caliente (250 °C). Ataque: CrO<sub>3</sub> + Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>O. (1000 X).



### 3.- ENSAYO DE TRACCION EN CALIENTE

#### 3.1 Determinación de la máxima deformación a distintas temperaturas, velocidades de deformación y tamaños de grano

Después de obtener la estructura superplástica (tamaño de grano muy fino) por los métodos de tratamiento térmico o termomecánico, se escogió un tamaño de grano promedio de 2.5  $\mu\text{m}$  y 4.4  $\mu\text{m}$ , calculados metalográficamente.

Con estos tamaños de grano se procedió a realizar el ensayo de tracción en caliente, obteniéndose los siguientes resultados:

I ) TAMAÑO DE GRANO : 2.5  $\mu\text{m}$

\* Velocidad de deformación:  $10^{-3} \text{ seg}^{-1}$

| TEMPERATURA ( $^{\circ}\text{C}$ )                      | 150 | 200 | 230 |
|---|-----|-----|-----|
| ESFUERZO DE ROTURA ( $\sigma$ ) $\text{kg}/\text{mm}^2$ | 1.9 | 1.6 | 1.4 |
| ELONGACION (%)  | 250 | 650 | 700 |

\* Velocidad de deformación:  $10^{-2} \text{ seg}^{-1}$

| TEMPERATURA ( $^{\circ}\text{C}$ )                      | 150 | 200 | 230 |
|---|-----|-----|-----|
| ESFUERZO DE ROTURA ( $\sigma$ ) $\text{kg}/\text{mm}^2$ | 4.0 | 2.5 | 1.9 |
| ELONGACION (%)  | 350 | 700 | 750 |

\* Velocidad de deformación:  $10^{-1} \text{ seg}^{-1}$

| TEMPERATURA ( $^{\circ}\text{C}$ )                      | 150 | 200 | 230 |
|---|-----|-----|-----|
| ESFUERZO DE ROTURA ( $\sigma$ ) $\text{kg}/\text{mm}^2$ | 10  | 6.0 | 4.0 |
| ELONGACION (%)  | 150 | 350 | 600 |



II) TAMAÑO DE GRANO : 4.4  $\mu\text{m}$

\* Velocidad de deformación:  $10^{-3} \text{ seg}^{-1}$

| <b>TEMPERATURA (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</b>                                 | <b>150</b> | <b>200</b> | <b>230</b> |
|--|------------|------------|------------|
| <b>ESFUERZO DE ROTURA (<math>\sigma</math>) <math>\text{kg}/\text{mm}^2</math></b> | 4.5        | 1.8        | 1.6        |
| <b>ELONGACION (%)</b>  | 200        | 450        | 600        |

\* Velocidad de deformación:  $10^{-2} \text{ seg}^{-1}$

| <b>TEMPERATURA (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</b>                                 | <b>150</b> | <b>200</b> | <b>230</b> |
|--|------------|------------|------------|
| <b>ESFUERZO DE ROTURA (<math>\sigma</math>) <math>\text{kg}/\text{mm}^2</math></b> | 10         | 3.6        | 2.7        |
| <b>ELONGACION (%)</b>  | 300        | 600        | 750        |

\* Velocidad de deformación:  $10^{-1} \text{ seg}^{-1}$

| <b>TEMPERATURA (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</b>                                 | <b>150</b> | <b>200</b> | <b>230</b> |
|--|------------|------------|------------|
| <b>ESFUERZO DE ROTURA (<math>\sigma</math>) <math>\text{kg}/\text{mm}^2</math></b> | 15         | 9.0        | 5.2        |
| <b>ELONGACION (%)</b>  | 150        | 250        | 350        |

De las Figs. 53 a 58 se gráfica a un tamaño de grano y a una velocidad de deformación fija, el esfuerzo de falla Vs. el % de elongación a diferentes temperaturas de ensayo.

De los resultados obtenidos, se nota que a 230  $^{\circ}\text{C}$  y una velocidad de deformación de  $10^{-2} \text{ seg}^{-1}$ , se obtiene la máxima deformación superplástica (750 %), siendo el tamaño de grano de 2.5 mm.

### 3.1.1 Efecto de la temperatura

Las Figs. 59 y 60, muestran los resultados experimentales obtenidos a 150, 200 y 230  $^{\circ}\text{C}$ , con un tamaño de grano de 2.5 y 4.4  $\mu\text{m}$ . Ambas figuras muestran el esfuerzo de flujo plástico máximo observado como una función de la velocidad de deformación inicial.

Estas curvas exhiben las formas características sinusoidales de materiales superplásticos, lográndose dividir dichas curvas fácilmente en tres regiones de distintos de comportamiento (I, II y III). Siendo  $m$  (sensibilidad de la velocidad de deformación) es igual a:  $m = \delta \sigma / \delta \dot{\epsilon}$  y se calcula como la pendiente. Luego la sensibilidad de la velocidad de deformación  $m$ , es bajo a valores muy bajos de la velocidad de deformación impuesta (Región I), se incrementa a una velocidad de deformación intermedia (Región II), y entonces decrece de nuevo a altas velocidades de deformación (Región III).

Las Figs. 61 y 62, muestran el % de elongación de cada muestra hasta la fractura,  $\% \Delta L / L_0$ , como una función de la velocidad de deformación a tamaños de grano de 2.5 y 4.4  $\mu\text{m}$ , donde  $\Delta L$  es el incremento total en longitud en el punto de la falla y  $L_0$  es la longitud útil de la muestra.

Aunque hay alguna difusión en los puntos de datos individuales, estas curvas experimentales revelan cuatro rasgos significativas:

i) La máxima ductilidad ocurre sobre un rango intermedio de velocidad de deformación, y hay una disminución en la deformación hasta la falla en valores ya sea altos y bajos de la velocidad de deformación  $\dot{\epsilon}$ .

ii) Cuando se incrementa la temperatura del ensayo, el pico en la curva de  $\Delta L / L_0$  Vs.  $\dot{\epsilon}$  ocurre a velocidades de deformación más altas

iii) La máxima ductilidad obtenible ocurre en las más altas temperaturas de ensayo a más altas velocidades de deformación, pero a bajas velocidades de deformación este intento es invertido.

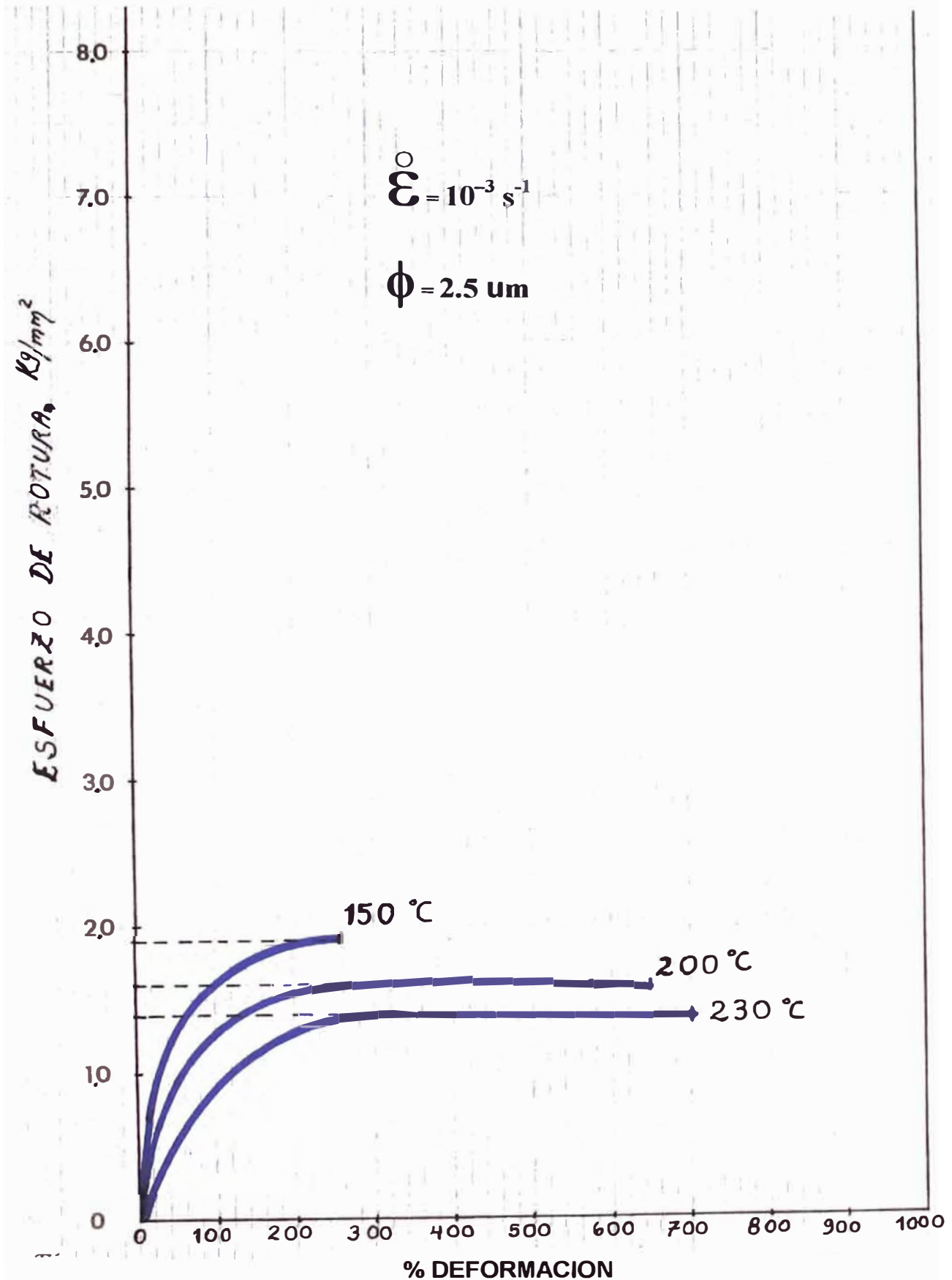


Fig. 53. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 2.5 micrones realizados a diferentes temperaturas de ensayo, siendo la velocidad de deformación de  $10^{-3} s^{-1}$ .

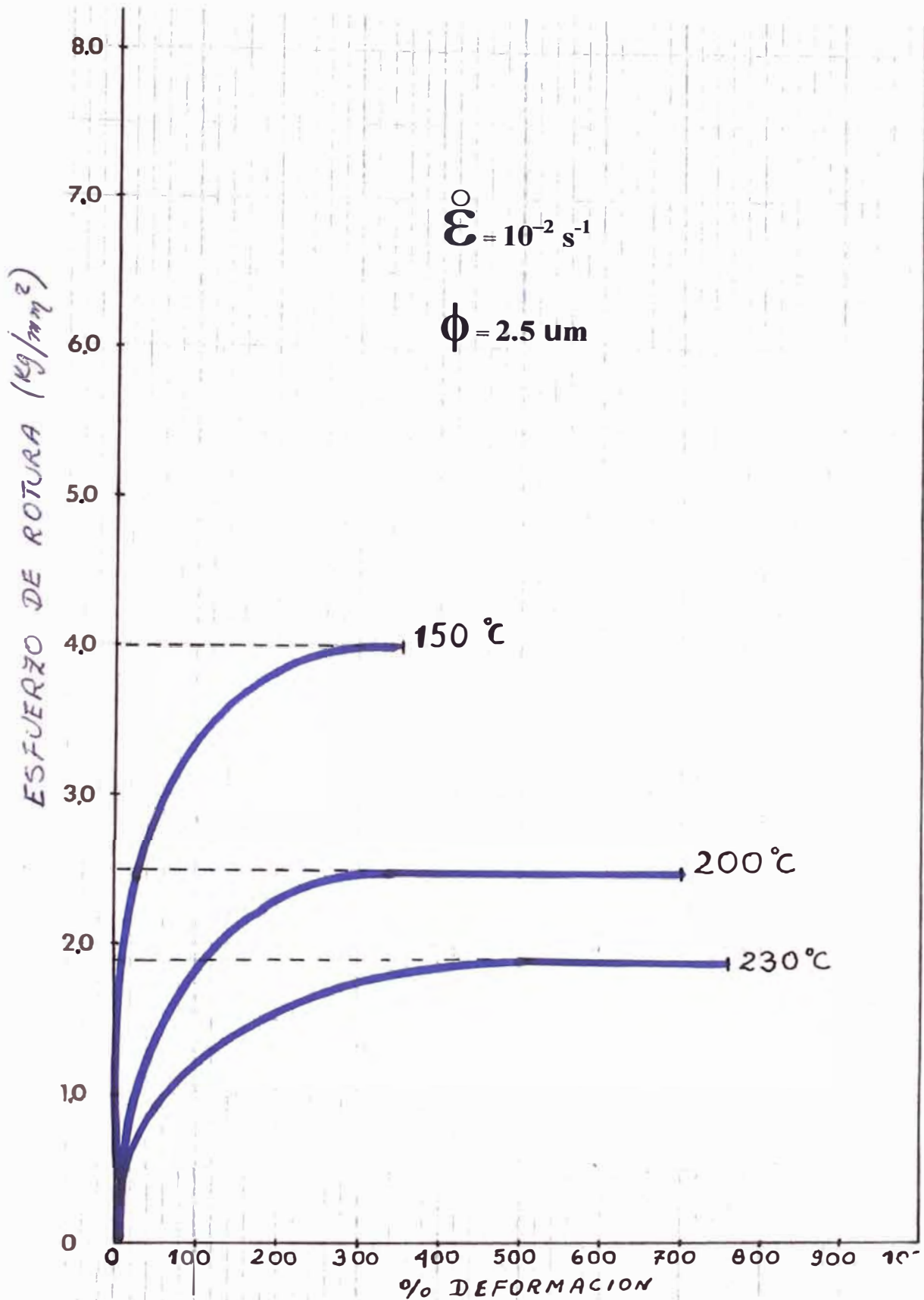


Fig. 54. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 2.5 micrones realizados a diferentes temperaturas de ensayo, siendo la velocidad de deformación de  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

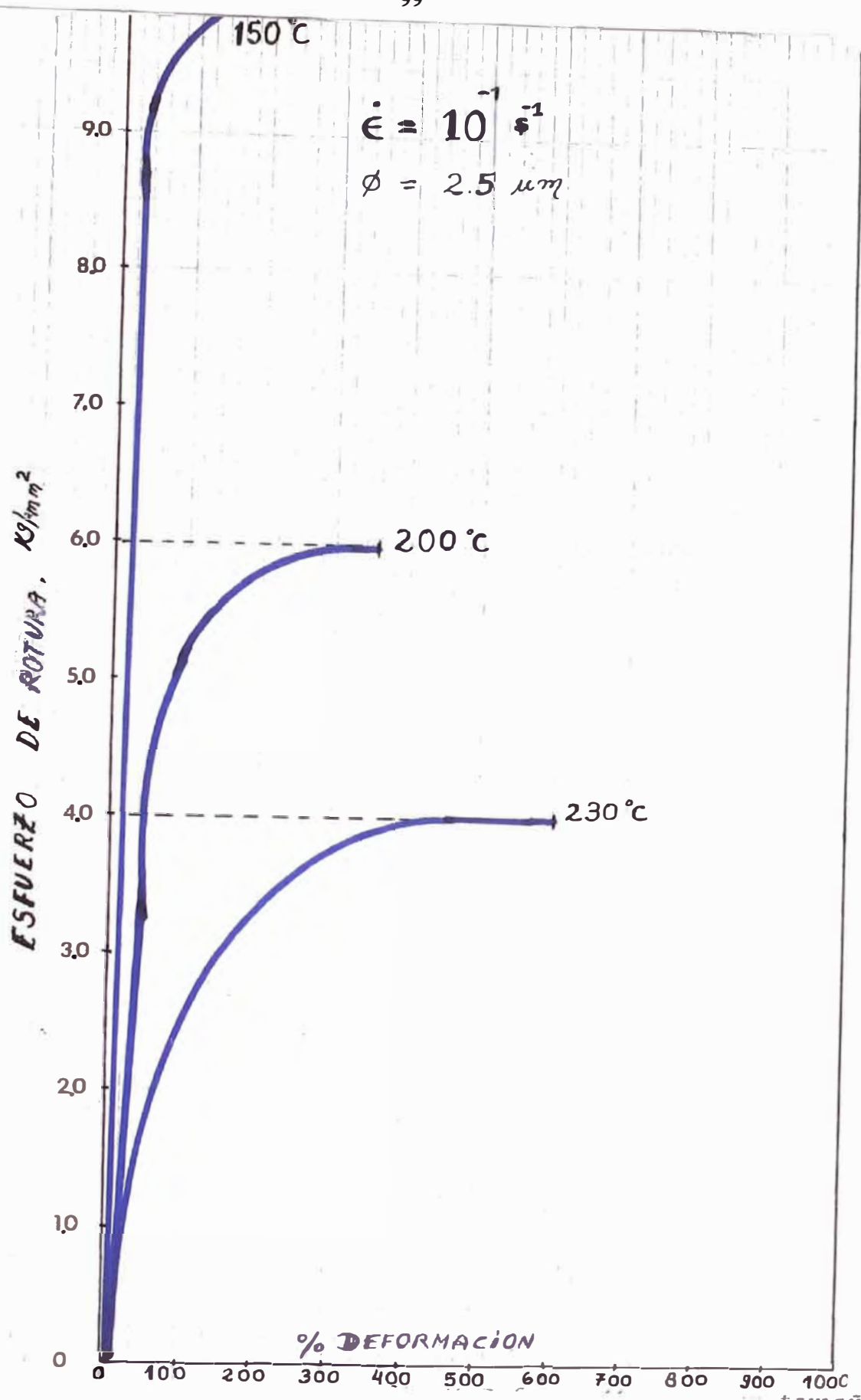


Fig. 55. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 2.5 micron realizados a diferentes temp. de ensayo (vel. de deformación de  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ).

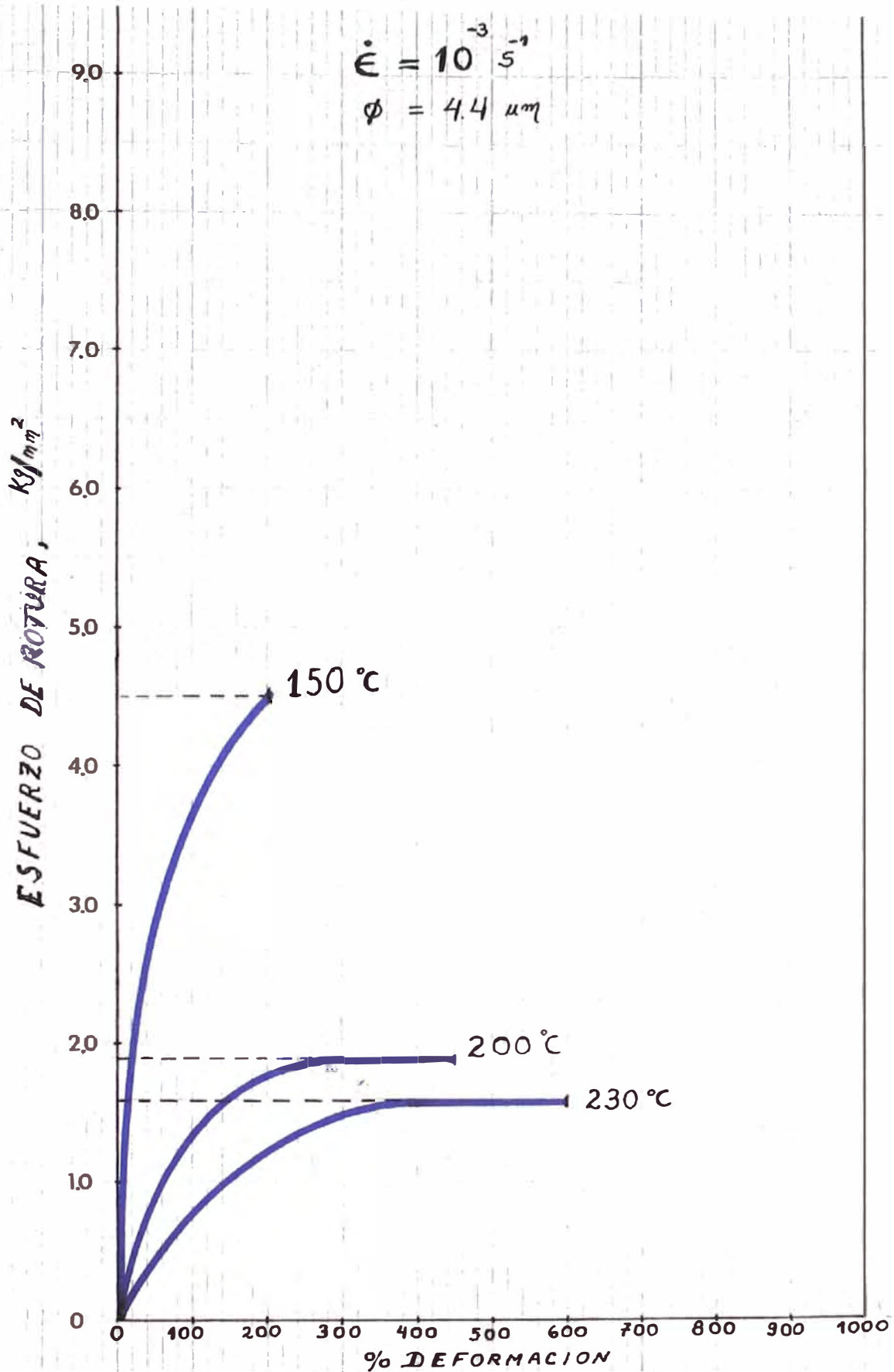


Fig. 56. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 4.4 micrones, a diferentes temperaturas de ensayo, siendo la velocidad de deformación de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .



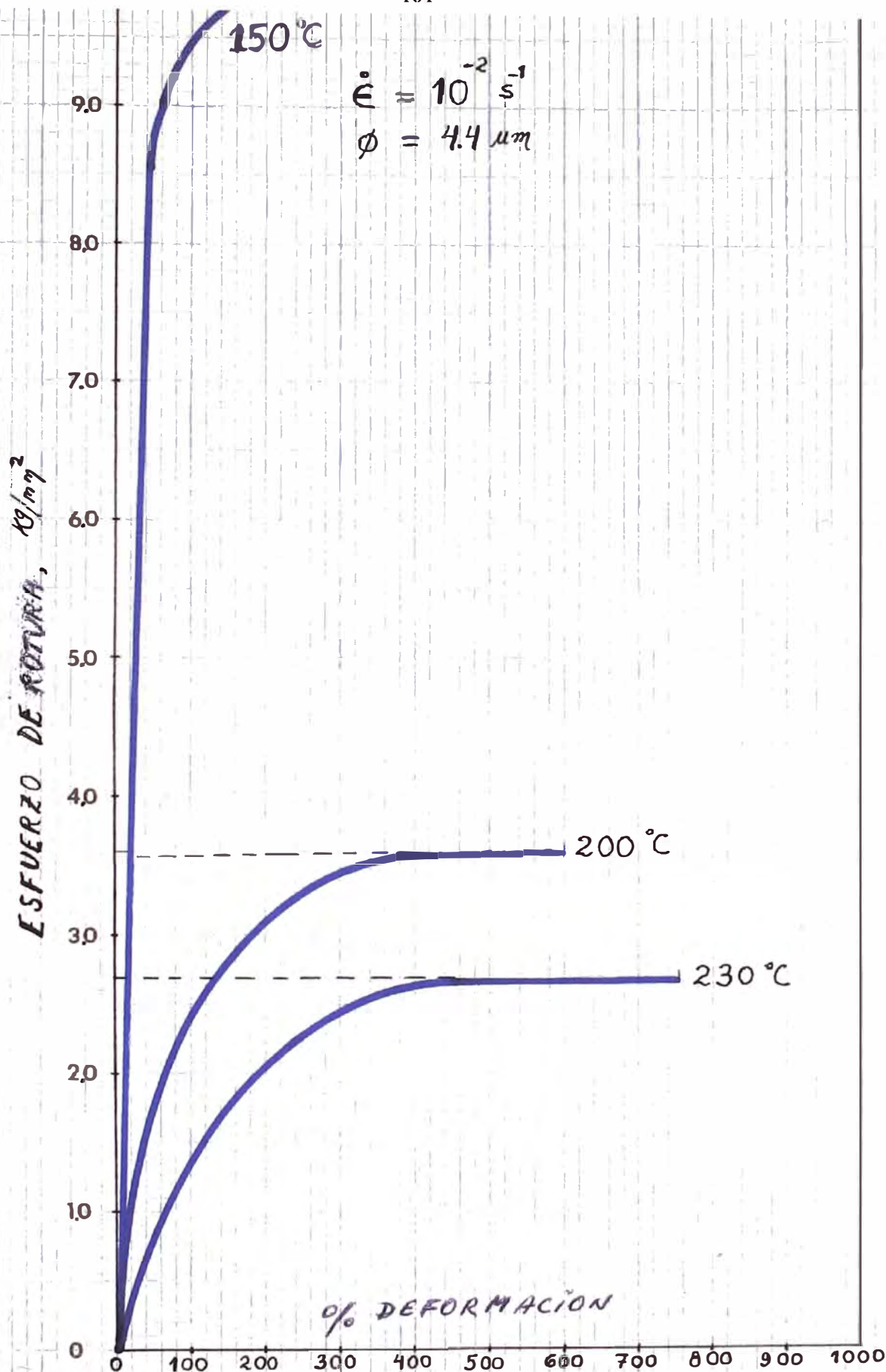


Fig. 57. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 4.4 micrones realizados a diferentes temp., siendo la vel. de deformación de  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .



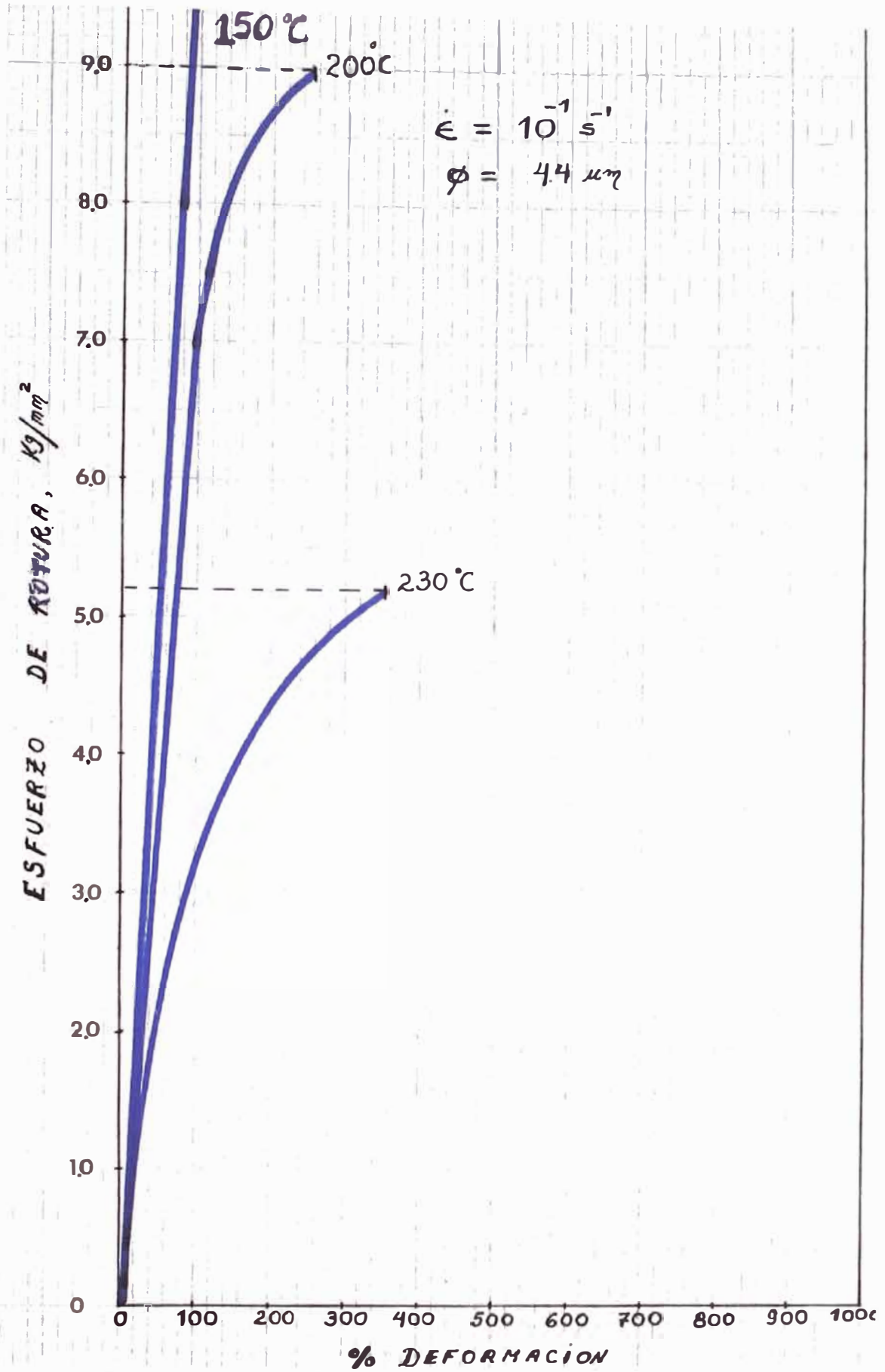


Fig. 58. Esfuerzo de Rotura Vs. % Deformación para un tamaño de grano de 4.4 micrones realizados a diferentes temp. Ensayo (Vel. deformación de  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ )

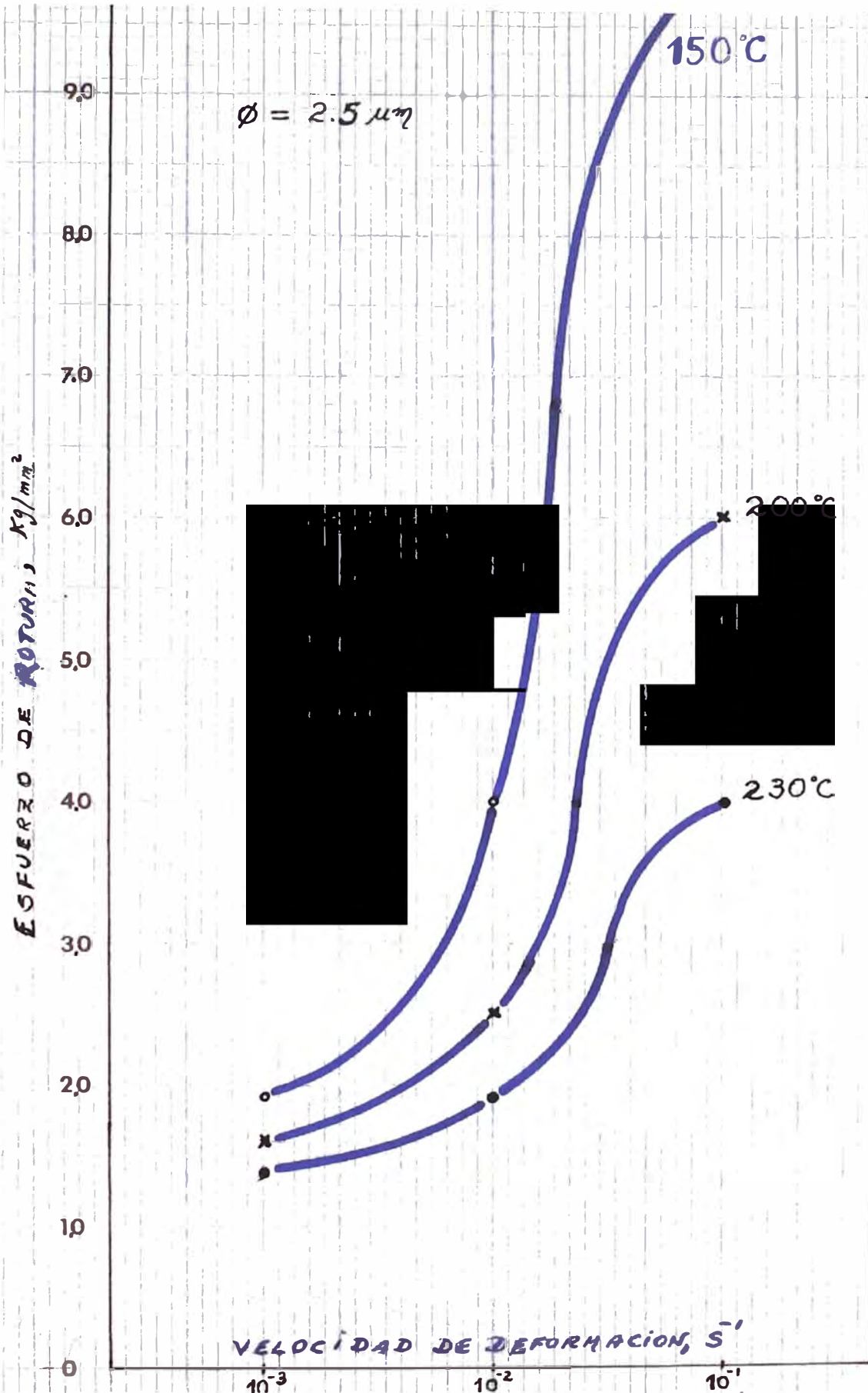


Fig. 59. Esfuerzo de Rotura Vs. Velocidad de Deformación realizadas a diferentes temperaturas de ensayo, para un tamaño de grano de 2,5 micrones.

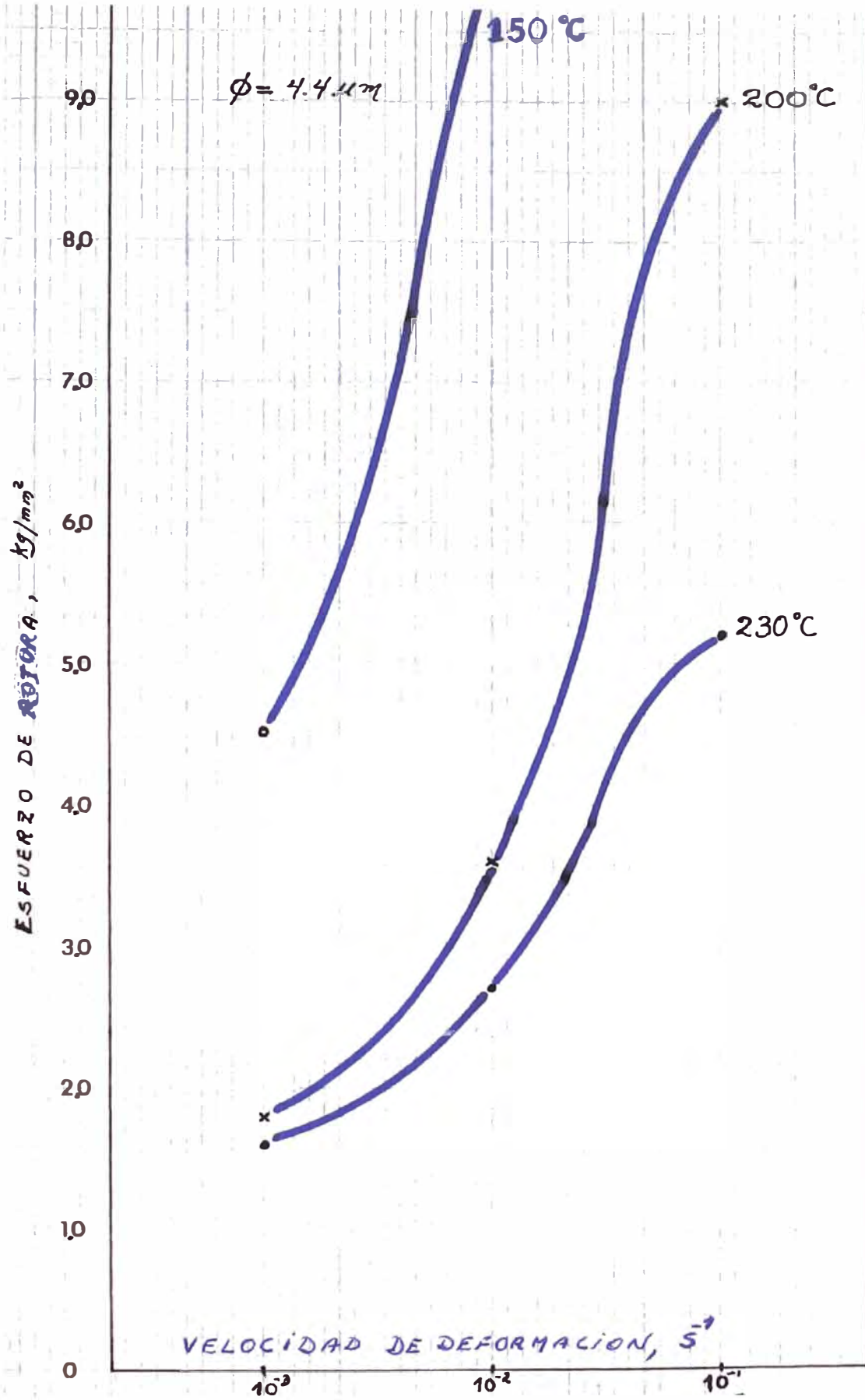


Fig. 60. Esfuerzo de Rotura Vs. % Velocidad de Deformación realizados a diferentes temperaturas de ensayo, para un tamaño de grano de 4.4 micrones.

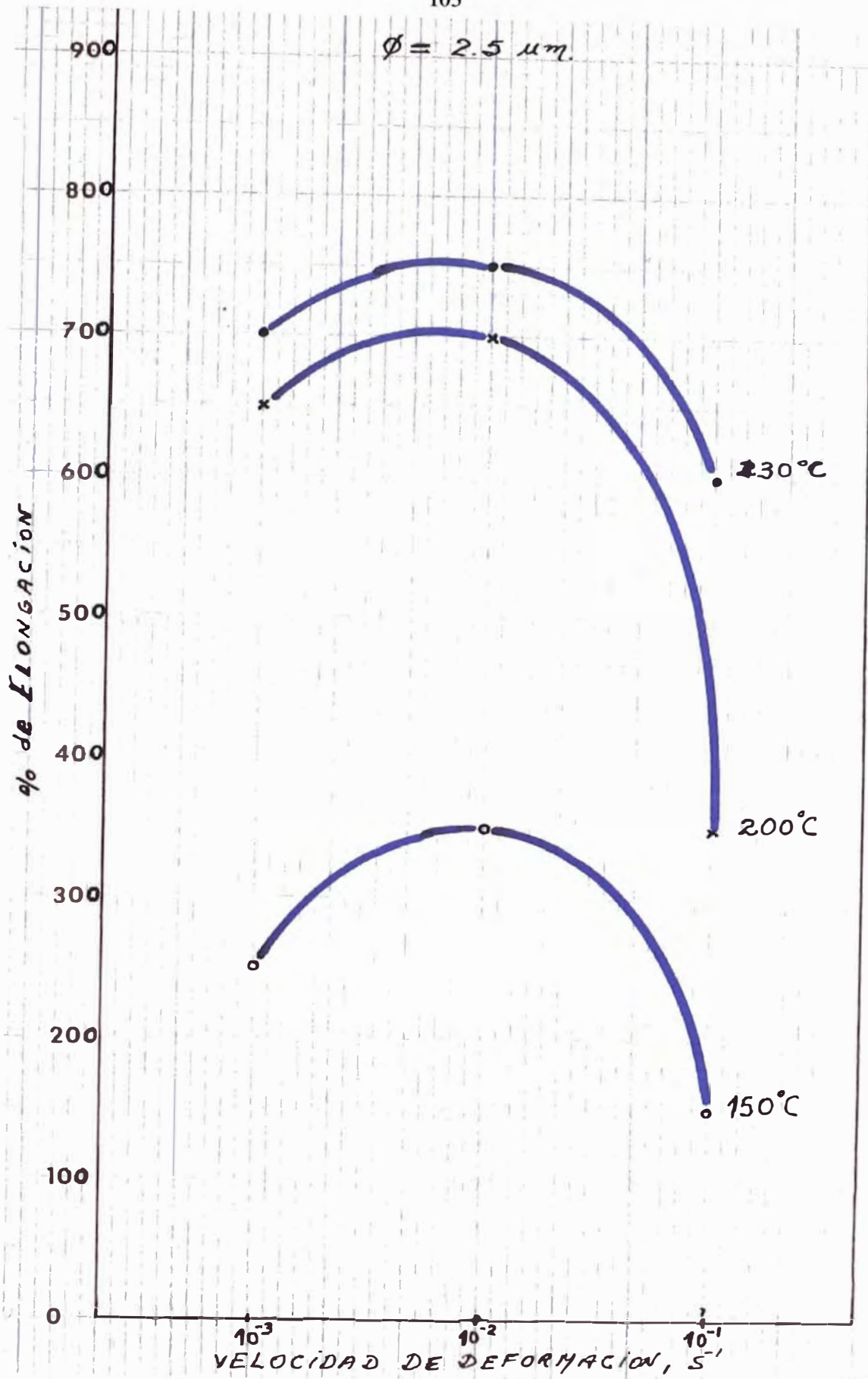


Fig. 61. % Elongación Vs. Velocidad de Deformación realizados a diferentes temperaturas de ensayo (tamaño de grano = 2,5 micrones).



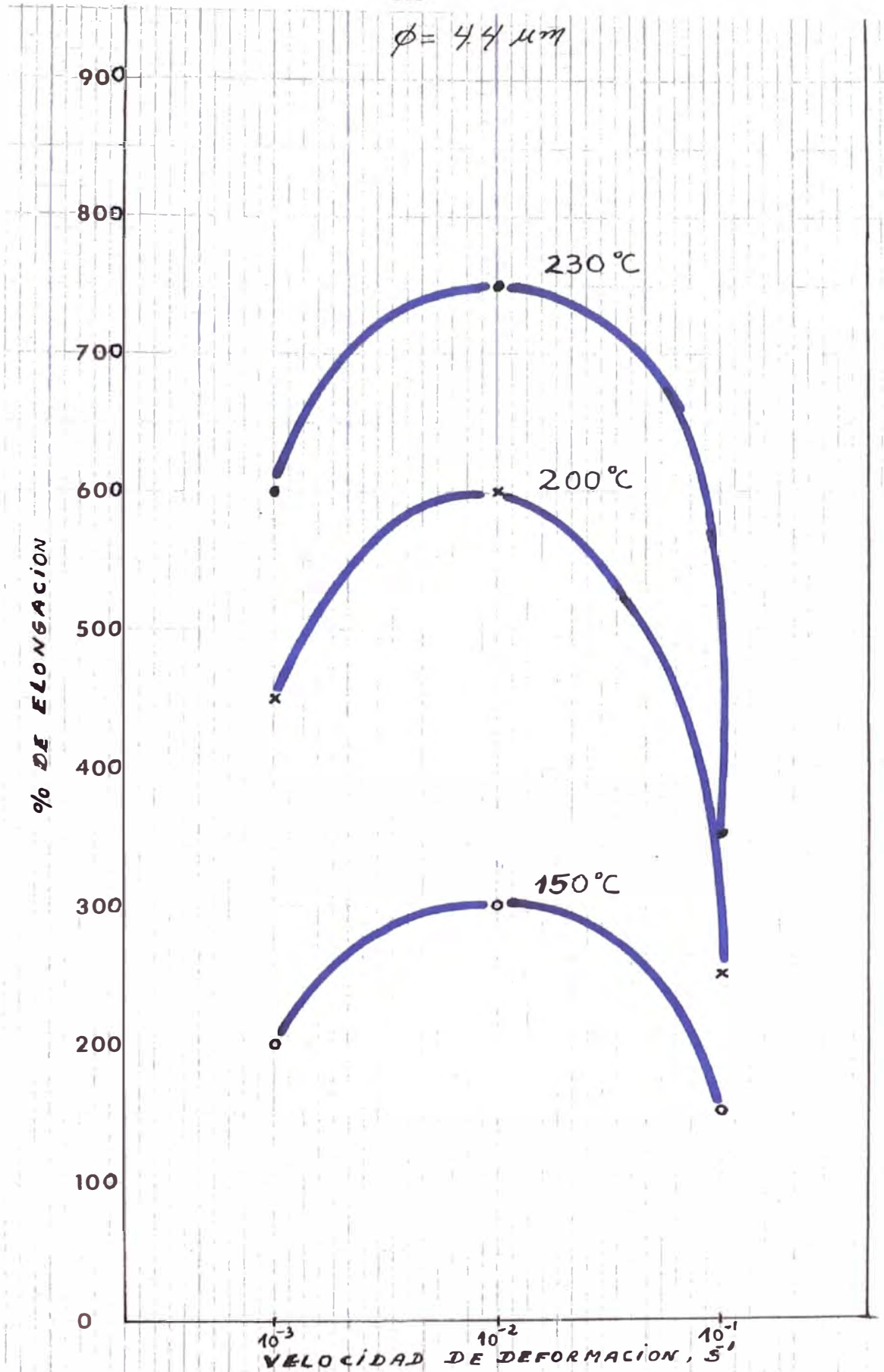


Fig. 62. % Elongación Vs. Velocidad de Deformación realizados a diferentes temperaturas de ensayo (tamaño de grano = 4.4 micrones).

### 3.1.2 Efecto del tamaño de grano inicial

En la Fig. 63, se gráfica el esfuerzo de flujo máximo Vs. la velocidad de deformación inicial para diferentes tamaños de grano.

La influencia del tamaño de grano inicial sobre las curvas de ductilidad es mostrado en el figura 64 para muestras teniendo tamaños de grano de 2.5 y 4.4  $\mu\text{m}$ , ensayados a una temperatura de 200 °C.

Aunque hay de nuevo alguna difusión en los resultados de ductilidad, tres conclusiones son visibles:

- i) Cuando el tamaño de grano inicial es incrementado, el pico en la curva de  $\Delta L/ L_0$  Vs.  $\epsilon$  ocurre a más bajas velocidades de deformación.
- ii) La máxima ductilidad obtenible en la región superplástica se incrementa cuando el tamaño de grano es disminuido.
- iii) La máxima ductilidad ocurre con el tamaño de grano inicial más pequeño a altas velocidades de deformación, pero a bajas velocidades de deformación este intento es invertido.



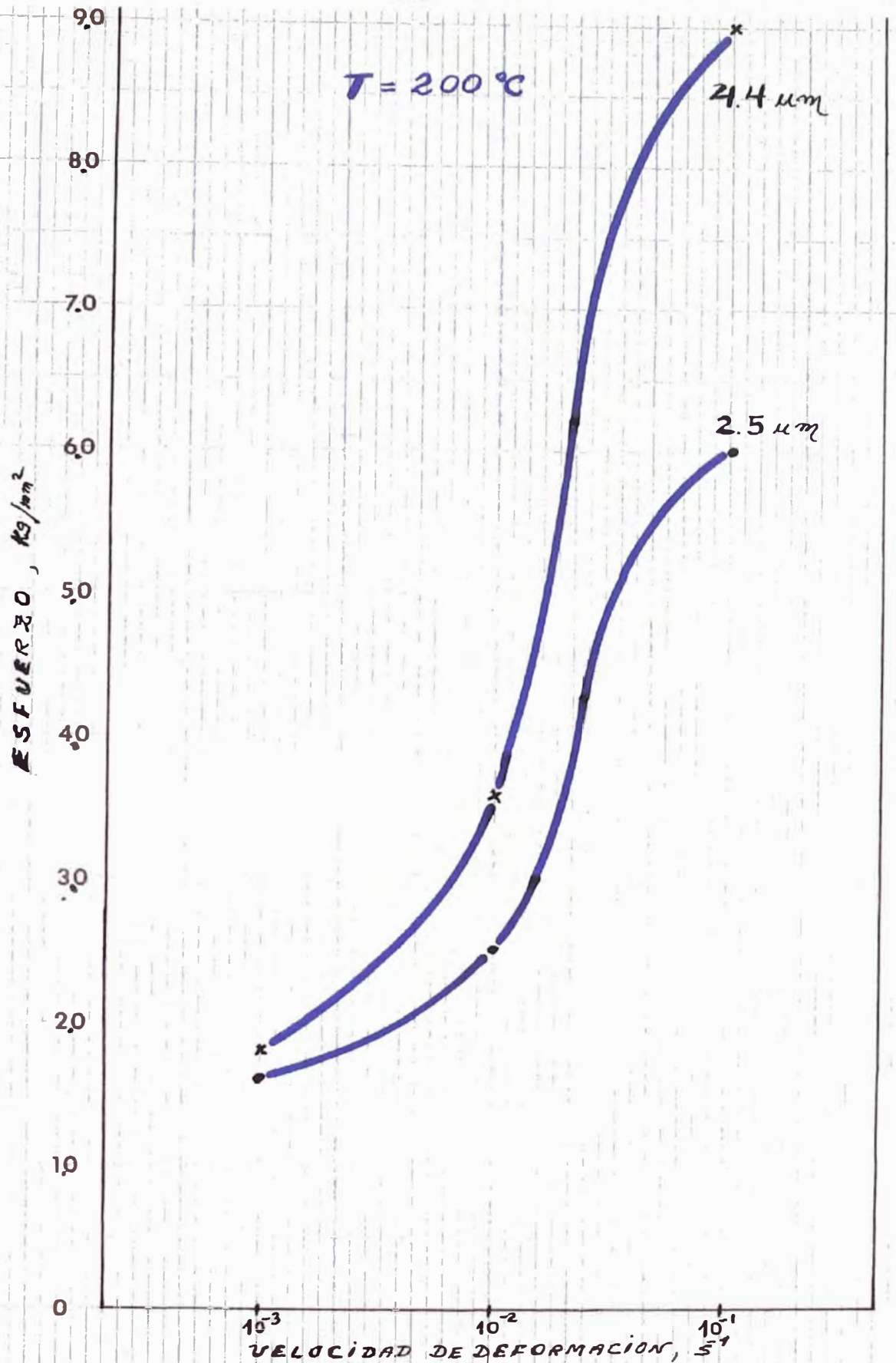


Fig. 63. Esfuerzo del Flujo Plástico en el punto de rotura Vs. Velocidad de Deformación realizados a diferentes tamaños de grano (temperatura de ensayo =  $200\text{ }^\circ\text{C}$ ).

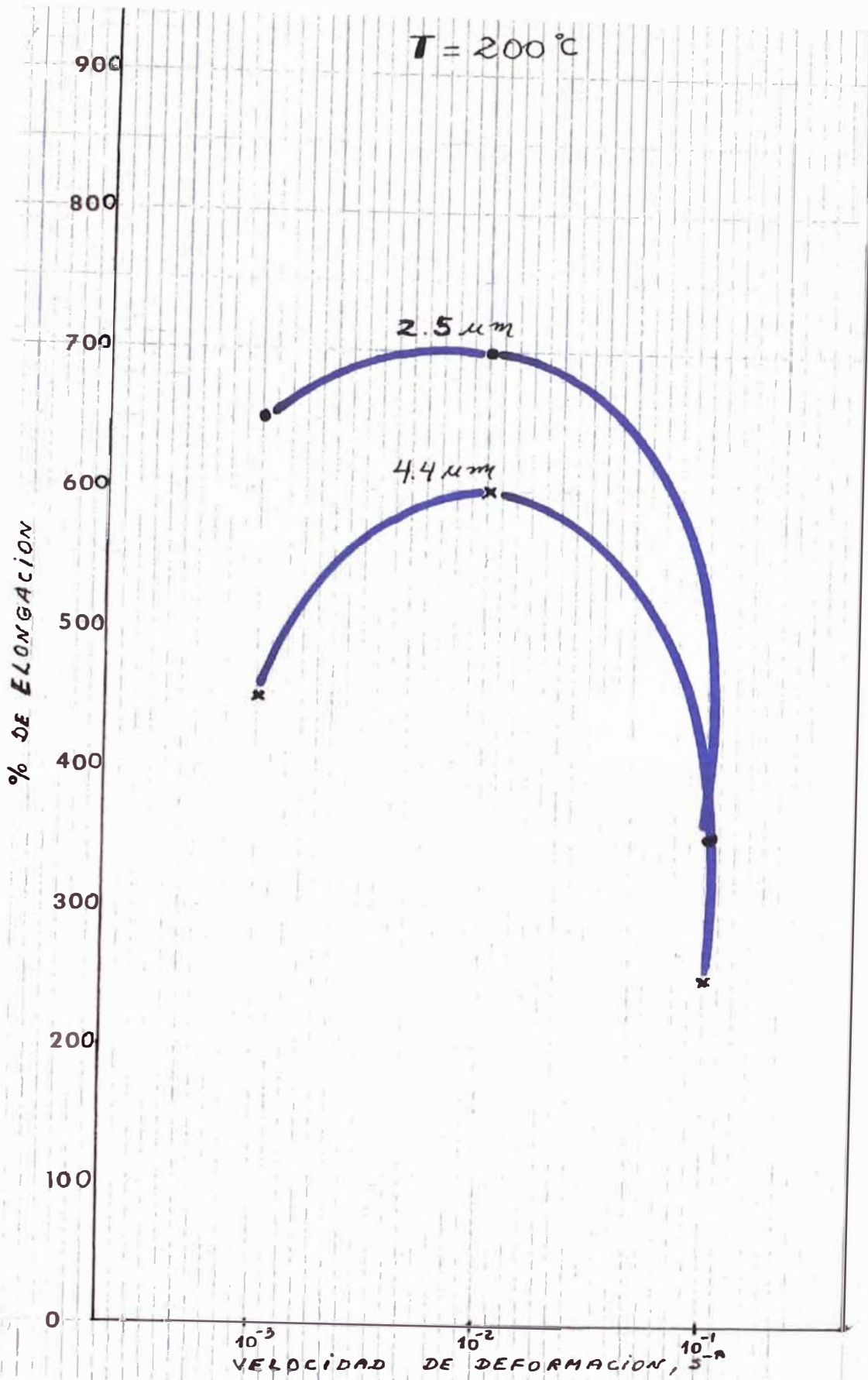


Fig. 64. % Elongación Vs. Velocidad de Deformación a diferentes tamaños de grano (temperatura de ensayo = 200 °C).

### 3.2 Determinación de la máxima sensibilidad de la velocidad de deformación (m), mediante el ensayo de velocidad de deformación diferencial

Con el valor máximo del porcentaje de elongación, a un tamaño de grano inicial de 2.5  $\mu\text{m}$  y a una temperatura de 250 °C, se procedió a determinar el máximo valor de **m** (fórmula IV-3), mediante la técnica de velocidad de deformación diferencial, obteniéndose:

$$m = \log (\sigma_2 / \sigma_1) / \log (\epsilon_2 / \epsilon_1)$$

$$m = \log (3.8/0.58) / \log (10^{-1}/10^{-3})$$

$$m = 0.408$$

Este valor obtenido de “**m**” nos está comprobando que la aleación estudiada se comporta como una aleación superplástica, ya que **m** se encuentra dentro del rango especificado (0.4 –0.6) para las aleaciones superplásticas.

## *CAPITULO VI*

### **DISCUSION DE RESULTADOS**

#### **1.- REACCIONES EN EL ESTADO SOLIDO EN LAS ALEACIONES DE Zn-Al**

La mayoría de las aleaciones de zinc están basados en el sistema Zn-Al con adiciones de otros elementos. El aluminio incrementa la fluidez del zinc y da como resultado mejores propiedades mecánicas. El cobre es usado para endurecer y dar resistencia.

Hay dos tipos de transformaciones de fase el cual puede ocurrir en las aleaciones comerciales Zn-Al. Uno tiene efectos relativamente de corto alcance (minutos o horas) y el otro efecto de más largo alcance (semanas o años).

La transformación con efectos de corto alcance es la descomposición de las fases metaestable de alta temperatura rico en aluminio, el cual caracteriza el sistema binario Zn-Al en fases en equilibrio estable a temperatura ambiente. El diagrama de fase es mostrado en la Fig. 4.

Aunque hay algún desacuerdo a la existencia de la reacción peritética, y por lo tanto a la presencia del eutectoide a 69 % Zn, el rasgo esencial al diagrama de fase es la presencia de campos de fases de alta temperatura, extendiéndose a lo largo del diagrama de fase hasta 80 % Zn, representado por las fases  $\alpha$ ,  $\alpha'$  y  $\beta$ , donde todos tienen la estructura FCC del aluminio.

En el sistema binario de las aleaciones Zn-Al, el material eutectoide ( $\beta$ ) se descompone en constituyentes en equilibrio ( $\alpha + \eta$ ) en menos de 2 min después del temple, desde sobre la temperatura eutectoide.

Similarmente la solución sólida ( $\alpha$ ) supersaturada se transforma a los constituyentes en equilibrio ( $\alpha + \eta$ ), por una precipitación del exceso de zinc (fase  $\eta$ ) en un período de tiempo relativamente corto.

Ambas transformaciones ocurren en la solidificación, después de la fundición, o isotérmicamente después del tratamiento de solubilización, temple y envejecimiento.

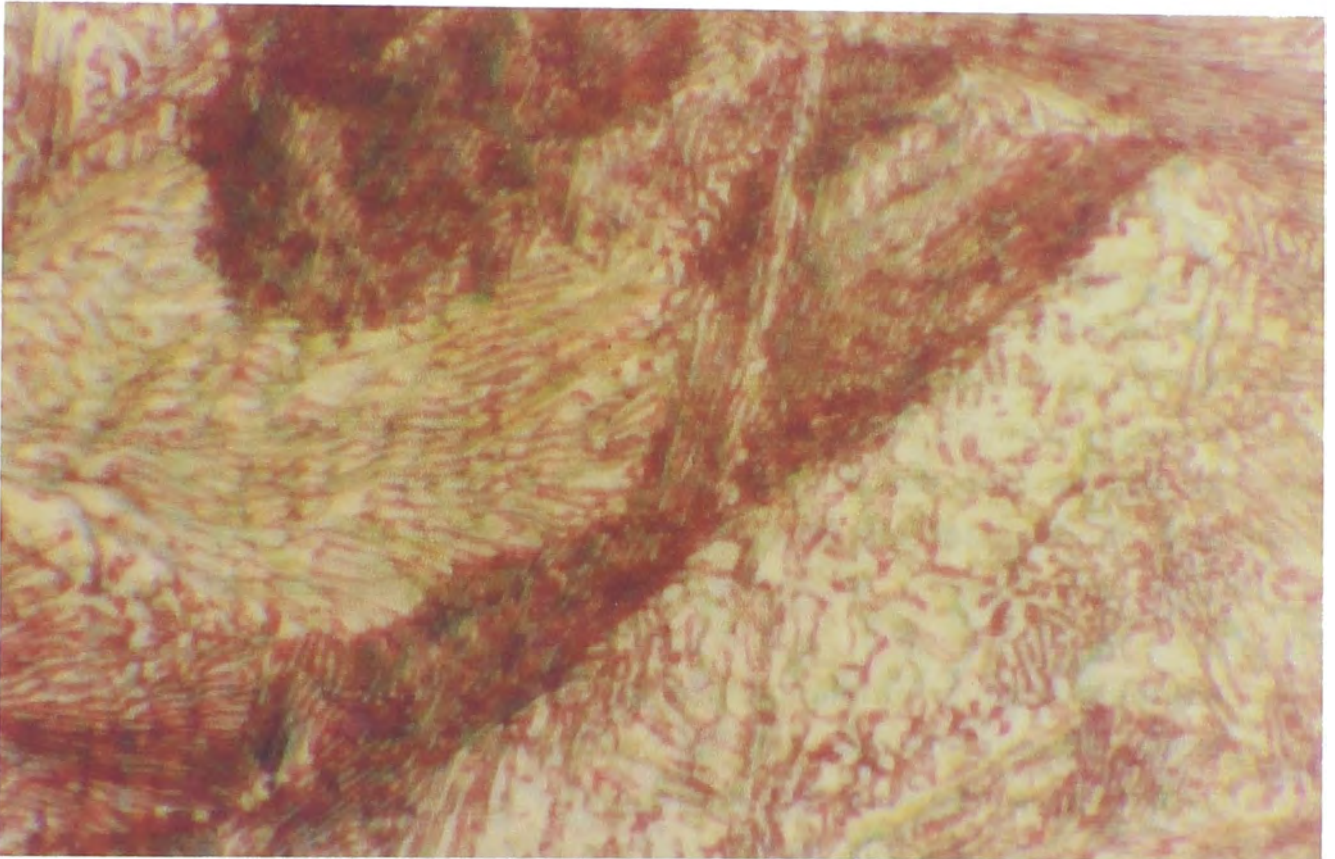
Las reacciones de descomposición llegan a ser más complicadas en los contenidos medios de aluminio. De acuerdo a la Fig. 1, la mayoría de las aleaciones cerca de 50 % de Al se descompone en un enfriamiento lento, vía una reacción monotectoide, dos reacciones sucesivas eutectoide y un cambio de solubilidad.

En las aleaciones binarias cerca de 22 % Al, o aleaciones comerciales, tales como ZA27, donde la estructura de alta temperatura es predominantemente la fase alfa FCC, la estructura metalúrgica puede ser radicalmente cambiada por un tratamiento térmico.

La Fig. 45 muestra la estructura de la aleación ZA27 en el estado fundido. El eutéctico oscuro ha sido producido por coring (microsegregación) y si es tratado térmicamente por una solubilización a 350 °C por un mínimo de 24 hr. se produce una estructura homogénea de fase beta ( $\beta$ ).

En un enfriamiento lento a través de la temperatura eutectoide esto se descompone para formar una estructura lamelar fina similar a la perlita en los aceros (Fig. 65).





*Fig. 65. Estructura lamelar de la aleación casi eutectoide, tratado por solubilización a 350 °C y enfriado lentamente.*

Si en vez que la aleación tratado por solubilización, es templado y envejecido a bajas temperaturas, es eventualmente formado una dispersión muy fina y uniforme de zinc en aluminio. (Figs. 49 y 50).

Las propiedades mecánicas relacionado a esta aleación simple, por estas estructuras metalúrgicas diferentes, difieren muy significativamente y debiera ser considerado el tratamiento térmico como un medio de elección a una aleación para una aplicación particular.

La adición del cobre y magnesio a las aleaciones binarias incrementa el tiempo de transformación de las fases beta ( $\beta$ ) desde 1 minuto a varios días a la temperatura ambiente.



## 2.- ESTUDIOS DEL COMPORTAMIENTO SUPERPLÁSTICO DE LA ALEACION EUTECTOIDE Zn / Al

La aleación superplástica eutectoide Zn-Al se puede comportar superplásticamente en una rango bastante amplio de velocidad de deformación. La sensibilidad del esfuerzo de flujo plástico con la velocidad de deformación crece con el mismo y el máximo valor determinado para  $m$  fue de 0.41 a una velocidad de deformación de  $10^{-2} \text{ seg}^{-1}$ , con un tamaño de grano de 2.5 mm, alcanzando una elongación máxima de 750 %.

Verificamos ese resultado que es aproximadamente igual al obtenido por Backofen, Turner y Avery(1) (Fig. 66) para la aleación casi eutectoide 80/20 ( $m = 0.52$ ) y es bastante superior a  $m = 0.44$  obtenido por Naziri y Pearce(3) para esa misma aleación.

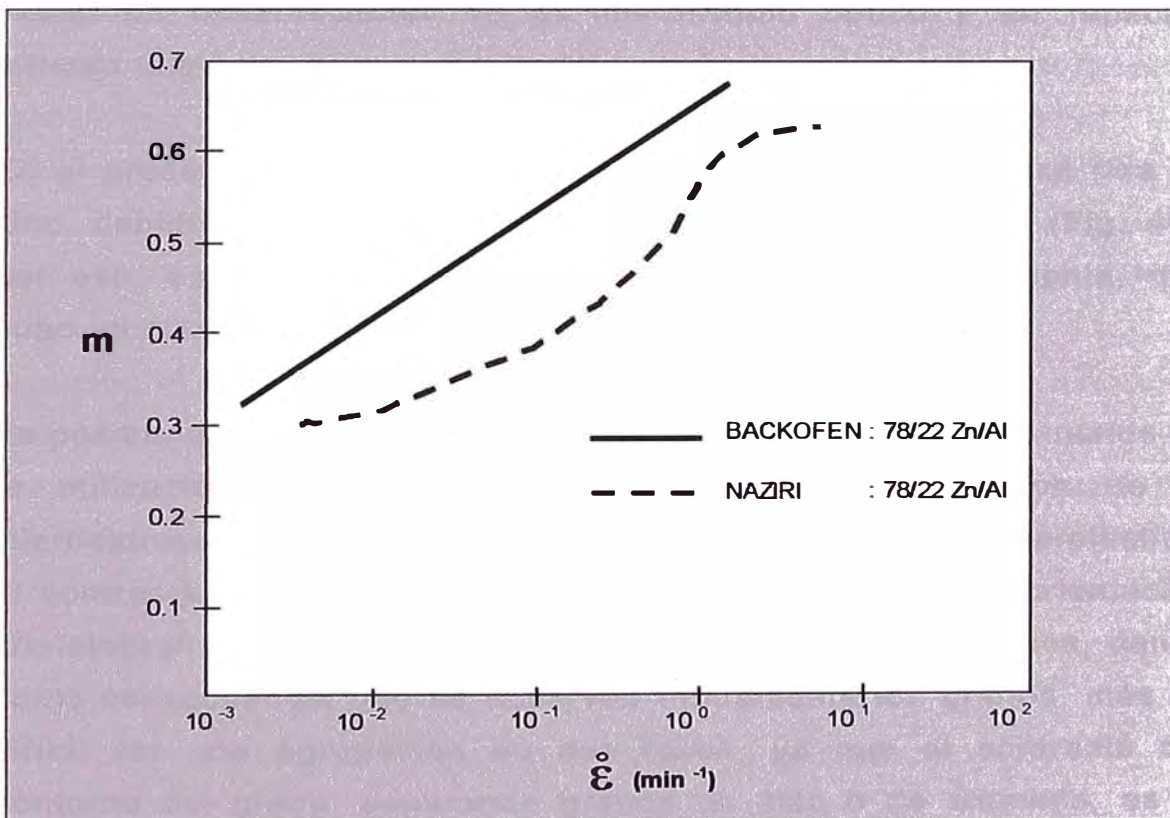


Fig. 66. Curvas  $m$  (SRS) x  $\epsilon$  para la aleación superplástica Zn/Al (78/22).

El examen metalográfico de la aleación reveló que su estructura estaba formada por una mezcla de áreas con granulación fina y áreas lamelares, lo que explicaría los valores menores de superplasticidad.

De las aleaciones estudiadas, presentan un crecimiento del tamaño de fase con la deformación superplástica.

Existe controversia en la literatura sobre si hay o no un crecimiento del tamaño de grano o fase con la deformación superplástica, habiendo hasta una cierta confusión entre las denominaciones de grano o fase.

Algunos autores se basan en observaciones de laminas delgadas en el microscopio electrónico de transmisión, afirman que no hay crecimiento del tamaño de grano con la deformación superplástica, sino después de deformaciones de 1000 %; en tanto, otros autores se basan en observaciones en el microscopio óptico y en replicas, afirman que hay un crecimiento del tamaño de grano.

En el presente trabajo, el crecimiento del tamaño de la fase rica en zinc, debido a una deformación superplástica es evidente (Fig. 49), por eso, esta observación no permite deducir, unívocamente, que hubo un crecimiento análogo en el tamaño de los granos.

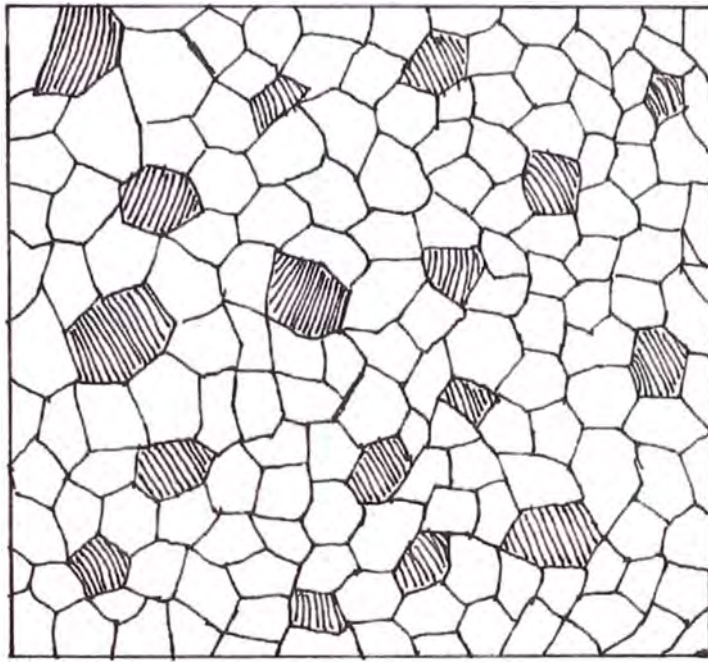
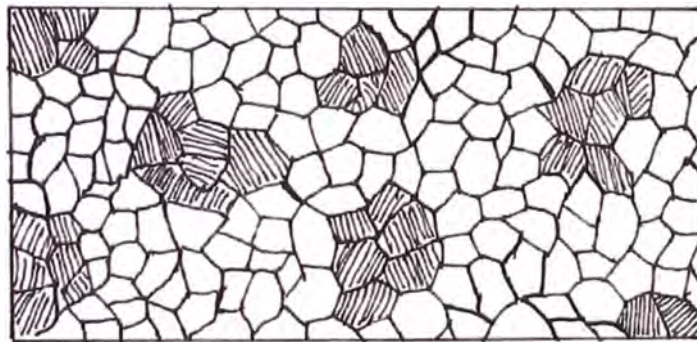
Es posible que una contradicción en los trabajos publicados reside en la utilización de técnicas diferentes en la observación de la microestructura. Al observar las laminas de la aleación superplástica, el contraste de los granos depende principalmente de la orientación cristalográfica de los mismos y no de la composición química, dando como consecuencia que se observen nítidamente los granos, más es difícil ver una agrupación en dos fases, ya que el contraste del contorno del grano, separando granos de zinc o de aluminio, es el mismo del contraste del contorno que separa un grano de zinc de otro de aluminio.

Contrariamente, cuando se observan superficies atacadas químicamente o replicas de estas superficies, los agentes de ataque usualmente utilizados revelan, preferencialmente, los contornos separando granos de zinc y aluminio, o sea, que sólo los contornos de fase son claramente visibles.

Una explicación que eliminaría la aparente contradicción en los resultados obtenidos por diferentes investigadores sería que, durante la deformación superplástica, los granos de zinc se agrupan con otros granos de zinc, sin que el tamaño de grano aumente, formando, por eso, fases de mayor tamaño. El resultado de este proceso está visualizado en el esquema de la Fig. 67. Aceptando que eso ocurra, realmente, el crecimiento del tamaño de fase sería una consecuencia del mecanismo de deformación superplástica.

En el caso de las aleaciones de Zn/Al, los mecanismos propuestos para explicar el flujo plástico involucran deslizamiento de los contornos de grano asociados con una migración de los contornos o con una recristalización continua.

En los trabajos más recientes, el mecanismo de deslizamiento de los contornos de grano, asociado con rotaciones de los mismos, parece ser el modo de deformación predominante. Por eso, la elaboración de modelos realísticos de deformación basados en el deslizamiento de los contornos encuentra dificultades considerables debido a la constitución bifásica de la mayor parte de las aleaciones superplásticas.

**a****b**

*Fig. 67. Esquema de la dispersión de las fases en la aleación Zn/Al (78/22) (a) Sin deformación (b) Después de la deformación.*

Cuando hay deslizamiento de granos de una misma fase, las tensiones ocasionadas en el proceso en las regiones próximas de los contornos pueden eliminarse por procesos de migración de átomos. En el caso del deslizamiento entre granos de fases distintas, las tensiones creadas durante el deslizamiento no podrían ser eliminadas sin que hubiese una redistribución de átomos de aluminio y zinc formándose, en consecuencia, próximo a los contornos, una faja de composición química diferente.

En ese caso sería necesario, acompañando el proceso de deformación, una difusión rápida que restablecería las composiciones químicas iniciales de las dos fases.

Parece razonable pensar que el deslizamiento entre contornos de grano de una misma fase es más fácil que el de los contornos de grano de fases distintas. Eso traería, como consecuencia, que durante la deformación, por un mecanismo que no sabemos precisar, los granos de una misma composición química tenderían a agruparse sin perder su individualidad, por eso, ocasionan un crecimiento de la fase.

#### **4.- FACTORES QUE INFLUENCIAN LA DUCTILIDAD EN LA ALEACION SUPERPLÁSTICA EUTECTOIDE Zn - 22 % Al**

##### **4.1 Efecto de la temperatura y el tamaño de grano**

Las curvas de ductilidad mostrados (Figs. 61 - 64) revela varios rasgos el cual es resumido en los resultados. En orden de interpretar estos resultados experimentales, es necesario considerar dos factores el cual afectan la ductilidad de la muestra.

#### 4.2 Influencia de la sensibilidad de la velocidad de deformación (m) sobre la estricción

La ductilidad total observada en un ensayo de tracción es grandemente influenciado por la sensibilidad de la velocidad de deformación, ya que un alto valor de  $m$  conduce a una situación en el cual la estricción es difusa y no se propagan. Bajo estas condiciones, las áreas de la sección transversal reducida se deforman a velocidades similares al resto de la muestra, y el comportamiento es superplástico.

El requisito de un alto valor de  $m$  puede ser demostrado combinando lo siguiente:

$$\sigma = B \varepsilon^m \quad \dots\dots(1)$$

donde :

$\sigma$  = Esfuerzo de flujo plástico

$B$  = Constante

$\varepsilon$  = Velocidad de deformación

$m$  = Sensibilidad de la velocidad de deformación

Combinando con las definiciones de tensiones:

$$\sigma = P / A \quad \dots\dots(2)$$

donde :

$P$  = Fuerza de tensión

$A$  = Area de la sección transversal

y la velocidad de deformación a un volumen constante:

$$\varepsilon = - (1/A) \delta A / \delta t \quad \dots(3)$$

donde :

$t$  = tiempo



para obtener:

$$-\frac{\delta A}{\delta t} = \left[ \frac{P}{B} \right]^{1/m} \left[ \frac{1}{A^{(1-m)/m}} \right] \dots\dots\dots (4)$$

La ecuación (4) muestra que  $\delta A / \delta t$  alcanza un nivel común cuando

$m \rightarrow 1$ , y para el flujo viscoso Newtoniano cuando  $m = 1$  el valor de  $\delta A / \delta t$  es independiente de A.

Es por lo tanto anticipado que  $\rho L / L_0$  se incrementará cuando se incrementa  $m$  y alcanza un máximo en la región II. Además parece como que el máximo ocurre casi al centro de la región II, donde la influencia de las regiones I y III es un mínimo.

En la práctica, un examen de las Figs. 61-64 muestran que los picos en las curvas de ductilidad tienden a coincidir con los puntos el cual está dentro de la región II, pero ligeramente más cerca a los puntos de transición a la región I.

Este efecto probablemente se eleva, porque una estricción una vez desarrollado se deformará en una velocidad de deformación, el cual es efectivamente más alto que el resto de la longitud útil del ensayo.

De este modo, para que las muestras exhiban una ductilidad máxima en estos experimentos, cualquier estricción ligera se deformará en un punto cerca al centro de la región II.

El efecto de relacionar  $\rho L / L_0$  a  $m$  esta ilustrado esquemáticamente en la Fig. 68, donde la curva sólida muestra el comportamiento anticipado a 200 °C y la otra curva muestra el predicho a 150 °C basado únicamente en el valor de la

sensibilidad de la velocidad de deformación. Como se indicó, el pico en la curva de ductilidad ocurre a un valor bajo de velocidad de deformación impuesta con una disminución en la temperatura.

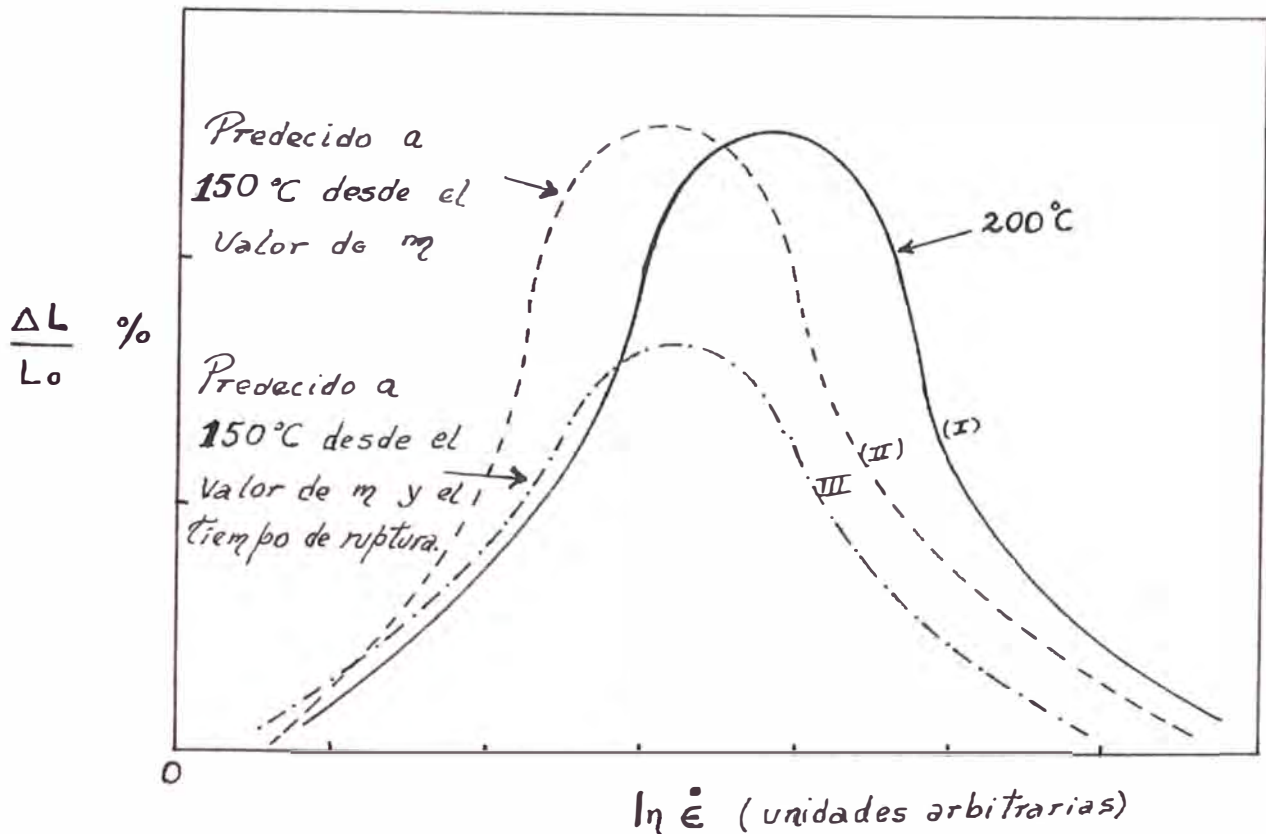


Fig. 68. La curva (I) y (II) muestran el comportamiento anticipado a  $200^\circ\text{C}$  y  $150^\circ\text{C}$  respectivamente, basado solamente en el valor de la sensibilidad a la velocidad de deformación "m". La curva (III) esquemáticamente indica el comportamiento anticipado a  $150^\circ\text{C}$  cuando el análisis incluye la influencia de la cavitación sobre el tiempo de ruptura.

La influencia de la sensibilidad de la velocidad de deformación es por lo tanto capaz de explicar las posiciones relativas de los picos en la Fig. 61, pero es incapaz de explicar sus magnitudes relativas.

### **4.3 Influencia de la cavitación sobre el tiempo de fractura**

Para obtener una indicación de las magnitudes de la ductilidad, es necesario considerar el modo de fractura. Recientes exámenes metalográfico de muestras fracturadas de la aleación eutectoide Zn-Al, reveló la presencia de una cavitación extensiva después de la deformación en la región I de baja tensión, y significativa, aunque substancialmente menor cavitación después de la deformación a 2600 % en la región II superplástica.

Desafortunadamente, el rol preciso de estas cavidades no es conocido en el presente, y no es por lo tanto posible determinar cuantitativamente su influencia sobre la ductilidad total. De todos modos, en un sentido cualitativo los resultados experimentales son consistentes con la cavitación observada, ya que más tiempo es recomendable en las velocidades de deformación más bajas para las cavidades para crecer.

Dos factores adicionales también son consistentes con las tendencias experimentales.

Primero, las cavidades son probablemente menos para formarse cuando la temperatura es incrementada, porque las concentraciones de tensiones pueden ser aliviado más fácilmente a través de la difusión localizada. Esto es consistente con los datos mostrados en la Fig. 55.

Segundo, ha sido demostrado que la fractura ocurre por una combinación de la estricción externa y un proceso de vacío (intergranular) a bajas velocidades en la región I. Para los últimos procesos, la ductilidad es controlada por la fracción de volumen total del vacío, y esto ocasiona una disminución en la ductilidad cuando decrece el tamaño de grano debido al área más grande del límite de grano. Esto es consistente con el dato mostrado en la Fig. 63 – 64.

Aunque es por lo tanto no es posible calcular valores precisos para  $\rho_L$  como una función de la temperatura, el precedente argumento, sugiere que cuando el tiempo a ruptura es también considerado, allí habrá una disminución en la ductilidad anticipada en la temperatura más baja. Este efecto es indicado esquemáticamente por la curva más baja para 200 °C en la Fig. 68.

## *CAPÍTULO VIII*

### **CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES**

1.- En este trabajo experimental se concluye que es posible fabricar en nuestro medio, una nueva aleación base Zinc, llamado "Aleación Superplástica" (Zn - Al - Cu - Mg), combinando las técnicas de proceso por tratamientos térmicos y tratamientos termomecánicos.

2.- La nueva aleación superplástica de estudio de Zn-Al-Cu-Mg, fabricado por cualquiera de los métodos de tratamiento térmico o termomecánico, presenta una estructura muy fina, casi equiaxial, típico de un material que se comporta superplasticamente.

3.- La máxima ductilidad que se obtuvo en la aleación superplástica Zn-Al-Cu-Mg depende críticamente de la velocidad de deformación impuesta, la temperatura de ensayo y el tamaño de grano inicial.

4.- La ductilidad alcanzo un máximo a velocidades de deformación intermedias ( $10^{-2} \text{ seg}^{-1}$ ), en la región superplástica II, pero decreció a más altas o más bajas velocidades de deformación. La máxima ductilidad se observo a las más altas velocidades de deformación, cuando la temperatura es aumentada y/o el tamaño de grano es disminuido.

5.- La máxima ductilidad que se obtuvo FUE DE ....., cuando se aumento la temperatura A .....y/o disminuyo el tamaño de grano AICROM,.....

6.- A más altas velocidades de deformación, la máxima ductilidad ocurrió a las más altas temperaturas de ensayo y con los más

pequeños tamaños de grano inicial: a bajas velocidades de deformación fenómeno es invertido.

7.- Para muestras ensayadas a diferentes temperaturas, se encontró rasgos macroscópicos similares y característicos a los observados en muestras que exhiben un esfuerzo similar de flujo plástico máximo.

8.- De los resultados se observó que a 230 °C y una velocidad de deformación de  $10^{-2} \text{ seg}^{-1}$  se obtuvo la máxima deformación (750 %) siendo el tamaño de grano inicial de 2.5 micrones.

9.- La muestra con los parámetros de máxima elongación ( $\epsilon = 10^{-1}$ , Tamaño de Grano = 2.5 micrones, elongación = 750 %) se corroboró la superplasticidad, mediante el ensayo de velocidad diferencial, obteniéndose la sensibilidad de velocidad de deformación " m " de 0.408, lo que demuestra que la aleación Zn - Al - Cu - Mg se comporta superplasticamente.

En la técnica de velocidad de deformación diferencial, la probeta está siendo deformada con una velocidad de deformación  $\epsilon_1$  y tensión  $\sigma_1$ . Variando la velocidad de deformación para  $\epsilon_2$ , mediante un ascenso brusco de velocidad del tensómetro, la tensión varía a  $\sigma_2$ .

10.- Para la comprobación de la superplasticidad se diseñó una nueva técnica de ensayo de tracción en caliente, el cual puede ser utilizado en la simulación de un proceso de deformación en caliente.

11.- Como este material es obtenido experimentalmente, se sugiere que tesis o trabajos de investigación posteriores con esta nueva aleación, sean realizados y utilizados a escala industrial, ya que se estaría introduciendo nuevos materiales de base zinc, obteniéndose por lo tanto un mayor valor agregado al zinc, el cual es producido en nuestro medio.



## *BIBLIOGRAFIA*

- 1.- American Society for Metals, *Ductility*. 1968 - 8va Edition 380 pp.
- 2.- Dieter G.E. *Metalurgia Mecánica*, Mc Graw Hill Book Co Inc., New York, 1961, pp 336-341.
3. Farghalli A. Mohamed & Terence G. Langdon: "Creep at Low Stress Levels in the Superplastic Zn-22 %Al Eutectoid -*Acta Metallurgica*, Vol 23, January 1975, p 117.
- 4.- D.A. Miller et al : "Cavitation in a Superplastic Al-Zn-Mg alloy" – *Trans. J. I. M.* 21 (1980) 123.
- 5.- T.G. Langdon : " A Microscopic Examination of Void Formation in Superplastic Materials" – *Journal of Microscopy* 116 (1979) 47.
- 6.- T.G. Landgon : "The Influence of Grain Growth on the Mechanical Properties of Two –Phase Superplastic Alloy"- *Proceedings of the First Symposium on Metallurgy and Materials Science*, Sept. 8-12, Denmark (1980).
- 7.- Naziri et. Al. : "Microstructural Mechanics Relationship in the zn-Al Eutectoid Superplastic Alloy"- *Acta Metallurgical* 23 (1975) 486.
- 8.- Farghalli A. Mohamed, Mohamed Ahmed & Terence G. : "Factors Influencing Ductility in the Superplastic Zn-22 % Al Eutectoid"- Langdon-*Metallurgical Transactions A*, Vol 8A, June 1977, p 933.
- 9.- O.A. Kaibyshev et al. " The Influence of Texture on Superplasticity of the Zn-22 Al Alloy" – *Acta Metallurgical* 26 (1978) 1887.

- 10.- T.G. Langdon et al.: "Ductility and Fracture in a Superplastic Alloy" – *Fracture*, Vol 2, ICF4, Canada, June 19-24 (1977).
- 11.- M.M. Ahmed et al.: Neck Formation and Cavitation in the Superplastic Zn-22 %Al Eutectoid"- *Journal of Materials Science*, 14 (1979) 2913.
- 12.- T.G. Langdon et al.: " The Fracture Behavior of Superplastic Materials" – *A.S.M.E.-Evidences in Materials Technology in the Americas*, 2 (1982) 55.
- 13.- D.A. Miller et al. : " An Analysis of Cavity Growth during Superplasticity" – *Metallurgical Transactions* 10 A (1979) 1869.
- 14.- Ishikawa H., Bhat D.G., Mohamed F.A., Langdon T.G.: "Evidence for cavitation in the Superplastic Zn-22 %Al Eutectoid- *Met. Trans. Amer.*, 1977, vol 8A, pp 523.
- 15.- David A. Miller & Terence G. Langdon: "Evidence for Cavitation in Superplastic Zn-22 %Al of very High Purity" *Metallurgical Transactions A*, Vol 9A, November 1978, p 1688.
- 16.- F.A. Mohamed et al. "Factors Influencing Ductility in the Superplastic Zn-22 % Al Eutetoid" – *Metallurgical Transactions*, Vol. 8A, 1977, 1688.
- 17.- O.A. Kaibyshev et al.: "Peculiarities of Dislocation Slip during Superplastic Deformation of Zn-Al Alloys"- *Acta Metallurgica* 26 (1977) 1877.
- 18.- F.A. Mohamed et al.: "Deformation Mechanics Maps for Superplastic Materials"- *Scripta Metallurgica* 10 (1976) 759.

- 19.- F.W. Ling et al. : "The Kinetics of Transformation in Zn-Al Superplastic Alloy"- *Metallurgical Transactions*, Vol. 10A, 1979, 921.
- 20.- M.M. I. Ahmed and T. G. Langdon, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 8A, (1977), 1832.
- 21.- Farghalli A. Mohamed, Shen-Ann shei & Terence G. Langdon- *Acta Metallurgica*, Vol 23, December 1975, p 1443.
- 22.- J.W. Edington, K.N. Melton, and C.P. Cutter. *Prog. Mater. Sci.*, Vol 21, 1976, p61.
- 23.- K.A. Padmanabhan and G.T., *Superplasticity*, jan 1980, pp 129.
- 24.- D.A. Woodford, *Transaction of the A.S.M.*, Volumen 62, 1969, pp 198.
- 25.- D. Lee and W. Backofen, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, Vol 239, 1967, pp 1034.
- 26.- A. K. Ghosh & C. Hamilton, *Metallurgical Transactions A*, Vol 10A, (1979), 699.
- 27.- A. K. Ghost. *Proceedings of the Second Riso International Symposium on Metallurgy and Materials Science*, 1981, p277.
- 28.- J. Hedworth and M.J. Stowell, *J. Mater. Sci.*, Vol 6, 1971, p1061.
- 29.- A. Arieli and A. Rosen, *Metallurgical Transactions A*, Vol 8<sup>a</sup>, (1977), 1591.
- 30.- B.M. Watts and M.J. Stowell, *J. Mater. Sci.*, Vol 6<sup>a</sup>, 1971, p228.
- 31.- M. Surey and B. Baudalet, *J. Mater. Sci.*, Vol 8, 1973, p 363.

- 32.- C. Herring, *J. Appl. Phys.*, Vol 21, 1950, p437.
- 33.- R.L. Coble, *J. Appl. Phys.*, Vol 34, 1963, p1679.
- 34.- N.E. Paton & C. Hamilton, *Metallurgical Transactions A*, Vol 10 A, (1979), 241.
- 35.- A. K. Ghosh and R. Raj. *Acta Metallurgica*, Vol 29, 1981, p607.
- 36.- Wert J.A., Paton N.E., Hamilton C.H., Mahoney M.W. *Metallurgical Transactions A*, vol 12A, 1981 , pp 1265.
- 37.- B.M. Watts, M.J. Stowell, B.L. Baikie, and D.G.E. Owen, *Met. Sci.*, Vol 10, 1976, p198.
- 38.- C. Hamilton, Formability, *The Metallurgical Society*, 1977.
- 39.- O.W. davies, C. F. Osborne, and G. J. Brooks, *Met. Eng. Quart.*, Nov. 1973, p5.
- 40.- R. Pearce, *Mod. Met.*, April 1986, p188.
- 41.- W. Johnson, T. Y. M. Al-Naib, and J. L. Duncan, *J. Inst. Met.*, Vol 100, 1972, p45.
- 42.- T. Oshita and H. Takei, *J. Inst. Met.*, Vol. 36, 1973, p 1081.
- 43.- R.W. Balliett, J.A. Forster, & J.L. Duncan- *Metallurgical Transactions A*, Vol 9A, September 1978, p 1259.
- 44.- C.D. Ingelbrecht, *J. Mater. Sci. Lett.*, Vol. 4, 1985, p 1021.

45.-Ghosh A. K. and Ayres R. A., *Metallurgical Transactions A.*, vol 7A, 1976, pp 1589.

46.- B. W. Kim and A. Arieli , *ASM Metals Congress*, 1982.

47.- Backofen, W. A., Turner I.R., Avery, D.H. , *Transaction of the A.S.M.*, Volumen 57, 1964, pp 981.

48.- P. Chaudhari - *Acta Metallurgica*, Vol 15, December 1967- p 1777.

49.- Mykura N., Zhu Y.H., Murphy S., *Canadian Metallurgical Quartely*, vol 25, N° 25, pp 151.

50.-Fernando Luiz Bastian-Elena Moncunill de Ferran-*ABM Metalurgia*-Vol 29-N° 187-Junho,1973.

51. H. Naziri & R. Pearce, *Acta Metallurgica*, Vol 22, November 1974, p 1321.

52.- A. Herrera, A. Thomas y H. Salazar-*Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, Vol 5, N° 2, 1985, p 149.

53.- E. Gervais, R.J. Barnhurst & C.A. Loong-*Journal of Metals*, November 1985, p 43.

54.- J. Negrete, G. Torres y L. Valdez- *Revista Mexicana de Física*-1985-p 489.

55.- Alden, T.H.; Chapler, H.W., *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* , vol 242, April 1968, pp 825.

56.- Holt D.L.,*Transactions of the Metallurgical Society of AIME* , vol 242, April 1968, pp 740.

57.- Holt D.L, Backofen, *Trans. Amer. Soc. Met.*, 1966, vol 59, pp 55.

58.- Bastian F.L., Moncunill E., *ABM Melaturgia*, vol 29, N° 187, junho 1973, pp 393.

59.- Sagat S, Taplin D.M., *Acta Met.*, 1976, vol 24, pp 307.

60.- Ghosh A. K., Hamilton C.H., *Metallurgical Transactions A.*, vol 10A, 1979, pp 1034.

61.- Gervais E., Levert M., Bess M.L., *Transactions of the American Foundrymen's Society*, vol 88, pp 183-194 (1980).

62.- Barnhurst R.J., Gervais E., Bayles F.D., *AFS Transaction*, vol 91, pp 569-584 (1983).

63.- Tyson W.R., *Canadian Metallurgical Quarterly*, VOL 12, PP 36-42 (1981).

64.- J. Lecomte-Beckers, L. Terziev, J. Wegria, T. Greday, *25 Annual Conference of Metallurgist-1986*, Toronto, Canada, p 35-43.