

00368

1

24

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

F A C U L T A D D E C I E N C I A S

ESTUDIO MECANICO
A TEMPERATURA AMBIENTE Y A 50°C
DE ZINALCO EXTRUIDO

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:
MAESTRA EN FISICA DE MATERIALES

P R E S E N T A .

Dis. Jaqueline Rafaela Dolores Cañetas Ortega

MEXICO D.F.

1989.

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México

UNAM



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

INDICE

Introducción	1
--------------	---

CAPITULO I

I. Antecedentes	
(1) El sistema Zn-Al	4
(2) El Zinalco y su Tratamiento Térmico	9

CAPITULO II

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

II.1 Preparación de Muestras	17
II.2 Dureza	19
II.3 Pruebas a Carga Constante	20
II.4 Fractografías	23

CAPITULO III

RESULTADOS

III.1 Dureza	
(i) Microdureza	25

(ii) Dureza Rockwell	28
III.2 Pruebas a Carga Constante	29
III.3 Fractografias	39

CAPITULO IV

CONCLUSIONES	46
REFERENCIAS	53
RELACION DE FIGURAS Y TABLAS	55

INTRODUCCION

El desarrollo de nuevos materiales plantea una serie de objetivos por satisfacer, que cubren tanto aspectos de ciencia y tecnología como económicos. En particular, durante los primeros años de esta década se inició en el Instituto de Investigación de Materiales de la U.N.A.M., la preparación de una nueva clase de aleaciones de Zinc, Aluminio y Cobre, a las que se designó con el nombre genérico de Zinalco.

Entre los objetivos planteados en este proyecto se encuentra el interés por reducir la dependencia de importación de aluminio en algunos usos específicos (pasamanos , ventaneria , etc...) . Ello ha implicado un espectro muy amplio de estudios tendientes a caracterizar el comportamiento del material ante la acción de: esfuerzos, "altas temperaturas" (el Zinalco funde cerca de los 421°C), atmósferas corrosivas, etc..

Existe un conjunto de trabajos que reportan las diferentes respuestas del material. Incluso, se han generado ya diferentes piezas y perfiles extruidos con esta familia de aleaciones.

Si bien se trata de un sistema ternario (Zn-Al-Cu), la mayor contribución a las propiedades del Zinalco la realiza el sistema Zn-Al.

El Zinc, principal componente de la aleación, (alrededor del 78%) presenta una estructura hexagonal, lo que impide su aprovechamiento en piezas extruidas dada su anisotropía mecánica y consecuente fragilidad en este proceso. Sin embargo, aleado con aluminio y pequeñas cantidades de cobre, exhibe características de ductilidad suficientes para ser utilizado en la fabricación de perfiles extruidos de ventanas, pasamanos y otros usos que no requieran resistencias grandes a esfuerzos y a altas temperaturas, (superiores a la mitad de su temperatura de fusión), por lo que el estudio del comportamiento mecánico de perfiles extruidos de la aleación Zinalco, en condiciones de fluencia lenta, es parte de una serie de conocimientos necesarios para evaluar la posibilidad real de disminuir la importación de aluminio.

En estudios anteriores, (9,10,11,12,13,14,15, y otros) se ha indicado el efecto que tienen diferentes tratamientos térmicos en la microestructura de estas aleaciones. Se ha observado la presencia de fases de no equilibrio, e incluso se sabe que las pequeñas cantidades de cobre en la aleación provocan un retardo en la cinética de transformación de fases a temperatura ambiente, por lo que al variar las condiciones del tratamiento térmico puede incluso alterarse el mecanismo responsable de la deformación de este material.

(9,10,11,12,13,14,15 y otros) ver referencias.)

En particular, la fineza en la distribución de las fases hace difícil el establecimiento del mecanismo de deformación e incluso requiere de observaciones "in situ" durante la deformación. Resulta por lo tanto necesario caracterizar macroscópicamente la respuesta mecánica de los perfiles extruídos de esta aleación, bajo diferentes tratamientos térmicos

En el presente trabajo se consideraron las piezas extruídas con tres diferentes tratamientos térmicos posteriores a su procesamiento: Se estudiaron la resistencia a la tracción de perfiles extruídos de Zinalco en condiciones de carga y temperatura constantes (temperatura ambiente y 50°C); la dureza y las características de las fracturas de las piezas ensayadas.

El intervalo de temperaturas y los esfuerzos utilizados se escogieron de manera que reflejaran algunas condiciones para el uso de estos perfiles, a nivel doméstico.

Las diferentes respuestas obtenidas, como función del tratamiento térmico, determinarán las condiciones de confiabilidad y manejo en el uso de las piezas extruídas. Por otra parte se establece a lo largo del trabajo la posible influencia de las fases α' y γ inestables en la respuesta del material.

I ANTECEDENTES

(1) El Sistema Zn-Al.

La aleación de Zinc y Aluminio en su composición eutectoide (Fig. 1.1), es un ejemplo de una transformación exotérmica (1). Garwood y Hopkins (2) obtuvieron un diagrama TTT (Transformación-Tiempo-Temperatura) para esta aleación, que fué completado en los 70's (Fig.1.2). Para comprender un poco más el decaimiento de la fase α' (inestable), se introdujeron otros aleantes como el Mg y el Cu (Fig.1.3), observándose, en ese trabajo, como se afectaban las propiedades mecánicas al retardar el decaimiento de dicha fase (3).

El comportamiento superplástico de la aleación eutectoide del Zn-Al, ha sido muy estudiado (4,5,6 y otros). Este se presenta, como es sabido, a temperaturas mayores de $0.5T_f$ y a esfuerzos del orden de $\sigma/G \approx 10^{-7} - 10^{-8}$, teniéndose inclusive mapas de mecanismos de deformación. En la Fig.1.4, se muestra uno (7) en el que se encuentran varios mecanismos propuestos.

Todos estos estudios dieron lugar al desarrollo a nivel industrial de diversas aleaciones de Zn-Al como el bronce blanco, usado para cojinetes, la ZA-12, la ZA-27 esencialmente usada para la fundición, la Z-300 basada en las propiedades superplásticas para un uso análogo al del plástico o vidrio, etc..

((1),(2),(3),etc. . . . ver las referencias.)

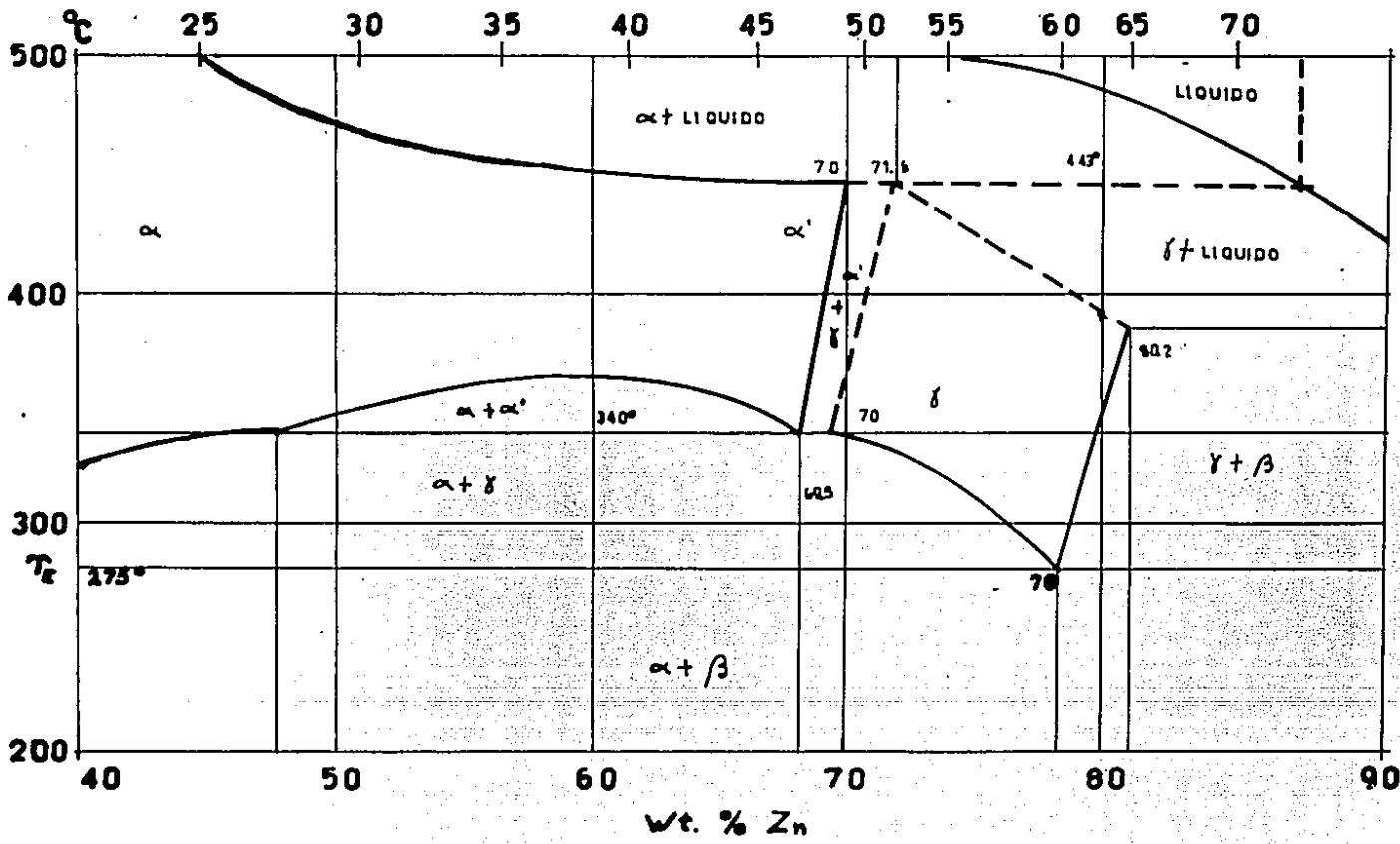


FIG 1.1

Diagrama de Fases para aleación de Zinc y Aluminio (Smithells Collins James Metals Reference Book Edit. London Butterworths Pg.427 año 1976).

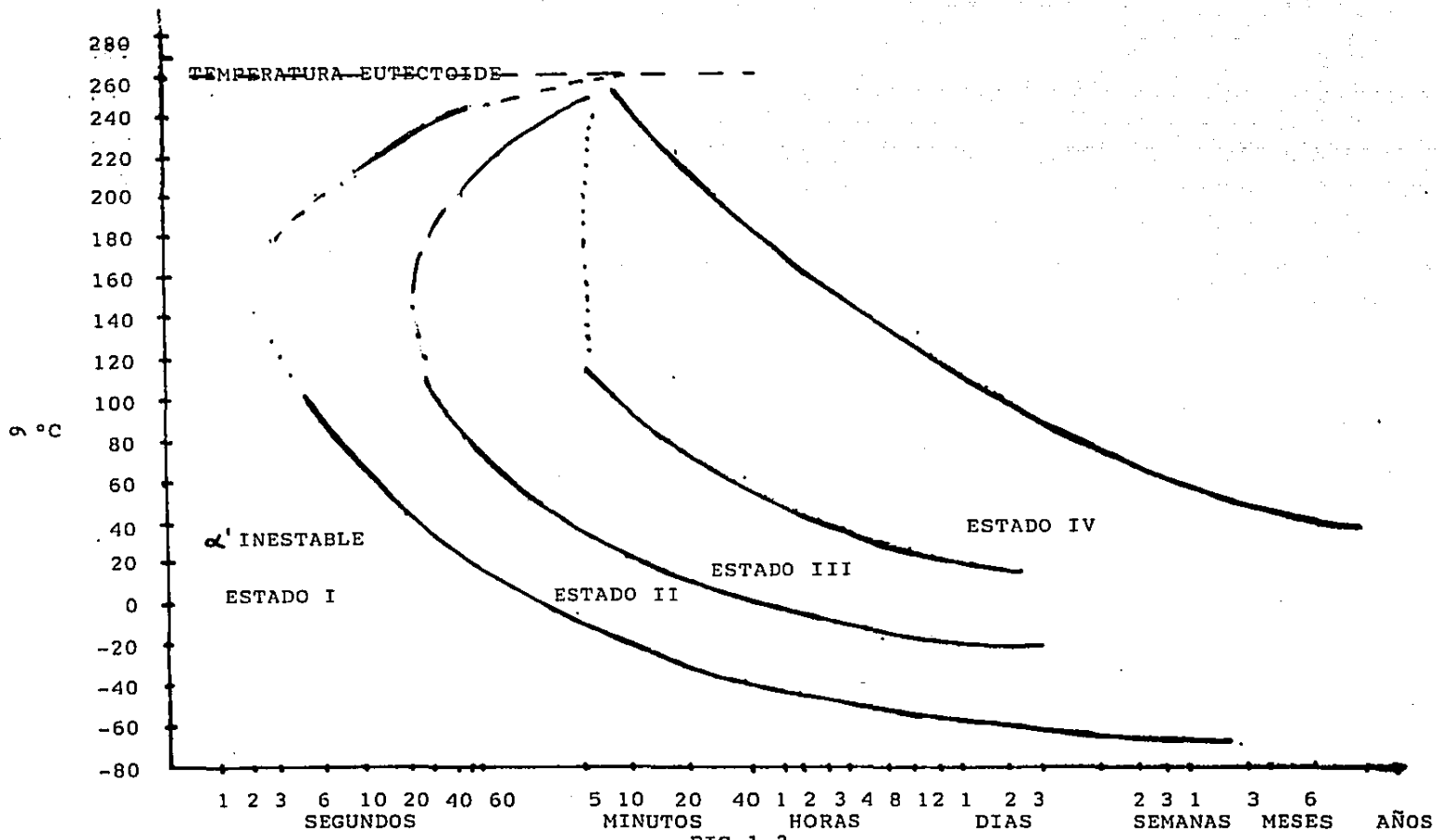


FIG 1.2

Diagrama TTT para Zn-Al eutectoide (Smith-Hare Journal of Institute of Metals Vol.101 Pg.321-año 1973).

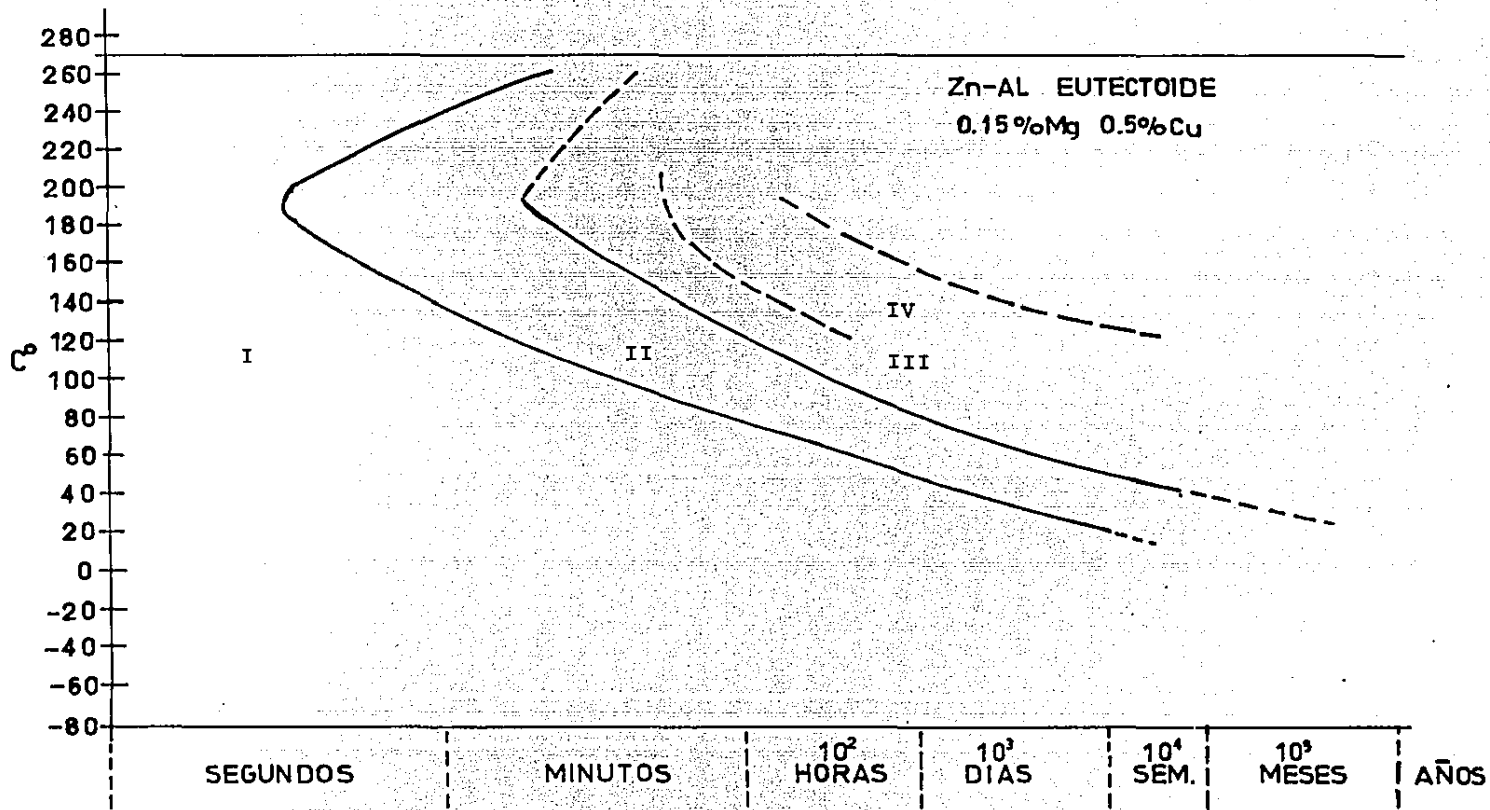
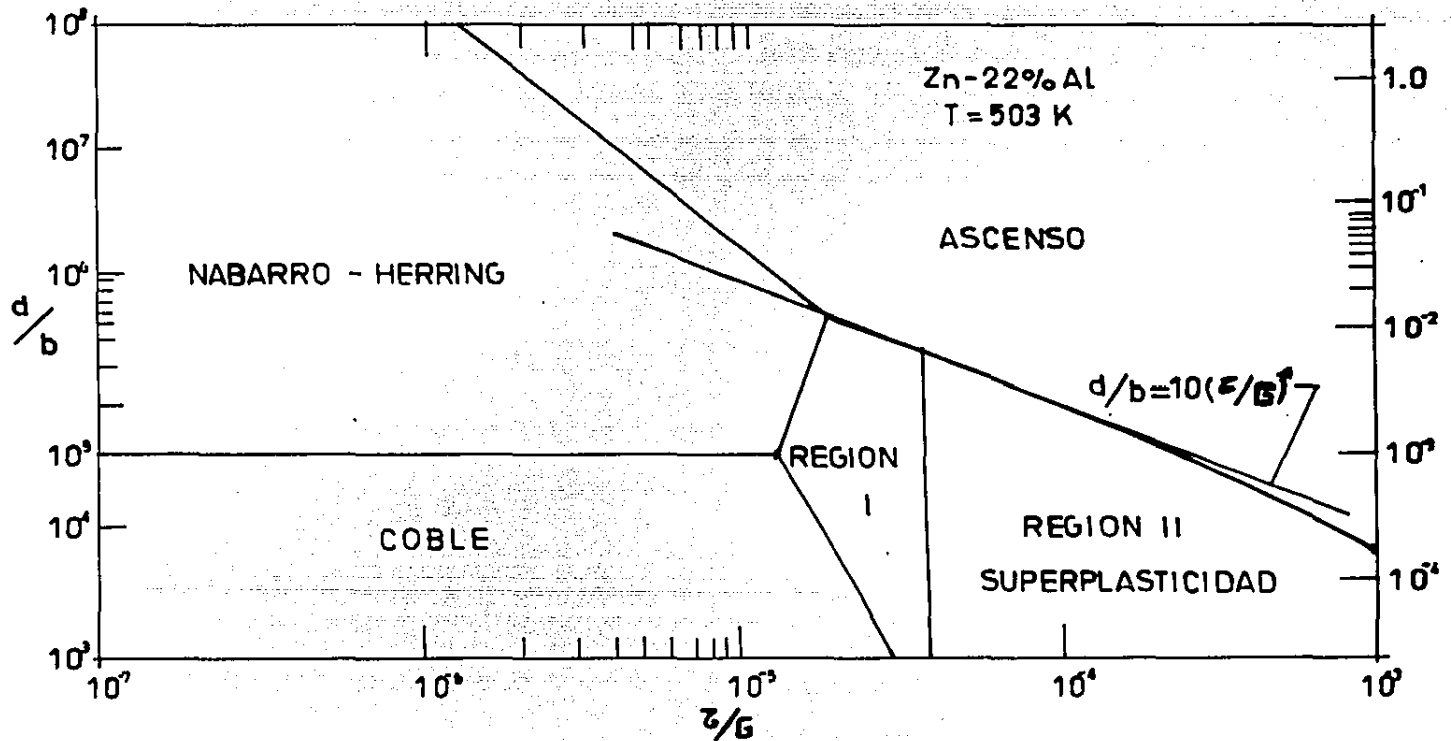


FIG.1.3

Diagrama TTT para Zn-Al eutectoide con 0.15% de Mg y 0.5% de Cu (Smith-Hare Journal of Institute of Metals Vol 101 Pg.322 año 1973)



Mapa de Mecanismos de Deformación para ^{FIG 1.4} Zn-Al₁ eutectoide (Langdon-Mohamed.-Department of Science University of Souther California, L.A. Calif. 9007 U.S.A.).

Todas las aleaciones reportadas hasta el momento del registro del Zinalco no eran adecuadas para laminar o extruir debido a su fragilidad (8).

(2) El Zinalco y su tratamiento térmico

El Zinalco es un conjunto de aleaciones de Zn-Al, desarrolladas en el I.I.M.U.N.A.M. en los inicios de esta década, estan localizadas alrededor del punto eutectoide del sistema de aleación, (heredando de esta forma algunas propiedades de superplasticidad) y con aleantes adicionales en baja proporción. Puesto que los componentes principales son Zn y Al, las aleaciones contienen Si, Mg, y Cu, este último en mayor proporción y añadido de manera controlada.

La aleación eutectoide de Zinc-Aluminio a temperaturas mayores que T_e (Fig.1.1) forma un intermetálico γ de comportamiento superplástico, que al ser enfriado llega a las fases α y β (solución sólida de Zinc en aluminio, y de Aluminio en Zinc respectivamente) y además a la fase inestable α' . (las fases α , α' y γ , son FCC; y la fase β es HCP)

Si por medio de un temple se lleva la fase γ a 0°C (ver Fig. 1.2), se obtiene una microestructura granular de α y β a consecuencia de una transformación espinoidal y con presencia de α' que decaerá con el tiempo también en α y β (3). Por la parte (8,9,etc. . ver referencias)

superior de la curva TTT la microestructura es laminar, y si se enfría lentamente se obtiene una perlita de α y β bien desarrollada. Por lo que, al someter el material a diferentes tratamientos térmicos, se tendrán diferentes microestructuras: con enfriamiento lento desde 350°C se obtiene una perlita fina (Figs. 1.5 y 1.6); con templado en agua con hielo desde la misma temperatura se obtiene una microestructura granular fina (Figs. 1.7 y 1.8) y templado a temperatura ambiente en aire estático, se tiene una mezcla de las dos microestructuras anteriores, perlita y granular (Fig. 1.9)

Al considerar la presencia de otros aleantes en pequeñas cantidades, primordialmente el Cu, es necesario recordar que se retarda la transformación de α' (Fig. 1.3). Coincidiendo la microestructura de estas aleaciones (no binarias) con el tipo de microestructuras obtenidas en la composición binaria eutectoide, bajo los mismos tratamientos térmicos. (3)

Ya en Zinalco, al agregar de manera controlada el Cu entre el 0.6% y 7% se observa una mayor resistencia del material (11); cuando existe 2% de Cu se obtienen en esencia las mismas microestructuras (12) (Fig. 1.10), y la perlita se presenta en forma de dominios (Figs. 1.11 y 1.12).

((3),(11),(12) ver referencias)

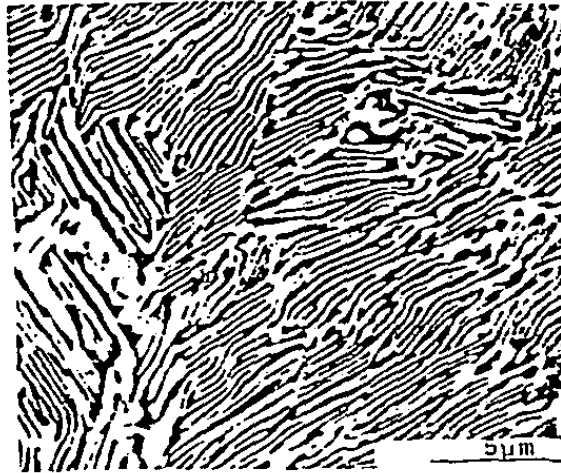


FIG. 1.5

Pperlita en aleación Zn 78.2-Al para un enfriamiento lento desde 350°C (9)



FIG. 1.6

Microestructura de enfriamiento lento desde 350°C en aleación Zinc-Aluminio eutectoide (10) (fase α (oscura) solución sólida de Zn en Al y fase β (clara) solución sólida de Al en Zn)

((9),(10) ver referencias)

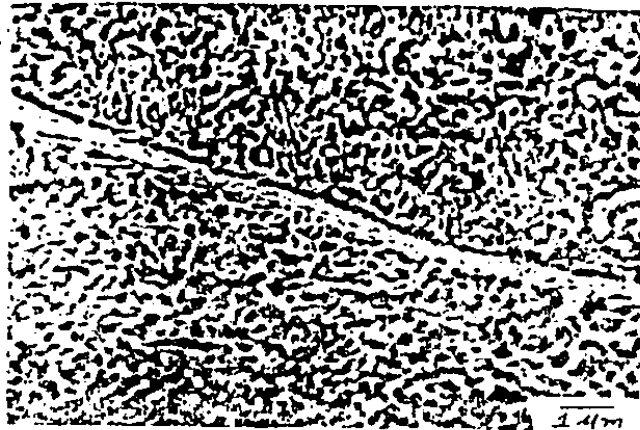


FIG.1.7

Microestructura de templado en agua con hielo desde 350°C, aleación eutéctica de Zn-Al (10)

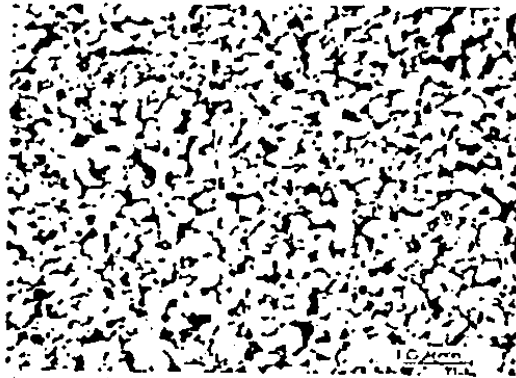


FIG.1.8

Microestructura de grano fino presente en Zn-22Al, después de templado en agua con hielo (11)
 (fase α (oscura) solución sólida de Zn en Al y
 fase β (clara) solución sólida de Al en Zn)

((10),(11), ver referencias)

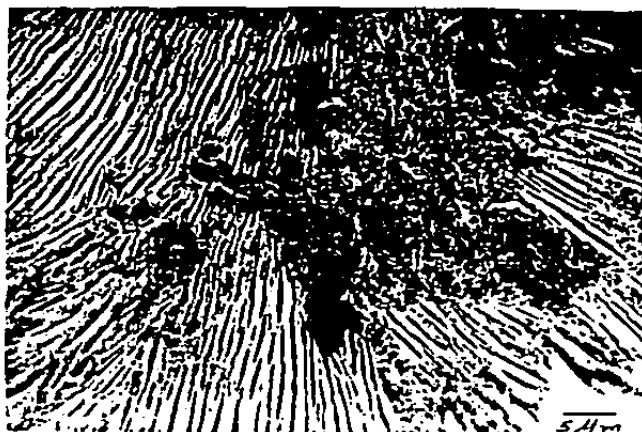


FIG 1.9

Microestructura presente en Zn-22Al después de templeado a temperatura ambiente en aire estático (10)

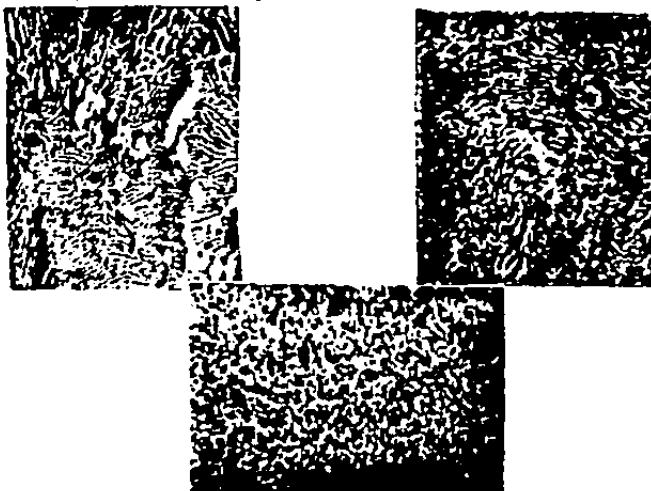


FIG.1.10

Microestructura en aleaciones Zn-Al-Cu con 2% de Cu alrededor del eutectoide de la aleación binaria Zn-Al (12)
(fase α (oscura) solución sólida de Zn en Al y fase β (clara) solución sólida de Al en Zn)

((10),(12) ver referencias)

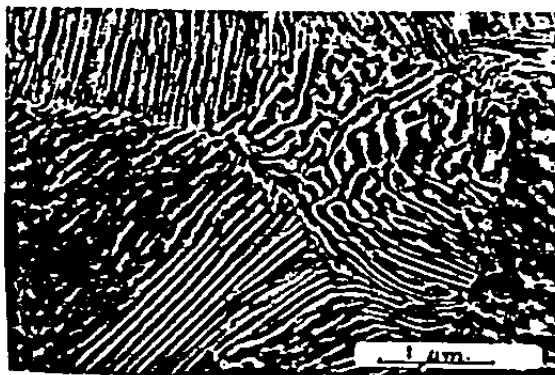


FIG.1.11

Zinalco con presencia de perlita laminar distribuida en dominios. (8)

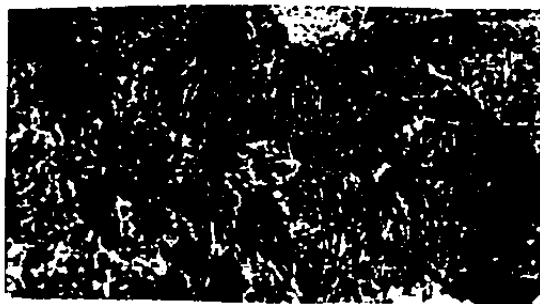


FIG.1.12

Microestructura de Zinalco extruido presentando una perlita fina laminar arreglada en dominios (obtenida en un microscopio óptico Reichert del I.F.U.N.A.M.)
(fase α (oscura) solución sólida de Zn en Al y fase β (clara) solución sólida de Al en Zn)

(8) ,ver referencias)

La diferencia en la historia termomecánica de un material es definitiva para su respuesta bajo condiciones de trabajo. La presencia de una fase inestable en la microestructura, induce diferencias en el comportamiento del material para diferentes tiempos de envejecimiento. En particular, en el Zinalco la presencia del Mg y del Cu retardan el decaimiento de la fase α' hasta en 2 meses con 0.15 Mg y sólo 4 días con 0.5 Cu; bajo la presencia de ambos, el retardo se acumula (3).

Por otra parte, se ha reportado la retención de la fase γ en el material templado desde los 350°C a 0°C (en agua con hielo) y a temperatura ambiente (en aire estático) así como la ausencia de γ en el material recocido (enfriado lentamente desde 350°C hasta la temperatura ambiente) (14), ahora bien debido a que se espera el decaimiento de γ (intermetálico inestable a temperatura ambiente) y de α' , ambos en $\alpha+\beta$, se decidió estudiar las piezas extruidas y observar el efecto de dichas fases en la respuesta mecánica a la tracción a carga constante, en muestras con diferentes tiempos de envejecimiento a temperatura ambiente.

((3),(14), ver referencias.)

Con respecto a las propiedades mecánicas, la Tabla 1.I presenta algunos reportes para la respuesta de la tensión de ensayos dinámicos (1 mm/min, rapidez de cabezal), y diferentes tratamientos térmicos.

TABLA 1.I

	Esfuerzo de cedencia	Tensión máxima	alargamiento
	Kg/mm ²	Kg/mm ²	%
(13) Para TENSION			
Templado en agua con hielo	8.0	11.3	8.5
Templado a temp. ambiente en aire	9.5	16.5	4.8
Enfriado lento	10.0	13.5	6.43
(14) Para Compresión			
Templado en agua con hielo	21.8	47.37	73.19
Templado a temp. ambiente en aire estático	19.77	20.96	10.59

((13),(14) ver referencias.)

II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Con el propósito de definir mejor los tratamientos térmicos, en cuanto a la estabilidad de las fases resultantes, se efectuó un análisis del material por absorción atómica obteniendo un contenido de: 2.13% de Cu y 0.0014% de Mg alrededor de la aleación eutécticoide del Zn-Al, de tal manera que no se espera un retardo considerable en el decaimiento de la fase α' , ni la retención de γ .

II.1 PREPARACION DE MUESTRAS

El material se recibió en perfiles extruidos con maquinaria industrial utilizada originalmente para aluminio, de esos perfiles se maquinaron probetas planas para pruebas de tensión, de acuerdo a la norma E-8 de la A.S.T.M. (15), posteriormente se les sometió a tres diferentes tratamientos térmicos (Fig.2.1) teniendo así, tres grupos de probetas: uno *templado* a 0°C en agua con hielo desde 350°C (I), otro templado a temperatura ambiente (\approx 20°C) en aire estático desde 350°C denominado *normalizado* (II), y un *recocido* por medio de un enfriamiento lento desde 350°C a temperatura ambiente (\approx 20°C) dentro del horno (III), reproduciendo con esto, las microestructuras de: grano fino, perlita mezclada con grano fino y perlita fina respectivamente (ver capítulo I).

(15) etc. ver referencias.)

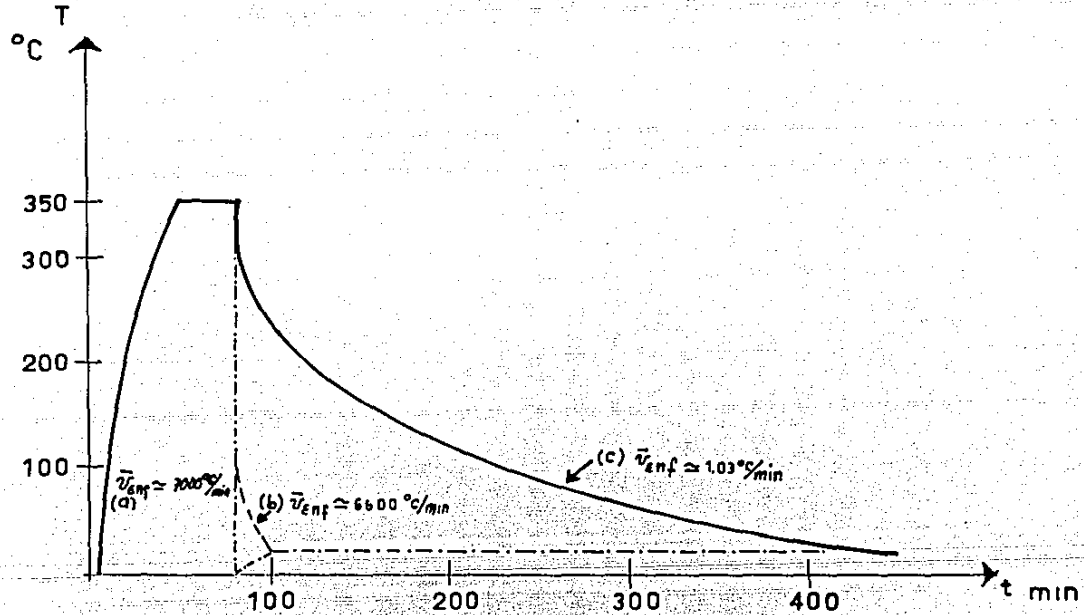


FIG 2.1

(a) Templado a 0 $^{\circ}\text{C}$ (agua con hielo), (b) Normalizado (de 350 $^{\circ}\text{C}$ a temperatura ambiente $\approx 20^{\circ}\text{C}$ en aire estático), (c) Recocido (por enfriamiento lento dentro del horno).

II.2 DUREZA

Dada la diferencia en microestructura esperada para cada tratamiento térmico, se hicieron pruebas de microdureza Vickers para cada uno; como en estas pruebas, las cargas empleadas son muy bajas y el tamaño de las huellas es muy pequeño, sirve en esencia, para detectar "durezas puntuales". Si lo que se desea es hablar de microdureza de todo el material es necesario encontrar a partir de que carga la microdureza es constante (independiente de la carga empleada). Obteniendo la curva de Meyer para cada caso, se obtuvo una medida de la dureza de todo el material y no para una sola fase.

Para efectuar las pruebas de microdureza Vickers se tomaron las muestras testigo de cada tratamiento térmico, así como una muestra del material tal como se recibió (extruido sin tratamiento térmico adicional), se pulieron y limpiaron para ser observadas en el microscopio metalográfico REICHERT Me F-2 del I.F.U.N.A.M. y ahí, por medio de un microdurómetro adaptado se efectuaron las pruebas haciendo huellas al azar (suponiendo la aleación homogénea), y se obtuvieron las curvas de Meyer para cada caso.

Debido a que el material es una aleación eutectoide de microestructura fina, se decidió medir macrodurezas en las muestras testigo de los tratamientos térmicos, con el objeto de

tener un valor promedio de dureza para la aleación , en cada tratamiento. Para tal fin se utilizó la dureza Rockwell en la escala B (tradicionalmente empleada para el aluminio) que corresponde a una carga máxima de 100 Kg y a un probador esférico de acero. (de 1/16 plg) las pruebas se efectuaron en un durómetro LECO R600 del I.F.U.N.A.M. en muestras de los tres diferentes tratamientos térmicos.

II.3 PRUEBAS A CARGA CONSTANTE

Del interés comercial en este material extruido para ventaneria , se desprende el tipo de prueba efectuado en este estudio , y corresponde al de tracción a carga constante.

De los datos recopilados para el material se obtuvo que el esfuerzo de cedencia para el material templado en agua con hielo , era el más bajo de los tres tratamientos térmicos y el más alto le corresponde al material enfriado lentamente. Por tal motivo se hicieron pruebas en una máquina dinámica INSTRON Mod. 1230 del I.F.U.N.A.M. con una velocidad de cabezales de 1 mm/min obteniendo:

Material Extruido	Esfuerzo de Cedencia Kg/mm ²
Sin tratamiento térmico adicional	30
Templado (en agua con hielo)	46
Recocido (por enfriamiento lento)	33

ya con este antecedente se probaron los diferentes grupos de probetas a carga constante.

Para efectuar las pruebas se utilizó una máquina SATEC M-3 de carga constante, a la que se adaptó un horno de baja potencia de fabricación doméstica, alimentado por un reostato, se le colocó un termopar de cuproniquel, en el sitio en donde se encontraba la muestra, conectado a un multimetro Hewlett-Packard modelo 34707 A para medir la temperatura; se detectó la elongación de las muestras con un extensómetro conectado a un L.V.D.T. (Linear Variable Differential Transformer) de la compañía Schaevitz-engineering, leyendo la información en una graficadora Hewlett-Packard X vs t modelo 1705 A DC-D obteniendo de la gráfica la elongación contra el tiempo.

Las pruebas se llevaron hasta la fractura de las probeta. El dispositivo está representado en el diagrama de la Fig. 2.2

- 1.- Máquina SATEC M-3
- 2.- Pesas para carga constante
- 3.- Horno
- 4.- Reostato alimentador
- 5.- Termopar de Cuproniquel
- 6.- Multimetro H.P.
- 7.- Extensómetro
- 8.- Transductor L.V.D.T.
- 9.- Graficador H.P.
- 10.- Probeta de Zinalco Extruido

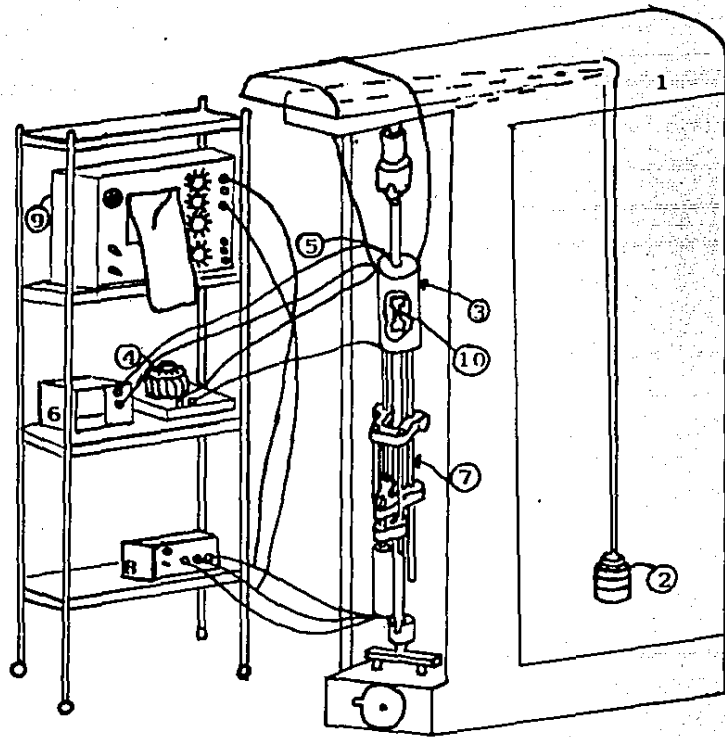


FIG. 2.2

dispositivo experimental

Para analizar los datos obtenidos en términos de elongación (Δl) contra tiempo (t_p), recordando la definición de deformación real promedio (ϵ) en función de la deformación convencional ingenieril (e) se obtiene que :

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

$$(2) \quad \epsilon_f = \ln(1+e_f)$$

$$(3) \quad \dot{\epsilon} = \frac{\dot{e}}{(1+e)}$$

$$(4) \quad \dot{\epsilon}_{ss} = \frac{\dot{e}_{ss}}{(1+e_{ss})}$$

considerando el parámetro tiempo real (t_p); la rapidez de deformación real ($\dot{\epsilon}$), la rapidez de deformación convencional ingenieril (\dot{e}), la rapidez de deformación real en estado estacionario ($\dot{\epsilon}_{ss}$) y la rapidez de deformación ingenieril en estado estacionario (\dot{e}_{ss}).

II.4 FRACTOGRAFIAS

Las fractografías son fotografías de la fractura ; desde hace más de 20 años, éstas se han podido tomar con un microscopio electrónico de barrido , de una forma práctica , ya que las muestras que se usan en este microscopio no requieren de cortes tan finos como las muestras que se usan en el microscopio electrónico de transmisión, por lo que se simplifica su manejo, respetando con ello, las formas caprichosas de la fractura. (18)

((18) ver referencias)

Existen dos mecanismos básicos distintos de fractura la llamada exfoliación (fractura frágil) y la fractura dúctil; la exfoliación ocurre bajo esfuerzos de tensión y resulta de la separación de planos cristalográficos con poca o nula deformación plástica, dando la apariencia de una fractura frágil en la superficie con una pequeña cantidad de energía disipada, este mecanismo se presenta normalmente en microestructuras de cristales BCC ó HCP y se asocia a cargas rápidas y baja temperatura; la fractura dúctil involucra deformación que depende del flujo plástico .(19)

El microscopio electrónico de barrido, se usa preferentemente para detectar la procedencia de la fractura, es decir si la fractura fué por fatiga, por sobrecarga o fué una fractura retardada ocasionada por corrosión, desgaste, etc..Pero esta determinación no es definitiva , regularmente es necesario cotejar con otras pruebas, para afirmar el origen de la fractura.

Las fractografías de este estudio se tomaron en un microscopio electrónico de barrido Jeol 100 del I.F.U.N.A.M. con limpieza previa por ultrasonido de cada probeta fracturada.

((19) ver referencias)

III. RESULTADOS

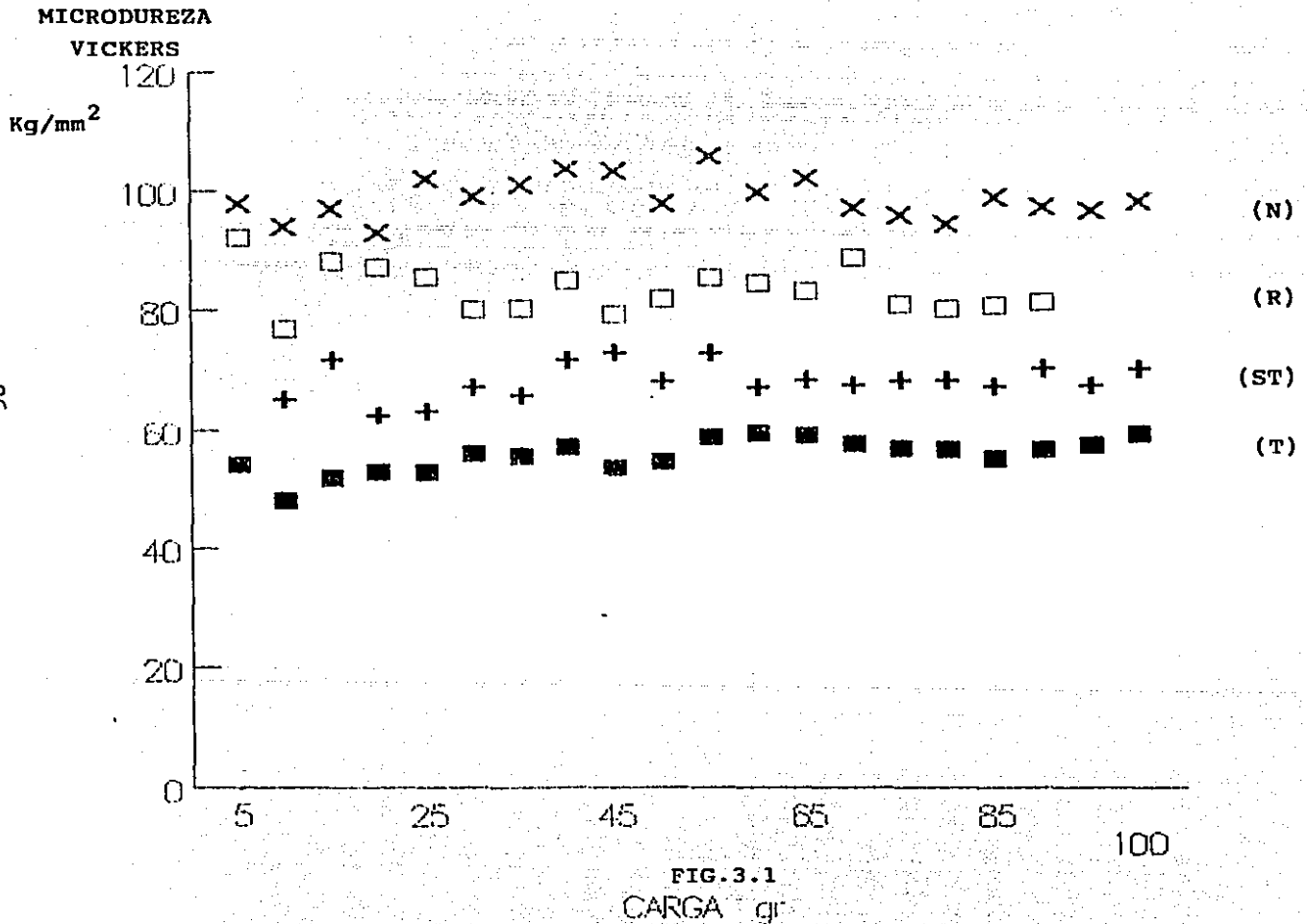
III.1 DUREZA

(i) Microdureza Vickers.

Para cada tratamiento térmico se realizaron pruebas de microdureza Vickers en un microscopio óptico REICHERT MeF-2, con un microdurómetro adaptado, así como para la muestra testigo del material tal como se recibió, sin ningún tratamiento adicional (S.T.) obteniendo para cada caso la curva de Meyer (Fig. 3.1). Se puede observar que para este estudio, en el intervalo medido de 30 a 100 gr., la microdureza ya se puede considerar constante. Realizando una comparación entre los diferentes tratamientos térmicos se tiene que (Fig. 3.2 (a)): las probetas más duras son las *normalizadas* (N), las menos duras son las *templadas* (en agua con hielo) (T) y las intermedias las *recocidas* (enfriadas lentamente) (R); cabe mencionar que el material tal como se recibió (S.T.) tiene una dureza mayor que la *templada*, pero menor a la *recocida*.

Estos resultados difieren de los reportados para la aleación Zn-Al eutectoide (14) donde la menos dura es la enfriada lentamente, la más dura la templada a 0°C y la intermedia la templada en aire estático a temperatura ambiente, pero son coherentes con los resultados obtenidos para la aleación Zn-Al-Cu (2.2% Cu alrededor del eutectoide para Zn-Al laminado en frío) (11).

((11),(14) etc. ver referencias.)



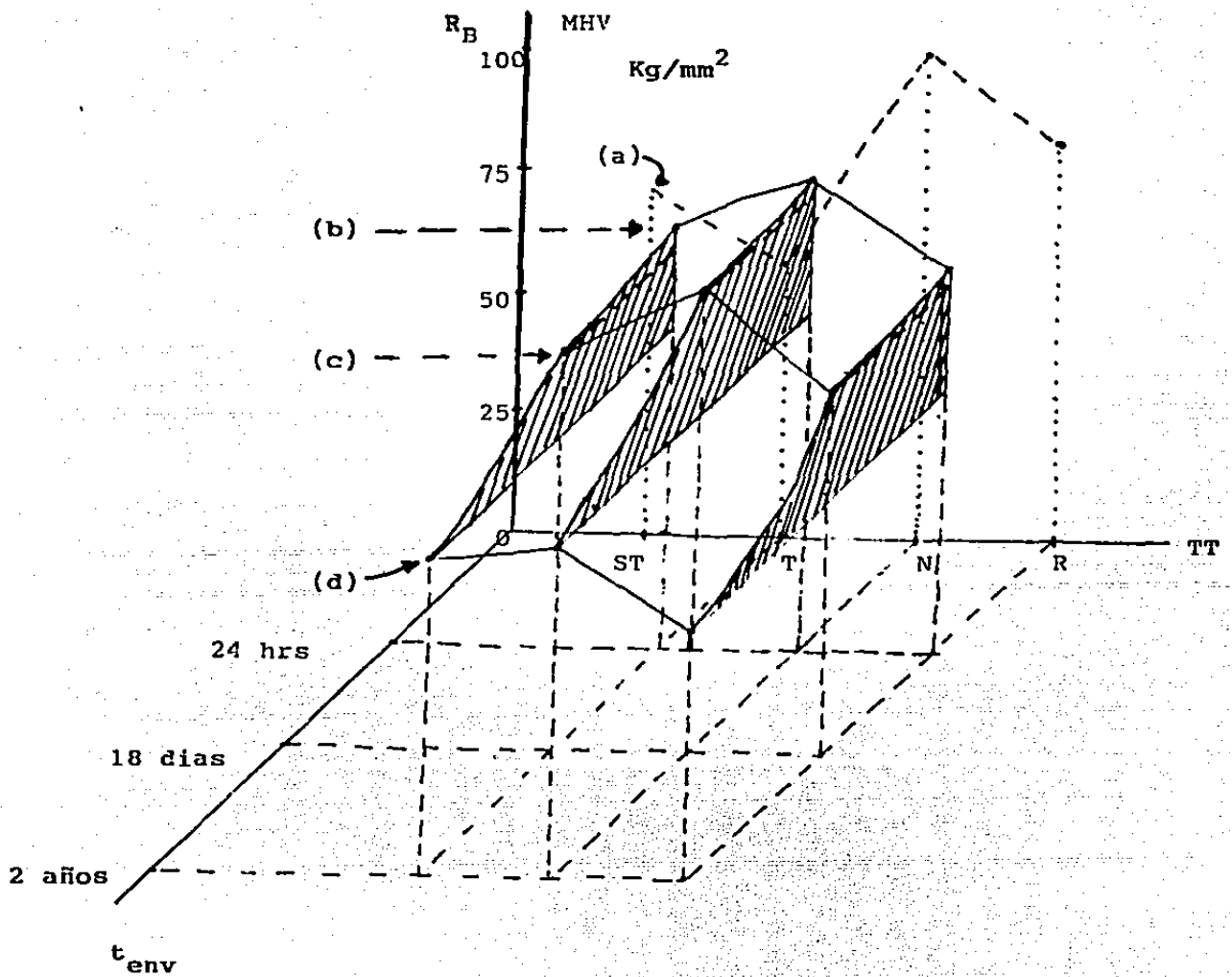


FIG. 3.2

Dureza contra tratamiento térmico y contra tiempo de envejecimiento; S.T. muestra sin tratamiento térmico adicional; T.-muestra Templada; N.-muestra Normalizada; R.-muestra Recocida; (a) MHV vs TT; (b) R_B vs TT a 24 hrs; (c) R_B vs TT a 18 días; (d) R_B vs TT a 2 años (envejecimiento a temperatura ambiente)

(ii) Dureza Rockwell.

Estas pruebas se efectuaron en el durómetro LECD R600 del I.F.U.N.A.M. para los tres tratamientos térmicos, para tres diferentes tiempos de envejecimiento (Fig. 3.2 (b), (c), (d)), observando para dureza Rockwell: la más dura para la *normalizada* (N) y la más blanda la *recocida* (R), siendo ahora la intermedia la *templada* (T), esta relación se cumple en (b), (c), y (d), ahora observando la diferencia entre las líneas: (b) que representa dureza Rockwell en las muestras con diferentes tratamientos térmicos con menos de 24 horas de envejecimiento a temperatura ambiente, (c) que a su vez presenta dureza Rockwell en muestras con más de 432 horas de envejecimiento a temperatura ambiente, y (d) que también es dureza Rockwell ahora en muestras con más de 17 520 horas de envejecimiento a temperatura ambiente; se tiene que la dureza para todos y cada uno de los diferentes tratamientos térmicos, disminuye con el envejecimiento a temperatura ambiente.

III.2. PRUEBAS A CARGA CONSTANTE

Las gráficas de ϵ vs, t_p para las pruebas, presentan el comportamiento conocido para la fluencia lenta a carga constante, exhibiendo las tres secciones tradicionales en su comportamiento (Fig. 3.3) (ver Fig 13.1, Pg.453 de (17))

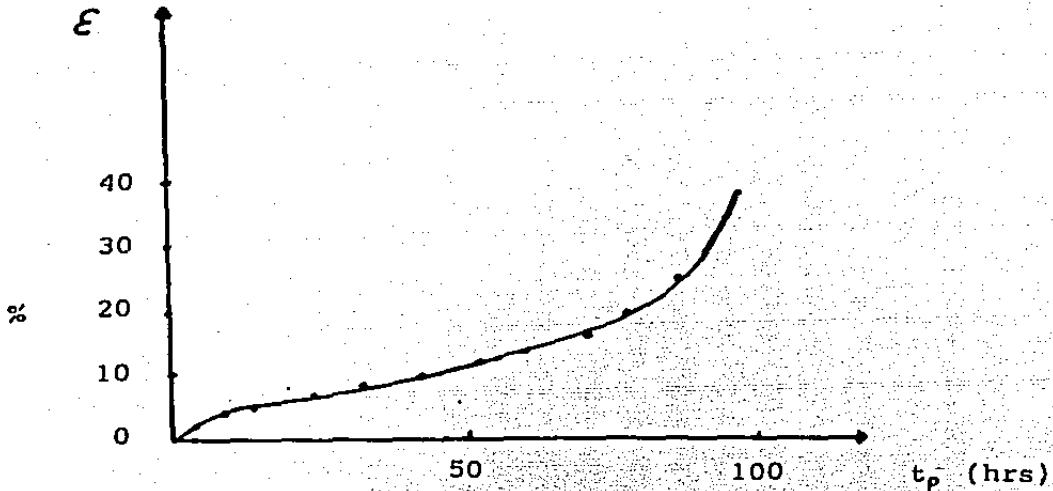


FIG 3.3

Curva de ϵ vs t_p de una probeta de Zinalco extruido, normalizado, sometida a carga constante equivalente a 85 MPa a 50°C
 ϵ .- deformación real, t_p .- tiempo de prueba

((17) ver referencias.)

Dada la variación en duración en las pruebas, se obtienen gráficas de: deformación real contra logaritmo del tiempo real de prueba (ϵ vs. t_p), logaritmo del tiempo de fractura contra tiempo de envejecimiento (t_f vs t_{env}); deformación a la fractura contra tiempo de envejecimiento (ϵ_f vs t_{env}) y logaritmo de rapidez de deformación para estado estacionario contra tiempo de envejecimiento ($\dot{\epsilon}_{ss}$ vs t_{env}), con las siguientes características.

(1) Carga 63.35; $\sigma_a \approx 8.72 \text{ Kg/mm}^2$ $T_p \approx 50^\circ\text{C}$

Las muestras *templadas* (Δ) (0) llegan a un 5% de deformación en menos tiempo que las *normalizadas* (Δ) y éstas a su vez en menos tiempo que las *recocidas* (\square) (Fig. 3.4).

Así se marca una diferencia análoga entre sus tiempos de fractura (Fig. 3.5) , fracturándose primero las *templadas* , después las *normalizadas* y resistiendo un tiempo considerablemente mayor las *recocidas*, más aún se puede observar que, a la vez que las *templadas* tardan menos en romperse son las que más se deforman (Fig. 3.6) siguiendo con menor deformación a la fractura las *normalizadas* y finalmente quedando con menor deformación a la fractura las muestras *recocidas*. Si se atiende a la variación de estos parámetros t_f y ϵ_f con el envejecimiento a temperatura ambiente se observa una variación análoga, tendiendo a una estabilidad con el tiempo de envejecimiento (Figs. 3.5 y 3.6) algo que podemos reafirmar al observar la variación de la

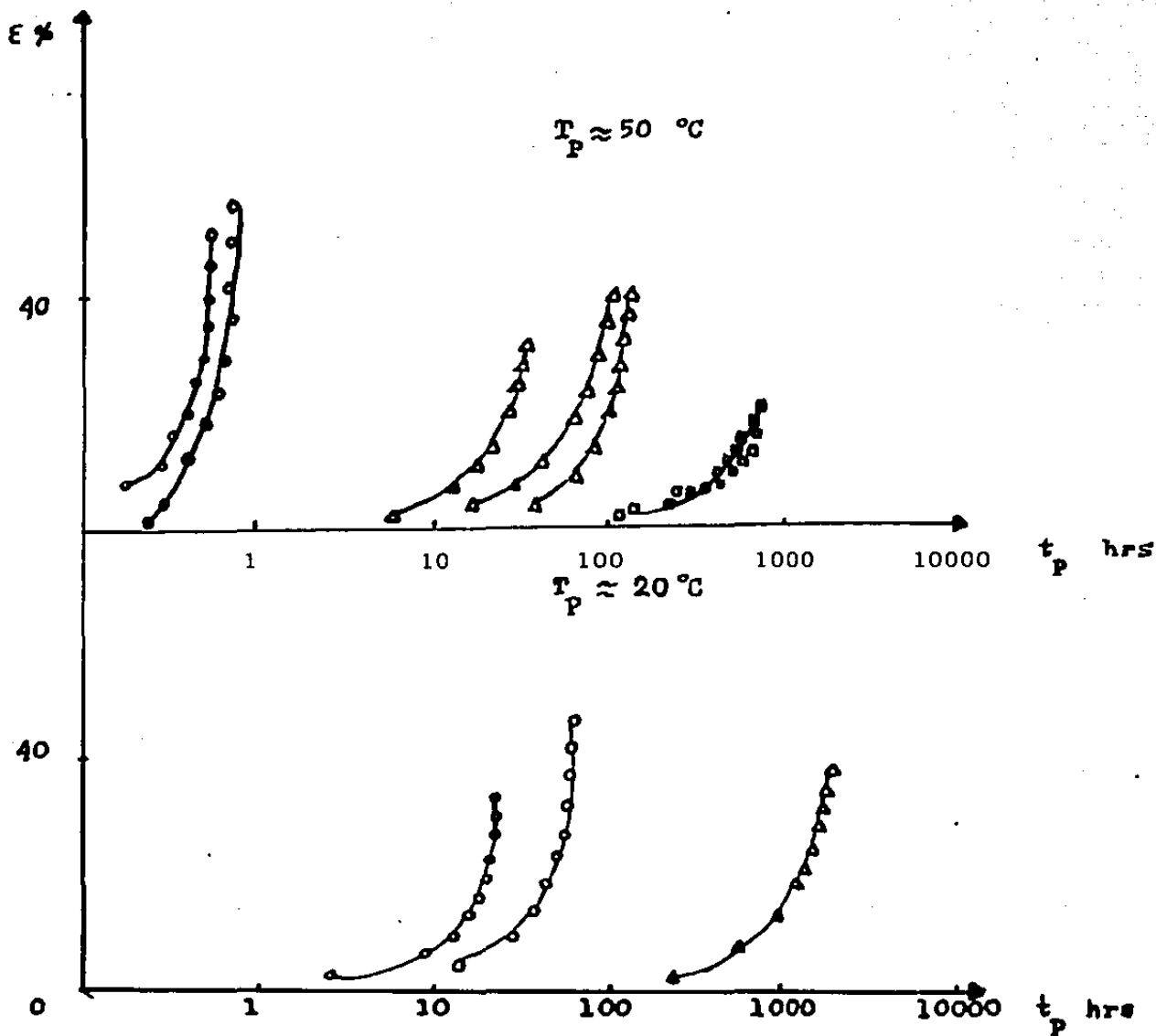


FIG. 3.4

Zinalco extruido sometido a carga constante 8.7 Kg/mm^2

○ Templado; △ Normalizado; □ Recocido. ϵ .-deformación real; t_p .-tiempo de prueba; T_p .-Temperatura de Prueba.

Insertidumbre (± 0.2 hrs, $\pm 1 \%$)

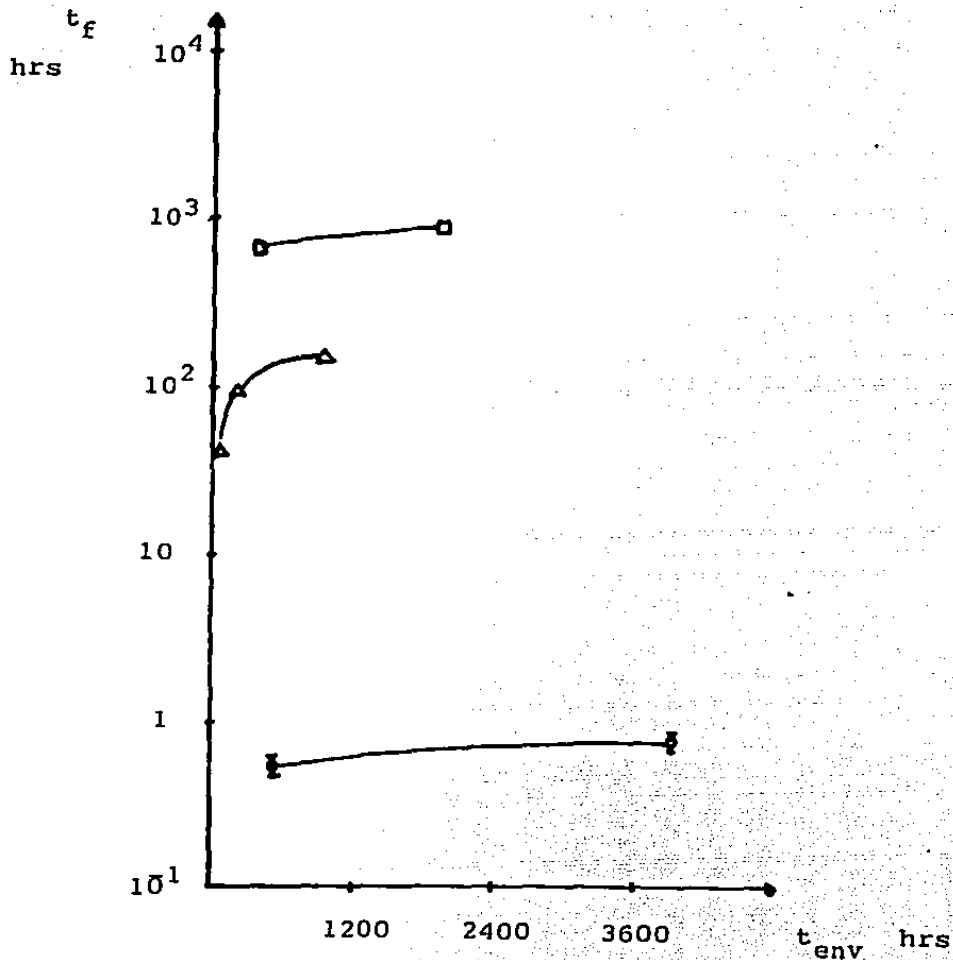


FIG.3.5.

t_f .- (tiempo de fractura) vs t_{env} .- (tiempo de envejecimiento)

○ Templado; △ Normalizado; ◻ Recocido. Zinalco extruido sometido a carga constante 8.7 Kg/mm^2 y a 50°C . Ins. (-0.2 hrs)

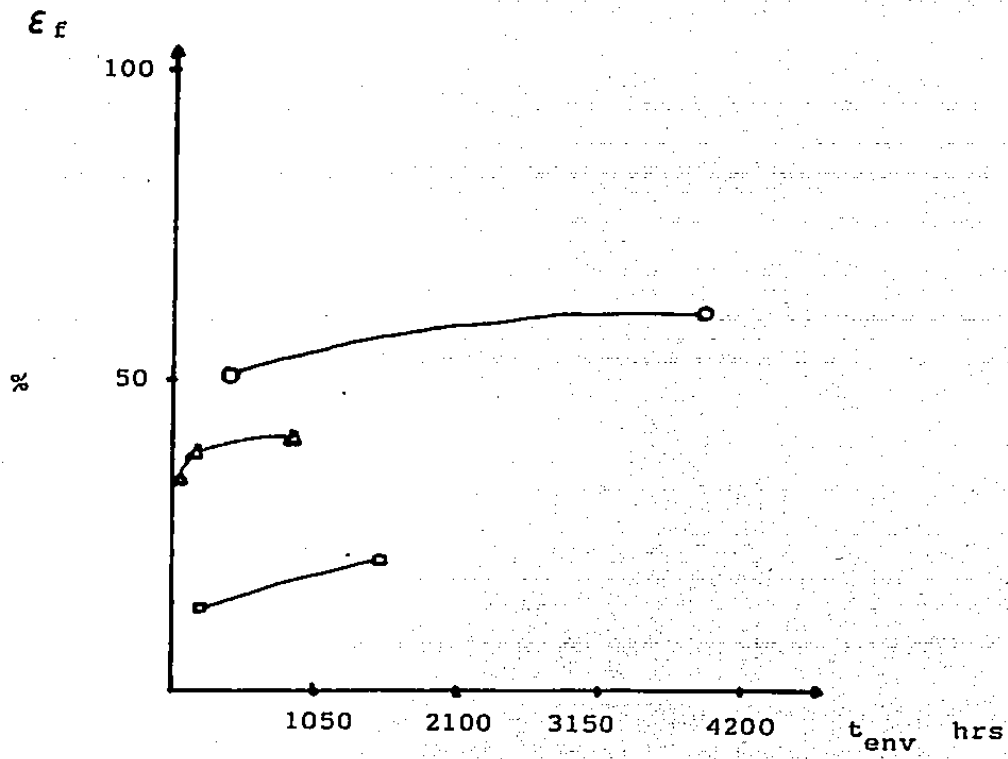


FIG. 3.6

ϵ_f vs t_{env} (deformación a la fractura contra tiempo de envejecimiento a temperatura ambiente) en Zinalco extruido sometido a carga constante 8.7 Kg/mm^2 a 50°C .
 ○ Templado; △ Normalizado; □ Recocido.
 Ins. (± 0.2 hrs, $\pm 1\%$).

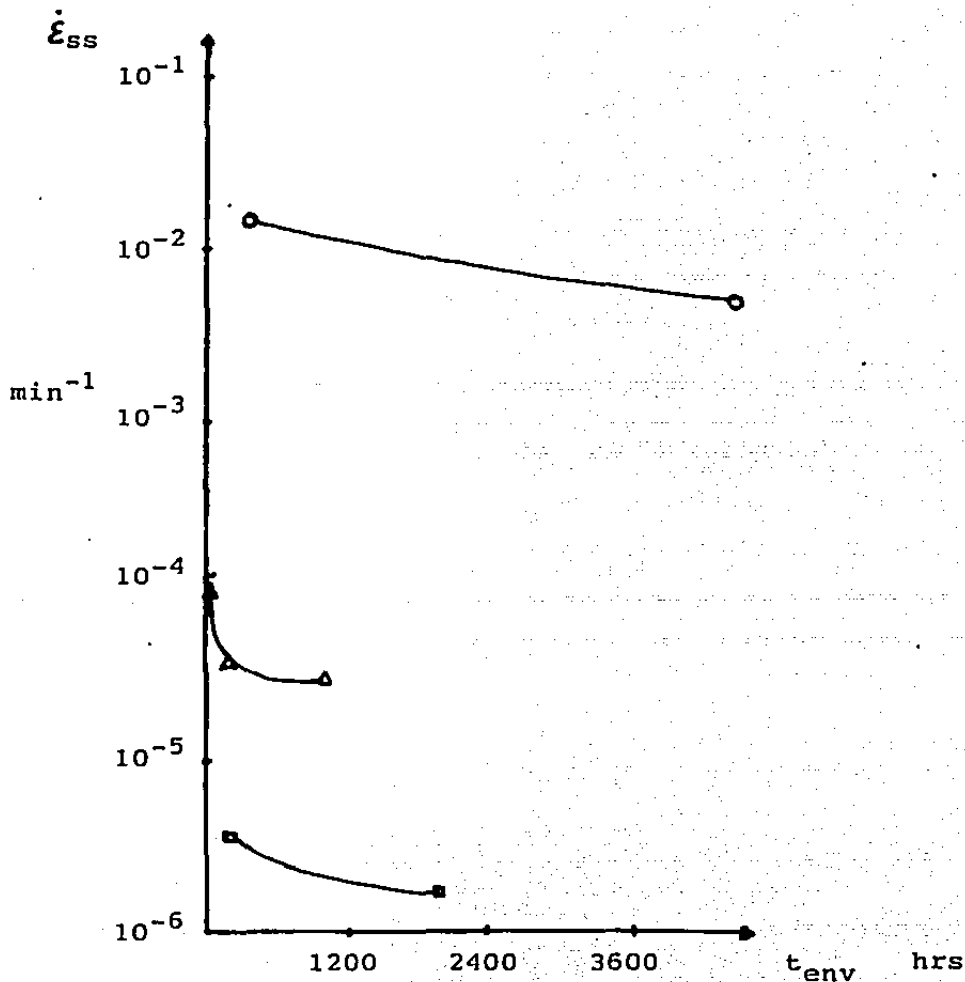


FIG.3.7

$\dot{\epsilon}_{ss}$ vs t_{env} (rapidez de deformación real en estado estacionario contra tiempo de envejecimiento a temperatura ambiente) en Zinalco extruido, sometido a una carga constante a 50°C. ○ Templado; △ Normalizado; □ Recocido. Ins. (-0.2 hrs, 1×10^{-6} min⁻¹).

rapidez de deformación en el estado estacionario con el tiempo de envejecimiento, pues todas tienen un descenso (Fig. 3.7), siendo las más lentas las *recocidas*, después las *normalizadas* y las más rápidas las *templadas*.

Es de considerar que las *normalizadas* son las más afectadas por el envejecimiento, como se puede ver en la gráfica (Fig. 3.5) pues el tiempo de fractura cambia de orden de magnitud para una diferencia de ≈ 1000 hrs en tiempo de envejecimiento, mientras que para las probetas *templadas* con una diferencia de tiempo de envejecimiento de más de 3000 hrs sólo varía unos minutos y para las *recocidas* con más de 2000 hrs de diferencia en el envejecimiento, el tiempo de fractura no cambia de orden de magnitud.

(2) Carga 63.35 Kg; $\sigma_a \approx 8.72 \text{ Kg/mm}^2$ $T_p \approx 20^\circ\text{C}$

Se observa que las probetas *templadas* llegan a un 5% de deformación en forma más temprana que la presentada por la probeta *normalizada* (Fig. 3.4), el tiempo de fractura de las *templadas* es mucho menor que el tiempo de fractura de la probeta *normalizada* (Tabla 3.1), aún observando que la deformación a la fractura no es muy diferente, la rapidez de deformación en estado estacionario entre los dos tratamientos térmicos tiene una diferencia marcada, siendo la más lenta la *normalizada*.

TABLA 3.1

Zinalco extruido, probado a temperatura ambiente con carga constante de 63.35 Kg equivalente a 8.72 Kg/mm ² .				
	t_{env}	t_f	ϵ_f	$\dot{\epsilon}_{ss}$
	hrs ⁺ -0.2	hrs ⁺ -0.2	% ⁺ -1	10 ⁻⁵ min ⁻¹ ⁺ -0.1
<i>templado</i>	3623	26.5	33	8.3
	3650	70.5	47	6.3
<i>normalizado</i>	4003	2082.0	38	0.2

Si observamos las probetas *templadas* y sometidas a carga constante, pero a las dos temperaturas de prueba 50°C y 20°C , nuevamente se observa que la deformación de las probetas tiene un corrimiento, ahora las que llegan primero a un 5% de deformación son las que han sido ensayadas a 50°C y después las deformadas a 20°C (Fig. 3.4). Así se tiene que el tiempo de fractura es menor para las pruebas a 50°C (Tabla 3.II), y su deformación a la fractura es mayor para las efectuadas a esta temperatura que las correspondientes a 20°C , también se puede observar que el envejecimiento a temperatura ambiente de las probetas afecta a su respuesta y la variación de la rapidez de deformación real para estado estacionario, reafirma el comportamiento de mayor rapidez para las pruebas hechas a 50°C .

Las probetas *normalizadas* presentan un comportamiento análogo al variar la temperatura de prueba, llegan a un 5 % de deformación primero las probadas a 50°C , el tiempo de fractura es más largo al bajar la temperatura de prueba y la deformación a la fractura disminuye, aunque no drásticamente, pero la rapidez de deformación real para estado estacionario si disminuye drásticamente.

Es importante hacer notar que las muestras *recocidas* son las más tardías en llegar a un 5 % de deformación (Fig.3.4), así como las últimas en fracturarse (Fig.3.5) y las que tienen la menor deformación a la fractura (Fig.3.4)

TABLA 3.II

Zinalco extruido sometido a carga constante de 63.35 Kg equivalente a 8.72 Kg/mm ² .				
	T _p	t _f	ε _f	ε _{ss}
	°C ± 2	hrs ± 0.2	% ± 1	10 ⁻⁵ min ⁻¹ ± 0.1
<i>templado</i>	20	26.5	33	8.3
		70.5	47	6.3
	50	0.6	50	1500
		0.8	61	500
<i>normalizado</i>	20	2082	38	0.2
	50	41.1	33	9.5
		97.8	38	4
		149	40	3
<i>recocido</i>	50	720	17	0.4
		739	21	0.2

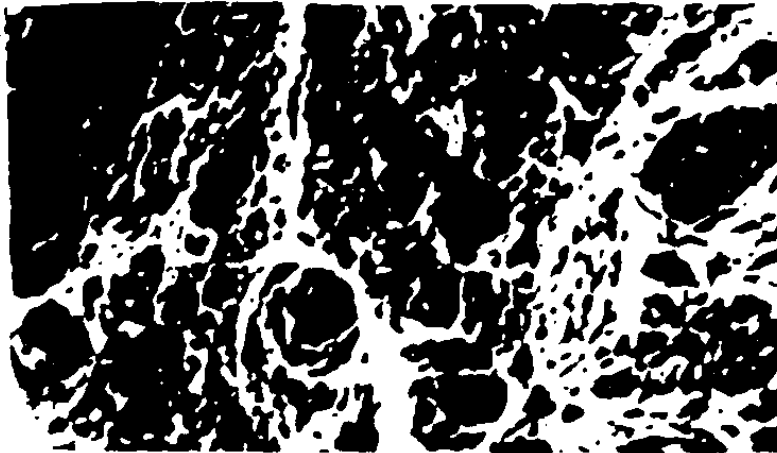
(la presencia de dos valores para la misma temperatura de prueba y mismo tratamiento térmico, es debido a la diferencia en tiempo de envejecimiento a temperatura ambiente para cada probeta de prueba)

III.3. FRACTOGRAFIAS

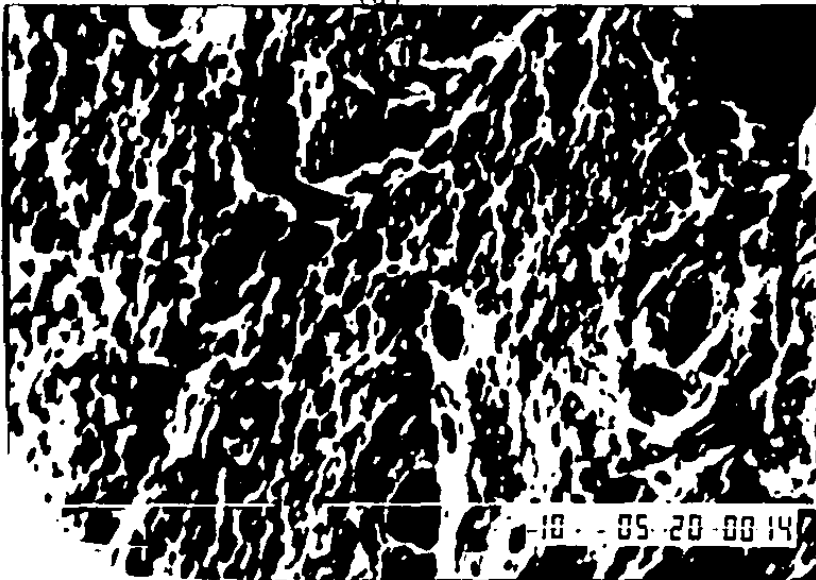
Después de cada ruptura se cortaba la muestra adecuadamente para poder ser observada en el microscopio de barrido JEOL-100 del I.F.U.N.A.M. con previa limpieza de las muestras usando ultrasonido, y se observaron en los tres tipos de muestras, fracturas dúctiles, como se puede observar en las Figuras: 3.8, 3.9, 3.10, 3.11, 3.12 y 3.13.

Se puede ver que el material *templado* y probado a 50°C presenta una serie de "cavernas" profundas, en forma "de panal" como se puede observar en las Figuras 3.8 (a),(b) y 3.9 (b) con pocas secciones carentes de ellas, Figura 3.9 (a), este mismo tipo de probetas, pero probadas a temperatura ambiente presenta escasamente dichas "cavernas" y tiene más regiones "rocosas", Figuras 3.10 (a),(b); para probetas *normalizadas* tanto las probadas a temperatura ambiente como las probadas a 50°C presentan abundancia de "cavernas" Figuras 3.11 (a) y (b) y escasas zonas "rocosas", Figura 3.12 (a); para las probetas *recocidas* ensayadas a 50°C se obtienen fracturas casi carentes de "cavernas" profundas, Figura 3.12 (b) y 3.13 (a) y (b).

La "aparente fragilidad" presente en las probetas *recocidas* Figura 3.13 (b), es por la presencia predominante de la fase β , pero no es frágil del todo, pues presenta una deformación previa a la fractura de 17 %.



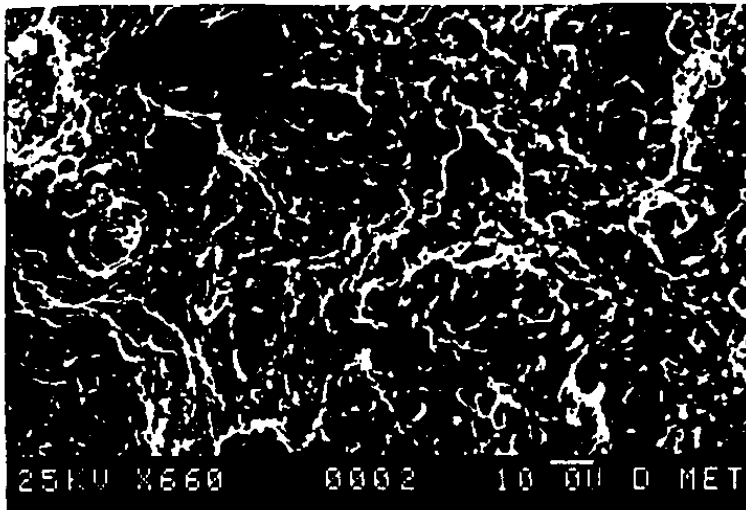
(a)



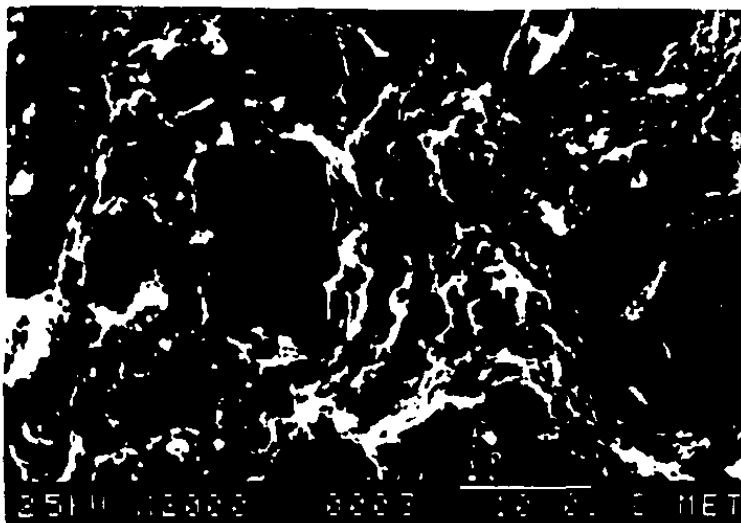
(b)

FIG. 3.8

Zinalco Extruido Templado, fracturado a 50°C
 bajo carga constante con $\epsilon_f = 61\%$, $t_f = 45$ min
 (a) 1 cm $\approx 2\mu$, (b) 1 cm $\approx 2.9\mu$.



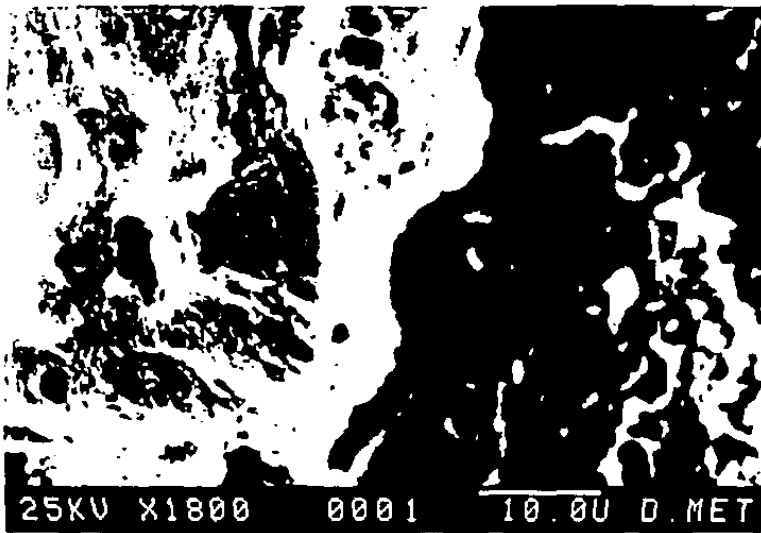
(a)



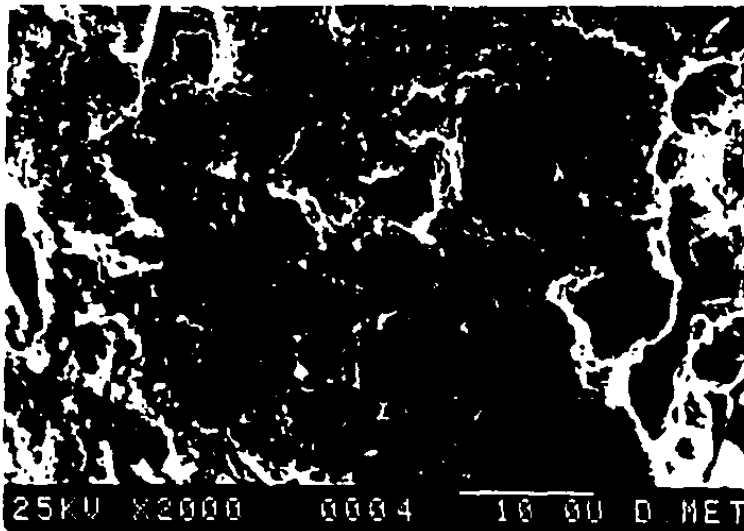
(b)

FIG.3.9

Zinalco Extruido Templado, fracturado a 50°C
 bajo carga constante, con $\epsilon_f \approx 50\%$, $t_f \approx 35$ min
 (a) $1\text{ cm} \approx 15.15\mu$, (b) $1\text{ cm} \approx 5\mu$.



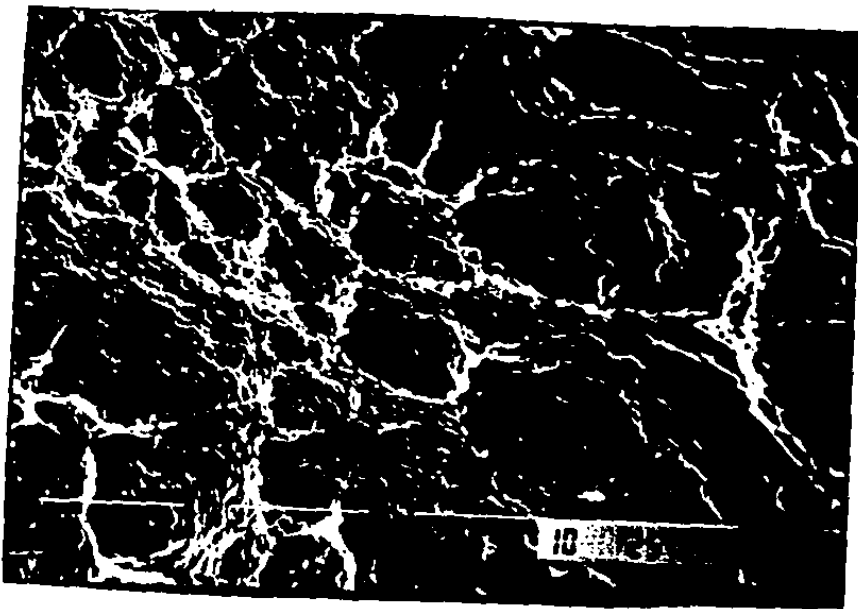
(a)



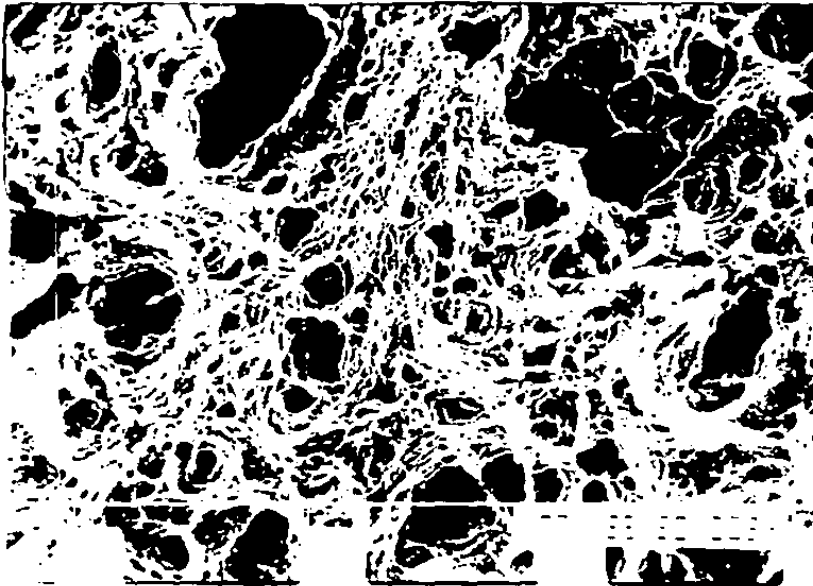
(b)

FIG.3.10

Zinalco Extruido Templado, fractuado a 20°C
 bajo carga constante con $\epsilon_f = 47\%$ $t_f = 70.3$ hrs
 (a) $1 \text{ cm} \approx 5.55 \mu$, (b) $1 \text{ cm} \approx 5 \mu$.



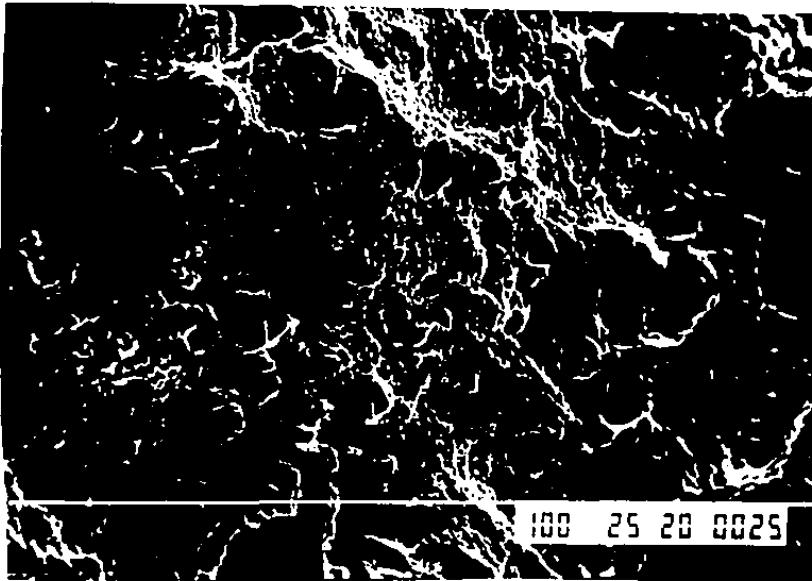
(a)



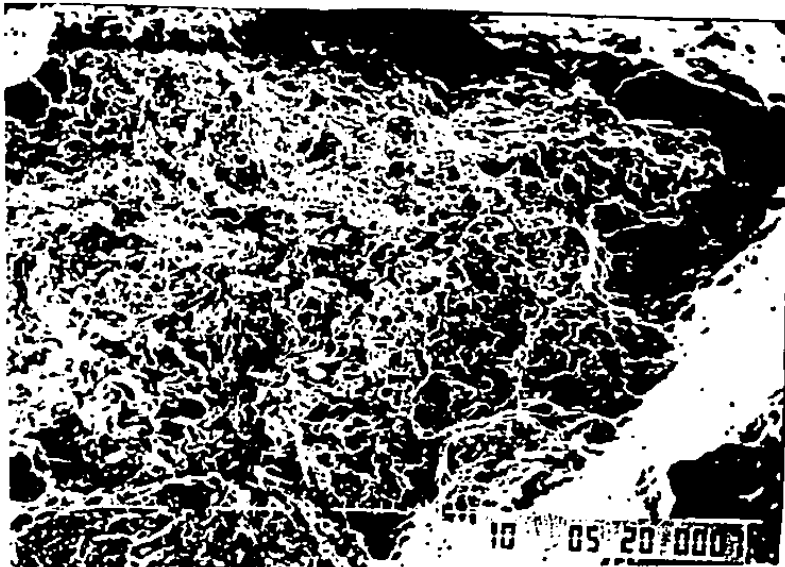
(b)

FIG. 3.11

Zinalco Extruido Normalizado fracturado bajo carga constante (a) $T = 50^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_f = 38\%$, $t_f = 97,8$ hrs
 $1 \text{ cm} \approx 5\mu$, (b) $T_p \approx 20^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_f = 38\%$, $t_f = 2082$ hrs
 $1 \text{ cm} \approx 13.3\mu$.



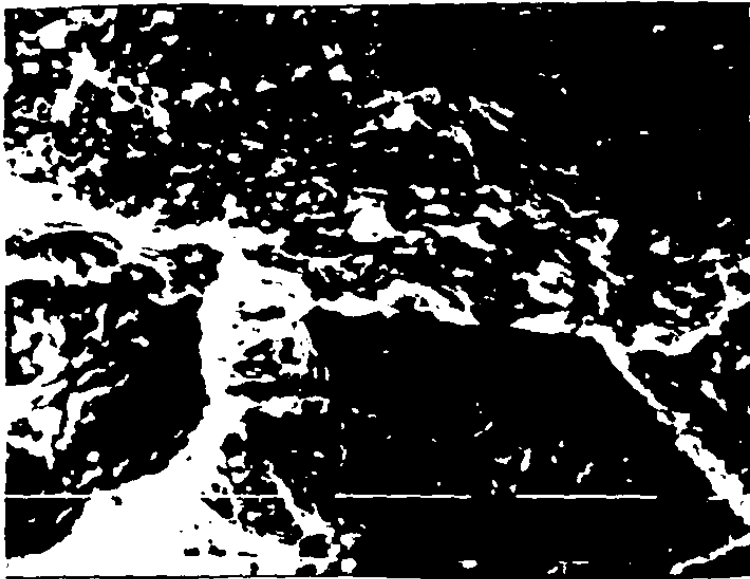
(a)



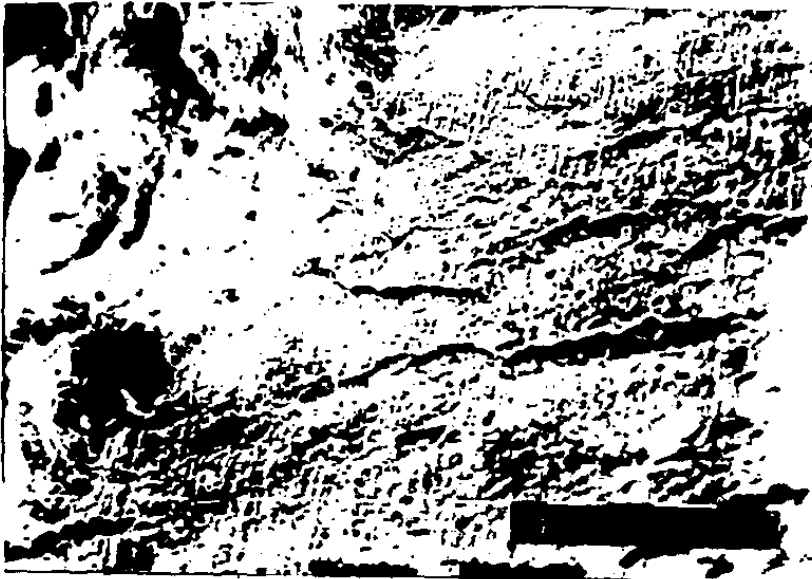
(b)

FIG.3.12

Zinalco Extruido fracturado bajo carga constante
 (a) Normalizado, $T \approx 20^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_F = 38$ y $t_F = 2082$ hrs
 $1 \text{ cm} \approx 13.3 \mu$, (b) Recocido, $T_F = 50^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_F \approx 17\%$, $t_F =$
 720 hrs $1 \text{ cm} \approx 10 \mu$.



(a)



(b)

FIG.3.13

Zinalco Extruido Recocido $T_p=50^\circ\text{C}$ con $\epsilon_f=17\%$,
 $t_f=720$ hrs (a) $1\text{ cm}\approx 5\mu$, (b) $1\text{ cm}\approx 62.5\mu$.

IV CONCLUSIONES.

Para todas las muestras sujetas a investigación, como era de esperarse, al aumentar la temperatura de prueba se acelera la cinética de la deformación del material, cualquiera que sea la microestructura presente, así se observan en forma más evidente, las diferencias en el comportamiento mecánico del Zinalco extruido bajo los diferentes tratamientos térmicos.

Con respecto a este punto, al aumentar la temperatura 30°C aproximadamente, se observa que aumenta la rapidez de deformación en estado estacionario, aumenta su deformación a la fractura, disminuye la duración del estado estacionario y aumenta la duración del estado transitorio y del estado terciario, para los tratamientos térmicos estudiados.

A $T_p \approx 50^{\circ}\text{C}$ las primeras probetas en tener una deformación significativa (5%) son las *templadas*, después las *normalizadas* y finalmente las *recocidas*; probadas a temperatura ambiente, el orden prevalece entre las probetas *templadas* y la *normalizada*. La *recocida*, dado el tiempo considerado para la duración del ensayo mecánico, no fué ensayada.

El tiempo de fractura en pruebas a 50°C , es marcadamente diferente entre tratamientos térmicos: del orden de una hora para las *templadas*, de una semana aproximadamente para las *normalizadas* y de cerca de un mes para las *recocidas*.

Los ensayos realizados a temperatura ambiente, reflejan el mismo orden, siendo t_f para las *normalizadas* aproximadamente 30 veces mayor que el obtenido para las *templadas*. Por lo que para las *recocidas* se esperarían ensayos de al menos un año de duración.

Las deformaciones a la fractura en pruebas a 50°C , también presentan una diferencia marcada como se ha observado en la Figura 3.6, dependiendo del tipo de tratamiento térmico, siendo de menor a mayor: las *recocidas*, las *normalizadas* y las *templadas*, éstas últimas alcanzan una deformación hasta del 61%.

En pruebas hechas a temperatura ambiente, la deformación a la fractura difiere en menos de un 20%, entre las probetas *templadas* y *normalizadas*.

En cuanto a la rapidez de deformación en estado estacionario de las probetas probadas a $T_p \approx 50^{\circ}\text{C}$, también existe una drástica diferencia entre los tratamientos térmicos, con un orden de 10^{-6} min^{-1} para las *recocidas*, de 10^{-5} min^{-1} para las *normalizadas* y de 10^{-2} min^{-1} para las *templadas*.

En los estudios a temperatura ambiente, las *templadas* muestran una rapidez del orden de 10^{-5} min^{-1} y las *normalizadas* del orden de 10^{-6} min^{-1} .

Estas diferencias pueden deberse a las microestructuras reportadas para este material (10,12); el *templado* en agua con hielo corresponde a una microestructura granular fina, debido a la descomposición espinoidal alrededor del punto eutectoide, "heredando" algo del comportamiento superplástico de altas temperaturas, por lo que ocasiona una respuesta rápida, una mayor rapidez de deformación en estado estacionario, una mayor deformación a la fractura y un menor tiempo de fractura.

Las probetas *normalizadas*, presentan ya una microestructura mixta de grano fino y laminillas perlíticas, ocasionando un retardo en la cinética de deformación comparado con el material de grano fino exclusivamente, teniendo así una menor rapidez de deformación en estado estacionario, una menor deformación a la fractura y un mayor tiempo a la fractura. Finalmente las probetas *recocidas* con la presencia de una perlita bien conformada, presentan una rapidez de deformación muy lenta y un tiempo de fractura grande así como una deformación a la fractura menor que las probetas de los otros tipos.

(10,12) ver referencias)

Un mecanismo aceptado hasta ahora para la deformación de los materiales superplásticos, es el deslizamiento de unos granos sobre otros (20,21,22). Si se considera como válido, se puede proponer que debido a las componentes del esfuerzo efectivo para el deslizamiento del grano es importante la forma y tamaño del grano, lo cual origina que exista diferencia entre la posible respuesta del material ya sea que esté constituido por granos globulares y laminillas agrupadas en dominios como es el caso de nuestro material.

La microestructura más dura es la *normalizada* y la menos dura es la *recocida*, consecuencia del tipo de perlita laminar presente en cada caso.

Con la composición obtenida por absorción atómica para los contenidos de Mg, se esperaría muy poco retardo en el decaimiento de la fase α' y la total ausencia de la fase γ , sin embargo se detectan diferencias en las respuestas del material dependientes del envejecimiento de éste a temperatura ambiente para las probetas *templadas* y *normalizadas*, manifestándose un corrimiento en las gráficas de ϵ vs t_p aumentando su t_p , disminuyendo ϵ_f y ϵ_{ss} .

Donde es más evidente la variación de comportamiento durante el envejecimiento es en las probetas *normalizadas*. Con respecto a la dureza, se puede observar que las probetas más duras

son las *normalizadas*; después las *templadas* y las menos duras son las *recocidas*. Para envejecimientos superiores a 17000 hrs, la dureza en todos los casos, se reduce en un 25% del valor inicial, siendo mayor la variación en las *normalizadas*, dado que disminuye la diferencia que presentaba con los otros dos tratamientos térmicos, (Fig.3.7). En cuanto a las curvas ϵ vs t_p el corrimiento (hacia t_p mayores) de las *normalizadas* es más marcado para diferentes tiempos de envejecimiento, con respecto a los que presentan los otros tratamientos térmicos, así en el tiempo de fractura se presenta un cambio de un orden de magnitud, para diferencia de tiempo de envejecimiento menor que en los otros tratamientos térmicos.

Después de las *normalizadas*, las *templadas* exhiben una mayor sensibilidad al envejecimiento, con respecto a las probetas *recocidas*. En estas últimas no existe corrimiento notorio en las curvas ϵ vs t_p y los otros parámetros varían poco entre si, presentan una disminución de dureza similar a los otros tratamientos para un período de dos años de envejecimiento; esto último se podría deber a que a pesar de la conformación perlítica bien definida de laminillas de α y β tienen diferente concentración de Zn y Al según se han ido formando en el tiempo y la conformación final tiende a estabilizarse definitivamente.

En todas las probetas se observó una fractura dúctil, con abundancia de hoyuelos y cavernas que se pueden pensar como

uniones de múltiples cavidades creadas en el material durante la deformación además de pequeñas zonas de exfoliación, principalmente en las *templadas* y en las *normalizadas* pero en las *recocidas* es menor la proporción de cavernas y mayor la presencia de formas "rocosas", pero aún en estos casos existe deformación previa a la ruptura.

De todo lo anterior se desprende la necesidad de seguir el comportamiento de cada una de las microestructuras al envejecer, en la suposición de la ausencia de las fases inestables, considerando como más viable las *normalizadas*.

Siendo el *recocido* el más estable, es el tratamiento térmico más recomendable para los perfiles extruidos para uso doméstico.

Las condiciones de prueba para este estudio son exageradas para las condiciones de uso de estos perfiles. Debido a que se sometieron a una carga constante equivalente a 85 MPa, se podría proponer para su uso a temperatura ambiente que no se sometiera a esfuerzos mayores de 50 MPa. (5 Kg/mm²)

La presencia de las "cavernas en forma de panal" en las fractografías del material templado y normalizado, bajo las condiciones expuestas permite sospechar de la creación de cavidades en el centro del material por medio de una emigración de granos al exterior (20) aunque para la corroboración absoluta

es necesario un estudio más detallado de "cavitación" (21,22)
a temperatura ambiente.

((20,21,22) ver referencias)

REFERENCIAS

- (1) W. Rosenhain and L. Archbutt. - Phil. Trans. Roy. Soc. 1912
- (2) R.D. Garwood and A.D. Hopkins. - J. Inst. Metals. 81 (407) 1952
- (3) Smith and Hare. - Journal of Institute of Metals 101 (320) 1973
- (4) F. Mohamed and Terence Langdon. - Journal of Materials Science 14 (2913-2918) 1979
- (5) F. Mohamed and Terence Langdon. - Acta Metal. 23 (117-124) 1975
- (6) Vaidya, Murty, Dorn, Acta Metallurgica 26 (1615-1623) 1978
- (7) Terence G. Langdon and Farghall A. Mohamend Depto. of Mat. Science. Univ. of South Calif. L.A. Calif. 9007 U.S.A. (1975)
- (8) G. Torres Villaseñor, J. Negrete, L. Valdés. - Rev. Mex. Fis. 31 (489-501) 1985
- (9) J. Negrete, L. Valdés, G. Torres. - Metallurgical Transactions 14A (1931-1935) 1983
- (10) Luis Salvador Hernandez Hernandez. - Folletos Técnicos Publicados por el Inst. de Geol. y Metal. de Sn Luis Potosi México # 71.
- (11) G. Torres Villaseñor - El Aluminio en Latinoamérica Public. O.E.A. - México (356) 1983.

- (12) Negrete-Campos.-El Aluminio en Latinoamérica Public. O.E.A. México (379) 1983
- (13) J.A.Ugalde.-Tesis (Fisica de Materiales) U.N.A.M.
- (14) Negrete.-Tesis I.P.N. 1980.
- (15) L.Valdés.J.Negrete.G.Torres.-Memorias del VI Congreso de la Academia Nacional de Ingeniería (289) 1980
- (16) Annual Book of A.S.T.M. Standards Part 7 (Pg.710-722) 1978
- (17) George E. Dieter.-Mechanical Metallurgy.-McGraw-Hill Kogakusha 1976.
- (18) James L. Mc Call and P.M.French.-Metallography in Failure Analysis.-Plenum Press N.Y. and London.-1978 Plen.P.N.Y.
- (19) Metals Hand Book Vol. 9 .-Fractography and Atlas of Fractographs .-American Society for Metals.-8th Edition Metal Park Ohio 1974.
- (20). R.C. Gifkins - J. Mater Sci. 13-1926-1936.- 1978
- (21) Farghalli, Mohamed, Langdon.-Journal of Material Science .-14 Pg.2913-2918.-1979.
- (22) G Torres V..-CIENCIA.-Vol. 39, No 2 Pg 103-111.- 1988.

RELACION DE FIGURAS Y TABLAS.

FIGURA #	PAGINA
1.1	5
1.2	6
1.3	7
1.4	8
1.5, 1.6	11
1.7, 1.8	12
1.9, 1.10	13
1.11, 1.12	14
2.1	18
2.2	22
3.1	26
3.2	27
3.3	29
3.4	31
3.5	32
3.6	33
3.7	34
3.8	40
3.9	41
3.10	42
3.11	43
3.12	44
3.13	45

TABLA #	PAGINA
1. I	16
3. I	36
3. II	38