

40 ejemplar

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
FACULTAD DE CIENCIAS

ALGUNOS ASPECTOS DE LA DEFORMACION PLASTICA
DE ALUMINIO 6063

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
F I S I C O
p r e s e n t a

FERNANDO OLGUIN LOJERO



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

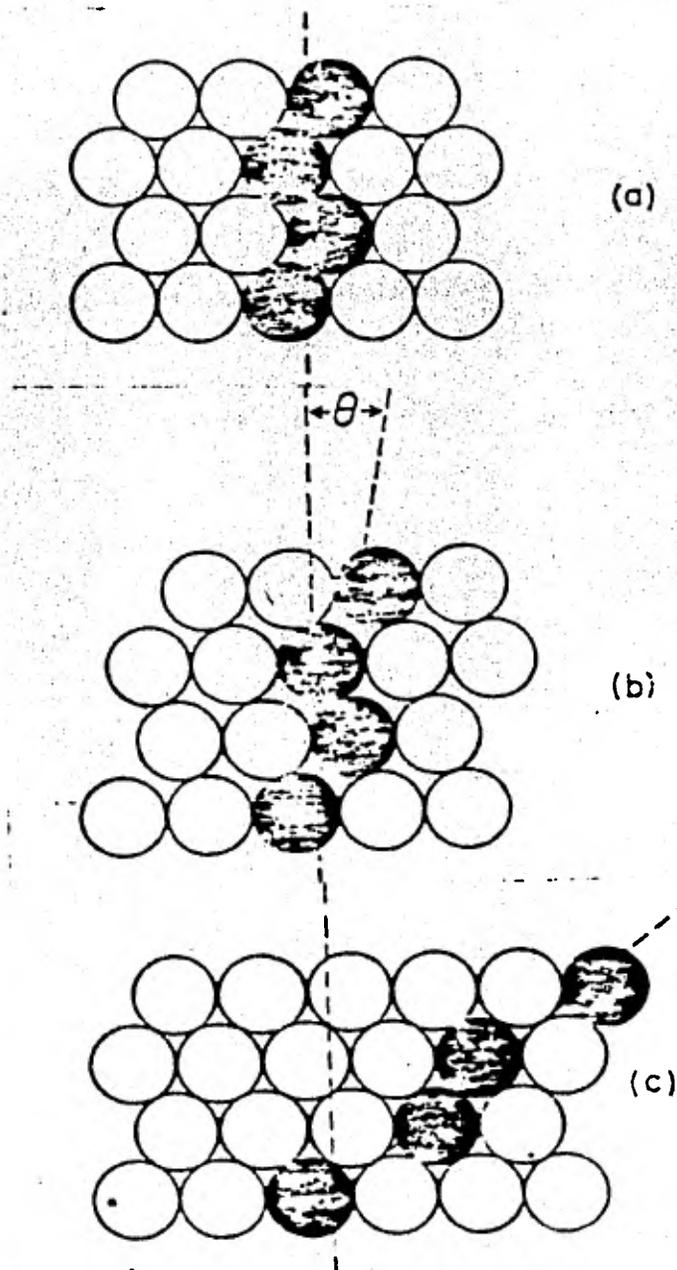
El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición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

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

DISLOCACIONES

La dislocación es un desarreglo ó defecto lineal de los materiales cristalinos que permite que se deformen plásticamente.

Alrededor de los años veinte, con el descubrimiento de los rayos X, se conoció la naturaleza cristalina de muchas substancias, pudiendo se calcular el esfuerzo necesario para producir deformación plástica. En la Fig. 1, puede verse como se hizo éste cálculo para una red bidimensional. En la parte (a) los átomos se encuentran en la posición inicial.



en (b) se aplicó un esfuerzo de corte, de modo que una hilera atómica se deslice sobre otra, estando los átomos en posición inestable, en (c) los átomos nuevamente están en posición de mínima energía, equivalente a la inicial. La deformación es permanente ó plástica y no se ha alterado la naturaleza cristalina de la red.

El esfuerzo de corte necesario para colocar a los átomos en la posición inestable (1-b) es la resistencia al esfuerzo teórica del cristal. En primera aproximación puede estimarse que la deformación es elástica — hasta el punto mostrado en (1-b), donde la deformación es aproximadamente — el ángulo " θ " mostrado, medido en radianes. Si " μ " es el módulo de — corte del cristal el esfuerzo teórico es aproximadamente $\mu/3$. Otros cálculos han demostrado que el esfuerzo teórico de corte no puede ser mucho menor que $\mu/30$. Como ejemplo, en el aluminio $\mu \approx 3 \times 10^{11}$ dinas/cm², obteniéndose una resistencia teórica del orden de 10^{11} dinas/cm². El aluminio recocido se deforma con esfuerzos del orden de 3×10^6 dinas/cm², observándose 5 órdenes de magnitud de discrepancia entre teoría y experimento.

En 1934 G.I Taylor, E. Orowan y M. Polanyi⁽¹⁾, postulan la existencia de una imperfección interna del cristal y que el movimiento de esta imperfección conduce a los bajos esfuerzos observados al deformar diferentes materiales.

El nombre de la imperfección es "dislocación".

Las dislocaciones se observan por vez primera a principio de los años cincuenta — usando la técnica de decoración. En 1956 las vieron en el microscopio electrónico Hirsch, Horne, Whelan y Bellman.

(1) G.I. Taylor, "Proc. R. Soc. London", Vol 145 A, p 362, 1934
E. Orowan, "Z. Phys." Vol. 89, p 605, 1934
M. Polanyi, "Z. Phys." Vol. 89, p 660, 1934

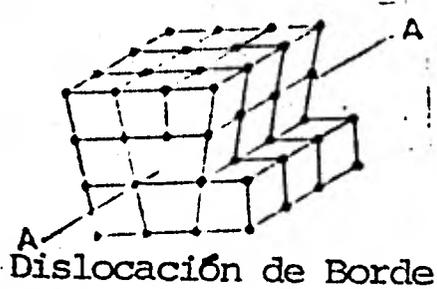
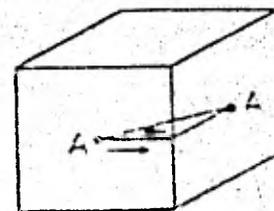
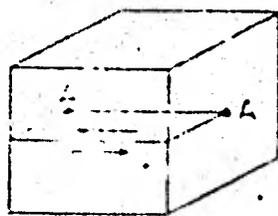
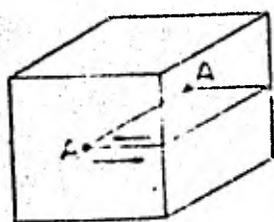
Descripción de una dislocación.

Considérese la Fig. 2, que es una red cúbica simple, perfecta - é indeformada, córtese la red a lo largo de cualquiera de los planos indicados en los cubos de la hilera \overline{AA} . Deslicense los átomos de un lado del corte, en una dirección paralela a la superficie del corte, una distancia equivalente a un espaciamento atómico, junte los átomos.

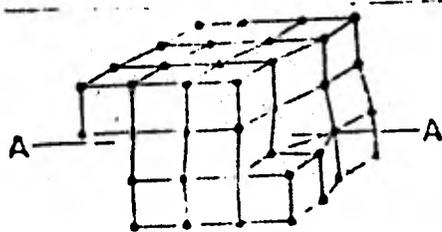
La estructura de la red es perfecta excepto cerca de las líneas AA. Las imperfecciones lineales AA son las líneas de dislocación



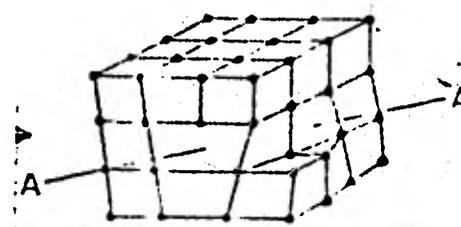
Red original



Dislocación de Borde



Dislocación de Tornillo



Dislocación Mixta

FIG. 2

En la figura 2 se muestran los 3 tipos de dislocación: de borde, de tornillo y mixta. La primera se forma si los átomos sobre la superficie-

de corte se deslizan perpendicularmente a la línea AA, se representan por el símbolo " \perp ". Las de Tornillo se obtienen si el deslizamiento es paralelo a AA, su símbolo es " \odot "; y las mixtas se obtienen si el deslizamiento no es totalmente paralelo ó perpendicular a AA, obteniéndose una línea con características de las otras 2.

Otra forma de ver la dislocación de borde es insertando un semiplano extra en la red, Fig. 3a. Si los planos atómicos perpendiculares a la línea de dislocación se ponen en forma análoga a la rampa de un estacionamiento, se obtiene una dislocación de Tornillo, Fig. 3b, siendo la línea de la dislocación el eje de la rampa, pudiéndose recorrer de esta forma, - todo el defecto sin cambiar de plano.

Una línea de dislocación es un circuito cerrado y no una línea-recta, este circuito tampoco se encuentra siempre en un solo plano, sino - generalmente es un defecto que se extiende tridimensionalmente en la red cristalina.

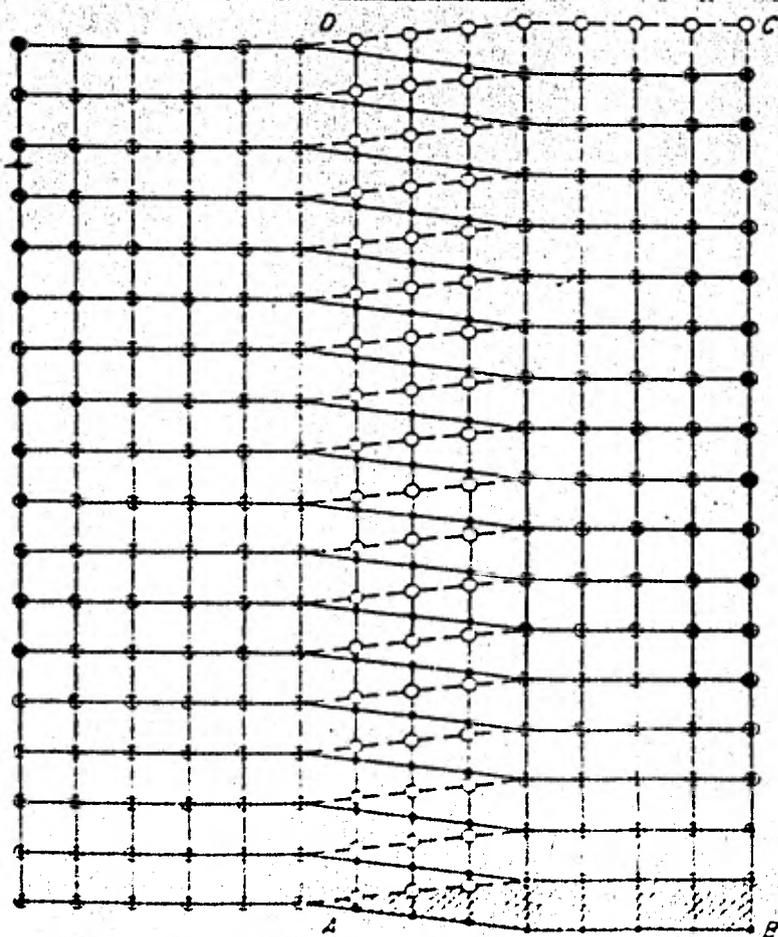
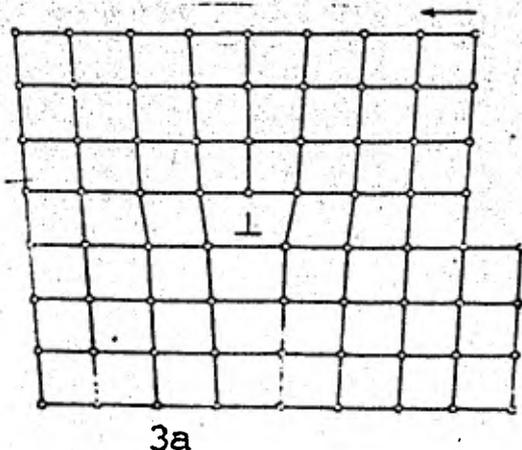
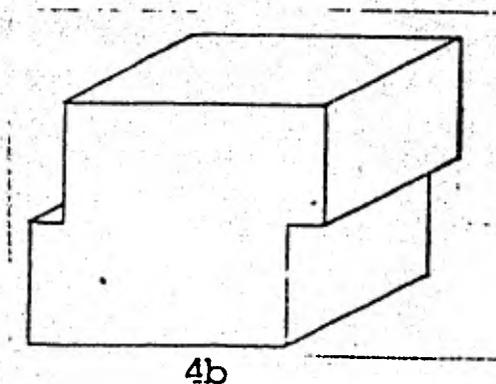
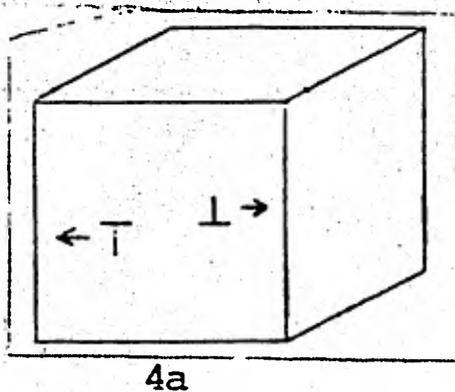


FIG. 3

Movimiento de Dislocaciones.

El movimiento de las dislocaciones conduce a la deformación plástica. Si se considera la figura 4, las 2 dislocaciones mostradas por ser de signo opuesto (4a) se mueven en dirección contraria bajo un mismo esfuerzo de corte, produciendo un escalón (4b) al emerger del cristal.

El plano en el que se mueven las dislocaciones de borde se llama "plano de deslizamiento". Una dislocación de tornillo se mueve siempre en ángulo recto a la dirección de rearrreglo atómico y no produce escalón al emerger del cristal, sino que se produce en la superficie donde acaba la dislocación de tornillo.



F I G. 4

El movimiento de un circuito de dislocación es, Fig.5, una expansión bajo la acción de un esfuerzo aplicado. Cuando este circuito emerge parece como si solo hubieransido dos dislocaciones de borde las emergidas. Un circuito de dislocación se mueve si los átomos se agregan y substraen de la dislocación. Cuando la temperatura es tan baja que los procesos de difusión casi no existen, el circuito no se moverá.

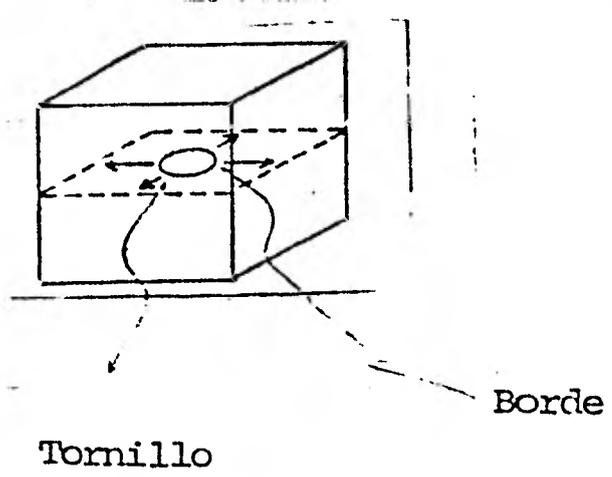
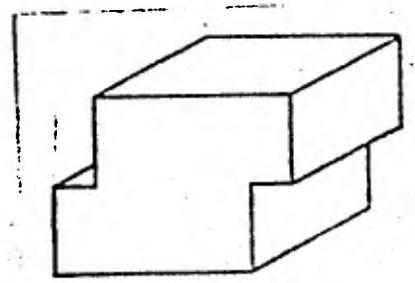
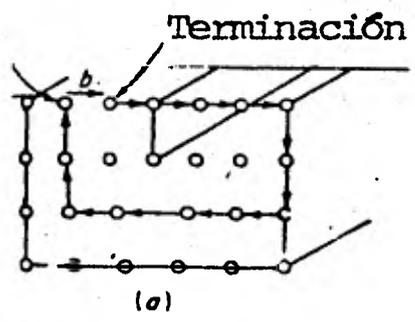


FIG. 5



Una forma de definir el vector de Burger de una dislocación es usando el "Circuito de Burger". Considerese la dislocación de borde de la Fig. 6a, si se comienza en un punto de la red y se traza un recorrido en el sentido de las manecillas del reloj, entre átomo y átomo con la misma cantidad de pasos en cada dirección, se encuentra que el final del recorrido no coincide con el inicio. El segmento necesario para completar el circuito es el vector de Burger "b" de la dislocación.

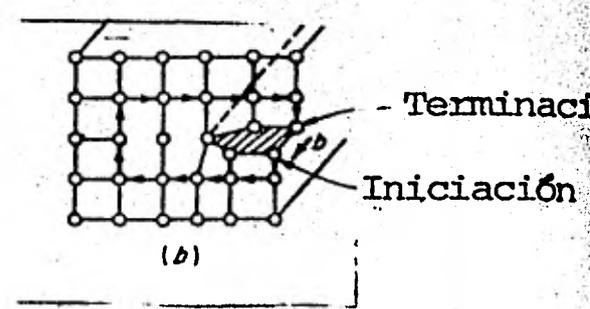
Iniciación



Dislocación de Borde

FIG. 6

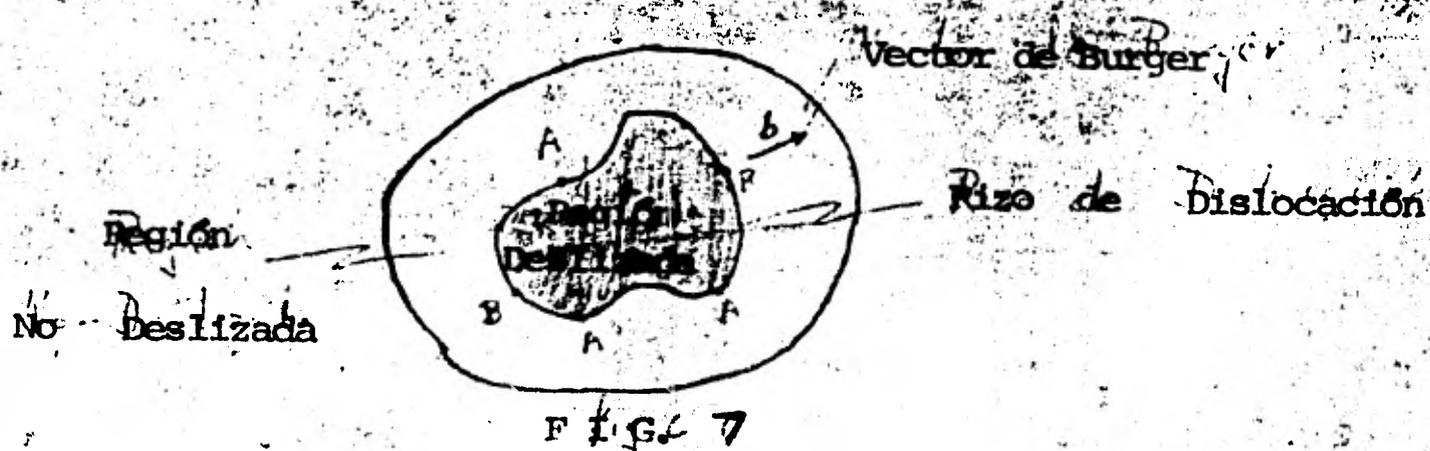
Dislocación de Tornillo



Si se traza un circuito de Burger para la dislocación de tornillo de la Fig. 6b, se encuentra que el segmento que cierra el circuito apu-

ta hacia afuera de la cara frontal del cristal, es claro que no importa -
 qué tan lejos se efectue el recorrido siempre que se tenga una sola dislo-
 cación dentro se obtendrá el mismo valor para "b".

El vector de Burger "b" es el vector que define la magnitud y -
 dirección del deslizamiento. Es por ello el rasgo más característico de una
 dislocación. Para una dislocación de borde pura, el vector de Burger es per-
 pendicular a la línea de la dislocación, mientras que para una dislocación-
 de tornillo pura el vector de Burger es paralelo a la línea de la disloca-
 ción, en los cristales reales las dislocaciones rara vez son líneas rectas-
 que están en el mismo plano. En general una dislocación será en parte de bor-
 de y en parte de tornillo, formando anillos ó rizo, en la Fig. 7 el anillo de
 dislocación es de tornillo en el punto A, de borde en el punto B, mixto en -
 casi todo el resto de su longitud. El vector de Burger es el mismo a lo lar-
 go de todo el anillo. Si no fuera así la región del cristal en la parte supe-
 rior de la zona deslizada tendría que deslizarse una cantidad diferente res-
 pecto a la otra parte del cristal y esto significaría que otra línea de dis-
 locación correría a lo largo de la región deslizada



Ya que una dislocación representa la frontera entre la región deslizada y la no deslizada del cristal, es necesario que sea un circuito cerrado ó termine en una superficie del cristal ó en una frontera de grano. - En general una dislocación no puede terminar en el interior de un cristal.- La excepción es un "nodo" que es el lugar donde 3 ó 4 líneas de dislocación se encuentran. En un nodo dos dislocaciones con vectores de Burger b_1 y b_2 se combinan para producir una dislocación resultante b_3 , ó viceversa. Vectorialmente b_3 debe ser la combinación de b_1 y b_2 . Dado que bajo la acción de un campo de fuerza, los átomos deben moverse de una posición de equilibrio a otra, el vector de Burger debe conectar una posición de equilibrio con otra. Por ello la estructura cristalina determina los vectores de Burger posibles. Una dislocación con vector de Burger igual a un espacio de la red es llamada "Dislocación unitaria". Por consideraciones energéticas dislocaciones con resistencias mayores que la unidad son en general inestables y se disocian en 2 ó más dislocaciones de menor resistencia. El criterio para decidir si una dislocación se disociará ó no se basa en el hecho de que la energía de deformación de una dislocación es proporcional a el cuadrado de su vector de Burger.

Entonces la reacción $b_1 \rightarrow b_2 + b_3$ ocurre solo cuando $b_1^2 \geq b_2^2 + b_3^2$.

Dislocaciones con resistencias menores que la unidad son posibles en direcciones compactas, donde las posiciones de equilibrio no son las esquinas de la celda unitaria. Una dislocación de resistencia unitaria ó dislocación unitaria, tiene un mínimo de energía cuando su vector de Burger es paralelo a la dirección de mayor empaquetamiento atómico en la red. Esto coincide con el hecho experimental de que los cristales casi siempre se deslizan en las di--

recciones de máxima compactación. Una dislocación de este tipo es llamada - una "Dislocación perfecta", porque la traslación igual a un vector de Burger produce identidad estructural. Una dislocación unitaria paralela a la dirección de deslizamiento no puede disociarse a menos que se convierta en una -- "Dislocación imperfecta", en la que una traslación de un vector de Burger no resulta en identidad estructural. Se produce una falla de apilamiento de este tipo. Para que la falla de apilamiento sea estable el decremento en energía debido a la disociación debe ser mayor que el incremento en energía interfacial creada por la falla

Campos de esfuerzos de las dislocaciones.

La dislocación está rodeada por un campo de esfuerzos elásticos - que producen fuerzas sobre otras dislocaciones resultando en una interacción entre ellas. En el caso de el campo de esfuerzos de una dislocación perfecta, una buena aproximación se obtiene de la teoría de elasticidad lineal de medios continuos. Aunque las ecuaciones obtenidas no son válidas en la región llamada " corazón de la dislocación" (del orden de $5b$) debido a que en esta región el medio no puede ser tratado como un continuo.

Para una dislocación de tornillo estacionaria donde la línea de - la dislocación coincide con el eje Z en coordenadas rectangulares, las deformaciones elásticas que produce son:

$$\epsilon_{xz} = \frac{b}{2\pi} \frac{y}{x^2 + y^2}$$

$$\epsilon_{yz} = -\frac{b}{2\pi} \frac{x}{x^2 + y^2}$$

$$\epsilon_{xx} = 0 = \epsilon_{yy} = \epsilon_{zz} = \epsilon_{xy}$$

y los esfuerzos que produce son

$$\tau_{xz} = \frac{\mu b}{2\pi} \frac{y}{x^2 + y^2}$$

$$\tau_{yz} = -\frac{\mu b}{2\pi} \frac{x}{x^2 + y^2}$$

$$\tau_{xx} = 0 = \tau_{yy} = \tau_{zz} = \tau_{xy}$$

Si tanto los esfuerzos como las deformaciones se expresan en coordenadas polares se tiene:

$$\epsilon_{rr} = \epsilon_{\theta\theta} = \epsilon_{zz} = \epsilon_{rz} = \epsilon_{r\theta} = 0$$

$$\epsilon_{\theta z} = -\frac{b}{2\pi} \frac{1}{r}$$

$$\tau_{rr} = \tau_{\theta\theta} = \tau_{zz} = \tau_{r\theta} = \tau_{rz} = 0$$

$$\tau_{\theta z} = -\frac{\mu b}{2\pi} \frac{1}{r}$$

μ = Módulo de corte del material

r = Radio de un cilindro alrededor de la línea de la dislocación.

Con estas ecuaciones se ve que conforme " r " se acerca a cero - tanto los esfuerzos como las deformaciones se vuelven infinitas. La solución dada por éstas ecuaciones no debe ser usada a distancias radiales menores de $r \approx 5b$. Otra razón es que a distancias menores de $5b$ la naturaleza discreta del cristal es más relevante y éstas ecuaciones se hicieron para un medio continuo; ésta región circunscrita por $r \approx 5b$ es el llamado -

"corazón de la dislocación".

Para una dislocación de borde pura, en la que se hacen las mismas suposiciones que en la de tornillo, los campos de esfuerzos y deformaciones están dados por las relaciones:

$$\epsilon_{yy} = -\frac{b\mu}{2\pi} \frac{(2\lambda + \mu)x^2 - \mu y^2}{(\lambda + 2\mu)(x^2 + y^2)^2}$$

$$\epsilon_{xy} = -\frac{b}{2\pi(1-\mu)} \frac{x(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\epsilon_{zz} = 0 = \epsilon_{xz} = \epsilon_{yz}$$

Los esfuerzos calculados son:

$$\sigma_{xx} = \frac{\mu b}{2\pi(1-\mu)} \frac{y(3x^2 + y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_{yy} = -\frac{\mu b}{2\pi(1-\mu)} \frac{y(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_{zz} = \frac{\mu\mu b}{\pi(1-\mu)} \frac{y}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_{xy} = \frac{\mu b}{2\pi(1-\mu)} \frac{x(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_{xz} = 0 = \sigma_{yz}$$

μ = Razón de Poisson $\approx \frac{1}{3}$

En coordenadas cilíndricas se tiene:

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = \frac{\mu b}{(2\pi)(1-\mu)} \frac{\sin\theta}{r}$$

$$\sigma_{zz} = \frac{\mu\mu b}{2\pi(1-\mu)} \frac{\sin\theta}{r}$$

$$\sigma_{r\theta} = -\frac{\mu b}{2\pi(1-\mu)} \frac{\cos\theta}{r}$$

La energía de deformación necesaria para la formación de una dislocación - de borde se puede estimar a partir de el trabajo necesario para desplazar - un corte hecho en una región continua é isotrópica una distancia "b" a lo largo de un plano de deslizamiento.

$$U = \frac{1}{2} \int_{r_0}^{r_1} \tau_{r\theta} b dr, \quad \tau_{r\theta} = - \frac{\mu b}{2\pi(1-\nu)} \frac{\cos \theta}{r}$$

$$U = \frac{1}{2} \int_{r_0}^{r_1} \frac{\mu}{2\pi(1-\nu)} b^2 \frac{\cos \theta}{r} dr$$

, como $\cos \theta = 1$ en el plano de deslizamiento, la energía de deformación es

$$U = \frac{\mu b^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{r_1}{r_0}$$

, de la misma manera para una dislocación de tornillo la energía de deformación es

$$U = \frac{\mu b^2}{4\pi} \ln \frac{r_1}{r_0}$$

Nótese que aquí se comprueba la suposición hecha al hablar de disociaciones de que la energía de las dislocaciones es proporcional a "b²" y - que en consecuencia una disociación ocurrirá sólo cuando $u_b \rightarrow u_{b_1} + u_{b_2}$.

Esta energía es aproximadamente de 8 eV y de .5 eV para el corazón. Esto significa que la energía libre de un cristal se incrementa con la introducción de dislocaciones. Esto implica que un cristal con dislocaciones es termodinámicamente inestable y tratará de eliminarlas para reducir su energía libre en procesos como el recocido.

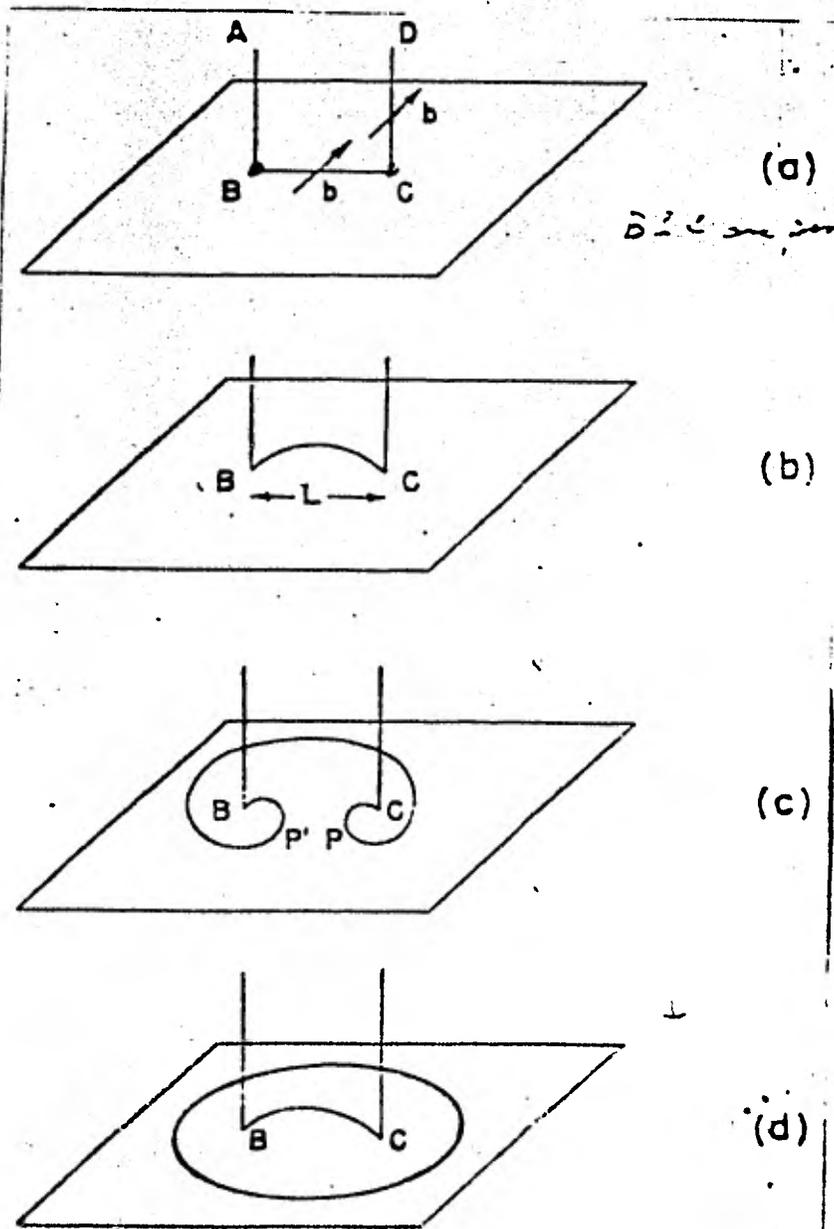
Materiales completamente recocidos contienen aproximadamente 10^6 a 10^8 líneas de dislocaciones por cm^2 , los metales trabajados en frío tienen -

una densidad de 10^{12} líneas de dislocaciones por cm^2 .

MULTIPLICACION DE DISLOCACIONES

Los primeros trabajos en la teoría de dislocaciones enseñaron que la deformación incrementa el número de dislocaciones en un cristal. Por ello se necesita de un mecanismo que internamente genere dislocaciones, ya que por ejemplo una banda de deslizamiento está formada por el movimiento de más de 1,000 dislocaciones en el plano de deslizamiento, las dislocaciones iniciales no pueden ser suficientes para explicar éste y otros fenómenos.

En 1950 en una conferencia en Pittsburgh, F.C.Frank y W.T.Read independientemente propusieron un mecanismo generador de dislocaciones. Su mecanismo se entiende con ayuda de la Fig.8.



FUENTE
DE
FRANK-READ

FIG. 8

En (a) se ve la línea de dislocación ABCD con vector de Burger - "b". Solo el segmento BC está en el plano de deslizamiento, los otros 2 segmentos AB y CD están inmóviles. No se considera movimiento de ascenso ó - "climb". En (b) se ve el efecto de aplicar un esfuerzo al cristal, el segmento BC se curva.

Conforme se aumenta el esfuerzo el segmento BC se curva más, volviéndose inestable. El punto de inestabilidad se alcanza cuando la fuerza proveniente de la curvatura de la línea dislocación no es capaz de balancear la fuerza aplicada externamente. El segmento BC debe tener un radio de curvatura no menor que $L/2$ siendo "L" la longitud de BC. Dado que la línea de tensión de una dislocación curva da lugar a una fuerza F que actúa sobre la dislocación, la magnitud de ésta fuerza es $F \sim \frac{\mu b^2}{R}$, donde R es el radio de curvatura. En el caso del mecanismo de Frank y Read la inestabilidad se alcanza cuando el esfuerzo aplicado σ toma el valor $\sigma = \frac{2\mu b}{L}$.

Si se sobrepasa este valor el segmento BC toma la configuración de (c) y como las porciones P y P' tienen signo opuesto, al seguirse deformando el cristal P y P' se aniquilan, regresando BC a su posición original y habiéndose creado un anillo de dislocación. El proceso puede repetirse, en principio, indefinidamente. Este cesará cuando las dislocaciones creadas se atoren y sus campos elásticos no permitan la creación de más anillos.

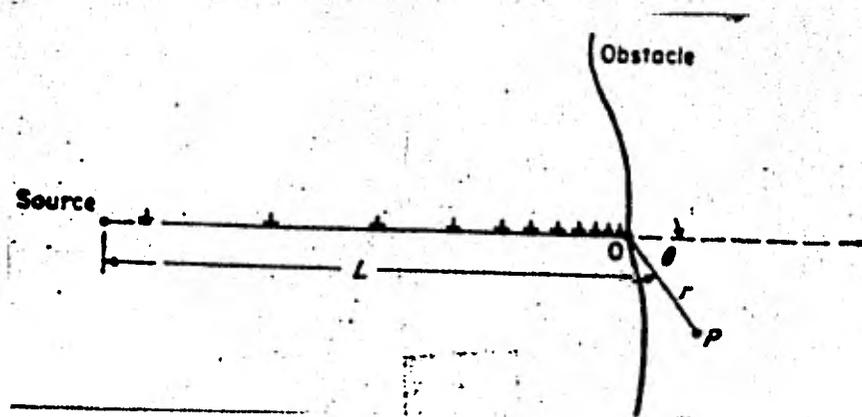
Un mecanismo análogo al de la fuente de Frank-Read ha sido propuesto por Koehler. Las fronteras de grano son otra fuente de dislocaciones en los materiales policristalinos. Las dislocaciones pueden nuclearse también en la superficie del cristal, esto ha sido demostrado por Gilman y Johnston.

Apilamiento de dislocaciones.

Las dislocaciones frecuentemente se aplican sobre los planos de deslizamiento, contra barreras como fronteras de grano, segundas fases, dislocaciones que se cruzan en otro plano de deslizamiento, etc., originando que la interacción entre los campos de las dislocaciones sea más fuerte, es decir haya una alta concentración de esfuerzos.

Estos esfuerzos pueden llegar a generar una fractura. Las dislocaciones apiladas producen un esfuerzo "hacia atrás" que actúa como opo-
sitor al movimiento de otras dislocaciones que se mueven en el mismo plano de deslizamiento.

Las dislocaciones se distribuyen en forma muy compacta cerca de la barrera y se van espaciando conforme se acercan a la fuente. (Fig.9).



Apilamiento de dislocaciones
frente a un obstáculo.

FIG.. 9

La distribución de dislocaciones del mismo signo a lo largo de un plano de deslizamiento ha sido estudiada por Eshelby, Frank y Nabarro⁽²⁾. El número de dislocaciones que pueden ocupar un espacio L entre la fuente y el obstáculo, sobre el plano de deslizamiento es

$$n = \frac{k \pi \sigma_s L}{\mu b}$$

(2) J.D.Eshelby, F.C.Frank y F.R.N.Nabarro, Philos Mag, Vol.42, pag.351
1951

• Siendo " τ_s " el esfuerzo cortante promedio resuelto en el plano de deslizamiento; $K=1$ para una dislocación de tornillo y $K=1-\nu$ para una de borde. Si la fuente está localizada en el centro de un grano de diámetro "D" el número de dislocaciones apiladas es

$$n = \frac{K \pi \tau_s}{\mu b} \frac{D}{4}$$

El factor 4 se usa porque existe el esfuerzo "de regreso" actúa sobre la fuente desde 2 lados, como se desprende de la figura.

El número de dislocaciones que puede soportar un obstáculo depende de el tipo de barrera de la orientación entre barrera y plano de deslizamiento, del material, la temperatura, etc. La ruptura de una barrera puede ocurrir por deslizamiento en un nuevo plano, por ascenso de la dislocación ó "climb" rodeando la barrera, o por la generación de esfuerzo suficientemente grandes para romper al obstáculo y producir fractura. Para describir el apilamiento se usa el concepto de dislocación continua⁽³⁾. Se reemplazan las dislocaciones discretas con vector de Burger finito por una distribución continua de dislocaciones con vectores de Burger infinitesimales.

Esto provee de una conexión entre la naturaleza discreta de las dislocaciones y la teoría del continuo.

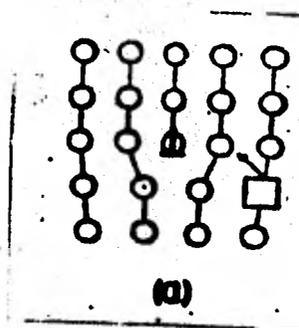
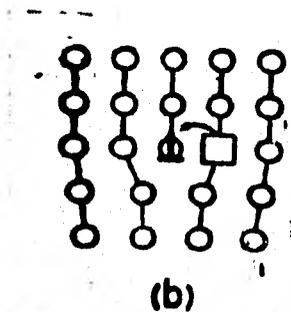
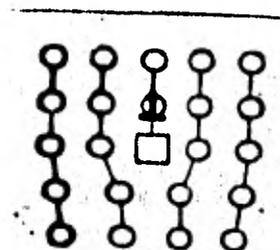


FIG. 10



(b)

Ascenso de una dislocación



(c)

(3) .-R.Bullough,"Philos Mag", Vol.9, pag.917,1964

Auto energía de una línea de dislocación

Cuando un medio elástico se somete a una serie de esfuerzos elásticos, almacena energía. En el caso de la dislocación, esta energía es el campo de desplazamiento que produce en el medio circundante. Esta energía es la "auto energía" de la línea de la dislocación. Es análoga a la auto energía del campo eléctrico de un electrón.

Para una dislocación de tornillo, la auto energía " ξ " por unidad de longitud es:

$$\xi = \frac{1}{2\mu} \left(\frac{\mu b}{2\pi} \right)^2 \int_{5b}^R \frac{2\pi r}{r^2} dr = \frac{\mu b^2}{4\pi} \log \left(\frac{R}{5b} \right)$$

R=Dimensión del cristal.

siendo $5b$ el radio del corazón de la dislocación.

El total de la auto energía incluye también la energía del corazón de la dislocación que se estima en $\frac{\mu b^2}{10}$. Dependiendo de el valor de "R", esa energía del corazón es 10% o 20% del total de la auto energía. Si solo hubiera una dislocación en el cristal "R" sería el tamaño del cristal. En policristales "R" podría ser el tamaño de un grano.

La auto energía de una dislocación de borde es

$$\xi = \frac{\mu b^2}{4\pi(1-\nu)} \log \frac{R}{5b} \quad \text{que es muy parecida a la de una de tornillo.}$$

Ascenso de dislocaciones.

Una dislocación de borde puede moverse solo en el plano que contenga la línea de la dislocación y su vector de Burger. Sin embargo -

bajo ciertas condiciones, la dislocación puede cambiar a otro plano de deslizamiento paralelo al que se encontraba. Este es el proceso de ascenso. Es un movimiento no conservativo. El proceso de ascenso ocurre por difusión de vacancias e intersticiales que estén cerca ó no muy lejos - de la dislocación. Dado que es un proceso difusivo, se activará con el aumento del semiplano extra de modo que el semiplano se mueve hacia arriba un espacio atómico, Fig. 10.

En el escalamiento ó ascenso negativo, se agregan una hilera de - átomos debajo del semiplano extra de modo que la línea de dislocación se mueve hacia abajo un espacio atómico.

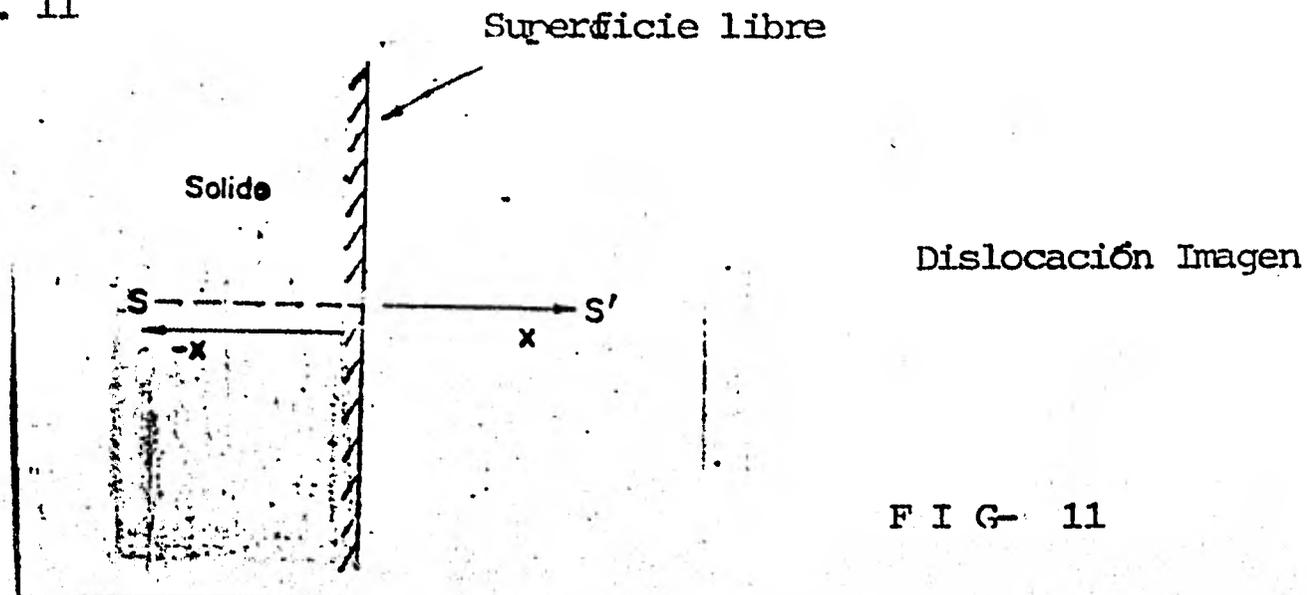
Este mecanismo -climb- no se da en dislocaciones de tornillo por que no hay semiplano extra, además, dado que el vector de Burger de una dislocación de tornillo es paralelo a la línea, la dislocación es libre de moverse en cualquier plano que contenga la línea y el vector. No es - necesario que haya difusión de átomos para efectuar el movimiento. El mecanismo de ascenso es importante en la termofluencia (creep) de los metales, donde la energía de activación para el estado estacionario es igual a la energía de activación para la auto difusión.

Fuerzas Imágenes

Dado que una dislocación posee una auto energía que consiste en - energía de deformación almacenada en su campo de desplazamiento, cuando la dislocación se acerca a la superficie del cristal, la energía va disminuyendo gradualmente. La auto energía debe ser función de la posición- respecto a la superficie libre, *i. e.*, como si se sintiera una fuerza que atrae a la dislocación a la superficie. Esto se calcula usando el concepto de "dislocación imagen", análogo al de carga imagen de electrotática.

Para una dislocación de tornillo la fuerza se obtiene del campo de esfuerzos que es la suma de los campos de la dislocación y de la imagen

Fig. 11



Se observa que la dislocación "S" va hacia la superficie libre, - paralela a la dirección Z, es decir, normal al papel. Está a una distancia -X de la superficie. Como una superficie libre no soporta esfuerzos cortantes tangenciales a ella, se tiene que

Si se supone ahora que la dislocación imagen S' está en un medio igual al de S, el esfuerzo que sentiría por la presencia de una dislocación imagen que estuviera en el lugar de S sería

las 2 ecuaciones son iguales en magnitud pero de signo opuesto

El esfuerzo σ_i que siente la dislocación S en su plano de deslizamiento como resultado de la presencia de S' a una distancia 2x es

$$\sigma_i = \frac{-\mu b}{4\pi x}$$

El esfuerzo σ_i que siente la dislocación S en su plano de deslizamiento como resultado de la presencia de S' a una distancia 2x es

El esfuerzo σ_i produce una fuerza $-\sigma_i b$ que actúa en la dirección X.

Entonces la fuerza imagen es

$$F = -\sigma_i b = \frac{\mu b^2}{4\pi X}$$

con "X" la distancia, considerada positiva, desde la dislocación a la su superficie libre.

Para una dislocación de borde no es posible obtener un valor preciso debido a que en la superficie las componentes tangenciales y normal del campo de esfuerzos no se anulan.

C R E E P Ó T E R M O F L U E N C I A

Cuando un sólido se sujeta a una fuerza de tensión estática, la red atómica que forma al sólido se adaptará a modo de oponerse a la fuerza aplicada y mantener así el equilibrio. Desde un punto de vista macroscópico la adaptación se observa como una fractura cuando el material falla y el arreglo atómico se separa en dos ó más bloques macroscópicos.

La deformación involucra desplazamientos atómicos, los cuales pueden medirse macroscópicamente. Cuando son suficientemente grandes.

Es sabido que la resistencia a la deformación de los metales disminuye conforme aumenta la temperatura. Dado que la movilidad de los átomos se incrementa rápidamente al aumentar la temperatura, los procesos controlados por difusión deben tener un efecto determinante en las propiedades mecánicas de los metales a altas temperaturas. La concentración de sitios vacantes en equilibrio termodinámico aumenta conforme aumenta la temperatura.

Esto último promueve que a $T/T_f > 0.5$ se introduzca otro grado de libertad en el movimiento de los segmentos de dislocación con carácter de borde, las cuales debido al flujo de vacancias ó intersticiales pueden efectuar movimientos perpendiculares a su plano de deslizamiento.

Se presentan además otros mecanismos de deformación a altas temperaturas. En algunos metales los sistemas de deslizamiento cambian ó se activan nuevos sistemas. La deformación y el deslizamiento de las fronteras

de grano es otro mecanismo de deformación a altas temperaturas. Si se considera el efecto de largas exposiciones de los metales y aleaciones a altas temperaturas se observan fenómenos como el de los metales trabajados en frio, los cuales recristalizan y aumentan el tamaño del grano; las aleaciones endurecidas por envejecimiento ó por dispersión de partículas pierden resistencia a la deformación cuando las partículas precipitan en "clusters" ó partículas de mayor tamaño.

Las propiedades mecánicas en especial las de tensión son prácticamente independientes del tiempo a temperatura ambiente, pero a temperaturas elevadas la resistencia a la deformación es altamente dependiente tanto de la rapidez de deformación como de el tiempo de exposición, así, muchos metales se comportan como materiales viscoelásticos, dando lugar a el fenómeno llama do "creep" ó termofluencia.

Se llama termofluencia al fenómeno por el cual se produce deformación plástica en función del tiempo, a carga de tensión y temperatura consta^{ntes}, es decir, cuando se aplica a un metal una carga mayor que la de fluencia, una vez producido el endurecimiento, el metal continua deformándose. Este fenómeno de "fluencia" se ha observado aún a temperaturas cercanas al cero absoluto -1°K ó 2°K .

La deformación plástica es un fenómeno que depende de 4 factores básicos: tensión, temperatura, tiempo y estructura del metal.

El factor estructura considera además del tipo de red cristalina, el número de sitios vacantes en la red, el de átomos intersticiales, tipo y concentración de impurezas, densidad y distribución de dislocaciones, tamaño y distribución de precipitado, tamaño de grano, etc.

Así la deformación plástica -relación entre deformación plástica y tiempo- será función de la estructura.

La dependencia temporal de la resistencia a la deformación, se vuelve importante en distintos materiales a diferentes temperaturas. Para compensar esto, la temperatura se expresa como "temperatura homóloga" que es la razón de la temperatura de prueba respecto a la temperatura de fusión en grados Kelvin (T/T_f). En general la fluencia adquiere relevancia ingenieril cuando (T/T_f) es mayor que 0.5.

Se distinguen tres tipos de termofluencia en función de las temperaturas homólogas:

- i) Logarítmico
- ii) de recuperación
- iii) de difusión

Termofluencia logarítmica: Se produce a baja temperatura cuando la tensión aplicada excede a la fluencia (σ_f). La velocidad de deformación está relacionada con el tiempo de la siguiente forma

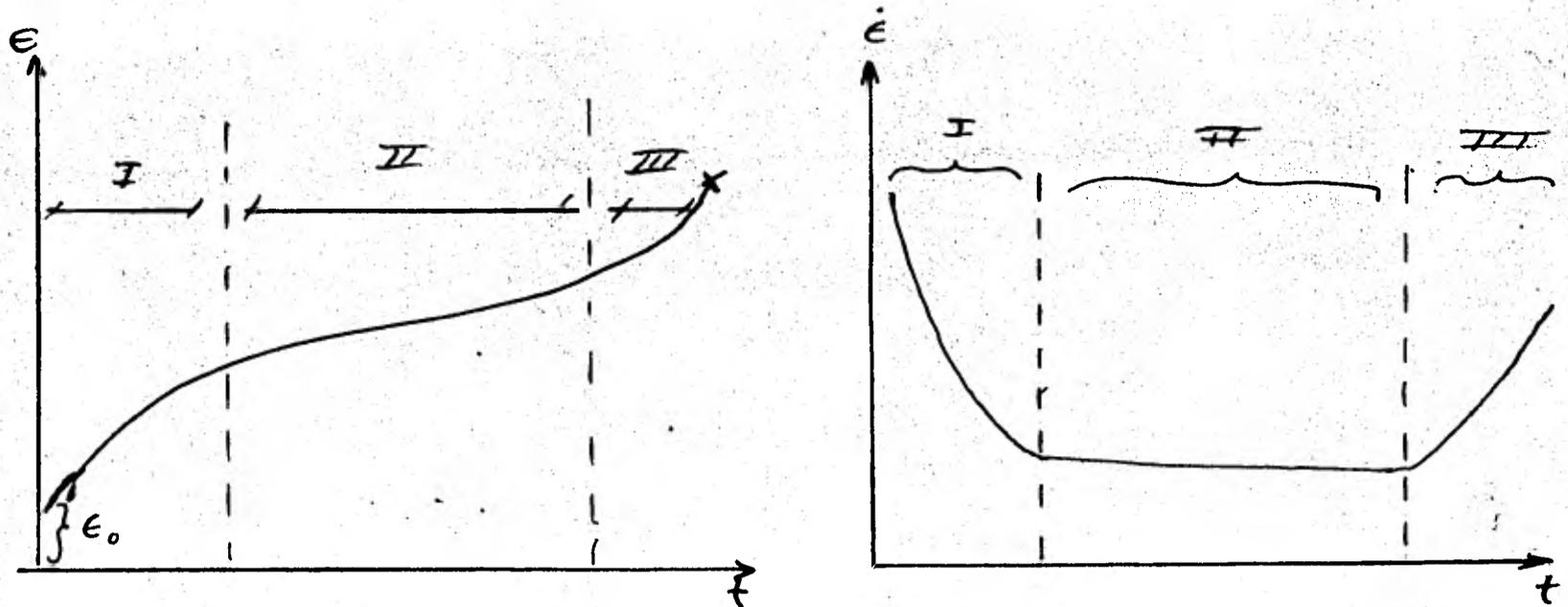
$$\dot{\epsilon} = \frac{\alpha}{t}$$

que al integrarse queda $\epsilon = \alpha \ln t + \beta$, razón por la cual se llama así a este tipo de termofluencia. α y β son constantes a determinar en cada caso. Esta termofluencia no es muy sensible a los cambios de tensión y temperatura. Aunque " $\dot{\epsilon}$ " aumenta si " σ " aumenta.

Termofluencia de recuperación: Cuando se trabaja en el rango de temperatura homóloga entre 0.4 y 0.7, se presentan los fenómenos de recuperación, poligonización y/o recristalización, que anulan el endurecimiento por deformación, el cual no se elimina en la termofluencia logarítmica.

De ésta manera la termofluencia puede continuar a velocidades mayores que en el caso anterior. En el ensayo común de termofluencia se mide la deformación como función del tiempo. Cuando se quieren determinar los mecanismos que operan y las energías de activación respectivas, es necesario trabajar con tensiones constantes. La complicación introducida por el hecho de tener que variar la carga en forma continua a medida que aumenta la deformación es el motivo por el que los ensayos convencionales se realizan a carga constante.

En estos ensayos se obtienen curvas como la de la figura 1a, donde se observa que inicialmente se produce una deformación elástica ϵ_0 , y luego se presentan 3 etapas



- I.-Termofluencia primaria ó transitoria
- II.-Termofluencia secundaria ó estacionaria
- III.-Termofluencia terciaria ó de fractura.

De la misma figura se obtienen curvas como la graficada en la figura 1b que es la velocidad de deformación en función del tiempo.

En algunos países, a las 3 zonas señaladas se agrega una cuarta dada por la deformación ϵ_0 . Esta deformación se produce en forma prácticamente instantanea al aplicar la carga.

Ter. bfluencia primaria: Para muestras previamente recocidas, re-
presenta una región en que la velocidad de deformación disminuye en forma
continua; la resistencia a la termofluencia del material aumenta a medida
que progresa la deformación.

Termofluencia secundaria: Es un periodo de velocidad de deforma-
ción constante, conocida por ello también como termofluencia estacionaria.
Los mecanismos de endurecimiento equilibran su acción con los de recupera-
ción. El valor medio de la velocidad de deformación en esta etapa se cono-
ce como velocidad mínima de fluencia ó como rapidez de deformación del es-
tado estacionario.

En Ingeniería es el dato más útil que se puede obtener del ensa-
yo de termofluencia.

Termofluencia terciaria: Se produce principalmente en ensayos con
carga constante y para tensiones y temperaturas elevadas. Aparece sin embar-
go también cuando se utiliza tensión constante en aquellos casos en que du-
rante el proceso se produzcan transformaciones metalúrgicas en el metal en-
sayado. La posibilidad de la aparición de estos cambios metalúrgicos hacen
que sea arriesgado extrapolar datos en fenómenos de termofluencia. Las razo-
nes de la aparición de la termofluencia acelerado ó termofluencia terciaria
no están del todo claras.

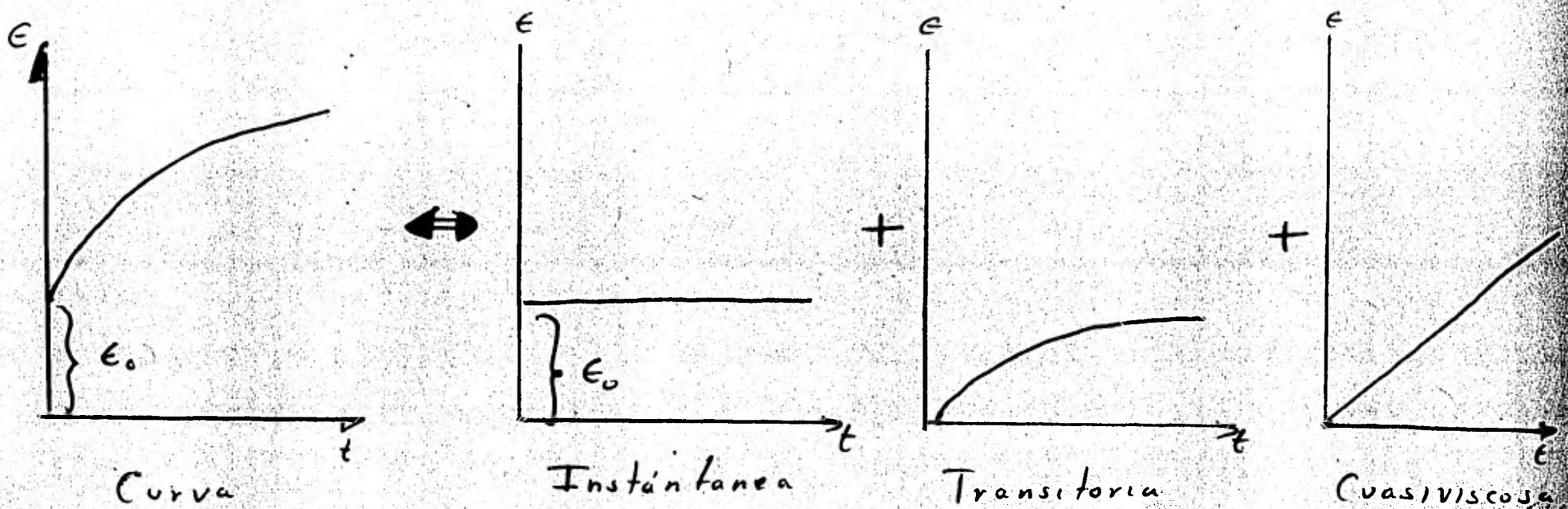
Tal parece que conforme avanza la deformación dentro de la II eta-
pa de deformación se van dando procesos de acumulación de defectos puntuales
(impulsados por difusión) en sitios de alto esfuerzo interno local como —
fronteras de grano ó apilamientos de dislocaciones, con lo cual gradualmen-
te van creciendo y aglomerándose microgrietas que van sacando al material
de las condiciones de deformación homogénea ya que las reacciones transversa

les correspondientes " σ real" es mayor que σ aplicado. Al crecer las grietas - ϵ aumenta y finalmente la pieza falla.

Andrade⁽¹⁾ analizó las etapas primaria y secundaria de la fluencia de recuperación considerándolas como una superposición de:

- a) Deformación inicial producida al aplicar la carga
- b) Termofluencia transitoria
- c) Termofluencia cuasiviscosa ó estacionaria.

Gráficamente puede verse en la figura 2



Propuso además representar éstas 2 etapas de la curva de termofluencia por la ecuación: $\epsilon = \epsilon_0 (1 + \rho t^{1/3}) e^{Kt}$ donde " ϵ " es la deformación al tiempo " t ", ρ y K constantes a determinar (2)

(1) E.N.d.C. Andrade, "Proc.R.Soc.London", Vol. 90A, pp 329-342, 1914.

(2) J.B. Conway, "Trans.Metall.Soc.AIME", Vol.223, pp 2018-2019, 1965.

La constante " β " describe una fluencia a una velocidad que disminuye rápidamente con el tiempo, es decir, la fluencia transitoria llamado a veces "Fluencia β eta", ya que si $K=0$

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{3} \epsilon_0 \beta t^{-2/3}$$

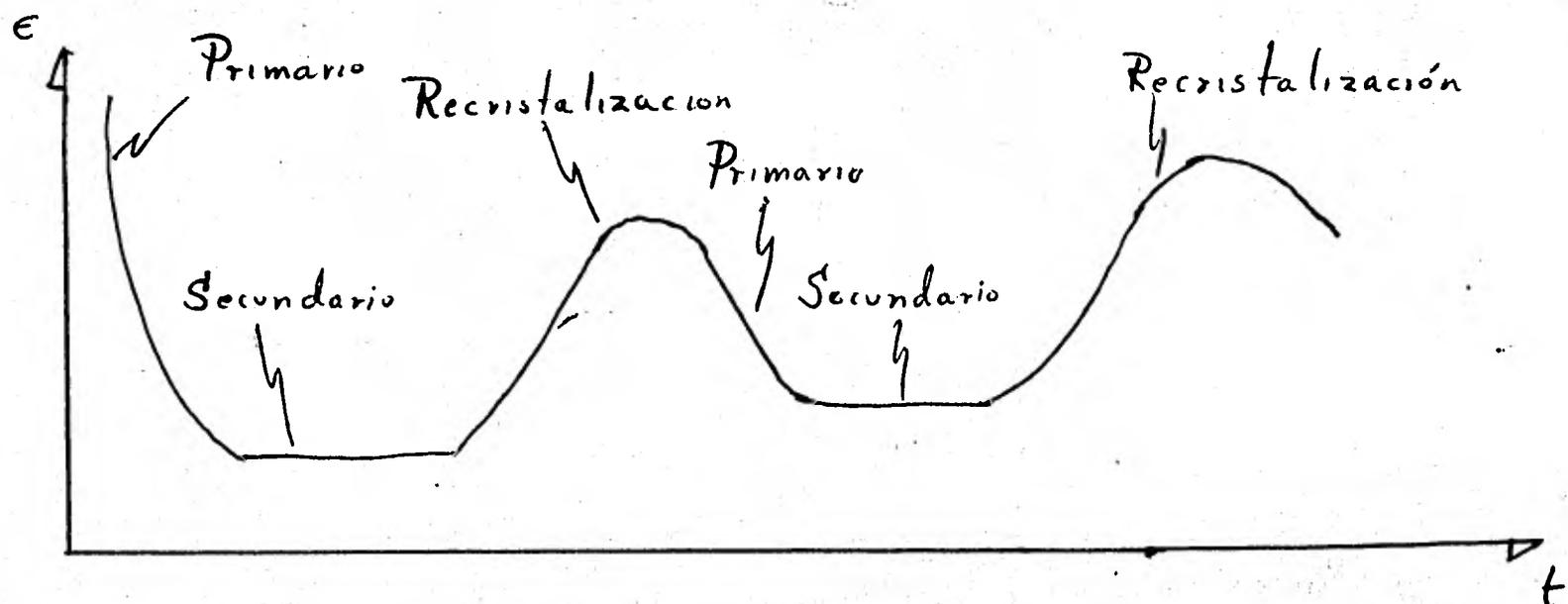
La constante "K" expresa un alargamiento por unidad de longitud que procede a velocidad constante, describe a la fluencia cuasiviscosa ó fluencia Kappa.

No es muy conveniente llamar fluencia viscosa a esta etapa, pues la velocidad de la deformación no es proporcional a la tensión aplicada como en el caso de los fluidos newtonianos.

Es difícil encontrar en un ensayo una curva con las etapas bien definidas como en la Fig. 1a.

Durante el proceso de fluencia de recuperación se pueden producir dos cambios estructurales importantes: la poligonización y al alcanzarse la deformación crítica, la recristalización. En ambos casos el metal se ablanda aumentando con ello la velocidad de deformación.

Si el metal llega a recristalizar el aumento en la velocidad de deformación es mayor, se ilustra en la Fig. 3:



Una vez que cesa la recristalización, el metal se presenta libre y "virgen" de deformaciones, con lo que se inician nuevas etapas primaria y secundaria. La recristalización permite entonces desplazar en el tiempo a la termofluencia terciaria ó de fractura, producir grandes deformaciones, es por ello que ingenierilmente es útil elevar la temperatura de recristalización del metal.

Algunos metales presentan más tendencia a poligonizar que a recristalizar. Así se ha encontrado recristalización en la termofluencia en plomo, níquel, cobre, hierro gamma, mientras que aluminio, hierro alfa, magnesio, cadmio, estaño, zinc, tienden a poligonizar.

Mecanismos de termofluencia: Se resumen los procesos que intervienen en la deformación en caliente de un metal:

- a).-Deslizamiento cristalográfico.
- b).-Formación de subgranos
- c).-Deformación de bordes de grano
- d).-Difusión de vacancias e intersticiales

a).-Deslizamiento cristalográfico: Determinado por el deslizamiento de las dislocaciones, en muchos metales a medida que aumenta la temperatura se activan otros sistemas de deslizamiento.

b).-Formación de subgranos: La deformación en termofluencia es inhomogénea a nivel microscópico y produce rotaciones de la red cristalina. La temperatura favorece el ascenso de dislocaciones, dando lugar a la formación de subgranos. En estado estacionario el tamaño de grano es inversamente proporcional al esfuerzo aplicado.

c).-Deformación de bordes de grano: Favorecida por la elevación de

temperatura, este mecanismo suele tener una participación destacada en la deformación y sobre todo en la fractura a altas temperaturas.

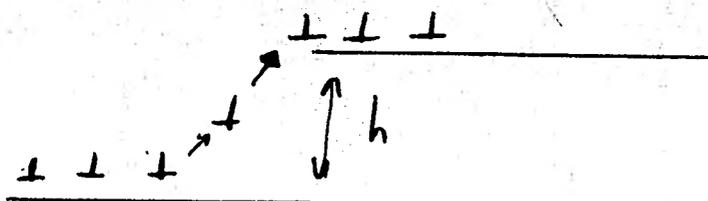
d).-Difusión de vacancias e intersticiales: Produce una deformación macroscópica debido al transporte de masa.

MECANISMOS DE LA TERMOFLUENCIA DE RECUPERACION

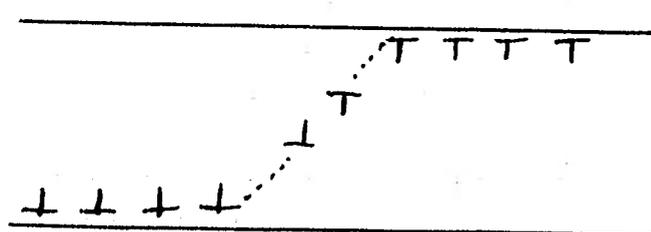
Etapa primaria: El endurecimiento se produce por el apilamiento de las dislocaciones contra los obstáculos. La tensión aplicada y la temperatura de trabajo permiten el deslizamiento cruzado (cross slip) de las dislocaciones con lo que se relajan las tensiones en el metal. $AT/T_f < .4$ el deslizamiento cruzado solo elimina las dislocaciones helicoidales por lo que no se obtiene una recuperación completa cuando el único mecanismo de relajación es el deslizamiento cruzado, en estas circunstancias se alcanza la etapa estacionaria.

Etapa secundaria: A temperaturas superiores se posibilita la difusión de vacancias y con ello el ascenso (climbing) de dislocaciones con lo que también se eliminan las dislocaciones de borde.

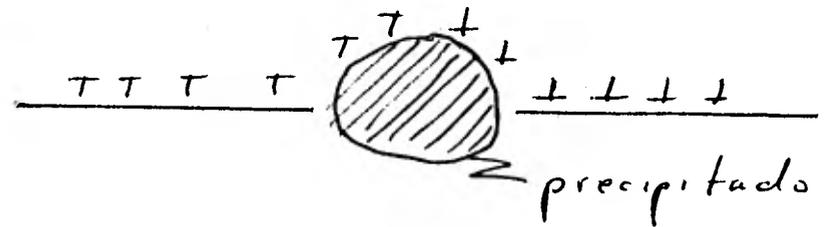
En la figura 4 se ilustran algunos casos de ascenso de dislocaciones:



i) Ascenso sobre una dislocación de signo opuesto

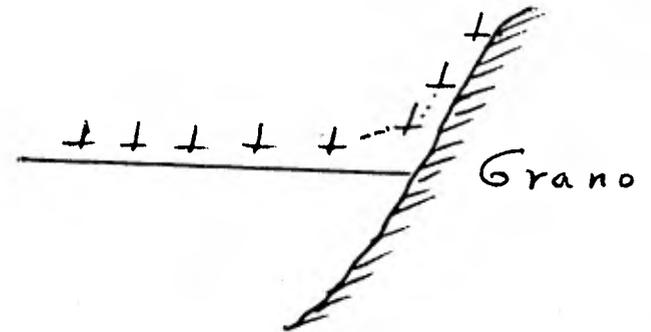


ii) Anulación de dislocaciones de signo opuesto que están en planos diferentes



Ascenso alrededor de una partícula de precipitado.

Ascenso a lo largo del borde de un grano



(Fig. 4)

Mediante los procesos de ascenso eventualmente se alcanza el equilibrio entre los procesos de recuperación y endurecimiento por deformación con lo cual se da lugar a una velocidad de fluencia constante. Esta velocidad está controlada por el ascenso de dislocaciones.

Otros mecanismos de esta etapa son:

Migración de los bordes de grano: Es un movimiento del borde del grano en una dirección inclinada respecto del mismo.

Los bordes del grano actúan como fuente y sumidero de vacancias y, como se producen apilamientos de dislocaciones sobre ellos, se tiene el mecanismo de difusión de vacancias hacia zonas de alta energía de deformación con la consiguiente migración del borde del grano. Esto permite sufrir mayor deformación al material adyacente del borde que ha migrado.

Deslizamiento del borde de grano: Proceso de corte producido en la dirección de los bordes de grano. Aún no se sabe bien si desliza todo un grano sobre otro, ó si la deformación es localizada, éstos deslizamientos pue--

den dar lugar a pliegues para mantener la continuidad ó causar la aparición de microgrietas. En la Fig. 5 se ilustran algunos casos ⁽¹⁾. La magnitud de las tensiones actuantes es función de la longitud de los bordes de grano.

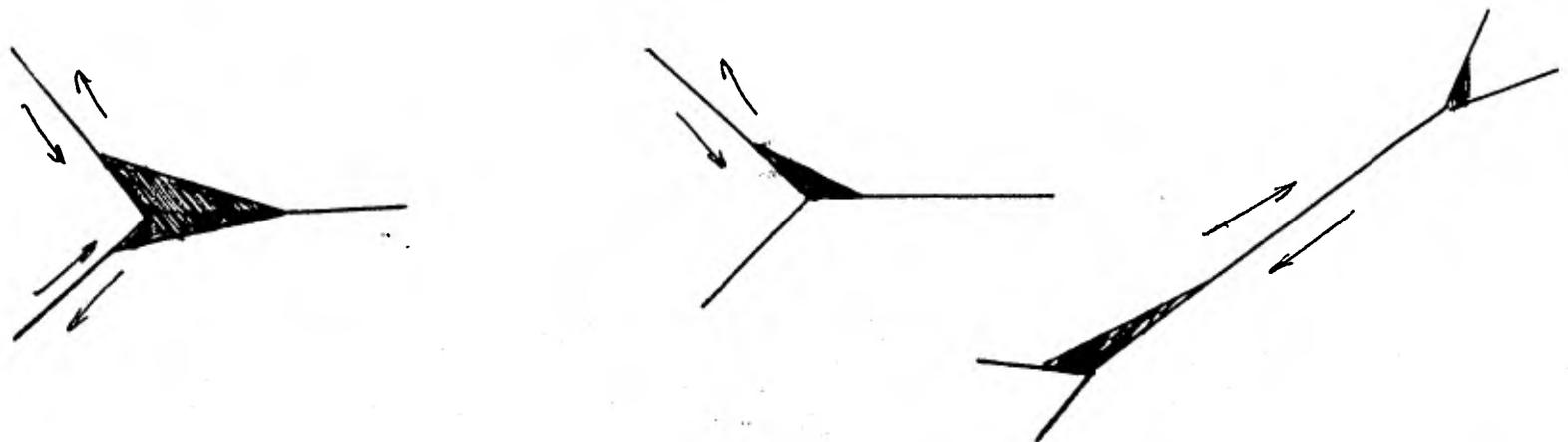
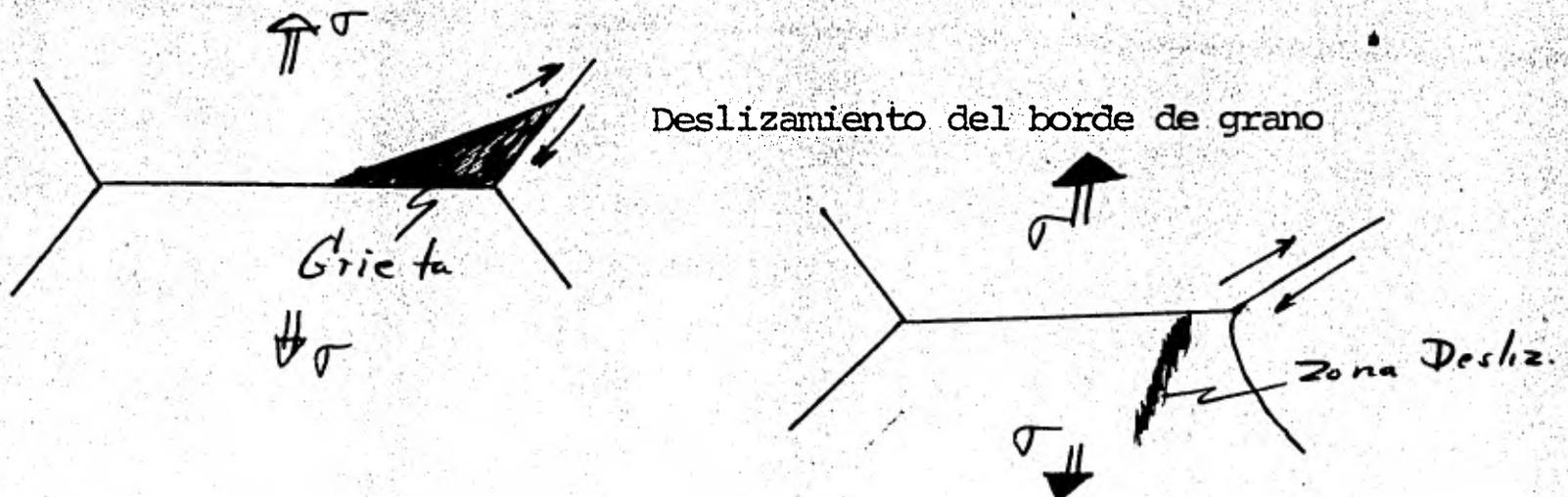


Fig. 7a

Estos mecanismos pueden contribuir a la deformación total alcanzada, siendo mayor cuanto más elevada sea la temperatura. Al parecer tanto el deslizamiento como la migración de los bordes de grano están gobernados por el deslizamiento que ocurre en el interior de los cristales.



La velocidad de deformación por termofluencia aumenta a menudo - por reducción del tamaño de grano. Pero el efecto total observado al disminuir el tamaño de grano no puede achacarse solo a la mayor cantidad de bordes presentes sino a efectos debidos a los procesos internos de los granos, haciendo que estos se deslicen fácilmente.

(1) H.C.Chang and N.J.Grant, "Trans. Metall. Soc. AIME", Vol.26, pp545, 1956.

Etapa terciaria: La mayor parte de los metales resistentes a la termofluencia rompen en este proceso en dos formas bien definidas.

En algunos se produce una gran deformación plástica que puede llevar a la rotura por inestabilidad plástica con formación de la estricción característica. En otros aparecen pequeñas cavidades en los bordes de grano que crecen y coalescen, llegándose eventualmente a una fractura intergranular. En esta situación la rotura se produce con pequeños alargamientos del orden de 1%.

Se sabe que en general a temperaturas bajas el interior de los granos es más resistente que los bordes, cosa que cambia a altas temperaturas. Jeffries⁽¹⁾ introdujo así en 1919 el concepto de "temperatura equicohesiva" donde se igualan las resistencias de los granos y de los bordes. Esta temperatura puede estar bien definida ó ser un intervalo, depende entre otras cosas de la velocidad de deformación.

La migración de bordes no da lugar en general a fractura dado que solo relaja tensiones. Pero el deslizamiento sí puede hacerlo.

Las grietas así formadas se propagan por un mecanismo semejante al de Griffith⁽²⁾ -Orowan⁽³⁾ modificado por la difusión de vacancias, aumenta la velocidad de fluencia y se produce la fractura ó pérdida de cohesión del material.

Las microgrietas aparecen generalmente en las intersecciones de borde de grano, por deslizamiento de los mismos, pero pueden también presentarse en el interior de los granos, por intersección ó apilamiento de dislocaciones sobre precipitados, etc.

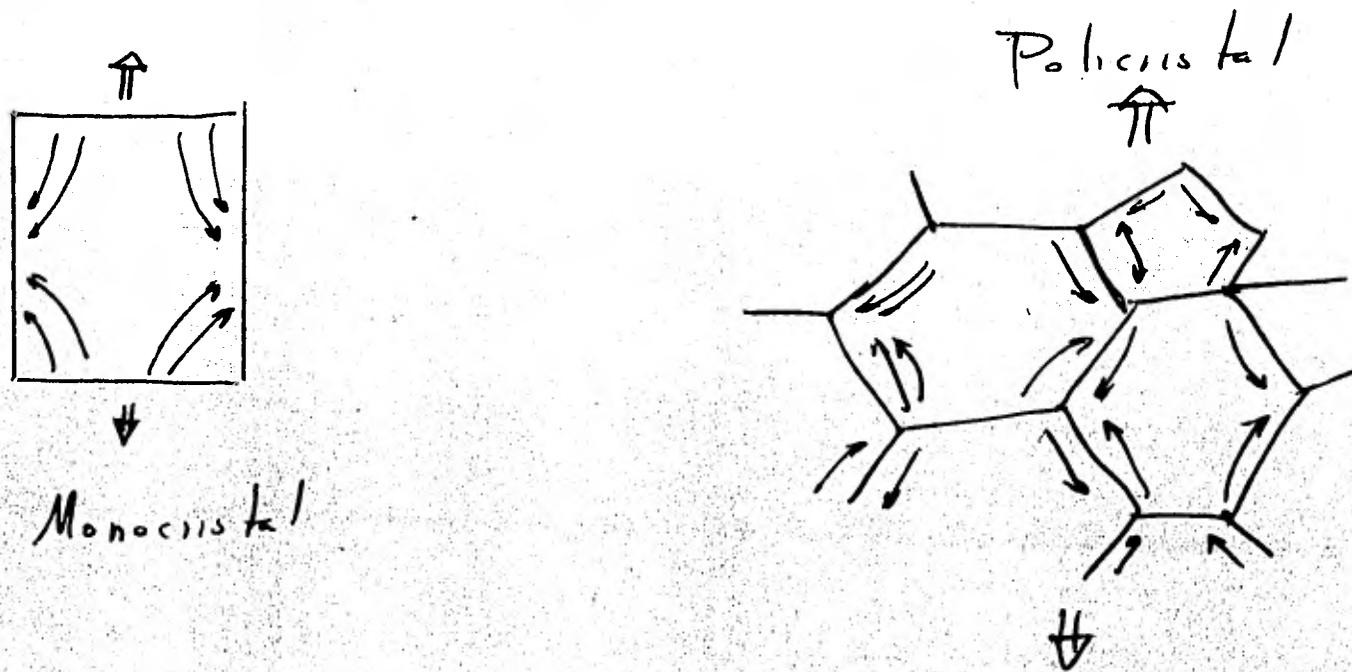
(1) Z. Jeffries, "Trans AIME", vol 60, pp 474-576, 1919.

(2) A.A. Griffith, "Trans. Am Soc. Met.", Vol. 61, pp 871-906, 1968

(3) E. Orowan, "Fatigue and Fracture of metals", Symposium at M.I.T. John Willey and Sons, New York, 1959

Mecanismos de la termofluencia por difusión.

Al aumentar la temperatura para $\sigma/\mu < 10^{-5}$, se presenta el mecanismo de difusión de vacancia de Nabarro, esquematizado para un solo cristal en la Fig. 6a. En el mismo, si se aplica una tensión de tracción se obtiene un transporte de material desde los costados a los extremos para poder alargarla. Las vacancias fluyen en dirección opuesta. Se determina una auto difusión de las mismas



Se puede apreciar que este mecanismo difiere del expuesto para el ascenso de dislocaciones o la migración de bordes de grano.

En ambos las vacancias solo controlaban que las dislocaciones continuaran moviéndose libremente, ahora se produce una transferencia de masa.

RESistencia a la termofluencia.

Se vió que la deformación por termofluencia es dependiente de los factores de estructura. Se busca aumentar la tensión de fluencia a alta temperatura y mantener el endurecimiento por deformación, retardando ó minimizando la recuperación, también hay que aumentar la resistencia del borde de grano a deslizar.

En metales puros y soluciones sólidas simples la resistencia ala termofluencia se incrementa normalmente con el tamaño de grano. Se vió que este efecto se debe más que a la menor cantidad de bordes de grano, a otros factores que cambian con el tamaño de grano.

Las soluciones sólidas presentan mejor resistencia a la fluencia que los metales puros. Los solutos añadidos para restringir la fluencia operan principalmente a través de su efecto sobre la velocidad de recuperación. Esto se demuestra por el hecho de que su actividad es más señalada en la velocidad de fluencia que en el endurecimiento por deformación. Conviene también que la diferencia de diámetros atómicos entre soluto y solvente sea elevada.

Se necesita mejorar el comportamiento a la fluencia é impedir el movimiento de las dislocaciones por anclado. Para minimizar la termofluencia transitoria, el soluto debe precipitar rápidamente a la temperatura de trabajo, pero para asegurar estabilidad en tiempos largos, el soluto debe precipitar lentamente el proceso de deformación por termofluencia. Lo ideal es una dispersión muy fina y para ello las partículas deberán ser menores a 10^{-5} Cm. Estas partículas suelen ser difíciles de mantener a alta temperatura, pues -

se produce resolubilización y nueva precipitación a partículas grandes. Hay 2 formas de evitarlo: i) que la sustancia dispersa sea poco soluble en la matriz; ii) Usar precipitados cuya estructura cristalina de precipitados casi coherentes, para que la energía interfacial sea baja y no produzca crecimiento.

El trabajo de estas aleaciones se hace entre (.4 y .7) T_f con lo que aumenta la resistencia a la termofluencia al parecer porque aparece un precipitado fino que se localiza en las proximidades de las dislocaciones que quedan ancladas. Al trabajar a altas temperaturas los materiales deben ser resistentes a la fluencia, la oxidación y la corrosión.

M I C R O D U R E Z A

En general la dureza implica resistencia a la deformación y para los metales esta propiedad es una medida de la resistencia a la deformación plástica. Cuando concierne a pruebas mecánicas de materiales, la dureza significa la resistencia a la indentación ó penetración, es decir, se puede definir como la resistencia a la formación de huellas localizadas en una superficie por un penetrador normalizado en condiciones normalizadas. Cuanto más pequeña sea la huella obtenida, más duro será el material bajo ensayo.

La medida de la dureza proporciona un método no-destructivo muy útil para comprobar la resistencia nominal de un material y es, por lo tanto, usada para probar la eficacia de varios tratamientos metalúrgicos como son el tratamiento térmico ó el endurecimiento por deformación.

Hay por lo general 3 tipos de mediciones de dureza:

- i).-Dureza al rayado
- ii).-Dureza a la indentación (estática)
- iii).-Dureza dinámica

de las tres sólo el segundo es de interés en los metales. Y es el que se analizará.

Análisis de una indentación.

Al hacerse una indentación se produce una zona de material plásticamente deformado que rodea la huella formada por el ensayo, dicha zona encuentra detenido ó constreñido su flujo por otra que la rodea se comporta elásticamente.

Esta constricción ocasiona que el esfuerzo compresor promedio, necesario para causar el flujo plástico en la prueba de dureza, exceda el de una simple compresión.

Factor de constricción.-Los valores de dureza obtenidos por cualquier método pueden expresarse como CY , donde "C" es el llamado factor de constricción y "Y" el esfuerzo de flujo uniaxial; este factor es aproximadamente 3 para todos los indentadores conocidos. El origen y características del factor C es una de las consideraciones más importantes en las pruebas de dureza.

Cuando un espécimen cilíndrico con una razón altura-diametro igual a dos, es comprimido entre dos superficies paralelas Fig. (1), el esfuerzo promedio al cual el espécimen comienza a fluir plásticamente es conocido como el esfuerzo de flujo uniaxial (Y).

Prandtl⁽¹⁾ fué el primero en explicar el origen del factor de constricción C, utilizó un indentador plano y procedió a calcular el esfuerzo promedio sobre el indentador para producir flujo plástico debajo de él.

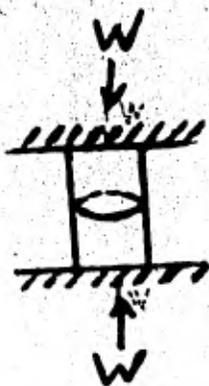


FIG. 1

(1).-L.Prandtl; "Über die haerte plastischer koerper"; Nach der akad wiss Goettingen; Math-Physikalische klasse; 1920, pag. 74.

Shield⁽³⁾, extendió la solución de deslizamiento lineal en deformación plana, para un indentador plano y simétrico en los ejes. Para este caso la presión para el indentador no fué constante como en la solución de Hill y el valor de C fué 2.82.

Dureza Vickers.-Este ensayo de dureza está universalmente normalizado para uso en laboratorio y de referencia, mientras los otros sistemas "Brinell" y "Rockwell" se usan en el taller; esto se debe a que es el único sistema en que la dureza se mide bajo condiciones de penetración relativamente constantes con todos los materiales, sin embargo es lento para condiciones de taller.

El método de operación consiste en hincar el penetrador en la superficie preparada del material bajo una carga determinada previamente, que se aplicará por un tiempo de 10 a 15 segundos, pero siempre el mismo. A continuación se calcula el área superficial de la huella por medio de las dos diagonales "d", Fig. (4), a partir de su valor medio.

Finalmente se divide la carga aplicada por el área superficial de la huella para obtener el número de dureza, llamado también:

- i).-Número de pirámide Vickers ó "V.P.N.",
- ii).- Dureza Vickers ó "H.V.",
- iii).-Número de dureza Vickers ó "V.H.N.",
- iv).-Dureza de pirámide de diamante ó "D.P.H."

Obteniendose así:

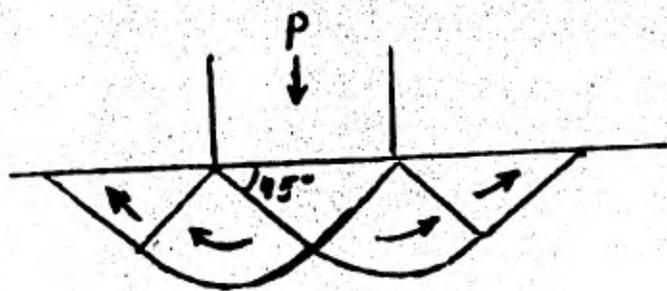
$$H.V. = \frac{(2P) \operatorname{sen} (\alpha/2)}{d^2}$$

(3).-R.T.Shield, "On the plastic flow of metals under conditions of axial symmetry", Proc. royal Soc., A 233, 267 (1955)

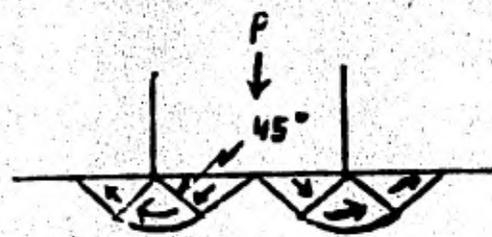
Supuso un patrón de flujo debajo del indentador que satisficiera la cinemática y asumió que el material dentro del patrón fluye plásticamente de forma -- planar y los alrededores del patrón de flujo son rígidos. El patrón de flujo de Prandtl mostrado en la Fig. (2) predice un factor de constricción de -- -- $1 + \frac{\pi}{2} = 2.57$.

Hill⁽²⁾ generalizó la aproximación de Prandtl en lo que ahora se conoce como "Teoría de campo de deslizamiento lineal". En esta teoría no se necesitan satisfacer condiciones de equilibrio y para cada patrón de flujo cinemáticamente admisible hay una solución a la frontera. Hill propuso una solución Fig. (3), que también lleva al resultado de Prandtl.

El valor calculado es razonablemente cercano al valor observado de 3, particularmente si se toma en cuenta el hecho de que el cálculo se hace para un indentador bidimensional y en realidad el indentador es simétrico en -- los ejes.

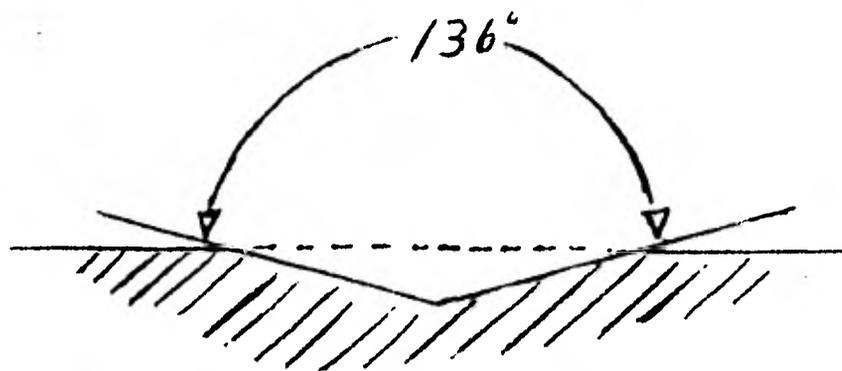


F I G. 2

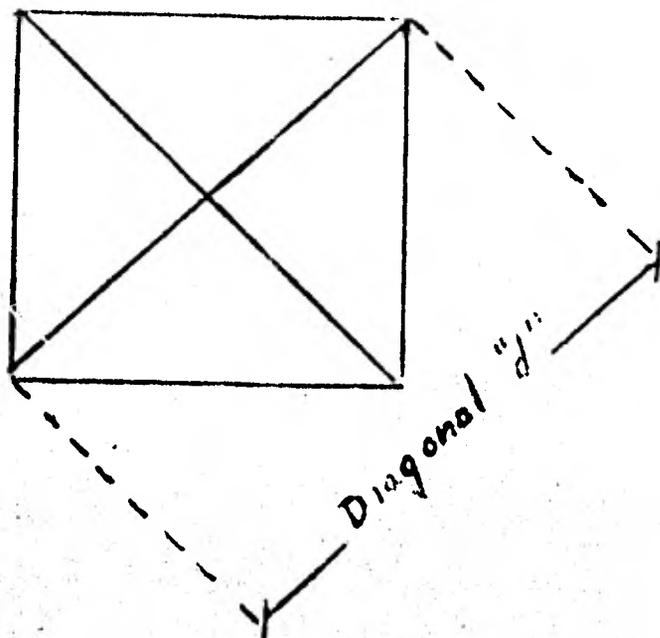


F I G. 3

(2) .-R.Hill, "The mathematical theory of plasticity", Clarendon press, Oxford 1950.



(a).-Forma en que incide el penetrador Vickers.



(b).-Huella de una prueba de dureza Vickers, para un material isotrópico.



(c).-Indentador Vickers.

F I G. 4

Donde "P" es la carga en kilogramos, " α " = 136° y "d" es la longitud de la diagonal media de la huella en milímetros, obteniéndose

$$HV = 1,854.4 \frac{P}{d^2} \quad \text{Kg/mm}^2$$

Cuando se trata de microdureza Vickers, la carga se mide en gramos y la huella en micras quedando por lo tanto

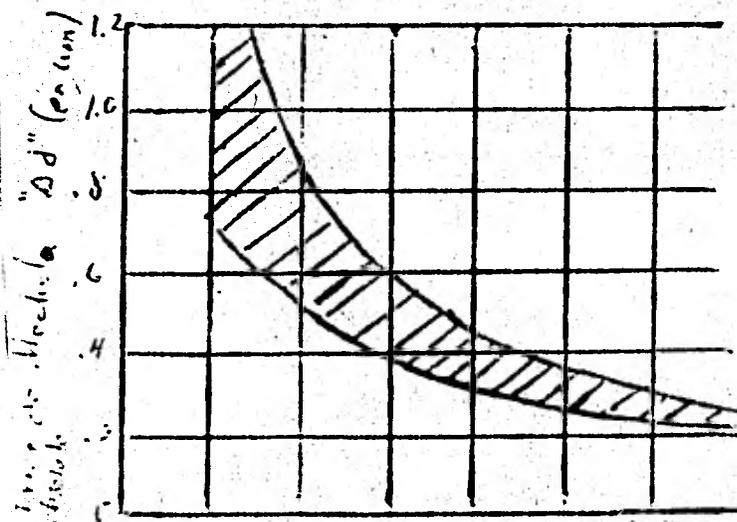
$$M.H.V. = 1,854.4 \frac{P}{d^2} \quad \frac{\text{Kg}}{\text{mm}^2}$$

donde "P" está dada en gramos y "d" en micras.

* Deducción al final del capítulo.

Hay varios factores que influyen en la determinación de la microdureza. Dichos factores son:

i) Error en la medición de la indentación.-Debido al llamado "error de apertura" todas las diagonales de la indentación inherentemente son medidas ligeramente más pequeñas ⁽⁴⁾. El error "d" depende de la longitud de onda de la iluminación, de la apertura y de el ángulo en la esquina de la indentación. La fig.(5) muestra la aparente disminución de la diagonal vs. la apertura numérica. Un factor importante es el tamaño de la indentación, si ésta es de tamaño aparentemente grande, presenta menor dificultad para ser medida, esto depende de la carga que se elija para hacer la prueba.



ii) Error en la preparación de la muestra.-Las pruebas de microdureza deben hacerse sólo en probetas pulidas y con adecuada preparación metalográfica⁽⁴⁾. Todas las preparaciones de la superficie tales como corte, desbastado, lijado, pulido, introducen una deformación en frío en una capa superficial de la muestra, dicha capa debe ser removida de manera que la microdureza medida sea la de la muestra y no la de la capa deformada. La figura (6) muestra de acuerdo a Buckle⁽⁴⁾ que el pulido electrolítico es el método con menor influencia en los resultados y el pulido mecánico con alúmina por largo tiempo le sigue en efectividad.

- a).-pulido 3 min. con carborandum
- b).-Pulido 10 min. con carborandum
- c).-Pulido 30 min, con carborandum
- d).-Pulido 60 min con alumina y 30 min. con magnesia
- e).-Pulido electrolítico

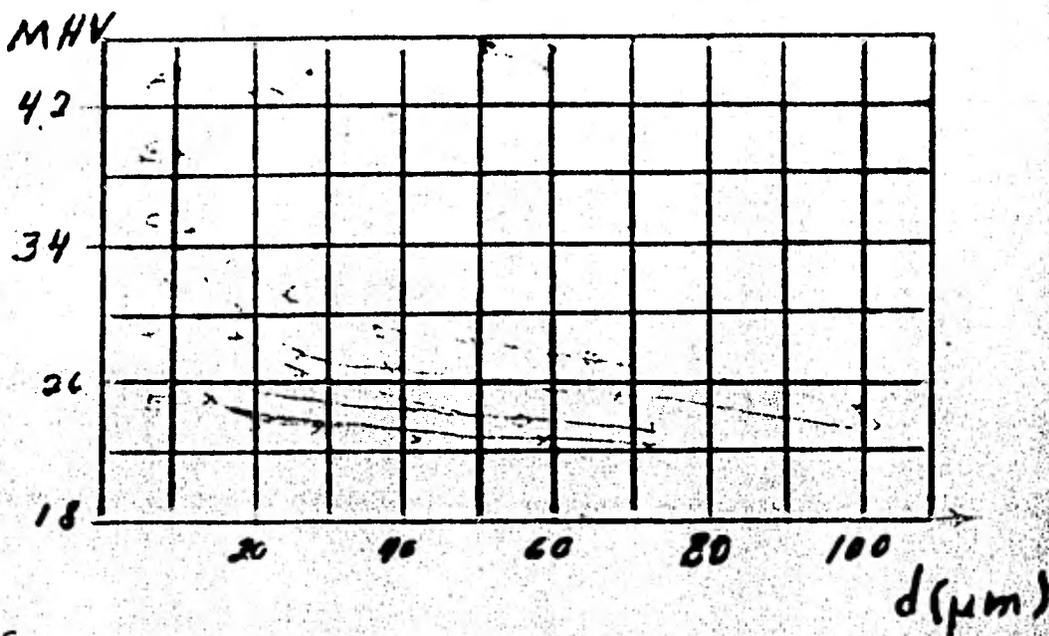
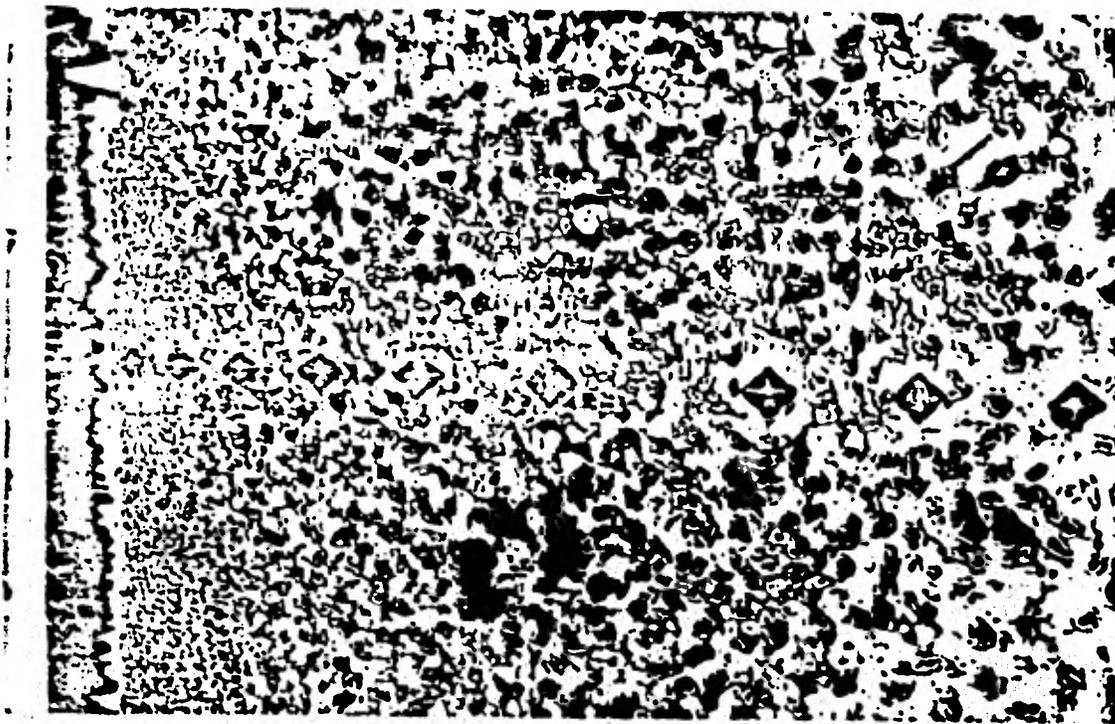


FIG. 6

FIG. (6)

iii) Error debido a la estructura.-Si la muestra presenta diversas zonas metalográficas, la microdureza es seguramente diferente por lo que debe escogerse una carga constante de ser posible hacer mediciones en los diferentes lugares, para después hacer un promedio ó una estadística de los diferentes valores⁽⁴⁾. Ver Fig. (7)



F I G. 7

microindentaciones hechas con carga constante (13.6 Grs.) en un especimen de cobre donde varía el tamaño de grano de un lado a otro.

¡V) Error debido a la recuperación elástica después de la indentación.-Al hacer la prueba, en el material se produce una zona de deformación plástica que se rodea de otra elástica y según sea la duración temporal de la indentación se puede eliminar en mayor ó menor grado dicha recuperación elástica, por lo que se vió que después de un tiempo de 10 -- 15 Seg. la recuperación elástica es la misma, éste es el tiempo que debe durar la indentación^(4,5). Además deben buscarse las condiciones de iluminación apropiadas para que la huella sea lo más clara y nitida posible, en general con campo oscuro y polarización de la imagen. Ver figura (8).



F I G. 8

V) Error debido a la carga.- De acuerdo con Mitsche y Onitsch⁽⁶⁾ dado que la microdureza es dependiente de la carga, en general se incurre en errores de medición si se aplican cargas muy pequeñas, ya que la zona de deformación elástica es mayor que la de deformación plástica producida por el indentador, ocasionando una recuperación considerable al retirar el indentador y disminuyendo el tamaño de la huella.

Vi) El elemento humano en general comete errores de apreciación en la medición después de 2 horas de trabajo ininterrumpido⁽⁴⁾.

Vii) La dureza por pruebas Vickers no es comparable en general con los valores obtenidos por pruebas Rockwell y Brinell⁽⁴⁾, en la Rockwell la escala de pesos no es constante, hay varias escalas y se usan diferentes de indentadores, en la prueba Brinell dado que por la forma de su indentador -una esfera- no es posible cubrir con un solo peso ó carga. La gran variedad de durezas encontradas en el mercado. Sin embargo debido a la facilidad con que se efectúan estas pruebas, se siguen usando en lugares donde la rapidéz es determinante. En la prueba Vickers el indentador no varía y la carga puede aplicarse de forma continua, de modo que se obtiene una gama completa de durezas sin variar otros parámetros.

Debido a ésto Schultze y Schimmer⁽⁷⁾ buscaron y encontraron la relación que hay entre la microdureza Vickers y la macrodureza Vickers, es decir, la prueba hecha con cargas pequeñas (menos de 100 Grs.) y la realizada con cargas grandes del orden de 1, 10 y 30 Kgs. Para ello hacen uso de la llamada Ley de Meyer⁽⁸⁾, quien propuso una relación empírica entre carga aplicada y tamaño de la indentación

$$P = K d^{n'}$$

Siendo

P = carga aplicada (Kg)

d = diametro de la indentación (mm)

n = constante del material relacionada con el endurecimiento del mismo.

k = constante del material.

El parámetro n' es la pendiente de una línea recta ó línea de Meyer que se obtiene cuando se grafica el $\ln P$ vs $\ln d$; n' es del orden de 2 en muchos materiales. este parámetro está relacionado con el coeficiente de endurecimiento por deformación en la ecuación de la curva esfuerzo verdadero-deformación verdadera. n' ó "exponente de Meyer" es aproximadamente igual a el coeficiente de endurecimiento por deformación más 2. el exponente de Meyer caracteriza el proceso de la dureza.

La relación encontrada por Schltze y Schimmer se expresa en la siguiente ecuación

$$\ln d_{x_a} = \frac{\ln P_{ax} - \ln P_b + n' \ln d_b}{n'} \dots \dots (I)$$

- Significado:
- P_{ax} = Una macrocarga ó carga mayor que 1 Kg
 - P_b = Una microcarga ó carga de la prueba de microdureza
 - d_{x_a} = La diagonal que será producida al aplicar
 - d_b = La diagonal conocida de la prueba de microdureza
 - n' = Exponente de Meyer.

Entonces es posible con ayuda del exponente de Meyer, determinado a través de la prueba de microdureza, calcular el tamaño de la huella para cualquier carga mayor a las aplicadas en el ensayo de microdureza y obtener así - la llamada "macro dureza" ó comunmente conocida como dureza Vickers.

Aplicando la anterior relación en aceros, y no obteniendo una desvia

ción apreciable (menor del 5%) comparando con pruebas experimentales de macro dureza Schltze y Schimmer la dan por valida.

Después Schepers y Bartholome⁽⁹⁾ prueban la relación en cristales de ferrita y de aluminio, observando que en ferrita la mayor diferencia absoluta fué de 7.6 y para aluminio de 1.1, es decir de un 4.6 % en ferrita y un 3 % para aluminio.

Como se mencionó, el exponente de Meyer está relacionado con la deformación de los metales, Abson et al⁽¹⁰⁾ encuentran correlación entre la dureza a temperatura ambiente y el flujo de esfuerzos en metales trabajados en frío, - usando la relación

$$\sigma = \frac{H}{3(10^n)}$$

donde

- σ = Esfuerzo de cedencia
- H = Dureza Vickers
- n = Coeficiente de endurecimiento por deformación
- $n = m - 2$ siendo "m" en este caso el coeficiente de Meyer.

Los materiales usados por Abson fueron Armio, Iron, acero al silicio y aluminio comercialmente puro.

Cahoon et al⁽¹¹⁾ lo utilizan para materiales laminados en frío.

De todo esto se puede ver la relación que existe entre:

Microdureza
y
Exponente de Meyer } \Rightarrow Macro dureza \Rightarrow esfuerzo de cedencia.

Es decir entre una prueba - la microdureza- que se consideraba local y superficial con una prueba volúmetrica que expresa el esfuerzo de cedencia -compresión con máquina universal Instron-.

- (4) Buckle Helmut. "Progress in micro indentation hardness testing", Metallurgical reviews 4, No. 13, 1959 pp. 49-100.
- (5) D.R. Tate, "Mikroharte prufung", trans Amer Soc. Metals 35, 1945, pp 374-389
- (6) Mitsche R., Onitsch E.M. "Beitrag zur prufung der harte metallischer werkstoffe" betrieb und fertigung 3, 1949, pp 157-162.
- (7) Schltze W., Schimmer L., "Beziehung der mikroharte zur makroharte" archiv - E.H.W. (Eisenhüttenwesen) 25, 1954, pp 337-339.
- (8) E. Meyer "Z. ver deut. Ing", Vol. 52; pp 645-654, 740-748, 1908
- (9) Schepers A, Bartholome W. "Beziehungen swichen mikro und makro harte fur - ferrit und aluminium kristalliten" archiv. f EHW 25, 1954, pp 341.
- (10) D.J. Abon, O Kosik, etal "Correlations between room temperature hardness and flow stress in hot worked metals"., Science of hardness testing and its research applications ASM 1971.
- (11) J.P. Cahoon etal, metal trans, 2, 1979, (1971)

IV Procedimiento experimental

En este capítulo se enumeran y describen los experimentos objeto de esta tesis

1.-Material:

El material que se usó fue una aleación de aluminio, las aleaciones de aluminio tratadas térmicamente son fuertes y tienen una resistencia comparable a la del acero estructural, a pesar de ser casi tan livianas como el metal puro. Una lámina de aluminio es nueve veces más rígida que una de acero del mismo peso. La aleación más comúnmente usada en perfiles extruidos para aplicaciones estructurales, debido a su excelente resistencia contra la corrosión y su apariencia es la 6063, que es la aleación en la que se desarrolló este trabajo.

Las aleaciones pueden agruparse en dos tipos:

1.-Las que pueden elevar sus propiedades mecánicas por trabajo en frío, le, estirado, conificado, etc.

2.-Las que admiten tratamiento térmico con el que aumentan sus propiedades mecánicas.

Aleaciones térmicamente tratables: 6061, 6063, 6101, 6262, 6463

Aleaciones no-tratables térmicamente: EC, 1100, 3003.

El temple en una aleación de aluminio, es uno de los factores principales que gobiernan la resistencia, dureza, ductibilidad, así como otras propiedades mecánicas y físicas.

Las aleaciones de aluminio son clasificadas por cuatro dígitos. El primero identifica la aleación principal; el segundo muestra las modificaciones sufridas; los últimos dos identifican específicamente la aleación, Fig.1.

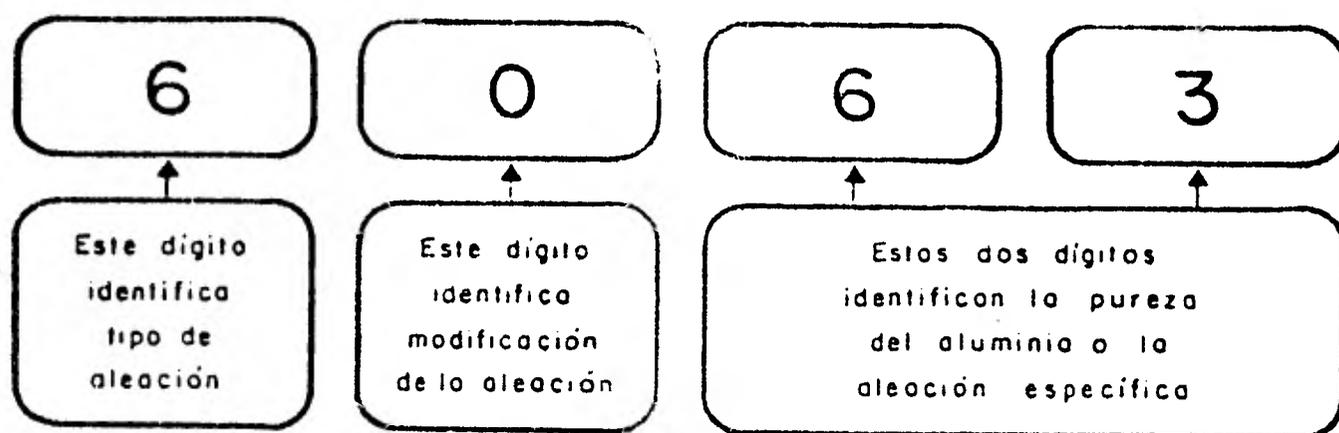


FIG. 1

Las aleaciones del tipo 6 XXX son Al-Mg-Si. La composición química standard⁽¹⁾ de ésta aleación se da en el siguiente cuadro, las cantidades expresan porcentajes en peso.

Aleación	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	Ti	Ot	ROS	Al
6063	0.20 a 0.60	0.35	0.10	0.45 a 0.90	0.10	0.10	0.10	c/u 0.5	total 0.15	restante

A el lote del cual se obtuvieron las muestras y probetas se le hizo un análisis químico por:

practicado en ALCAN.S.A. (aluminio canadiense S.A.) cuyo resultado fué:

Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Zn	Ti	otros c/u	total	Al
.49	.30	.30	.66	.23	--	.032	.013	--	--	restante

El diagrama de equilibrio⁽²⁾ del sistema ternario Al-Mg-Si-, se muestra a continuación Fig. 2.

No hay fases intermetálicas ternarias en el sistema Al-Mg-Si. Solo la fase intermetálica, altamente estable Mg_2Si , del sistema Mg-Si, del sistema binario Mg-Si, forma sistemas cuasibinarios con el aluminio, la fase Mg_2Al_3 y la fase $Mg_{17}Al_{12}$. Los límites de solubilidad-sólida⁽²⁾ a lo largo de la sección cuasibinaria (Al)- Mg_2Si , son:

(1) A.S.M. "metals Handbook" Vol. 8 pag. 946-947

(2) A.S.M "Metals Handbook" Vol. pag 397

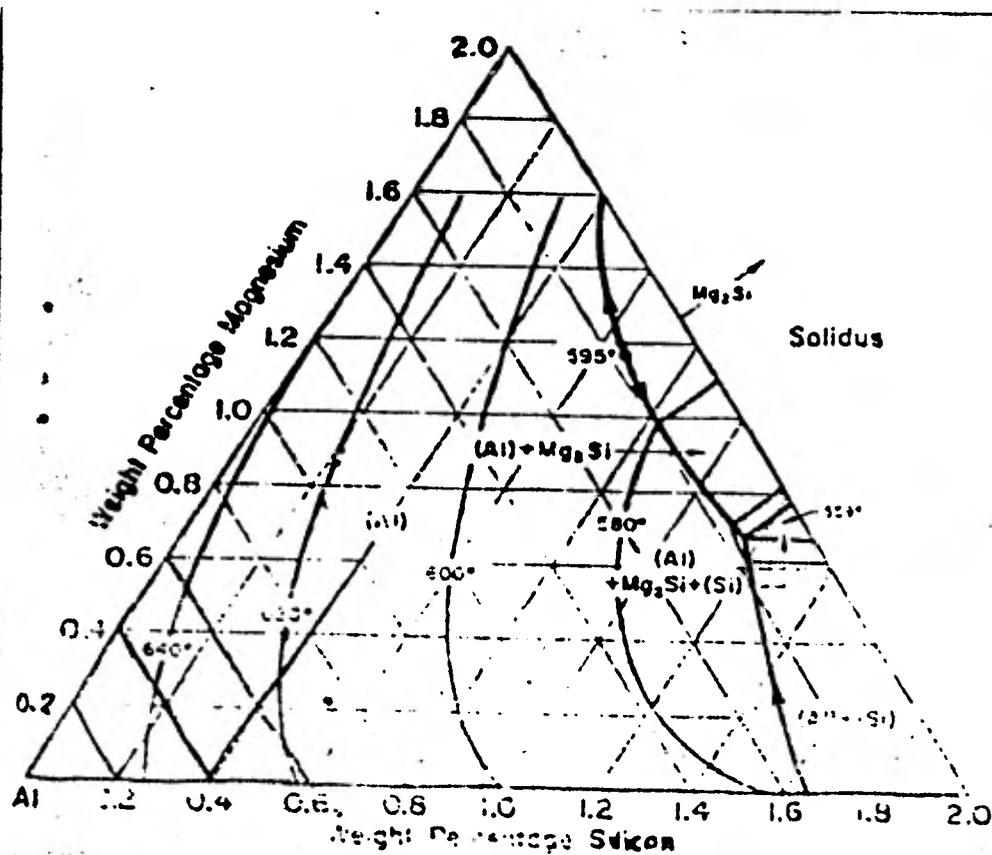


FIG. 2

Límites de solubilidad, % en peso a:

Contituyente	595°C	550°C	500°C	400°C	200°C
Mg	1.17	0.94	0.68	0.32	0.06
Si	0.68	0.54	0.40	0.19	0.03
Mg ₂ Si	1.85	1.48	1.08	0.51	0.09

i) .-Probeta:

Se prepararon dos tipos de probetas:

a) .-Una para relacionar la microdureza en función del tratamiento térmico cu ya forma fué cilíndrica, de 17 mm de diámetro y 5 mm de altura.

Usada en pruebas de tensión, basada en una reducción de el standard de ASTM⁽¹⁾. Las medidas y modelo de ésta probeta se muestran en la Fig. 3

- D= 3 mm
- A= 20 mm
- G= 18 mm
- B= 9.6 mm
- L= 93.7 mm
- C= 12.4 mm

R= 2 mm

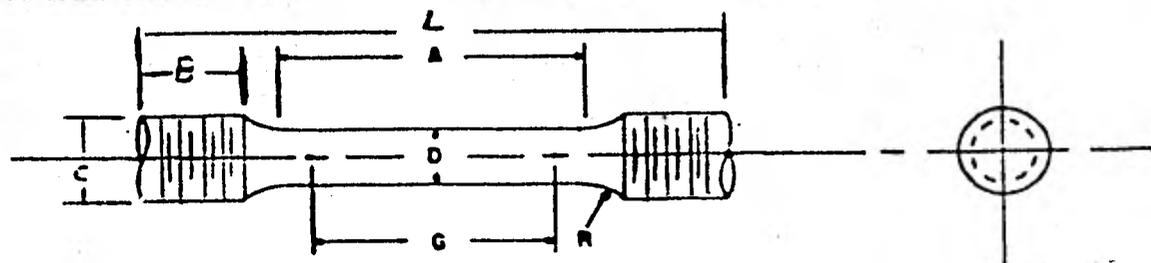


FIG. 3

(1) parte 10 "Tensión testing of metal materials" 1979

Este segundo tipo de probeta -de tensión- se usó para buscar la relación de la microdureza en función de la deformación por termofluencia.

II.- Tratamiento térmico.-

Todas las probetas obtenidas tanto cilíndricas como de tensión se recocieron durante 15 minutos a 300°, con objeto de eliminar el endurecimiento por trabajado, las muestras se colocaron desde temperatura ambiente en una mufla horizontal usada para el tratamiento y se dejaron enfriar con el horno.

Una vez homogeneizadas las probetas se procedió a darles un segundo tratamiento térmico; las probetas cilíndricas se templaron desde 6 diferentes temperaturas:

615°C ó 5°C antes de la temperatura de fusión

595°C ó 25°C antes de la temperatura de fusión

570°C ó 50°C antes de la temperatura de fusión

520°C ó 100°C antes de la temperatura de fusión

420°C ó 200°C antes de la temperatura de fusión

320°C ó 300°C antes de la temperatura de fusión.

Los medios de templado fueron 3: agua, aceite y aire; con objeto de investigar la dependencia de la microdureza en función de la rapidéz de enfriamiento, siendo más rápido en agua y el más lento en aire.

Las probetas de tensión, también fueron sometidas a el templado pero en ellas solo se usó el agua como templador, para buscar relación entre microdureza y deformación por termofluencia con muestras que hubieran sido tratadas térmicamente en la temperatura de deformación.

El procedimiento de templado para ambos tipos de probetas -cilíndricas y de tensión- fué el siguiente:

i) Colocación de la muestra en la mufla vertical sostenida por un -

alambre, estando a temperatura ambiente.

ii).-Calentamiento hasta la temperatura deseada,

iii).-Mantenimiento en esa temperatura durante 20 minutos,

iv).-Se corta el alambre que sostiene a la muestra cilíndrica, cayendo ésta en el baño correspondiente.

v).-La probeta de tensión se sacó con pinzas y se sumergió en el templador a la probeta de tensión se le trató en una mufla horizontal

III.-Tratamiento Termo-mecánico.

Este tratamiento consistió de pruebas de deformación por termofluencia. Las temperaturas de deformación fueron las mismas que se usaron en los templados de las probetas cilíndricas

Tabla de temperaturas a las que se deformó el Al

615°C	=	888.16°K	(T/Tf)	=	.99
595°C	=	865.16°K	(T/Tf)	=	.96
570°C	=	843.16°K	(T/Tf)	=	.94
520°C	=	793.16°K	(T/Tf)	=	.88
420°C	=	693.16°K	(T/Tf)	=	.77
320°C	=	593.16°K	(T/Tf)	=	.66

$$T_f = 620^\circ\text{C} = 893.16^\circ\text{K}$$

Las pruebas de termofluencia se hicieron en una máquina de carga constante marca Satec Systems Inc. Mod la cual posee un horno vertical con controlador de temperatura con una precisión de $\pm 2.5^\circ\text{F}$ ó 1.4°C

La medición de la deformación se hizo acoplado a los extremos no roscados de la probeta un "extensómetro" ó juego de varillas deslizables que

IV.-Metalográfica.-

Una vez concluidos los tratamientos térmicos y mecánicos se hizo uso de la técnica de metalografía para observar en los granos del material, cambios en tamaño, forma y sobre todo para poder hacer la prueba de microdureza. El tratamiento metalográfico que a continuación se describe, es el general para todos los metales, pero se encamina específicamente a obtener especímenes, lo más adecuados para medición de microdureza.

Para las probetas cilíndricas la preparación metalográfica consistió en:

i) Lijado usando lijas más finas cada vez hasta llegar a la del 600,
ii) Pulido grueso con alumina de .3 de tamaño de partícula como abrasivo y paño de billar ó "Billiard Cloth", ambos de Buehler Ltd.

iii) Pulido fino con terminado a "espejo", usando alumina de 0.05 de tamaño de partícula y paño de "Microcloth", ambos también de Buehler Ltd.

iv) Ataque químico para observar los granos del material usado como reactivo NaOH (Baker) disuelto al 30% en agua -70 ml). La muestra de 5-10 segundos en la solución, lavándose con agua corriente a continuación y enjuagando con un chorro de metanol, con objeto de retirar el agua sobrante que puede causar oxidación y corrosión. El tamaño de grano no cambió apreciablemente en las probetas sujetas a distintos tratamientos.

Para las probetas de tensión deformadas; se les cortó usando un disco diamantado -Buehler Ltd- en una cortadora de velocidad variable. La deformación introducida por el corte de la muestra se elimina en el tratamiento metalográfico. Los especímenes obtenidos fueron montados en acrílico autocurable "Proalon" con objeto de manipular con mayor seguridad. A continuación se hizo un tratamiento metalográfico igual a el ya descrito en el inciso anterior.

V.- Microdureza.-

Las pruebas de microdureza se llevaron a cabo con el microdurómetro del microscopio metalográfico "Reichert". Este consiste de 2 partes una formada por un ocular de 16X que funciona como micrómetro con el cual se mide la diagonal de la indentación; la segunda consiste de vario elementos: un dispositivo con un lente objetivo de 63X, la pirámide de diamante Vickers, además de tener la escala de pesos ó cargas aplicables para hacer la prueba. Este dispositivo es deslizante en 2 posiciones, cuando el objetivo está en posición de trabajo se observa la muestra ó probeta, cuando el indentador está en posición se observa la escala de pesos. Dicha escala no es lineal, por lo que se hace necesaria una calibración, la cual verifica 1 vez por año. La recta de calibración, obtenida en un papel log-log tiene como ecuación $Y = .639 X + .099$, siendo "Y" las divisiones en la escala de pesos, y "X" el peso aplicado medido en gramos, una tabla de estos dos tipos de valores es mostrada

Divisiones en la escala de peso	peso aplicado(*) (gramos)	peso aplicado(**) (gramos)
13	20	20.189
20	30	30.144
26	40	40.534
32	50	49.923
38	60	59.313
45	70	70.268
52	80	80.222
57	90	89.047
64	100	100.002

(*) obtenido de la gráfica

(**) obtenido por la ecuación

El procedimiento experimental es el siguiente: se coloca la muestra en la platina con la cara a probar hacia abajo, se fija por medio de las agujas de acero y se enfoca el espécimen, cuando se tiene la microestructura a la vista, se cambia el probador a la posición indentador, observándose ahora en el ocular, la escala de pesos y la escala de medición de la longitud de la diagonal, que es un cuadrado que puede ser aumentado ó disminuído de tamaño - el vértice superior de dicho cuadrado se coloca de modo que toque la línea de "0" en la escala de pesos y se comienza a mover la platina con el tornillo micrométrico de modo que baje para que la muestra oprima a el indicador de diamante y forme la huella, como se está observando la escala de pesos se puede controlar la carga aplicada y detener el movimiento a voluntad.

La carga se mantiene aplicada 15 segs. después se levanta la platina observándose como el vértice superior del cuadrado regresa a la posición de cero, todavía se levanta la platina el equivalente a 3 ó 4 vueltas más del tornillo micrométrico con objeto de que al mover el probador de dureza, no haya contacto entre la muestra y la pirámide ó el lente objetivo. Teniendo ya el objetivo en posición y observándose la huella producida, se miden las 2 diagonales de la indentación, centrando la platina en el cuadrado cuyo tamaño se controla con el tornillo que está en el micrometro de el ocular.

La diagonal de la indentación no se mide directamente en micras sino debe convertirse por medio de un factor de escala que es: (0.1544 ± 0.0006) m por cada división del tornillo de el ocular.

Con estos valores y la fórmula de microdureza $MHV = 1854.4 \frac{P}{d^2}$ puede ya calcularse el valor para cada peso aplicado y graficar después en papel log-log para obtener la línea de Meyer y el exponente de Meyer, con los cuales se hará una extrapolación a macrodureza aunque ésta no será independiente de la carga.

Las precauciones tomadas al efectuar la prueba de microdureza son las mencionadas en el capítulo III,

V.-Resultado experimental

Metodo de preparación de muestras.

i). Comparación entre las mediciones de microdureza obtenidas con dos preparaciones metalográficas diferentes:

- a) Pulido mecánico y ataque químico
- b) Pulido mecánico y electropulido

Dicha comparación fué hecha para todas las probetas con tratamiento térmico, obteniéndose el mismo comportamiento a manera de ejemplo se presentan los valores de microdureza para una muestra cuyo tratamiento térmico consistió en templado en aire desde 594°C.

T A B L A. I.

Pulido mecánico y ataque químico		Pulido mecánico y electropulido	
M.H.V (Kg/mm ²)	d (μ m)	M.H.V (Kg/mm ²)	d (μ m)
73.87	22.51	78.50	21.30
71.56	27.95	76.53	25.62
70.96	32.55	75.34	30.04
70.42	36.14	74.30	34.83
70.80	39.37	74.11	40.37
70.71	44.61	73.80	46.54
70.70	47.53	73.57	52.71
70.68	51.72		

Obteniéndose para el método

(a): $\overline{MHV} = 71.27$ y dev. Stand = 1.09,

(b): $\overline{MHV} = 75.16$ y dev stand = 1.81

Ver figura (1). En base a esto, se usó el método de pulido mecánico y ataque químico por su menor dispersión y porque de los valores de menor dureza para la misma carga, esto se debe a que se removi6 la capa superficial -

de material deformado.

ii) Microdureza y macrodureza

En esta sección se muestra la relación entre la microdureza Vickers (M.H.V.) en función del templado en diferentes medios que son agua, aceite - y aire Fig. 2. Se concluye que el mejor medio para templar aluminio 6063 es el agua ya que aporta los valores más altos de M.H.V para todas las temperaturas. Esto se debe a que es el enfriador más rápido de los 3, en los otros dos, se efectúa una pequeña recuperación, en el aire más que en el aceite.

Como se vió en el capítulo III al graficar $\ln P$ contra $\ln d$, siendo "P" el peso aplicado en el ensayo medido en gramos y "d" la diagonal de la indentación medida en micras, se obtiene una línea recta llamada línea de Meyer, la cual se ajusta por el método de "mínimos cuadrados" usando una calculadora-programable Hewlitt-Packard Mod. HP-25, del ajuste se conoce también la pendiente de dicha recta que será el exponente de Meyer "n", dicho exponente se obtuvo también para cada uno de los templados realizados. La variación del exponente de Meyer con la temperatura de templado se muestra en la Fig. 3.

Dado que los valores de "P" y "d" se obtuvieron de gráficas logarítmicas, es claro que su relación es una ecuación potencial, las ecuaciones para cada tratamiento térmico se dan a continuación, así como el coeficiente de determinación " r^2 " que indica que también se ajusta la ecuación a los datos experimentales

T A B L A II.

TEMPERATURA (°C)	ECUACIONES POTENCIALES			r^2
	AGUA	ACEITE	AIRE	
165 594	$P = .13 d^{1.17}$ $r^2 = .99$	$P = .04 d^{1.85}$ $r^2 = .98$	$P = .10 d^{1.56}$ $r^2 = .99$	
594	$P = .05 d^{1.97}$ $r^2 = .99$	$P = .05 d^{2.01}$ $r^2 = 1$	$P = .04 d^{1.99}$ $r^2 = .99$	
570	$P = .03 d^{2.08}$ $r^2 = 1$	$P = .04 d^{2.02}$ $r^2 = .98$	$P = .03 d^{2.11}$ $r^2 = 1$	
520	$P = .05 d^{1.95}$ $r^2 = 1$	$P = .01 d^{2.09}$ $r^2 = 1$	$P = .05 d^{1.90}$ $r^2 = .99$	
420	$P = .03 d^{1.97}$ $r^2 = 1$	$P = .02 d^{2.07}$ $r^2 = 1$	$P = .03 d^{1.95}$ $r^2 = 1$	
320	$P = .09 d^{1.84}$ $r^2 = .99$	$P = .03 d^{2.12}$ $r^2 = 1$	$P = .04 d^{2.06}$ $r^2 = .99$	

Las líneas de Meyer para cada uno de los tratamientos térmicos se exponen a continuación. Como ejemplo se presenta la Fig. 4, teniendo ya el valor de la microdureza para cada tratamiento térmico, así como su respectivo exponente de Meyer, se predice la "macro dureza" ó dureza Vickers, usando la Ec. () presentada en el Cap. III y que relaciona microdureza con macrodureza, los valores se calculan para una carga de 30 Kg., la relación de la macrodureza con la temperatura de templado se muestra en la figura 5. Una de las utilidades de medir microdureza y deducir macrodureza (HV) reside en que al producir aleaciones nuevas en ciertas zonas del material pueden presentarse composiciones ó fases con características mecánicas de interés, posteriormente se puede identificar la composición y reproducirla para estudiarla.

Además la macrodureza es una propiedad que puede compararse y relacionarse con otras propiedades mecánicas como se vió en el capítulo III.

iii). Tratamiento termomecánico (termofluencia)

Se presentan a continuación las gráficas ϵ vs t ó deformación contra tiempo que describen los tratamientos de deformación por termofluencia para las 6 diferentes temperaturas experimentales. Figs 6 y 7. cada ensayo se efectuó de 3 a 5 veces con objeto de conocer la repetibilidad de los experimentos, obteniéndose valores de dispersión entre 1% y 3.7%. Las pruebas se efectuaron a temperatura y carga constantes. De aquí se concluye que los experimentos son reproducibles ya que la dispersión es suficientemente baja.

La siguiente gráfica muestra la variación de la MHV en función de los diferentes porcentajes de deformación inducida por termofluencia, Fig. 8 en donde se vé que conforme aumenta la deformación (ϵ) el aumento en los valores de MHV puede considerarse lineal excepto para la prueba efectuada a 320°C.

En la figura 9 se grafican los valores de MHV máxima que se midieron en las probetas con máxima deformación obtenida antes de la fractura. La máxima deformación se logró haciendo antes un ensayo para saber a que porcentaje de deformación se fracturaba la probeta; al efectuar nuevamente la prueba, esta se detenía antes de que la pieza fallara. Este ensayo se efectuó para cada una de las temperaturas usadas. Puede decirse también aquí que excepto para la prueba hecha a 320°C, hay un aumento lineal de la MHV con el porcentaje de deformación (ϵ_{max}).

Conforme aumenta la temperatura aumenta el valor de la MHV antes de la ruptura, esto se muestra en la Fig. 10. El aumento puede decirse que es lineal excepto para la temperatura de 320°C.

La relación entre la deformación (ϵ) y la temperatura T se muestra en la figura 11, al tratar de ajustar por mínimos cuadrados se obtiene una recta con un coeficiente de confiabilidad ó determinación " r^2 " igual a 95.5%

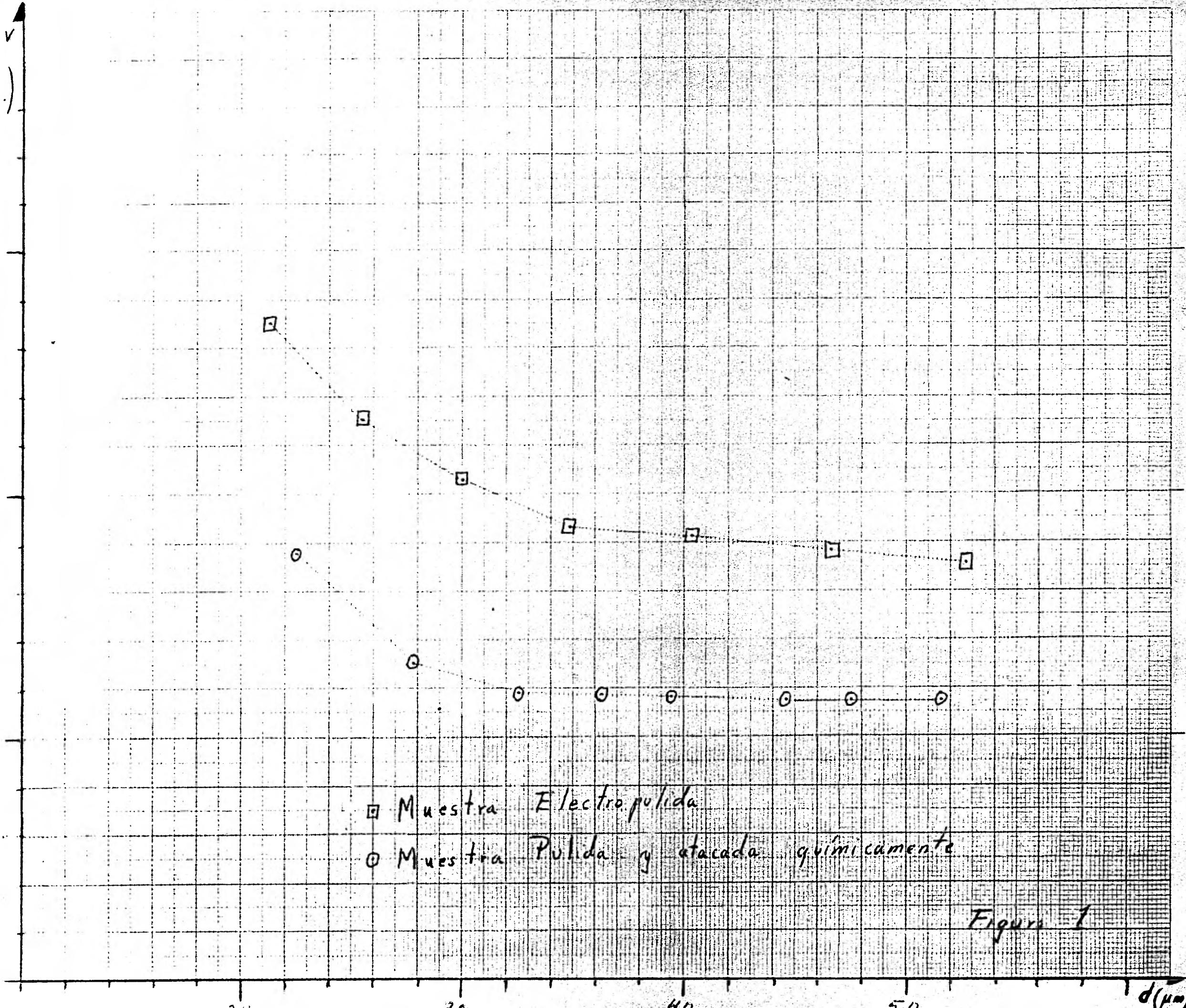
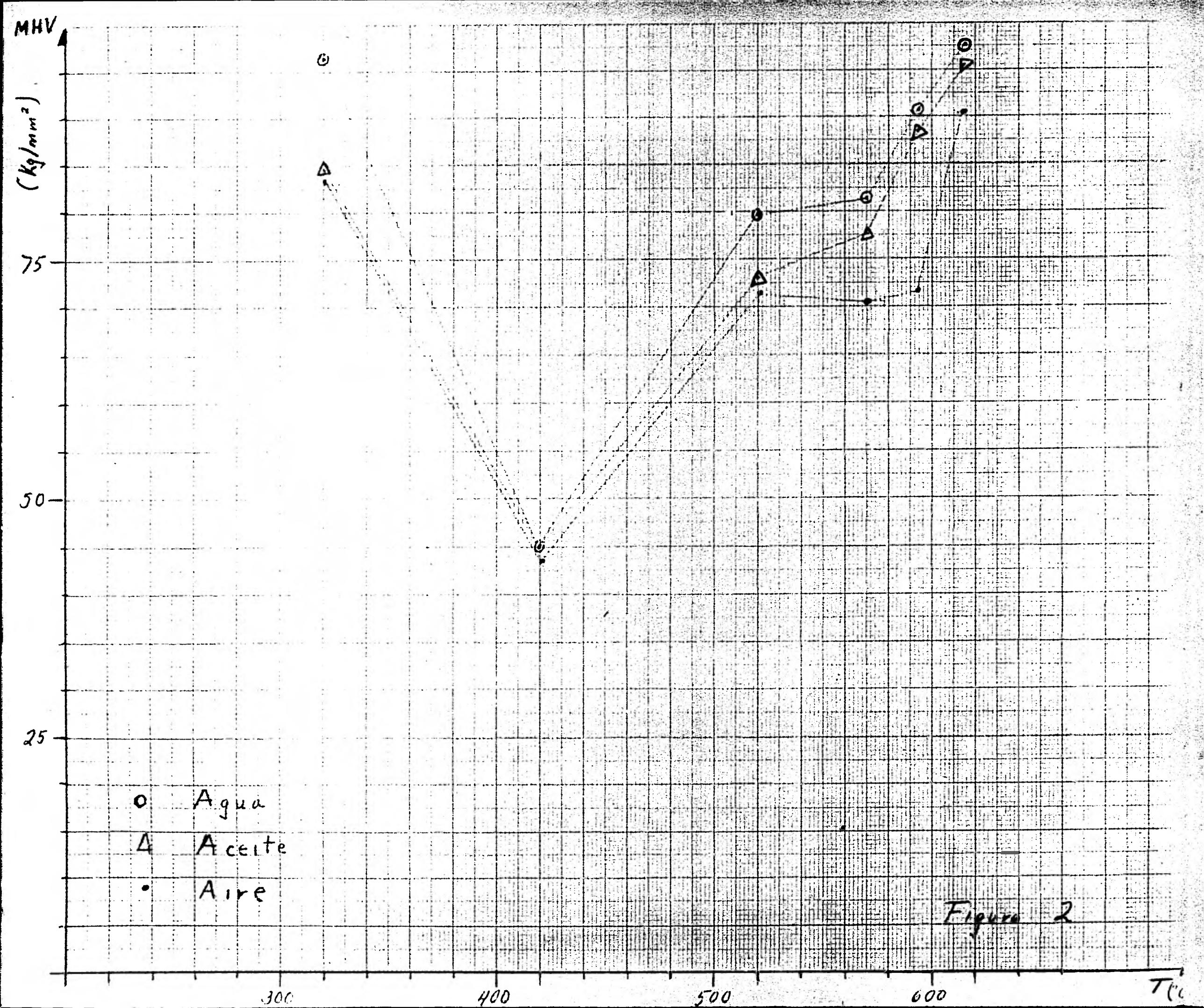


Figura 1



MHV

(Kg/mm²)

75

50

25

- o Agua
- Δ Aceite
- Aire

Figura 2

300

400

500

600

T(°C)

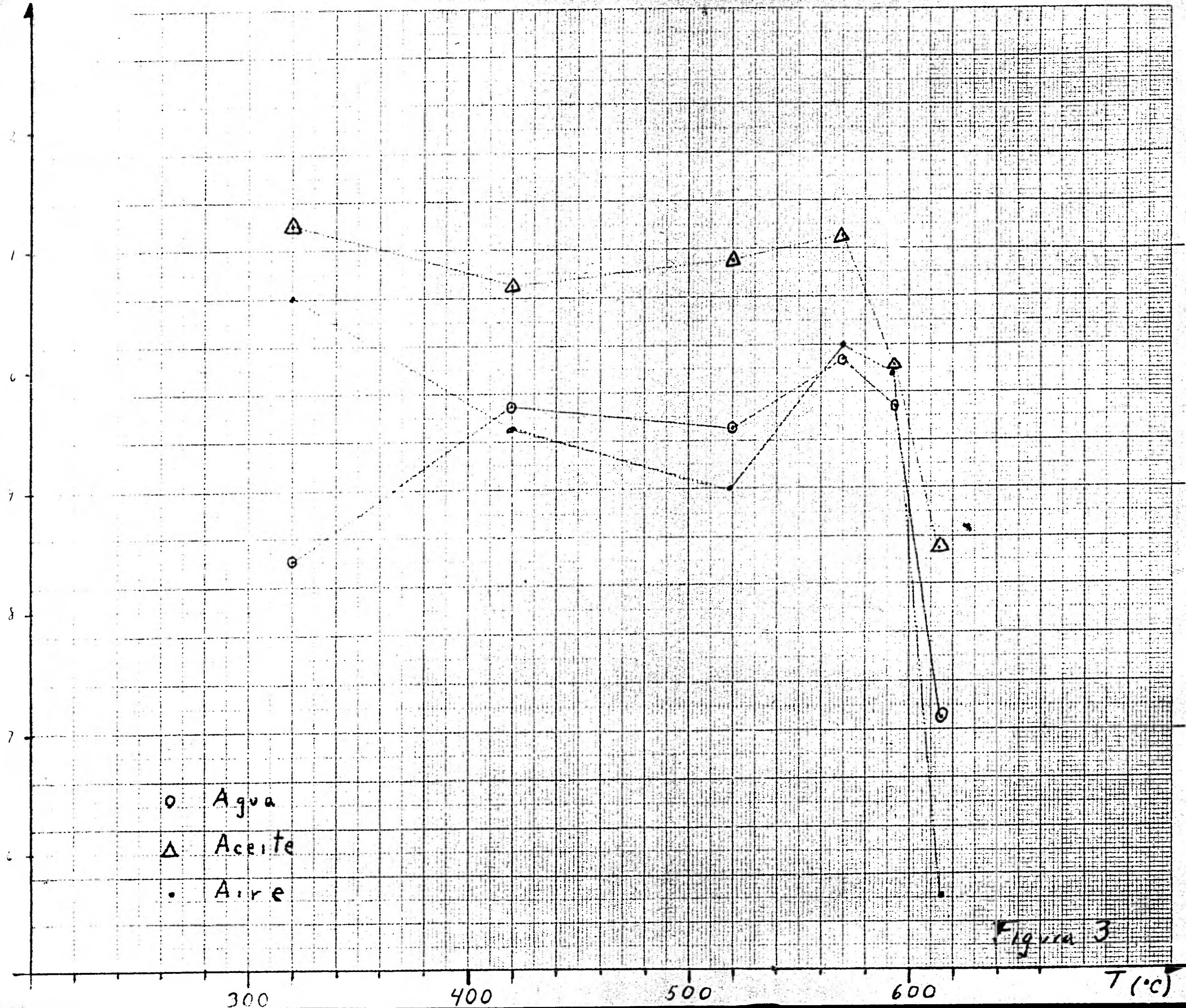
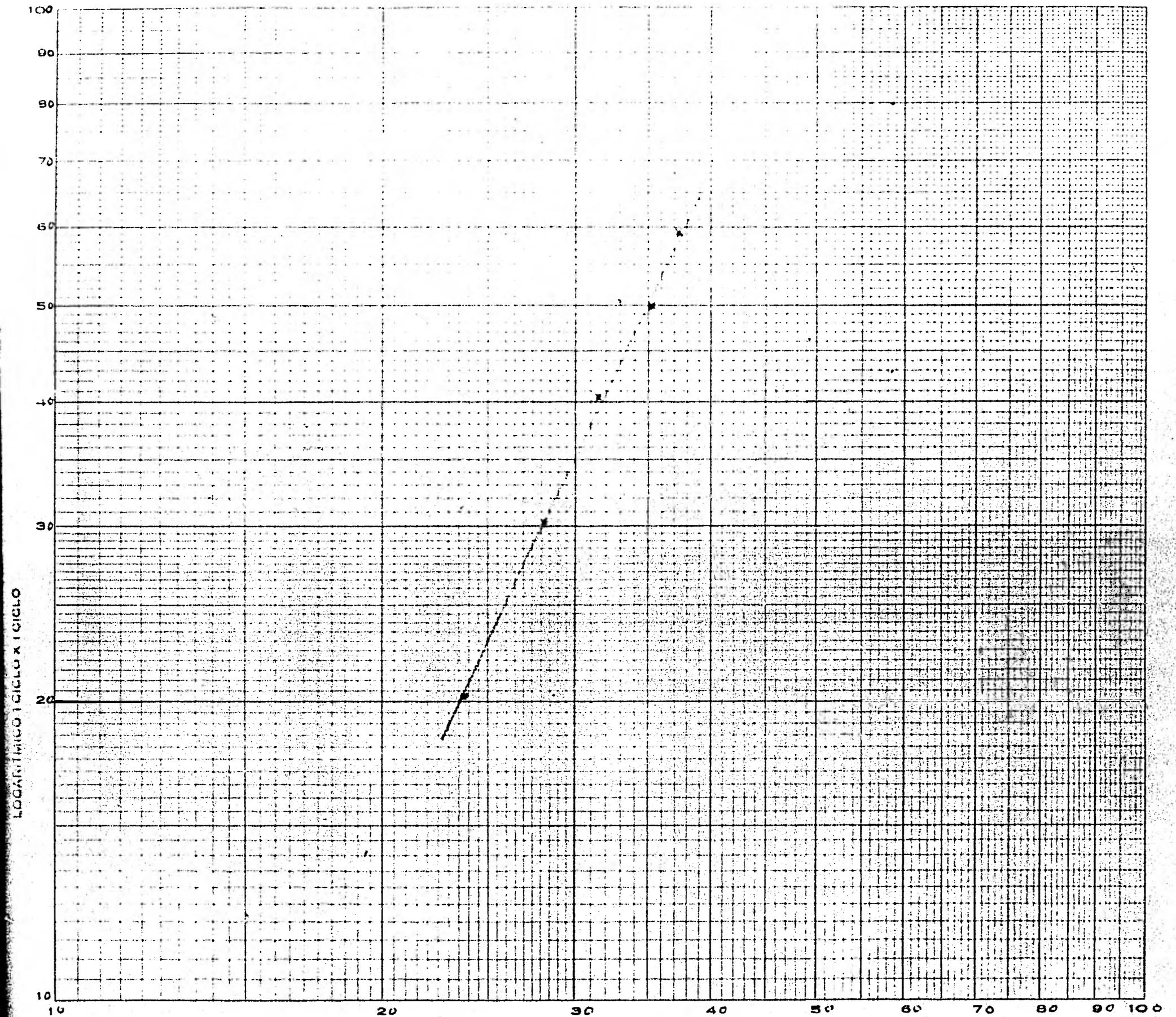


Figura 3

Templado en Aceite desde 520°C

P (grs)

LINEA DE MEYER



$$P = 1.95 d + .05$$

d (μm)

Figura 4

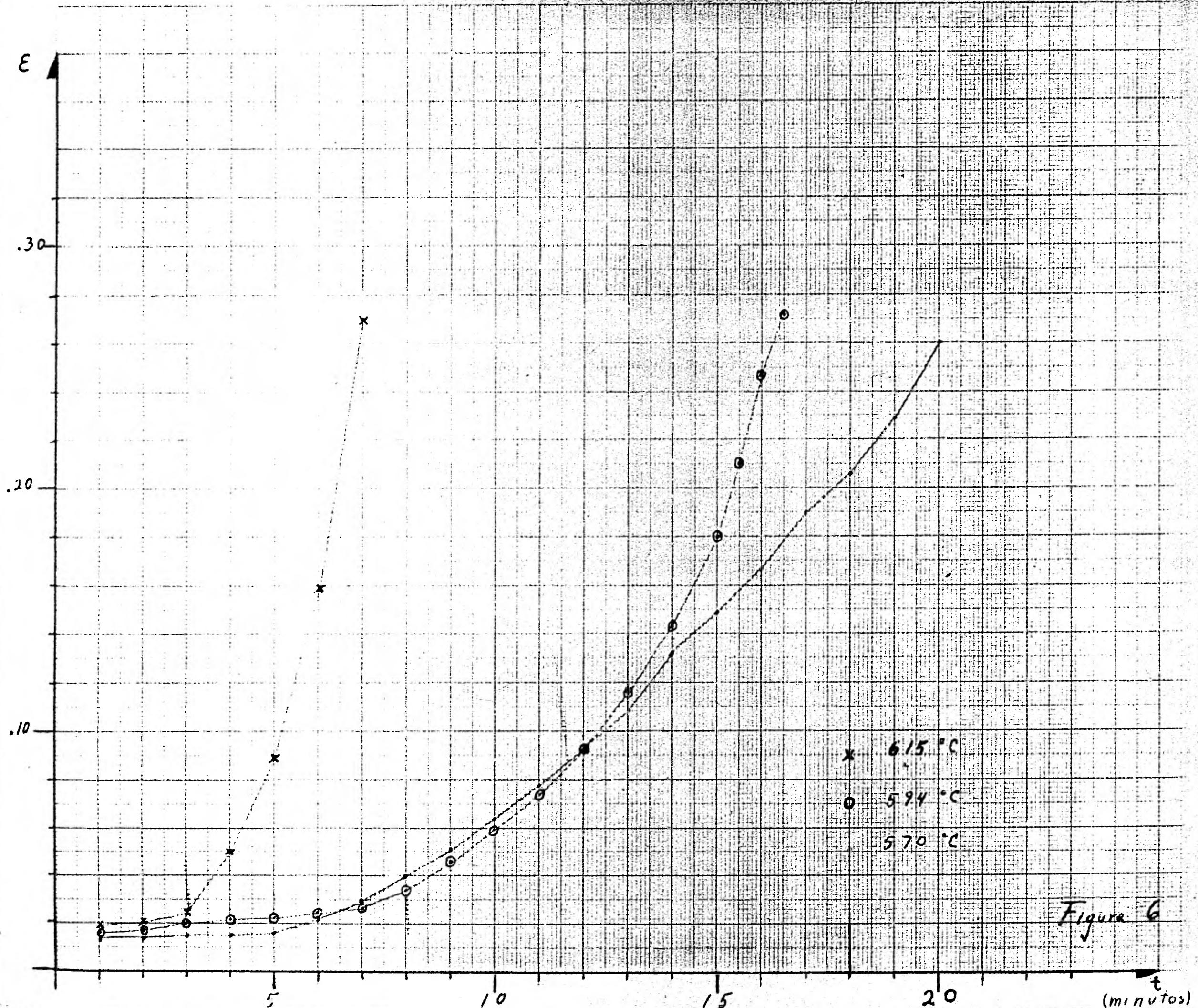


Figure 6

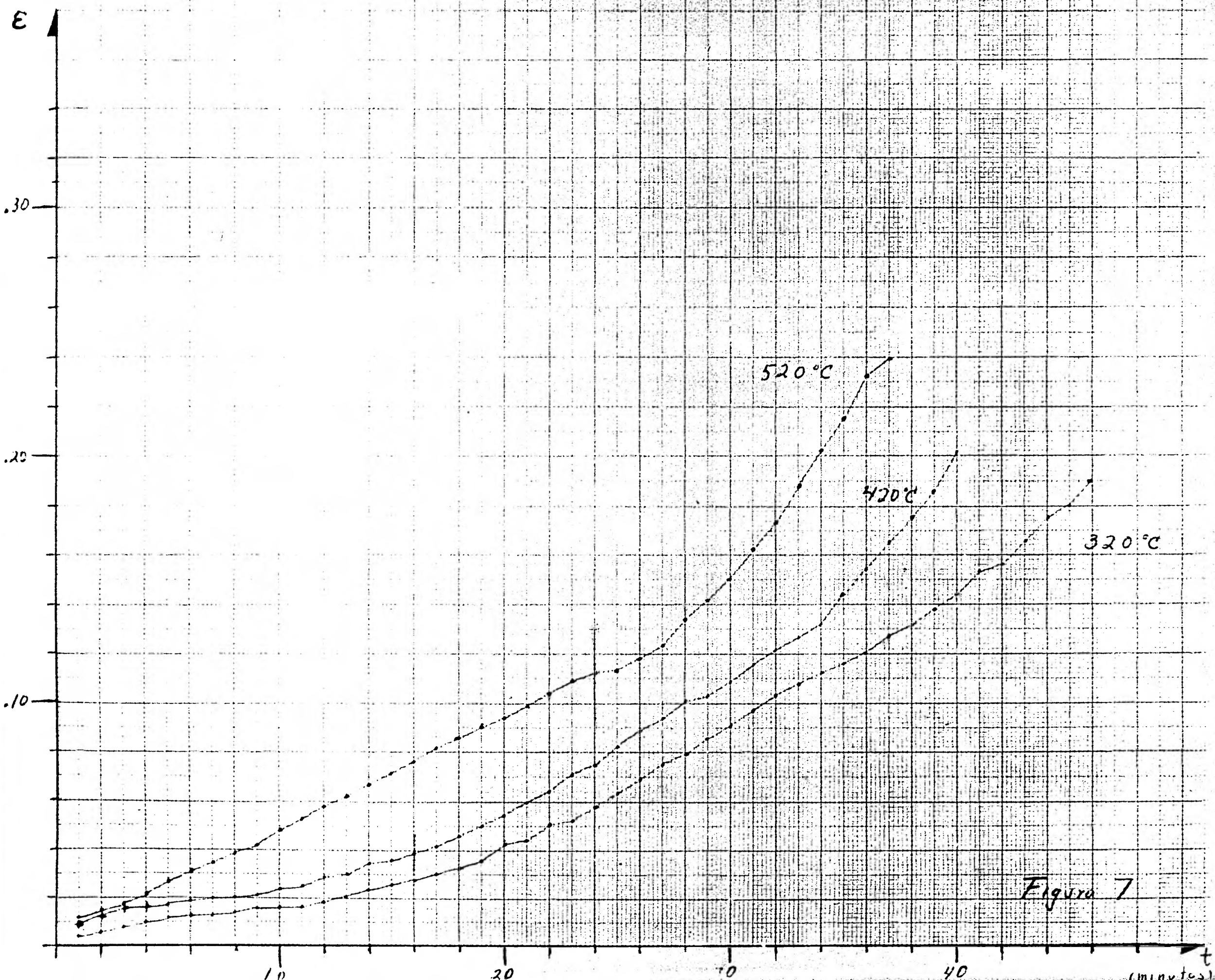


Figura 7

MHV
(Kg/mm²)

70

60

50

.02

.04

.06

.08

.10

.12

.14

.16

.18

.20

.22

.24

.26

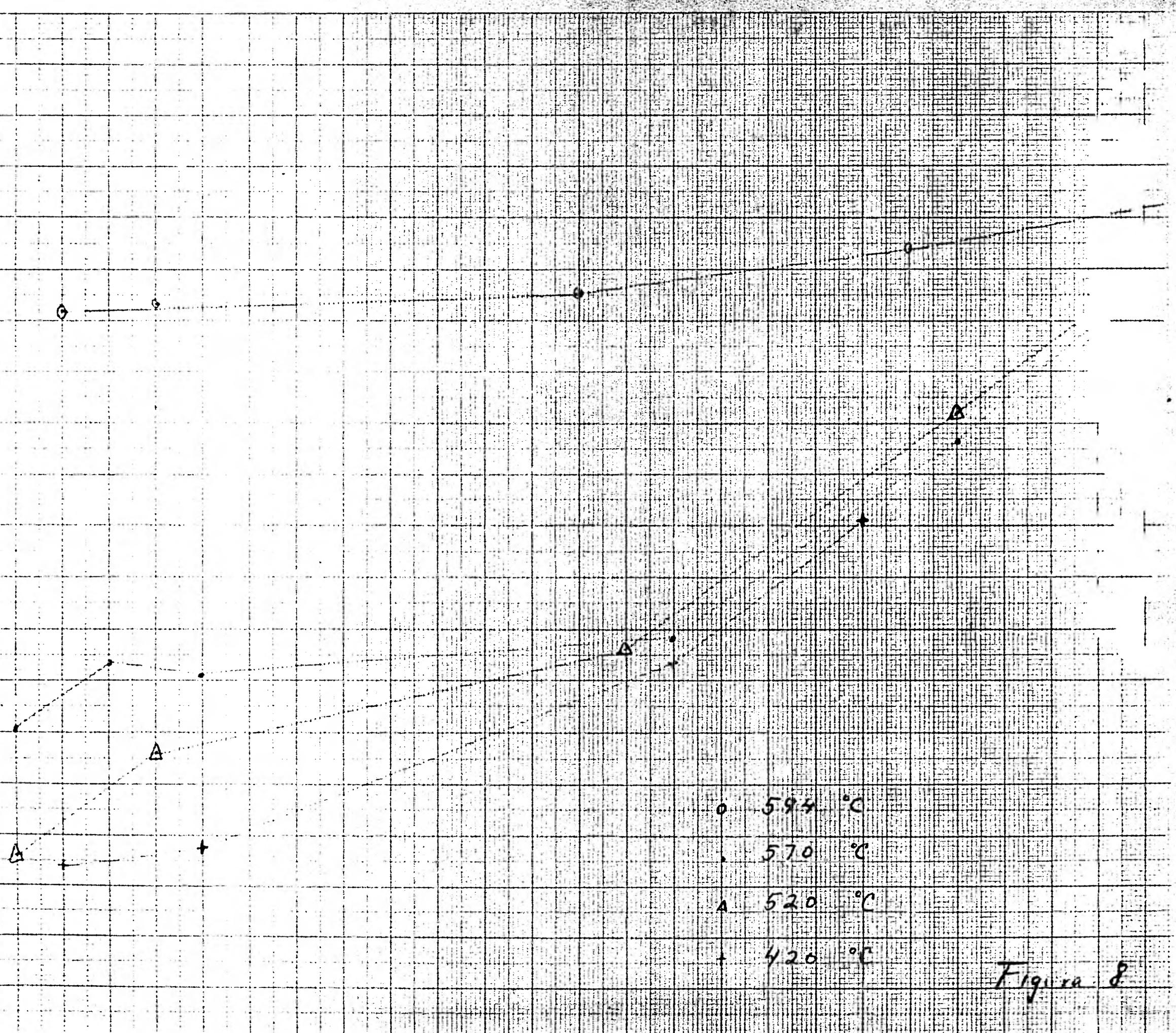
o 594 °C

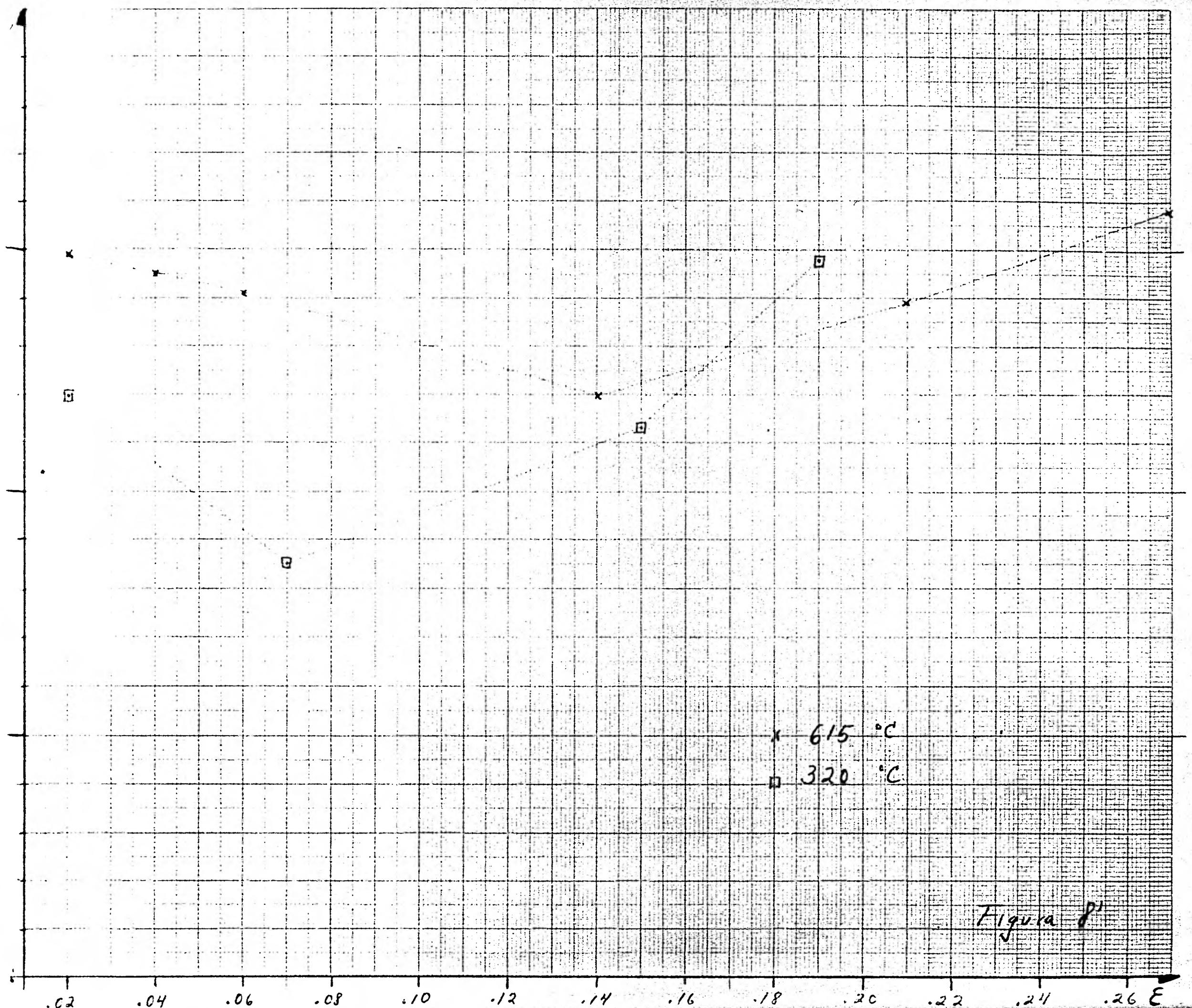
• 570 °C

Δ 520 °C

+ 420 °C

Figura 8





x 615 °C
□ 320 °C

Figura 8'

MHV
(max)

70

65

60

.20

.22

.24

.26

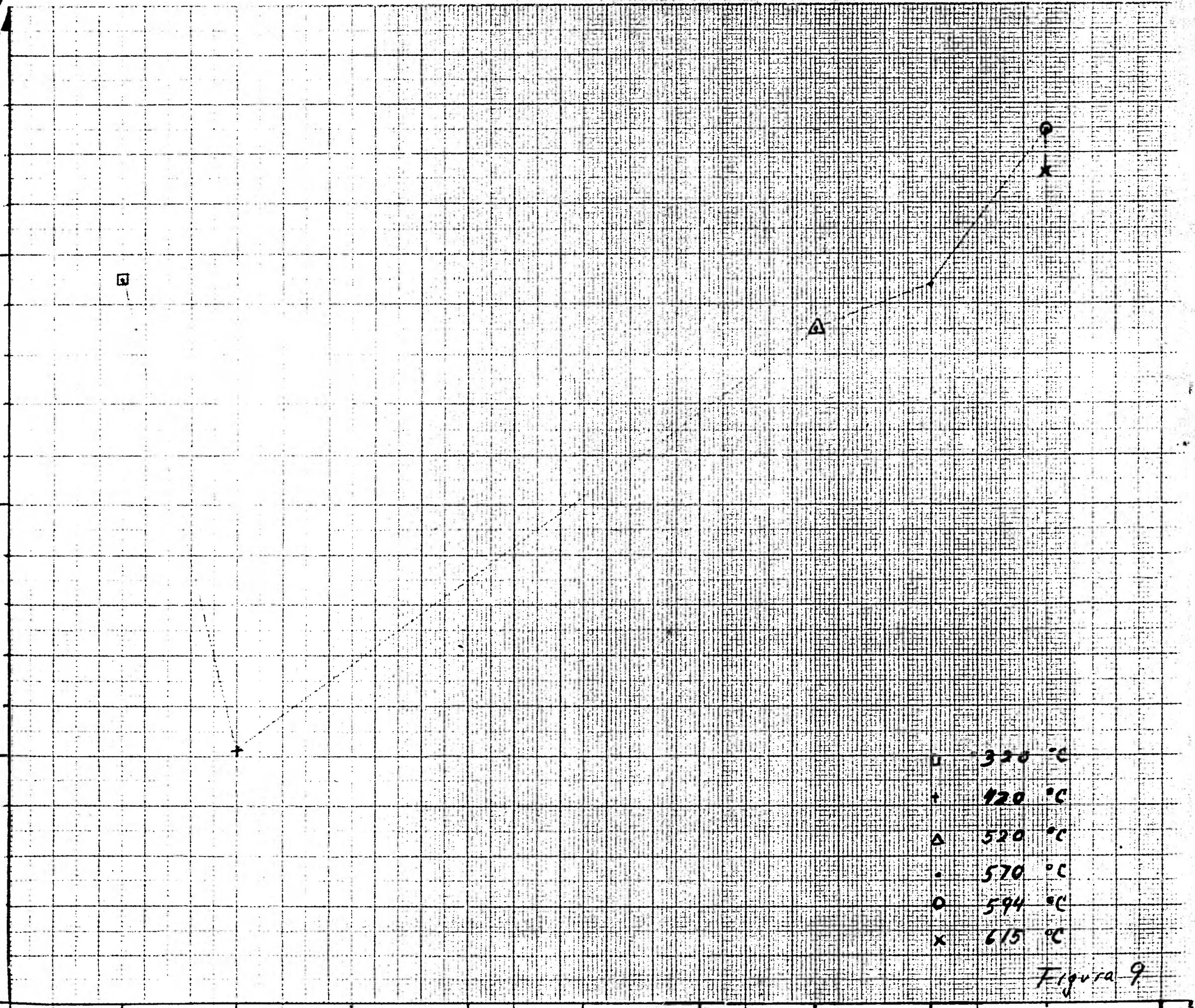
.28 E

□

△

- 320 °C
- + 420 °C
- △ 520 °C
- 570 °C
- 594 °C
- x 615 °C

Figura 9



MHV
(fina)

70

65

60

300

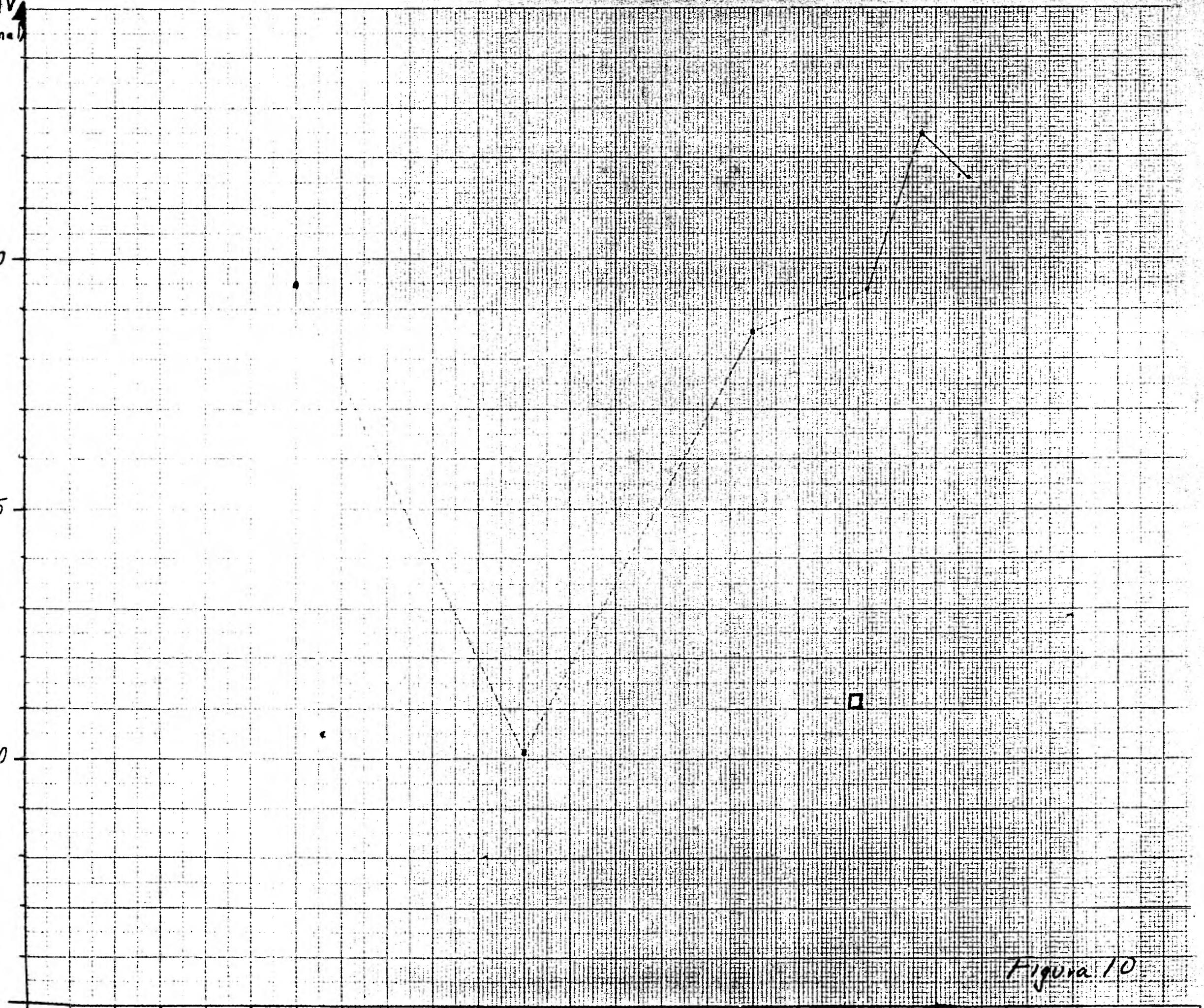
400

500

600

T de formacion

Figura 10



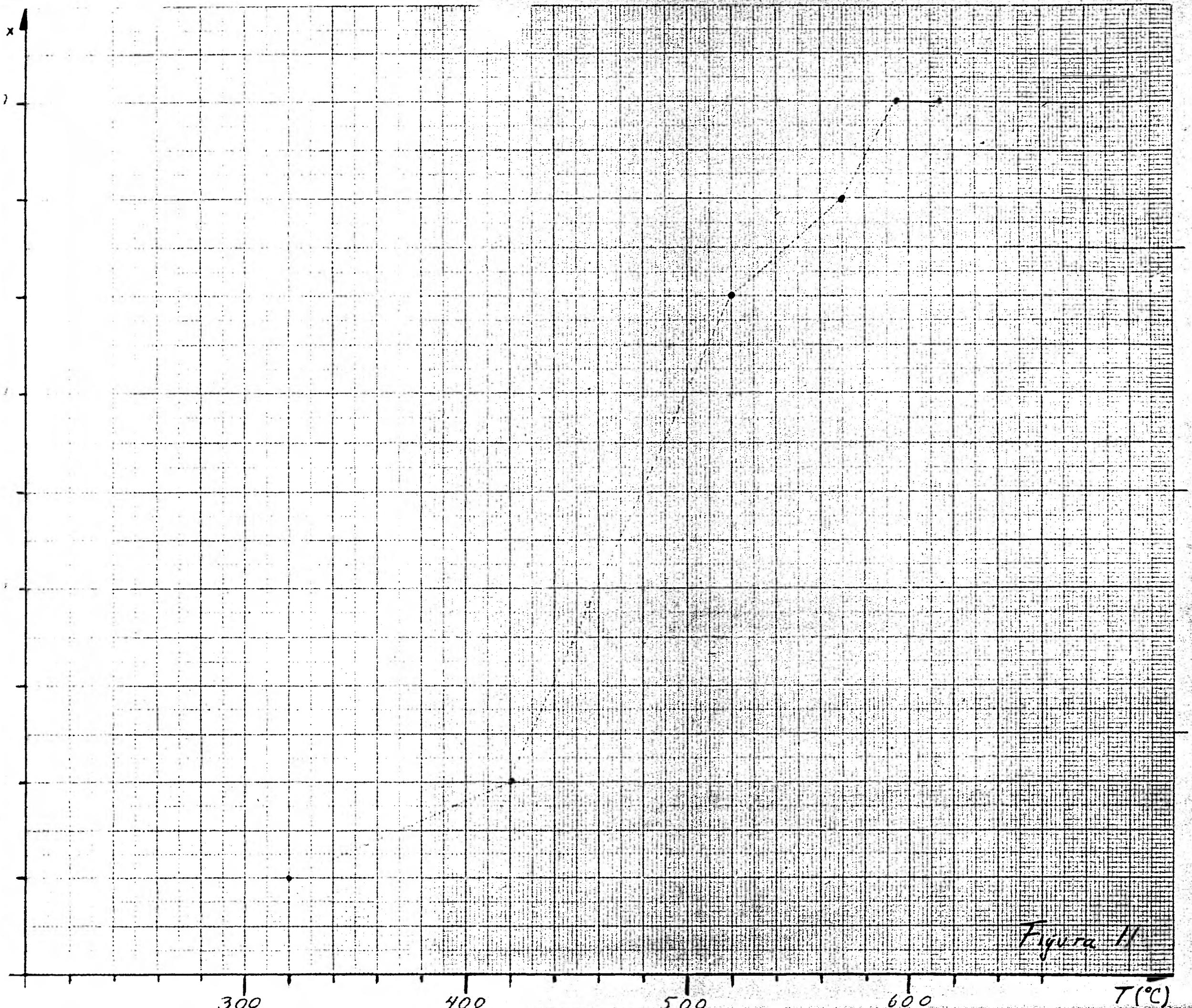


Figura 11

300

400

500

600

$T(^{\circ}\text{C})$

VI CONCLUSIONES

Para aluminio 6063 el método más conveniente de preparación de muestras para pruebas de microdureza es el de Pulido mecánico seguido de ataque químico ya que de esta manera se producen valores menores de microdureza y menor dispersión comparado con el de pulido mecánico y electropulido.

De los tres medios utilizados para templar -agua, aceite y aire- el agua fué el más adecuado para preservar la estructura de las temperaturas desde las cuales se templó.

La repetibilidad en las curvas de termofluencia fué grande ya que la dispersión entre la deformación de muestras diferentes para todo tiempo fué menor del 4%.

Se observa un aumento lineal de la microdureza con la deformación con coeficientes r^2 de .96 a .99, para las pruebas efectuadas entre 420°C y 594°C .

En las muestras de 320°C y 615°C se encuentra que la muestra inicialmente se ablanda y después exhibe un aumento lineal de la microdureza con la deformación.

La deformación máxima previa a la ruptura aumenta linealmente conforme aumenta la temperatura a la que se efectuó la prueba de deformación, dentro del intervalo 320°C a 615°C siendo el coeficiente de correlación de la recta $r^2 = .955$

A partir de 420°C se observa un aumento lineal del valor de la microdureza como función de la deformación previa a la ruptura. Es de notarse que para las pruebas efectuadas a 320°C el valor obtenido de microdureza es muy alto, habiéndose repetido las pruebas de esta temperatura 4 veces, se concluye que son necesarios estudios de microscopía electrónica de transmisión con el objeto de averiguar la causa de este comportamiento.

La medición del exponente "n" de la rapidez de deformación arrojó un resultado igual a 2.95 con una dispersión del 15%, de donde se concluye que el mecanismo de deformación

es el de termofluencia viscosa. El cálculo se hizo en base a la ecuación:

$$n = \frac{\ln \dot{\epsilon}_2 - \ln \dot{\epsilon}_1}{\ln \sigma_2 - \ln \sigma_1}$$

Posibles líneas de trabajo en el futuro

Investigación sobre los cambios en la densidad de dislocaciones en función de la deformación.

Investigación sobre la densidad de dislocaciones en muestras previas a la ruptura, en función de la temperatura ó el esfuerzo.

Estudio de posibles zonas de concentración de solutos en pruebas de rapidez de cabezal constante en función de la temperatura.