

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA

(Programa Regional de Desarrollo Cientifico y Tecnológico -OEA)

TERMOFLUENCIA EN ALEACIONES DE Fe-Mo

C.Rodríguez Milla,^{*} R.M.Volpi^{**} y M.P.Victoria^{***}

*Investigador, Programa Multinacional de Metalurgia OEA-CNEA.

**Investigador, Departamento de metalurgia, CNEA.

***Investigador, Departamento de metalurgia, CNEA. Actualmente vicepresidente ejecutivo del INTI.

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires-Argentina

1974

TERMOFLUENCIA DE ALEACIONES DE FE-MO

C. Rodríguez Milla, R.M. Volpi y M.P. Victoria

RESUMEN

Se estudia la termofluencia de dos aleaciones de Fe-Mo en el rango de 750 a 870°K. En el material solubilizado se han medido dos regiones claramente delimitadas. Para temperaturas inferiores a 800°K se obtiene una energía de activación de 30 Kcal/mol. Por encima de esta temperatura la energía medida es de 100 Kcal/mol. En el caso sobreenviejecido solo se mide este valor.

Se sugiere una interpretación de estos resultados teniendo en cuenta la precipitación simultánea de la fase Fe_2Mo durante la deformación.

1. Introducción

Actualmente se acepta que la deformación plástica de los metales a alta temperatura es controlada fundamentalmente por procesos térmicamente activados. En el modelo generalmente aceptado, a una temperatura (T) igual o mayor que $0.4 T_f$ (*) el mecanismo de trepado de dislocaciones es altamente favorecido. Esto hace más libre el movimiento de dislocaciones y promueve la recuperación, de modo que, bajo la acción de un esfuerzo constante, puede establecerse un equilibrio entre el endurecimiento por deformación y la recuperación. En estas condiciones se alcanza un estado estacionario con velocidad de deformación constante (termofluencia secundaria).

Para la evaluación del comportamiento mecánico de un determinado material a alta temperatura es importante examinar la influencia del esfuerzo aplicado (σ) y de la temperatura sobre la velocidad de termofluencia secundaria ($\dot{\epsilon}_s$).

Está comprobado que las relaciones $\dot{\epsilon}_s = f(\sigma)$ y $\dot{\epsilon}_s = f(T)$ dependen de ciertos parámetros estructurales tales como: tamaño de grano, energía de falla de apilamiento, módulo elástico, coeficiente de difusión, cantidad de soluto en solución sólida, fracción en volumen y tamaño de partículas de una segunda fase. Si bien en la bibliografía sobre el tema se encuentran intentos de cuantificar el efecto de esos parámetros, hace falta aún trabajo teórico y experimental para entender a satisfacción, los mecanismos de endurecimiento por solución sólida y por partículas de una segunda fase en termofluencia.

A. Fuchs y B. Ilshner (1) realizaron ensayos con el fin de evaluar el efecto del contenido de molibdeno sobre el comportamiento en termofluencia de las aleaciones Fe - 2% Mo, Fe - 4% Mo y Fe-7% Mo. Estos autores midieron altos valores de la energía de acti-

(*) T_f es la temperatura de fusión

vación en el rango de temperaturas comprendido entre 820°K y 920°K (≈ 100 Kcal/mol). Estos valores superan considerablemente a las energías de activación para difusión medidas en este sistema.

El presente trabajo es parte de un programa de investigación en el que nos hemos propuesto realizar ensayos de termofluencia de aleaciones Fe-Mo, en el mismo rango de composición de los trabajos anteriores, tratando de interpretar los resultados en base a la posible precipitación de la fase Fe_2Mo entre 500 °C y 650 °C.

2. Descripción experimental

2.1. Preparación del material. Se fundieron dos aleaciones en un vacío de 10^{-6} mm Hg. utilizando Fe de 99.99% y Mo de 99.95% de pureza. Los contenidos de molibdeno, determinados por espectrometría de absorción atómica fueron de 4.9. % y 7.5 % en peso.

El trabajado mecánico de los lingotes (250 grs.) se comenzó por el laminado en caliente (1.000 °C) y se completó mediante dos reducciones de 60 % por laminado en frío con recocido intermedio. Se obtuvo así una chapa de 0,6 mm de espesor.

Las probetas, con una longitud de deformación de 25 mm, fueron recocidas 1 hora a 950 °C y enfriadas en agua con hielo. Algunas de ellas, de la composición Fe -4.9 % Mo, fueron envejecidas durante 100 hrs. a 550 °C, (tratamiento que corresponde al estado sobrenvejecido, según experiencias previas). El tamaño de grano final promedio fue de 0,1 mm.

2.2. Ensayos de termofluencia

Se utilizó la máquina de deformación o carga constante que se esquematiza en la fig. 1.- El diseño de este equipo permite mantener la carga constante para deformaciones inferiores al 30 %. Un sistema extensométrico diferencial compensa todas aquellas

variaciones que no provengan de la elongación del espécimen. Suponiendo una relación entre la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}_s$ y el esfuerzo aplicado σ del tipo

$$\dot{\epsilon}_s = (\text{constante}) \sigma^m \quad (1)$$

se puede, durante una serie de ensayos de distintas temperaturas, efectuando pequeños cambios instantáneos en el esfuerzo aplicado (σ) medir, para cada cambio, un valor del exponente m , según la relación:

$$m = \partial \log \dot{\epsilon}_s / \partial \log \sigma \approx \Delta \log \dot{\epsilon}_s / \Delta \log \sigma \quad (2)$$

que se obtiene de (1)

La dependencia de la velocidad de termofluencia secundaria con la temperatura se observó a partir de ensayos a esfuerzo constante en los que se hizo cambios rápidos de la temperatura. El tiempo correspondiente a un salto de 20 °C fue de 8 minutos aproximadamente. En la fig. 2 se presenta una curva de ΔL^* vrs. t típica de esta serie de experiencias. La energía de activación aparente se obtuvo de la relación:

$$\dot{\epsilon}_s = (\text{constante}) e^{-Q_c/RT} \quad (3)$$

de donde la energía de activación es:

$$Q_c = \partial \ln \dot{\epsilon}_s / \partial (-1/RT) \quad (4)$$

3. Resultados y discusión

En la fig. 3 se muestran las curvas de $\log \sigma$ en función $\log \dot{\epsilon}_s$ correspondientes a ensayos realizados a 772 °K (3a), 878 °K (3b) y 1039 °K (3c) en probetas sin envejecimiento previo. La variación del exponente m con el cociente (σ/T) se representa en la fig. 4.

Fuchs e Ilschner (1) han sugerido, para la relación entre $\dot{\epsilon}_s$ y (σ/T) la siguiente ecuación, obtenida empíricamente:

$$\dot{\epsilon}_s = (\text{constante}) D \left(\frac{\sigma}{G} \right)^3 \sinh \left(\frac{V \sigma}{2KT} \right) \quad (5)$$

* ΔL es la elongación de la probeta.

D: coeficiente de difusión que controla la velocidad de deformación.

V: volumen de activación.

G: módulo de corte.

De acuerdo con (5) los valores de $\underline{m}$ calculados suponiendo válida la ecuación (1), estarían relacionados con (σ/T) según:

$$\underline{m} = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_s}{\partial \ln \sigma} = 3 + \left(\frac{V\sigma}{2KT} \right) \cot h \left(\frac{V\sigma}{2KT} \right) \quad (6)$$

En la fig. 5 se grafica en forma cualitativa la relación entre $\underline{m}$ y (σ/T) , tomando el volumen de activación como parámetro. Para pequeños valores de σ se obtiene una meseta con $\underline{m} \approx 4$ siendo la representación lineal para altos valores de T. El volumen de activación determinaría tanto la longitud de la meseta como la pendiente de la parte lineal.

Tanto nuestros resultados como otros obtenidos anteriormente en Fe-Mo (1) y Fe puro (2-3) están en buen acuerdo con la ec.(5).

En el presente caso la representación de los datos corresponde a un volumen de activación de $1.3 \times 10^{-21} \text{ cm}^3 \approx 83 \text{ b}^3$.

Los ensayos a esfuerzo constante con saltos de temperatura en aleaciones previamente solubilizadas (fig.6) indican que la energía de activación aparente varía con la temperatura mostrando claramente dos regiones. En la primera de ellas se obtiene un valor de $Q_c = 30 \text{ Kcal/mol}$ en el rango de $750^\circ - 800^\circ \text{ K}$. Este valor, es similar al medido en Fe- α , correspondiendo a una región en la que la energía de activación es fuertemente dependiente del esfuerzo aplicado. En la segunda región Q_c alcanza un valor de 100 Kcal/mol aproximadamente entre 800° K y 870° K . Este valor es alto comparado con las energías de activación tanto para autodifusión de Fe, así como para difusión de Mo en Fe (60 Kcal/mol en ambos casos). En Fe puro (2) se han obtenido valores de Q_c del orden de 100 Kcal/mol en la vecindad de la temperatura de Curie. Teniendo en cuenta que en este caso, el rango de medición comprende temperaturas muy inferiores a la de Curie, se ve la necesidad de buscar una explicación ajena a la transformación magnética.

En el rango temperaturas de ensayo y composiciones usadas en este trabajo precipita en Fe-Mo, la fase $F_2 Mo$ (4) En este sentido se ha obtenido mediante recocidos isotérmicos a $773^\circ K$ en Fe 4,9% Mo, un máximo de dureza para un tiempo de recocido de 100 hs. Hay sin embargo antecedentes ⁽⁵⁾ que demuestran que la precipitación en este sistema puede ser acelerada al superponer deformación.

En esta investigación hemos comprobado, por microscopio electrónico de barrido, la presencia de precipitados en probetas ensayadas sin envejecimiento previo (fig. 7). El tiempo a temperatura ($770^\circ C$) durante el ensayo es como máximo de 10 hrs., indicación clara de un proceso de precipitación más rápido.

Por otro lado el valor de la energía de activación aparente entre $760^\circ K$ y $870^\circ K$ en una muestra de Fe-4,9% Mo previamente sobrenvejecido es de aproximadamente 100 Kcal/mol en todo el rango de temperaturas (fig. 8).

Estas observaciones sugieren que la termofluencia en las aleaciones usadas en el presente trabajo en el rango de 800° a $770^\circ K$ es controlada por la precipitación de una segunda fase, Fe_2Mo .

Se prosigue con una investigación más detallada que permita establecer un modelo sobre la base de esta hipótesis.

Conclusiones

- a) La relación entre la velocidad de termofluencia secundaria y el esfuerzo aplicado en aleaciones de Fe-4,9 Mo y Fe-7,5 Mo, puede representarse por una ecuación del tipo:

$$\dot{\epsilon}_s = cte \left(\frac{\sigma}{G} \right)^3 \sinh \left(\frac{V\sigma}{2KT} \right)$$

- b) La variación de la velocidad de termofluencia secundaria con la temperatura presenta dos rangos bien definidos, que corresponden a energías de activación de $\simeq 30 Kcal/mol$ y $\simeq 100 Kcal/mol$.

- c) Durante la deformación por termofluencia en el rango de 770° K a 870° K se acelera la precipitación de la fase Fe_2Mo . Un análisis del comportamiento mecánico de estos materiales en este rango de temperaturas debe tener en cuenta el papel que juega la dispersión de precipitados.

A G R A D E C I M I E N T O S

El presente trabajo ha sido realizado dentro de los propósitos del Programa Multinacional de Metalurgia de la OEA, cuya colaboración se agradece.

Bibliografía

- (1) A. Fuchs and B. Ilchner. Act. Met. Vol. 17, (701), 1969
- (2) Ishida, Cheng, Dorn. Trans. AIME Vol. 236 (964), 1966.
- (3) Karashima, H. Oirowa, T. Watanabe, Act. Met., 14, 791, 1966.
- (4) H. L. Marcus, M.E. Fine, L H. Schwartz. J. Appl. Phys., 38, (4750), 1967.
- (5) D. Uclze and B. Ilchner. Z. Metallk. 60, 38 (1969).

DESCRIPCION DE FIGURAS

- Fig. 1: Esquema de la máquina de ensayos de termofluencia.
- Fig. 2: Curva de ΔL vs. t correspondiente a un ensayo con saltos de temperatura.
- Fig. 3: Variación de la velocidad de termofluencia con el esfuerzo aplicado a distintas temperaturas (Fe-7,5%Mo).
- Fig. 4: Variación del exponente m (correspondiente a la relación $\dot{\epsilon}_s = cte \sigma^m$) con el cociente σ/T .
- Fig. 5: m vs (σ/T) según la ecuación (6).
- Fig. 6: Variación de la velocidad de termofluencia con la temperatura en probetas sin envejecimiento previo (Fe 4,9% Mo).
- Fig. 7: Microscopía electrónica de barrido en una muestra ensayada entre 760°K y 870 °K sin envejecimiento previo.
- Fig. 8: Variación de la velocidad de termofluencia con la temperatura en una muestra envejecida 100 hr a 550 °C.

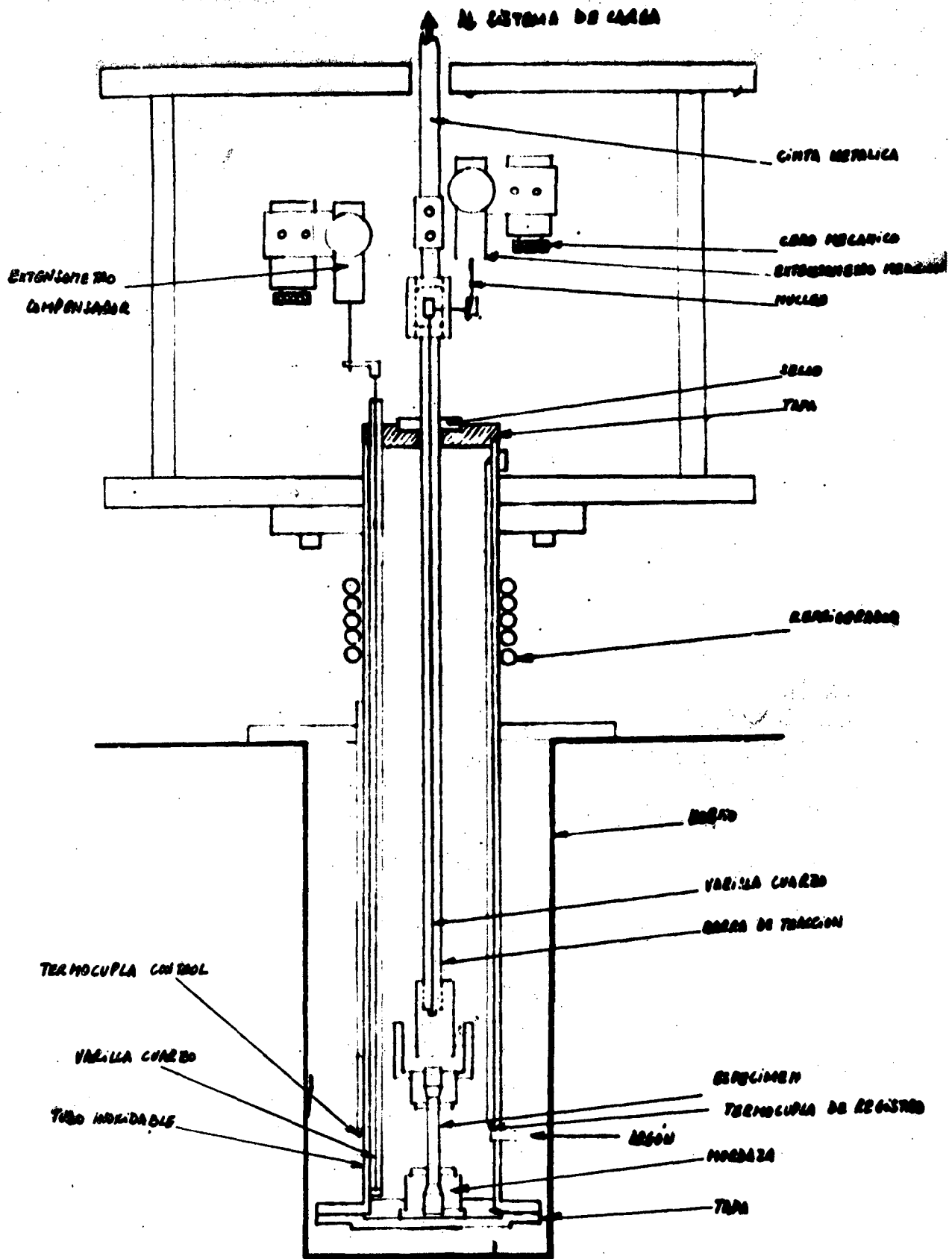


FIGURA 1

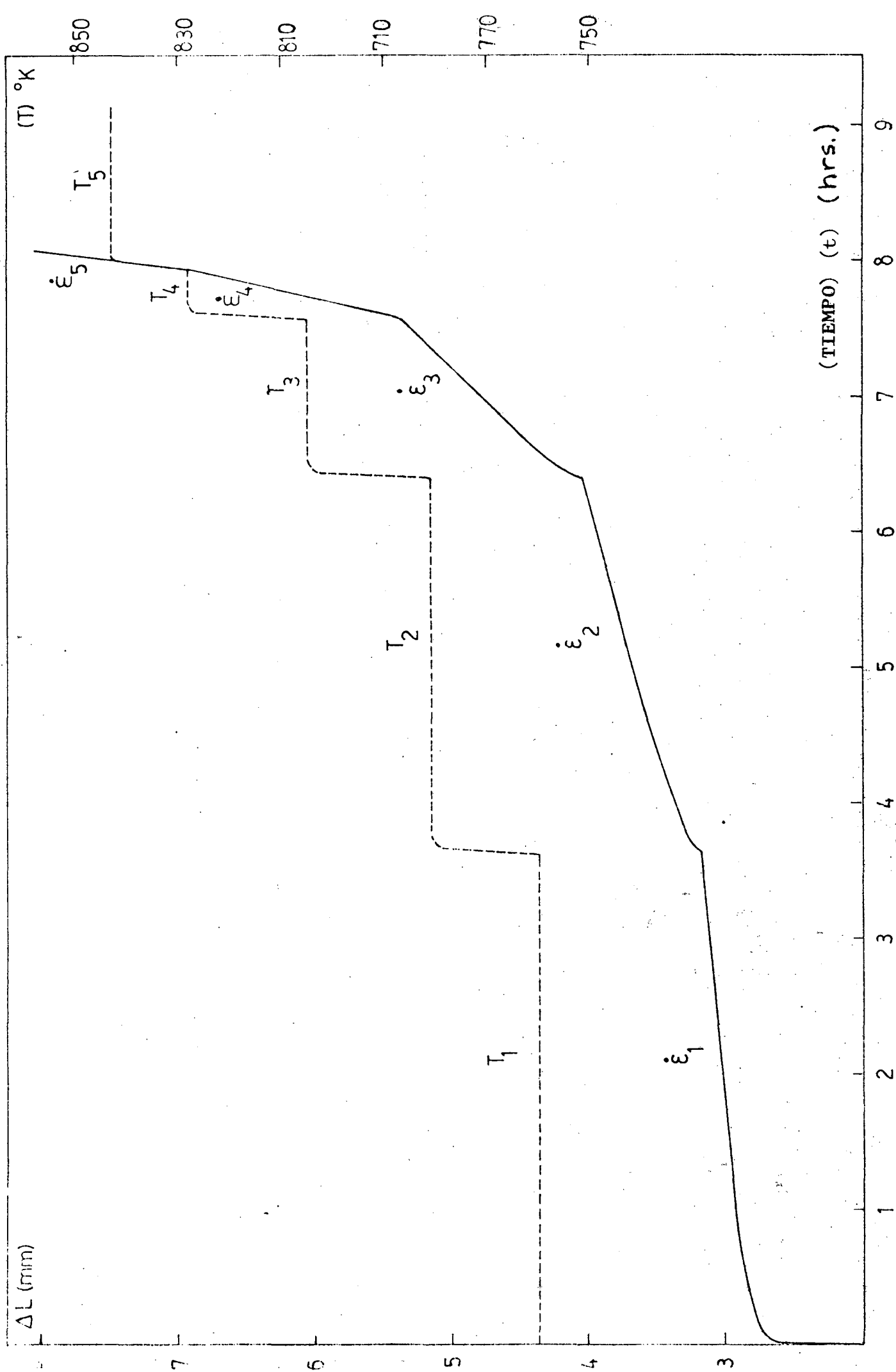


FIGURA 2

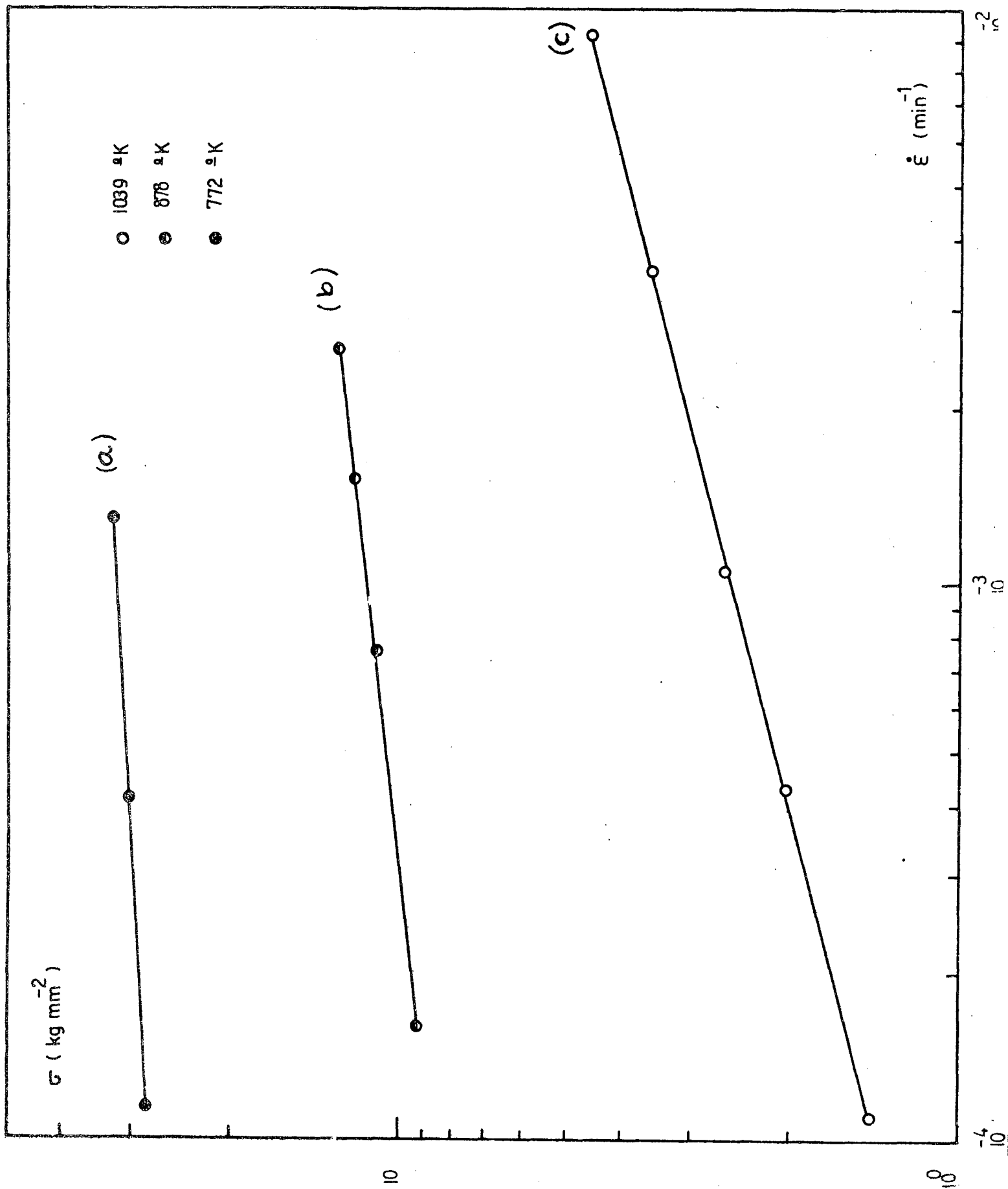


FIGURA 3

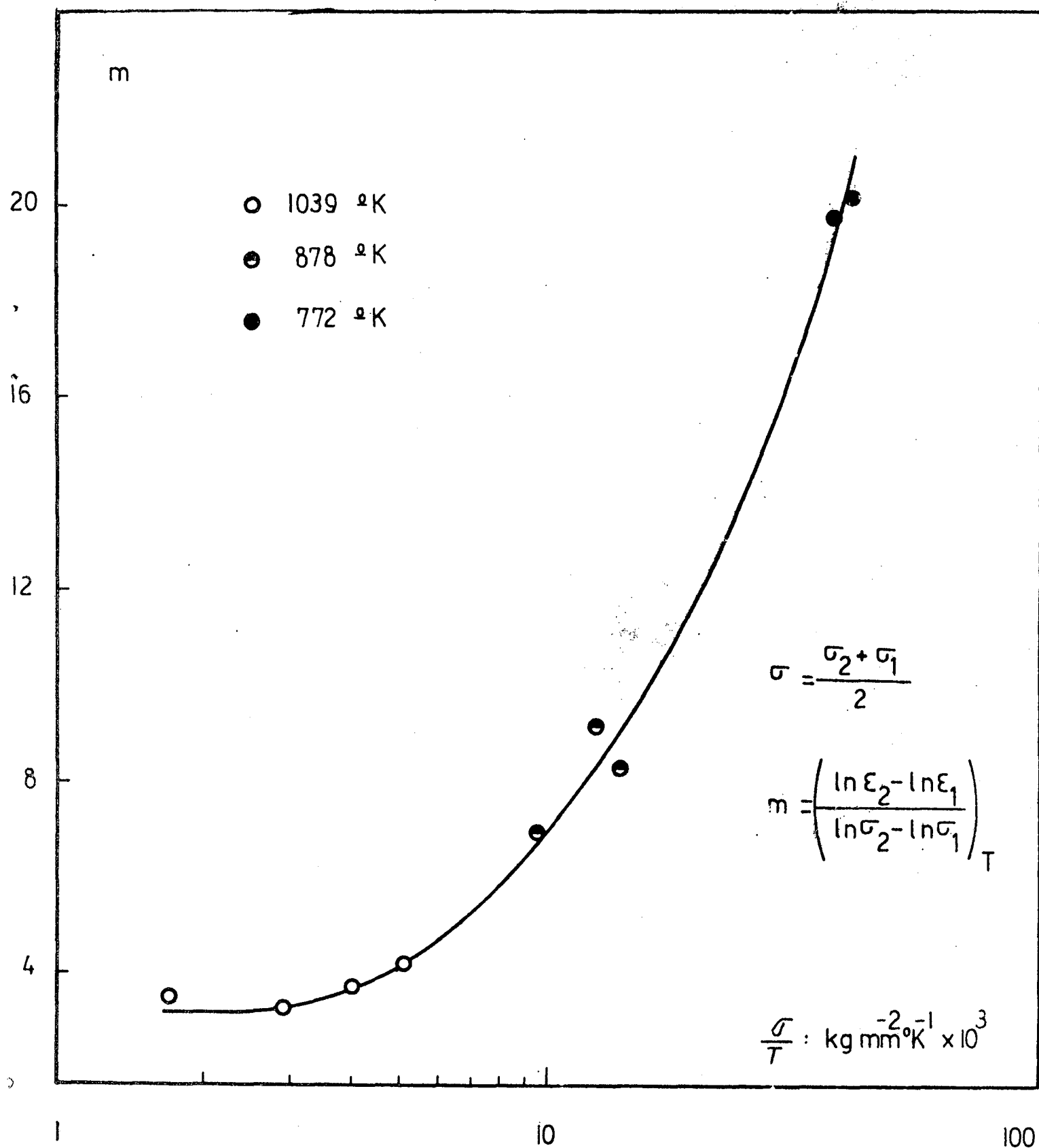


FIGURA 4

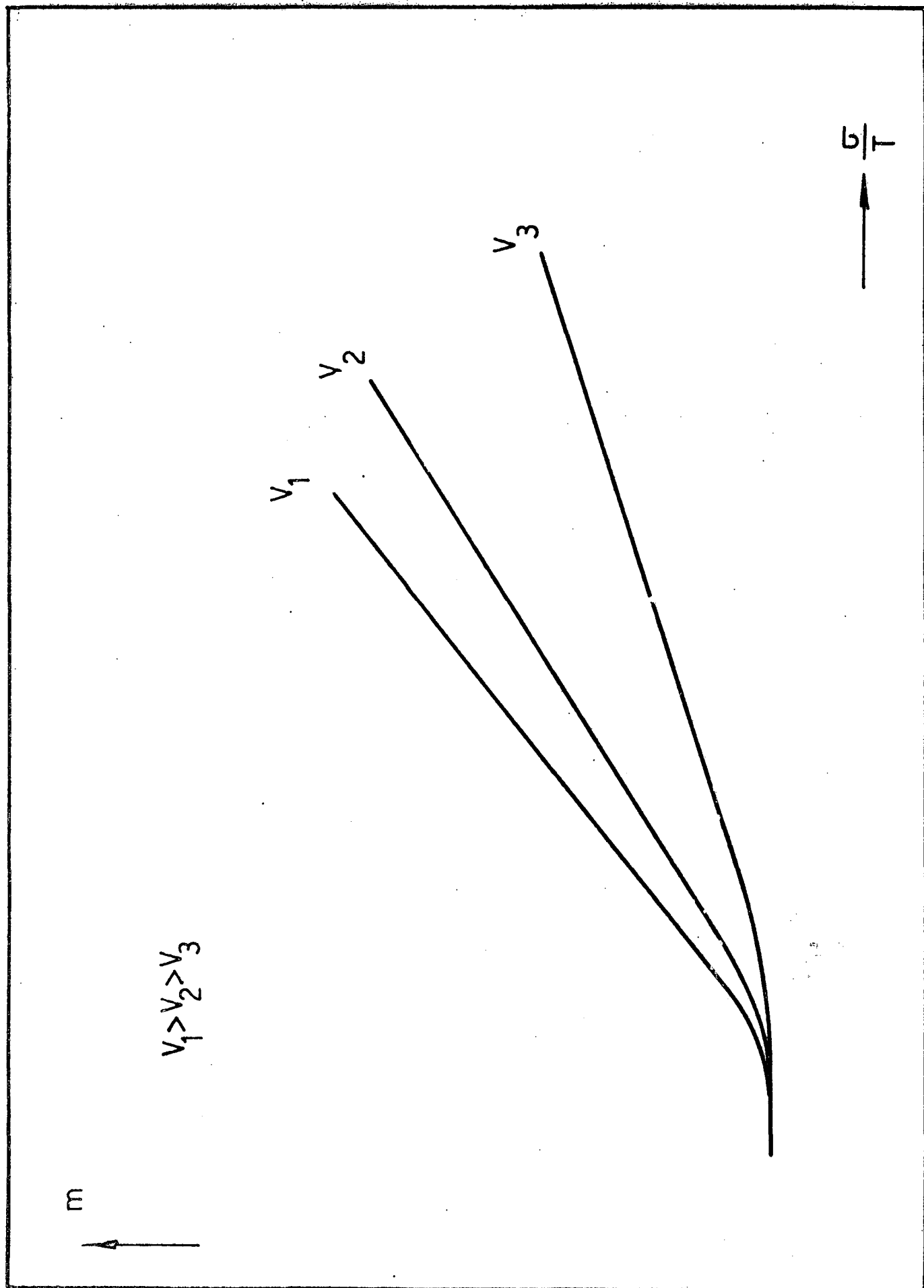


FIGURA 5

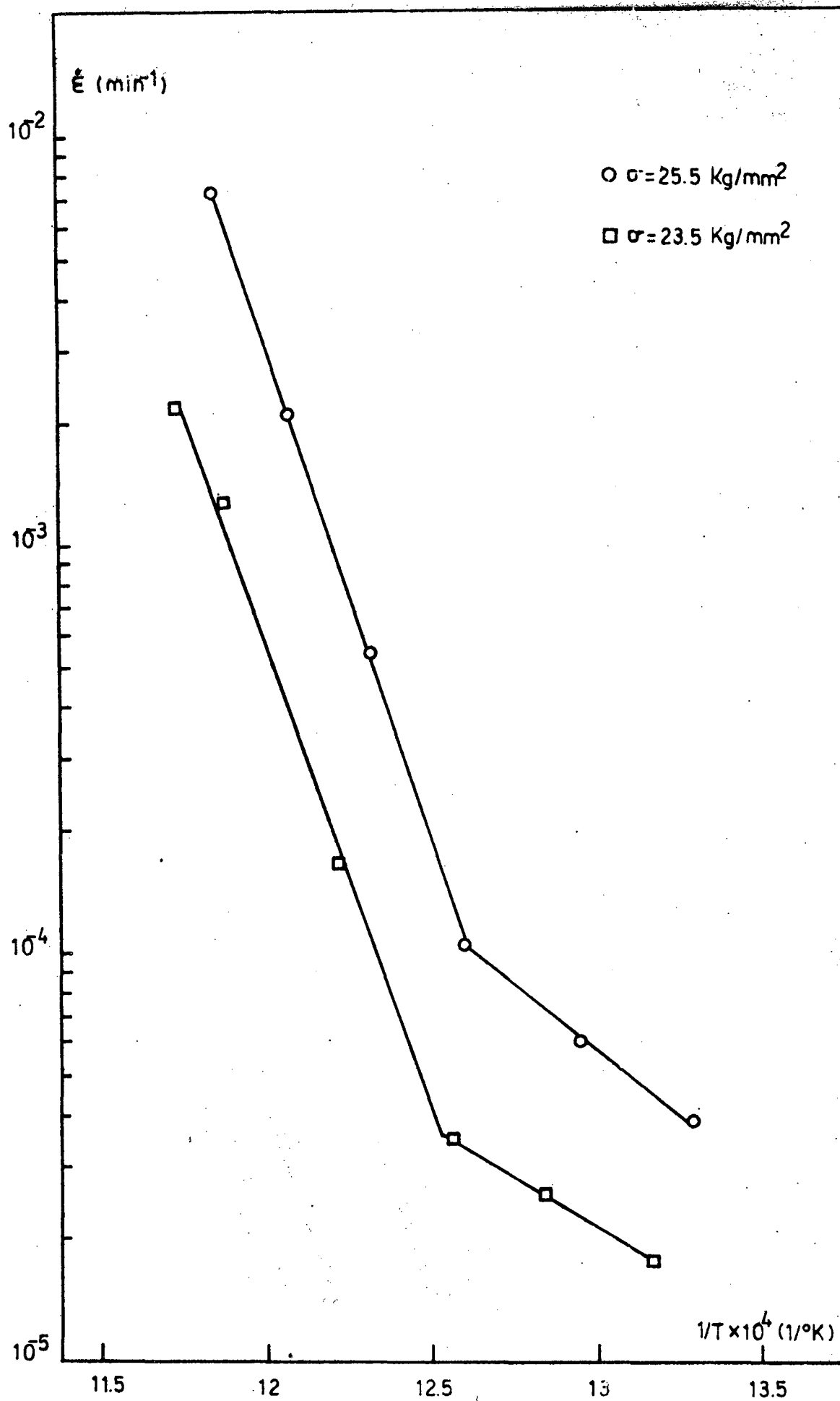
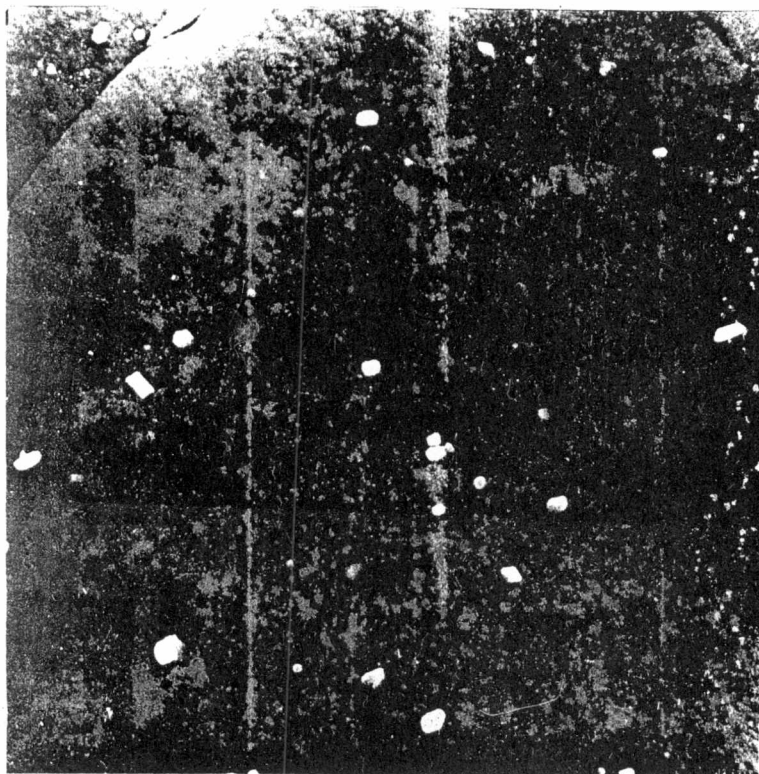


FIGURA 6



X 7000

FIGURA 7

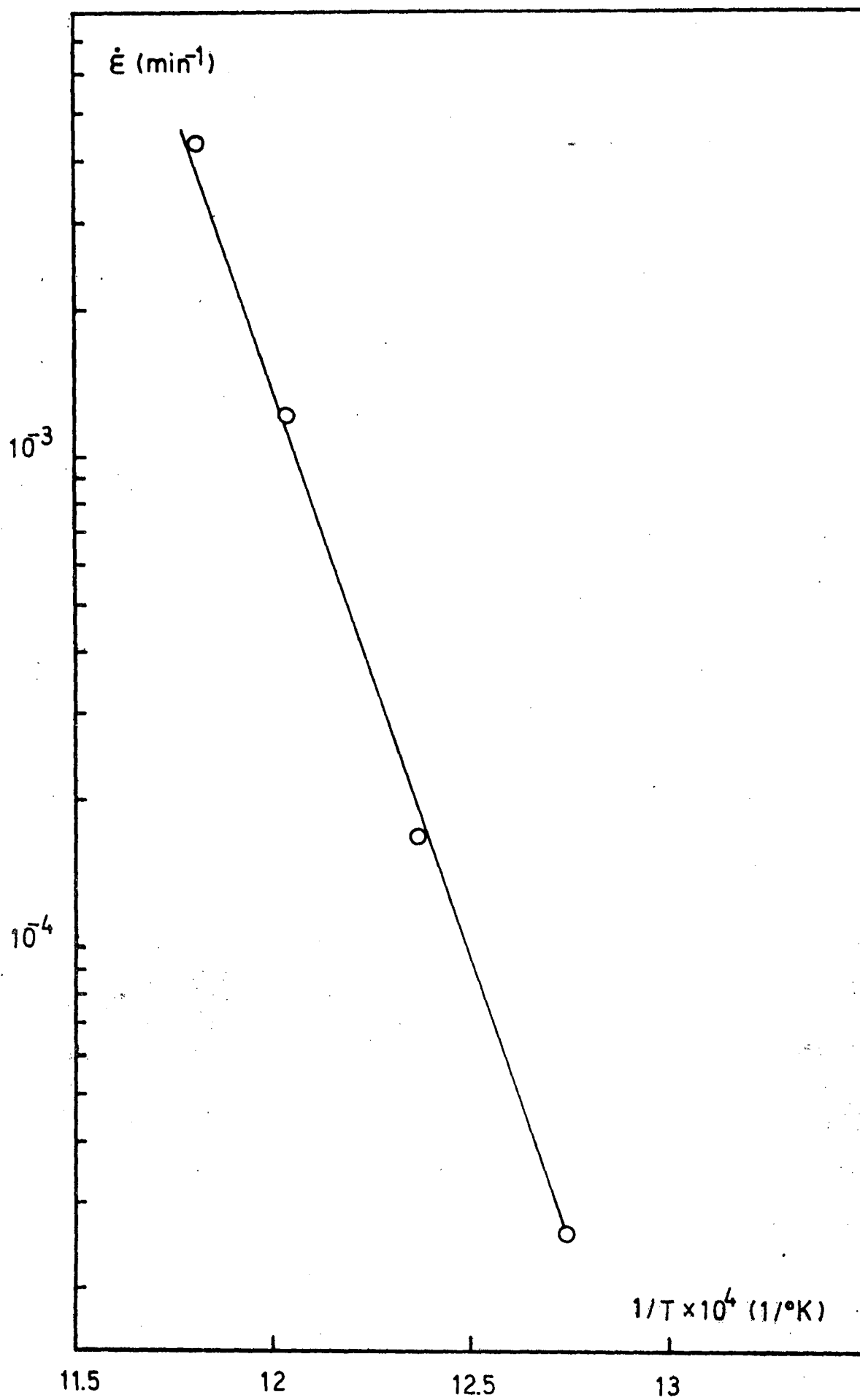


FIGURA 8