

01.74.17

CNEA-IN 5/143

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION
AREA DE INVESTIGACION, DESARROLLO Y SERVICIOS

DIFUSION EN INTERFASES
SISTEMA CuAl

J.E. RUZZANTE y F. DYMENT

VI Jornadas Metalúrgicas
I Jornadas Latinoamericanas
Sociedad Argentina de Metales
Buenos Aires. 20-26 de Octubre 1974

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires-Argentina
1974

DIFUSION EN INTERFASES. SISTEMA CuAl

J. E. Ruzzante, Facultad de Ciencias, UNBA
F. Dymont, Departamento de Metalurgia, CNEA

RESUMEN

La difusión en interfases de separación sólido-sólido es muy importante pues controla una serie de procesos metalúrgicos. Su estudio es, sin embargo, muy reciente y fundamentalmente cualitativo.

En el presente trabajo se ha estudiado desde un punto de vista cuantitativo, el sistema Cu 14,3 w/o Al (29 a/o) del cual interesa la interfase β/γ_2 . Como trazador se usó Ag^{110} que, por sus características, resultaba ser el más adecuado.

Para determinar cuantitativamente el coeficiente de difusión en la interfase se requiere el conocimiento de los valores de la difusión en volumen del trazador utilizado en cada una de las fases involucradas. Para ello se prepararon las fases β y γ_2 por separado y se efectuaron las mediciones correspondientes.

La rapidez de la difusión de Ag^{110} en la interfase β/γ_2 fue verificada por medio de autoradiografías y confirmada por valores de D calculados a 600°C y 700°C.

DIFUSION EN INTERFASE. SISTEMA CuAl

I. INTRODUCCION

Es un hecho admitido actualmente que los diferentes tipos de interfases -superficies libres, bordes de grano, límites de fases- constituyen, en general, caminos preferenciales para la difusión. La existencia de estos caminos rápidos en los cristales tiene gran importancia en numerosos procesos metalúrgicos tales como la oxidación de metales y aleaciones, la corrosión intergranular, la sinterización, la precipitación y, en particular, el vasto dominio de las transformaciones al estado sólido.

Desde los primeros estudios de Hoffman y Turnbull (1) y Achter y Smoluchovsky (2,3), un gran número de resultados experimentales han confirmado y extendido las observaciones acerca del incremento que se produce en la difusión debido a la presencia de caminos rápidos -cortocircuitos- tales como dislocaciones y bordes de grano en metales puros y aleaciones monofásicas (4,5). Dicho incremento es máximo para bordes de gran ángulo y disminuye cuando la desorientación entre granos decrece.

Los límites de fases son, en cierto modo, similares a los bordes de grano y, en consecuencia, se podría esperar en ellos un comportamiento típico de difusión por cortocircuitos.

Evidencias indirectas de este comportamiento se han encontrado en estudios de cinética de crecimiento de allotriomorfos (alargamiento y engrosamiento de precipitados en borde de grano que crecen preferencialmente a lo largo de los mismos) (6-8). Sin embargo, y pese a la importancia que reviste, estudios directos de difusión en interfases son muy recientes y poco numerosos.

El primer trabajo que se conoce en este sentido es el de Bondy y colaboradores (9) donde se estudió la difusión de Ag^{110} y Sb^{124} en la interfase artificial lograda soldando una muestra de Fe a otra de Ag. Estas condiciones distan mucho de ser ideales por cuanto la interfase así producida contiene una mayor cantidad de defectos que las naturales. Además, coexiste con límites de grano los cuales dan lugar a mecanismos de difusión competitivos.

El segundo es un trabajo cualitativo donde mediante autoradiografías Aaron y Weinberg (10) mostraron que la interfase de separación de las fases β y γ_2 del sistema Cu 14.3 w/o Al son caminos rápidos de difusión.

Por último, Dirks y Meijering (11) en un trabajo en el que se propusieron estudiar el sistema ternario Fe-Ni-N encontraron inesperadamente un efecto muy marcado en

la difusión de N debido a la presencia de límites de fases ferrita/austenita en las muestras por ellos preparadas. Dicho incremento también fue observado para la difusión de C.

El presente trabajo se propone determinar cuantitativamente el coeficiente de difusión de Ag^{110} en la interfase de separación de las fases β y γ_2 del sistema CuAl estudiado por Aaron y Weinberg (10). Las probetas utilizadas fueron provistas por dichos autores y son, en consecuencia, de iguales características a las empleadas por ellos.

Para minimizar los problemas de interpretación se eliminaron los bordes de grano precipitando la fase γ_2 a lo largo de los mismos reemplazando de este modo cada borde por dos interfases separadas por una capa delgada de γ_2 .

Para calcular el coeficiente de difusión en la interfase es necesario conocer el valor de los coeficientes de difusión en volumen de cada una de las fases involucradas. Como en la bibliografía no existían datos relativos a la difusión de Ag^{110} en β y γ_2 se prepararon las aleaciones respectivas y se estudió en ellas la difusión en volumen.

II. METODO EXPERIMENTAL

II.1 Materiales

Las probetas de fases $\beta + \gamma_2$ fueron preparadas a partir de un lingote de Cu 29 a/o Al fundido en vacío y forjado a 830-800°C. Muestras de $\frac{1}{2}$ " de diámetro y $\frac{1}{4}$ " de espesor fueron solubilizadas a 950°C durante 60 horas como mínimo y posteriormente sometidas a un tratamiento térmico a 600°C por tiempos que variaron desde 1 h hasta 10 días. La Fig. 1 muestra el diagrama de fase CuAl. De esta manera se obtuvieron granos grandes (2 mm de diámetro en promedio) con dos fases presentes: la matriz β , rica en Cu y los precipitados γ_2 en los granos y en los bordes. La Fig. 2 muestra una micrografía típica. La estructura obtenida resultó estable frente a recocidos de tiempos variables a 600°C. Después de cada recocido se pulió la superficie nuevamente y no se observó movimiento de los límites de fase; sólo varió la inclinación de los mismos respecto a la superficie de la probeta.

Las aleaciones de fase β y γ_2 separadas se prepararon en este laboratorio a partir de Cu 99,999% y Al 99,99%. La fase β obtenida tiene una composición de 24 a/o Al y la γ_2 , de 36 a/o Al. Las Fig. 3 y 4 corresponden a micrográficas de las mismas.

La fase β , de estructura bcc, sufre una descomposición eutectoidea por debajo de 565°C dando lugar a $\alpha + \gamma_2$, pero templada desde alta temperatura transforma en β' , martensítica (12). La aleación preparada fue homogeneizada a 900°C y templada en agua con hielo. Las velocidades de enfriamiento obtenidas se pueden estimar en

superiores a 1000°C/seg, de modo que, de acuerdo a las curvas TTT del trabajo de Cope y colaboradores (12), la estructura retenida es β' . La macrografía de la Fig. 3 así lo confirma por otra parte.

La fase γ_2 , de estructura cúbica compleja, es estable desde 870°C hasta temperatura ambiente. La aleación obtenida fue homogeneizada a 800°C. Probetas de 4 mm de espesor fueron cortadas en una máquina de electroerosión debido a la fragilidad que exhibe la fase.

Como trazador radioactivo se usó Ag^{110} que se obtuvo como $\text{NO}_3\text{Ag}^{110}$.

II. 2 Técnicas experimentales

Las tres aleaciones se pulieron a papel hasta el 2/0; las de $\beta + \gamma_2$ se pulieron a diamante y posteriormente todas fueron atacadas con un reactivo especial para aleaciones de Cu.

Sobre la superficie así pulida se depositó Ag^{110} utilizando como medio para efectuar la electrolisis una solución de CNK y CO_3Na_2 .

La homogeneidad y adherencia de los depósitos se controló con autoradiografías. La Fig. 5 es una autoradiografía típica obtenida inmediatamente después de efectuado el depósito electrolítico.

Los recocidos se efectuaron en atmósfera de argón mantenido a ligera sobre-presión. Para hallar los perfiles de concentración se utilizó la técnica del seccionamiento directo; en las probetas de fase β y $\beta + \gamma_2$ se pudo emplear un torno de precisión para efectuar los mismos. Con las de γ_2 se utilizó una máquina de abrasión debido a su fragilidad. Los detalles del método y errores inherentes al mismo están indicados en (13).

III. RESULTADOS

III. 1 Difusión en volumen de Ag^{110} en la fase β

La fase β , bcc, tiene un rango de existencia entre 565°C -temperatura de descomposición eutectoidea- y 1048°C -temperatura de fusión. La difusión se estudió en todo el rango de temperatura permitido.

En muestras de 10 mm de diámetro se tuvo entre 4 y 5 granos en total, de modo que se puede asegurar que no hubo contribución apreciable de difusión por borde de grano. Esto se confirma, además, en las curvas de penetración graficadas en la Fig. 6 que verifican la relación

$$C = \text{cte} \exp \left(- \frac{x^2}{4 Dt} \right) \quad (1)$$

La (1) es solución de la ecuación de Fick para la difusión en volumen cuando se usan probetas semi -infinitas y el método de seccionamiento directo.

La Fig. 7 es el gráfico de Arrhenius correspondiente y la Tabla I resume los resultados obtenidos.

TABLA I

T (°C)	t (seg)	D (cm ² /seg)	%D (%)
623	322860	$5,28 \times 10^{-9}$	2,12
700	93600	$2,54 \times 10^{-8}$	1,65
783	10800	$1,23 \times 10^{-7}$	1,07
898	3600	$2,19 \times 10^{-7}$	1,92
1000	1200	$6,37 \times 10^{-7}$	0,52

Factor de frecuencia, $D_0 = 0,32 \times 10^{-1} + 0,73 \times 10^{-1} - 0,22 \times 10^{-1} \quad \text{cm}^2/\text{seg}$

Energía de activación, $Q = 27200 \pm 2600 \text{ cal/mol}$

La difusión de Ag¹¹⁰ resultó muy alta si se la compara con los valores existentes en la bibliografía sobre autodifusión de Cu y difusión de Cu en aleaciones Cu-Al (14). Pero es necesario tener en cuenta que dichos datos se refieren a la fase α , de estructura fcc. En metales puros que exhiben un cambio de fase desde una estructura compacta hacia una más abierta, el coeficiente de difusión varía al pasar de una fase a la otra entre 2 y 3 órdenes de magnitud. Es el caso, por citar algunos, de Ti, Zr, Hf (15); Tl, Pu, U (16). Los resultados obtenidos en este trabajo están dentro del mismo orden de variación mencionado y la difusividad alcanzada a 1000°C, próxima a la temperatura de fusión, es comparable a la que se obtiene en metales puros a temperaturas equivalentes.

III.2 Difusión en volumen de Ag¹¹⁰ en la fase γ_2

La fase γ_2 es muy frágil y requiere cuidados especiales para no destruir la probeta. Presenta, además, una porosidad como se puede observar en la Fig. 4. la que resultó imposible eliminar. En autoradiografías, sin embargo, no se revelaron como zonas de acumulación de trazador.

Se efectuaron cuatro experiencias entre 600°C y 800°C pero los resultados no son consistentes; en particular dos experiencias efectuadas a 600°C, una de 6 h y otra de 27 h,

dan resultados contradictorios. Esto, unido a las dificultades propias debido a la fragilidad de la fase, nos lleva a proponer un estudio posterior más detallado de la misma.

Para el cálculo del coeficiente de difusión en interfase se tomará como valor de la difusión en volumen en la fase γ_2 un orden de magnitud aproximado que se desprende de las experiencias mencionadas.

III.3 Difusión de Ag^{110} en la interfase β/γ_2

Para determinar el coeficiente de difusión en la interfase, A. Bondy (17) adaptó el método desarrollado por Fisher (18) para el cálculo de difusión en borde de grano.

La interfase que separa las fases β y γ de una aleación A-B se representa por una franja de espesor $2a$ en la cual el elemento estudiado difunde con un coeficiente D_i en la dirección y (Fig. 8). En las fases β ($x < -a$) y γ ($x > a$) el coeficiente de difusión del elemento considerado es D_β y D_γ respectivamente.

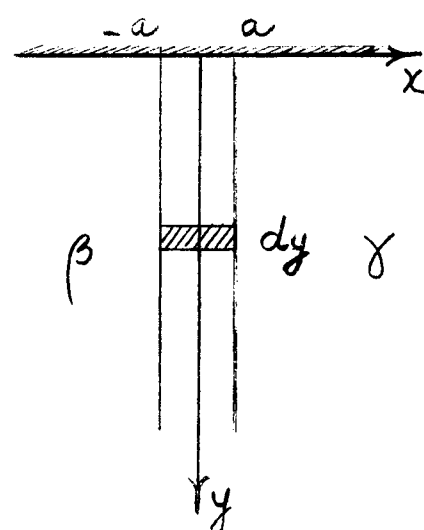


Fig. 8

A. Bondy admitió las mismas hipótesis simplificadoras de Fisher, a saber:

- la concentración en la interfase ($-a < x < a$) no depende de x ; el balance de materia en el elemento de volumen de espesor dy de la interfase (Fig. 8) resulta, en consecuencia

$$\frac{\partial c^i}{\partial t} = D_i \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{D_\gamma}{2a} \lim_{\epsilon \rightarrow 0} \frac{\partial c^\gamma}{\partial x} \Big|_{x=(a+\epsilon)} - \frac{D_\beta}{2a} \lim_{\epsilon \rightarrow 0} \frac{\partial c^\beta}{\partial x} \Big|_{x=-(a+\epsilon)} \quad (2)$$

$$- \lim_{\epsilon \rightarrow 0} c(y, \pm(a+\epsilon), t) = c^i(y, t) \quad (3)$$

- la concentración en el plano $y = 0$ es constante

$$c(0, t) = c_0$$

- la concentración en la interfase alcanza rápidamente un régimen estacionario

- lejos de la superficie $y = 0$, el elemento que difunde llega a los granos únicamente por difusión en la dirección x , normal a la interfase

Utilizando las ecuaciones (2) y (3) y las hipótesis mencionadas, Bondy llegó a la siguiente expresión:

$$\bar{c} = 2c_0 \sqrt{\frac{t}{\pi}} (\sqrt{D_\beta} + \sqrt{D_\gamma}) \exp \left[-\frac{1}{(\pi t)^{1/4}} \left(\frac{\sqrt{D_\beta} + \sqrt{D_\gamma}}{2aD_i} \right)^{1/2} y \right] \quad (4)$$

que relaciona la concentración media $\bar{c}$ con la penetración y a lo largo de la interfase.

De acuerdo a la ecuación (4) el logaritmo de la concentración media varía linealmente en función de la penetración y la medida de la pendiente de la recta así obtenida permite calcular $2aD_i$.

Las hipótesis utilizadas, si bien no son rigurosas simplifican considerablemente los cálculos. Pero el uso de la relación (3) en un límite de fase es más difícil de justificar puesto que significa que las concentraciones del difundente, en cada fase, justo en la vecindad de la interfase son iguales entre sí.

La falta de rigor de esta hipótesis se comprende analizando los distintos tipos de interfases posibles representados en la Fig. 9. Esquemáticamente se han indicado perfiles de difusión considerando la naturaleza de la interfase.

D. Fainstein (19) adoptó también la resolución de Fisher para la difusión en borde de grano pero teniendo en cuenta la diferencia de concentración a un lado y otro de la interfase. Llegó a la siguiente expresión que relaciona la concentración media con la penetración a lo largo de la interfase

$$\bar{c} = \left\{ 2\sqrt{\frac{t}{\pi}} (\sqrt{D_\beta} + \sqrt{D_\gamma}) + \frac{e^{h_\beta^2 D_\beta t}}{h_\beta} \operatorname{erfc}(h_\beta \sqrt{D_\beta t}) + \frac{e^{h_\gamma^2 D_\gamma t}}{h_\gamma} \operatorname{erfc}(h_\gamma \sqrt{D_\gamma t}) + \frac{1}{h_\beta} + \frac{1}{h_\gamma} \right\} c_0 e^{-my} \quad (5)$$

donde m es

$$m = \left(\frac{1}{2aD_i} \right)^{1/2} \left[h_\beta D_\beta e^{h_\beta^2 D_\beta t} \operatorname{erfc}(h_\beta \sqrt{D_\beta t}) + h_\gamma D_\gamma e^{h_\gamma^2 D_\gamma t} \operatorname{erfc}(h_\gamma \sqrt{D_\gamma t}) \right]^{1/2} \quad (6)$$

$h = H/D$ es un coeficiente de transmisión; D es el coeficiente de difusión en cada una de las fases consideradas y H, un parámetro que depende de la naturaleza de la interfase y de la orientación de las fases respecto de aquella.

Del valor de la pendiente, m, se podrá extraer $2aD_i$ si se conocen h_β y h_γ . Si esos valores no se conocen -es el caso general- su determinación puede realizarse haciendo experiencias de duración diferente, a la misma temperatura. El espesor de la capa de fase γ_2 (que separa las dos interfases que reemplazan al borde de grano) comparado con $\sqrt{D_\gamma t}$ permite considerarla como medio seminfinito y, en consecuencia, es lícito aplicar dichos métodos.

El campo bifásico $\beta + \gamma_2$ para la concentración estudiada (Cu 29 at% Al) tiene un rango de existencia entre 565°C y 780°C (Fig. 1).

Para estar seguros de conservar las dos fases tal como se obtuvieron al preparar las probetas, los recocidos de difusión se efectuaron a 600°C y 700°C. A 600°C se llevaron a cabo dos recocidos: uno de 6 h y otro de 27 h.

La Fig. 10 muestra la concentración media de Ag^{110} en función de la penetración y del cuadrado de la misma para $t = 27$ horas.

Como puede apreciarse, el gráfico del logaritmo de la concentración en función del cuadrado de la penetración es curvo, lo que indica que no se ha producido difusión en volumen. En cambio $\ln c$ vs penetración es recto a partir de los 100μ . Los puntos anteriores muestran una concentración mayor que la que correspondería si se extrapola la recta hacia el origen de coordenadas. Esta mayor concentración coincide con la observada por Aaron y Weinberg en la muestra tratada por ellos a 600°C y debida a una precipitación de la Ag por exceder el límite de solubilidad sólida. La linealidad de este gráfico verifica los dos modelos expuestos para el cálculo del coeficiente de difusión en la interfase.

Los valores de $2a D_i$ calculados utilizando la expresión (4) son:

$$2a D_i = 6,6 \times 10^{-11} \text{ cm}^3/\text{seg} \quad \text{para } t = 6 \text{ h}$$

$$2a D_i = 2,4 \times 10^{-11} \text{ cm}^3/\text{seg} \quad \text{para } t = 27 \text{ h}$$

El valor de D_β usado se extrapola de la expresión $D = 0,03 \exp(-27200/RT)$; para D_{γ_2} se tomó $10^{-9} \text{ cm}^2/\text{seg}$ como orden de magnitud.

Para utilizar el método desarrollado por D. Fainstein se supuso $D_\beta \sim D_{\gamma_2} = D$, $h_\beta \sim h_{\gamma_2} = h$. La expresión (6) se reduce entonces a

$$\text{donde } \epsilon = h\sqrt{Dt} \quad m = \left(\frac{1}{aD_i} \right)^{1/2} \left[\frac{D}{t} \epsilon e^{\epsilon^2} \text{erfc } \epsilon \right]^{1/2} \quad (7)$$

Con los dos valores experimentales de m se trató de resolver la ecuación trascendente

$$m_1 e^{h^2 D t_2} \text{erfc}(h\sqrt{D t_2}) = m_2 e^{h^2 D t_1} \text{erfc}(h\sqrt{D t_1}) \quad (8)$$

y obtener el valor de h .

Esto no fue posible debido a que para el caso presente la probeta recocida 6 h tuvo una penetración mayor que la de 27 h. Como se dijo anteriormente, H es un parámetro que depende de la naturaleza de las interfases y de la orientación de las fases respecto de la misma. También la inclinación de las interfases respecto de la superficie libre es importante y el resultado experimental aquí expuesto podría reflejar esa influencia precisamente. Debe tenerse en cuenta que se trabajó con muestras policristalinas.

A 700°C se efectuó un recocido de 24 h. El logaritmo de la concentración media varió linealmente en función del cuadrado de la penetración; en cambio se obtuvo curvatura en la primera zona del gráfico logaritmo de concentración versus penetración pudiéndose trazar una recta a partir de los 350 μ . Esto significa que el tiempo recocido a esa temperatura fué suficiente para que la difusión en volumen sea considerable y enmascare la que se produjo en las interfases en los primeros 300 μ de penetración. El valor de $2a D_i$ obtenido aplicando la expresión (4) es 4×10^{-10} cm³/seg. Para D_β se tomó el valor determinado experimentalmente, esto es, $2,54 \times 10^{-8}$ cm²/seg y para D_γ , 10^{-8} cm²/seg como orden de magnitud. Es interesante destacar que el valor del coeficiente de difusión en volumen que se puede extraer del gráfico logaritmo de la concentración versus cuadrado de la penetración de esta experiencia es similar al medido en la fase β pura.

A esta temperatura no se pudo aplicar el análisis de D. Fainstein pues se tuvo un solo valor de t.

Respecto a los valores de $2a D_i$ obtenidos aplicando el modelo de Bondy, si se toma como espesor de la interfase 10^{-7} cm (es el valor considerado por Bondy), los coeficientes de difusión en interfase resultan del orden de 10^{-4} cm²/seg para 600°C y 10^{-3} cm²/seg para 700°C. Bondy obtuvo coeficientes de difusión del orden de 10^{-3} cm²/seg a la temperatura de fusión de la Ag y justifica esos valores tan elevados con estudios de cinéticas de alisado de interfases Fe-Ag que presentan oscilaciones periódicas(9). Estos valores, superiores a los medidos en general en líquidos, pueden reducirse convenientemente con el análisis efectuado por D. Fainstein. Del gráfico de Arrhenius: $\ln D_i$ vs $1/T$ se obtendría una cota superior para h. En este caso no se hizo, pues con sólo dos temperaturas no se considera adecuado trazar una recta.

Autoradiografías

En las probetas recocidas a 600°C se trató de seguir el proceso con autoradiografías. Estas fueron montadas durante el seccionamiento, a distintas penetraciones, sin retirar la muestra del torno. No se logró una presión pareja sobre toda la superficie y resultaron de mala calidad. Para evitar estos inconvenientes, a 700°C se recocieron dos probetas: una se seccionó en el torno tomándose una única autoradiografía al finalizar el seccionamiento; la otra fue seccionada y desmontada sucesivamente del torno para obtener las autoradiografías.

Estas fueron tomadas cada 100 μ aproximadamente. La inicial fue similar a la mostrada en la Fig. 5. Después del seccionamiento de la primera capa comenzaron a observarse zonas oscuras y claras, pero es recién en la correspondiente a los 400 μ de profundidad que éstas se delimitan claramente coincidiendo exactamente con los granos de la probeta, como surge de la comparación con la macrografía de la misma (Fig. 11).

Obsérvese la conservación de las zonas (A, B, C, p.ej.) a través de los sucesivos seccionamientos, lo que indica una inclinación despreciable de las interfases respecto de la superficie libre. No sucede lo mismo con la zona D.

Algunos límites se distinguen netamente (I, J, K), otros más tenuemente (L, M) y otros son indistinguibles (N, Q). La autoradiografía no puede resolver el par de interfases que reemplaza al borde de grano. Se podría entonces pensar que la rápida difusión de Ag que se observó ocurrió a lo largo de la fase γ_2 precipitada en el borde de grano. Sin embargo, y pese a la incertidumbre actual sobre el valor de la difusión en dicha fase, se puede asegurar que no es tan rápida comparada con la fase β . Por el contrario, las experiencias realizadas indican como límite superior valores similares a los de aquella. Por otra parte, si así fuera, tal explicación sería incompatible con las asimetrías en la intensidad obtenida en las autoradiografías. Por ser γ_2 una fase cúbica no es probable que la difusión sea anisótropa como para justificar las diferencias de intensidad observadas de una interfase a otra. Las asimetrías de las autoradiografías se explican, en consecuencia, como debidas a la presencia de pares de interfase semicoherente/incoherente (ver Fig. 9).

En cuanto a los precipitados de γ_2 intragranulares, ellos no forman caminos continuos para cortocircuitos de difusión. El camino de difusión dentro del grano es una combinación compleja de difusión en volumen en fase β y γ_2 y difusión en interfase. En este caso los precipitados ofrecen cortocircuitos mucho menos efectivos que la red continua que constituyen en los bordes de grano. El coeficiente de difusión en volumen determinado en la experiencia de 700°C así lo confirma.

IV. CONCLUSIONES

Se han obtenido evidencias directas con autoradiografías que demuestran que algunas interfases actúan como caminos rápidos de difusión. Las asimetrías de concentración observadas sugieren que las interfases incoherentes constituyen caminos de cortocircuitos más efectivos que las semicoherentes.

Los coeficientes de difusión en interfase obtenidos para 600°C y 700°C resultan muy altos comparados con los valores típicos de difusión en líquidos; pueden reducirse convenientemente si se aplica el análisis de D. Fainstein llegando en ese caso a determinarse una cota superior para h.

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos al Ing. A. Müller y a la Dra. D. Fainstein por la preparación de las aleaciones β y γ_2 ; al Dr. H.B. Aaron por proveernos de las probetas de fases $\beta + \gamma_2$ y a la Dra. D. Fainstein por las interesantes discusiones mantenidas y el habernos introducido en el tema.

J. E. Ruzzante desea, asimismo, agradecer al Departamento de Metalurgia de la Comisión Nacional de Energía Atómica por haberle brindado sus facilidades para realizar el trabajo de seminario.

BIBLIOGRAFIA

1. HOFFMAN, R.E. y TURNBULL, D., J.Appl.Phys. 22, 634 (1951).
2. ACHTER, M.R. y SMOLUCHOWSKI, R.J., J.Appl.Phys. 22, 1260 (1951).
3. ACHTER, M.R. y SMOLUCHOWSKI, R.J., Phys.Rev.83, 163 (1951).
4. WEINBERG, F., Progress in Metal Physics, Ed. B.Chalmers, vol.8, 105, Interscience (1958).
5. GIBBS, G.B. y HARRIS, E., Interfaces Conference, Melbourne (1969) Ed. by R.C. Gifkins, Butterworths (1969).
6. AARON, H.B. y AARONSON, H.I., Acta Met. 16, 789 (1968).
7. BRAILSFORD, A.D. y AARON, H.B., J.Appl.Phys. 40, 1702 (1969).
8. GOLDMAN, J., AARONSON, H.I. y AARON, H.B., Metall.Trans. 1, 1805 (1970).
9. BONDY, A., REGNIER, P. y LEVY, V., Scripta Met. 5, 345 (1971).
10. AARON, H.B. y WEINBERG, F., Acta Met. 20, 339 (1972).
11. DIRKS, A.G. y MEIJERING, J.L., Acta Met. 20, 1101 (1972).
12. COPE, R.G., J.Inst.of Metals 87, 330 (1958-59).
13. DYMENT, F. y SANTOS, E., Publicación Interna TE 4/52.
14. KUCERA, J. y MILLION, B., Metals Trans. 1, 2599 (1970).
15. DYMENT, F. y LIBANATI, C.M., J.of Mat.Science 3, 349 (1968).
16. ADDA, Y. y PHILIBERT, J., "La Diffusion dans les Solides", (Presses Universitaires de France, Paris, 1966) p.1129.
17. BONDY, A., Tesis Doctoral.
18. FISHER, J.C., J.Appl. Phys. 22, 74 (1951).
19. FAINSTEIN, D., Comunicación personal.

LEYENDAS DE LAS FIGURAS

1. Diagrama de equilibrio de la aleación Cu-Al.
2. Micrografía de una probeta de fases $\beta + \gamma_2$.
3. Macrografía de una probeta de fase β .
4. Micrografía de una probeta de fase γ_2 .
5. Autoradiografía tomada después de efectuado el depósito electrolítico y antes de llevar a cabo el recocido de difusión. Probeta de fase γ_2 .
6. Curvas de penetración:
7. Dependencia con la temperatura de los coeficientes de difusión de Ag^{110} en la fase β .
8. Esquema de una interfase.
9. Esquemas de perfiles de difusión para las distintas combinaciones posibles de estructuras de interfase.
10. Curvas de penetración del recocido a 600°C 27 h.
11. Autoradiografía y macrografía de probetas recocidas a 700°C .
 - a) probeta seccionada para obtener autoradiografías.
 - b) probeta seccionada para obtener perfil de concentración.

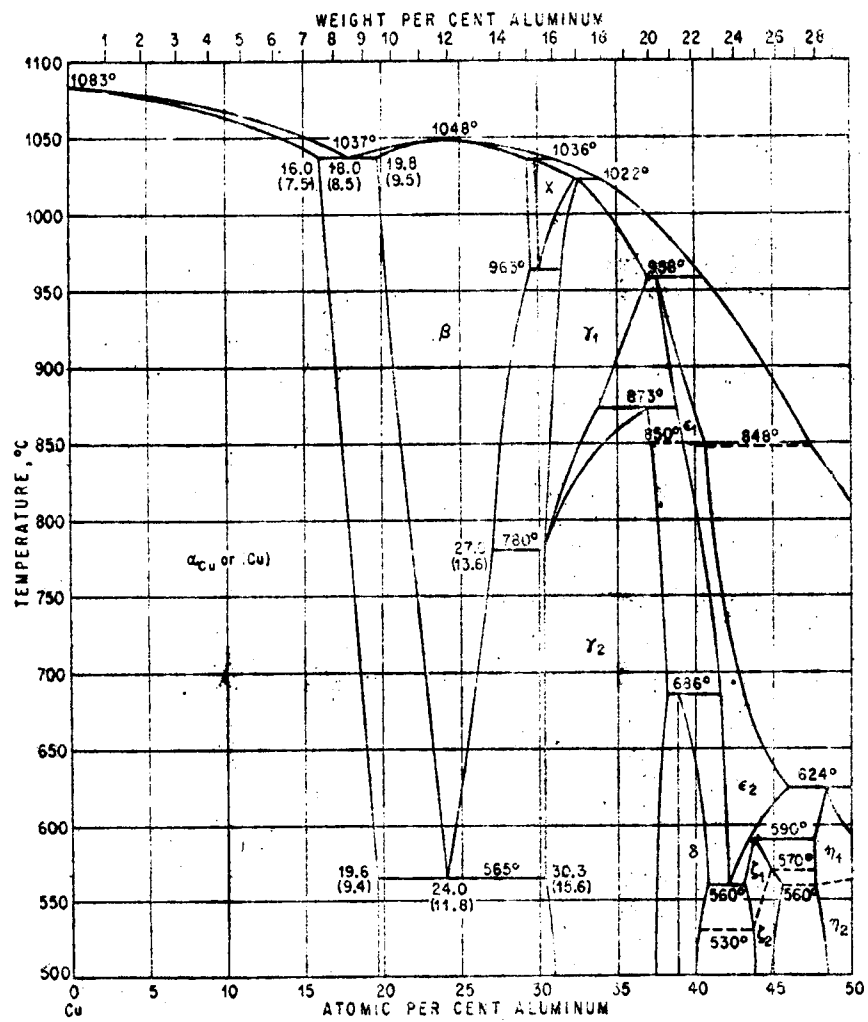


FIGURA 1

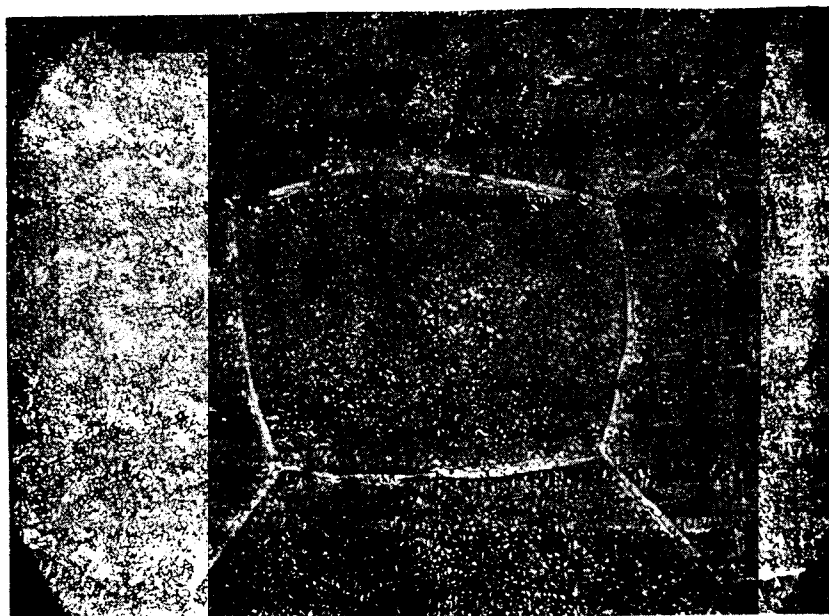


FIGURA 2

X 60



FIGURA 3

X 12,5



FIGURA 4

X 100

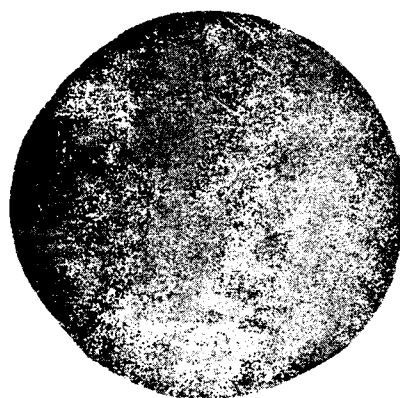


FIGURA 5

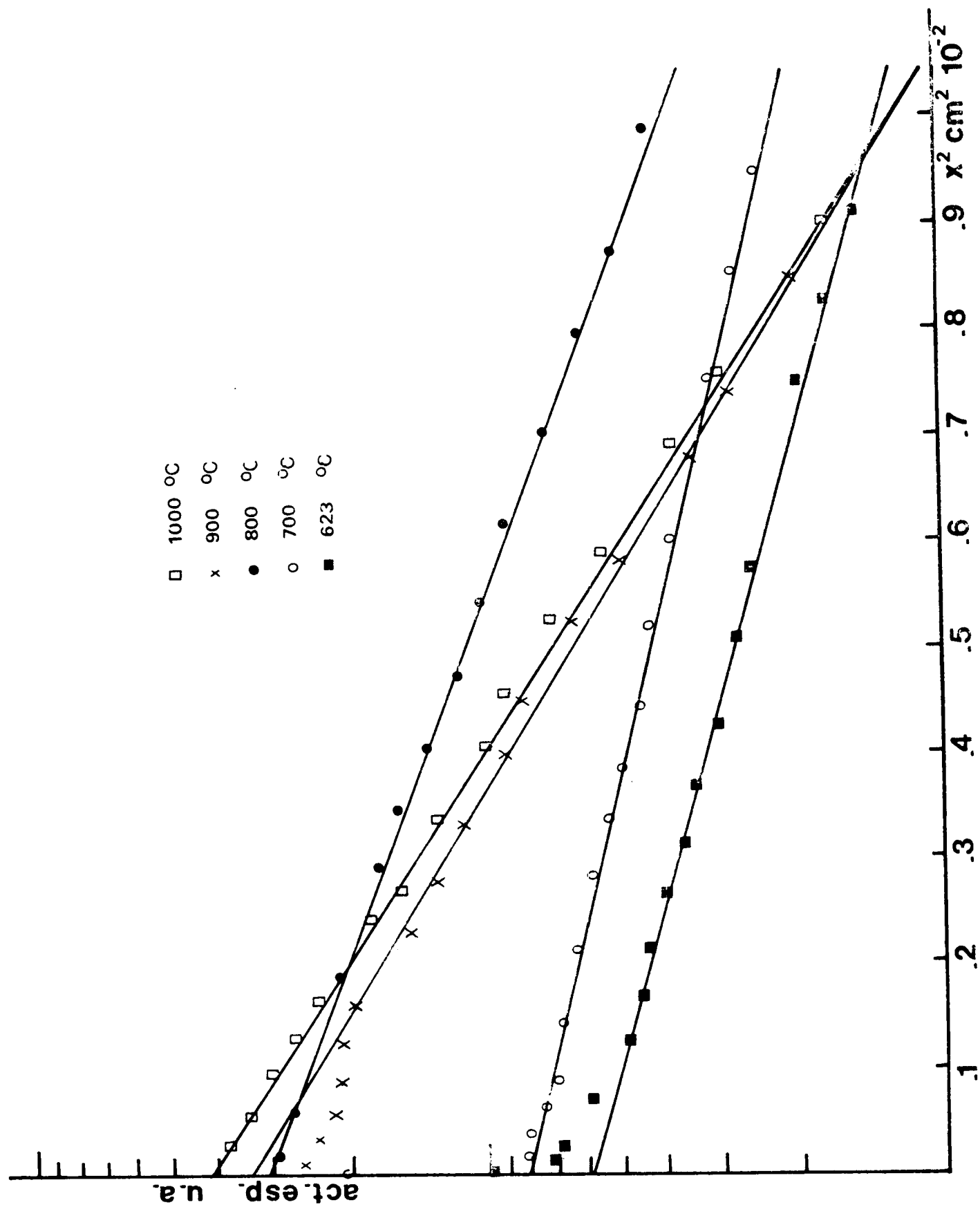


FIGURA 6

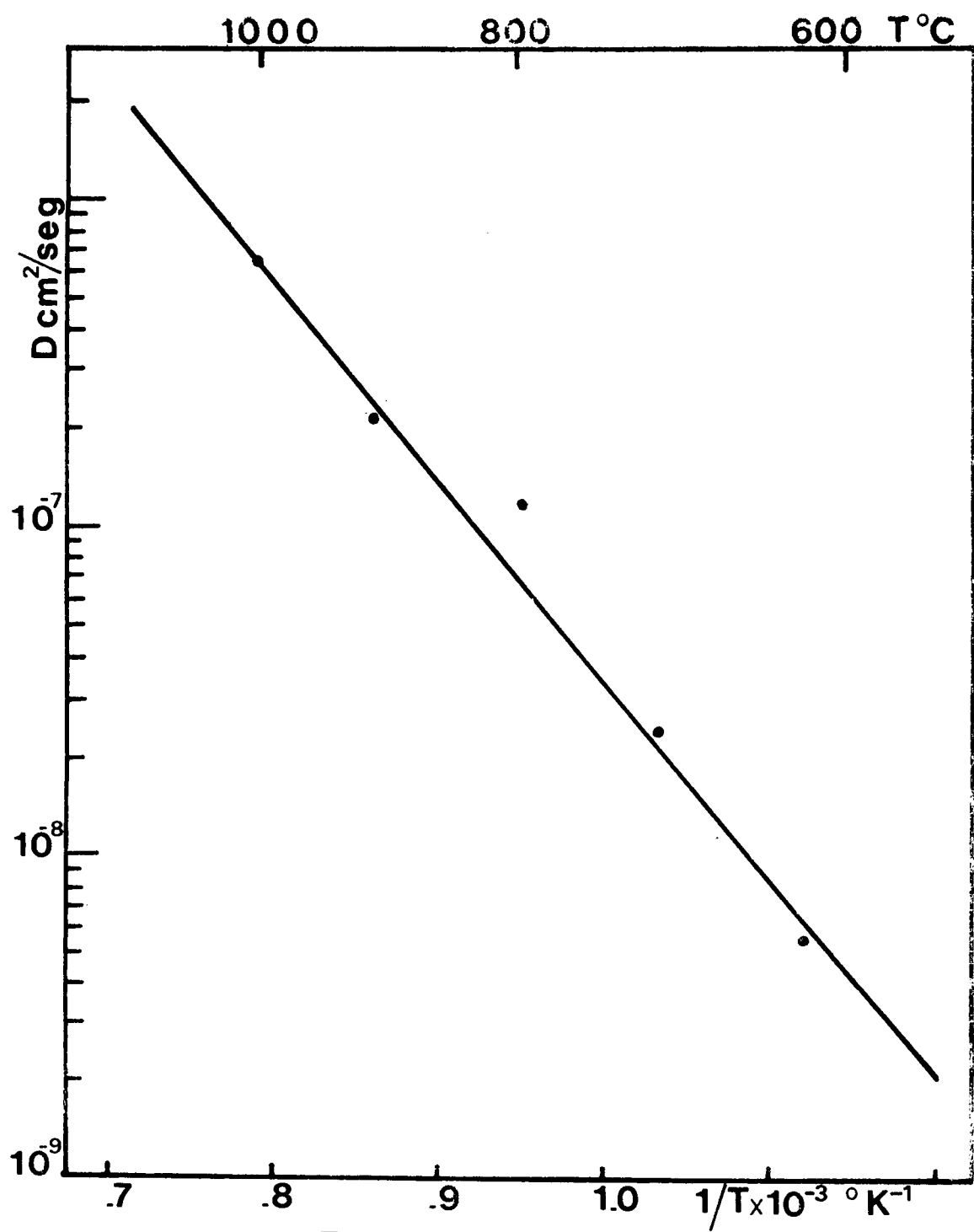


FIGURA 7

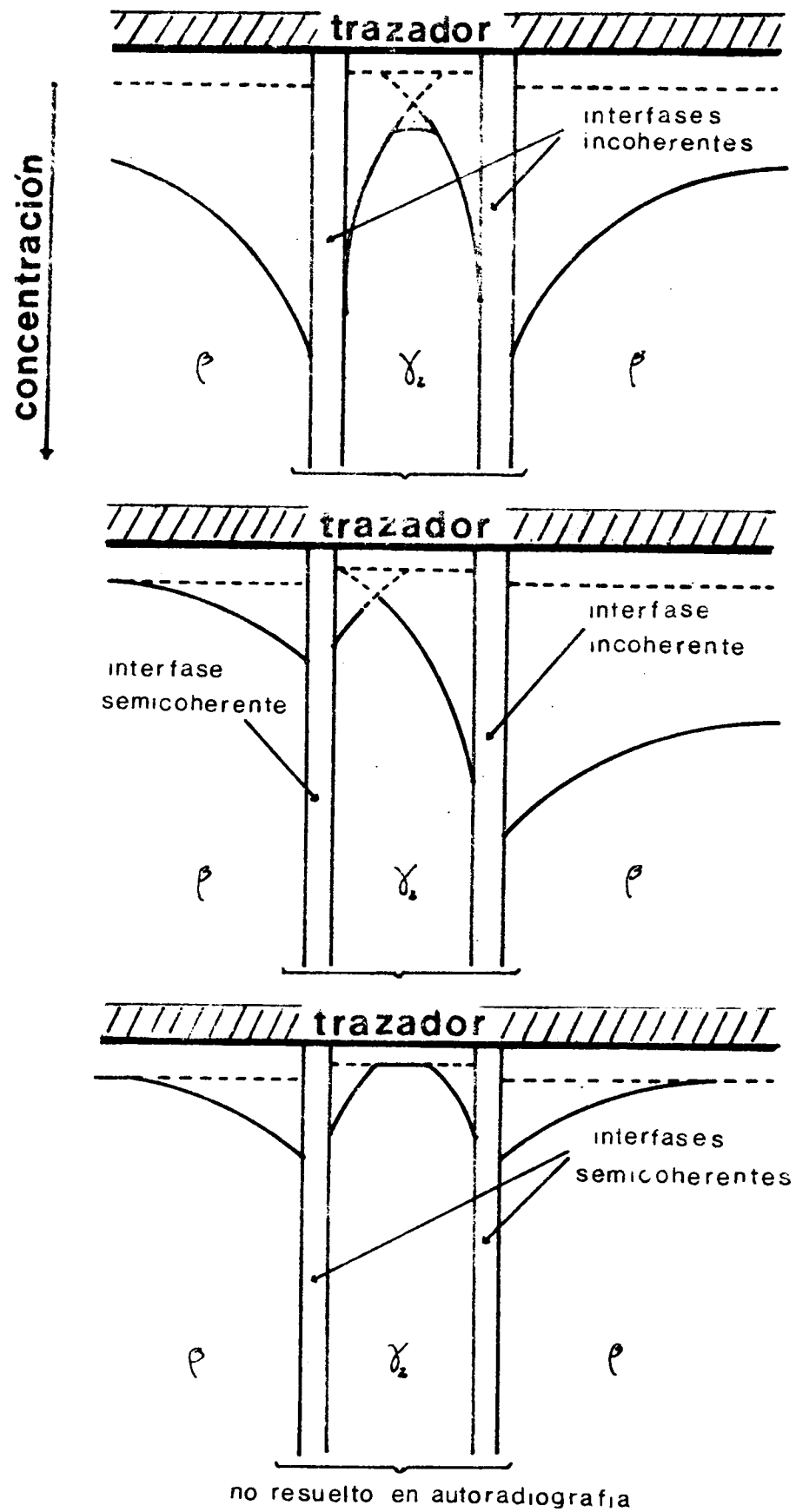


FIGURA 9

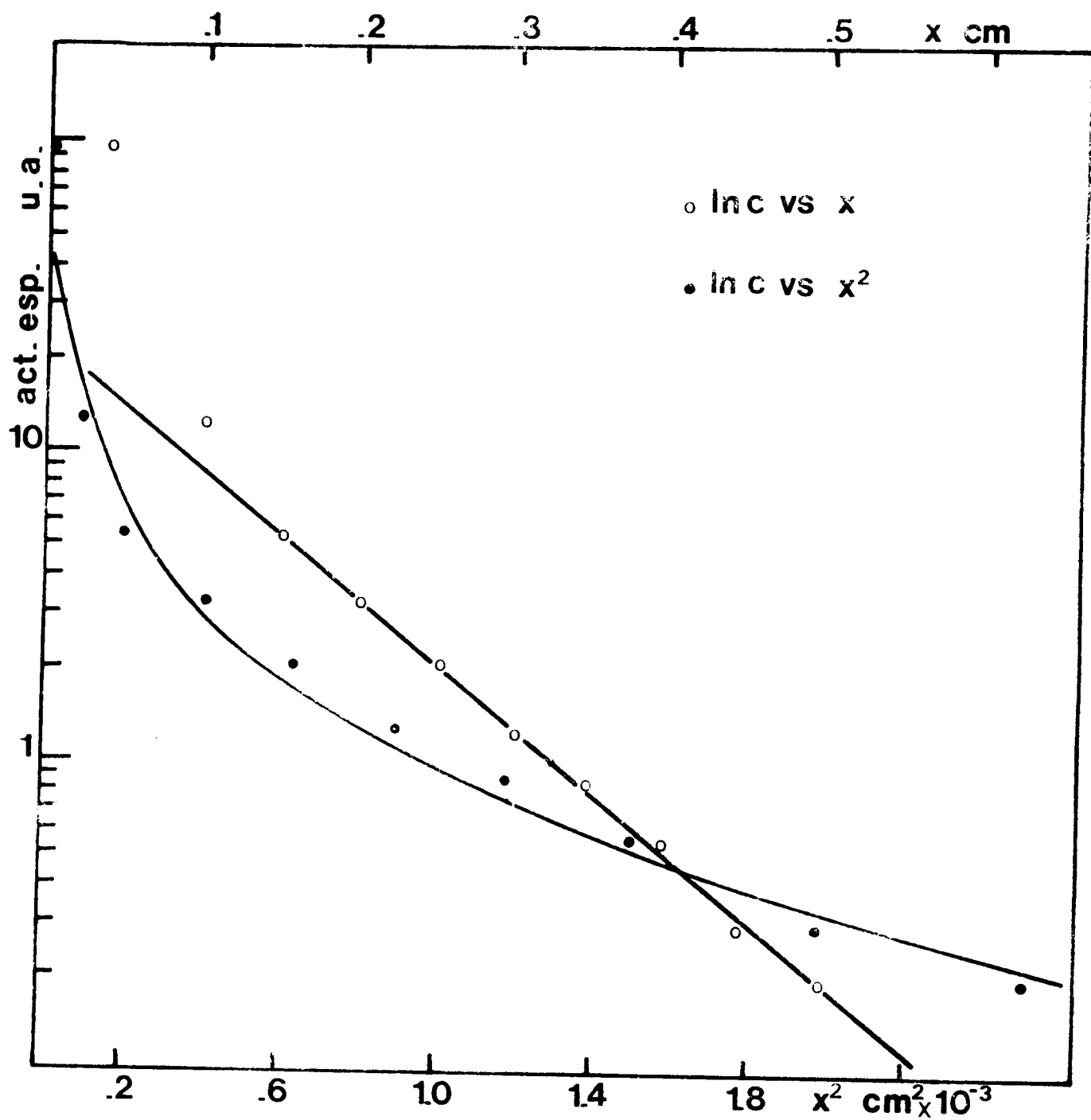
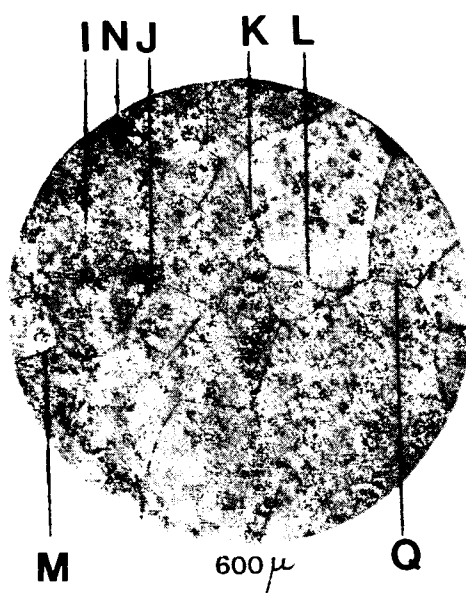
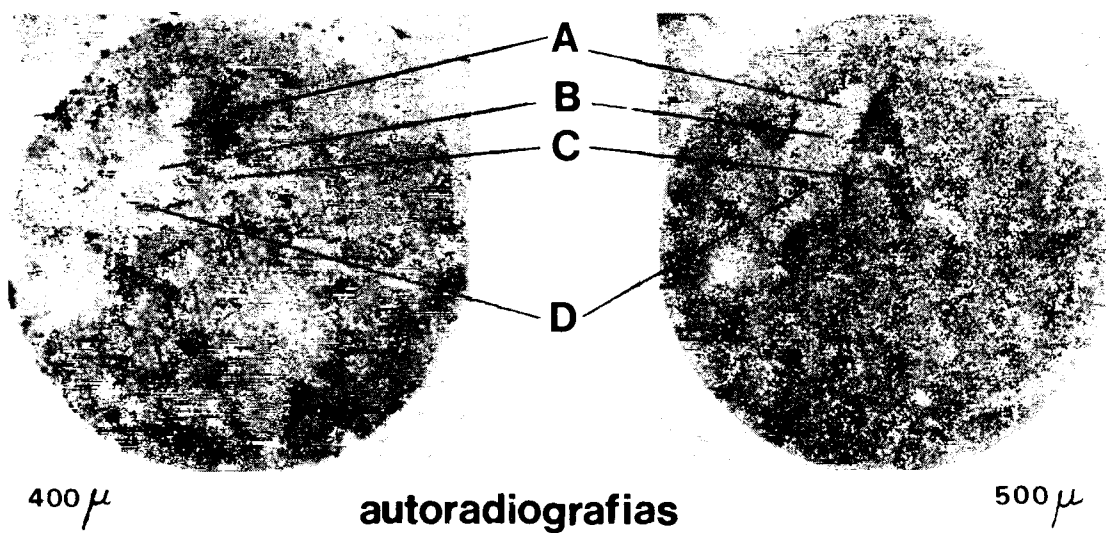


FIGURA 10



a.

macrografia



b.

autor.



macro

FIGURA 11