

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

CINETICAS DE TRANSFORMACION POR RESISTIVIDAD

D. Arias, A. Sarce y J. Kittl

IV Jornadas Metalúrgicas
Sociedad Argentina de Metales
Córdoba, noviembre de 1970

DEPARTAMENTO DE METALURGIA

CINETICAS DE TRANSFORMACION POR RESISTIVIDAD

D. Arias (*)

A. Sarce (**)

J. Kittl (*)

1. INTRODUCCION

Entre los aspectos que interesean en toda transformación de fase está la cinética de reacción. Se entiende por cinética de reacción la descripción del progreso de la transformación en función del tiempo. Se trata en base a experiencias y teoría y a partir de ciertas variables de poder predecir los tiempos de reacción para una fracción dada y otras características de una transformación como por ejemplo tipo de distribución de precipitados, características de nucleación, etc.

En general las experiencias y teoría corresponden al caso de temperatura de reacción constante (transformación isotérmica).

Usaremos el caso más simple como ilustración del problema (1). Se supone una transformación isotérmica de nucleación homogénea, esto es que toda zona de la fase inicial tiene igual probabilidad de nuclear (cosa que en general no ocurre). Esto significa que para un intervalo de tiempo dado la fracción transformada es proporcional al volumen de fase sin transformar al comienzo de este intervalo

$$\frac{dV^\beta}{dt} = k(V - V^\beta) \quad ((1))$$

donde para la transformación $\alpha \rightarrow \beta$, V es el volumen total inicial, V^β la fracción transformada en β , y k una constante de proporcionalidad o constante de reacción. Integrando ((1)) tendremos

$$\frac{V^\beta}{V} = 1 - e^{-kt} \quad ((2))$$

(*) Departamento de Metalurgia, C.N.E.A.

(**) Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas.

En este caso la velocidad de reacción decrece continuamente (curva a, Fig. 1). En casi todas las reacciones en lugar de la curva correspondiente a la ecuación ((3)) se obtienen curvas como la indicada con b en la Figura 1.

Este tipo de curva se obtiene en transformaciones de nucleación y crecimiento y en ellas existe un período inicial de aceleración y un período final de frenado. Se indica en la figura el tiempo de incubación τ . La primera parte corresponde al crecimiento inicial de zonas que van nucleando; luego se produce un crecimiento de estas zonas sin interferencia entre ellas para terminar con un período donde las zonas interfieren entre sí y la fracción transformada va decreciendo. Es evidente que la ley que relaciona la fracción transformada con el tiempo será diferente que la de la ecuación ((2)) y que variará de acuerdo a las condiciones de nucleación y crecimiento que se elijan en el modelo.

Johnson - Mehl (2) y Avrami (3) independientemente fueron los primeros en ocuparse del problema que luego fué estudiado extensamente por J. W. Cahn (4). En el Apéndice se describe brevemente la deducción de la ecuaciones de Johnson-Mehl-Avrami, cuya forma general es la siguiente:

$$X = 1 - e^{-kt^n} \quad ((3))$$

donde X es la fracción transformada y k y n constantes.

De acuerdo a J. W. Cahn (4) el valor de la constante n depende de las condiciones de la reacción, esto es: a) de distribución de núcleos (borde de grano, aristas, vértices), de su ley de evolución (decreciente, creciente o nucleación completa a $t = 0$), y b) del tipo de crecimiento controlado por difusión o ley parabólica y ley lineal.

A partir de estos trabajos sobre el significado del n numerosos autores han realizado mediciones y se han hecho correlaciones para obtener información sobre tipo de nucleación y crecimiento a partir de las curvas cinéticas o sencillamente han comunicado el valor de n obtenido. Por ejemplo Darbyshire y Barford (5) en un trabajo sobre transformaciones en carburos en aceros ferríticos, Harberlin y Slattery (6) en la transformación de fase $\beta \rightarrow \alpha$ en aleaciones Uranio-Cromo-Molibdeno y Bell Farnell (7) en descomposición isotérmica de austenita con nitrógeno en bainita.

En un trabajo previo (8) (9) se ha tratado de establecer una correlación experimental para comprobar la aplicabilidad de los cálculos de Cahn (4) a un caso en que la reacción podía ser claramente clasificada. Se eligió el sistema Ag Zn y se determinó a través de cinéticas medidas por resistividad los valores de n y con metalografía la distribución de núcleos. Se obtuvo exponentes de n entre 2 y 3, lo que de acuerdo a J. W. Cahn correspondía a nucleación en bordes e interior de grano, que por otra parte era lo observado. Sin embargo en este trabajo como en los otros citados quedaba aún por resolver hasta dónde el exponente fraccionario obtenido correspondía a la suma de efectos tales

como los descriptos por J. W. Cahn o si eran producto de errores experimentales.

En estas experiencias de cinética medidas por resistividad en chapas delgadas (0,3 mm.) se observó una inflexión en las curvas que se obtienen al graficar

$$\ln \ln \frac{1}{1-X} \text{ vs. } \ln t ;$$

o sea la posibilidad de valores de n para una misma cinética isotérmica. Este fenómeno fué atribuido por Cabo (9) a la presencia de una capa de transformación rápida en la superficie de las muestras. Esta capa fué encontrada también por otros autores (13) (14). La interpretación de Cabo consiste en suponer la superposición de dos cinéticas: una de la capa superficial y otra del interior de la muestra. La capa superficial tiene peso sólo en la primera parte de la reacción (crece linealmente con t) y el volumen tiene peso posteriormente (crece con una función cúbica de t).

En el presente trabajo se tratará de verificar la presencia de la inflexión en las curvas cinéticas utilizando especímenes de diferentes espesores.

Para resolver estos problemas y obtener información adicional sobre cinéticas de reacción en el presente trabajo se han medido por cambios de resistividad eléctrica, cinéticas isotérmicas de la transformación $\beta' \rightarrow \gamma$, en la aleación Ag 50 % at. Zn.

Método experimental y resultados

Para la preparación de las aleaciones se usó Ag y Zn de 99.999 + de pureza (American Smelting and Refining Company). El material previamente pesado se introdujo en tubos limpios de cuarzo, luego se procedió a "lavarlos unas 5 o 6 veces con argón. El "lavado" consiste en alternativamente hacer vacío y llenar el tubo con argón. Finalmente los tubos se sellaron bajo una presión de argón de 200 mm de Hg.

La fusión fué hecha a 1050°C durante 20 minutos, luego de lo cual se introdujo el tubo rápidamente en agua a 0°C para evitar efectos de segregación. Los lingotes así obtenidos fueron recocidos para su homogeneización en tubos de cuarzo bajo presión de argón, durante 100 horas a 550°C. Posteriormente fueron laminados en caliente hasta el espesor conveniente.

Las probetas usadas en resistividad fueron preparadas todas de igual largo y ancho pero con tres espesores distintos. Los terminales que eran de la misma aleación fueron soldados a punto, la temperatura se controló con una termocupla de cobre constante soldada en el punto medio de las probetas. Todo el conjunto se montó sobre un dispositivo de cuarzo para permitir realizar todas las operaciones necesarias para

las experiencias sin tener que tocar las probetas.

Para la obtención de la fase β' , las probetas se recocieron durante una hora a 350°C , luego fueron templadas en tetracloruro de carbono a temperatura ambiente. Para estos recocidos y los necesarios para realizar las transformaciones isotérmicas, se usaron baños de aceite de siliconas que no producen contaminación de las probetas. La temperatura se mantuvo constante en $\pm 1^{\circ}\text{C}$.

Las cinéticas de transformación y la temperatura de las probetas fueron registradas en un registrador de gran versatilidad, usado como milivoltímetro (la escala usada fué 0.01 mV por división en ambos registros).

Las cinéticas así obtenidas fueron cuidadosamente analizadas y una vez calculados los valores de X (% de la transformación) en función del tiempo, se usaron las expresiones propuestas por Johnson-Mehl (2), Avrami (3) para la obtención del n.

Para el cálculo del n se usó un programa que combina por un lado un programa para funciones exponenciales usado en cálculos de difusión ((10)), y un método que permite computar la mejor recta por cuadrados mínimos cuando hay errores estadísticos en ambas coordenadas, y obtener una expresión exacta para el error de la pendiente ((11)).

Al analizar los resultados experimentales tuvimos que decidir cuál sería el t_0 elegido para los cálculos. t_0 : tiempo a partir del cual comenzaría a crecer la nueva fase. El criterio usado fué ensayar una serie de t_0 que varían entre el que corresponde a que la probeta llegue a la temperatura en la cual se desea trabajar y el t_0 que corresponde al punto en que muy evidentemente comienza a observarse crecimiento de la nueva fase. Algunos de los resultados obtenidos se pueden ver en la Tabla 1.

Tabla 1

espesor (mm)	Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	t_0 (seg)	n
0.12	119 $^{\circ}$	60	2.195 ± 0.034
		240	2.141 ± 0.036
		480	2.090 ± 0.038
		780	2.034 ± 0.042
		960	2.005 ± 0.044

Tabla 1 (cont.)

espesor (mm)	temperatura (°C)	to (seg)	n
0.12	135°	60	2.559 $\pm$ 0.048
		90	2.451 $\pm$ 0.051
		140	2.391 $\pm$ 0.053
		260	2.248 $\pm$ 0.058
		360	2.134 $\pm$ 0.061
0.35	121°	40	2.053 $\pm$ 0.015
		480	1.966 $\pm$ 0.015
		720	1.922 $\pm$ 0.014
		1080	1.853 $\pm$ 0.014
		1560	1.758 $\pm$ 0.013
0.35	137°	20	2.266 $\pm$ 0.038
		90	2.191 $\pm$ 0.034
		240	2.064 $\pm$ 0.027
		480	1.888 $\pm$ 0.016
		600	1.739 $\pm$ 0.091
1.00	108°	60	2.618 $\pm$ 0.024
		1200	2.588 $\pm$ 0.024
		5400	2.482 $\pm$ 0.023
		12000	2.310 $\pm$ 0.025
		18540	2.133 $\pm$ 0.030
1.00	135°	20	2.433 $\pm$ 0.023
		60	2.322 $\pm$ 0.026
		120	2.205 $\pm$ 0.032
		170	2.105 $\pm$ 0.040
		210	2.042 $\pm$ 0.041

Análisis de los resultados

Las figuras 2 y 3 muestran un conjunto de resultados típicos obtenidos en el presente trabajo. En la figura 2 se representó para una misma experiencia las curvas obtenidas para dos t_o distintos, 360 segundos y 1 segundo; el valor de n en ambos casos difiere bastante. Se tomó este ejemplo por ser una de las experiencias donde la desviación del comportamiento previsto por la teoría fué de las mayores.

En la figura 3 se representaron 3 cinéticas correspondientes a probetas con espesores distintos, transformadas a tres temperaturas distintas: 132°C, 121°C y 108°C.

En las figuras 4 y 5 se puede visualizar para un conjunto de experiencias en la misma probeta y a distintas temperaturas, la variación de $\underline{n}$ con t_0 por un lado y la variación de X (fracción transformada) con el tiempo.

Del conjunto de valores experimentales obtenidos podemos concluir que el valor promedio de $\underline{n}$ para conjuntos de experiencias con probetas de igual espesor, con el t_0 estimado como más probable es de 2 ± 0.3 . Es decir, el efecto del espesor de las probetas parecería no ser muy importante, si bien hay que indicar que en las probetas más delgadas las desviaciones de los valores teóricos son más importantes.

Obsérvese que las variaciones del valor de n en las distintas experiencias, es del mismo orden que el de las variaciones obtenidas de n para distintos t_0 en una misma experiencia.

De estos resultados también se desprende la necesidad de estudiar en más detalle la reproducibilidad de cada experiencia, en el sentido de tener mejor determinados entre otros: a) el criterio de elección del t_0 ; b) el análisis de la forma y reproducibilidad del templado para retener β' ; c) la influencia que pequeñas variaciones de temperatura en el baño de siliconas pudieran tener en las cinéticas; d) una más eficaz correlación entre los resultados de resistividad y los de metalografía cualitativa y cuantitativa, etc.

El método de cálculo usado parece adecuarse bastante bien a nuestro trabajo, pues permite evaluar los puntos experimentales, no sólo en cuanto al peso con que cada uno interviene en la construcción de la recta teórica, sino como forma de analizar la importancia de la contribución de las distintas partes de la cinética (fundamentalmente la parte inicial y final de la misma).

Conclusiones

1.- En resumen, del análisis de las experiencias realizadas resulta que:

- i) La determinación del $\underline{n}$ en una cinética isotérmica, para un valor dado de t_0 , puede realizarse con un error de ± 0.06 .
- ii) La selección de diferentes valores de t_0 puede modificar el valor de n en ± 0.3 .

- iii) Cuando el n se obtiene a partir de un rango tal como $0.3 < X < 0.8$ el valor de n está dentro de un error de ± 0.01 ; pero que si los n provienen de cálculos para rangos mayores de X estarán afectados de un error bastante mayor.
 - iv) Luego, estos resultados permiten concluir que para realizar determinaciones precisas de n deben repetirse las medidas en varias transformaciones isotérmicas en condiciones experimentales similares, acotar en cada una de ellas el error en n y promediarlas. El valor de n así obtenido puede entonces compararse con los diferentes valores predichos por la teoría (ver Apéndice tabla I).
2. - Las experiencias realizadas permiten concluir que no se ha comprobado la existencia de una inflexión en n dentro del error experimental. El estudio de las cinéticas con un sistema de medición que tenga más sensibilidad para detectar la primera parte de la transformación y una mejor regulación de la temperatura, llevaría a la obtención de valores de n que permitirá la comprobación y discusión del modelo usado por Cabo.
3. - En el caso estudiado el valor de n promedio resulta 2 ± 0.3 . La observación metalográfica (8) (9) indicó que en esta transformación hay nucleación en borde de grano (arista) e interior de los granos (vértice). Los datos metalográficos no han permitido reconocer si hay o no saturación de los lugares de nucleación en las primeras etapas de la transformación.
- Según la Tabla I del Apéndice quedan las siguientes alternativas para explicar el valor de n obtenido:
- a) Crecimiento nucleado en aristas después de la saturación ($n \neq 2$).
 - b) Combinación de crecimiento en borde de grano después de la saturación ($n = 1$) y crecimiento en volumen ($n = 3$) antes de saturación.

Esta incerteza respecto a la determinación a través de n de características de la transformación fué ya indicada por J. W. Christian (12). En el presente caso se puede descartar por las observaciones complementarias metalográficas la alternativa a) pero no puede corroborarse la alternativa b). Experiencias complementarias como determinaciones metalográficas cuantitativas podrán contribuir a aclarar si la alternativa b) se cumple.

APENDICE

Desarrollo de las ecuaciones de cinética isotérmicas

Uno de los primeros desarrollos teóricos fue el de M. Avrami (3). Las suposiciones fundamentales, soportadas por evidencias experimentales son las siguientes:

- 1) La nueva fase crece a partir de gérmenes, los cuales ya existen en la vieja fase y cuyo número efectivo $\tilde{N}$ puede ser alterado, por ejemplo por la temperatura y/o duración de recocido previo.
- 2) El número de gérmenes $N(t)$ el tiempo t decrece de $\tilde{N}$ por dos caminos: a) debido a que cierto número de los gérmenes iniciales se convierten en núcleos activos para el crecimiento; y b) debido a que cierto número de ellos quedan atrapados por granos de la nueva fase, cuyas dimensiones lineales están creciendo a velocidad G , que depende de la temperatura T , concentración, etc.
- 3) En cristales los granos crecen con velocidad constante G hasta que un grano toca a otro, cesando entonces el crecimiento a lo largo de la superficie de contacto.
- 4) Los granos de la nueva fase se han formado al azar en cualquier región de la muestra. Esto es también válido cuando la nueva fase se nuclea en borde de grano de la fase original cuando ésta es de grano chico, caso que se presenta frecuentemente en transformaciones en metales.

Para desarrollar la teoría Avrami introduce dos conceptos que facilitan el tratamiento. El primero es una nueva escala característica de tiempos que depende de la sustancia y del proceso. Esto cambia la unidad de tiempo tal que:

$$n(T) dt = d\tau$$

donde $n(T)$ es la probabilidad de formación de un núcleo capaz de crecer por germen, por unidad de tiempo a temperatura T y t el tiempo medido en escala corriente.

El segundo concepto es el de fracción de volumen total extendido. Esta es la suma de los volúmenes de todos los granos suponiendo que éstos no detienen su crecimiento por contacto con otros granos y que nuevos granos se siguen nucleando a la misma velocidad en el material transformado así como en el no transformado por unidad de volumen. De esta forma, se puede pensar la distribución de la nueva fase como formada por

forma $B t^n$, donde B es sólo función de la temperatura y n una constante.

Si en vez de crecimiento poliédrico se tiene uno en forma de placa o uno lineal, las expresiones para $V_1 \text{ ext}$ son, en los mismos casos límites, $G' G^2 \tilde{N} n (T) t^3$ (caso ii) y $G' G^2 \tilde{N} t^2$ (caso i), $G'' G \tilde{N} n (T) t^2$ (caso ii) y $G'' G \tilde{N} t$ (caso i) respectivamente.

En todos los casos analizados las expresiones se reducen a la fórmula general $V(t) = 1 - e^{-B t^n}$ con $n = 1, 2, 3, 4$ según las características que presente la transformación.

Basado en los conceptos introducidos por Avrami y con la suposición adicional de que el crecimiento de un grano de la nueva fase continúa a través de los límites de grano de la fase original, John W. Cahn (4), desarrolló una teoría sobre cinética de reacciones que nuclean en distintos sitios: superficie límite de grano (caras), arista de grano (aristas) y vértices de grano.

La expresión que obtiene Cahn para la fracción de volumen transformada es:

$$V(t) = 1 - \exp. \left[-B'(T) t^{n'} \right]$$

donde ahora los valores que toma n' dependen del sitio en que haya nucleado la nueva fase: 1 cuando la nucleación es en superficie límite de grano y después que se ha producido la saturación de sitios de nucleación (no quedan más superficies límite de grano (aristas o vértices) donde puedan aparecer nuevos núcleos); 2 cuando la nucleación es en arista de grano y 3 cuando es en vértice de grano.

Cuando todavía no se ha producido la saturación de sitios de nucleación el exponente n' vale 4, independiente del lugar en que se ha formado el núcleo. Así, la representación de

$$\ln \ln \frac{1}{1 - V(t)} \quad \text{vs.} \quad \ln t$$

para cada transformación da siempre dos rectas: una de pendiente 4 y otra de pendiente 1, 2 o 3, según el tipo de nucleación. En general los datos experimentales que pueden obtenerse son tales que caen dentro de los puntos de una de las dos rectas, y sólo para una temperatura crítica de sobreenfriamiento podría obtenerse la zona de transición de las pendientes.

En transformaciones reales, por otra parte, es posible que varios sitios de nucleación sean activos simultáneamente. La ley de velocidad de crecimiento puede entonces ser aproximada por

$$V(t) = 1 - \exp. (-M(T) t^4)$$

granos extendidos que se superponen unos con otros. Si además V'_1 es el volumen total transformado correspondiente a la parte de los granos que no se superponen, V'_2 el correspondiente a las zonas donde se superponen sólo dos granos, V'_3 es el correspondiente a superposición triple, y así sucesivamente, el volumen extendido $V_{1\text{ext}}$ es:

$$V_{1\text{ ext}} = V'_1 + 2 V'_2 + \dots + m V'_m$$

Cuando se calcula el volumen real transformado $V(Z)$, las regiones superpuestas son contadas sólo una vez, tal que:

$$V(Z) = V'_1 + V'_2 + V'_3 + \dots + V'_m$$

Con las suposiciones previas y estos nuevos conceptos se llega a una expresión para $V(Z)$ de la forma:

$$V(Z) = 1 - \exp. (-V_{1\text{ ext}}).$$

Para conocer entonces la fracción de volumen transformada basta obtener la expresión de $V_{1\text{ ext}}$ en función de parámetros convenientes, cosa que puede hacerse a partir de la mecánica estadística.

Bajo condiciones isotérmicas, para fases que transforman en forma poliédrica resulta:

$$V_{1\text{ ext}} = \mathcal{G} \alpha^3 \tilde{N} \int_0^Z (Z-Z_0)^3 e^{-Z_0} dZ_0$$

donde $\mathcal{G}$ es un factor de forma; Z_0 el tiempo (medido en escala característica) en el cual un núcleo germen empieza a ser núcleo efectivo en el crecimiento y $\alpha = \frac{G}{n(T)}$

(G : velocidad de crecimiento lineal).

- i) para $n(T)$ tendiendo a la unidad, es decir gran probabilidad de que un germen pase a ser núcleo activo la expresión anterior se reduce a $\mathcal{G} G^3 \tilde{N} t^3$.

- ii) para Z pequeño (t pequeño respecto a $\frac{1}{n(T)}$) resulta

$$\frac{\mathcal{G} G^3 \tilde{N} n(T) t^4}{4}$$

En ambos casos, y para diferentes tipos de cristales creciendo, $V_{1\text{ ext}}$ es de la

donde en $M(T)$ está incluida la velocidad total de nucleación, que es la suma de las velocidades de nucleación en cada uno de los sitios analizados. Cuando uno de ellos satura (primero el de mayor velocidad de nucleación) saturan todos los de menor dimensionalidad (dimensionalidad de nucleación: en volumen $>$ límite de grano σ caras $>$ en aristas $>$ en vértice de grano) y serán los restantes de mayor dimensionalidad los que controlen la cinética de la reacción.

Comparando los resultados obtenidos mediante la teoría de Avrami y de Cahn, se puede decir que ambas permiten obtener la fracción de volumen transformada en función del tiempo mediante expresiones de la forma:

$$V(t) = 1 - \exp. [-g(T) f(t)]$$

Avrami, suponiendo nucleación en volumen al azar, obtiene $f(t)$ para casos límites. En estos $f(t) \propto t^n$ con n variable en la forma indicada en Tabla I.

Por otra parte, Cahn, suponiendo nucleación en sitios preferenciales obtiene una expresión complicada para $f(t)$ que en casos límites se reduce a la forma $t^{n'}$ con n' variando en la forma indicada en la Tabla I.

Para t pequeños, los valores de n' obtenidos por Cahn coinciden con el correspondiente a crecimiento poliédrico con nucleación en volumen al azar. Esto es razonable si se piensa que antes de que se produzca saturación, el hecho de que los núcleos estén confinados a sitios preferenciales distribuidos al azar afecta poco la fracción de volumen transformada. Por otra parte, cuando hay saturación de sitios de nucleación el aumento en $V(t)$ se debe sólo al avance de la interfase de los centros de la nueva fase que han aparecido anteriormente. En el caso de nucleación en superficie borde de grano ($n' = 1$) el crecimiento se produce en una sola dirección. Esto corresponde a crecimiento lineal, con $n = 1$ en la teoría de Avrami.

Cuando la nucleación es en aristas ($n' = 2$), el avance se produce en dos direcciones. Esto significa crecimiento de placas en la teoría de Avrami ($n = 2$). Finalmente, cuando la nucleación es en vértices ($n' = 3$) el crecimiento se produce en tres direcciones (crecimiento poliédrico con $n = 3$ en la teoría de Avrami).

Sintetizando, se puede decir que al considerar los dos casos límites (t grande y t pequeño), la expresión de la fracción transformada $V(t)$, tanto en la teoría de Avrami como en la de Cahn, toma la forma simple $V(t) = 1 - \exp. [-A(T) t^n]$ donde los valores de n que se obtienen a partir de ambas son los mismos para cada uno de los casos correspondientes.

Experimentalmente la medición de la fracción de volumen transformada en función de t permite determinar n y con ello tener cierta información sobre las carac-

terísticas de la cinética de transformación. La obtención de valores no enteros de n fue atribuida por Cahn a que varios sitios son activos simultáneamente.

Tabla I

AVRAMI			CAHN		
crecimiento	{	4	Vértice	{	4 tiempos chicos
poliédrico		3			3 tiempos grandes
crecimiento	{	3	Aristas	{	4 tiempos chicos
placa		2			2 tiempos grandes
crecimiento	{	2	Superficie	{	4 tiempos chicos
línea		1			1 tiempos grandes

REFERENCIAS

- 1) J. W. Christian - The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Perga-Press. London, 16, (1965)
- 2) W.A. Johnson - R.F. Mehl - Trans. AIME, 135, 416 (1939)
- 3) M. Avrami - J. Chem. Physics 7, 1103 (1939). J. Chem. Physics 8, 212 (1940)
- 4) J.W. Cahn - Acta Met., 4, 450 (1956)
- 5) J.M. Darbyshire, J. Barford - Procceding de la Conferencia sobre Mecanismos de Transf. de fase - Manchester, 65 (1968)
- 6) M.M. Haberman, G.F. Slattery - Procceding de la Conferencia sobre Mecanismos de Transf. de fase - Manchester, 254 (1968)
- 7) T. Bell, B.C. Farnell - Proceeding de la Conferencia sobre mecanismos de Transf. de fase - Manchester, 282 (1968)
- 8) J. Kittl, A. Cabo - Proceeding de la Conferencia sobre Mecanismos de Transf. de fase - Manchester, 260 (1968)
- 9) A. Cabo - Tesis, Universidad Nacional de Cuyo (1969)
- 10) F. Dymant - Comunicación privada
- 11) J.M. Willamson - Canadian Journal of Physics, 46, 1845 (1968)
- 12) Idem, ref. 1)
- 13) A. Chaudhuri, H. McI. Clark, C.M. Wayman - Acta Met., 17, 735 (1969)
- 14) J. I. Buckley - Comunicación privada (1968)

LEYENDA DE FIGURAS

Fig. 1: X (fracción transformada) vs. tiempo (t)

Fig. 2: $\ln \ln \frac{1}{1-X}$ vs. $\ln t$ para una probeta de 0,12 mm de espesor, transformada a 135°C. Se tomaron dos valores de t_0 (360 y 1 segundo)

Fig. 3: $\ln \ln \frac{1}{1-X}$ vs. $\ln t$ para tres probetas distintas, con tres espesores (0,12 mm, 0,35 mm y 1,00 mm), transformadas a distintas temperaturas

Fig. 4: n vs. t_0 - X vs. t para dos experiencias de la misma probeta a 133°C y 135°C

Fig. 5: idem que Fig. 4, a 108°C y 112°C

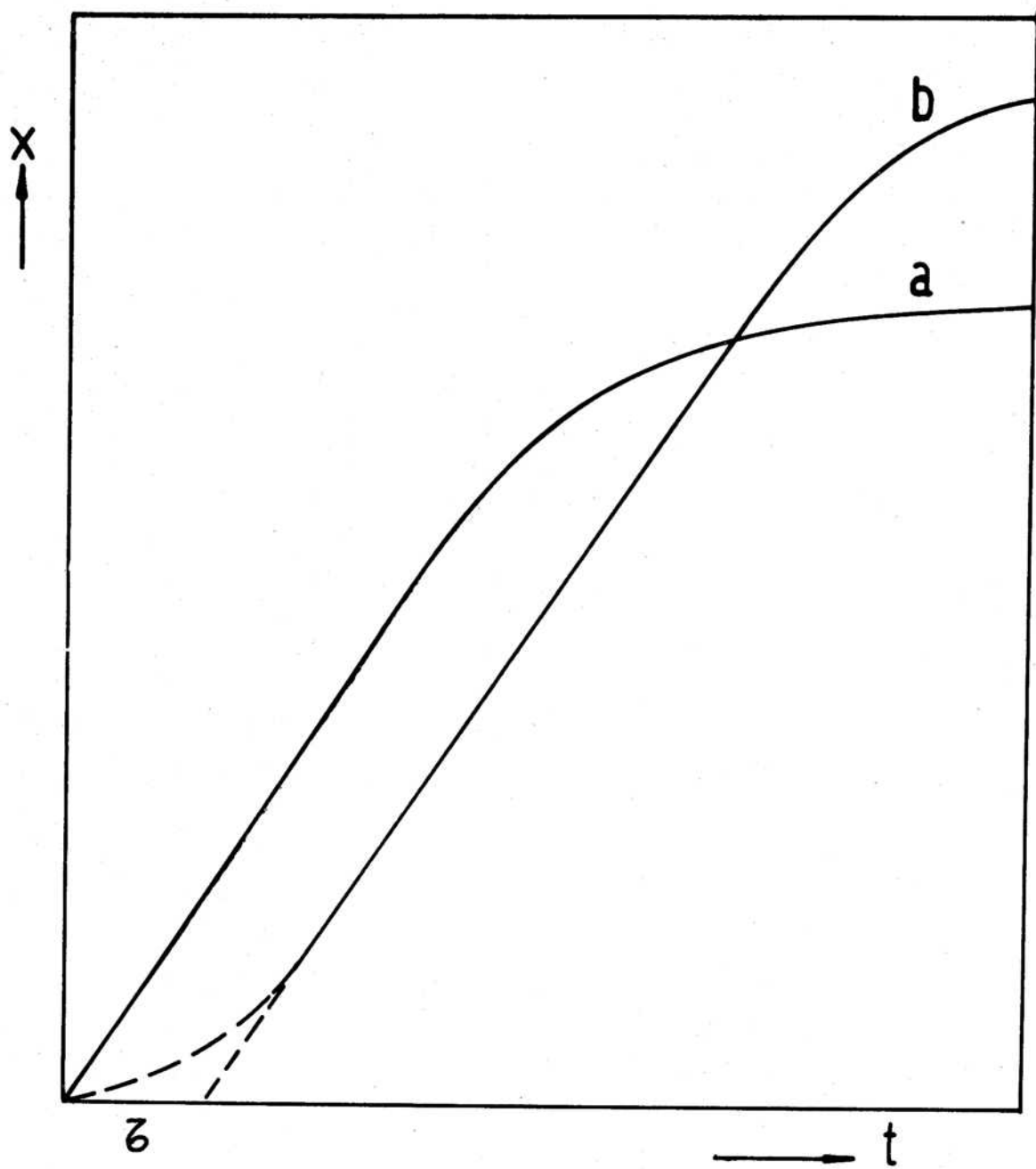


Fig. 1

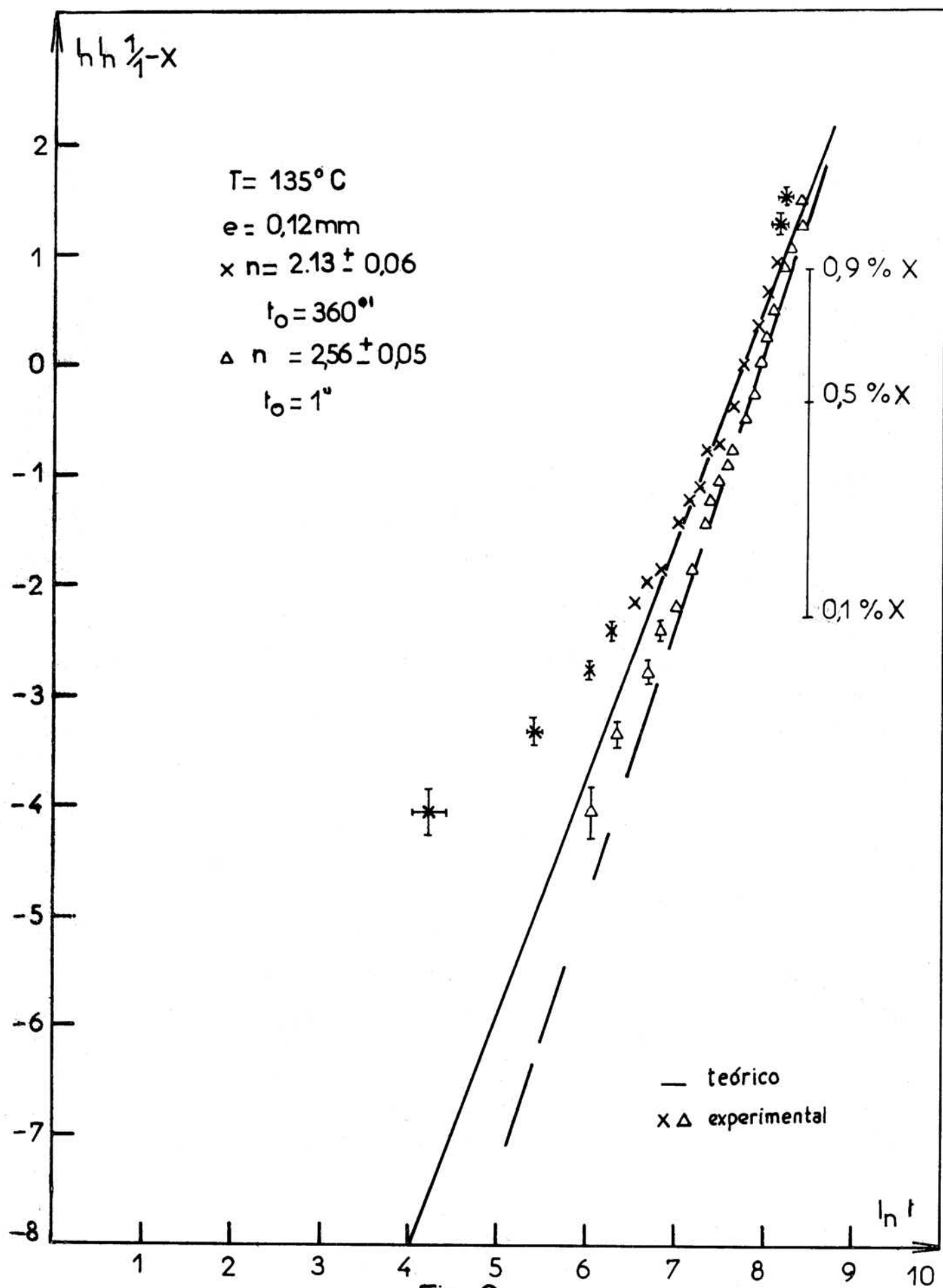


Fig. 2

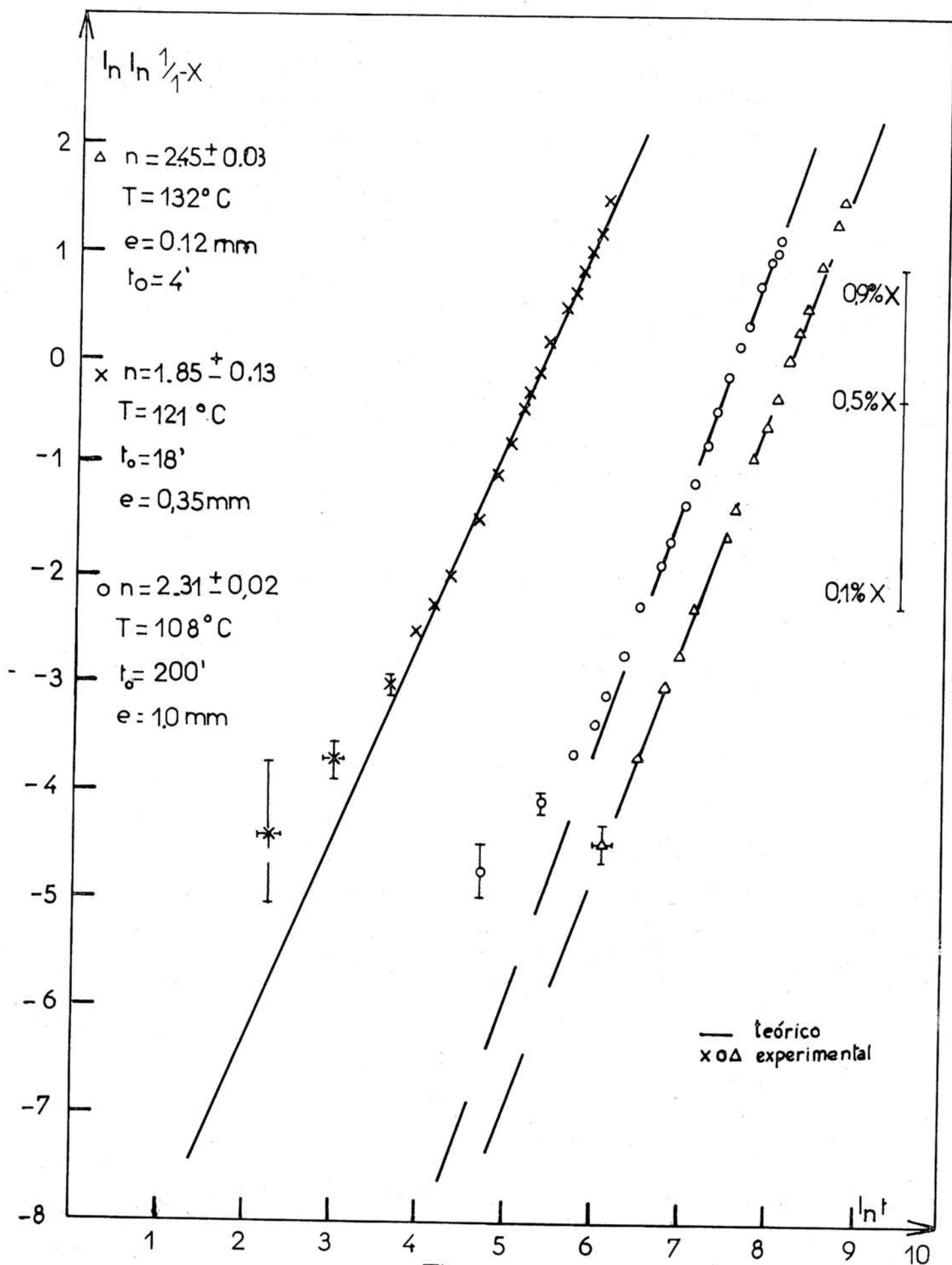


Fig.3

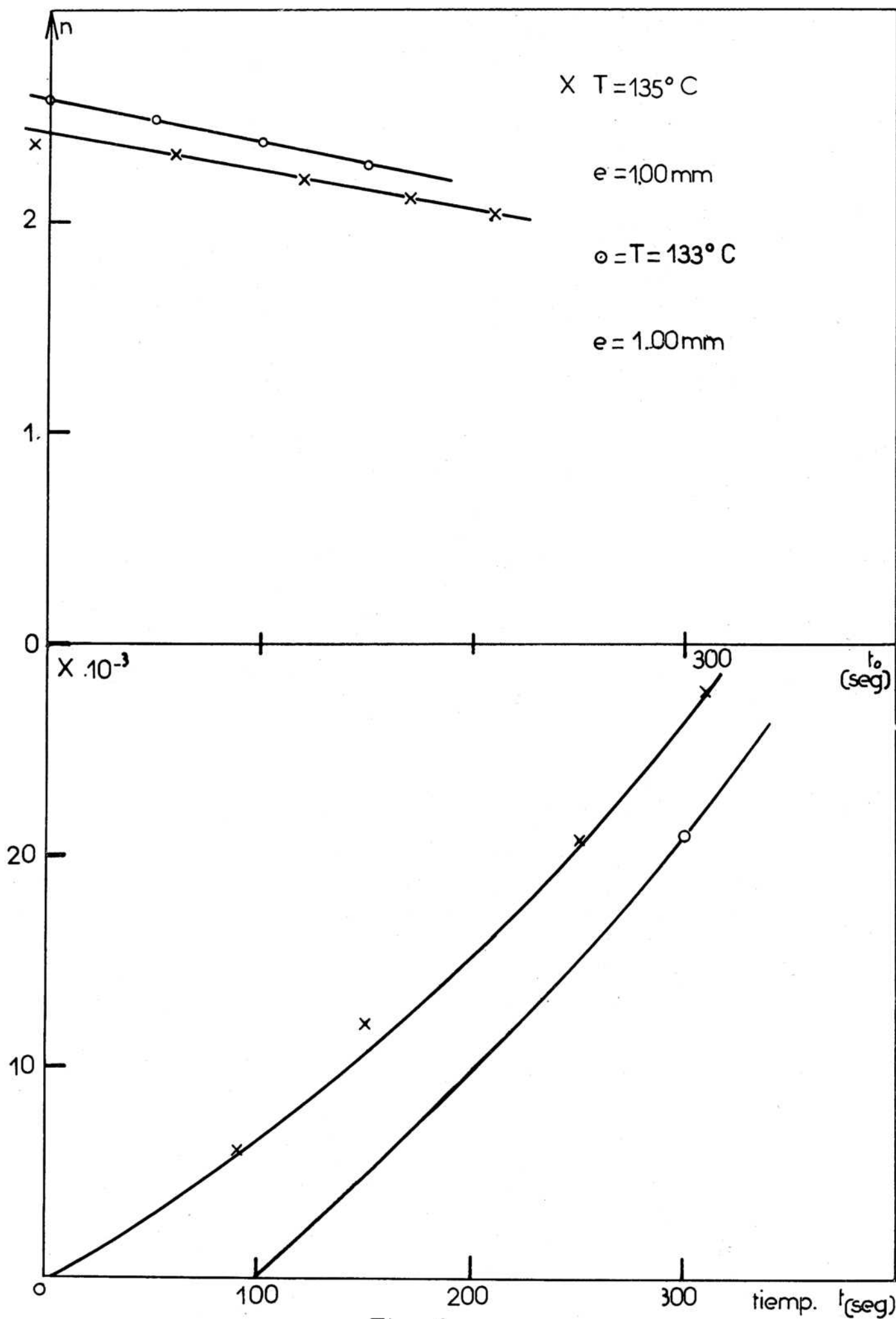


Fig. 4

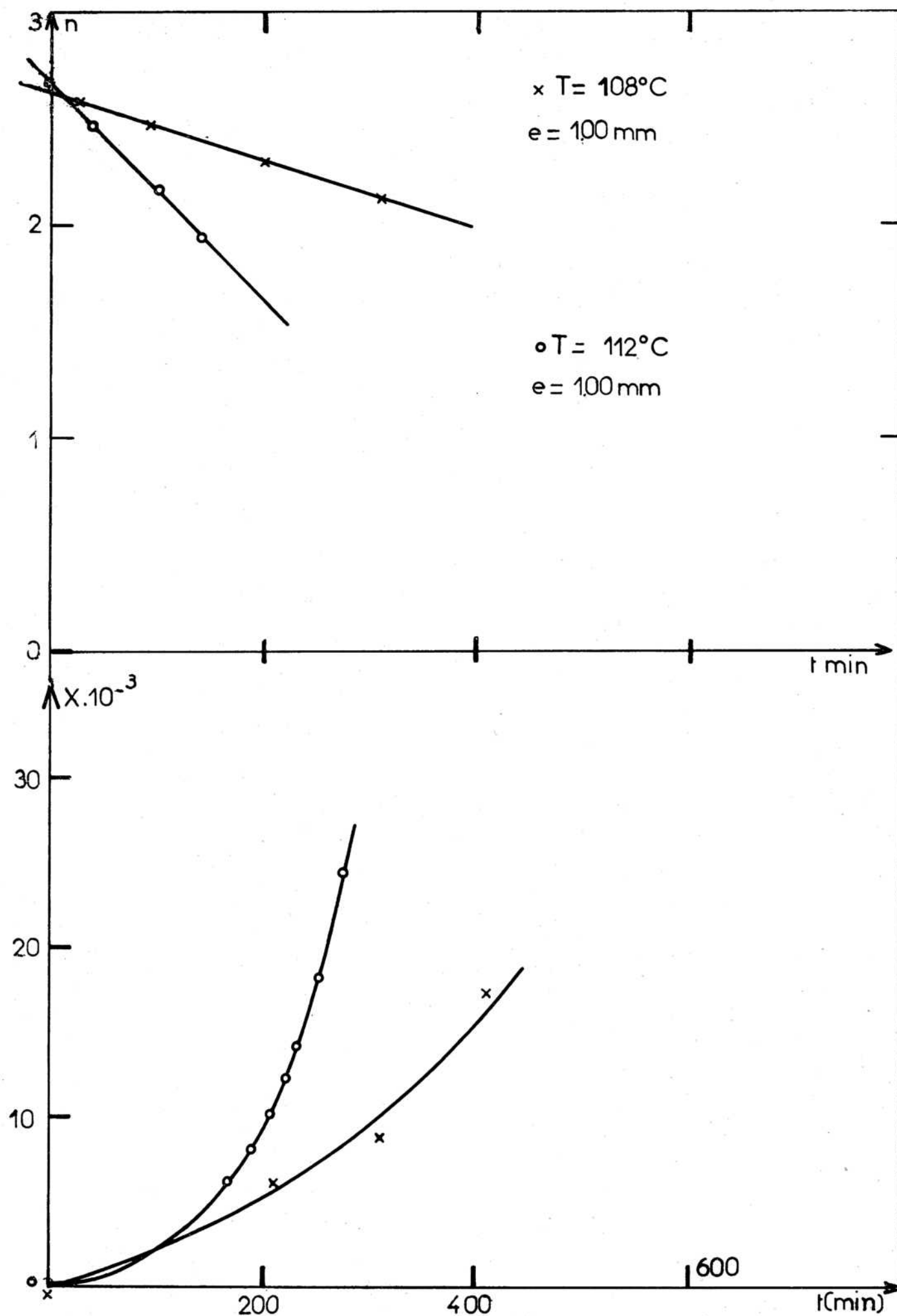


Fig.5