

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

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA

(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA)

EL ESFUERZO DE FLUENCIA DE LA MARTENSITA AUSEFORMADA

E. Robert y M.P. Victoria

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina
1972

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

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA

(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA)

EL ESFUERZO DE FLUENCIA DE LA MARTENSITA AUSEFORMADA

E. Robert y M.P. Victoria

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina
1972

I. INTRODUCCION

Las propiedades mecánicas asociadas a la martensita ausformada son bien conocidas (1-3). Como resultado del proceso, se obtiene una martensita con mayor esfuerzo de fluencia y resistencia a la tracción, manteniendo una buena ductilidad.

Un número apreciable de mecanismos han sido propuestos para explicar las propiedades observadas. McEvily et al (4) y Cohen (5) adjudican una mayor contribución al endurecimiento por dispersión de carburos. Por otro lado, Thomas et al (6), si bien asignan una contribución al mecanismo anterior, sugieren que el papel más importante de los carburos producidos durante el ausformado, lo juega la multiplicación adicional de dislocaciones durante la deformación de la austenita metaestable y el anclaje, por los carburos, de la densidad total de dislocaciones, a través de la transformación a martensita. El endurecimiento es controlado por la densidad de dislocaciones. Dentro de esta misma línea de razonamiento, Cheng y Thomas (7) proponen un incremento en la densidad de dislocaciones debido a la interacción dislocación-partícula a través de la transformación austenita-martensita.

Otras contribuciones posibles, tales como el tamaño y distribución de placas de martensita, el esfuerzo de fluencia de la austenita madre, etc. han sido discutidas en (8), llegando a la conclusión de que se trata de efectos de menor importancia.

Algunas observaciones experimentales han permitido establecer las características particulares de la deformación de la martensita ausformada. Así, se ha encontrado en una aleación de Fe-Ni-0,017 C que el ausformado no afecta prácticamente el esfuerzo de cesión pero sí modifica sensiblemente la resistencia a la tracción (5). Los autores afirman que este hecho se debe a un aumento del endurecimiento por trabajado (E. T.) , durante el ensayo de tracción, efecto que, se sugiere, no se halla presente en aceros comerciales.

El presente trabajo analiza la contribución del E. T. al esfuerzo de fluencia de la martensita ausformada en un acero comercial. Se evalúa esta contribución en función de los tratamientos termomecánico y térmico.

II. TECNICAS EXPERIMENTALES

El material utilizado en las experiencias, es un acero de calidad comercial del tipo AISI H-11. Su composición se indica en la Tabla I, de acuerdo al análisis químico.

El acero se austenizó a 1050°C durante 1 h, en atmósfera de argón. Se pasó luego a un baño de plomo a 550°C, temperatura a la que se procedió a deformar las muestras por laminación. Estas fueron recalentadas después de cada pasada, siendo en todos los casos el tiempo total de permanencia a temperatura de 20 minutos. Las muestras se deformaron en 5, 10 y 35% de reducción en área. Luego de deformadas se las templó en una

corriente de aire.

El examen metalográfico de las muestras, en las que se ha eliminado una región de aproximadamente 0,02 cm de la superficie, muestra una estructura martensítica, sin otro producto de reacción. Mediante técnicas de rayos X se comprobó, dentro de los límites de detección del método, la ausencia de austenita retenida.

De este material se maquinaron probetas de compresión por rectificado de alta precisión. El tamaño final de los especímenes fue de 0,4 x 0,4 cm de sección por 0,7 cm de altura.

Una parte del lote de probetas fue encapsulada bajo un vacío de 10^{-5} Torr y revenidas a 200, 400 y 600°C durante 1 hora.

Los ensayos de compresión se realizaron a temperatura ambiente, en una máquina de ensayos Instron de 10 ton. a una velocidad de cabezal de 0,01 cm/min. La deformación se midió mediante un extensómetro y puente Hottinger, colocado el primero entre los platos de compresión. La reproducibilidad de los ensayos se encuentra dentro del 2%.

Se hicieron réplicas de extracción de un cierto número de probetas. Para ello, las muestras fueron pulidas con diamante y luego atacadas con nital. Una vez aplicada la réplica, se disolvió la matriz con Br-Metanol. Las observaciones se llevaron a cabo en un microscopio Philips EM 300 a 80 KV.

III. RESULTADOS EXPERIMENTALES

III.1 Ensayos de compresión

La martensita presente en el material ausformado es, según observaciones de microscopía electrónica de transmisión (9), del tipo dislocada con una pequeña cantidad de martensita internamente maclada. Se puede esperar, para este tipo de subestructura, que un cierto porcentaje de la deformación tome lugar por maclado (10-13). En el presente trabajo, observaciones metalográficas de especímenes ensayados bajo compresión mostraron que hasta deformaciones de 0,05 no hay deformación por maclado detectable bajo microscopía óptica de contraste de fase o electrónica de réplicas de la superficie prepulida del espécimen. Una vez comprobado este hecho, los ensayos se realizaron, en todos los casos, con deformaciones de hasta 0,02 como máximo.

El comportamiento bajo compresión de las probetas ausformadas y templadas se muestra en las curvas $\sigma - \epsilon$ de la Fig.1. Se observa una variación sistemática del E.T. con el grado de ausformado, siendo el ET mayor a medida que aumenta la predeformación de ausformado.

En general, las curvas presentan un rápido endurecimiento inicial que, luego de deformaciones del orden de 0,006, disminuye sensiblemente.

La variación inicial del E. T. depende de la historia térmica y termodinámica del material, tal como lo indican las Fig. 2 y 3. En la Fig. 2 se muestran las curvas de compresión para el acero sin predeformación, pero con la misma historia térmica que el ausformado (han sido mantenidos iguales tiempos a 550°C), para distintas temperaturas de revenido. El efecto total del ausformado más un revenido posterior, se indica en la Fig. 3 para una predeformación del 30%. En todos los casos se observa el fuerte endurecimiento inicial.

En los gráficos mencionados arriba, se puede también observar que la transición entre los distintos estados de endurecimiento depende del tratamiento térmico y termomecánico del acero. Para llevar a cabo un análisis sistemático de estas transiciones, se estudian en detalle las curvas $\log \sigma - \log \epsilon$ para las distintas historias del material. La Fig. 4 muestra esta dependencia para las curvas que corresponden a la Fig. 1, mientras que la Fig. 5 indica los resultados correspondientes a la Fig. 3. En ambos casos se observa que la relación funcional que describe la deformación, puede ser expresada por una ecuación del tipo:

$$\sigma = k \epsilon^n \quad (1)$$

con un valor de k y n para cada región de ET. Este comportamiento se conoce como de "doble n " (14). Existe, sin embargo, una relación más general que (1) expresada por la ecuación

$$\sigma = \sigma_0 + k \epsilon^n \quad (2)$$

Para verificar esta posibilidad, se analizó el comportamiento mecánico, graficando $\log d\sigma/d\epsilon$ vs $\log \epsilon$. Los resultados se muestran en la Fig. 6 para el material ausformado y templado y en la Fig. 7 en el caso del acero ausformado y revenido. Se verifica en estas curvas la existencia de las dos etapas de endurecimiento por trabajo mencionadas ya anteriormente. La región que corresponde a más altas deformaciones ($\epsilon_p > 0,006$) presenta un ET cuyo valor es independiente del tratamiento térmico y termomecánico de la probeta. La etapa inicial de ET es, en cambio, fuertemente afectada por la historia previa del material. El esfuerzo de fluencia depende, entonces, significativamente de los que ocurre en esta primera región de la deformación.

No es posible, en cambio, la determinación de los valores de σ_0 , k y n a partir de las curvas $\log d\sigma/d\epsilon$ vs $\log \epsilon$. La dispersión en los datos obtenidos con el método gráfico usado, impide una determinación con la precisión adecuada. Se halla actualmente en desarrollo un programa analítico de computación para la obtención de estos valores.

Es interesante determinar si existe una correlación entre el ET y el esfuerzo de fluencia, en función del tratamiento termomecánico. La Fig. 8 muestra esta relación. Se ha representado aquí simultáneamente $d\sigma/d\epsilon$ obtenida para $\epsilon_p = 0,002$ y $0,006$ para distintas predeformaciones. La derivada $d\sigma/d\epsilon|_{\epsilon_p = 0,002}$ ha sido calculada a través de la ecuación (1) para este valor de ϵ_p , dado el alto factor de correlación obtenido, según se indica en la Tabla II. Los datos de la Fig. 8 permiten afirmar que:

- Hay una correlación entre la variación del endurecimiento por trabajado y la del esfuerzo de fluencia.
- Si existe una predeformación de ausformado crítica, por debajo de la cual el tratamiento termomecánico no produce efecto, esta es menor del 5%.
- No hay una relación lineal entre el esfuerzo de fluencia y la predeformación de ausformado, en el rango de deformaciones usado. Esta relación lineal existe, sin embargo, para el acero revenido, tal como lo muestra la Fig. 9 para el revenido a 400°C. La dependencia lineal se verifica para todas las temperaturas de revenido y el endurecimiento es comparable con los valores indicados en la literatura (18).

III.2 Réplicas de extracción

La Fig. 10a muestra una réplica de extracción de carbono típica para el material ausformado y revenido, mientras que en la Fig. 10b se hace lo mismo para el acero sin predeformación.

Se eligió para el análisis, las réplicas correspondientes al acero revenido 1 h a 400°C, ya que los carburos han crecido aquí lo suficiente como para obtener muestreos representativos. En ellas se mide la distancia de centro a centro de las partículas d_i y el tamaño D_i de las mismas. En la Fig. 11 se grafican las mediciones de estos valores para material sin ausformado y para el acero con una predeformación del 30%. La distribución presenta en ambos casos un máximo para un tamaño de partícula de 200 Å. En forma similar, las distancias entre partículas tienen un máximo en 75 Å. La coincidencia de los máximos en la distribución de distancias, para el material con y sin ausformado, corresponden al hecho de que estas medidas se toman en las paredes de la celda, región donde la precipitación es preferencial.

Se debe destacar también que en la distribución correspondiente al material ausformado falta la población de distancias correspondiente a valores mayores de 500 Å, observable, sin embargo, en el acero templado y revenido. Esta ausencia corresponde a una más fina distribución de carburos en el material ausformado.

Dado que la deformación ocurrirá en aquellas regiones del espécimen en las que el espaciado entre partículas es mayor (19), es útil conocer la fracción del volumen de la

muestra ocupada por los carburos que se encuentran a una dada distancia entre sí. La distribución se muestra en la Fig. 12, en la que se grafican los valores de v_i/V en función de d_i , donde v_i es aquí el volumen ocupado por n_i carburos a distancia d_i y V el volumen total y se tiene

$$v_i/V = \frac{n_i d_i^3}{\sum n_i d_i^3}$$

Para el cálculo de la fracción en volumen se supuso en una primera aproximación una distribución cúbica al azar, con un carburo en cada vértice del cubo obteniéndose

$$f_i = \frac{4}{3} \pi \frac{\bar{r}^3}{d_i^3}$$

donde $\bar{r} = \bar{D}/2$

Según lo muestra la Fig. 12, los volúmenes correspondientes a las distancias mayores entre partículas representan, para las probetas no ausformadas un porcentaje mayor del volumen total de la probeta, cuando se lo compara con el espécimen ausformado.

Con la información obtenida hasta el presente, no es posible un análisis estadístico más detallado, como el presentado por Ashby (20). Se esperan obtener los datos necesarios, así como también una medida de los carburos perdidos en la extracción, de las observaciones de microscopía electrónica de transmisión que se realizan actualmente.

IV. DISCUSION DE LOS RESULTADOS

Los estudios previos de las propiedades mecánicas de la martensita ausformada, se han centrado en el comportamiento del esfuerzo de fluencia. Sin embargo, Leslie y Sober (21) han puntualizado que en martensitas con carbono, la contribución del endurecimiento por trabajado durante las primeras etapas de la deformación puede modificar sustancialmente el esfuerzo fluencia. Por otro lado, debido a la existencia de tensiones internas, la medida del ET a bajas deformaciones carecería de sentido y es necesario fijar una cota inferior a la deformación. En el presente trabajo se ha tomado este límite en $\epsilon_p = 0,001$, ya que a partir de este valor se pueden ajustar bien las curvas experimentales a la ecuación (1). Este valor coincide además con el adoptado en forma arbitraria en (21).

Como ha sido puntualizado en (6) lo que se debe explicar es el comportamiento del esfuerzo de fluencia y no el esfuerzo de cesión. La diferencia radica en que se debe tener en cuenta las componentes subestructurales del esfuerzo, que se modifican durante el endurecimiento por trabajado, en el rango de deformaciones considerado.

En los aspectos que estamos considerando, tanto la densidad y arreglo de dislocaciones, como la dispersión de una segunda fase pueden afectar el ET. En la martensita ausformada la existencia de una dispersión de carburos ha sido claramente demostrada en la literatura (4, 6, 23) así como también la presencia de una alta densidad de dislocaciones distribuida en forma de madeja (tangles) (6).

Como se puntualizara anteriormente, el ET a temperatura ambiente es afectado sensiblemente por el proceso de ausformado, Fig. 1 y 3 y la variación del ET es particularmente importante durante la etapa inicial de la deformación. Para su comparación los valores obtenidos se grafican en la Fig. 14. En forma general, se pueden establecer las siguientes relaciones entre el esfuerzo de fluencia y el ET.

- a) A todas las temperaturas de revenido el ET de la martensita ausformada es mayor que en las no ausformadas. Existe, por lo tanto, una contribución adicional a la resistencia, dada por el ET.
- b) En las probetas no ausformadas es observable una proporcionalidad entre $\sigma_{0.002}$ y el ET.
- c) El endurecimiento secundario produce un aumento del ET, que es menor en el material ausformado. Como ha sido señalado por Honeycombe (25) esta contribución al endurecimiento está primariamente relacionada a la fracción en volumen y a la distribución en tamaños del precipitado.
- d) La variación del ET no puede explicar, por sí sola, la tensión de fluencia sino que se deben considerar, además, contribuciones adicionales tales como la variación de la densidad de dislocaciones con la temperatura de revenido.

Los resultados experimentales obtenidos pueden ser analizados en el contexto de un modelo de deformación de materiales no homogéneos. Un modelo para este tipo de sistema ha sido propuesto por Ashby (24) para el caso en que la fase dispersa es indeformable. La evidencia experimental sugiere, en el caso en consideración, que los carburos, además de indeformables y duros, son incoherentes (4, 6).

El modelo de Ashby predice una variación lineal del ET con $(f/r)^{1/2}$, suponiendo que no existen efectos de recuperación. La fracción en volumen f considerada es la total y se supone que la distribución es uniforme. Como ha sido demostrado anteriormente (19) y confirmado por las réplicas de extracción en el presente trabajo, la

distribución de carburos no es aquí homogénea, observándose deformación localizada en pequeños volúmenes. Por esta razón las fracciones en volumen medidas, son locales.

Para efectuar una comparación entre las mediciones del ET y la distribución de partículas, se puede usar, en una primera aproximación, el promedio pesado de fracciones en volumen $\bar{f}/\bar{f}$, obtenido a partir del espectro mostrado en la Fig. 12. Los resultados se indican en la Tabla III y muestran que el ET aumenta con la relación $\bar{f}/\bar{f}$.

En la literatura (8, 26) se han discutido otros factores que pueden afectar el endurecimiento de la martensita. En particular, los efectos característicos del envejecimiento dinámico, han sido encontrados en martensita por Leslie y Sober (21) en aceros de la serie AISI 4300. En presencia de este efecto, aumenta también el endurecimiento por trabajado y los autores estiman que la contribución al esfuerzo de fluencia de la martensita debida a este mecanismo es de 21 a 28 kg/mm².

En un trabajo anterior, los presentes autores (22) han demostrado que la martensita del acero H-11 presenta envejecimiento por deformación a temperatura ambiente. En la Fig. 15 se muestra una comparación de las cinéticas de envejecimiento para martensita con y sin ausformado. Se deduce de los valores obtenidos que el envejecimiento dinámico produce un ablandamiento de la martensita ausformada, cuyas causas son discutidas en (22). Este efecto contribuye, por lo tanto, en forma negativa al endurecimiento de la martensita ausformada.

V. CONCLUSIONES

1) Las curvas $\sigma - \epsilon$ en ensayos de compresión de martensita en el acero H-11, pueden ser expresadas por la relación

$$\sigma = k \epsilon^n$$

para $\epsilon_p > 0,001$.

2) La deformación presenta dos etapas de endurecimiento por trabajado, de las cuales solamente la primera depende de los tratamientos termomecánicos y/o térmicos. A esta etapa le corresponde un mayor ET y es la que determina el nivel de esfuerzos.

3) De existir una deformación crítica en el proceso de ausformado, esta es menor del 5%.

- 4) En todos los casos el ausformado eleva el esfuerzo de fluencia y el ET por encima de los valores correspondientes del material no ausformado.
- 5) El aumento del nivel de esfuerzos en el endurecimiento secundario corresponde no sólo al endurecimiento por precipitación, sino también al cambio en el ET.
- 6) El comportamiento del ET puede ser racionalizado analizándolo en el contexto de la deformación de un sistema no-homogéneo.

AGRADECIMIENTOS

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

LEYENDA DE LAS FIGURAS

- Fig. 1 Curvas σ - ϵ en compresión para acero H-11 con distintas deformaciones de ausformado y templadas (as quenched).
- Fig. 2 Curvas de compresión para especímenes con distintas temperaturas de revenido sin ausformado (as quenched, 200, 400 y 600°C, 1 h).
- Fig. 3 Curvas de compresión para material predeformado 30% a 550°C, con distintas temperaturas de revenido.
- Fig. 4 Variación logarítmica de σ vs ϵ para los valores correspondientes a la Fig. 1.
- Fig. 5 Variación logarítmica de σ vs ϵ para los valores correspondientes revenidas a 600°C
- Fig. 6 Dependencia del ET con la deformación durante el ensayo de compresión para probetas ausformadas y templadas.
- Fig. 7 Dependencia del ET con la deformación durante el ensayo de compresión para material ausformado y revenido, a 200 y 600°C, 1 h.
- Fig. 8 Efecto de la deformación de ausformado sobre $d\sigma/d\epsilon|_{\epsilon_F=0,002}$ y $\sigma_{0,6}$ para muestras templadas.
- Fig. 9 Efecto de la deformación de ausformado sobre $d\sigma/d\epsilon|_{\epsilon_F=0,002}$ y $\sigma_{0,6}$ para muestras revenidas a 400°C.
- Fig. 10 Réplicas de extracción de carbono: (a) Acero predeformado 30% y revenido a 400°C por 1 h; (b) Sin predeformación, revenido a 400°C por 1 h.
- Fig. 11 Tamaño y distribución de carburos: (a) Distribución de tamaños; (b) Distribución de distancias.
- Fig. 12 Distribución de fracciones en volumen, asociadas con cada distancia entre partículas.
- Fig. 13 Efecto de la predeformación de ausformado y de la temperatura de revenido sobre el $\sigma_{0,6}$ y $d\sigma/d\epsilon|_{\epsilon_F=0,002}$
- Fig. 14 Cinéticas de envejecimiento del acero H-11 con y sin ausformado.

BIBLIOGRAFIA

1. SCHMATZ, D.J. y ZACKAY, V.F. Trans.ASM, 51, 476 (1959).
2. SHYNE, J.C., ZACKAY, V.F. y SCHMATZ, D.J. Trans. ASM, 52, 346 (1960).
3. KULA, E.B. y DHOSI, J.M. Trans. ASM, 52, 321 (1960).
4. PHILLIPS, R. y DUCKWORTH, W.E. High strength materials, pp.307-324, John Wiley & Sons, N.Y. 1965.
5. McEVILY, A.J., BUSH, J.R.H., SCHALLER, I.W. y SCHMATZ, D.J. Trans.ASM 56, 753 (1963).
6. COHEN, M. J.I.S I. 201, 833 (1963).
7. THOMAS, G., SCHMATZ, D., y GERBERICH, W. High strength materials, pp.251-297, John Wiley & Sons, N.Y. 1965.
8. CHENG, I-LING, THOMAS, G. Met.Trans. 3, 503 (1972).
9. KULA, E.B. Strengthening mechanisms in metals and ceramics. pp.83-121, Syracuse University Press.
10. GERBERICH, W.W., MARTIN, C.F. y RAYMOND, L. Trans.ASM, 57, 324 (1964).
11. RICHMAN, R.H. Trans. TMS-AIME, 227, 159 (1963).
12. MAGEE, C.L. y DAVIES, R.G. Acta Met., 19, 345 (1971).
13. BEVIS, M., ROWLANDS, P.C. y ACTON, A.F. Trans. AIME, 242, 1555 (1968).
14. ROWLANDS, P.C., FEARON, E.O. y BEVIS, M. Trans. AIME, 242, 1559 (1968).
15. CRUSSARD, C. y JAOUL, B. Rev. de Met., 8, 589 (1950).
16. WILSON, D.V. y KONNAN, Y.A. Acta Met., 12, 617 (1964).
17. LIU, C.T. y GURLAND, J. Trans. TMS-AIME, 242, 1535 (1968).
18. ZACKAY, V.F. y JUSTUSSON, W.M. ISI Special Report 76 High strength steels, 1962.

19. TURKALO, A.M. y LOW, J.R. Trans. TMS-AIME, 212, 750 (1958).
20. ASHBY, M.F. y EBELING, R. Trans. TMS-AIME, 236, 1396 (1966).
21. LESLIE, W.C. y SOBER, R.J. Trans. ASM, 60, 459 (1967).
22. ROBERT, E. y VICTORIA, M.P. Unpublished work.
23. JOHARI, O. y THOMAS, G. Trans. ASM, 58, 563 (1965).
24. ASHBY, M.F. Phil.Mag., 21, 399 (1970).
25. HONEYCOMBE, R.W.K. Low alloy steels, ISI Special Report 114, p.65.
26. LESLIE, W.C. Strengthening mechanisms in metal and ceramics, pp.43-61, Syracuse Univ. Press.

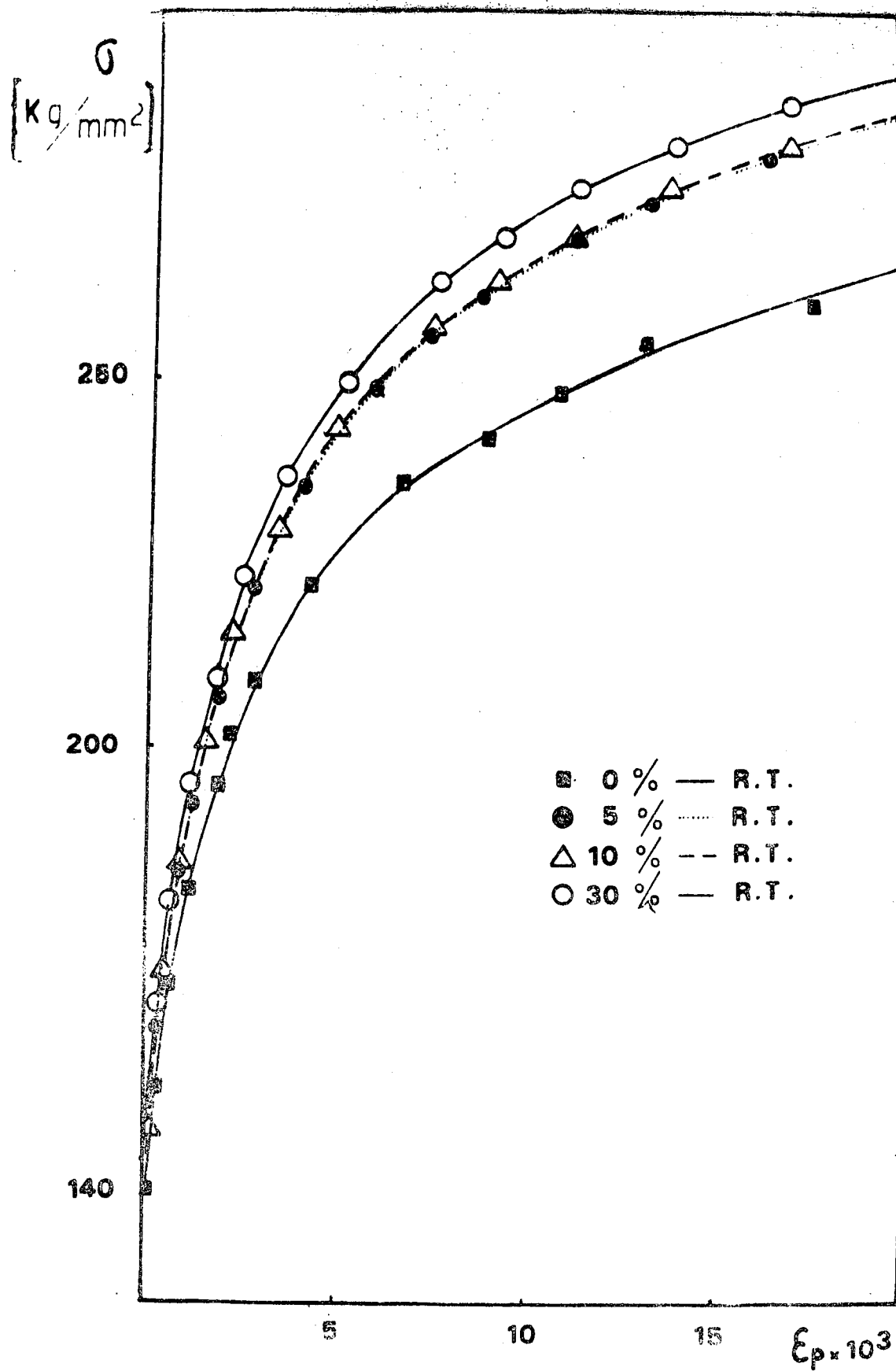


FIGURA 1

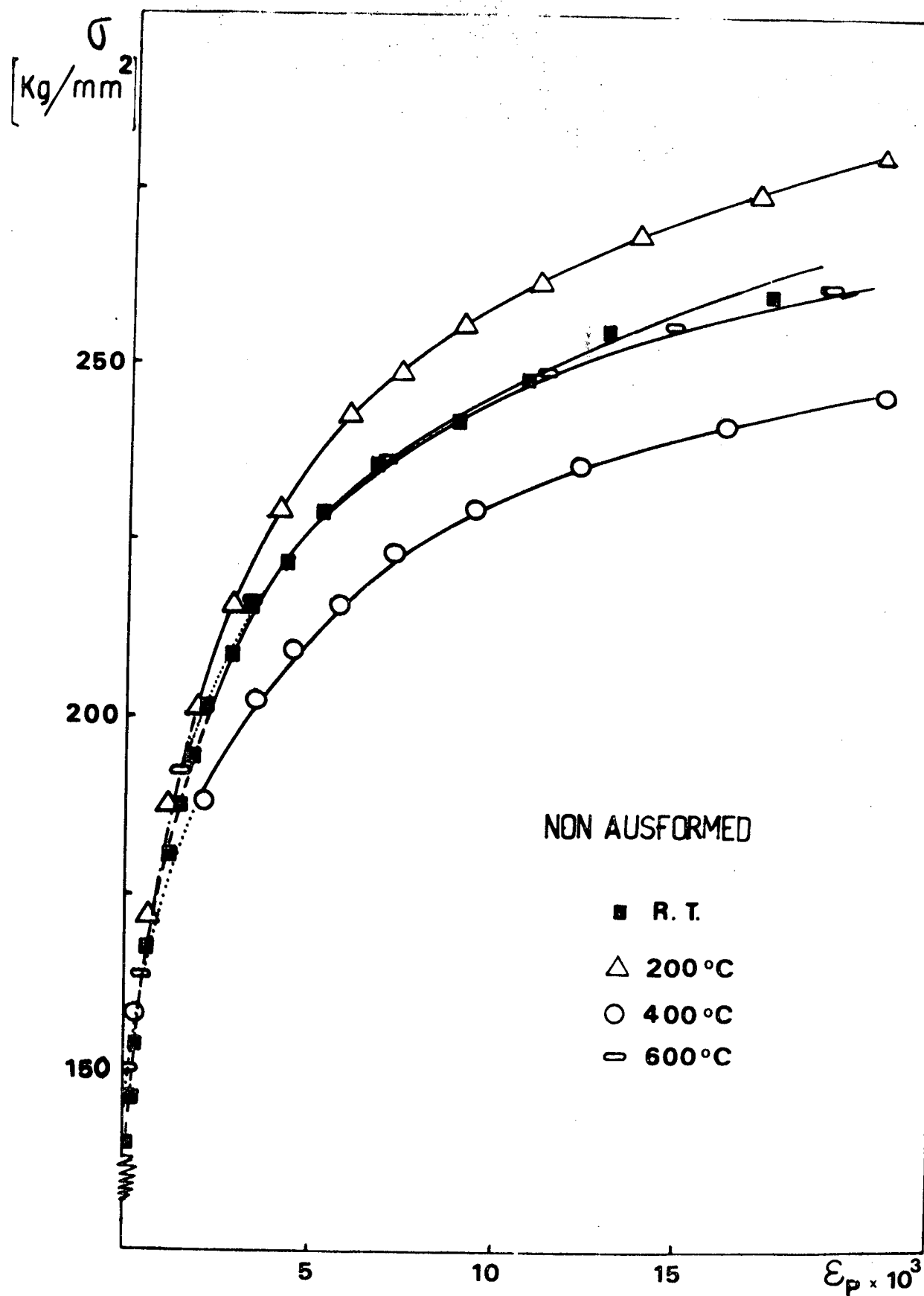


FIGURA 2

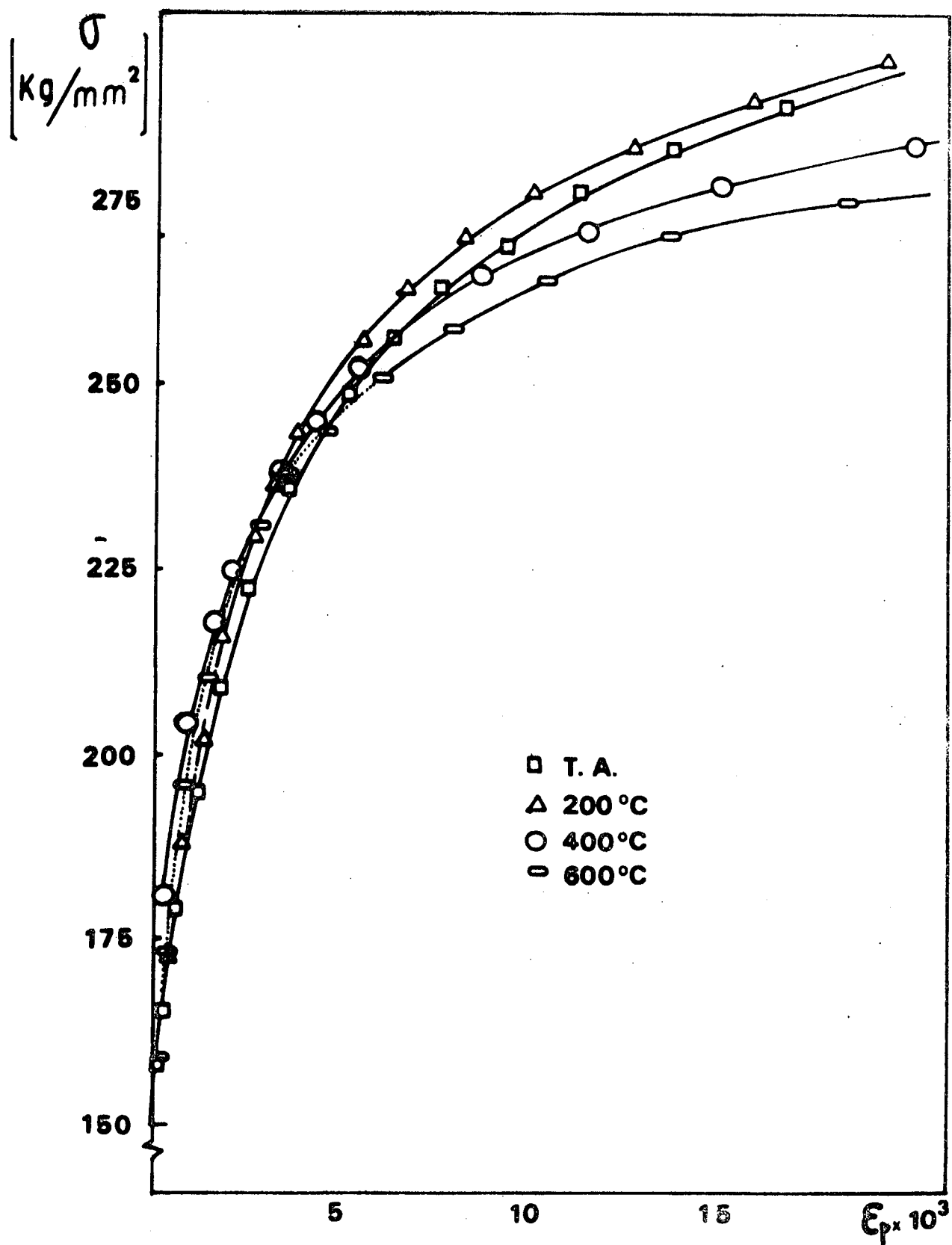


FIGURA 3

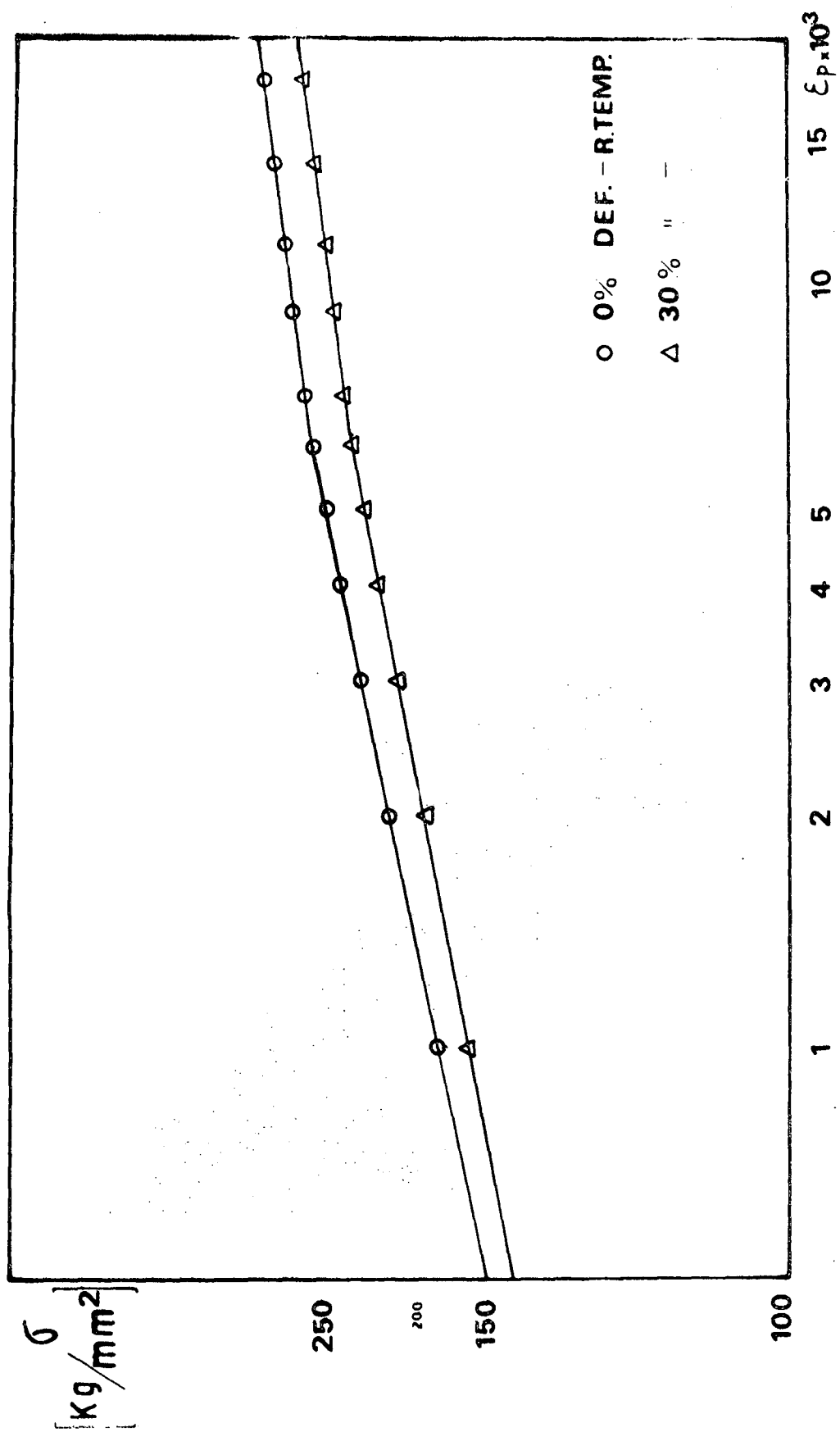


FIGURA 4

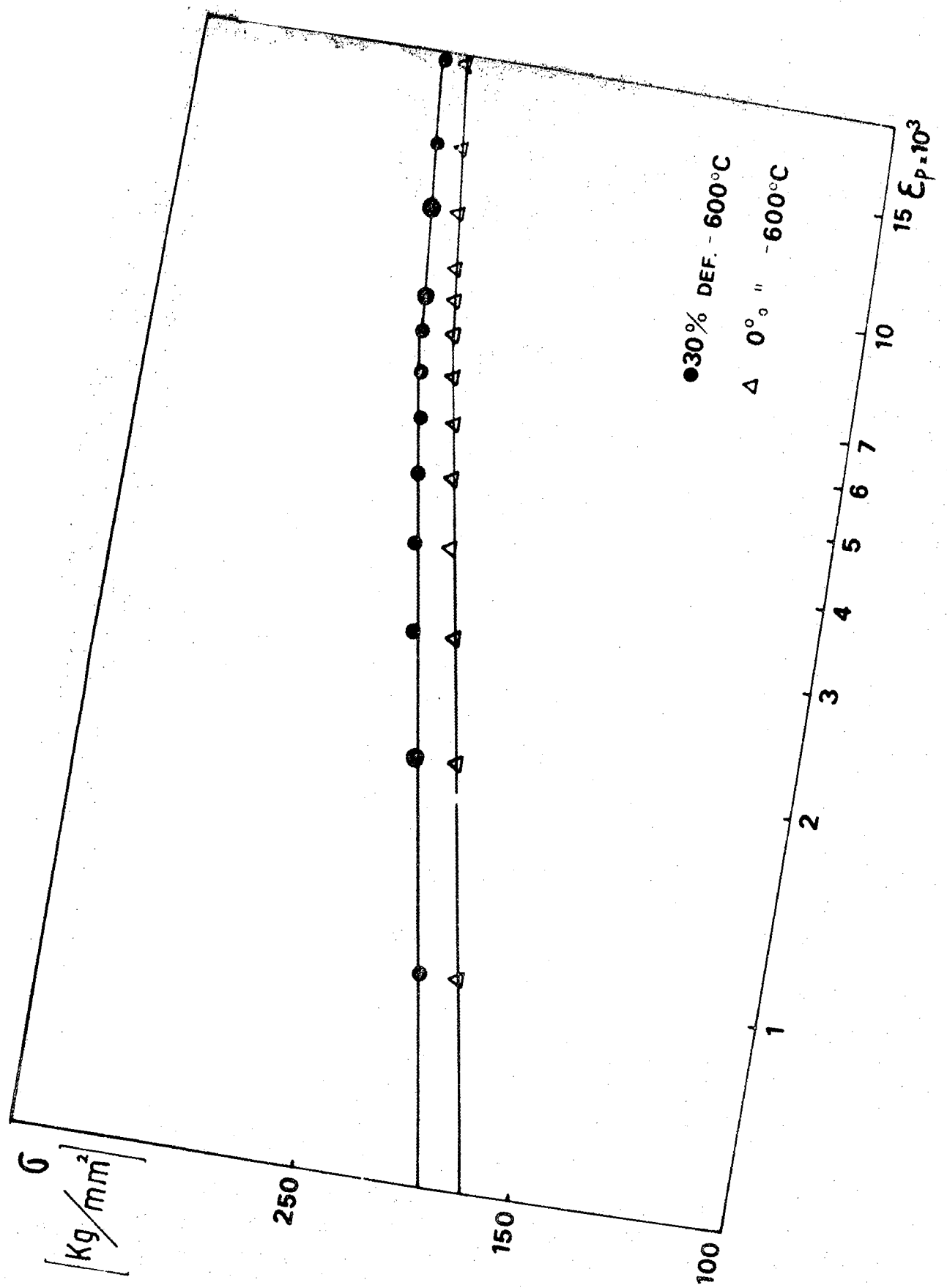


FIGURA 5

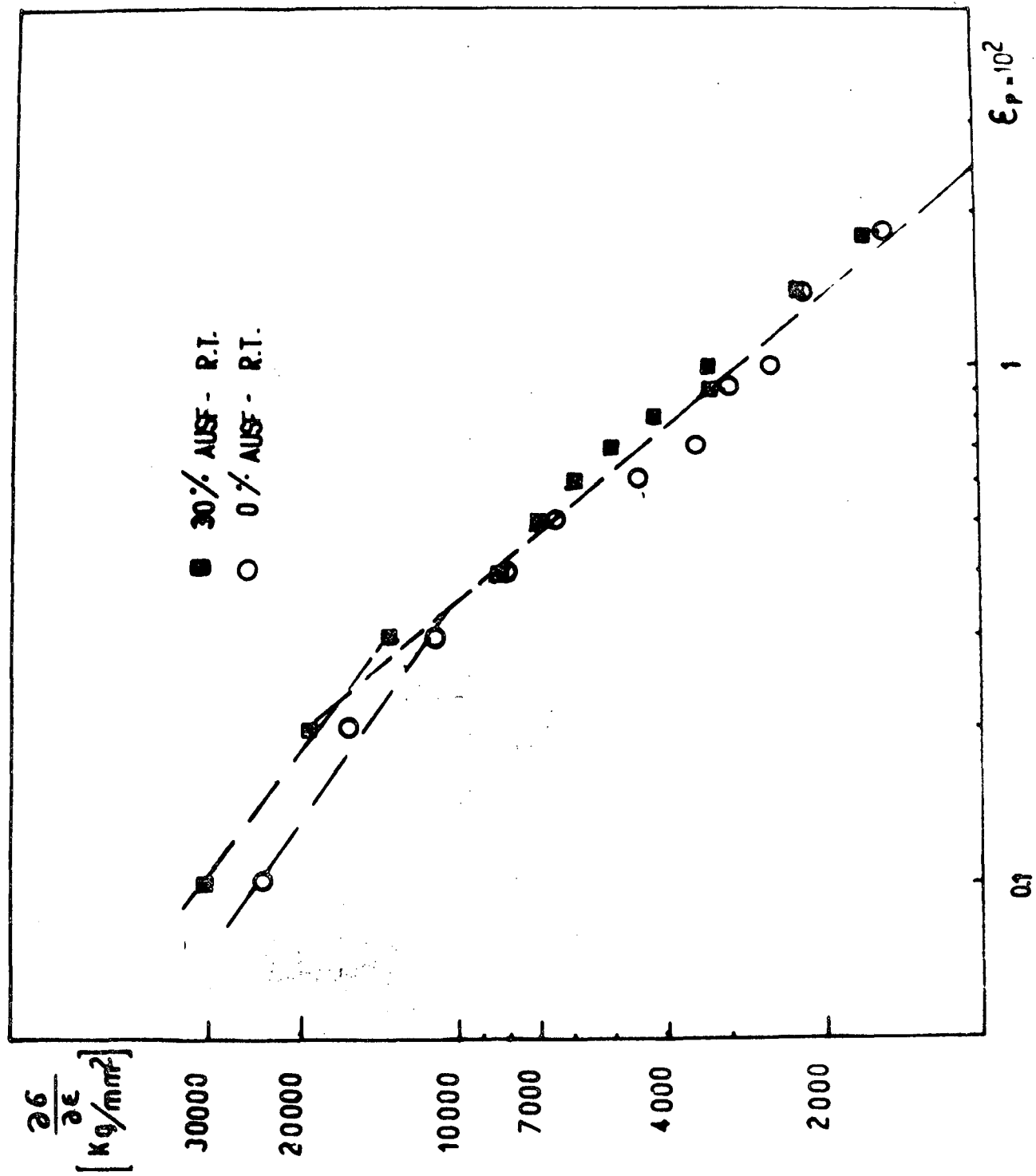


FIGURA 6

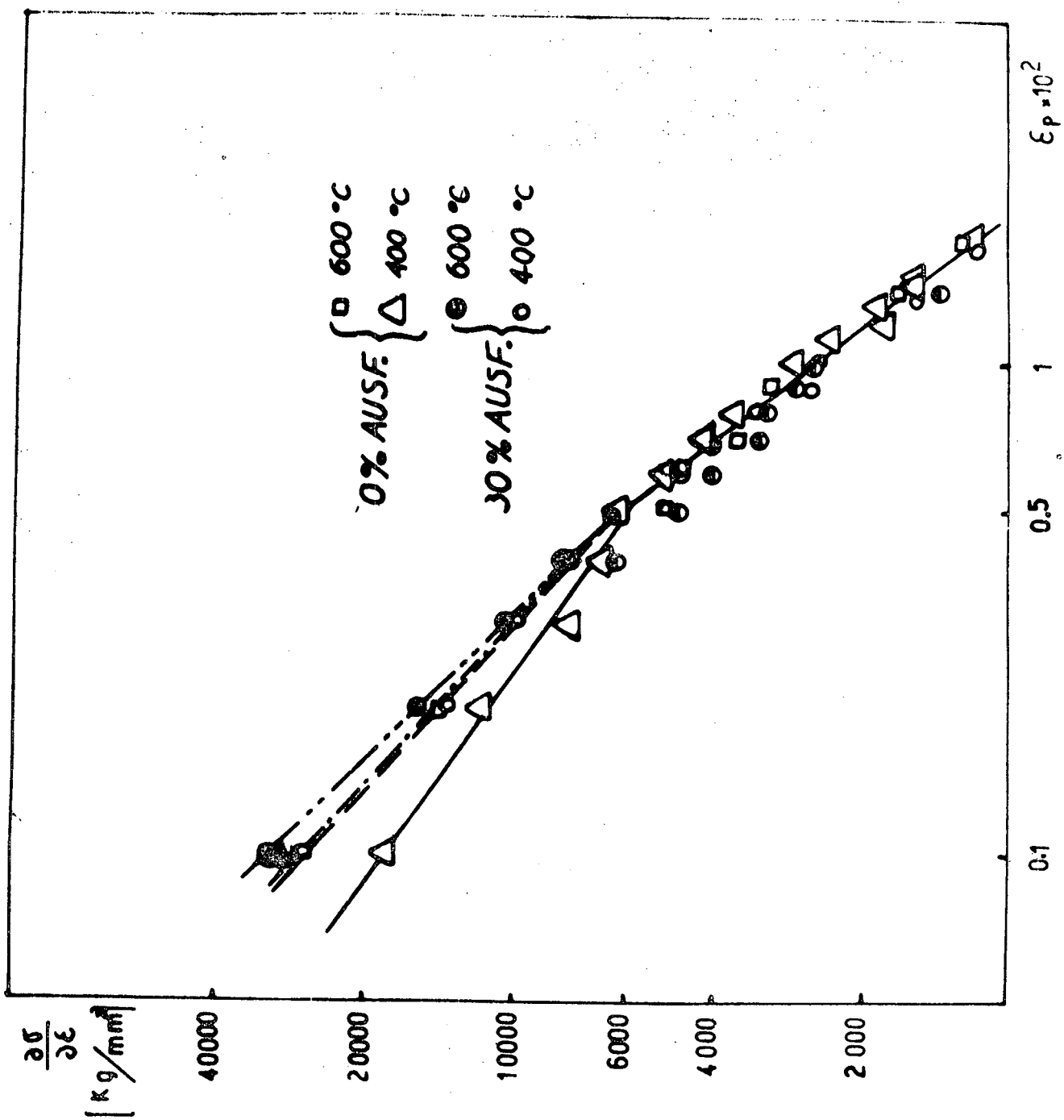


FIGURA 7

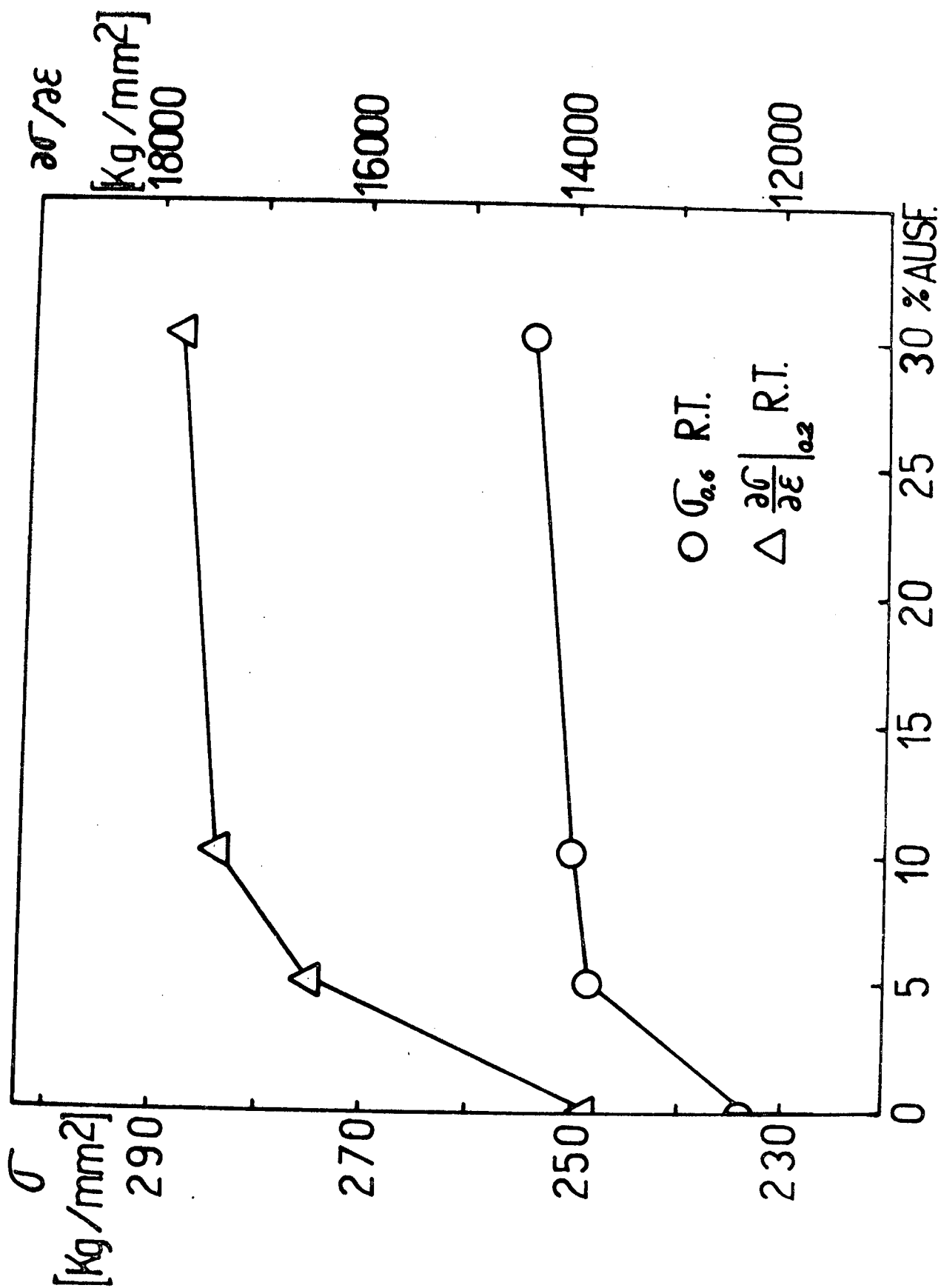


FIGURA 8

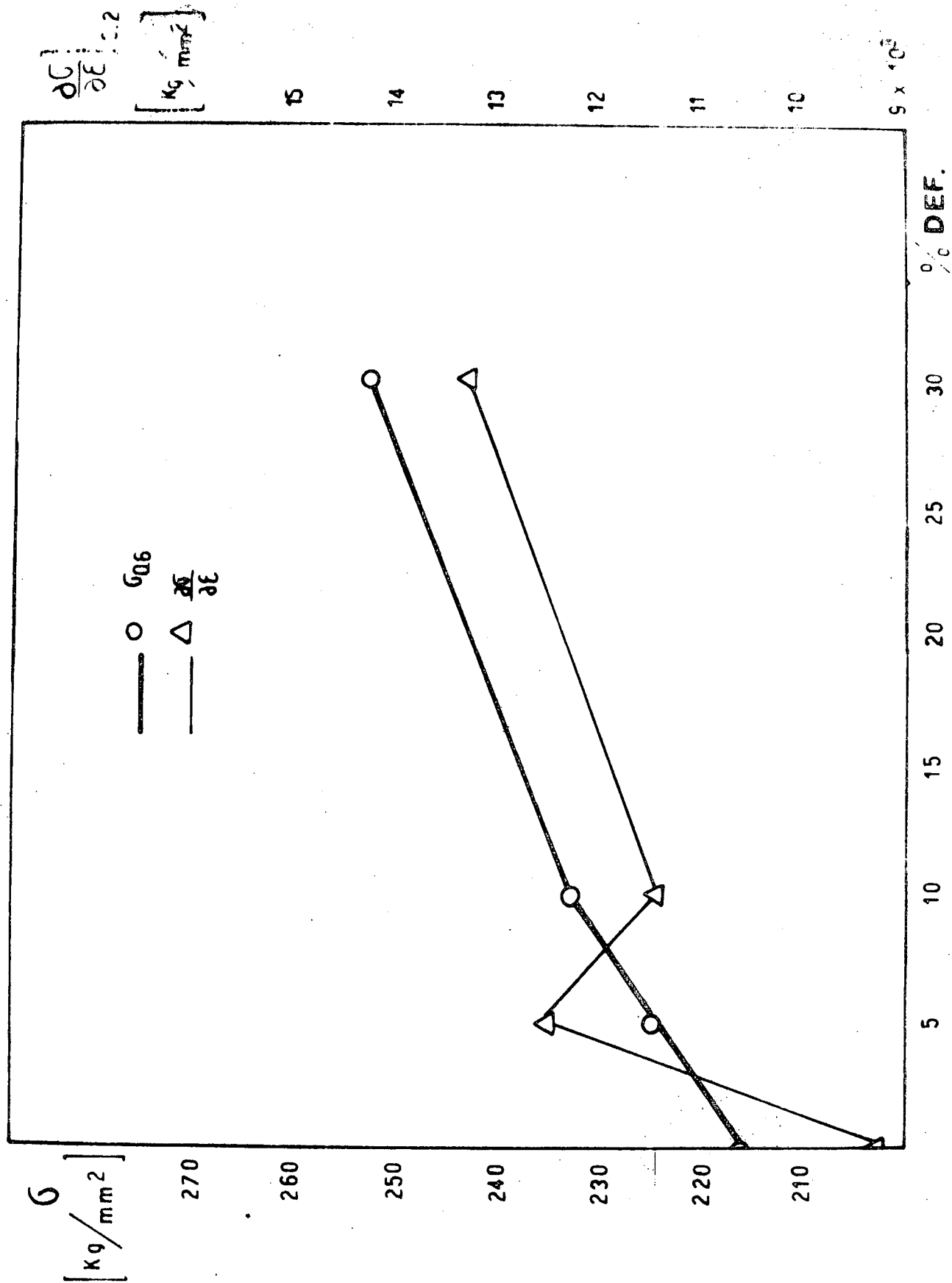


FIGURA 9

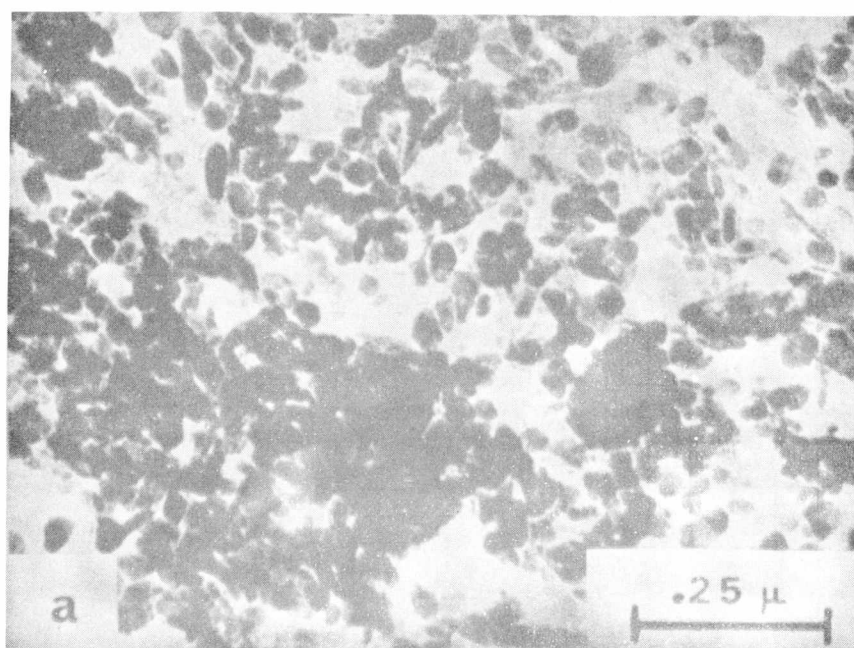
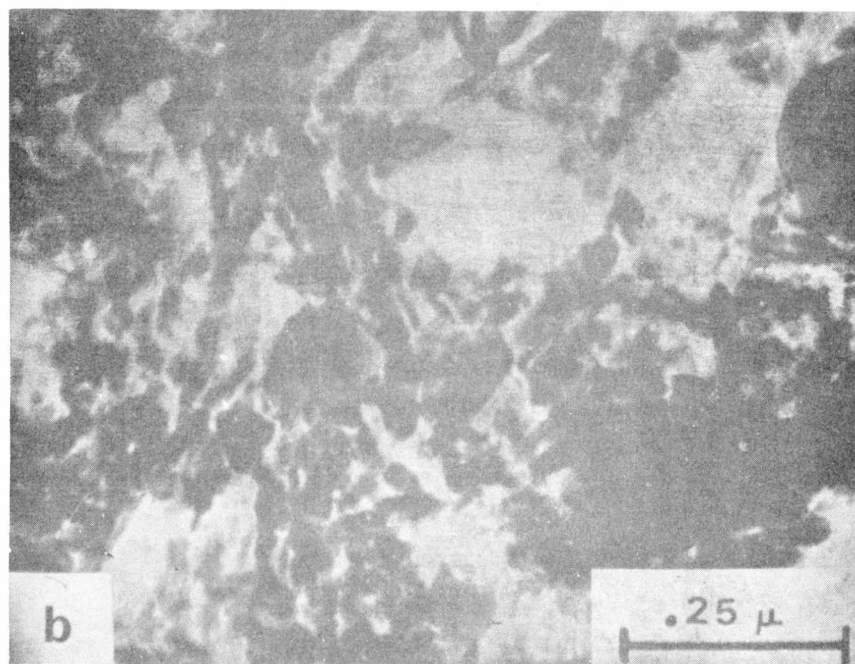


Fig. 10 - Micrografía electrónica (réplica de extracción de carbono). a) Sin ausformar, templado y revenido 1 hr a 400 °C; b) ausformado 30 %, templado y revenido 1 hr a 400 °C.

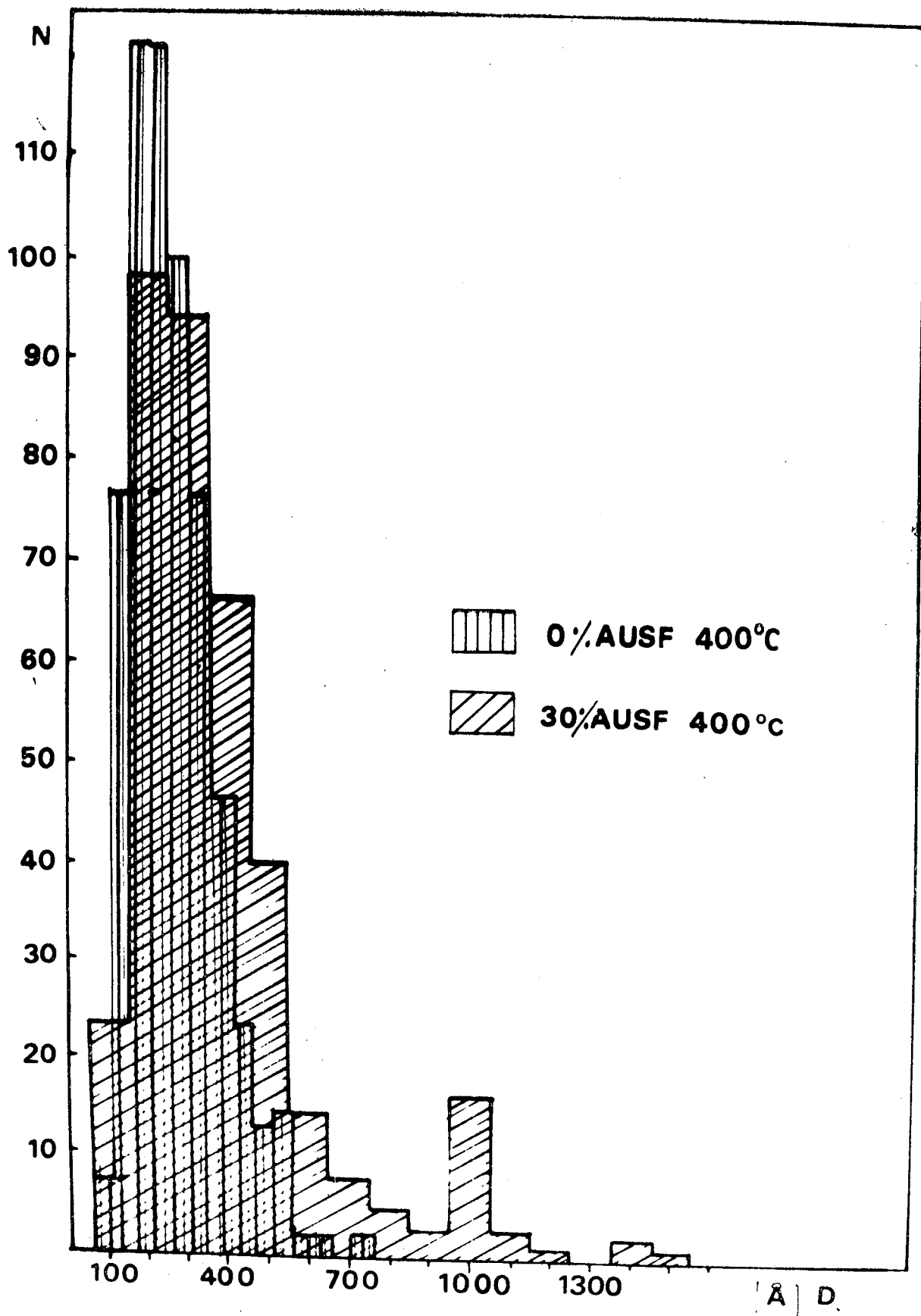


FIGURA 11 (a)

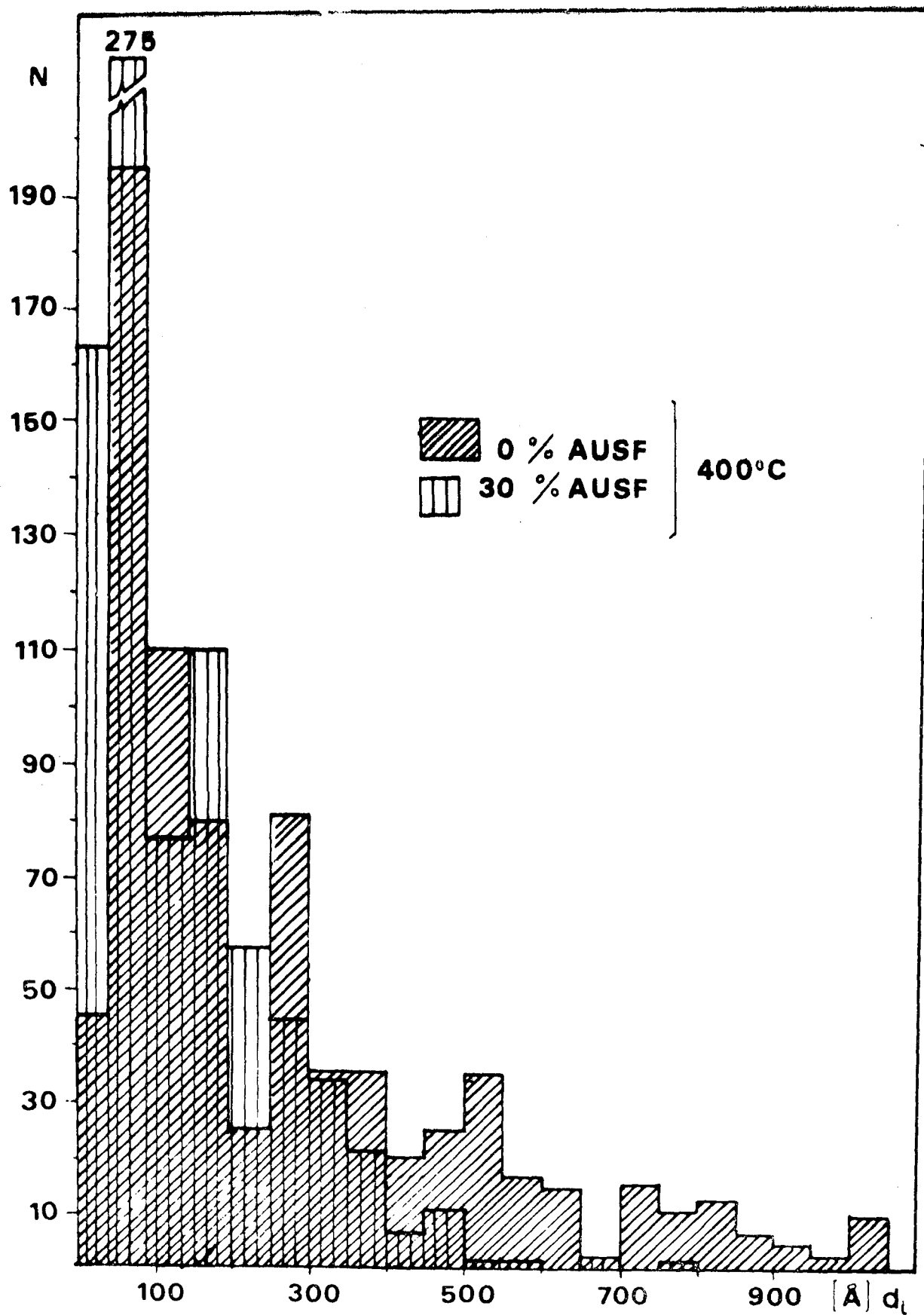


FIGURA 11 (b)

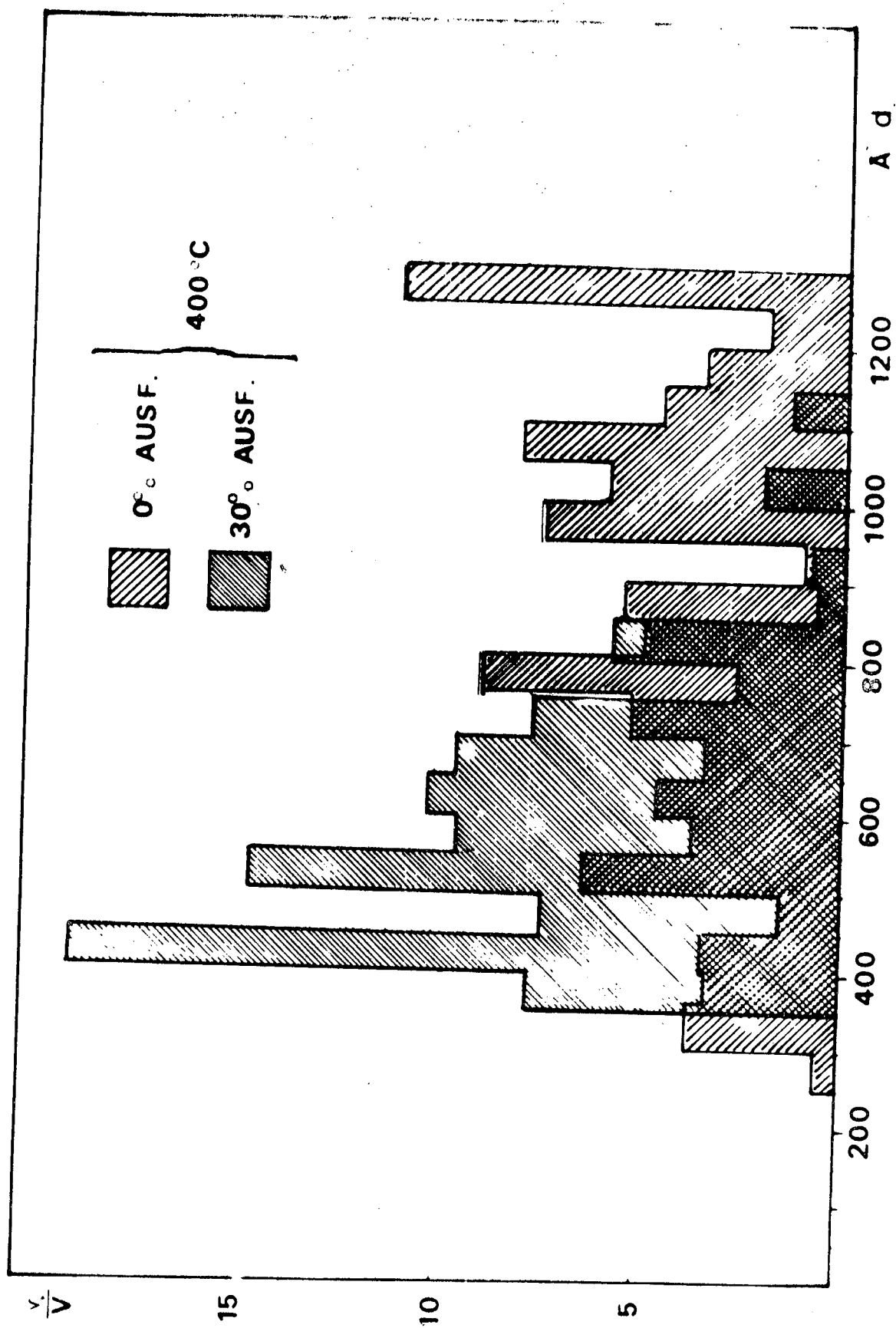


FIGURA 12

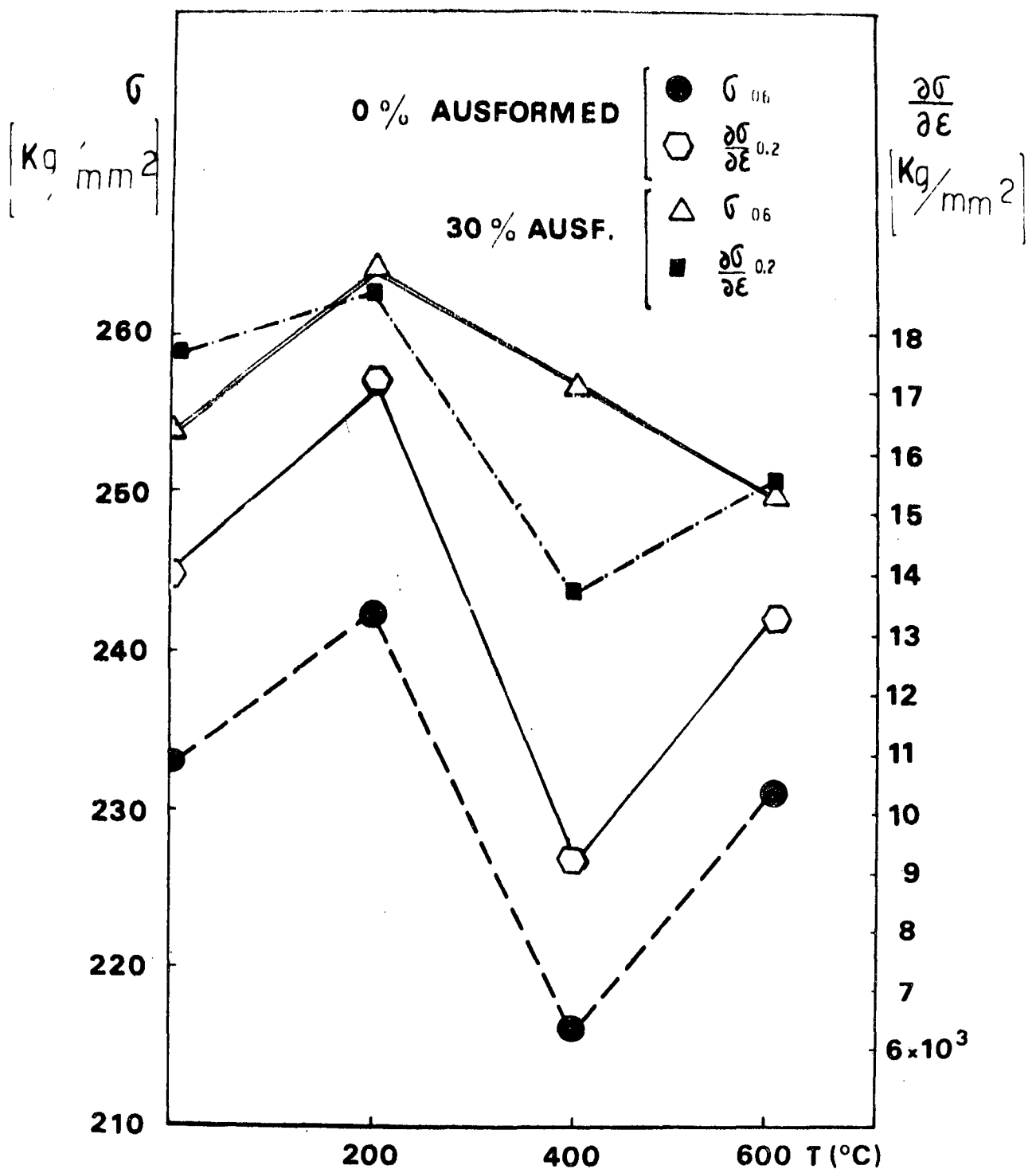


FIGURA 13

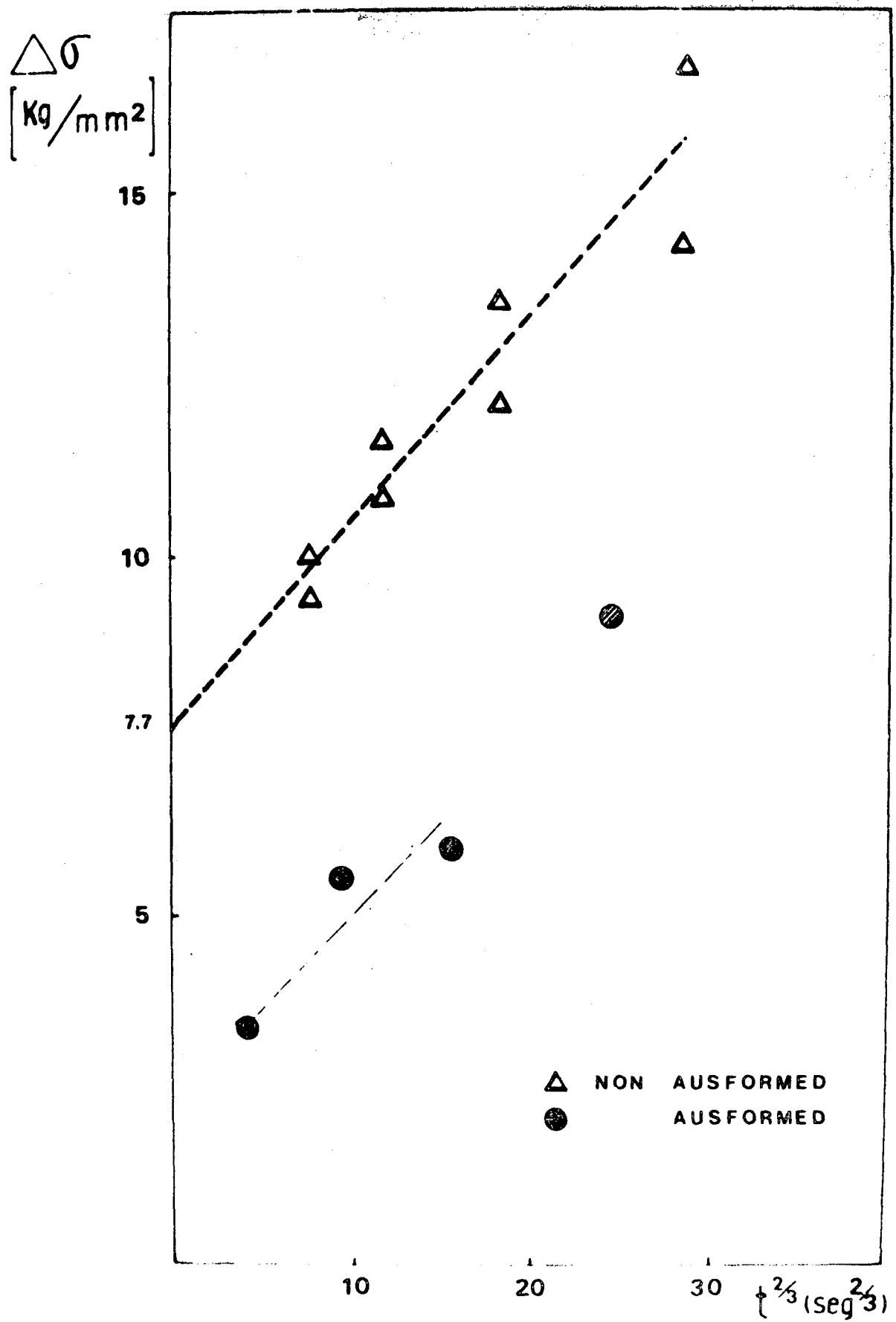


FIGURA 14