

B-367

04 7609

cj3

PMM/I-201

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

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA)

ESFEROIDIZACION DE UN ACERO DE 0.9% DE CARBONO
POR LAMINADO EN TIBIO

Rafael Castillo

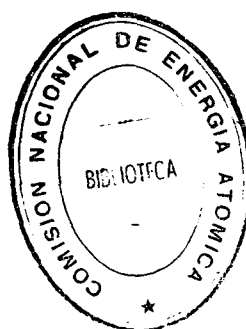
Gerencia de Tecnología
Buenos Aires-Argentina
1976

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

**PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA)**

**ESFEROIDIZACION DE UN ACERO DE 0.9% DE CARBONO
POR LAMINADO EN TIBIO**

Rafael Castillo



**Gerencia de Tecnología
Buenos Aires-Argentina
1976**

ESFEROIDIZACION DE UN ACERO DE 0,9% DE CARBONO
POR LAMINADO EN TIBIO

Rafael Castillo

RESUMEN

Se estudia la posibilidad de obtener estructuras esferoidizadas por deformación en tibio, a distintas temperaturas en un acero de 0,9% de Carbono y las propiedades mecánicas resultantes.

Se proponen mecanismos para interpretar el comportamiento resultante.

I. INTRODUCCION

El recocido de un acero perlítico en el rango de temperaturas entre los 600° y 725°C conduce a la formación de una estructura con matriz ferrítica más cementita esferoidizada. La esferoidización se realiza muy lentamente, aún a temperaturas muy cercanas a la crítica. El proceso es controlado por difusión y hay evidencias, las cuales indican que el proceso que controla la velocidad en el crecimiento esferoidal, es la difusión de hierro y no la de átomos de carbono⁽¹⁾.

Tratamientos térmicos especiales han sido desarrollados para acelerar la esferoidización, por calentamiento y enfriamiento a través de la temperatura de transformación^(2,3). El proceso también puede ser acelerado por deformación en frío, previo al recocido. El tiempo requerido para una esferoidización casi completa depende del grado de trabajado en frío y de la temperatura de recocido⁽⁴⁾. La naturaleza del proceso es diferente en este último caso, puesto que éste es iniciado en las láminas de carburo rotas y se extiende al resto de la colonia perlítica. El proceso de esferoidización se realiza heterogéneamente y no homogéneamente como en el recocido.

Otro medio posible para acelerar la esferoidización es deformar el acero a altas temperaturas⁽⁵⁾; y también durante el creep de aceros al carbono a temperaturas de 450°-550°C, después de una deformación de 1% es posible observar una aceleración de la esferoidización. Una marcada aceleración fue observada en creep a 650°C, notándose un incremento en la velocidad de esferoidización, según el incremento de la tensión. La influencia de la deformación fue más evidente en los ensayos de tracción en caliente, donde ocurre una esferoidización muy marcada en mucho menos tiempo que en creep a iguales temperaturas, en este caso las deformaciones son considerablemente mayores.

También ha sido determinado que, aplicando una cierta deformación durante el recocido de aceros perlíticos, se acelera el proceso de esferoidización^(5,6,7,8).

Robbins y otros⁽⁹⁾ han mostrado que una completa esferoidización de un acero eutectoide podría ser lograda en menos de tres minutos a 700°C, con velocidades de deformación de $2,4 \times 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$, la cual es una velocidad de deformación mucho mayor que las anteriores. La explicación de estas altas velocidades de esferoidización dada por diversos autores^(6,7,9,10) sería que el mecanismo que controla la velocidad de esferoidización es la difusión en borde de grano de hierro en hierro y que los caminos de corto circuito para la difusión son continuamente provistos por los nuevos bordes de grano introducidos por el trabajado en caliente.

Sherby y otros (12) han medido el valor de la energía de activación, que coincide con el de difusión para hierro por borde de grano, lo cual corrobora lo expresado anteriormente.

Evidencia directa de la formación de tales nuevos límites durante el trabajado en caliente fue aportada por Irani y Taylor (11), quienes estudiaron el "isoforrado" de un acero de 0,5% C por trefilado con distintas reducciones en el rango de 550° a 700°C, después de austenizar a 950°C. Microscopía electrónica de láminas delgadas mostraron que la esferoidización completa se produjo en el material, con una estructura de carburos esferoidales finos en una matriz ferrítica, con formación de subgrano dentro de la matriz ferrítica, variando el tamaño de subgrano entre 0,2 y 0,6 μ después de 70% de reducción en área en un rango de temperaturas entre los 600° y 700°C.

Las propiedades mecánicas obtenidas en un acero SAE 1070(12) resultan considerablemente elevadas en comparación con el mismo acero en estado recocido, salvo la ductilidad, que disminuye en función de la reducción total alcanzada, y que llega a ser tres veces menor para reducciones de $\epsilon = 1,2$ y siete veces menor para reducciones de $\epsilon = 2,0$ que el valor de material recocido.

La tensión de fluencia del material laminado en tibio, es cerca de tres veces mayor que la del material recocido, con propiedades mecánicas similares en el sentido longitudinal y transversal, como es de esperar en este tipo de estructuras.

Liu y Garland (13) han estudiado la influencia del espaciado entre partículas sobre la tensión de fluencia a temperatura ambiente de aceros esferoidizados con varios contenidos de carbono, de 0,065 a 1,46% C, y distintos tamaños de partículas de carburo, entre 0,9 y 2,8 μ .

El presente trabajo se realiza con el fin de obtener información sobre las propiedades mecánicas finales de un acero esferoidizado, de 0,9% de carbono aproximadamente, por deformación en tibio entre los 500° y 700°C.

II. METODO EXPERIMENTAL

II.1 Material y Tratamiento Térmico

El material utilizado corresponde a un acero de la clasificación SAE 1095, de producción comercial, cuya composición química es la siguiente:

C = 0,98 %	Ni = 0,09 %
Mn = 0,28 %	V = 0,03 %
Si = 0,21 %	Sn = 0,016%
P = 0,013%	Al = 0,009%
S = 0,008%	Cu = 0,13 %
Cr = 0,093%	As = 0,024%

Para conseguir la estructura perlítica, empleada como estructura de partida, el tratamiento térmico se realizó en base a los datos del diagrama isotérmico⁽¹⁴⁾, de la Fig. 1.

Las probetas, de dimensiones: 12,7 x 25,4 x 80 mm., fueron austenizadas en un horno vertical, en baño de plomo, el cual fue recubierto con polvo de grafito para evitar la oxidación del mismo, a 890°C durante 30 minutos y luego tratadas isotérmicamente en otro horno similar a 550°C durante 5 minutos y posteriormente enfriadas en aire quieto hasta temperatura ambiente.

II.2 Proceso de Laminación

Las probetas fueron agrupadas en cuatro series de cinco probetas cada una, designándose a las mismas con números correlativos y entonces laminadas a cuatro temperaturas diferentes: 700°, 650°, 600° y 550°C, empleándose en el proceso de laminación rodillos no calentados. Las probetas fueron laminadas hasta alcanzar una reducción total en altura de 87% aproximadamente.

Se llegó a esta reducción empleando alrededor de 20 pasadas por cada probeta, con intervalos de recalentamiento entre pasada y pasada de 3 minutos aproximadamente.

El equipo empleado para la laminación de las probetas consistió en: una laminadora experimental marca STANAT de cuatro velocidades, empleándose la menor de ellas que es de 28 rpm y con un diámetro de rodillos de 132 mm.

II.3 Ensayos Mecánicos

Se prepararon probetas de tracción del material sin tratamiento térmico,

tal como se consiguió en plaza, y del material laminado en tibio a las cuatro temperaturas indicadas anteriormente con el objeto de comparar sus propiedades mecánicas. Un esquema de las probetas se observa en la Fig.2.

Los ensayos de tracción se realizan en una máquina INSTRON, de 5 toneladas de capacidad, con una velocidad de cabezal de 0,05 cm/min., sobre una longitud de 38 mm., lo que representa una velocidad de deformación aparente de $1,3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$, dado que el material presenta deformación inhomogénea.

II.4 Observación de Microestructuras

La microestructura se controló con microscopía óptica pero fue necesario recurrir a elevados aumentos para resolverla, empleando para ello el microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-U3.

III. RESULTADOS

III.1 Observaciones Estructurales

La observación metalográfica del material de producción comercial, del tratado térmicamente para obtener estructura perlítica, del material esferoidizado por deformación en tibio a las cuatro temperaturas mencionadas y de la zona de fractura de una probeta ensayada por tracción fue realizada por microscopía electrónica de barrido.

La estructura del material de producción comercial es la típica después de un recocido prolongado, al que se somete este tipo de materiales, Fig.3. Los carburos en los límites de grano ferríticos han crecido a un tamaño mucho mayor que aquellos dentro de los granos, mientras que la distribución de las partículas dentro de los mismos es uniforme y de un tamaño y forma similares.

Como era de esperar, el material tratado térmicamente exhibe una estructura perlítica bien desarrollada, con un espaciado interlaminar del orden de 0,5 μ . Fig. 4.

La influencia del laminado en tibio a 700°, 650°, 600° y 550°C, fue la de convertir una estructura inicialmente perlítica en una totalmente esferoidizada. Es de interés destacar los distintos tamaños de carburos que se obtienen a las cuatro temperaturas de laminado, cuyos tamaños son crecientes hacia las temperaturas más altas, lo que implica un crecimiento de los mismos; el efecto del tamaño de partículas se observa en el valor de la tensión de fluencia⁽¹⁵⁾, la que es menor para el material deformado a 700°C comparado con los materiales deformados a menores temperaturas.

Las microestructuras de los materiales deformados a: 700°, 650°, 600° y 550°C se observan en las Figs. 5, 6, 7 y 8 respectivamente. Sobre las micrografías anteriores se determinó el espaciado entre partículas, según el método de Fullman⁽¹⁶⁾.

El camino libre medio, λ , definido como la distancia media entre partículas está dado por la relación:

$$\lambda = \frac{1 - f}{N_1}$$

donde: f = fracción en volumen de carburos.

N_1 = número de partículas interceptadas por unidad de longitud de línea de ensayo.

Los valores obtenidos en el presente caso son:

Temp. °C	λ . mm
700	100×10^{-5}
650	85×10^{-5}
600	68×10^{-5}
550	55×10^{-5}

Para obtener una esferoidización total del material es necesario alcanzar una deformación del orden del 80%. En la Fig.9, por ejemplo, se presenta una micrografía del material laminado en tibio a 600°C, en la que se observan zonas donde la esferoidización no ha sido completa y es posible ver en la misma restos de perlita, de la estructura original, esto se debe a que no se alcanzó la reducción del orden del 87% que es necesaria para obtener una estructura totalmente esferoidizada.

III.2 Propiedades Mecánicas

Las características mecánicas promedio de las probetas ensayadas a las temperaturas indicadas anteriormente se indican en la Tabla I.

Tabla I

Temp. °C	σ_f -2 Kgmm ⁻²	σ_M -2 Kgmm ⁻²	ϵ_u %
700°	71,3	80,1	5,5
650°	81,8	88,4	4,2
600°	102,6	110,3	3,6
550°	103,6	110,3	2,4
Comercial	35,8	61,7	15,3

Curvas típicas tensión-deformación real para los materiales laminados a 700°, 650°, 600° y 550°C así como el material comercial se indican en la Fig. 10.

III.3 Interpretación y Discusión

Las observaciones más importantes que se destacan son: la tensión de

fluencia de los materiales laminados en tibio son mucho mayores que la del material comercial (recocido de esferoidización). Por ejemplo, la tensión de fluencia del material esferoidizado a 550°C es tres veces mayor que la tensión de fluencia del material comercial.

El efecto del tamaño de la microestructura sobre la tensión de fluencia del acero tiene una gran importancia práctica. Hay evidencias⁽¹⁷⁾ que demuestran que un tipo particular de relación: la de Hall-Petch, describe bien la variación de la tensión de fluencia con el tamaño de grano en aceros dulces. Esta relación también es aplicable a la variación de σ_f con la distancia entre partículas en aceros esferoidizados y revenidos.

La tensión de fluencia de los aceros esferoidizados es presentada como una función de un parámetro estructural en la forma de la ecuación de Hall-Petch:

$$\sigma_f = \sigma_o + k \lambda^{-1/2}$$

donde: σ_f = tensión de fluencia, Kgmm^{-2}

σ_o y k = constantes experimentales

λ = camino libre medio

La ecuación que representa la variación de la tensión de fluencia con el camino libre medio hallado por Gurland⁽¹⁷⁾ es:

$$\sigma_f = 8,9 \text{ Kgmm}^{-2} + 1,9 \text{ Kgmm}^{-3/2} \lambda^{-1/2} \text{ mm}^{-1/2}$$

En la Fig.11, se presenta la gráfica donde es posible observar una aceptable concordancia de los valores obtenidos con la ecuación anterior. Sin embargo, es de hacer notar que las probetas laminadas a menor temperatura presentan valores más elevados que los que corresponderían a las λ medidas. Esto puede deberse a envejecimiento dinámico, efecto que ya ha sido señalado como responsable de la elevación de las tensiones de fluencia y máxima de aceros laminados en tibio⁽¹⁸⁾, aunque a temperaturas algo menores.

Siendo el envejecimiento dinámico, el proceso de envejecimiento que ocurre simultáneamente con la deformación plástica. La forma más conocida de este fenómeno es la fragilidad en azul de los aceros de bajo contenido de carbono ensayados entre los 150° y 250°C. Este efecto puede presentarse también a mayores temperaturas dependiendo de la velocidad de deformación. Esto es debido a la interacción que se produce entre dislocaciones y átomos intersticiales

en movimiento durante la deformación plástica a las temperaturas indicadas, que producen un frenado de las dislocaciones, que hace que para que el material pueda deformarse de acuerdo a lo exigido geométricamente por la laminación se deben generar más dislocaciones, lo que producirá un material altamente dislocado.

Es de hacer notar la disminución en la ductilidad que presenta el material a medida que disminuye la temperatura de laminación. Esta llega a ser para el material laminado en tibio a 550°C, casi seis veces menor.

En la micrografía presentada en la Fig.12 se muestra la zona de fractura del material laminado en tibio a 700°C obtenido en un ensayo de tracción. En la misma es posible observar que en las zonas central y central inferior se encuentran alojados, en los hoyuelos, partículas de carburos. Este tipo de fractura corresponde al tipo dúctil.

Pese a que las bajas deformaciones uniformes medidas inducirían a clasificar este material desde el punto de vista ingenieril como frágil, la ductilidad medida de cualquier manera indica la capacidad del material a soportar deformación, la inestabilidad plástica o la fractura marcan el fin de esta capacidad. Como se señaló desde el punto de vista microfractográfico, este material presenta fractura del tipo dúctil.

El mecanismo de la fractura dúctil está bien establecido e involucra la iniciación del hueco, el crecimiento y la coalescencia de los mismos para dar los usuales hoyuelos que caracterizan a este tipo de fractura.

Los huecos pueden nuclearse por fractura de las partículas de segunda fase⁽¹⁹⁾ o por decohesión de la interfase entre la partícula y la matriz⁽²⁰⁾.

Los cálculos de la deformación requerida para causar la fractura después que los huecos fueron iniciados, dan una pequeña proporción del valor total de la deformación⁽²¹⁾.

Una característica interesante de la deformación requerida para la iniciación de los huecos, es que ésta disminuye con el incremento de la fracción en volumen, debido a que la fractura de la cementita esferoidal es dependiente de la tensión^(22,23).

La deformación requerida para alcanzar un dado nivel de tensión disminuye con un incremento en el contenido de carbono, Fig.13. Esto puede ser en parte debido a la presencia de carburos pero algo del incremento de la tensión de fluencia es causado por el pequeño tamaño de grano ferrítico en los aceros de alto carbono. Parecería que una significativa proporción del efecto de los carburos sobre la ductilidad total está asociada con la reducción en la deformación requerida para causar la fractura de las partículas de cementita dado que ésta depende de la tensión.

De acuerdo a Inoue y Kinoshita⁽²⁴⁾ la deformación requerida para la iniciación de los huecos está relacionada con el camino libre medio por:

$$\epsilon_i = k \sqrt{\lambda}$$

donde: ϵ_i = deformación para la iniciación de los huecos

k = constante que involucra una $\rho_{crítica}$ a una $\sigma_{crítica}$

λ = camino libre medio entre partículas

en la que ϵ_i varía linealmente con $\lambda^{1/2}$. Si se grafican los valores obtenidos de ϵ_u se puede apreciar que los mismos concuerdan bastante bien con lo predicho por la teoría, Fig.14, o sea que en este material la ductilidad está determinada por el espaciado entre partículas.

IV. CONCLUSIONES

- Es posible producir estructuras esferoidizadas a partir de estructuras perlíticas en aceros de 0,9% de carbono por laminación en tibio y enfriamiento posterior del producto laminado.
- Sobre probetas laminadas en tibio a 700°, 650°, 600° y 550°C son necesarias grandes reducciones para lograr una estructura completamente esferoidizadas. A 600°C, por ejemplo, con una reducción del 70% la esferoidización resultó incompleta.
- La tensión de fluencia del material laminado en tibio aumenta con la disminución de la temperatura de laminado siendo la tensión de fluencia en gran parte controlada por el camino libre medio entre las partículas de carburos.
- La ductilidad del material laminado en tibio disminuye con la disminución de la temperatura de laminación estando controlada también por el camino libre medio entre partículas. Se alcanza una aceptable ductilidad en el material laminado a 700°C que llega a ser aproximadamente el 6%.

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

El autor agradece la colaboración en la discusión del trabajo a los Ings. J.Mazza y C.Lerch, como así también el apoyo brindado por el Programa Multinacional de Metalurgia de OEA.

REFERENCIAS

1. E.D.Hyman - J.Nutting. JISI, 184 (1956), p.148.
2. O.E.Cullen - Metal Progress, 64 (1953), p. 79.
3. P.Payson, W.L.Hodapp, J.Leeder - Trans. ASM 28 (1940) p.306.
4. A.H.Holtzman, J.C.Danko, R.D.Stout - Trans. AIME, 212 (1958), p.475.
5. C.A.M.Jenkins, G.A.Mellor, E.A.Jenkinson - JISI., 145 (1942), p.51.
6. E.A.Chojnowski, W.J.McG.Tegart - Metal Science J. 2 (1968), p.14.
7. M.J.Harrigan, O.D.Sherby - Mat.Scie.Eng. 7 (1971), p.177.
8. J.L.Robbins, H.W.Wagenaar, O.C.Shepard, O.D.Sherby - J.Materials, 2 (1967) p.271,
9. J.L.Robbins, O.C.Shepard, O.D.Sherby - JISI, 202 (1964), p. 804.
10. M.J.Harrigan - Stanford Univ., DMS Rep N°(67-23), 1967.
11. J.J.Irani, P.R.Taylor - Iron and Steel Inst. (London) Special Report N° 108, 1966, p.83.
12. O.D.Sherby, M.J.Harrigan, L.Chamagne, C.Sauve - Trans. ASM., 62 (1969), p. 575.
13. C.T.Liu, J.Gurland - Trans. AIME, 212 (1958), p. 750.
14. Atlas zur warmbehandlung der stahle - Max-Planck Institut fur Eisenforschung, Verlag Stahleisen MBH Dusseldorf, 1954/56/58.
15. J.Gurland - Second International Conference on the Strenght of Metals and Alloys - ASM, Metals Park. Ohio. V.2 1970, p.621.
16. R.L.Fullman - Trans. AIME. 197 (1953), p.447.
17. J.Gurland - American Society for Testing and Materials. STP N° 504, 1972, p. 108.
18. J.Mazza, L.Lozano - Jornadas SAM. 1972, Buenos Aires.
19. C.T.Liu, J.Gurland - Trans ASM, 1968, 61 p. 156.
20. J.Gurland, J.Plateau - Trans. ASM., 56, 1963. p. 442.
21. T.Gladman, B. Holmes, U.D.McIvor - ISI/BISRA. Conference at Scarborough. March 1971. London.
22. J.T.Barnby - Acta Met. 15, 1967, p. 903.
23. E.Smith - Int.J.Fracture Mech., 4, 1968, p. 131
24. T.Inoue, S.Kinoshita - Third Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys. Cambridge, England. The Inst. of Metals and The Iron and Steel Inst. v.1. August 1973, p. 159.

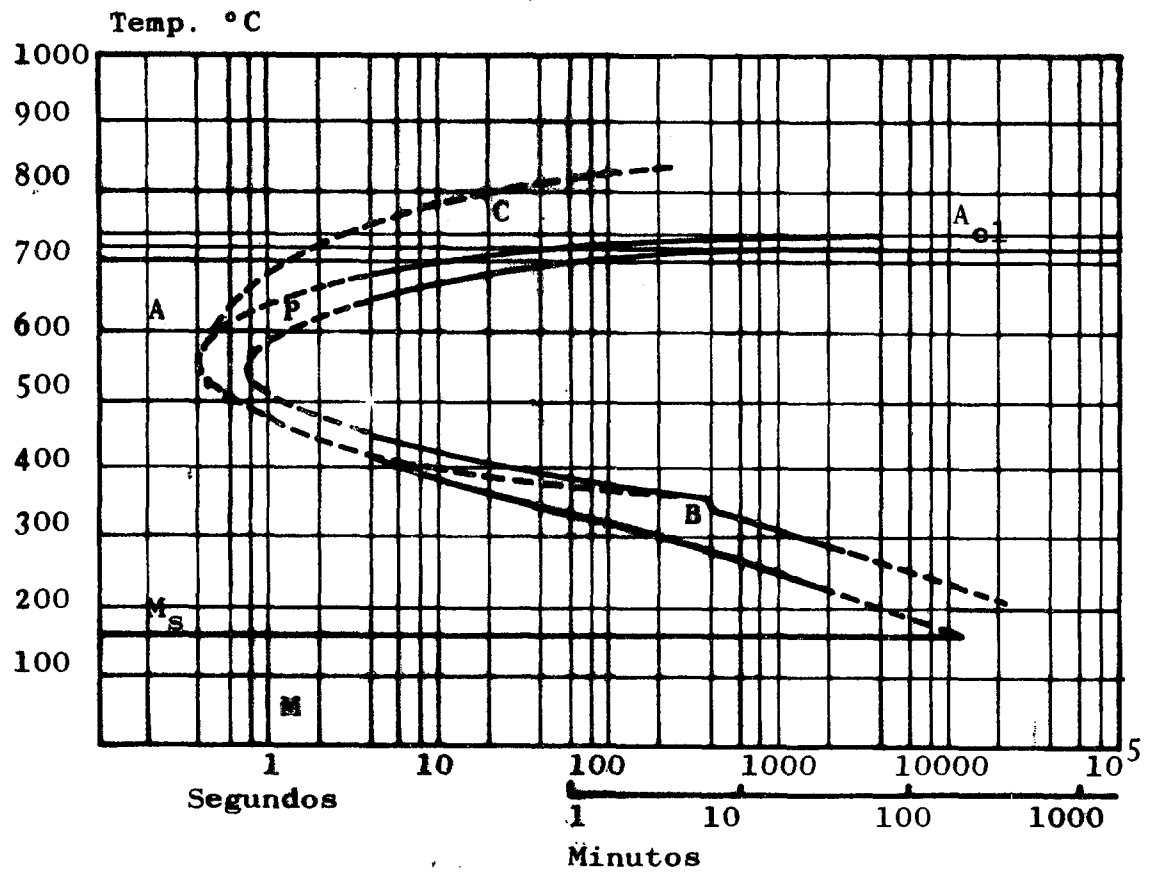


FIG. 1.- DIAGRAMA ISOTERMICO DEL ACERO SAE 1095

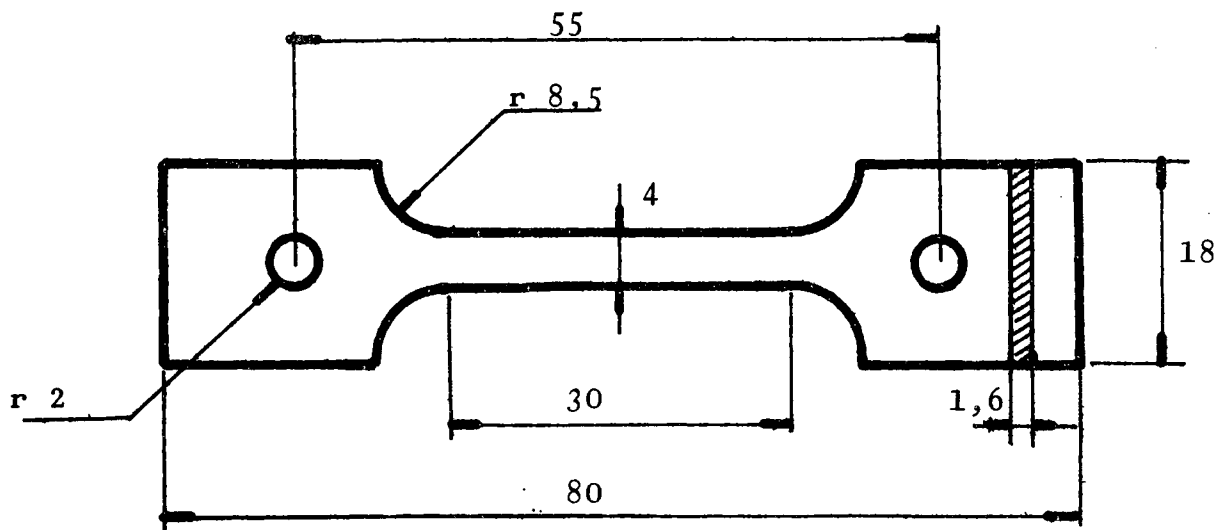


FIG. 2.- PROBETA DE TRACCION.-

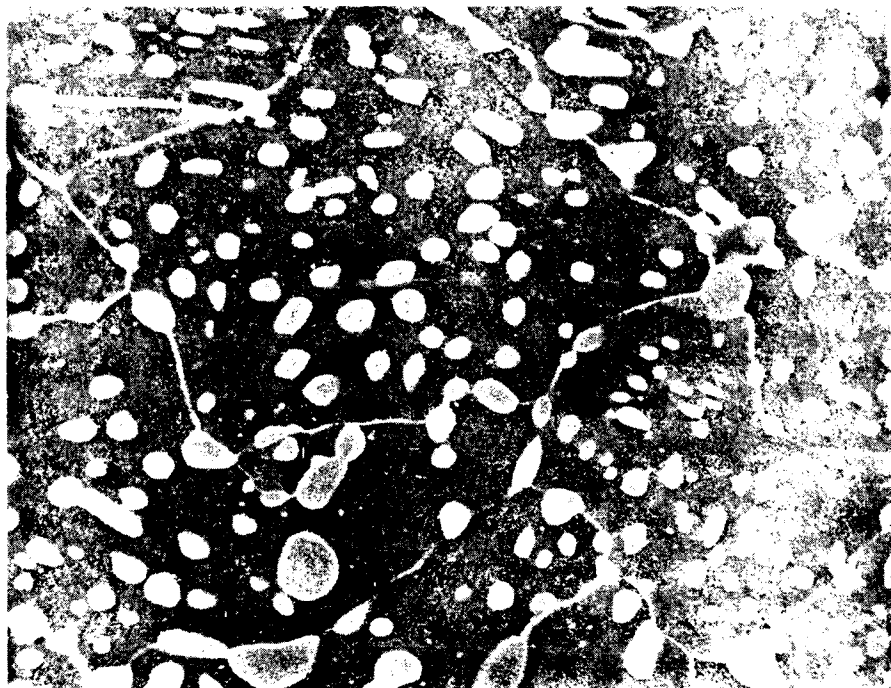


FIG. 3.- Material de Producción comercial
Matriz ferrítica y cementita esfe-
roidizada
Microestructura electrónica de
barrido.- 3000 X

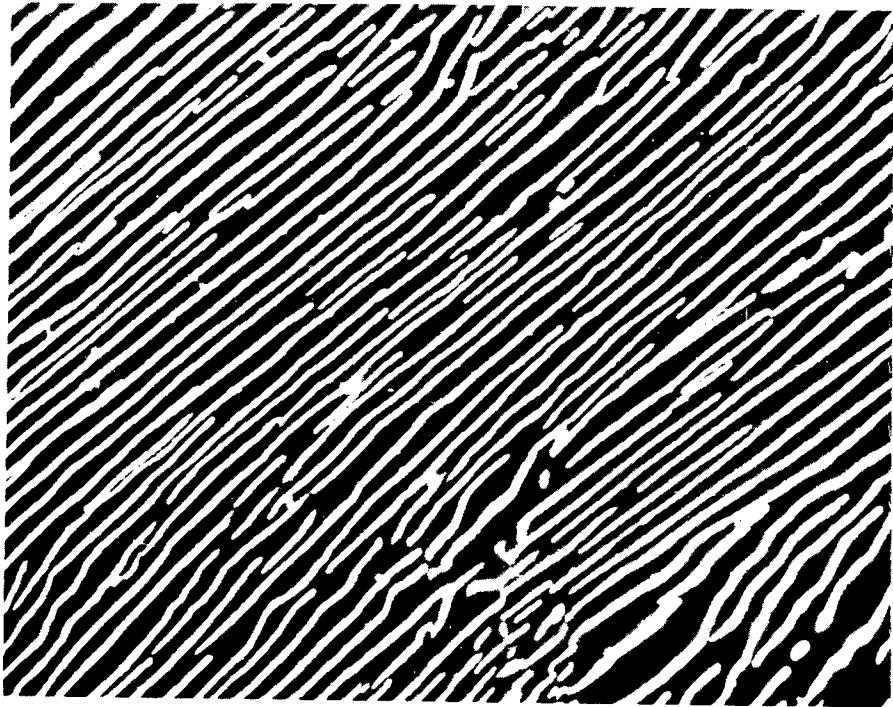


FIG. 4.- Material tratado isotérmicamente
Microestructura perlítica
10.000 X

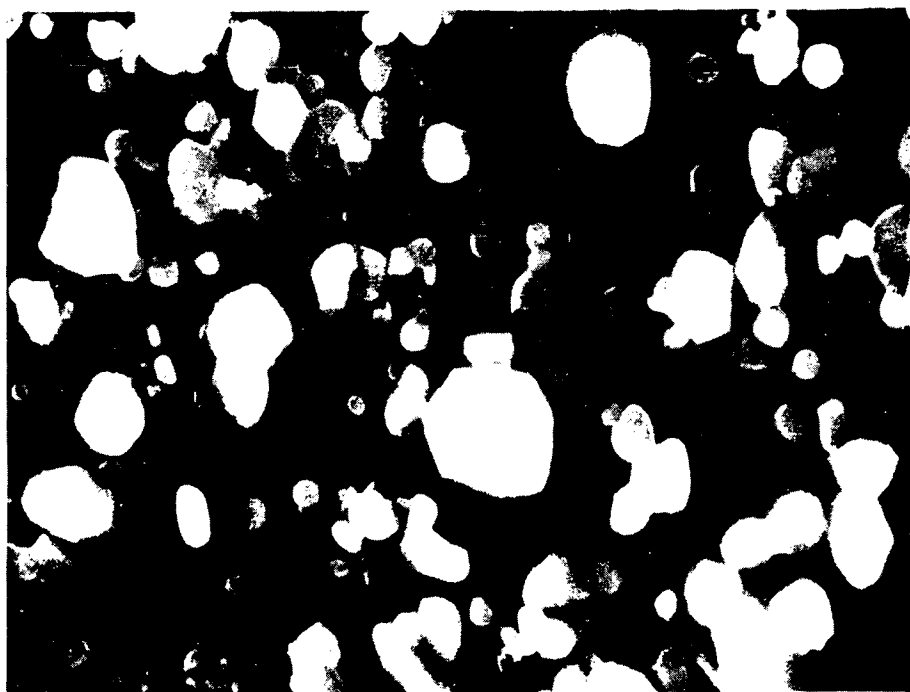


FIG. 5.- Material esferoidizado por deformación en tibio.
Temp. de laminación: 700°C.- 10.000 X

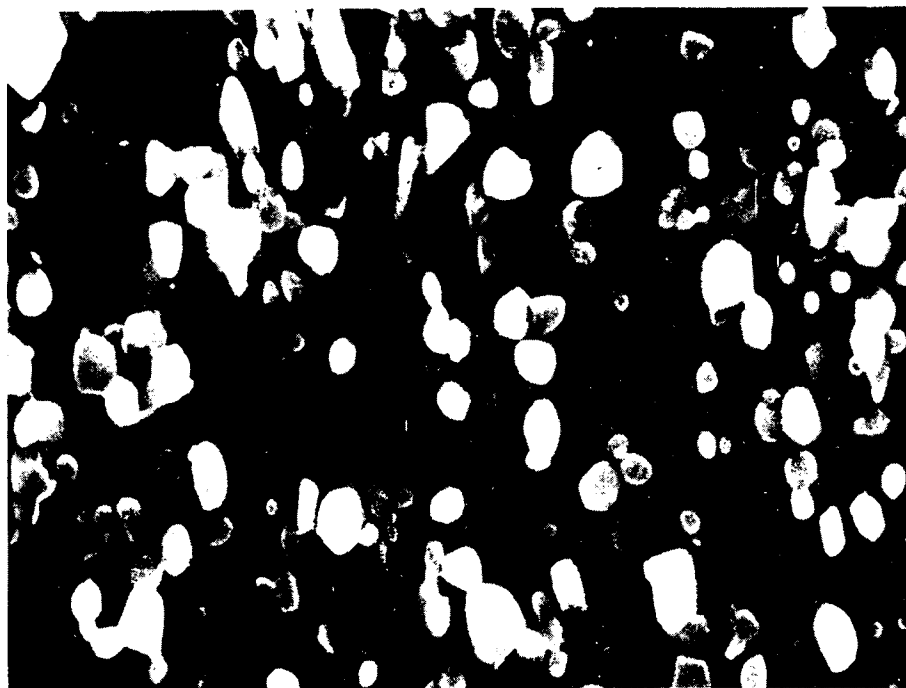


FIG. 6.- Material esferoidizado por deformación en
tibio. Temp. de laminación: 650°C.-
10.000 X

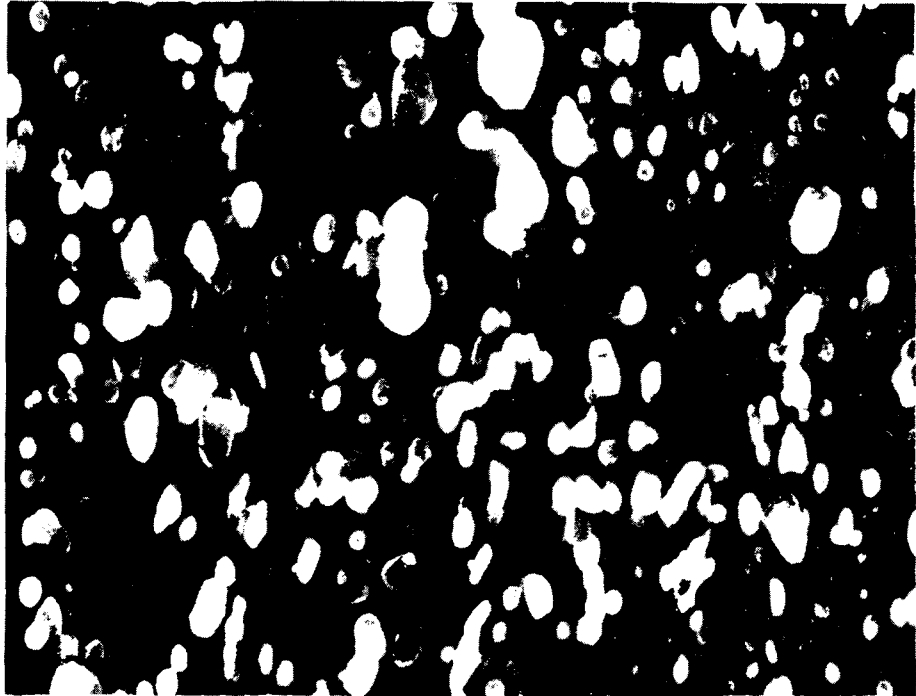


FIG. 7.- Material esferoidizado por deformación en tibio. Temp. de laminación: 600° C.- 10.000 X

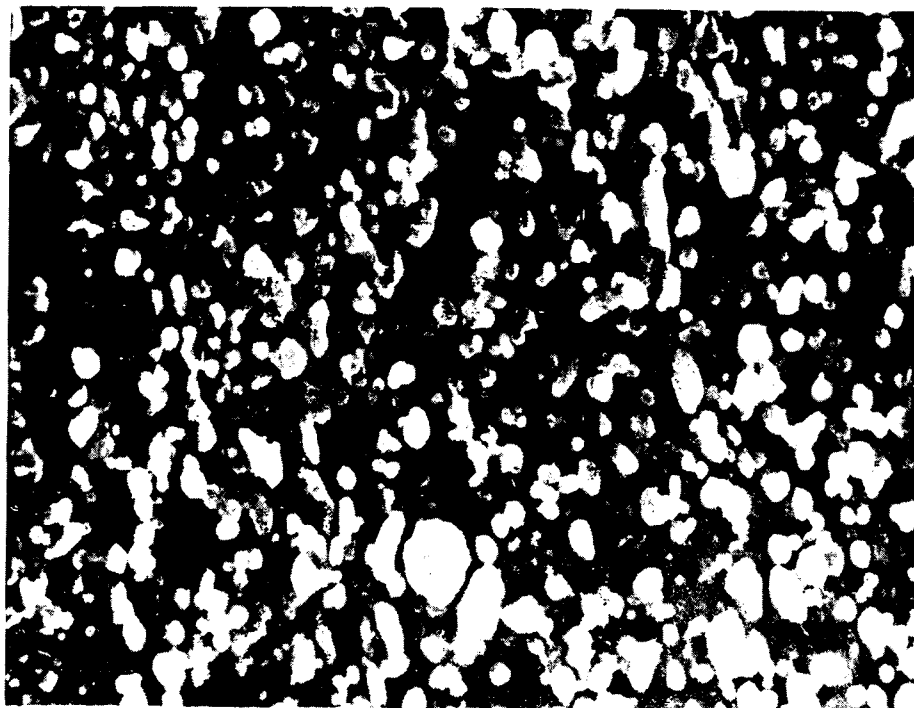


FIG. 8.- Material esferoidizado por deformación en
tibio. Temp. de laminación: 550° C.-
10.000 X

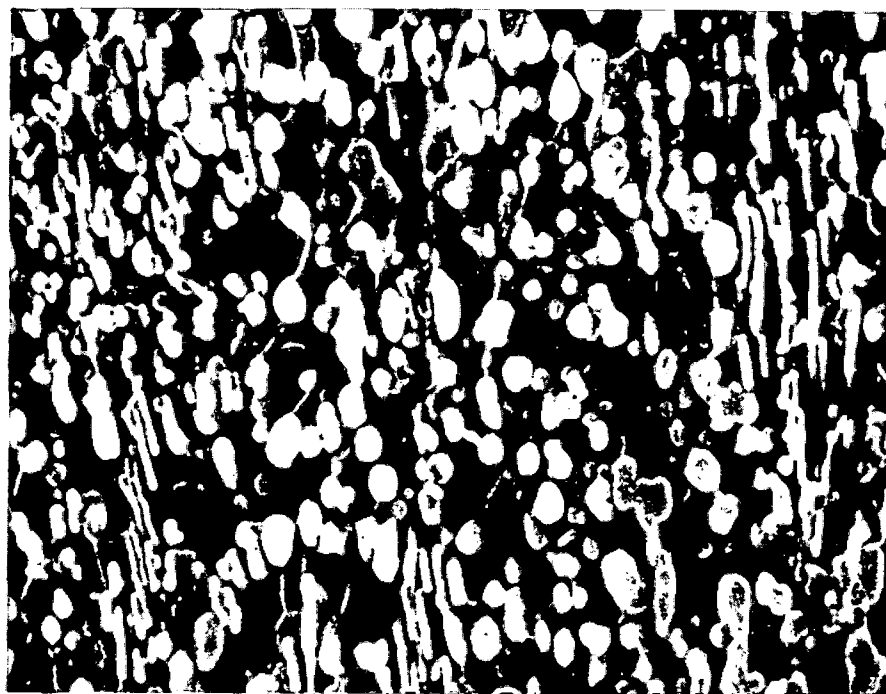


FIG. 9.- Material esferoidizado por deformación en tibio. Temp. de laminación: 600°C. Esferoidización incompleta, se observan restos de perlita.- 10.000 X

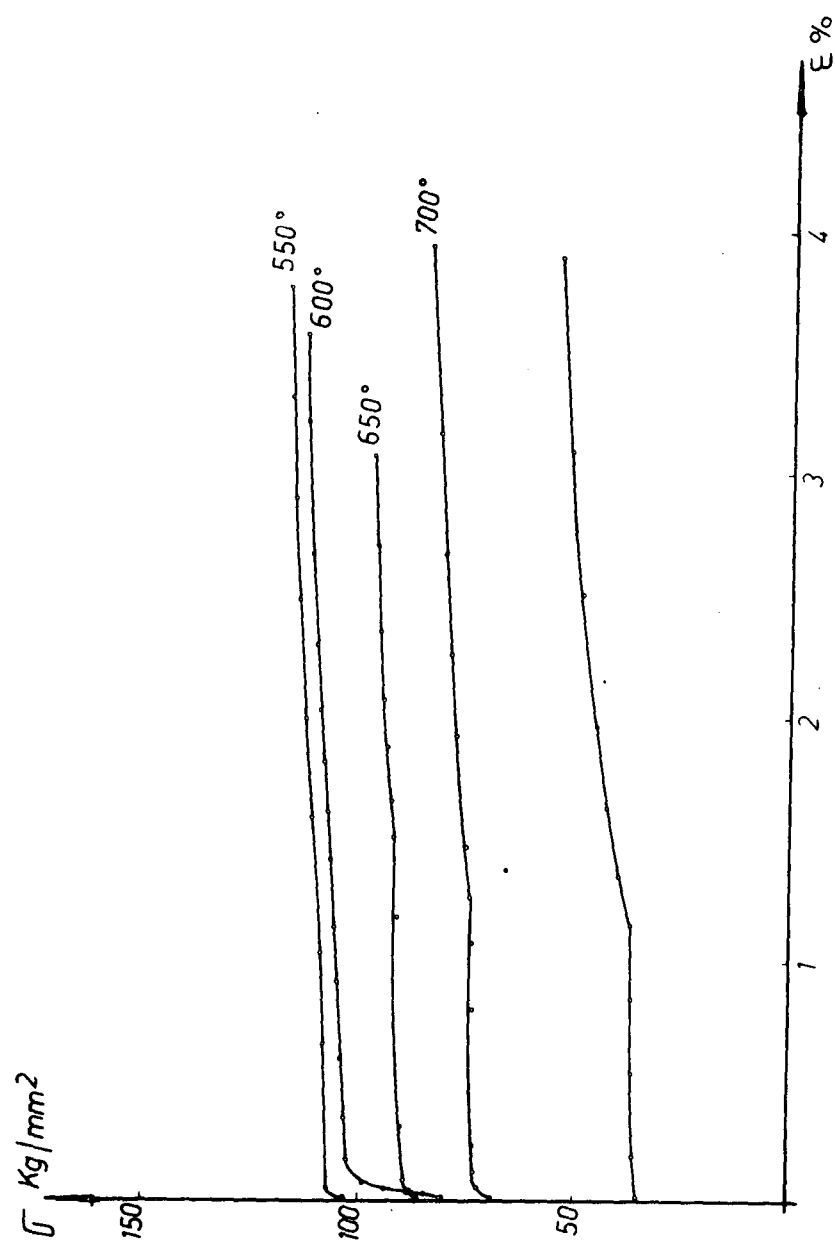


FIG. 10.- Curvas típicas tensión real - deformación real del material laminado en túbio a 700, 650, 600 y 550°C y del material comercial

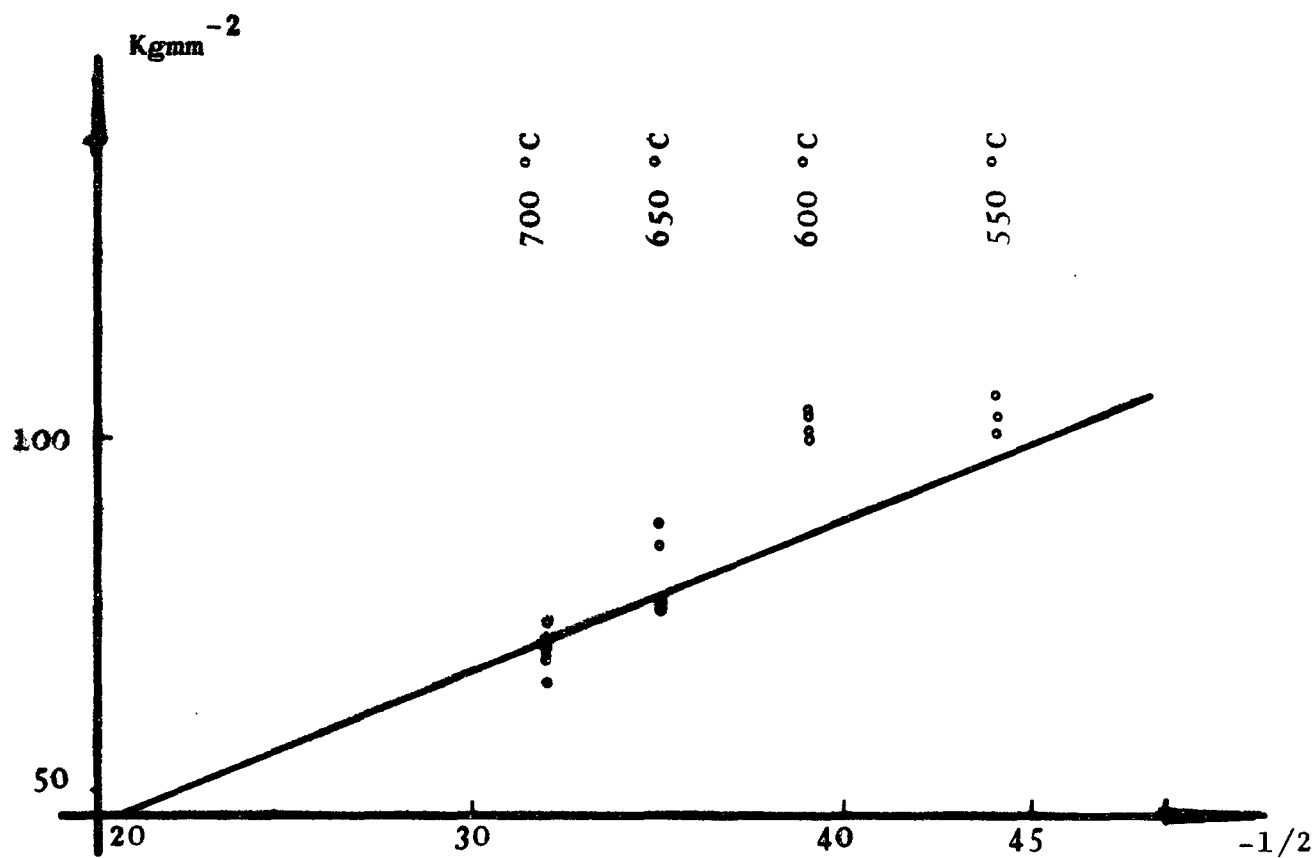


FIG. 11.- REPRESENTACION DE LA TENSION DE FLUENCIA
EN FUNCION DEL CAMINO LIBRE MEDIO ENTRE
PARTICULAS.

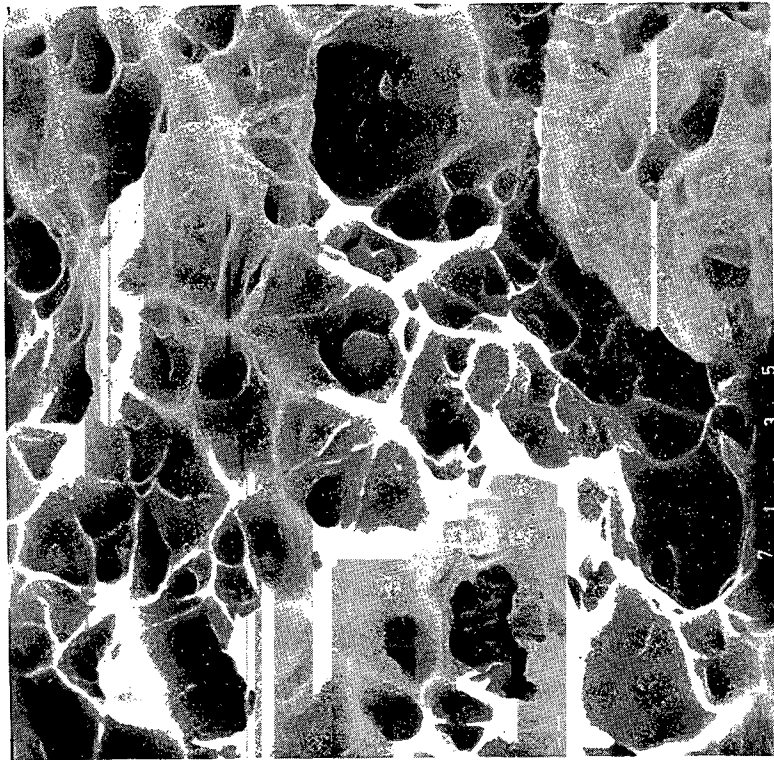


FIG. 12.- Material laminado en tibio a 700° C. Zona de
fractura de una probeta ensayada a tracción.
10.000 X

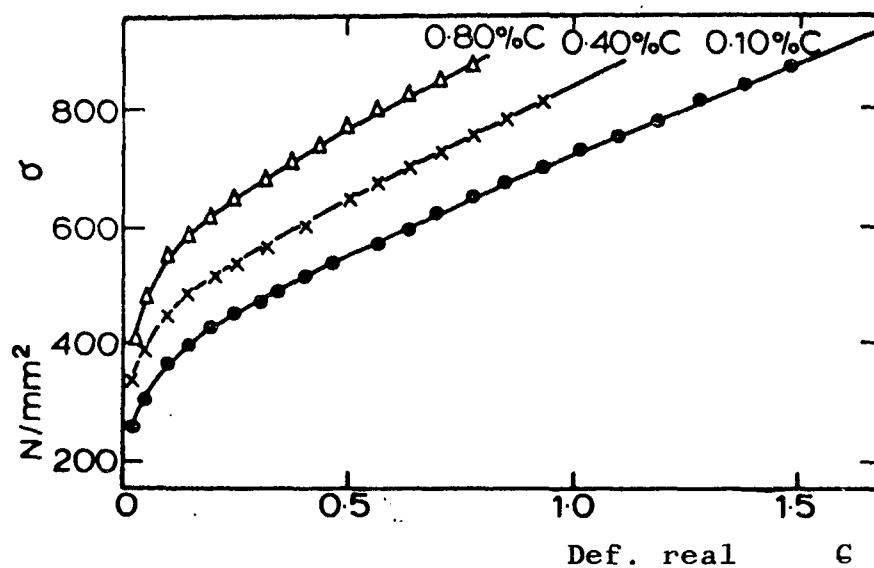


FIG. 13.- EFECTO DEL CONTENIDO CARBONO SOBRE LA TENSION DE FLUENCIA DE ACEROS ESFEROIDIZADOS.-
(tomado de ref. 21)

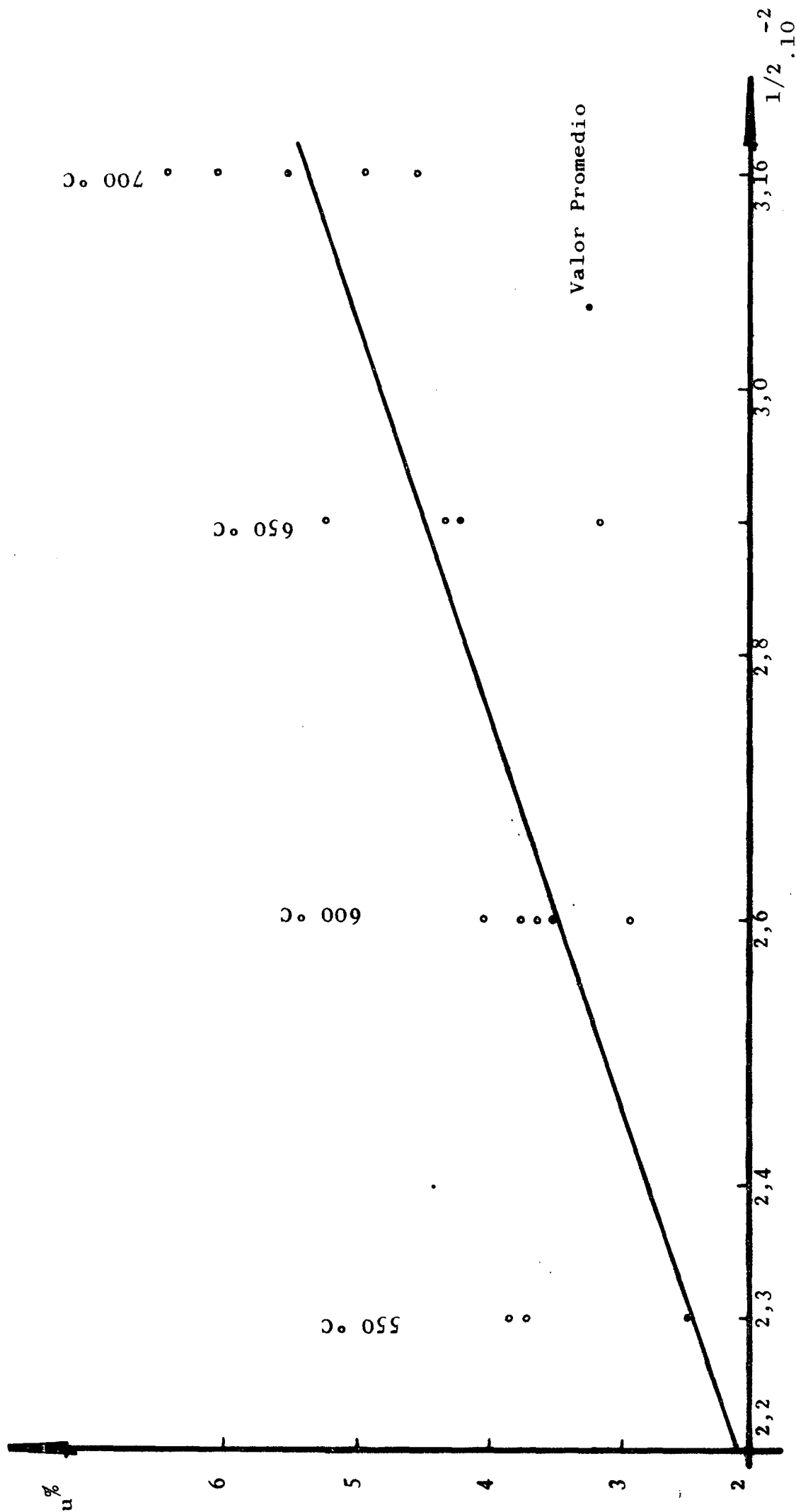


FIG. 14.- RELACION ENTRE LA DEFORMACION UNIFORME Y EL CAMINO LIBRE MEDIO ENTRE PARTICULAS