

✓

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1971

04.71.01

PMM/C-41

Comisión Nacional de Energía Atómica
dependiente de la Presidencia de la Nación

heat treatment.

INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA Y LOS TRATAMIENTOS TERMICOS SOBRE
LAS PROPIEDADES DE LA TRACCION DE EUTECTICO Al-Al₂Cu

H. R. Bertorello y H. Biloni

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

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

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina

Comisión Nacional de Energía Atómica
dependiente de la Presidencia de la Nación

INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA Y LOS TRATAMIENTOS TERMICOS SOBRE
LAS PROPIEDADES DE LA TRACCION DE EUTECTICO Al-Al₂Cu

H.R. Bertorello y H. Biloni

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

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

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina

INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA Y LOS TRATAMIENTOS TERMICOS SOBRE LAS PROPIEDADES DE LA TRACCION DE EUTECTICO Al-Al₂Cu

H. R. Bertorello (*) y H. Biloni (**)

RESUMEN

En Muestras del eutético Al-Al₂Cu solidificadas unidireccionalmente se estudia-
ron las relaciones existentes, a temperatura ambiente, entre la estructura y diferen-
tes tratamientos térmicos con respecto a las propiedades a la tracción. Las estructu-
ras estudiadas fueron la laminar y la de colonias. Las condiciones estructurales fue-
ron: solidificado unidireccionalmente (sin ningún tratamiento térmico) (SU). Solubiliza-
do (SR). Solubilizado y envejecido (SRE).

La curva tensión-deformación consta de dos zonas: I) elástica primaria y II) elás-
tica secundaria. En el estado SU y SR la transición de la zona I a la II es gradual. Pa-
ra estructura laminar el módulo tangente de la zona II tiende a ser constante; ello no
ocurre para el caso de la estructura de colonias en donde el decrecimiento del módulo
tiende a ser continuo. En el estado SRE la transición I-II es bien marcada y la zona II
es prácticamente lineal hasta la fractura. En este caso el límite de tensiones de la zo-
na I varía de 20 Kg/mm² a 27, 5 Kg/mm² de acuerdo a la estructura y envejecimiento.
En cuanto a la tensión de fractura del compuesto se obtuvieron, para el estado SRE, va-
lores de hasta 60 Kg/mm².

Cuando se hacen ciclos de carga y descarga en la zona II, aparecen lazos de his-
téresis en los estados SU y SR pero no en el estado SRE.

Con respecto al mecanismo de fractura del compuesto, no aparecen roturas de las láminas Al₂Cu hasta el momen-
to de la fractura. Todos los resultados son discutidos en términos de las teorías de ma-
teriales compuestos.

(*) IMAF, Univ. Nac. Córdoba. Actualmente Dept. Metalurgia CNEA.

(**) Dept. Metalurgia CNEA

INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA Y LOS TRATAMIENTOS TERMICOS SOBRE LAS PROPIEDADES DE LA TRACCION DE EUTECTICO Al-Al₂Cu

H. R. Bertorello y H. Biloni

I. INTRODUCCION

En los últimos años se ha realizado un considerable esfuerzo tendiente a estudiar y conocer el comportamiento mecánico de los materiales compuestos teniendo como mira su uso posterior como componentes estructurales (1-3). Dentro de estos materiales las aleaciones eutécticas han recibido especial atención debido a la atractiva idea de fabricar el material compuesto en un único proceso, por medio de la solidificación unidireccional. Este método tendría ventajas inherentes las que se vinculan principalmente con la interface entre matriz y refuerzo (4-13).

Hasta el momento sólo han sido estudiadas geometrías simples: fibras fuertes embebidas en matriz dúctil o láminas alternadas de ambas fases. En ambos casos el máximo refuerzo se obtiene en la dirección en que se encuentran orientadas las fibras o láminas de la fase de refuerzo. Sólo por excepción se han estudiado casos en que la geometría no es tan simple (13). En las aleaciones eutécticas las estructuras laminares o de barras aparecen cuando el crecimiento unidireccional se lleva a cabo con una interface Sólido-Líquido plana (14). Cuando enfrente de la interface S-L se desarrolla un gradiente de Sobreenfriamiento Constitucional, la interface deja de ser plana desarrollándose inestabilidades a partir de los defectos inherentes a la estructura misma del eutéctico (13). El resultado es la llamada estructura de colonias en la que parte de las láminas adquieren una curvatura que las aparta de la dirección de crecimiento (14). Hasta el momento estas estructuras han sido dejadas de lado en forma sistemática toda vez que se considera a los límites entre colonias zonas débiles que pueden facilitar la propagación de fisuras (2). Por otra parte al no estar las láminas bien alineadas se pueden formar fisuras en la interface interlaminar, la que se halla formando un ángulo con la dirección en que se aplican los esfuerzos (2). Esto último, sin embargo, puede no ocurrir si la interface interlaminar es lo suficientemente fuerte como para resistir sin fisurarse los esfuerzos que la solicitan. Este parece ser el caso del eutéctico Al-Al₂Cu en el que se ha demostrado que la interface entre el Al y el Al₂Cu es muy resistente. Tanto que ocurre clivaje en el plano medio de las láminas Al₂Cu antes que pueda ocurrir una descohesión en la interface interlaminar (7). Una característica adicional interesante de este eutéctico es que la matriz rica en Aluminio contiene aproximadamente 6% de Cobre en peso en equilibrio en el punto de fusión (16). Durante el proceso de solidificación, a medida que el sólido formado va disminuyendo su temperatura, parte del Cu en solución sólida difunde hacia las láminas vecinas de Al₂Cu, de modo que en un proceso normal de solidificación unidireccional el conte-

nido de Cu en la matriz no excede de 1,5 % Cu (17). En estas condiciones la tensión de fluencia de la matriz es baja como así también lo es el coeficiente de endurecimiento por trabajado (18). Se hace atractivo elevar en forma considerable la tensión de fluencia de la matriz, así como alterar un poco el coeficiente de endurecimiento por trabajado de la misma, por medio de la precipitación del Cu existente en la solución sólida, en forma de zonas GP (25). Al alterar la tensión de fluencia de la matriz se ha de alterar el tamaño crítico de la fase refuerzo para que haya una transferencia eficaz de los esfuerzos. Luego, si ese tamaño crítico es lo suficientemente pequeño habrá transferencia eficaz de esfuerzos aún en la zona de límites entre colonias por lo que el comportamiento de esta estructura no diferirá demasiado del correspondiente a la estructura laminar.

El propósito de este trabajo es analizar cómo la transición de estructura laminar a estructura de colonias afecta las propiedades mecánicas del eutéctico Al-Al₂Cu crecido unidireccionalmente y al mismo tiempo evaluar la resistencia adicional introducida, vía endurecimiento por precipitación, en la matriz rica en Aluminio.

II. METODO EXPERIMENTAL

a) Solidificación unidireccional

El material utilizado fué Al 99,99 % y Cu 99,99 % de pureza. Algunos de los resultados fueron comprobados con aleaciones eutécticas con Al y Cu de 99,999% de pureza, obteniéndose resultados similares. Se crecieron barras de 7 mm de diámetro y 30 cms de largo en forma unidireccional utilizándose para ello navetas de grafito de pureza nuclear, colocadas en un horno de resistencia, deslizable, y usándose atmósfera de Argón. Las velocidades de crecimiento variaron entre 0,7 y 88 cm/h obteniéndose de esta manera espaciados laminares entre 8 y 0,8 micrones aproximadamente.

Estructuras laminares:

Se obtuvieron para diferentes velocidades de avance de la interface Sólido-Líquido, lo que se tradujo en diferentes espaciados laminares. Para velocidades mayores de 20 cm/h fué necesario aumentar el gradiente térmico en el líquido de manera de evitar la inestabilidad de la interface. Ello se logró por medio de la regulación del caudal de agua circulante a través de un extractor de calor de Cobre adosado a la naveta. De esta manera se logró variar el gradiente entre 15°C/cm y 80°C/cm.

Estructuras de colonias:

Para velocidades superiores a los 20 cm/h este tipo de estructura fué obtenido con bajos gradientes de temperatura en el líquido y sin adición de impurezas al eutéctico. Para velocidades menores, hasta del orden de 4 cm/h fué necesario la adición de unas 100 p.p.m. de Fe. Las Figuras 1 y 2 indican estructuras laminares y de colonias típicas.

Para ambos tipos de estructuras se realizaron dos conjuntos de muestras: crecidas con semilla y sin semilla, de manera de inferir los efectos del crecimiento al azar. La semilla fué colocada de modo que las láminas del eutéctico estuviesen situadas paralelas a la dirección de crecimiento. De acuerdo a Kraft y coautores (19), se obtiene para el estado estacionario una orientación caracterizada por:

$$\begin{array}{l} \text{interface laminar} \quad // \quad (11\bar{1}) \text{ Al} \quad // \quad (21\bar{1}) \quad \theta \\ \text{dirección de crecimiento} \sim // \quad [\bar{1}\bar{1}0] \text{ Al} \quad // \quad [\bar{1}\bar{2}0] \quad \theta \end{array}$$

Las barras crecidas sin semilla presentan sus láminas inclinadas respecto al eje de tracción, formando un ángulo no mayor de 10° ; en un sólo caso se obtuvo una inclinación de 15° .

b) Preparación de muestras y ensayos mecánicos

La Fig. 3 indica las dimensiones de las probetas utilizadas. El maquinado a partir de las barras se realizó por electroerosión. El eje de tracción se lo hizo coincidente con la dirección de crecimiento de modo que las muestras crecidas con semilla tuvieron sus láminas orientadas según la dirección de máximo esfuerzo. Antes de cada ensayo de tracción las muestras fueron pulidas electrolíticamente en un baño compuesto de 90 % de butilcelosolve y 10 % de ácido perclórico. La temperatura del baño era 0°C y el voltaje aplicado 30 V. El pulido electrolítico se efectuó para eliminar la capa superficial deformada por el proceso de electroerosión. Los ensayos de tracción fueron realizados en una máquina Instron. Se utilizaron extensómetros a strain gage de 10 % de elongación máxima y un factor de multiplicación del orden de 1000. La zona de medida fué de una pulgada.

c) Tratamientos térmicos

El estado estructural de la muestra estará definido por los siguientes símbolos:

SU :Solidificado unidireccionalmente. La velocidad de enfriamiento desde el momento de terminada la solidificación estuvo dada, en cada caso, por las condiciones térmicas en que se desarrolló el crecimiento (velocidad de crecimiento, gradiente térmico, etc.).

SR :Solidificado unidireccionalmente y luego recocido a 510°C , en aire, durante dos horas y templado a 0°C , en hielo en fusión.

SRE :Igual tratamiento que SR y a continuación envejecido durante 9 horas a 165°C en un baño de aceite de siliconas y enfriado en agua a temperatura ambiente.

Durante el lapso comprendido entre los tratamientos térmicos y la realización del ensayo las muestras fueron mantenidas a temperatura ambiente. El tratamiento de envejecido (SRE) fué elegido en base a la dureza Vickers obtenible con el tratamiento térmico. Las improntas de dureza se realizaron de modo que las diagonales de la base fueran: una paralela y la otra normal a las láminas del eutéctico. La presión se realizó en dirección paralela a las láminas. La Fig. 4 indica que el tratamiento elegido corresponde a la máxima dureza del eutéctico obtenible a través de este tipo de tratamiento térmico. El estado de precipitación observado en la matriz es el correspondiente a la máxima dureza del Al-Cu para tratamiento similar. Ello fué revelado por difracción de Rayos X a pequeños ángulos. Se observa la presencia de θ'' en su máximo desarrollo y vestigios de la aparición de θ' (20). En cuanto al tratamiento SR solamente fué realizado en muestras crecidas con semilla. Su objeto fué inferir la influencia de tensiones internas producidas por templado.

III. ANALISIS TEORICO

Deformación del eutéctico:

Para el caso en que la matriz se deforma plásticamente y el refuerzo, que excede con holgura la longitud crítica, se deforma sólo en forma elástica, la curva tensión-deformación consiste de dos zonas: Zona I, elástica primaria y zona II, elástica secundaria, seguidas por la fractura del compuesto. En la zona I, si se supone igualdad de deformaciones y de módulos de Poisson de ambas fases, el módulo de Young del compuesto puede ser obtenido por la ley de mezclas (1-3).

$$E_c^I = E_\theta V_\theta + E_\alpha V_\alpha \quad (1)$$

donde c denota el compuesto (eutéctico en este caso), θ la fase de refuerzo (Al_2Cu) y α la matriz rica en Aluminio. E denota el módulo de Young y V la fracción volumétrica. Para la zona II es válido:

$$E_c^{II} = E_\theta V_\theta + \frac{d\sigma_\alpha}{d\varepsilon} V_\alpha \quad (2)$$

$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ denota la pendiente instantánea de la curva de tensión deformación de la matriz. Como en general $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \ll E_\alpha$ el módulo de Young del compuesto en la zona II puede ser escrito:

$$E_c^{II} = E_\theta V_\theta \quad (3)$$

Midiendo E_c^I , V_θ , V_α y conociendo E_α se puede calcular E_θ a partir de (1) y compararlo con los valores obtenidos en (2) y (3). En general son esperables diferencias provenientes de la suposición hecha que los módulos de Poisson son iguales para ambas fases del eutéctico. Esas diferencias no serán posibles de estimar, toda vez que no se disponen de referencias acerca del valor del módulo de Poisson de la fase θ .

En el caso en que el compuesto contenga un refuerzo discontinuo y de longitud cercana o menor a la longitud crítica, habrá una contribución al módulo E_c^{II} el que será menor que $E_\theta V_\theta$. Por consiguiente el módulo del compuesto E_c^{II} decrecerá continuamente al incrementarse la deformación.

Si parte del refuerzo se comporta como continuo y parte como discontinuo, con una longitud menor que la crítica, el módulo E_c^{II} decrecerá continuamente al aumentar la deformación y se estabilizará en un valor dado por $E_\theta V'_\theta$. V'_θ es la fracción volumétrica de refuerzo que se comporta como continuo, es decir que el valor límite estará dado por

$$E_c^{II}(\text{Lim}) = E_\theta V'_\theta \quad (4)$$

A cualquier deformación se cumple que la tensión axial en el compuesto es, para el caso de refuerzo continuo (3):

$$\sigma_c = \sigma_\theta V_\theta + \sigma_\alpha V_\alpha \quad (5)$$

Para hallar las tensiones reales que soporta la matriz en la zona II del compuesto se puede hacer uso de los valores medidos de σ_c , V_θ , V_α y de los valores calculados de σ_θ , suponiendo que sólo se deforma elásticamente, toda vez que no se dispone de curva experimental para las láminas Al_2Cu aisladas. La tensión que soporta la matriz será:

$$\sigma_\alpha = \frac{\sigma_c - V_\theta \sigma_\theta}{V_\alpha} \quad (6)$$

a partir de la cual se puede obtener la curva tensión-deformación de la matriz en el eutéctico.

Resistencia del eutéctico

El eutéctico $\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}$ corresponde al caso en que el refuerzo se comporta como continuo y se encuentra presente en una fracción volumétrica mayor que un cierto $V_{\min}$. La resistencia estará dada por (1-3):

$$\sigma_c^R = \sigma_\theta^R V_\theta + \sigma_\alpha' V_\alpha \quad (7)$$

donde σ_θ^R es la resistencia del refuerzo (fase θ) y σ_α' es la tensión que soporta la matriz cuando el compuesto es deformado hasta la ruptura.

En el caso en que también hay refuerzo discontinuo y de longitud comparable con la crítica, habrá que reemplazar V_θ por V_θ' para dar cuenta del refuerzo continuo así como del discontinuo. Suponiendo que la tensión en el refuerzo crece linealmente a partir de sus extremos se obtiene para $1 \gg l_c$.

$$\sigma_c^R = \sigma_\theta^R V_\theta' + \sigma_\theta^R (V_\theta - V_\theta') \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) + \sigma_\alpha' V_\alpha \quad (8)$$

donde l_c es la longitud crítica para transferencia eficaz de esfuerzos y estará dada por

$$l_c = \frac{\sigma_\theta^R}{\tau_\alpha} \left(\frac{d \lambda_\theta}{d + \lambda_\theta} \right) \quad (9)$$

donde d = ancho de lámina θ ; λ_θ = espesor de lámina θ
y τ_α = tensión de fluencia en corte de la fase θ .

Si $l \ll l_c$

$$\sigma_{\theta}^R = \sigma_{\theta}^R v'_{\theta} + \sigma_{\theta}^R \left(v_{\theta} - v'_{\theta} \right) \frac{l}{2 l_c} + \sigma_{\alpha}' v_{\alpha} \quad (10)$$

Si la matriz no endurece por trabajado o bien

$$\frac{d\sigma_{\alpha}}{d\varepsilon} \ll E_{\alpha}$$

que es el caso para la matriz rica en Al en el eutéctico Al-Al₂Cu, se puede reemplazar σ_{α}' por σ_{α}^y que es la tensión de fluencia de la matriz.

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

La Fig. 5 muestra, para un dado espaciado laminar, el aspecto típico de las curvas de tracción para estructuras laminares con diferentes tratamientos térmicos. La figura incluye, además, la curva correspondiente a una muestra con colonias en el estado SU. En todos los casos aparece marcada claramente la transición entre los estados I y II. Ese nivel de tensión, σ_c^I , ha de recibir el nombre de límite de zona elástica primaria. Dicha tensión depende de la estructura así como del tratamiento térmico a que ha sido sometida la probeta. Tomando como referencia al estado SU se aprecia que el efecto introducido por el tratamiento SR es el de mantener σ_c^I y el de elevar el nivel de tensiones en la zona II. En general se observa un aumento, tanto de la elongación cuanto en la tensión de ruptura.

Por su parte el tratamiento SRE produce un gran aumento de σ_c^I así como de la tensión de ruptura. Los valores obtenidos llegan a superar en más del 100 % los valores de las muestras SU. Otra particularidad radica en que mientras en las muestras SU y SR la transición de la zona I a la zona II es gradual, en las muestras SRE el cambio se encuentra bien marcado, siendo la zona II lineal hasta la ruptura.

A continuación se han de detallar los aspectos más relevantes de las diferentes curvas de tracción obtenidas con diferentes valores de espaciado laminar, tipo de estructura y tratamiento térmico:

a) Módulo de Young

La Tabla I corresponde a los promedios de los valores del módulo de Young del compuesto en la zona I, para cada tipo de tratamiento empleado. No se hace diferenciación entre estructura laminar o de colonias, toda vez que la estructura no influyó significativamente en los valores obtenidos.

Tabla I. Módulo de Young del compuesto E_C^I , en Kg/mm², según tratamiento térmico

Tratamiento térmico	Muestras orientadas	Muestras al azar
SU	8650 $\pm$ 400	9450 $\pm$ 300
SR	8700 $\pm$ 600	
SRE	8600 $\pm$ 500	8650 $\pm$ 400

Se observa que los valores medidos de E_C^I son muy cercanos entre sí, especialmente para el conjunto de muestras orientadas. De los valores de la Tabla I se obtiene un valor del módulo de Young del compuesto en la zona I:

$$E_C^I = 8610 \text{ Kg/mm}^2 = 12,2 \times 10^6 \text{ psi}$$

Teniendo en cuenta que la dirección preferencial de la fase Al es, en el eutéctico, la $[1\bar{1}0]$ (19) y usando para el módulo de Young del Al el valor (21)

$$E_{\alpha} [1\bar{1}0] = 7240 \text{ Kg/mm}^2 = 10,3 \times 10^6 \text{ psi}$$

se obtiene para un valor de $V_{\theta} = 0,475$ un valor

$$E_{\theta} [1\bar{2}0] = 10120 \text{ Kg/mm}^2 = 14,4 \times 10^6 \text{ psi}$$

Debe tenerse en cuenta que el módulo usado para la matriz de Al es el que corresponde a una relación cristalográfica ideal entre las fases del eutéctico. En caso real hay desviaciones debido a que las láminas no son perfectas y hay fallas intrínsecas, las llamadas terminaciones laminares, las que introducen alteraciones en la relación cris-

talográfica (22-23). Además en el análisis de los datos se incluyen las colonias junto a las estructuras laminares y es muy posible que en esos casos haya una mayor desorientación. Debido a estas consideraciones y a que el promedio para E_C^I tiene un error del 7 %, se puede aceptar que el valor encontrado para E_θ tiene un margen de error no mayor del 10 %.

Suponiendo válida la aproximación $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \ll E_\alpha$, se puede calcular E_C^{II} a partir de los valores de E_C^I dados en la Tabla I.

Tabla II: E_C^{II} (calc) en Kg/mm², según tratamiento térmico

Tratamiento térmico	Muestras orientadas	Muestras al azar
SU	4850	4650
SR	4900	
SRE	4800	4850

Suponiendo que el error cometido, considerando la contribución de la matriz ($E_\alpha V_\alpha$) en el cálculo de E_C^I , no supera el 1 % y tomando como error experimental de E_C^I los valores dados en la Tabla I, los valores calculados para la contribución de la fase θ está afectados, en promedio por el error siguiente:

$$\Delta E_C^{II} = \Delta E_C^I + \Delta (E_\alpha V_\alpha) = 450 \text{ Kg/mm}^2 + 50 \text{ Kg/mm}^2 = 500 \text{ Kg/mm}^2$$

de donde el error porcentual de E_C^{II} (calc.) es del orden del 10 %. Se pueden comparar estos valores calculados con los valores promedios de E_C^{II} , medidos alrededor del 0,1% de deformación, antes de producirse la fractura de la probeta. Estos valores se encuentran tabulados en la Tabla III.

Tabla III: $E_C^{II} = \frac{d\sigma_c}{d\varepsilon}$, en Kg/mm², para $\varepsilon = 0,1\%$ antes de la ruptura

Tratamiento térmico	Muestras orientadas		Muestras al azar	
	Estruct. laminar	Estruct. colonias	Estruct. laminar	Estruct. colonias
SU	4700	3550	4200	3500
SR	4400	3850		
SRE	4350	4350	4350	4350

Todos los valores de la Tabla III tienen un error $E_C^{II} = \pm 250$ Kg/mm².

Es posible observar que las variaciones de estos promedios son mucho mayores que las correspondientes a E_C^I . En este sentido las diferencias más notables corresponden a cambios de estructura para las muestras SU y SR. Para el caso del estado SRE, en cambio, se obtiene el mismo valor promedio de E_C^{II} para cualquier tipo de estructura. La tabla IV da la diferencia entre $E_C^{II}(\text{calc}) - E_C^{II}(\text{medido})$.

Tabla IV: $E_C^{II}(\text{calc}) - E_C^{II}(\text{medido})$, en Kg/mm², según estructura y tratamiento térmico.

Tratamiento térmico	Muestras orientadas		Muestras al azar	
	Estruct. laminar	Estruct. colonias	Estruct. laminar	Estruct. colonias
SU	150	1300	450	1150
SR	510	1050		
SRE	450	450	450	500

En el caso de las estructuras laminares las diferencias entre los valores de E_C^{II} calculados y los medidos son del mismo orden del error de E_C^{II} . Sin embargo los valores medidos son sistemáticamente menores que los calculados. Por consiguiente no es posible asegurar que sean iguales. Para que los valores calculados se sitúen dentro del

error de los valores medidos hay que tener en cuenta de un 5 %, el que tendrá que provenir de fuentes no consideradas como ser: diferencias en el valor del módulo de Poisson de ambas fases y la posibilidad de que no sea válida la suposición de igualdad de deformaciones de ambas fases (5).

En el caso de las muestras con estructuras de colonias, las diferencias para los estados SU y SR oscila alrededor del 25 % de E_c^{II} calc. En cambio la serie SRE se comporta de la misma manera que las laminares y E_c^{II} es insensible a los cambios estructurales, dentro del error experimental. En la metalografía de muestras crecidas con estructuras de colonias puede observarse que las láminas ubicadas en y cerca de los límites de las mismas, se hallan deformadas. Esta deformación aumenta a medida que se acercan al límite de colonia. En los casos de colonias bien desarrolladas, como las obtenidas a bajas velocidades y por adición de 100 p.p.m. Fe, la fase θ ubicada en los límites de las colonias ya no es de geometría laminar sino cercana a la globular. Es evidente que en esa zona ya no es válida la suposición de láminas continuas o hablar de factor de forma mayor que el crítico. Como consecuencia, por encima de un cierto valor de tensiones ya no habrá transferencia eficaz de esfuerzos. Una vez que hayan alcanzado su carga máxima, es decir estén saturadas, no habrá una contribución eficaz al módulo E_c^{II} . El modelo que se intentará aplicar a este caso es simple: consiste en suponer que la zona de los límites de colonia está ocupada por láminas de fase θ de longitud media $\bar{l}$, las que ocupan una fracción volumétrica $V_\theta - V'_\theta$, siendo V'_θ la fracción volumétrica de láminas que se comportan como si fuesen continuas. Este valor $\bar{l}$ será menor o comparable a l_c , la longitud crítica, la cual se encuentra expresada por la ecuación (9). Usando τ_α correspondiente a un monocristal de Al-4,5 % Cu en estado sobreenviejado (18), lo que es aproximadamente equivalente al valor de la matriz de Al en las muestras SU, y para muestras SR el valor dado por (26) para Al-4% Cu, templado en agua, obteniéndose:

$$l_c^{SU} \approx 4 l_c^{SR} \approx 50 \lambda_\theta$$

Los valores medidos para $\bar{l}$ en estructura laminar oscilan alrededor de $\bar{l} = 200-300 \lambda_\theta$, lo que indica efectivamente que el eutéctico con estructura laminar se comporta como si estuviese formado por láminas continuas. Para el caso de estructura de colonias las láminas discontinuas de longitud $\bar{l}$ se saturarán de carga cuando el compuesto sea sometido a una deformación ϵ^* tal que

$$\bar{l} = \frac{E_\theta \epsilon^*}{\tau_\alpha} \left(\frac{d \lambda_\theta}{d + \lambda_\theta} \right) \quad (11)$$

De modo que a cualquier deformación debe cumplirse

$$\epsilon \leq \epsilon^*: \sigma_c = E_\theta V'_\theta \epsilon + E_\theta \epsilon (V_\theta - V'_\theta) \left[1 - \frac{E_\theta \epsilon (d \lambda_\theta)}{2 \tau_\alpha \bar{l} (d + \lambda_\theta)} \right] + \left(\frac{d \sigma_\alpha}{d \epsilon} \right) \epsilon V_\alpha \quad (12a)$$

$$\epsilon \gg \epsilon^*: \sigma_c = E_\theta V'_\theta + \frac{1}{2} E_\theta \epsilon^* (V_\theta - V'_\theta) + \left(\frac{d \sigma_\alpha}{d \epsilon} \right) \epsilon V_\alpha \quad (12b)$$

Si se desprecia la contribución de la matriz, el módulo de la zona II del compuesto estará dado por:

$$\epsilon \leq \epsilon^* \quad E_c^{II} = \frac{d \sigma_c}{d \epsilon} = E_\theta V'_\theta + E_\theta (V_\theta - V'_\theta) \left[1 - \frac{E_\theta \epsilon}{2 \tau_\alpha \bar{l}} \left(\frac{d \lambda_\theta}{d + \lambda_\theta} \right) \right] \quad (13a)$$

$$\epsilon \gg \epsilon^* \quad E_c^{II} = E_\theta V'_\theta \quad (13b)$$

Si en una curva tensión-deformación de un eutéctico con estructura de colonias se ubica la deformación ϵ^* a partir de la cual E_c^{II} es constante, se puede calcular la longitud media $\bar{l}$ de las láminas ubicadas en los límites de las colonias. Si se escribe:

$$V'_\theta = f V_\theta \quad (14)$$

f representa la fracción de láminas de fase θ que se comportan como continuas y $(1-f)$ la fracción existente en los límites de las colonias que se comporta como si fuesen láminas de longitud $\bar{l}$. De las curvas tensión-deformación de las muestras Su y SR con estructura de colonias se obtienen valores de ϵ^* entre 0,2 y 0,5 % lo cual da:

$$\bar{l}(Su) \approx 10-20 \lambda_\theta ; \quad \bar{l}(SR) = 8 \lambda_\theta$$

Se puede calcular $V'_\theta = E_c^{II} / E_\theta$ a partir de los datos de E_c^{II} dados en la Tabla III. V'_θ varía entre 0,35 y 0,385, lo cual corresponde a $f = 0,7-0,77$. Ello significa que de un 70 % a un 77 % de las láminas de fase θ se comportan como continuas

y un 23 al 30 %, que se encuentran en los límites de las colonias, se comportan en su conjunto como láminas de longitud $\bar{l} \approx 10$ a $20 \lambda_0$. Esto es coherente con lo que se observa en las micrograffas de las muestras con estructuras de colonias. La zona deformada, ubicada en los límites de las colonias, ocupa aproximadamente del 20 al 30% del total, variando según el espaciado laminar así como la cantidad de impurezas presentes en la aleación.

Para el caso de las muestras SRE, si se usa el ζ_α correspondiente a un monocristal de Al-4, 5 % envejecido (18) (24) se obtiene:

$$l_c^{\text{SRE}} = 6 \lambda_0$$

Puede observarse una drástica disminución del l_c debido a un aumento sustancial en la tensión de fluencia de la matriz de Al. Por consiguiente, la zona de los límites de las colonias, en donde la fase θ tiene menor factor de forma, no se satura sino a un mayor valor de tensiones que el observado en las muestras SU y SR. En la práctica no se observó una variación sustancial del módulo tangente E_c^{II} con respecto al valor de la estructura laminar, como puede ser visualizado en la Tabla III. La zona II estuvo prácticamente constituida por una recta de pendiente E_c^{II} .

b) Variación del límite de la zona elástica primaria

La Fig. 6 indica la variación de σ_c^{I} con λ para ambos tipos de estructuras en el estado SU. Las muestras con estructura laminar indican una tendencia del tipo

$$\sigma_c^{\text{I}} = \sigma_0 - k \lambda$$

La tendencia general es la de duplicar σ_c^{I} al variar λ en un orden de magnitud. Los valores correspondientes a muestras que presentan estructura de colonias son menores que los de las estructuras laminares de igual espaciado. En este caso es necesario tener en cuenta que en las colonias el espaciado entre láminas es medido en el centro de las colonias. En los límites entre colonias el espaciado es mayor, por lo que el valor local de σ_c^{I} es menor. Además esa zona se comporta como una estructura compuesta por láminas de longitud menor que la crítica. Ello hace disminuir la contribución al módulo de Young durante la deformación por lo que existe un apartamiento de la ley de mezclas de la ecuación (1) y consecuentemente menor valor de σ_c^{I} . La suma de ambos efectos puede explicar los menores valores de σ_c^{I} , para el caso de colonias.

La Fig. 7 indica la variación de σ_c^I con λ para las muestras crecidas con semilla y ensayadas en el estado SR. Se observa que los valores correspondientes a las muestras con estructura laminar tienden a agruparse cerca de una recta similar a la encontrada para las muestras SU. Las muestras con estructura de colonias guardan una relación, con respecto a las laminares, análogas a lo discutido en el caso de muestras en el estado SU. Para la muestra crecida con semilla y correspondiente a un $\lambda = 2,4\mu$ los valores de σ_c^I para los estados SU y SR son aproximadamente iguales. La deformación correspondiente es $\epsilon = 0,0007$ de modo que la tensión de fluencia de la matriz es

$$\sigma_y = 5 \text{ Kg/mm}^2$$

Este valor es cercano al que corresponde a Al-1,7 % Cu para condiciones similares a la matriz del eutéctico en el estado SU (24).

La Fig. 8 indica la variación de σ_c^I con λ para las muestras ensayadas en el estado SRE. Se nota una marcada constancia de σ_c^I con λ para las muestras con estructura laminar. Las crecidas al azar presentan un valor de σ_c^I más elevado que las orientadas. En cuanto a los valores de las muestras crecidas con estructura de colonias, tienden a agruparse alrededor de los correspondientes a los de la estructura laminar. La muestra crecida con semilla y un espaciado laminar de $\lambda = 2,4\mu$ posee un $\sigma_c^I = 21,5 \text{ Kg/mm}^2$. La deformación correspondiente a esa tensión es $\epsilon = 0,0025$, de modo que la tensión de fluencia de la matriz es

$$\sigma_y = 18,3 \text{ Kg/mm}^2$$

Estos valores se aproximan al correspondiente al Al-Cu en condiciones semejantes a la de la matriz del eutéctico, es decir SRE (24). Las diferencias observables con las muestras crecidas al azar pueden provenir tanto de efectos de orientación cuanto de la posibilidad que haya diferencias en el grado de envejecimiento de ambos grupos de muestras, lo que se traduciría en diferencias en la tensión de fluencia de la matriz.

En otros sistemas eutécticos (6) (9) (10) la variación de σ_c^I con λ sigue una ley del tipo Hall-Petch, es decir varía con $\lambda^{-1/2}$. Este comportamiento no ha sido observado en este trabajo. Para muestras con estructura laminar y estados SU y SR la ley es de tipo lineal, mientras que para muestras en el estado SRE el efecto producido por la precipitación en la matriz de Al oscurece cualquier fuente de variación de σ_c^I con λ .

c) Tensión y elongación de ruptura

Las Figuras 9a); 10a) y 11a) indican la tensión de ruptura en función del espaciado laminar, para cada tratamiento térmico realizado. Las Figuras 9b), 10b) y 11b) presentan las correspondientes elongaciones de ruptura.

Muestras SU:

Pese a la dispersión existente se nota una marcada dependencia de la tensión y elongación de ruptura con el espaciado laminar. Si se toman en cuenta todas las muestras ensayadas sin distinción de estructura se concluye que los puntos experimentales se sitúan alrededor de una curva que da una variación de σ_c^R proporcional a $\lambda^{-1/3}$. En general la tendencia es duplicar σ_c^R al variar λ en un orden de magnitud. La variación de la elongación de ruptura con el espaciado laminar muestra la misma tendencia. Como todas las muestras poseen la misma fracción volumétrica de fase θ esto indica un aumento de la resistencia de la fase θ a medida que las láminas se hacen más delgadas, comportamiento similar al observado en otras aleaciones eutécticas (9) (10). Es posible que el fenómeno esté asociado a la perfección de las láminas a medida que disminuyen sus dimensiones.

Muestras SR:

La Fig. 10a) indica que la variación de la tensión de ruptura con el espaciado laminar es prácticamente lineal, duplicándose σ_c^R al disminuir λ en un orden de magnitud. Correspondientemente se observa la misma tendencia en la elongación de ruptura, Fig. 10b). Los dos casos que se apartan marcadamente de la tendencia general corresponden a muestras que se encontraban dañadas. Para este caso son válidas las observaciones hechas para las muestras SU pues el tratamiento de solubilización sólo afecta a la matriz de Al, debiendo ser el comportamiento de θ análogo al del estado SU. En general, los valores de tensión de ruptura son superiores a los obtenidos para muestras SU, ocurriendo algo análogo con las elongaciones de ruptura.

Muestras SRE:

Las Figuras 11a) y b) ponen en evidencia que tanto la tensión como la elongación de ruptura varían en forma errática al variar el espaciado laminar. La única tendencia es el aumento de σ_c^R y ϵ_R al disminuir λ . Lo que sí es significativo es que el tratamiento de envejecimiento ha introducido variaciones en la tensión de ruptura que van más allá del 100 % de los valores obtenidos en el estado SU. Se han obtenido valo-

res por encima de los 60 Kg/mm², muy superiores a los citados por otros autores (8).

Si se desea hacer uso de la ecuación (7) para calcular la tensión de ruptura del eutéctico, debe tenerse en cuenta que σ_c^R no tiene un valor único sino que depende del espaciado laminar, esto es, debe tenerse en cuenta que

$$\sigma_\theta^R = E_\theta \epsilon_R$$

y que ϵ_R depende del espaciado laminar. Tomando el ϵ_R correspondiente a cada muestra con estructura laminar se logra un buen acuerdo entre los valores medidos y los así calculados. La excepción ocurre en los casos de muestras SU en que las láminas no se encuentran orientadas en la dirección del máximo esfuerzo.

Para estructuras de colonias se puede calcular σ_c^R a partir de la ecuación (10) o la (12b), indistintamente, toda vez que (10) se reduce a (12b) si se reemplaza l_c y $\bar{l}$ por sus definiciones (9) y (11). V'_θ y ϵ^* son calculados a partir de la curva de tracción; V'_θ de ecuación (4) y ϵ^* como la deformación a partir de la cual E_c^{II} es constante. Los valores de σ_c^R así calculados están en buen acuerdo con los medidos.

Las comprobaciones a que se ha hecho referencia son, en cierta medida indirectas. Lo ideal sería comparar los valores medidos evaluando V'_θ y $\bar{l}$ de las micrografías de las muestras. El inconveniente radica en que en los límites de las colonias las láminas son curvadas por lo que no aparece claro la forma en que se pudiera medir con precisión $\bar{l}$ y por ende V'_θ .

d) Ciclos de carga y descarga: Lazos de histéresis

La Fig. 12 muestra los lazos de histéresis cerrados observados en muestras SU. Al comenzar la descarga el compuesto se comporta con módulo E_c^I , como en la zona I de la curva tensión-deformación. Esta parte lineal se extiende hasta haber descargado $\Delta\sigma > \sigma_c^I$. Luego continua la descarga con módulo tangente cada vez menor. Al cargar nuevamente se repite la secuencia: primero se deforma elásticamente con módulo E_c^I y luego el módulo tangente varía continuamente hasta que se cierra el lazo en el punto en que comenzó la descarga. Los ciclos son siempre reversibles excepto cuando el primer ciclo de carga y descarga se realiza a una tensión muy cercana a la de ruptura.

Los lazos de histéresis se producen en las muestras SU una vez que la tensión supera ~ 10 Kg/mm². En las muestras SR solamente aparecen cuando la tensión su-

para los 30 Kg/mm². En las muestras SRE nunca se detectó este tipo de comportamiento.

Si en las muestras SU se realizan ciclos repetidos, cada vez a mayor nivel de tensiones, se observa que no hay efectos de endurecimiento debido a los ciclos y la curva de tracción resultante es del tipo de la Fig. 13, sin altibajos. Si lo mismo es realizado en muestras SR es posible observar que mientras no se producen lazos de histéresis, al volver a cargar hay un endurecimiento adicional dando por resultado una curva con escalones no muy pronunciados, Fig. 14. Estos escalones desaparecen gradualmente una vez que comienzan a aparecer los lazos de histéresis.

El análisis de los lazos de histéresis se ha de realizar sobre la base de un modelo ideal. Se supondrá un compuesto formado por láminas fuertes y elásticas en una matriz elasto-plástica que no sufre endurecimiento por trabajado y en la cual no aparece el efecto Bausschinger. Asimismo se han de suponer iguales los módulos de Poisson. No hay efectos de vínculo producidos por las láminas fuertes sobre la matriz, de modo que ésta se comporta en el compuesto como si estuviera aislada. Adicionalmente se supone que las deformaciones de las láminas de refuerzo y las de la matriz son iguales entre sí e iguales a las del compuesto. Para estas condiciones la curva de tracción para el compuesto estará dada por la Fig. 15, que incluye también las contribuciones de la fase refuerzo y la matriz. La transición de la zona I a la zona II aparece bien marcada y en los ciclos de carga y descarga quedan perfectamente identificados los puntos en que la matriz cambia su comportamiento, de elástica a plástica y viceversa. Puede observarse que han de comenzar los lazos de histéresis cuando sea

$$\sigma_c^B - \sigma_c^C > 2 \sigma_c^A = 2 \sigma_c^I$$

Para el caso en que se cumpla

$$\sigma_c^B - \sigma_c^C \leq 2 \sigma_c^I$$

la descarga desde B y la posterior carga desde D se harán por la misma recta de pendiente E_c^I . La contribución de la matriz Al se obtiene a partir de la ecuación (6), es decir, efectuando la diferencia entre la curva del eutéctico y la contribución de la fase Al₂Cu.

Para muestras SU, Fig. 16, se ve que la matriz se comporta casi como elasto-plástica toda vez que es muy bajo el coeficiente de endurecimiento por trabajado. Al efectuar ciclos de carga y descarga se observa que la matriz presenta efecto Bausschinger. Además los esfuerzos máximos que actúan sobre ella en tracción y compresión no son iguales. Sin embargo la diferencia no es muy grande.

Para el caso de muestras SR sin previa deformación, Fig. 17, se observa que el comportamiento de la matriz de Al es similar al que presenta en las muestras SU, pero es completamente distinto cuando se efectúan ciclos de carga y descarga. Como se dijo anteriormente no se producen lazos de histéresis hasta que la tensión aplicada sobre el compuesto no supera los 30 Kg/mm², lo que correspondería, en el modelo usado, a

$$\sigma_c^B - \sigma_c^C > 2 \sigma_c^A = 2 \sigma_c^I$$

y por lo tanto debieran aparecer lazos de histéresis similares al caso de las muestras SU.

En las muestras SRE los lazos de histéresis no aparecen aún cuando se ha llegado a valores de tensión cercanos a tres veces el valor de σ_c^I . La fig. 18 muestra que el rango elástico del eutéctico es más de tres veces σ_c^I , para muestras SR.

Si se efectúan repetidos ciclos de carga y descarga comenzando cada vez a mayores valores de tensión se observa, en la curva del comportamiento de la matriz, que cada vez que se vuelve a cargar en tensión aumenta su límite de fluencia con respecto al ciclo anterior, lo que indica un endurecimiento apreciable. Al aparecer los lazos de histéresis el endurecimiento de la matriz va disminuyendo en forma paulatina hasta llegar a un estadio en que el endurecimiento es muy pequeño. Las curvas para muestras SR pueden explicarse si se toma como tensión de fluencia de la matriz el valor $\sigma_y \approx 12.5$ kg/mm² y como tensiones originadas por templado el valor $\sigma_s^* \approx 6.0$ kg/mm². El valor dado por (26) para el valor de la tensión crítica resulta de corte, es de $\sigma_c = 4.6$ kg/mm², lo que daría $\sigma_y \approx 9.2$ kg/mm² para policristal, valor no muy lejano al supuesto para explicar las curvas SR. Para tratar de inferir que proporción de endurecimiento es debido a la formación de zonas G.P antes y durante la deformación (18-25), se realizaron las siguientes experiencias:

Se tomó una muestra con un espaciado $\lambda = 1,6 \mu$, con estructura de colonias y se la traccionó en el estado SU. La curva obtenida es la 1 en la Fig. 19. La muestra fué traccionada hasta una tensión de 25 Kg/mm² y se realizó un ciclo de carga y descarga. A continuación se le hizo un recocido de 5' a 220°C templando en agua y se la traccionó nuevamente, realizándose la misma secuencia de carga y descarga hecha anteriormente, curva 2. Se observa un comportamiento similar que indica que las tensiones internas han relajado casi totalmente. La recuperación puede calcularse en un 75-80 % tomando como índice la deformación permanente experimentada en uno y otro caso al haber sido traccionada al mismo valor de tensión. El tratamiento siguiente consistió en el cambio de estado SU a SR. Para ello se la recoció por dos horas a 510°C y se la templó en agua a 20°C. Al realizar el ensayo de tracción se obtuvo la curva 3 que es característica del estado SR, es decir no aparecen lazos de histéresis para el valor de tensión utilizado. A continuación se realizó un recocido de 3' a 200°C y al traccionar nuevamente se obtuvo la curva 4. La recuperación observada es de solamente del ~ 17 %. Se realizó un nuevo recocido de 3' a 195°C y se obtuvo la curva 5 donde la

recuperación es sólo del 8 % respecto de la curva 3. Por último se realizó un recocido de 5' a 220°C obteniéndose la curva 6 en que la recuperación es del mismo orden que en la curva 4.

Estos resultados deben ser analizados a la luz de los trabajos de Banchick (20) quien ha demostrado que la cinética de precipitación en el Al-Cu se altera grandemente al ocurrir en la fase Al del eutéctico y que las zonas GP formadas a 130°C o 165°C revierten a 200°C en dos o tres minutos. En el estado SU las tensiones internas han desaparecido casi totalmente luego de un recocido de 5' a 220°C mientras que en el estado SR todavía perduran en casi su totalidad. En aluminio puro, el aumento en ζ debido a templado en agua es atribuido al exceso de vacancias y su interacción con dislocaciones (27). En las aleaciones Al-Cu el efecto es atribuido en forma indirecta a las vacancias, a través de su papel en la formación de zonas G.P. (26) Aunque no en forma conclusiva, estos resultados nos indican que se puede atribuir a la formación de zonas G.P. un 15% del aumento total. El resto se atribuye a la interacción entre vacancias retenidas por templado y las dislocaciones. Esto explicaría también el hecho que las tensiones internas en muestras SR sean muy estables frente a recocidos pues se tendría recuperación completa cuando la concentración de vacancias haya disminuido a su valor de equilibrio correspondiente a la temperatura en que se realiza el recocido. No se realizaron recocidos de mayor duración pues después de la reversión de zonas G.P. comienzan a formarse θ'' y θ' , cosa no deseable en este caso. Un análisis similar al anterior no puede realizarse para muestras SRE pues nunca se observaron lazos cerrados de histéresis, por lo cual no se conoce una estimación del rango elástico de la matriz.

V. ESTUDIO FRACTOGRAFICO

La fractura del eutéctico fué estudiada por medio de réplicas de carbono de dos etapas, sombreadas con oro y observadas al microscopio electrónico. En las muestras con estructura laminar han sido encontrados dos modos de fractura según que las láminas vecinas de fase θ fracturen en igual o distinto plano. Para todos los casos la matriz de Al fractura en forma completamente dúctil mientras que la fase θ lo hace por clivaje a través de la lámina. En ningún caso se observó que hubiera descohesión a través de la interface interlaminar.

Cuando láminas vecinas de fase θ fracturan en un mismo plano, la superficie de fractura es macroscópicamente, aproximadamente normal al eje de tracción. En escala microscópica presenta zonas bastante extensas, las que se extienden por áreas del orden de $30 \lambda \times 100 \lambda$ en que las láminas de fase θ presentan una superficie completamente lisa y uniforme, con pequeñas zonas en que aparecen más rugosas. Por su parte la matriz de Al muestra una fractura completamente dúctil. Las Figs. 20a) y b) muestran este tipo de fractura. La Fig. 21, por su parte, esquematiza el mecanismo propuesto para la fractura. Es similar al propuesto por Hertzberg y coautores (5)

con la diferencia que se supone un estrangulamiento completo de la fase Al, quedando la parte central de la lámina como un filo que se extiende a todo lo largo y que sigue perfectamente las alteraciones producidas por las fallas laminares, según puede apreciarse en las Figs. 22 y 23a) y b). El ancho de ese filo es tan pequeño que aún a 20.000 X no es posible medirlo. Puede ser estimado en el orden de la vigésima parte del ancho de una lámina, esto es, tiene del orden de una pocas centenas de Å.

Cuando láminas vecinas de fase θ no fracturan en un mismo plano, la superficie de fractura forma un ángulo con el eje de tracción de alrededor de 45° . Generalmente esto ocurre en probetas en las que el espaciado laminar es grande, es decir, aproximadamente $\lambda > 2,4 \mu$. Microscópicamente aparecen escalones de altura igual a la del espesor de lámina de fase θ y de amplitud variable, Fig. 24. También puede aparecer una estructura compuesta por escalones como los detallados junto a escalones múltiples, de gran amplitud y altura igual a la de varios espaciados laminares, según se observa en las Figs. 26a) y b). En el primer caso las láminas θ aparecen lisas o con poca rugosidad. Las láminas de Al han fallado por corte en plano aproximadamente paralelo a la interface laminar. Se produce un efecto de tipo pelicular y queda adherida a la interface una pequeña capa de material la cual sigue deformándose plásticamente hasta producirse el estrangulamiento y la fractura dúctil de esa capa. Las Figs. 25a) y b) lo ilustran. Es de hacer notar que aún en este caso, las láminas de Al presentan el filo debido al estrangulamiento, pero no la perfección geométrica observada en el caso anterior.

La aparición de escalones múltiples está dado cuando varias láminas de fase θ clivan aproximadamente en un mismo plano y la propagación de la fractura se hace en un plano distinto, formando un ángulo pronunciado con el eje de tracción, según se esquematiza en Fig. 26c). Este tipo de fractura aparece cuando las láminas no se encuentran orientadas en la dirección de máximo esfuerzo y forman un ángulo mayor de 10° con el eje de tracción.

En una de las muestras la fractura se inició en una zona de la probeta, se detuvo y la fractura se completó con una fisura situada en el lado opuesto pero a distinta altura, uniéndose por un escalón paralelo a las láminas. Un esquema de la fractura es presentado en la Fig. 27. Los resultados de las réplicas paralelas y normales a las láminas indican: la fractura normal a las láminas es del tipo de la Fig. 25 pero con escalones de menor amplitud. La Fig. 28 muestra el tipo de fractura paralela a las láminas. El lado mayor de las terrazas paralelas se encuentra en la dirección de propagación de la fisura y corresponden a la intersección de las superficies de fallas laminares con la superficie de fractura. Cada una de las terrazas tiene dimensiones comparables a las de una lámina de fase θ y se encuentra limitada por bordes que no son cristalográficos, sino que se encuentran en correspondencia con las fallas laminares (5). Dentro de cada terraza se identifica una estructura fina con la apariencia de escalones orientados perpendicularmente a la dirección de avance de la fisura y de altura menor que un espaciado laminar, Figs. 29a) y b). Estos escalones pueden ser

identificados con los "ríos", que caracterizan a la fractura frágil. Se concluye pues que las terrazas observadas corresponden a una lámina de fase θ que ha fracturado en un plano aproximadamente paralelo a la interface interlaminar. Esto estaría de acuerdo con lo observado por Crossman y coautores (7) en compresión. Dichos autores observan clivaje por el plano medio de la lámina θ sin que haya descohesión de la interface interlaminar. Entre terraza y terraza, lo que correspondería a láminas vecinas de fase θ , se observa una pequeña zona de bordes sinuosos, la que se identifica con la fractura dúctil de la lámina de Al intermedia. Si se efectúa un corte normal a la superficie de fractura y paralelo a la dirección de propagación de la fisura, el aspecto que presentaría sería el esquematizado en la Fig. 29c). También se observan terrazas vecinas que no corresponden a láminas vecinas de fase θ , sino que se encuentran separadas por varios espacios laminares. Esto es necesario pues la fractura no es, macroscópicamente, perfectamente paralela a las láminas.

Para muestras con estructura de colonias, la superficie se presentó invariablemente aproximadamente normal al eje de tracción. Algunas veces la superficie aparece bastante plana, ocurriendo la fractura de la fase θ aproximadamente en el mismo plano, Figs. 30 y 31. En otros casos es muy irregular, Fig. 32. En estos casos se observa que las fracturas de la fase θ no ocurren todas en el mismo plano. Los límites de colonias proveen un camino directo para la propagación de fisuras toda vez que allí las láminas de Al están siendo solicitadas por mayores esfuerzos, debido a que las láminas θ poseen un factor de forma menor al crítico. Consecuentemente habrá concentraciones de esfuerzos y circunstancias favorables a la formación de huecos.

En todo el análisis no se ha hecho mención respecto al tratamiento térmico de las muestras. No se ha encontrado diferencias en el modo de fractura de las probetas traccionadas cualquiera fuera su estado, SU, SR o SRE, concluyéndose que son la fase θ y la geometría los que dominan el modo de fractura.

VI. COMPARACION CON RESULTADOS DE OTROS AUTORES

En los trabajos realizados hasta el presente sobre el comportamiento mecánico del eutéctico Al-Al₂Cu (5) (7) (8) se encuentran discrepancias: En experiencias de flexión (5), el módulo y la resistencia para máximo refuerzo son mayores que las halladas en tracción (8). En ambos casos se obtuvo un valor de E_C^{II} menor que la contribución de la fase θ : $V_\theta E_\theta$. Los primeros autores (5) interpretan sus resultados suponiendo no válida la igualdad de deformación de ambas fases. Los segundos (8), que encontraron una diferencia mucho más notable, interpretaron la diferencia como prove-

niente de rotura prematura de fase θ . En el presente trabajo el módulo E_C^I hallado es cercano al obtenido anteriormente en tracción (8). El módulo E_C^{II} es, sin embargo mayor, acercándose mucho a la contribución de la fase θ . Así mismo nunca se observaron en la superficie de las muestras rotura de la fase θ antes de la fractura de la probeta. Por consiguiente la explicación de la diferencia existente entre la contribución de la fase θ y los valores medidos de E_C^{II} es atribuida al no cumplimiento estricto de dos postulados: igualdad de módulos de Poisson e igualdad de deformaciones en ambas fases.

También en la tensión de ruptura hay discrepancias en la literatura: mientras que en flexión se obtuvieron valores de hasta 50000 psi (32 Kg/mm²) (5) para muestras en estado SU, esos mismos valores fueron obtenidos en tracción (8) para estado SRE. Los valores obtenidos en el presente trabajo son, para el estado SU comparables a los obtenidos en flexión para el máximo refuerzo (5) y para el estado SRE alrededor de un 50% superiores a los obtenidos anteriormente (8). Estos valores están de acuerdo a lo que se esperaba de la contribución de las láminas θ , mientras que en (8) se obtuvieron valores entre un 30 y un 50 % por debajo de los valores estimados.

VII. SUMARIO Y CONCLUSIONES

El comportamiento a la tracción del eutéctico Al-Al₂Cu ha sido analizado en base a la teoría del comportamiento de materiales compuestos. Los datos experimentales guardan razonable coincidencia con los aportados por el modelo que considera que la fase θ se deforma sólo elásticamente y la matriz de Aluminio tiene un comportamiento elasto-plástico. Comparando la contribución de la fase θ ($V_\theta E_\theta$) al módulo del compuesto E_C^I en la zona I, con el valor límite del módulo en la zona II, E_C^{II} , no se encuentra una diferencia muy marcada, pero sí sistemática, en el caso de las muestras con estructura laminar: el valor medido es siempre menor que el calculado. En estas circunstancias se puede afirmar que los efectos combinados de diferencias en los módulos de Poisson y de deformaciones de ambas fases producen un efecto que en conjunto modifica en sólo un 5 % los valores obtenidos con el modelo propuesto.

La diferencia muy notoria observada en E_C^{II} para las muestras con estructura de colonias en estado SU y SR son explicadas satisfactoriamente suponiendo que la zona de los límites de colonia se comporta como si estuviese constituida por láminas de fase θ de longitud media $\bar{l} \approx 10 \lambda_\theta$ mientras que un 75 % de las láminas de la estructura se comportan como continuas. Las mismas estructuras, pero en estado SRE, se comportan esencialmente como continuas debido al aumento en la tensión de fluencia

de la matriz de Aluminio.

El rango de la zona I, elástica primaria, está determinado por el rango elástico de la matriz, de modo que σ_c^I debe variar esencialmente como el límite de fluencia de la matriz de Al. Se observa influencia del espaciado laminar sobre σ_c^I , pero para estructura laminar en estado SU y SR, las variaciones de σ_c^I no siguen una ley $\lambda^{-1/2}$ como la observada en otros eutécticos (6) (9) (10) sino una tendencia lineal. La variación de σ_c^I para estructura de colonias depende del grado de deformación que ha experimentado la estructura laminar y fundamentalmente de la estructura existente en los límites de colonias. Mientras más grosera sea la estructura menor será el valor de σ_c^I comparado con el valor correspondiente a la estructura laminar crecida a la misma velocidad.

Para muestras SRE las variaciones de σ_c^I provenientes de diferencias estructurales se encuentran oscurecidas por el efecto de la precipitación. Las diferencias encontradas entre muestras crecidas con y sin semilla pueden ser debidas a efectos de orientación o al hecho que el tratamiento de envejecimiento no fue realizado simultáneamente con ambos grupos de muestras. Una diferencia en el envejecimiento podría traducirse en diferencias en la tensión de fluencia de la matriz de Aluminio.

Cambios significativos en la tensión de ruptura son obtenidos variando el tamaño de las láminas. Se obtienen aumentos del 100 % al pasar de $\lambda \approx 8\mu$ a $\lambda \approx 0,8\mu$, en muestras SU y SR. Estos aumentos en la resistencia son acompañados invariablemente por un aumento semejante en la elongación de ruptura. No se está en presencia de un "efecto whisker" sino de un "efecto tamaño": al ser más finas las láminas contienen menos defectos y por consiguiente se producen menos concentraciones de esfuerzos. Ello da como resultado una mayor capacidad de deformación a la ruptura. Con el tratamiento de envejecimiento (SRE) se han obtenido valores de la tensión de ruptura por encima de los 60 Kg/mm², lo que no ha sido detallado hasta el momento en la literatura. La gran dispersión de valores obtenidos hace sospechar que el manipuleo de las muestras tiene gran influencia sobre los resultados.

El efecto producido por las tensiones de templeado es el de disminuir, pues la fase matriz Al se halla tensionada por las láminas de fase θ , pues poseen mayor coeficiente de expansión térmica. El aumento de la tensión de fluencia de la matriz respecto al estado sin tensiones de templeado, es atribuido como proveniente en su mayor parte de la interacción entre las dislocaciones y las vacancias retenidas por templeado.

Para estructura laminar se observaron dos modos de fractura, según que las láminas vecinas de fase θ cliven en igual o distinto plano. Esto se encuentra vinculado con la orientación de las láminas respecto al eje de tracción: para láminas bien orientadas ocurre el primer caso para el máximo refuerzo; si no es así ocurre el segundo, originándose una fractura escalonada al nivel de las láminas; los escalones son más

amplios a medida que aumenta el ángulo entre las láminas y el eje de tracción. En el primer caso de fractura hay zonas de la superficie fracturada que son altamente regulares y reproducen la geometría de la estructura. La matriz presenta fractura dúctil, mostrando estrangulamiento total de las láminas, hasta llegar a un filo de pocas centenas de $\frac{0}{A}$ de espesor. Para estructura de colonias la fractura ocurre invariablemente en un plano normal al eje de tracción, vinculándose este hecho a que los límites de colonias proveen camino fácil a la propagación de fisuras. No se observaron diferencias en el modo de fractura al variar los tratamientos térmicos. Esto indica que son la fase θ y la geometría los factores que dominan el modo de fractura.

REFERENCIAS

1. A. KELLY: Strong Solids, Oxford Univ. Press, 1966.
2. A. KELLY y G.J.DAVIES: Met. Review, 1965, vol. 10, pag. 1-77.
3. A.KELLY y H.LILHOLT: Phil. Mag. vol. 20, No. 164, 311, 1969.
4. F.D.LEMKEY, R.W.HERTZBERG y J.A.FORD: Trans. TMS-AIME, 233, 1965, 334.
5. R.W.HERTZBERG, F.D.LEMKEY y J.A.FORD: Trans. TMS-AIME, 233, 1965, 342.
6. B.J.SHAW: Acta Met. Vol. 15, 1967, 1169.
7. A.S.YUE, F.W.CROSSMAN, A.E.VIDOZ y M.I.JACOBSON: Trans. TMS-AIME 242, 1968, 2441.
8. F.W.CROSSMAN, A.S.YUE y A.E.VIDOZ: Trans. TMS - AIME, 245, 1969, 397.
9. H.E.CLIN y D.F.STEIN: Trans. TMS-AIME, 245, 1969, 841.
10. R.KOSSOWSKY, W.C.JOHNSTON y B.J.SHAW: Trans.TMS-AIME, 245, 1969, 1219.
11. R.T.QUINN, R.W.KRAFT y R.W.HERTZBERG: Trans.ASM, vol. 62, 1969, 38.
12. K.D.SHEFFLER, R.W.HETZBERG y R.W.KRAFT: Trans.ASM, vol.62, 1969, 105.
13. A.R.T.de SILVA y G.A.CHADWICK: Met. Sci. J. vol. 3, 1969, 168.
14. G.A.CHADWICK: Prog. in Mat. Science, vol. 12, 1963, 149.
15. H.R.BERTORELLO y H.BILONI: Trans.TMS-AIME, Vol. 245, 1969, 1373.
16. M.HANSEN: Constitution of Binary Alloys Mc.Graw Hill, New York, 1958.
17. D.R.SPALDING, R.E.VILLAGRANA y G.A.CHADWICK: Phil. Mag. Vol. 20, 1969, 471.
18. G.GREETHAM y R.W.R.HONEYCOMBE: J.Inst.of Metals, vol. 89, 1960-61, 13.

19. R.W.KRAFT: Trans.TMS-AIME, vol. 224, 1962, 65.
20. D.BANCHICK: Comunicación privada, a publicarse. Dept. Metalurgia CNEA.
21. C.S.BARRET: Structure of metals Mc Graw Hill, N.Y., 1952, 532.
22. R.W.KRAFT y D.L.ALBRIGHT: Trans.TMS-AIME, 224, 1962, 1176.
23. I.G.DAVIES y A.HELLAWELL: Phil. Mag. vol. 19, 1969, 1285.
24. J.G.BYRNE, M.E.FINE y A.KELLY: Phil. Mag. vol. 6, 1961, 1119.
25. A.KELLY y R.B.NICHOLSON: Prog. in Mat. Science, vol. 10, 1963, 149.
26. D.DEW-HUGHES y W.D. ROBERTSON, Acta.Met., Vol. 8, 1960, 156.
27. R. MADDIN y A.H. COTTRELL, Phil. Mag. Vol. 46, 1955, 735.

INDICE DE FIGURAS

- Figura 1 - Corte transversal estructura laminar.
Fase clara: aluminio. Fase oscura: Al_2Cu
500 X
- Figura 2 - Corte transversal estructura de colonias.
Fase clara: aluminio. Fase oscura: Al_2Cu .
500 X
- Figura 3 - Forma y dimensiones de las probetas de tracción
- Figura 4 - Dureza Vickers (VPN) vs. tratamiento térmico para eutéctico laminar.
- Figura 5 - Curvas de tracción típicas, para muestras con estructura laminar con los diversos tratamientos y muestra con estructura de colonias en estado SU.
- Figura 6 - Límite zona elástica primaria (σ_c^I) vs. espaciado laminar para muestras en estado SU.
- Figura 7 - Límite zona elástica primaria (σ_c^I) vs. espaciado laminar para muestras en estado SR.
- Figura 8 - Límite zona elástica primaria (σ_c^I) vs. espaciado laminar para muestras en estado SRE.
- Figura 9
- a) - Tensión de ruptura (σ_c^R) vs. espaciado laminar, para muestras en estado SU.
 - b) - Elongación de ruptura (ϵ_R) vs. espaciado laminar, para muestras en estado SU.
- Figura 10 -
- a) - Tensión de ruptura (σ_c^R) vs. espaciado laminar, para muestras en estado SR.
 - b) - Elongación de ruptura (ϵ_R) vs. espaciado laminar, para muestras en estado SR.
- Figura 11
- a) - Tensión de ruptura (σ_c^R) vs. espaciado laminar, para muestras en estado SRE.
 - b) - Elongación de ruptura (ϵ_R) vs. espaciado laminar, para muestras en estado SRE.

- Figura 12 - Curva de tracción de muestra en estado SU, con ciclo de carga y descarga mostrando lazo de histéresis.
- Figura 13 - Curva de tracción de muestra en estado SU, con ciclos sucesivos de carga y descarga.
- Figura 14 - Curva de tracción de muestra en estado SR, con ciclos sucesivos de carga y descarga.
- Figura 15 - Curvas de tracción para eutéctico, refuerzo y matriz, según modelo simple.
- Figura 16 - Curvas de tracción del eutéctico, contribución de la fase θ y fase Al, para muestra en estado SU, con estructura laminar.
- Figura 17 - Curvas de tracción del eutéctico, contribución de la fase θ y fase Al, para muestra en estado SR, con estructura laminar.
- Figura 18 - Curvas de tracción del eutéctico, contribución de la fase θ y fase Al, para muestra en estado SR, con estructura laminar. Ciclos sucesivos de carga y descarga, comenzando cada vez a mayores valores de tensión.
- Figura 19 - Secuencia de curvas de tracción obtenida en muestra con estructura de colonias:
 Curva 1 - muestra en estado SU.
 Curva 2 - curva obtenida luego de deformar (curva 1) y recocer durante 5 minutos a 220°C.
 A continuación se efectúa tratamiento SR.
 Curva 3 - muestra en estado SR.
 Curva 4 - curva obtenida después de deformar y recocer durante 3 minutos a 200°C.
 Curva 5 - Idem. curva 4, después de recocer durante 3 minutos a 195°C.
 Curva 6 - Idem. curva 4, después de recocer durante 5 minutos a 220°C.
- Figura 20
 a) - Fractografía de muestra con estructura laminar en estado SR. Láminas vecinas de fase θ clivaron en un mismo plano XX. Haz electrónico normal a réplica. 1000 X.
 b) - Idem. fig. a), 3400 X.
- Figura 21 - Esquema del mecanismo propuesto que actuaría en fractura de figura 20.
- Figura 22 - Idem. figura 20 - 12.800 X.

Figura 23

- a) - Fractografía de muestra con estructura laminar en estado SU. Láminas vecinas de fase θ clivaron en un mismo plano. Fractura en falla laminar. Réplica girada 25° respecto al haz electrónico según eje paralelo a las láminas. 20.800 X.
- b) - Idem. a). Obtenida con réplica girada en 45° según el mismo eje mencionado en a). 20.800 X.

Figura 24 - Fractografía de muestra con estructura laminar en estado SU. Láminas vecinas de fase θ clivan en distinto plano. Se observan escalones simples, de altura igual al espesor de lámina de fase θ . 1500 X.

Figura 25

- a) - Idem. figura 24. 12.800 X.
- b) - Esquema de corte normal a las láminas.

Figura 26 - Fractografía de muestra con estructura laminar en estado SU. Se observan escalones múltiples, de altura igual a varios espaciados laminares.

- a) - Visión con haz electrónico normal a réplica. 2300X.
- b) - Detalle de un escalón, observado a 45° de la normal a la réplica. 6800 X.
- c) - Esquema de corte normal a las láminas y a la superficie de fractura.

Figura 27 - Esquema de fractura producida por avance de dos fisuras en muestra con estructura laminar en estado SU.

Figura 28 - Micrografía óptica de la superficie de fractura paralela a las láminas que se muestra en figura 27.

Figura 29

- a) - Detalle de las terrazas que aparecen en figura 28. Micrografía electrónica. Los gránulos que se observan son defectos de réplica. 1000 X.
- b) - Idem. a figura 20a). 3400 X.
- c) - Esquema de corte normal a la superficie de fractura y paralelo a la dirección de propagación de la fisura.

Figura 30

- a) - Fractura de muestra con estructura de colonias, 3400 X.
- b) - Idem. fig. 30a). 6800 X.

Figura 31 - Fractura de muestra con estructura de colonias, 2300 X.

Figura 32 - Fractura de muestra con estructura de colonias, 1300 X.

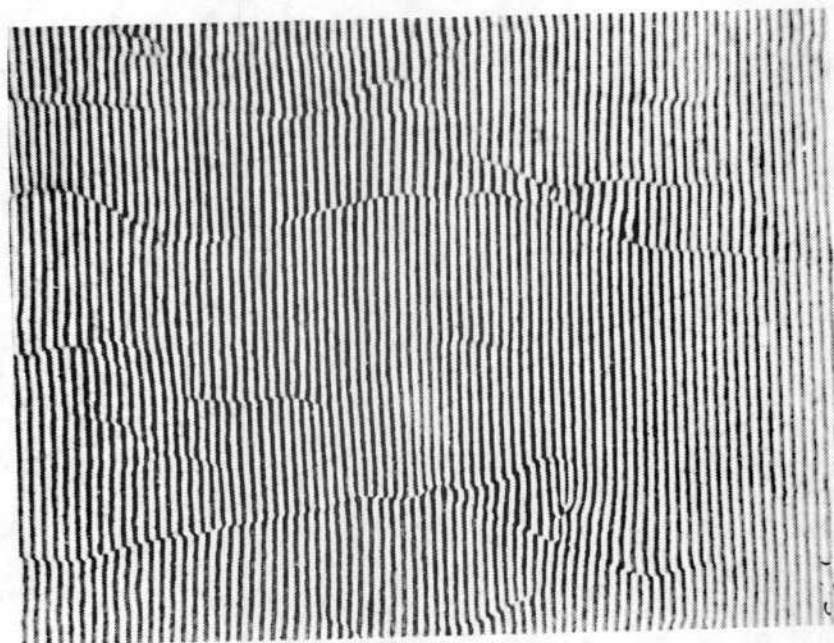


Figura 1

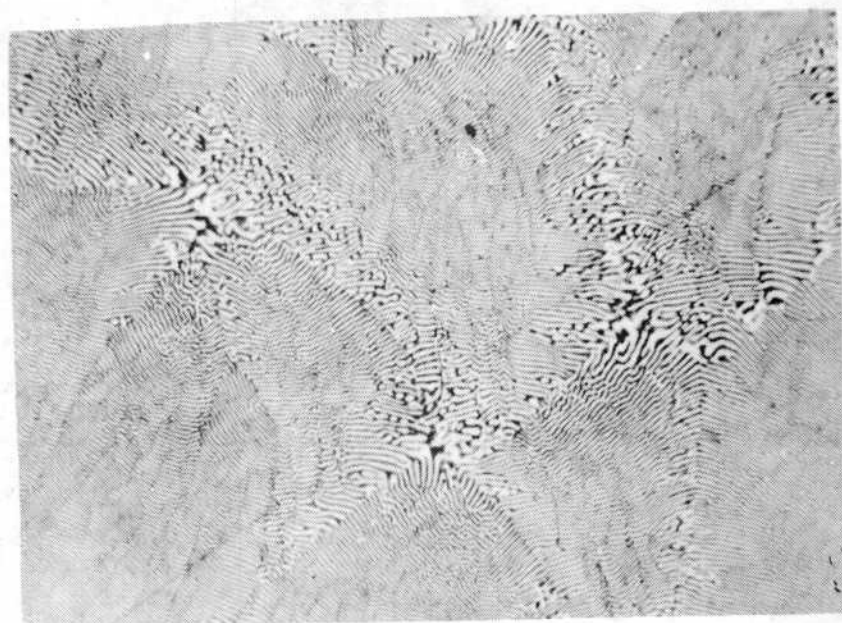


Figura 2

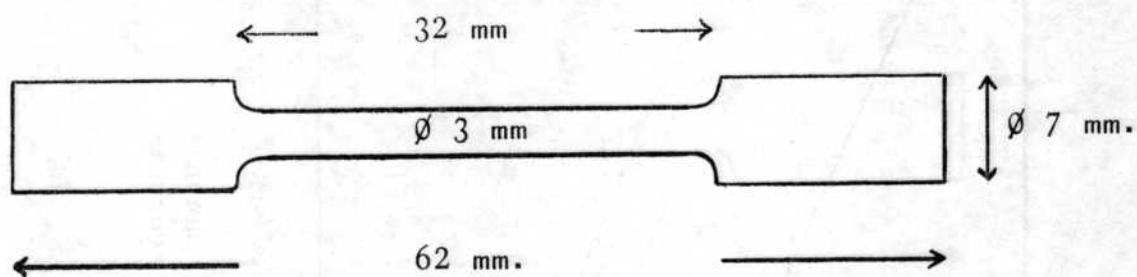


Figura 3

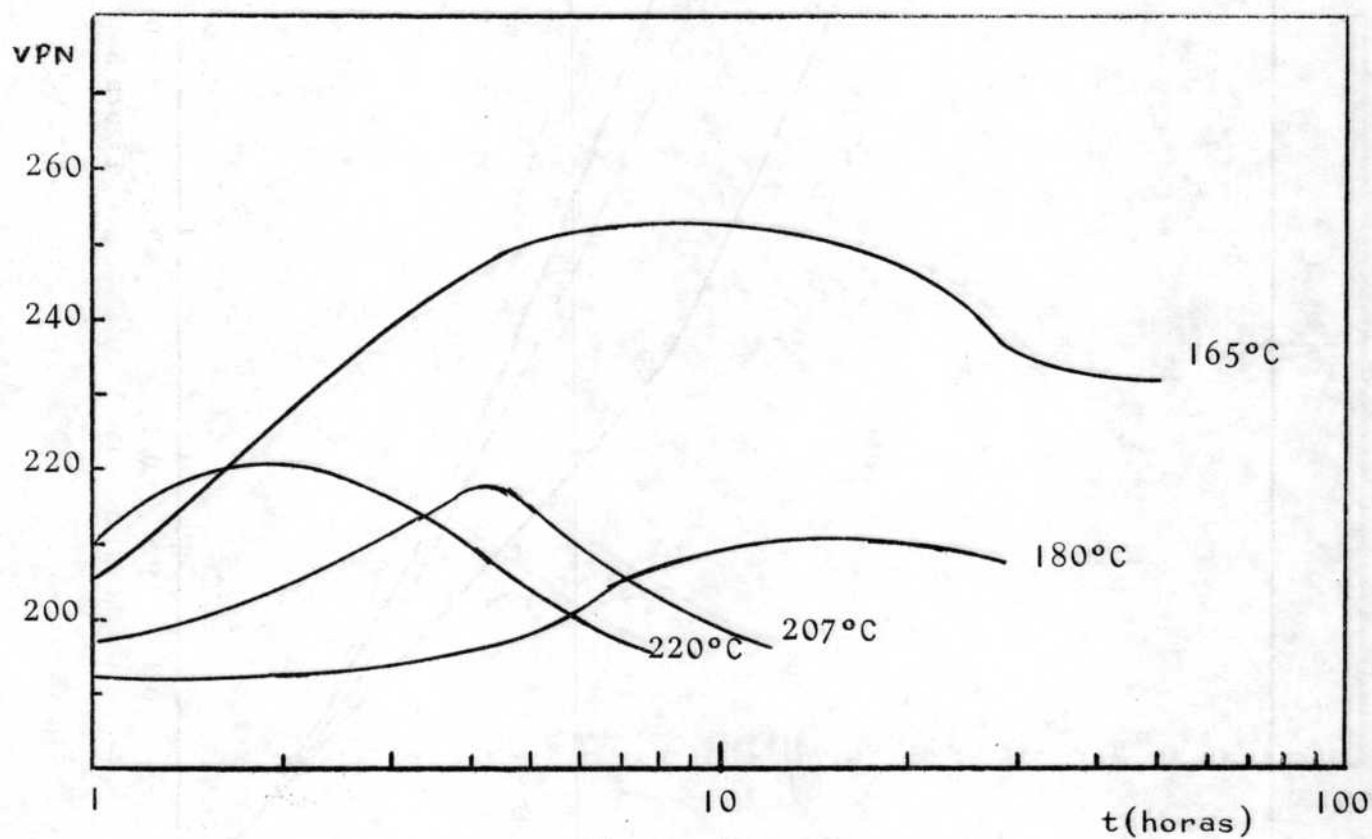


Figura 4

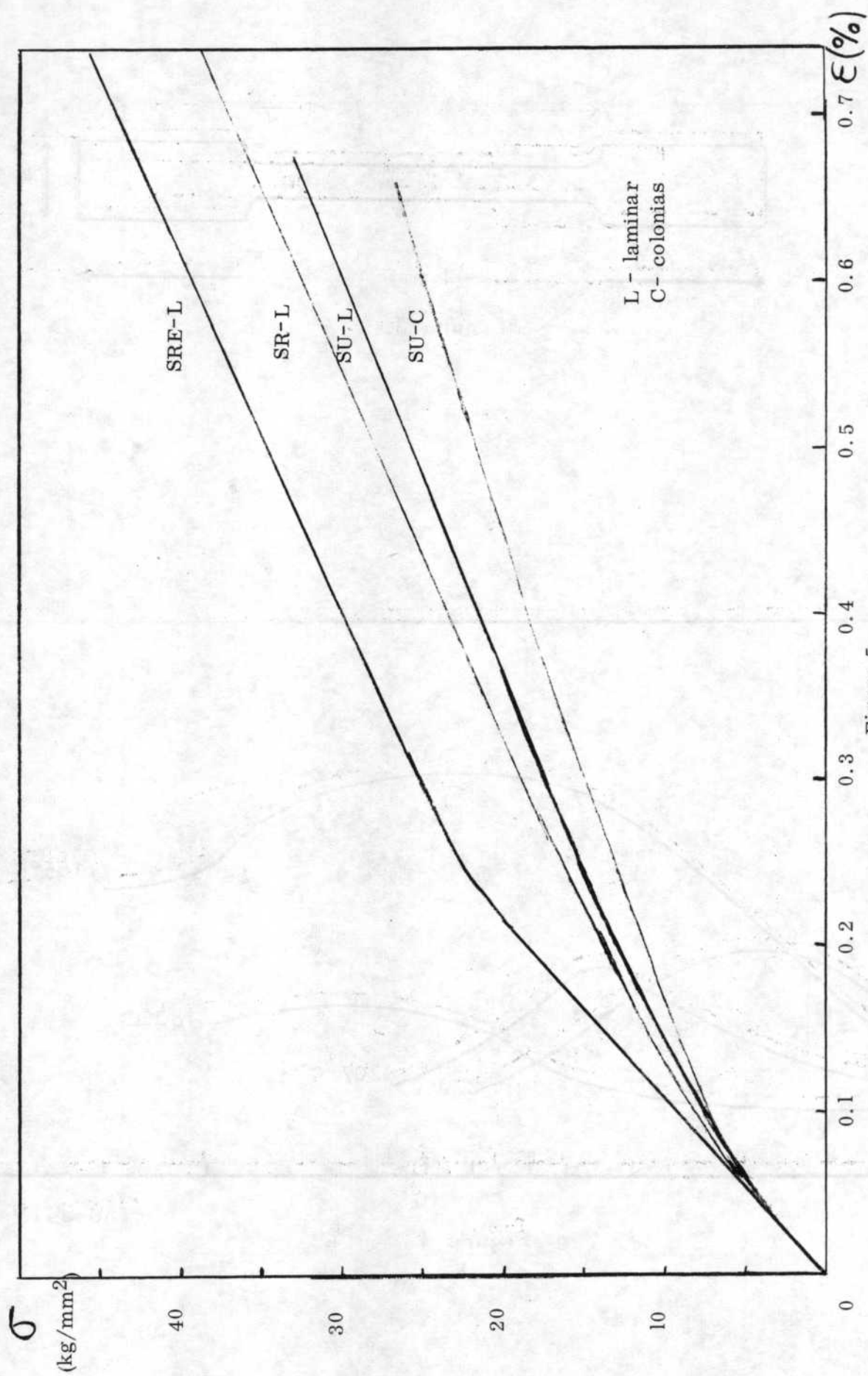


Figura 5

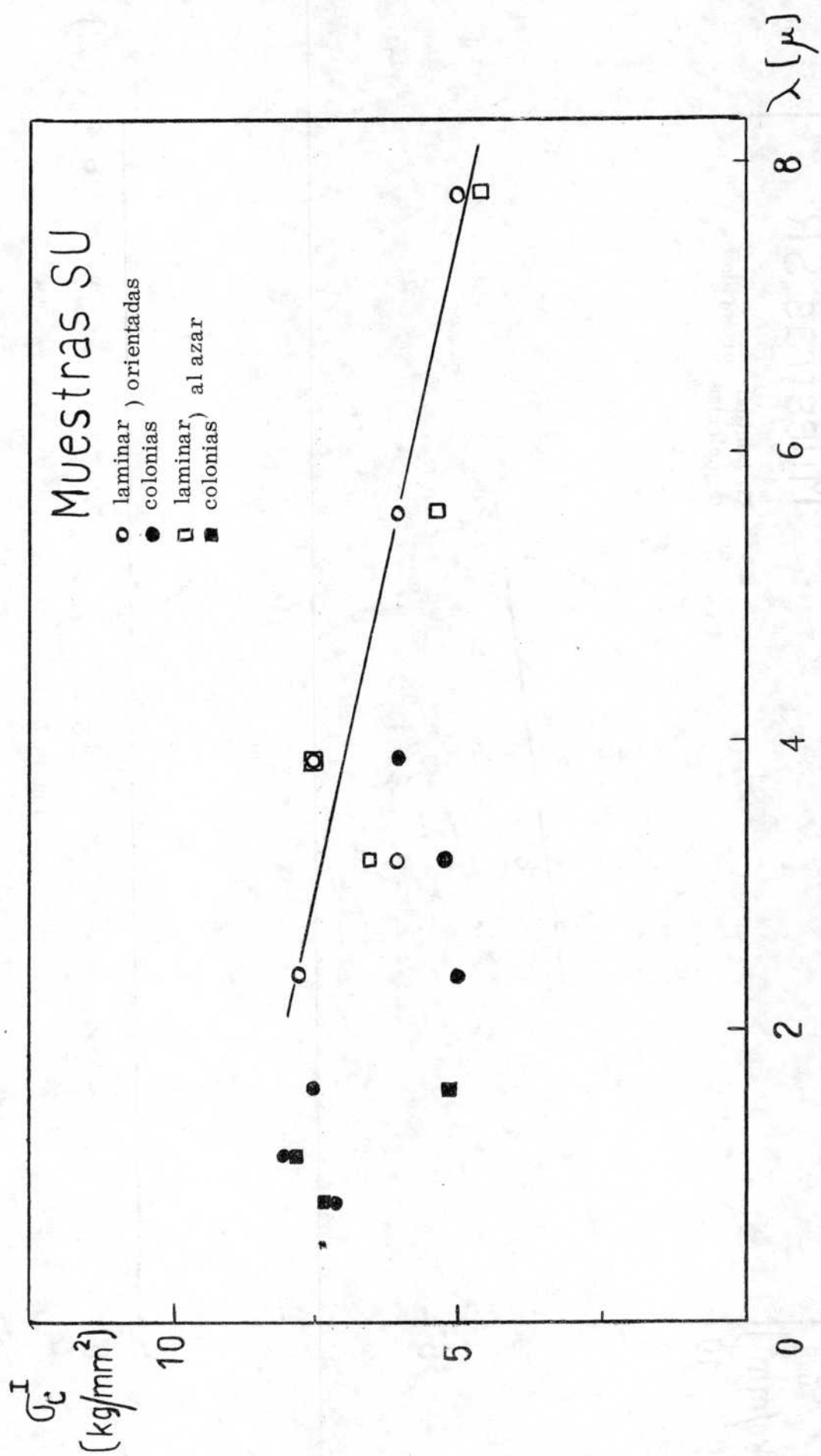


Figura 6

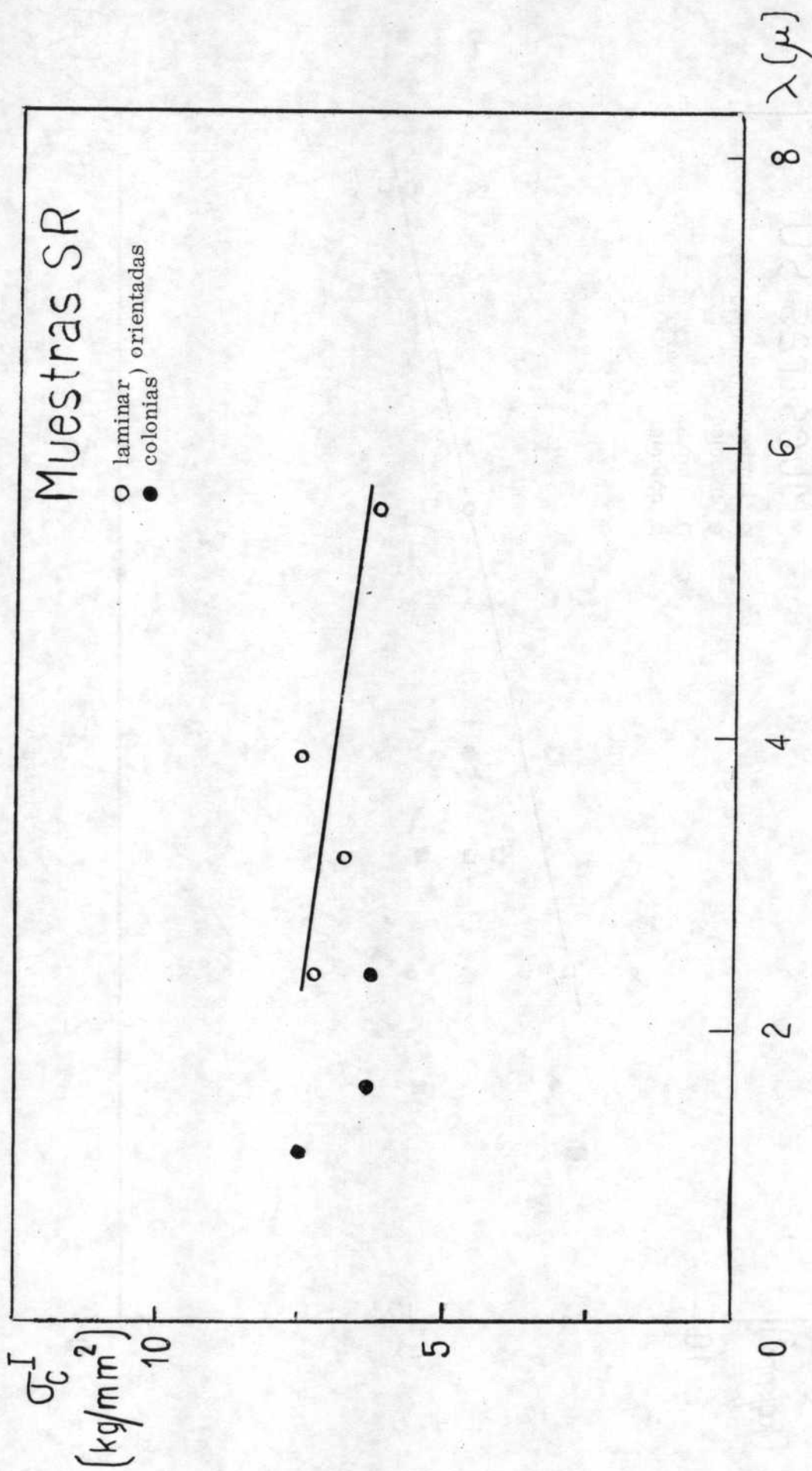


Figura 7

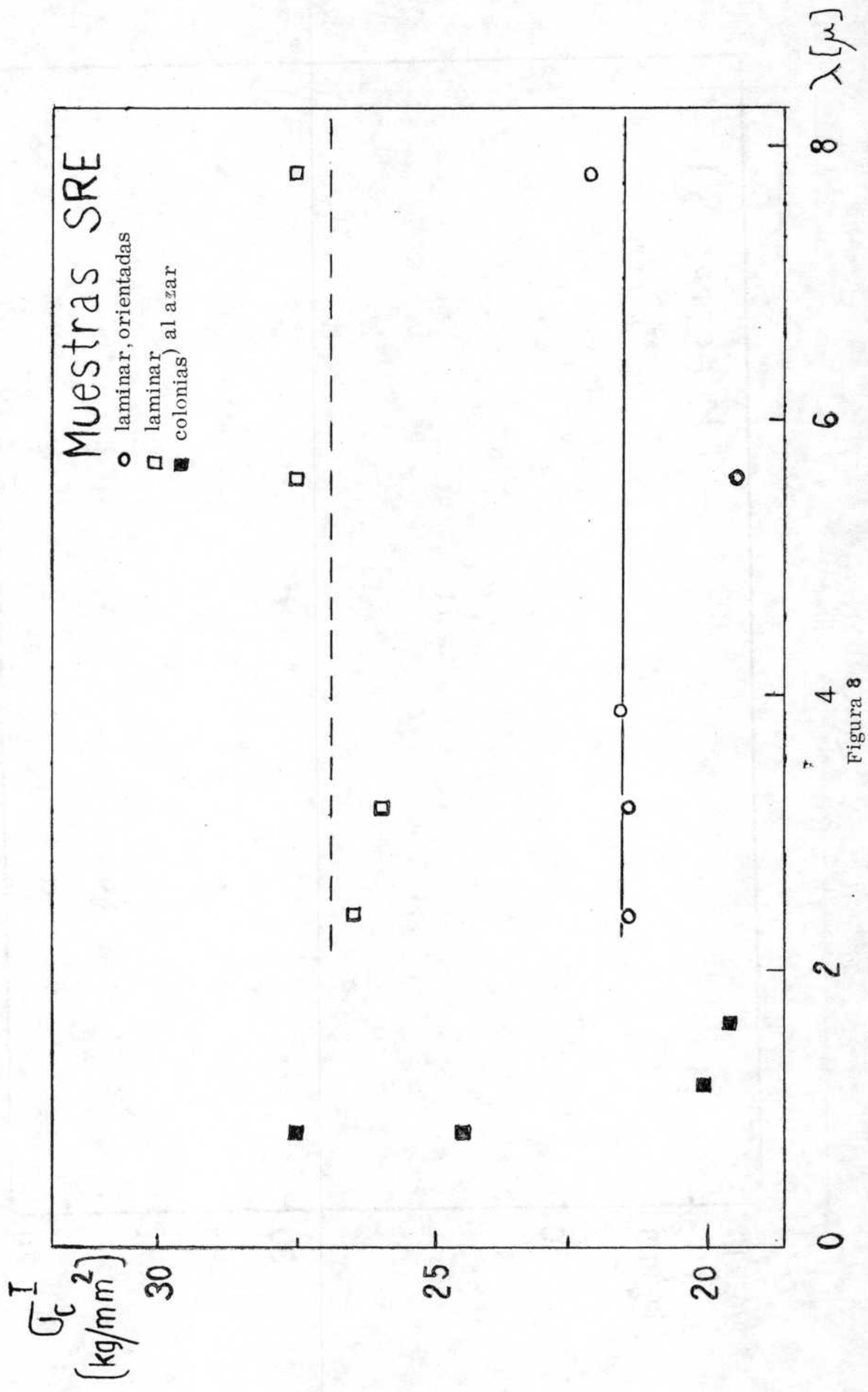


Figura 8

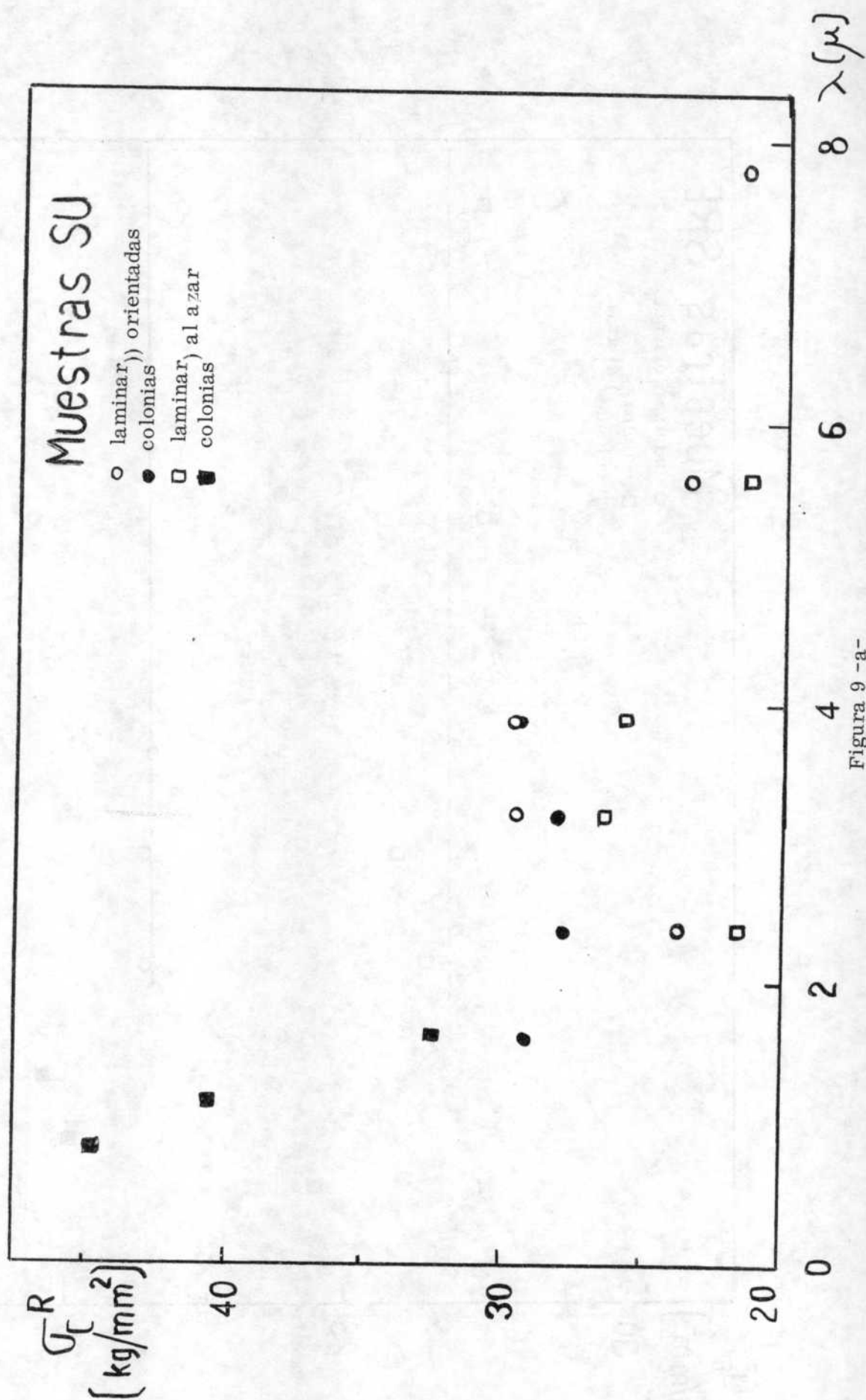


Figura 9 -a-

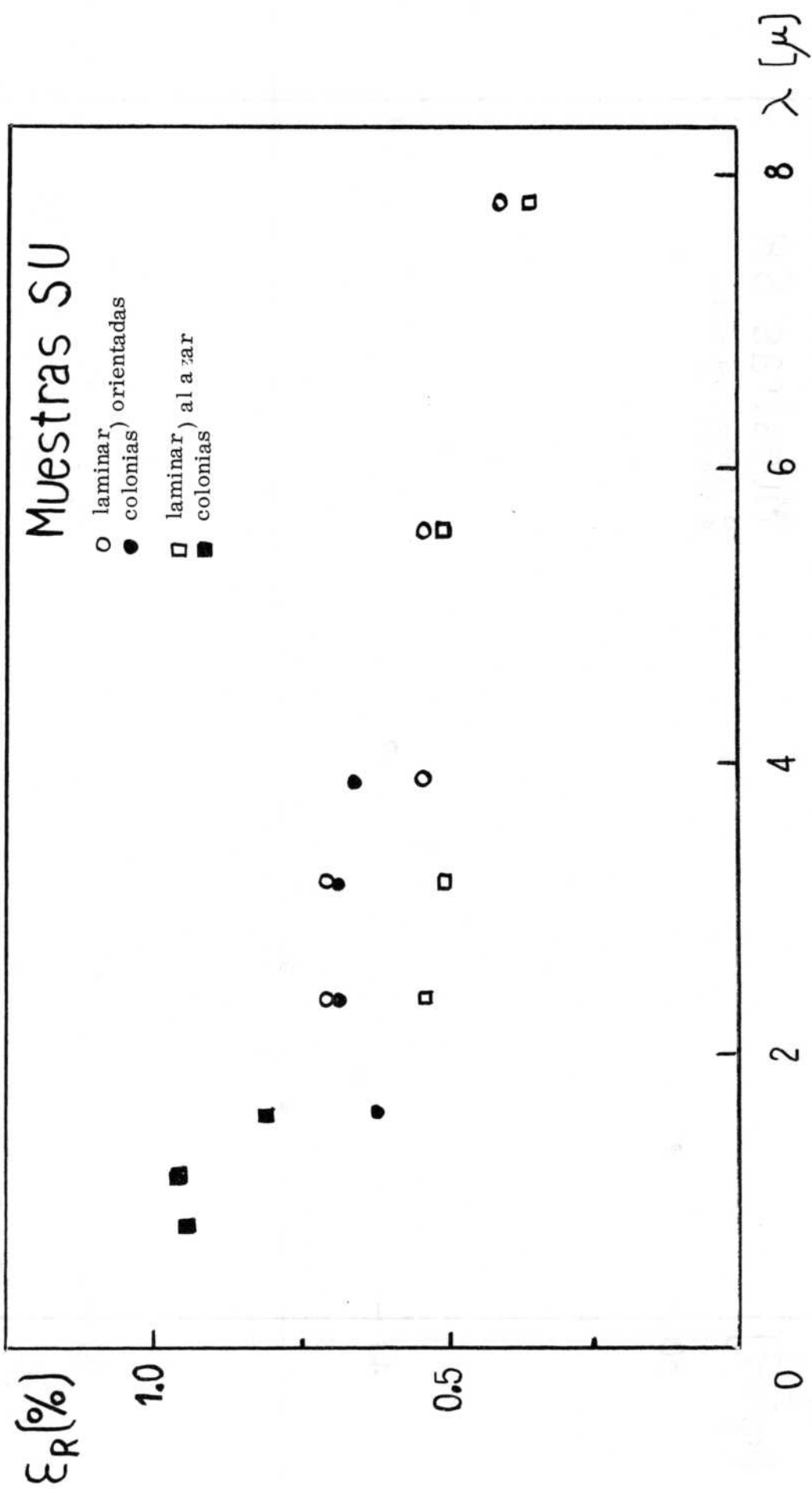


Figura 9 -b-

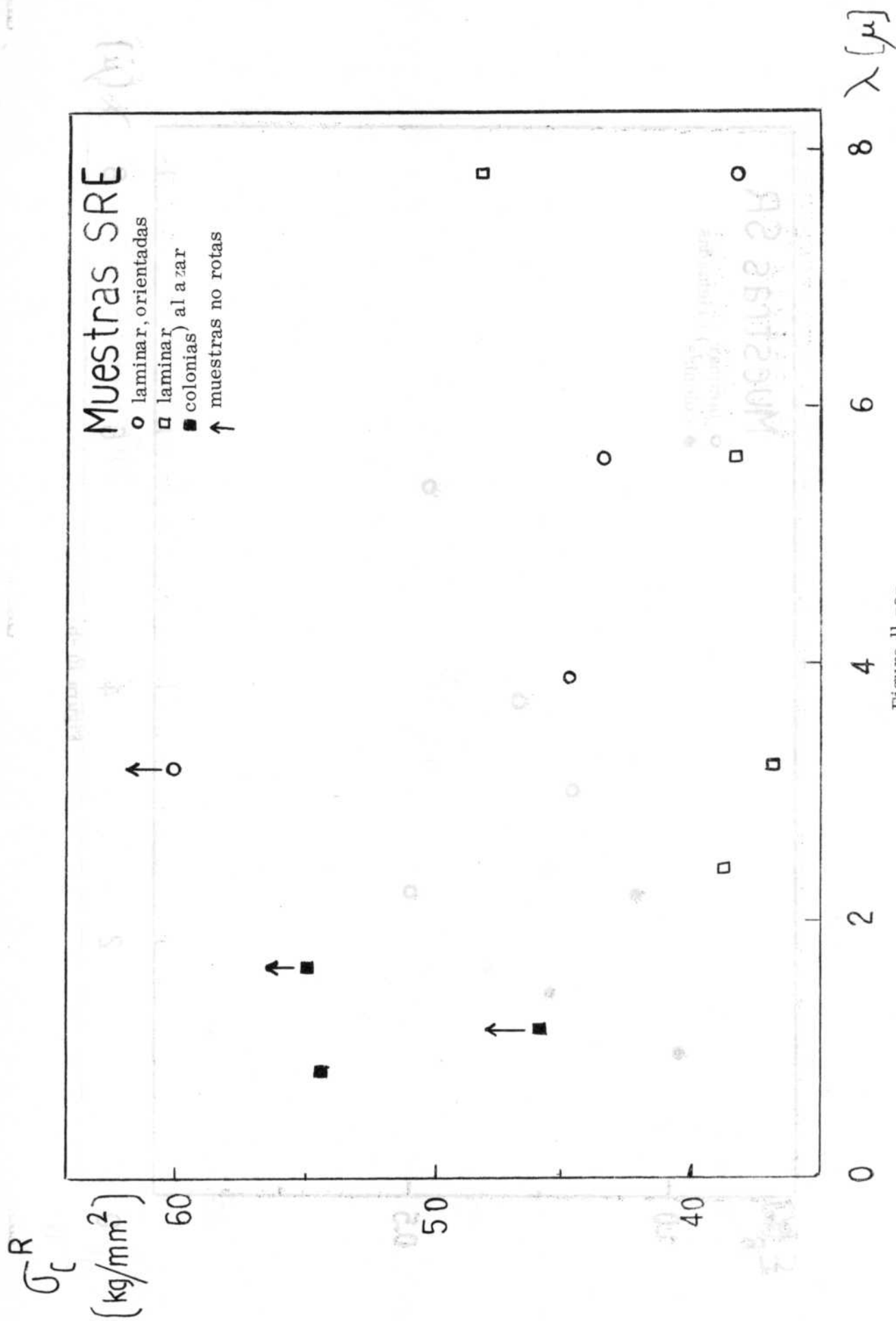


Figura 11 -a-

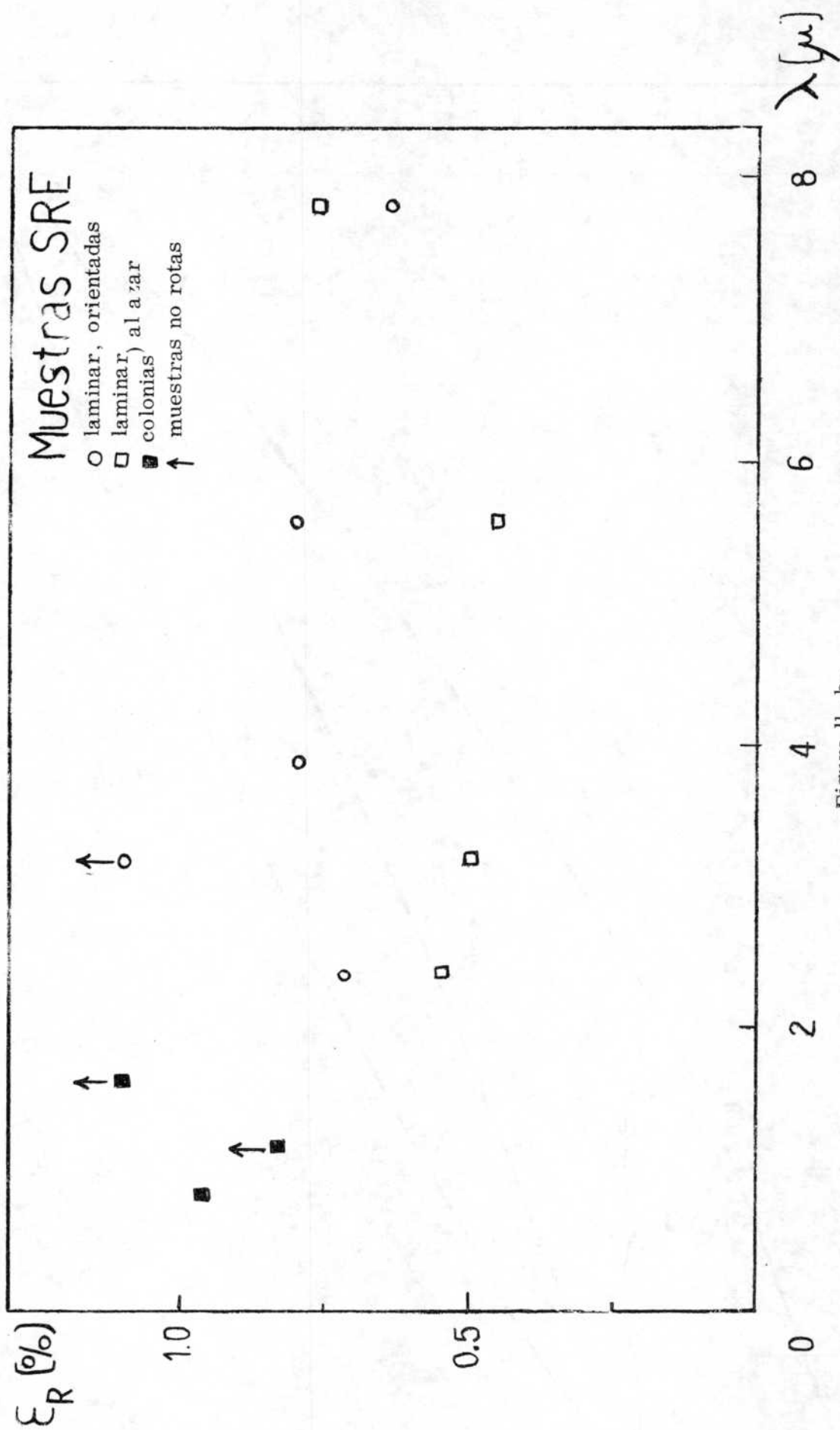


Figura 11 -b-

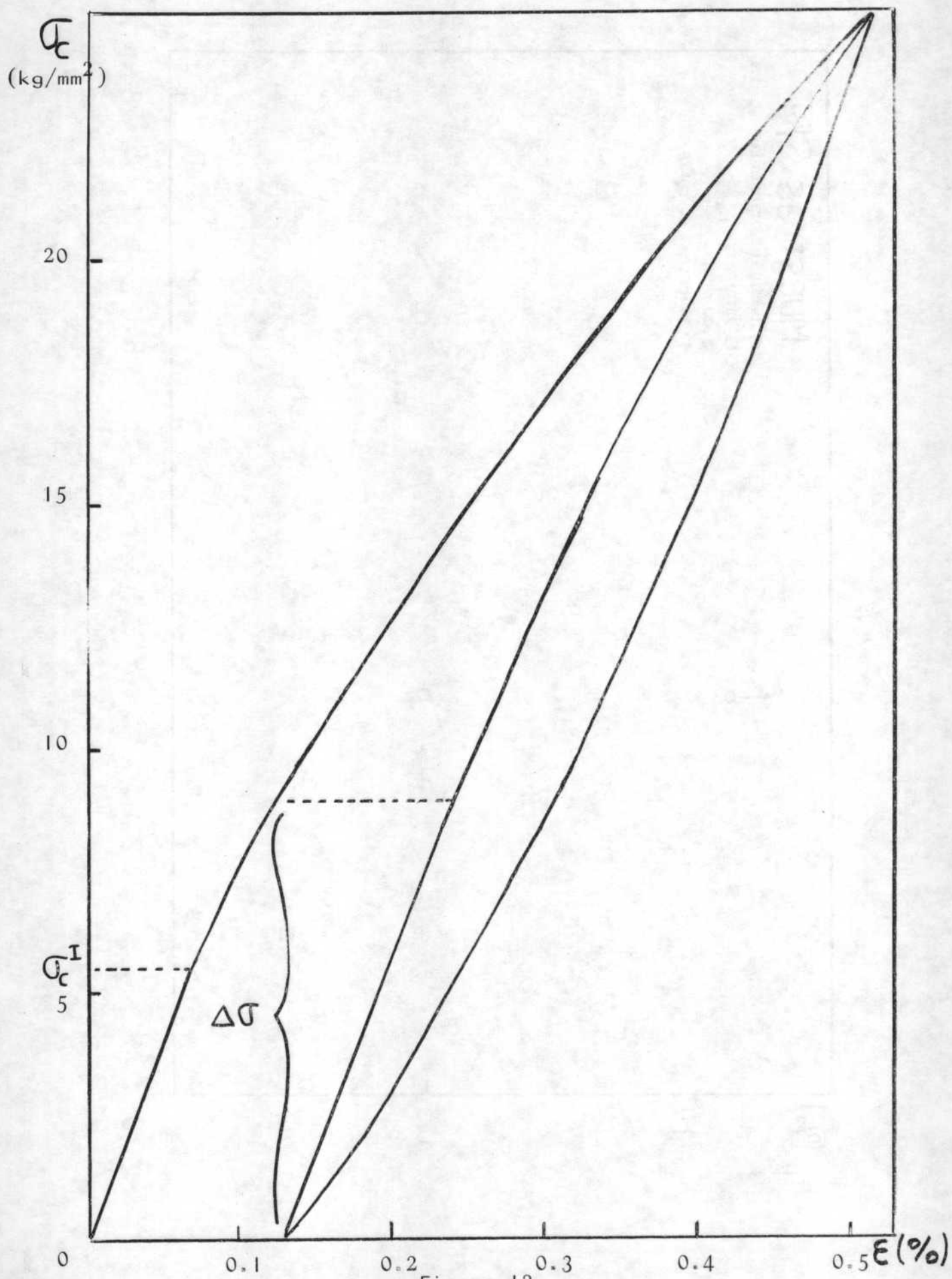


Figura 12

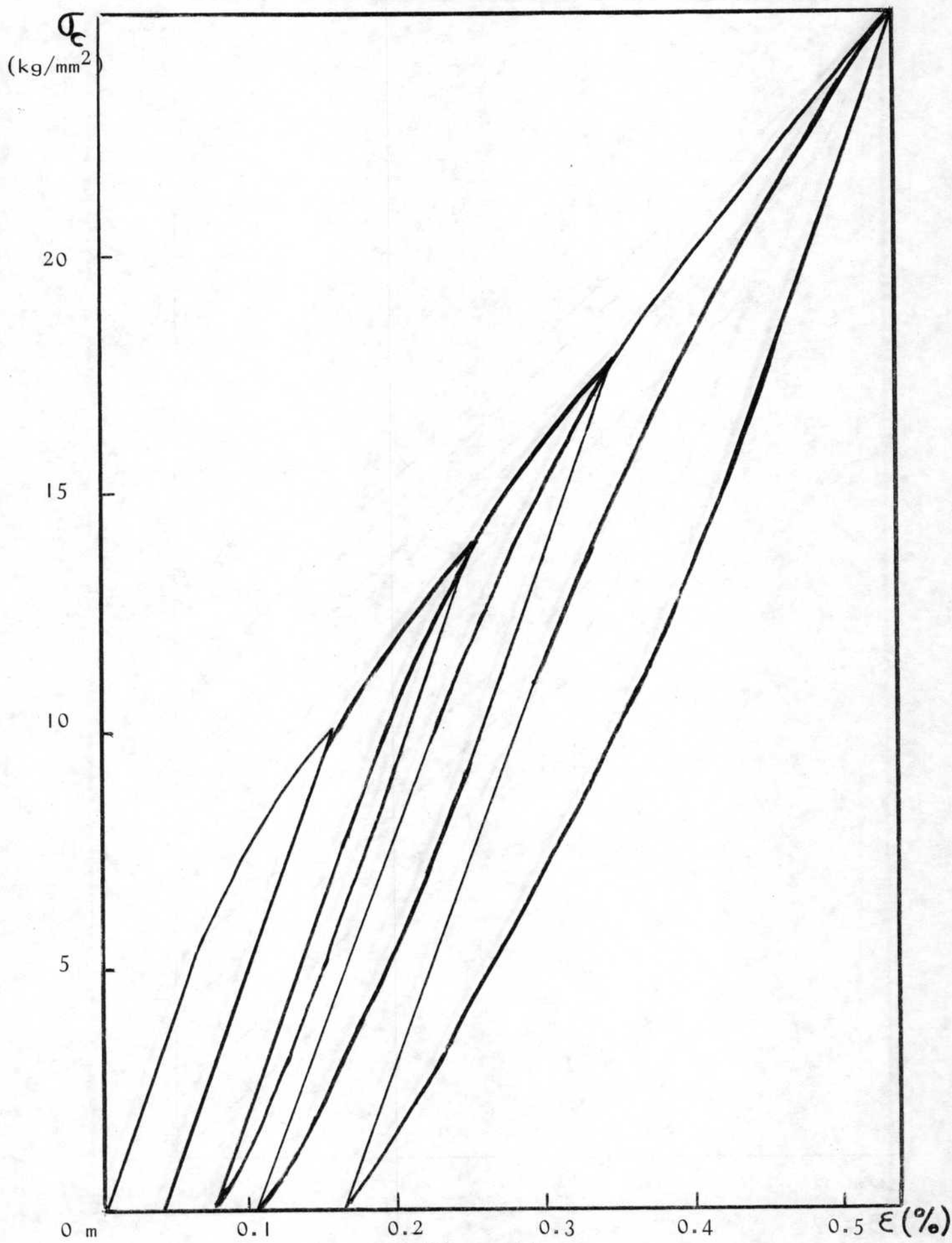


Figura 13

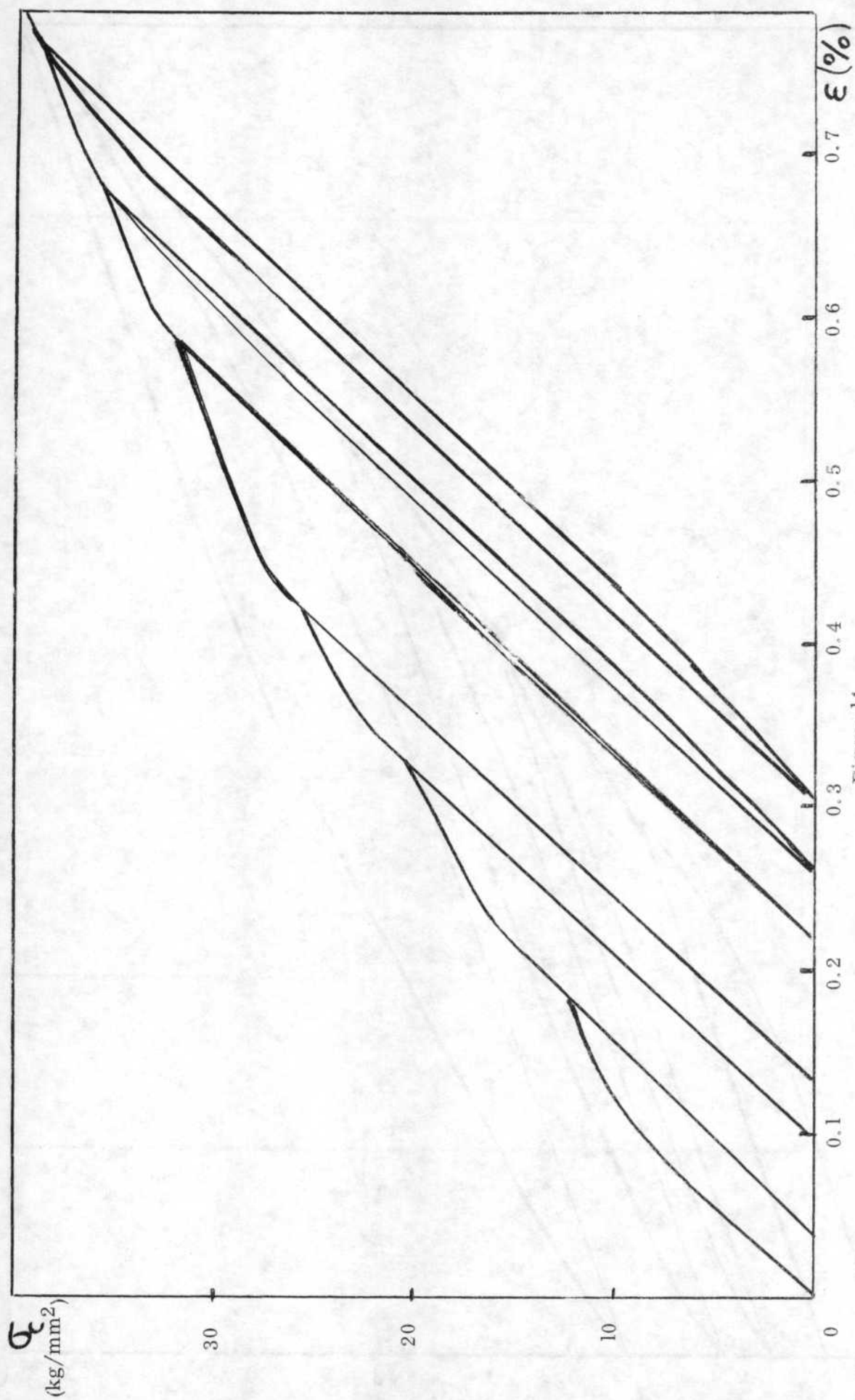


Figura 14

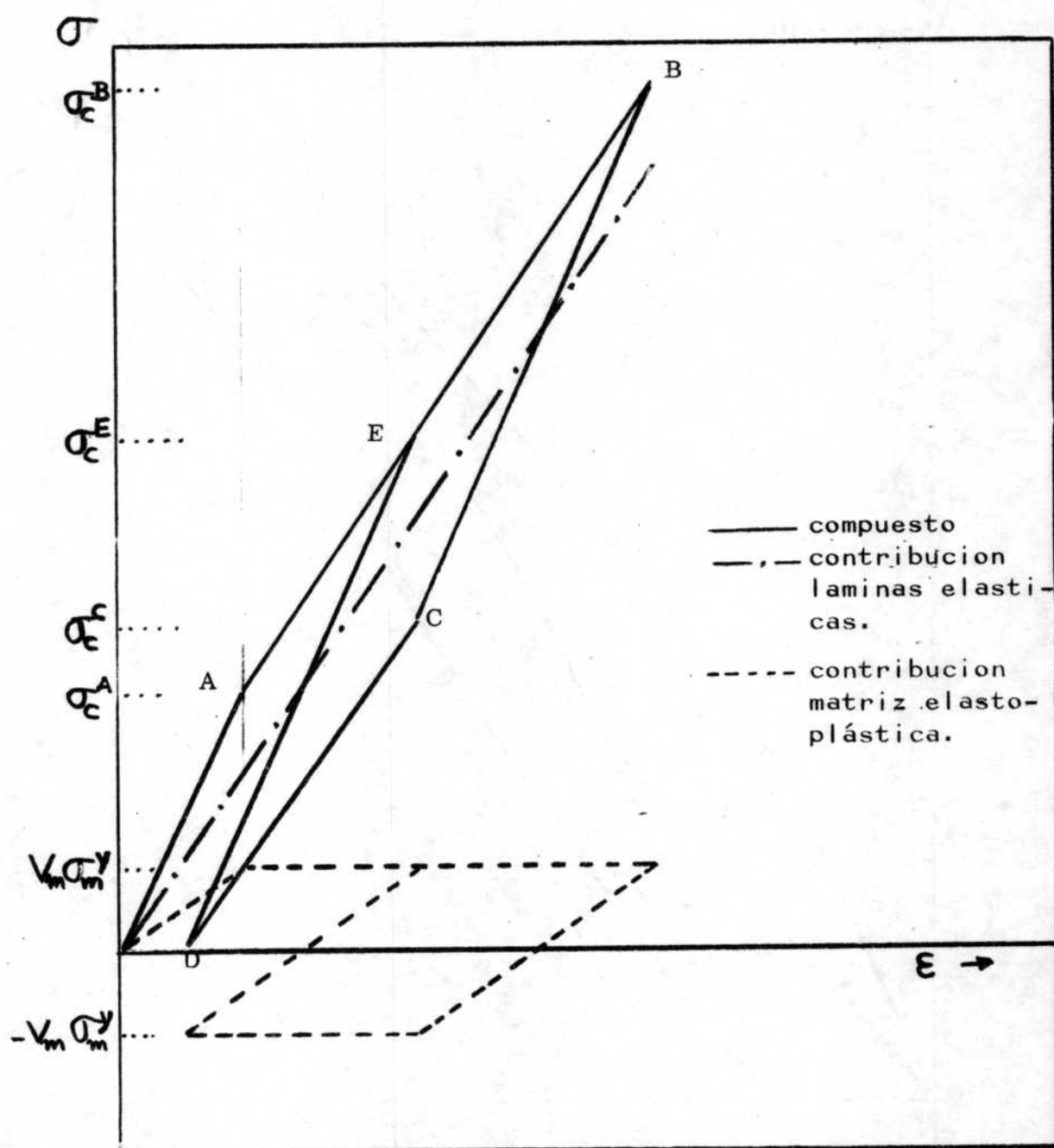


Figura 15

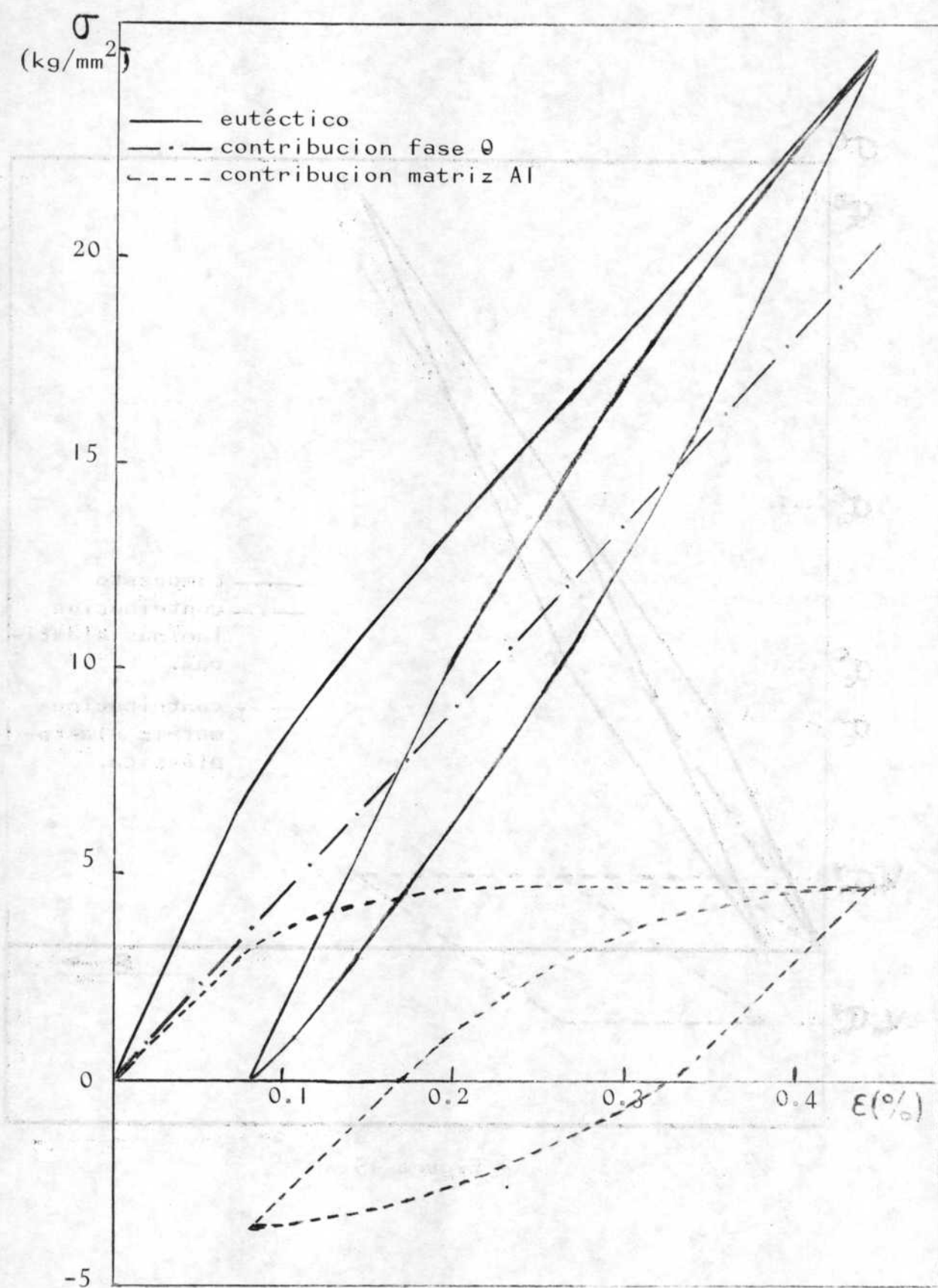


Figura 16

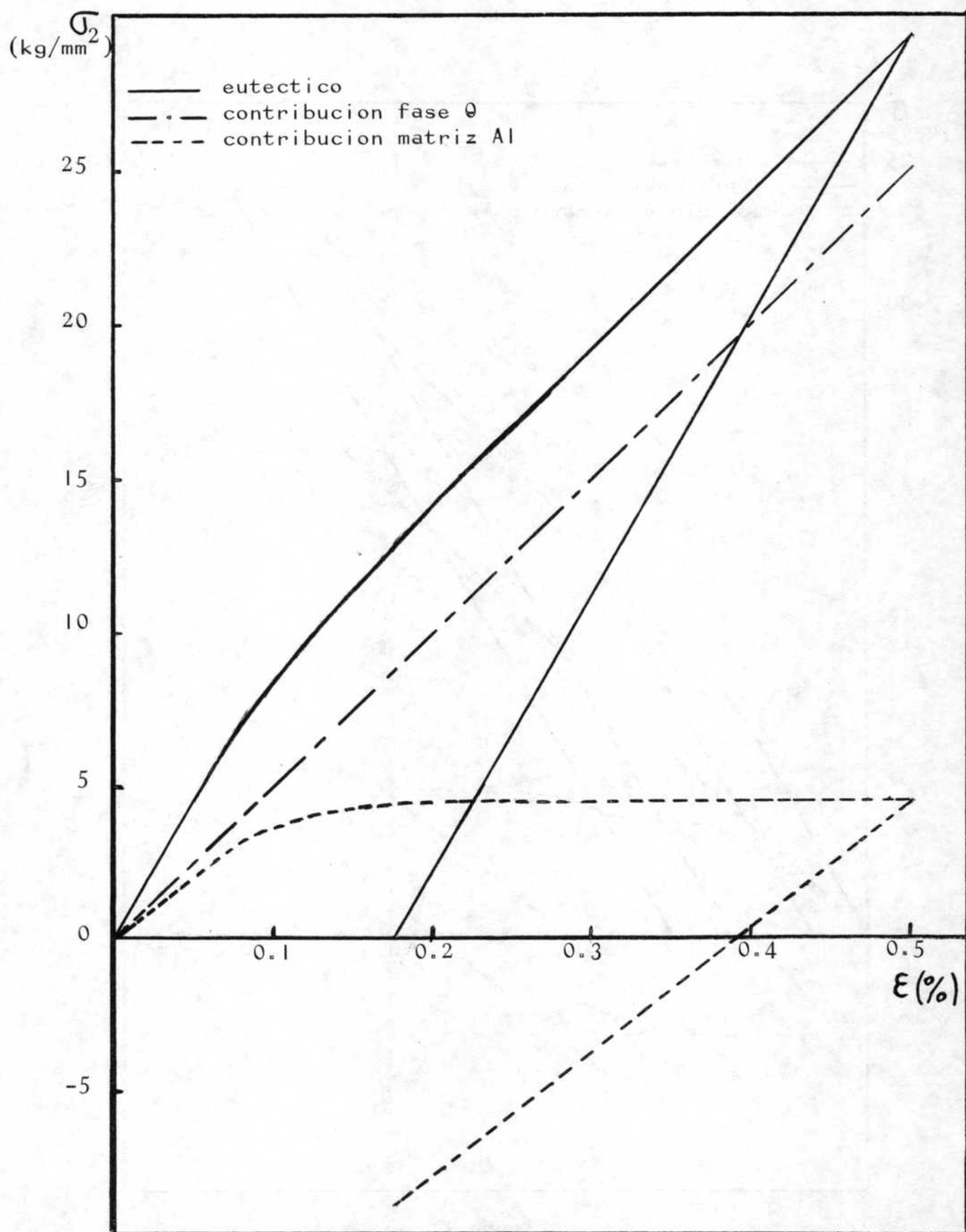


Figura 17

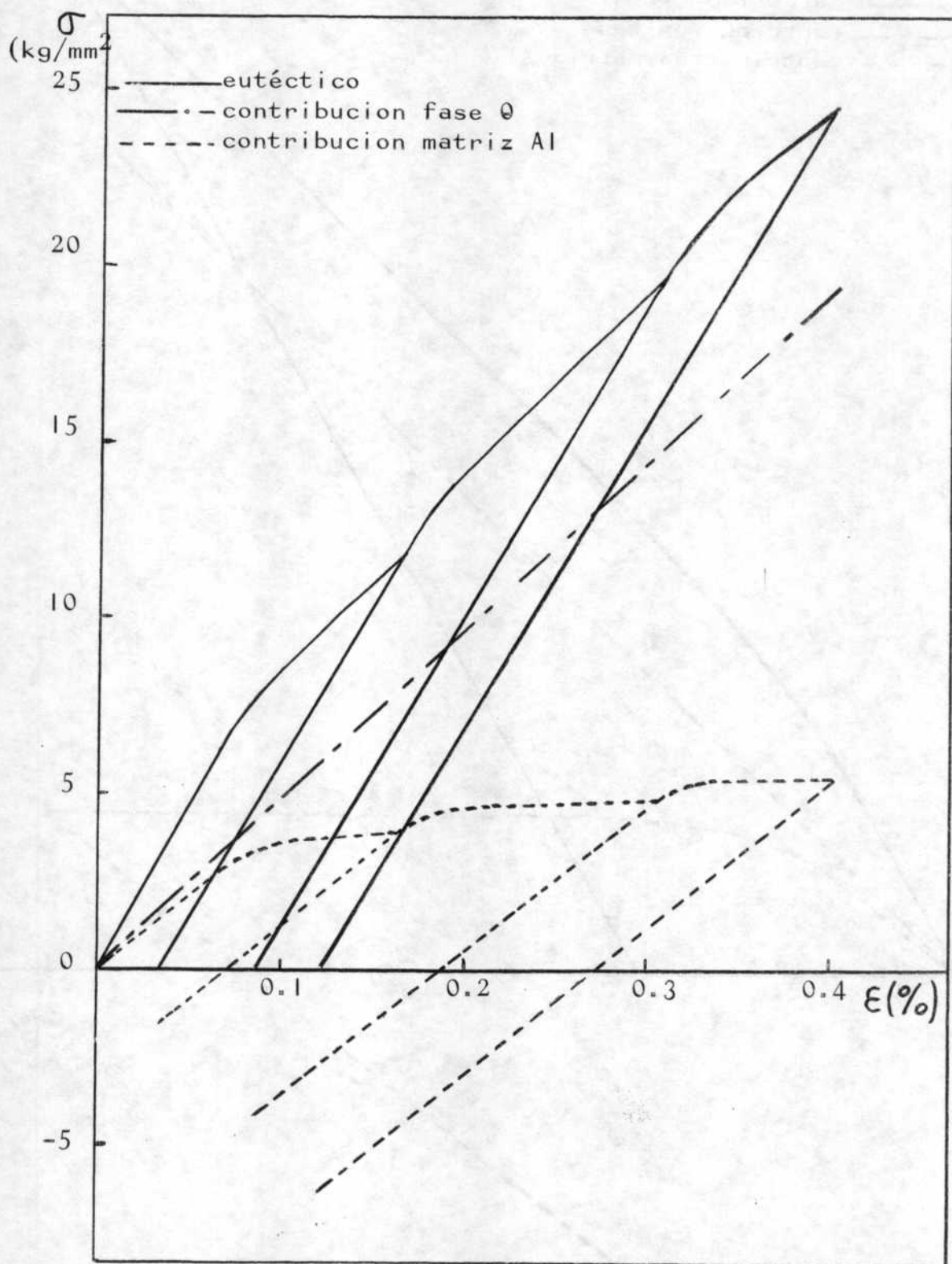


figura 18

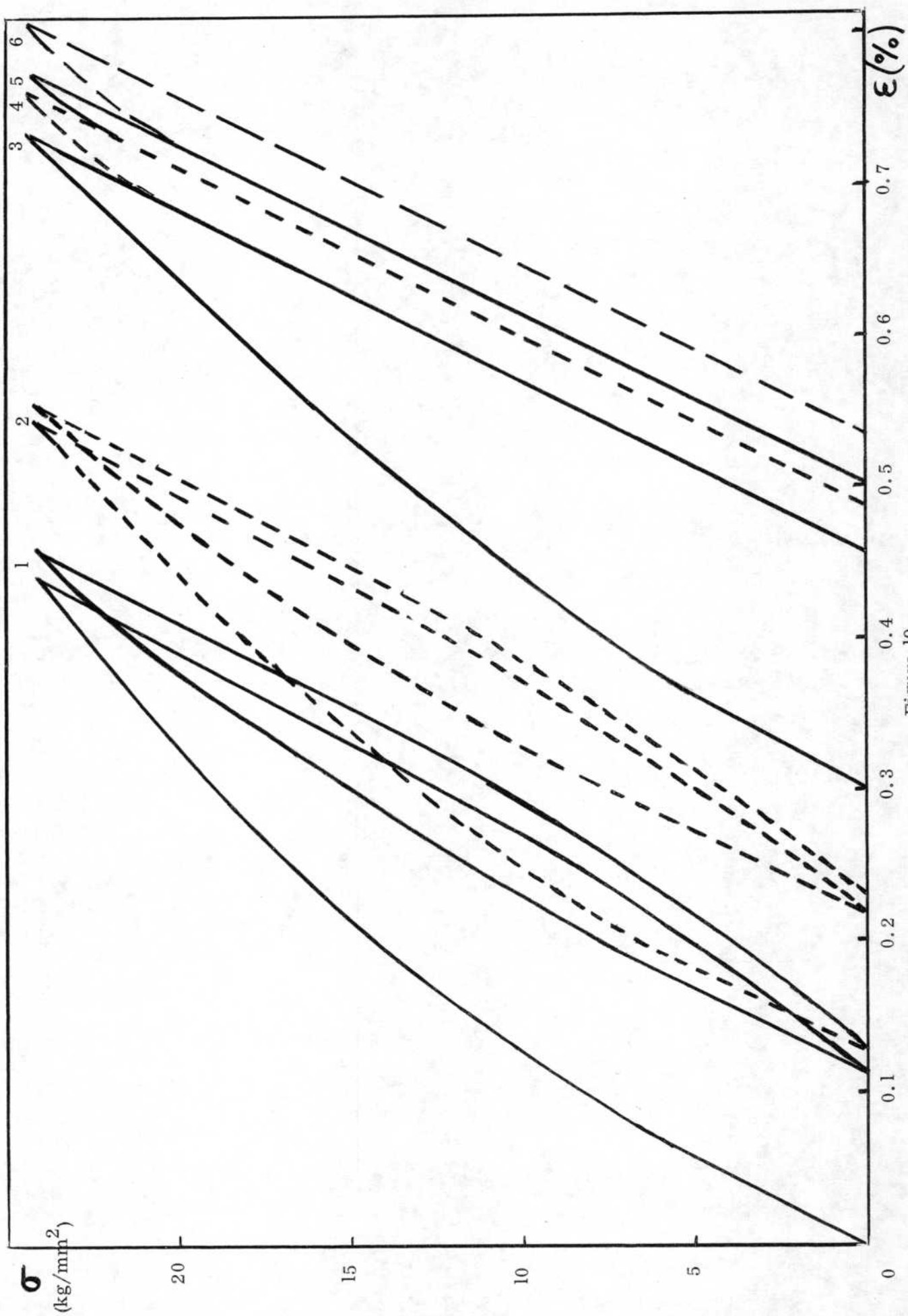


Figura 19

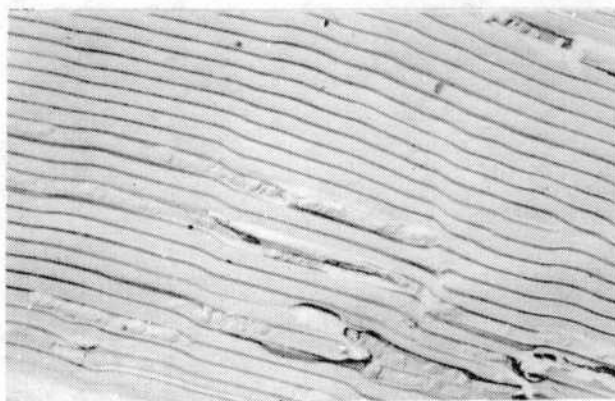


Figura 20-a-

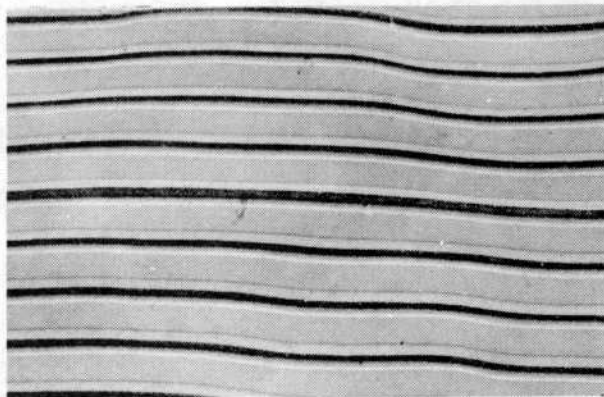


Figura 20-b-

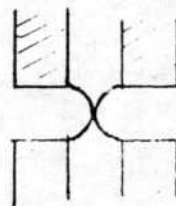
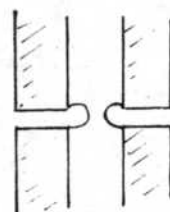
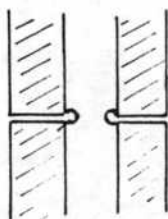
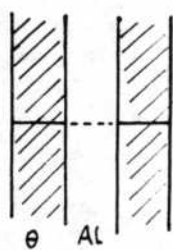


Figura 21 -

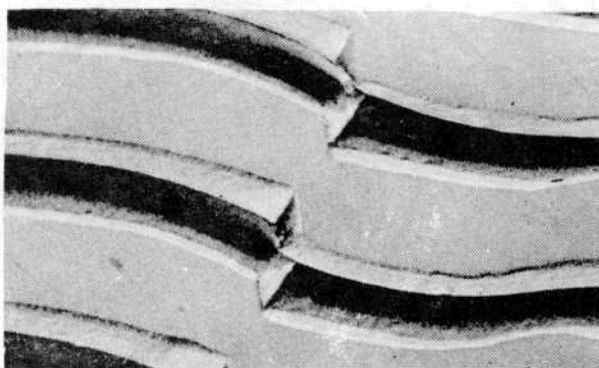


Figura 22

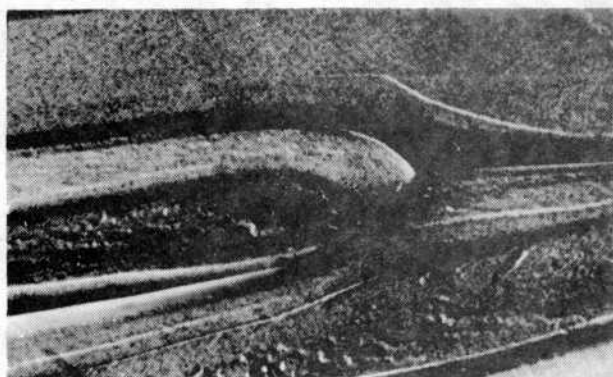


Figura 23-a-

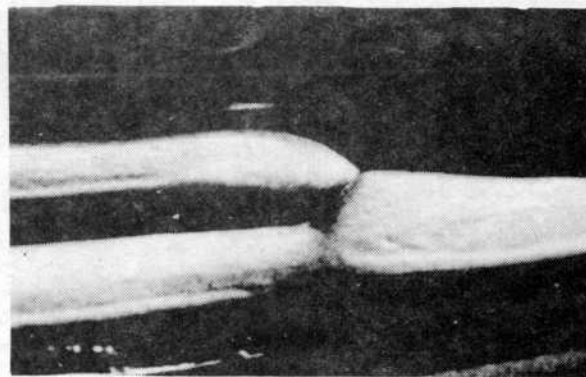


Figura 23-b-

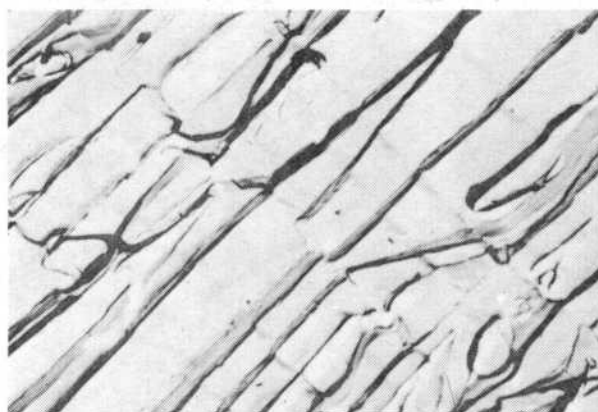


Figura 24

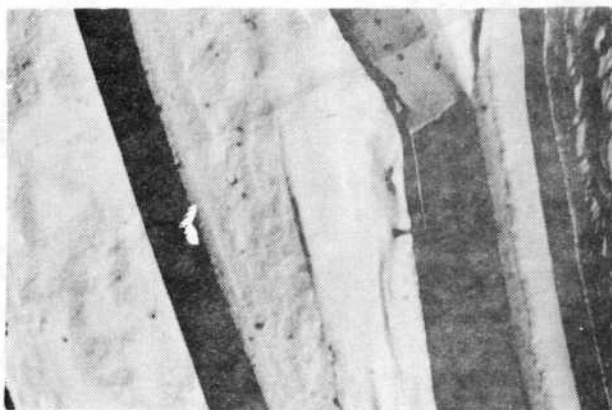


Figura 25-a-

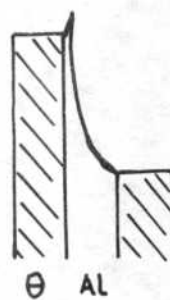


Figura 25-b-

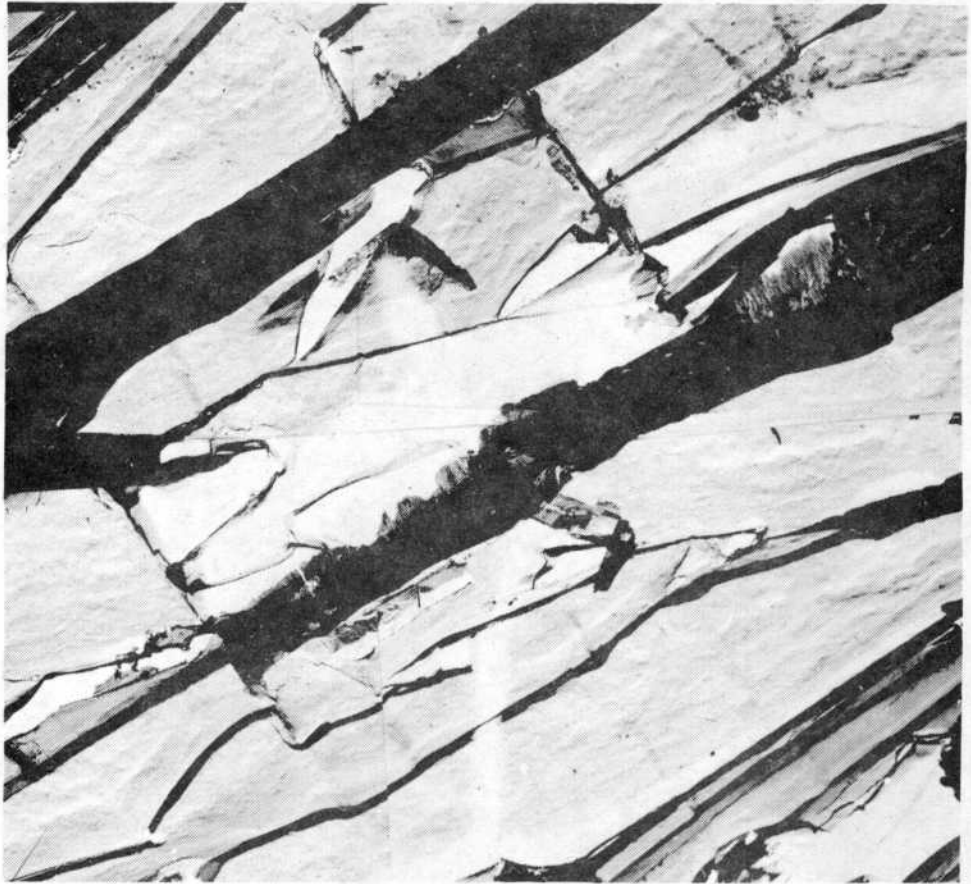


Figura 26-a-

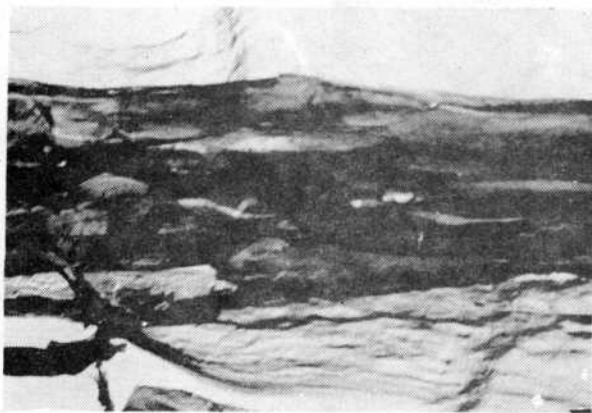


Figura 26-b-

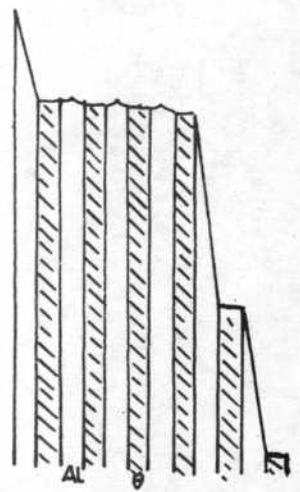


Figura 26-c-



Figura 27

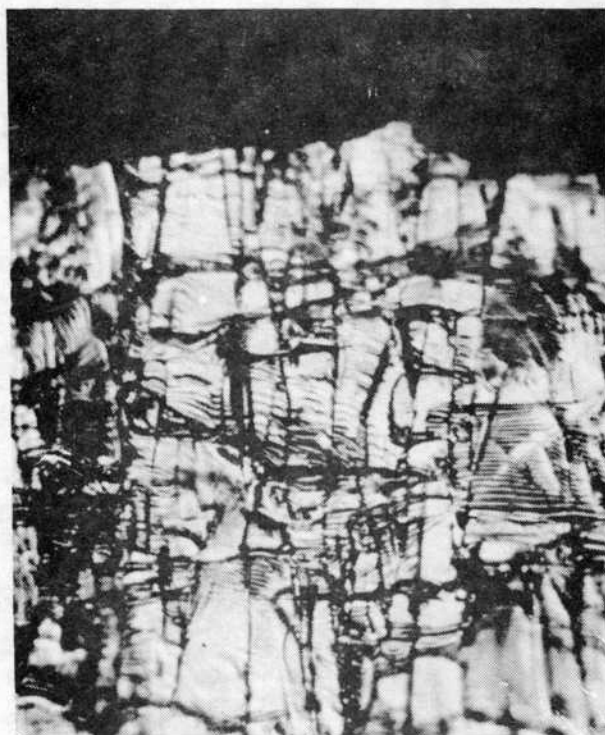


Figura 28

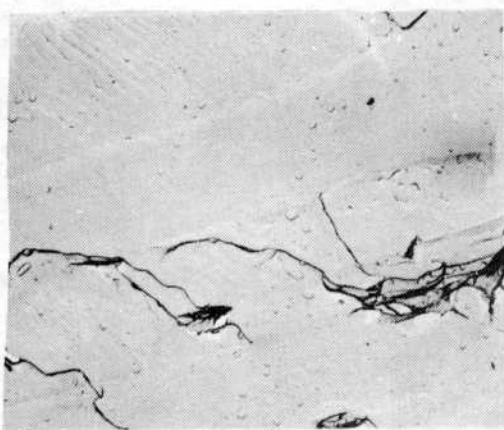


Figura 29-a-

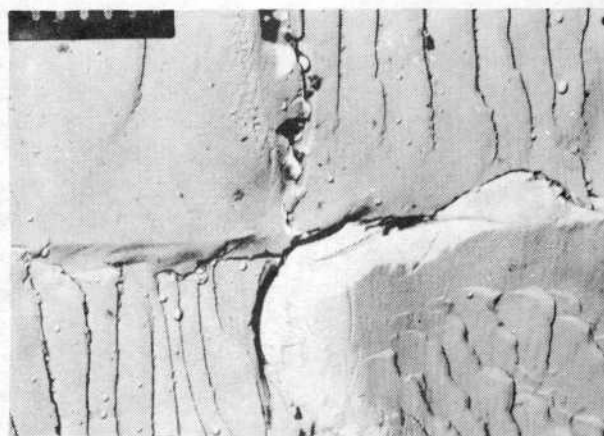


Figura 29-b-

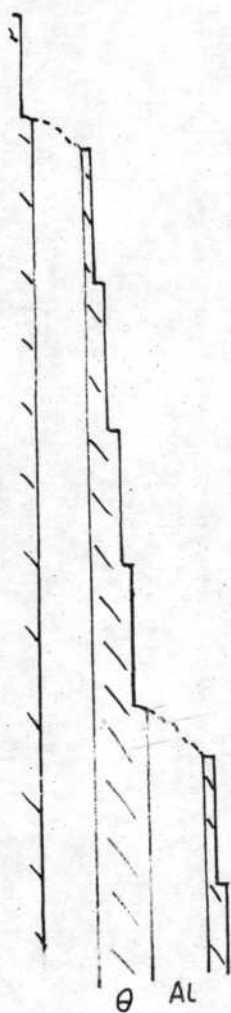


Figura 29-c-



Figura 30-a-

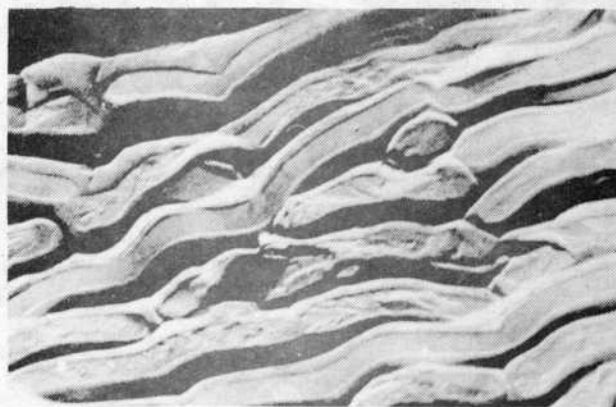


Figura 30-b-



Figura 31



Figura 32