

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

TRANSFORMACION MARTENSITICA EN ALEACIONES DE CuZnSn Y SU
RELACION A LOS EFECTOS SEUDO ELASTICO Y DE MEMORIA MECANICA

O. VILLEGAS y A. CABO

Trabajo realizado dentro de los propósitos del Programa
Multinacional de Metalurgia, del Programa Regional de De-
sarrollo Científico y Tecnológico de la OEA.

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires

1974

INTRODUCCION

En varias aleaciones que pueden transformar martensíticamente se han observado, a temperaturas próximas a la de transformación, efectos mecánicos asociados que se caracterizan esencialmente por presentar una dependencia no lineal entre la tensión y la deformación. En trabajos anteriores han sido observados principalmente dos tipos de comportamiento: el llamado efecto pseudoelástico (ESE) y el denominado efecto de memoria mecánica (EMM). Se ha llamado ESE a la recuperación de la deformación que tiene lugar al reducir la tensión a temperatura constante, y EMM a la recuperación de la deformación por un aumento de temperatura con respecto a la temperatura de deformación. Es de destacar que las deformaciones puestas en juego en estos fenómenos, pueden ser un orden de magnitud superiores a las deformaciones elásticas convencionales.

Los resultados de investigaciones científicas y tecnológicas publicados sobre los efectos mencionados, no son suficientes para entender con precisión los mecanismos que permitan explicarlos ni para establecer condiciones requeridas por eventuales aplicaciones de los mismos. Desde el punto de vista técnico pueden existir posibilidades de aplicación directa de estos fenómenos o también pueden presentarse situaciones en que deben evitarse sus consecuencias. Particularmente en el caso de componentes fabricados con aleaciones en base Fe-Cr-Ni, en los que se requieran tolerancias dimensionales críticas, puede ser necesario tener en cuenta el EMM.

Algunas aleaciones en las que se han estudiado los fenómenos de pseudoelasticidad y de memoria mecánica son: AuCd (1), InTa (2), CuAlNi (3,4), FePt (5), CuZn (5), AgCd (6), NiTi (7), CuAl (8) y CuZnSi (9). Se ha observado que estas aleaciones transforman martensíticamente en un rango de temperaturas que depende principalmente de la composición, del tratamiento térmico y de las tensiones mecánicas aplicadas, en particular las aleaciones binarias CuZn en fase β han sido estudiadas durante muchos años (10,11,12,13), observándose que durante el enfriamiento, la fase β transforma martensíticamente en forma espontánea, pudiéndose distinguir con claridad dos morfologías de martensita: una "termoelástica" que aparece siempre primero seguida por otra que aparece en forma "explosiva" cuando la temperatura alcanza determinado valor. La martensita termoelástica tiene la propiedad de generarse y crecer o desaparecer según se cambie la temperatura o se aplique una tensión mecánica exterior, y se ha observado únicamente en aleaciones no-

ferrosas. Mediante el agregado de un tercer elemento a las aleaciones binarias (14) pueden modificarse dentro de ciertos límites, las temperaturas de transformación espontánea, como también la proporción de martensita termoelástica respecto a martensita explosiva.

Dado que los efectos ESE y EMM dependen, entre otras variables, de las temperaturas de transformación y de las condiciones de ensayo, en el presente trabajo se han investigado aleaciones ternarias de CuSnSn, para tratar de establecer dicha dependencia.

Las aleaciones utilizadas se eligieron de manera de obtener una concentración electrónica constante $e/a=1.395$ y valores definidos de la temperatura de transformación espontánea (14). La concentración electrónica elegida corresponde a aquella en que para una dada concentración de estaño las temperaturas de transformación eran más próximas a la temperatura ambiente facilitando de este modo las condiciones de ensayo.

TECNICAS EXPERIMENTALES

Las aleaciones fueron preparadas utilizando materiales 99.99% de pureza, en tubos sellados de cuarzo bajo presión de argón. Las aleaciones fundidas se agitaron vigorosamente antes de ser templadas en agua. La pérdida de peso resultó despreciable y la composición de los lingotes se consideró igual a la composición nominal. Los lingotes se homogeneizaron en tubos de cuarzo bajo presión de argón a 800°C durante 24 horas.

Para preparar probetas de tracción, algunos lingotes se laminaron en caliente a 700°C y luego en frío. Los demás fueron reducidos por forja rotativa también en caliente y en frío. De las barras así obtenidas se cortaron por electroerosión probetas para ensayos de compresión, las cuales fueron recocidas durante un corto tiempo a temperaturas entre 800 y 830°C, y luego templadas en salmuera helada.

Para la preparación de monocristales el material recocido y templado en forma de chapas (80 x 20 x 1 mm) y de barras (5 mm de diámetro), fué deformado por tracción de 3 a 5% en una máquina Instron. Seguidamente se lo introdujo a velocidad controlada (50 a 80 mm/hora) en un horno de sales (mezcla equimolecular de ClNa y ClK) a 820°C. Los monocristales así

obtenidos se templaron seguidamente en salmuera helada.

La capa superficial empobrecida en zinc fué removida mediante pulido electrolítico en una solución de PO_4H_3 en alcohol al 30%. Las temperaturas características de transformación espontánea fueron determinadas a partir de medidas de resistividad eléctrica en función de la temperatura Ω vs T y confirmadas por observaciones ópticas. De los gráficos obtenidos durante el enfriamiento se determinaron las temperaturas M_S y M_B , en que la fase β comienza a transformar en martensita termoelástica y explosiva respectivamente, y la temperatura M_F en que dicha reacción termina. Durante el calentamiento se determinó la temperatura A_S en que la martensita comienza a revertir a β y la temperatura A_F en que esta reacción finaliza.

Se realizaron ensayos de compresión a diferentes temperaturas utilizando una máquina Instron con un dispositivo construido especialmente, el cual estaba provisto de un microscopio que permitía hacer observaciones durante el ensayo.

El comportamiento pseudoelástico fué estudiado a partir de la forma de los ciclos de tensión vs deformación (σ vs ϵ), en tanto que el EMM fué analizado, a diferentes temperaturas, aplicando a las probetas una deformación constante. Al descargar las probetas se midió la recuperación elástica y la pseudoelástica. Al calentarlas a temperaturas mayores de A_F manteniendo rígidos los extremos resultó una acumulación de tensiones en la probeta que provocaron la deformación de la misma al descargar la máquina. El valor de esta deformación se tomó como una medida de EMM.

Para los ensayos de tracción se empleó una micromáquina construida especialmente (15) montada sobre un microscopio de alta resolución.

La orientación de los monocristales fué determinada por el método de retroceso de Laue. Para la determinación de los planos de hábito de la martensita, se fotografiaron las trazas producidas por las placas sobre dos superficies de la probeta y se midió el ángulo entre las mismas con un goniómetro óptico. Con estos datos se calcularon las relaciones de orientación entre la fase β y la estructura martensítica.

RESULTADOS EXPERIMENTALES

Las temperaturas características y composiciones de las aleaciones usadas en este trabajo, así como las designaciones que las identifican, se indican en la Tabla I.

Se observó que durante el enfriamiento aparecen dos morfologías de martensita: la termoelástica a la temperatura M_s y la explosiva a la temperatura M_B (Fig. 1a y 1b). La martensita termoelástica aparece en los policristales y no pudo ser observada en los monocristales. En estos últimos se observa durante el enfriamiento si están sometidos a tensiones muy bajas (1 a 2 Kgs/mm²). En policristales en forma de barras, la cantidad de martensita termoelástica observada es mayor que en policristales en forma de chapa.

Los monocristales ensayados en compresión corresponden a la composición I. La desviación de la linealidad observada durante la etapa de carga en el ciclo σ vs ϵ coincide con la aparición de las primeras placas de martensita.

La Fig. 2 muestra una serie de micrografías correspondientes al ciclo de -41°C. Antes de comenzar el ciclo, se observa la fase β con algunas variantes de martensita termoelástica, mientras que al aplicar tensión la probeta muestra una sola variante de las placas originales. Durante el ciclo, entre los puntos 2 y 4 continúan nucleando más placas de la misma variante, hasta que el ensanchamiento de las placas se hace más importante en la zona de la meseta del ciclo, entre los puntos 4 y 7, hasta transformarse en un monocristal martensítico (punto 7). Durante la descarga, éste transforma íntegramente al monocristal de fase β .

La tensión σ_M^i a la que se induce la transformación y la tensión σ_A^f a la que termina la retransformación, se pueden relacionar con la temperatura; la Fig. 3 muestra los valores de σ_M^i en función de la temperatura para monocristales de diferentes orientaciones. Se observa que σ_M^i es lineal en un cierto rango de temperatura y que para temperaturas mayores se aparta de la linealidad presentando un máximo. Extrapolando a la tensión nula estas curvas cortan al eje de temperatura en valores que corresponden a las respectivas temperaturas de transformación M_B . Para tres orientaciones la tensión σ_M^i depende linealmente de la temperatura con igual pendiente. Para la orientación en que el eje tensil está muy próximo a la dirección $\langle 110 \rangle$ la relación es también lineal, aunque con

diferente pendiente, y se observa que se induce martensita en más de una variante del palno de hábito. La extrapolación a tensión nula en este último caso, no reproduce M_B .

En la Fig. 4 se muestra que σ_A^f depende también linealmente de la temperatura, con menor pendiente que σ_M^i . La extrapolación a cero tensión reproduce aproximadamente la temperatura A_F .

La deformación remanente en monocristales, después de eliminar la tensión externa, fué medida a diferentes temperaturas; algunos resultados típicos se muestran en la Fig. 5a. Se puede observar que a temperaturas de -75°C y menores, comienza a aparecer deformación remanente, que puede asociarse perfectamente a martensita retenida, ya que la temperatura de ensayo es menor de A_F (-72°C). Los planos de hábito de la martensita espontánea e inducida por tensión en los monocristales utilizados, se muestran en la fig. 5b, y son próximos al plano $\{110\}$.

Si en estas condiciones se calienta la probeta a temperaturas mayores de A_F , la probeta tiende a eliminar la deformación retenida. Como durante el calentamiento el cabezal de la máquina permanece fijo, la tendencia de la martensita a revertir la fase β produce una tensión de reacción σ_R que se ejerce contra la máquina de ensayo, como se muestra en la Fig. 5a, ciclo L, y puede ser medida. Si se descarga la probeta a temperaturas mayores de A_F , reaparece la zona de la meseta como se muestra en la Fig. 5a, ciclo K. Es en este momento cuando tiene lugar la transformación martensita $\rightarrow \beta$.

En la Fig. 6 se ha graficado la tensión σ_R en función de la temperatura de ensayo, la reacción es lineal en principio entre $-85^\circ\text{C} < T < -72^\circ\text{C}$. Para temperaturas menores la fase β comienza a transformar espontáneamente antes de iniciarse el ciclo. En este caso σ_M^i corresponde a la tensión necesaria para completar la transformación. La tensión σ_M^i se incrementa a medida que disminuye la temperatura de ensayo, cuando ésta es menor de M_B .

Para los ciclos realizados a temperaturas menores de M_F la probeta está totalmente transformada antes de ser ensayada; en este caso se observó que σ_M^i es la tensión necesaria para que comience el crecimiento de placas de una determinada orientación a expensas de otras placas. La Fig. 7 muestra una serie de micrografías que corresponden al ciclo de -106°C donde se

observa este proceso. La Fig. 8 muestra que para temperaturas mayores a A_F , y comprendidas en la región lineal de la curva σ_M^i vs T , la recuperación de la deformación a la temperatura de ensayo, efecto ESE es del 100%. Para temperaturas superiores a este rango la recuperación de la probeta no alcanza al 100%, mientras que para temperaturas menores a A_F , si bien cae bruscamente la recuperación por ESE aparece de la misma manera la recuperación por EMM, de manera que la suma de ambas recuperaciones R_T es del orden del 100%.

Los efectos observados en un ensayo de tracción son similares a los observados en compresión. En la Fig. 9 se muestra el diagrama σ vs ϵ obtenido en una probeta monocristalina ensayada a temperatura ambiente; sobre el diagrama se indican los puntos en que se obtuvieron las micrografías de Fig. 10. La aplicación de tensión mecánica transformó el monocristal en una estructura martensítica también monocristalina. Aplicando mayor tensión aparece en la superficie de la probeta un nuevo juego de placas como se muestra en la Fig. 10b, de orientación próxima al eje tensil y plano de hábito próximo al $\{110\}$. En un segundo ciclo σ vs ϵ a deformación mayor que el punto 6, las placas crecen en los mismos lugares que lo hicieron en el ciclo anterior y se ensanchan hasta cubrir la superficie de la probeta; una micrografía correspondiente a este ciclo se muestra en la Fig. 10c. Si se descarga la probeta en este estado ya no se observa la retransformación martensita $\rightarrow \beta$, ni aún con un calentamiento posterior a temperaturas superiores en 100°C a A_S .

Los ensayos en policristales a temperatura ambiente mostraron el comportamiento heterogéneo de los granos, observándose nucleación de placas de martensita en el borde e interior de los mismos. En algunos casos se observó crecimiento de martensita en el interior del grano y simultáneamente deslizamiento en los bordes como se observa en la Fig. 11, contribuyendo ambos mecanismos a la deformación de la probeta.

Las probetas policristalinas exhiben gran cantidad de martensita termoelástica en un rango de temperatura comprendido entre M_S y M_B , observándose en los ciclos σ vs ϵ un comportamiento similar a la de los monocristales. En la Fig. 12 se muestra que la recuperación pseudoelástica y por EMM no alcanza al 100%, se supone debido a la deformación plástica en los bordes de grano. En la Fig. 13 se ha graficado σ_M^i en función de la temperatura, observándose la existencia de un máximo que se desplaza a temperaturas mayores para aleaciones en que M_B es mayor. En un rango de temperaturas superiores a

M_B la relación σ vs ϵ es lineal y con la misma pendiente que en el caso de los monocristales, mientras que en las proximidades de M_B dicha relación cae bruscamente, extrapolando a la temperatura M_B para tensión nula. Esta alteración en la pendiente aparece asociada a la generación de martensita explosiva (placas en zig-zag) a temperaturas próximas a M_B .

DISCUSION

En las aleaciones ternarias CuZnSn estudiadas, la fase templada presenta durante el enfriamiento dos morfologías características de martensita, denominadas termoelástica y explosiva debido a su diferente forma de crecimiento. Las temperaturas M_S y M_B varían linealmente con el contenido de estaño, para concentración electrónica constante, resultando siempre $M_S > M_B$. La martensita termoelástica aparece en forma bien definida en probetas policristalinas y prácticamente no se observa en los monocristales. En estos últimos se presenta durante el enfriamiento, cuando están sometidos a tensiones muy bajas. En policristales en forma de barra, la cantidad de martensita termoelástica es mayor que en policristales en forma de chapa. En probetas monocristalinas y policristalinas a una determinada tensión, aparece martensita que tiene una morfología característica, y se induce en la variante del plano de hábito en que la componente de esfuerzo de corte es mayor.

La pseudoelasticidad aparece asociada totalmente a la martensita inducida por tensión cuando el ensayo se realiza a temperaturas mayores de A_F y la tensión está dentro de la región lineal de la curva σ_M^i vs T . Para temperaturas superiores a este rango la recuperación es inferior al 100%. Esto se debe a que la tensión para inducir la transformación es tan alta que la probeta se deforma plásticamente. La desviación de la linealidad en las curvas σ_M^i vs ϵ se debe probablemente a la deformación plástica del material. La caída de la tensión con el aumento de temperatura está de acuerdo al comportamiento plástico de los materiales b.c.c. en función de la temperatura.

El EMM aparece a temperaturas menores de A_F y se manifiesta bruscamente en A_F reduciéndose simultáneamente la pseudoelasticidad.

La respuesta mecánica del material depende críticamente

de la relación entre temperatura de ensayo y temperaturas características de transformación.

En lo que sigue se hará un análisis de algunas relaciones a diferentes temperaturas T de ensayo.

$$\underline{M_B < T < A_F} :$$

En este caso durante el enfriamiento la probeta se encuentra en fase β , como se indica en la Fig. 6. Si se aplica tensión en estas condiciones se induce martensita que luego queda retenida, al menos parcialmente, cuando se descarga la probeta. Esto ocurre porque a la temperatura de ensayo la martensita resulta estable y solo el calentamiento a temperaturas superiores a A_F puede producir la transformación martensita $\rightarrow \beta$ en forma total. Se observó que σ_R aumenta linealmente entre A_F y M_B a medida que desciende la temperatura de ensayo. Esta dependencia de σ_R con T sugiere que la proporción de martensita retenida X es proporcional a $\Delta T = A_F - T$, o sea

$$X_T = C_0 (A_F - T) \therefore X_T = X_{M_P} \left(\frac{A_F - T}{A_F - M_B} \right)$$

La martensita inducida por tensión si $M_B < T < A_F$, se forma principalmente en una sola variante del plano de hábito.

$$\underline{M_F < T < M_B} :$$

En este caso la fase β está transformada parcialmente en martensita. La aplicación de tensión completa la transformación y puede hacer interactuar las diferentes variantes que constituyen la martensita espontánea, reteniéndose más de una variante aún después de eliminar la tensión aplicada.

La cantidad de martensita con plano de hábito más favorable a la tensión aplicada disminuye bruscamente a temperaturas menores de M_B y por esta razón la tensión que acumula la probeta durante el calentamiento resulta menor que en el caso en que se deforman aleaciones no transformadas.

$$\underline{T < M_F} :$$

La temperatura de ensayo en este caso es menor de M_F y la tensión aplicada provoca el crecimiento de la variante más favorecida a expensas de las demás, pasando por un mínimo la tensión que acumula la probeta, a temperaturas próximas a M_F . La presencia del mínimo indica que disminuye cada vez más la martensita inducida direccionalmente. Para temperaturas inferiores a M_F la tensión de recuperación aumenta muy lentamente.

Los planos de hábito encontrados en martensita inducida por tensión, tanto en tracción como en compresión, y para la martensita espontánea están próximas al polo $\{110\}$ referido a la estructura β . Estos resultados están de acuerdo con los obtenidos en aleaciones de CuZn con 59.90% Cu (16). La formación de la martensita inducida por tensión está acompañada por un cambio de longitud en la dirección de la tensión aplicada. Puede considerarse que el corte macroscópico de la transformación es responsable de ese cambio de longitud. Los ensayos realizados en tracción y compresión han probado que se produce una sola orientación del plano de hábito en la martensita inducida por tensión, en contraste con la gran cantidad de variantes en que aparece la martensita espontánea. Por lo tanto es probable que la variante que es seleccionada sea aquella para la cual la tensión aplicada produce el máximo corte, es decir, la tensión crítica resuelta será máxima en la dirección del corte macroscópico para la variante elegida. En ausencia de tensiones externas el criterio que gobierna el corte de red invariante sería el del mínimo corte macroscópico. Sustentado esto último por resultados de trabajos anteriores (17), donde se mostró que el corte macroscópico asociado a la martensita espontánea es menor que el que corresponde a la martensita inducida por tensión.

El cambio de entropía configuracional ΔS se calculó utilizando la ecuación de Clausius-Clapeyron

$$\Delta S = \gamma \frac{d\tau_M}{dM_B}$$

donde: γ = cantidad de corte en la martensita

τ_M = componente de la tensión de corte resuelta
 $\tau_M = \mu \sigma_M^i$; μ = factor de Schmid

De los resultados obtenidos en monocristales y policristales resulta

$$\frac{d\sigma_M}{dM_B} = \text{cte}$$

es independiente de la orientación y composición de las aleaciones; γ se puede obtener de la teoría y se ha observado (19) que depende poco de la concentración de Zn. En base a lo anterior ΔS resulta del mismo valor para mono y policristales, lo que sugiere que la transformación $\beta \rightarrow$ martensita, inducida por tensión, tiene asociado un cambio de estructura que no depende de la temperatura en el rango de temperatura en que aparece pseudoelasticidad.

La tensión σ_M^i resulta proporcional a la temperatura en un cierto rango de temperaturas, y en probetas monocristalinas σ_M^i vs T extrapola a M_B para tensión nula; no extrapola a M_B en los monocristales orientados con el eje tensil en la dirección $\langle 110 \rangle$. En policristales σ_M^i es mayor que en monocristales, siendo también proporcional a la temperatura y con la misma pendiente, pero a temperaturas próximas a M_B la pendiente σ_M^i/T cambia bruscamente generándose martensita de tipo explosiva (placas en zig-zag). Esto hace que para tensiones nulas σ_M^i vs T también extrapole a M_B , sugiriendo que M_B es independiente del tamaño de grano y que la martensita inducida por tensión tiene una morfología que depende del rango de temperatura en que se forma.

El mayor valor de σ_M^i en policristales con respecto a monocristales está de acuerdo con la teoría que supone que los bordes de grano son obstáculos para el crecimiento de la martensita.

Cuando se ensaya en tracción, a velocidades muy lentas, y temperatura superior a A_F , la martensita que se induce presenta una morfología similar a la martensita termoelástica. Si se realizan ensayos de compresión en probetas que antes de aplicar la tensión presentan distintas variantes de martensita termoelástica, se observa que todas las variantes, excepto una, desaparecen. La variante seleccionada crece con las nuevas placas, de la misma variante, que van nucleando al aumentar la tensión. Este resultado permite suponer que la martensita termoelástica producida por enfriamiento es igual que la martensita inducida por tensión y que el efecto de tensión solo

determina la variante que crece favorablemente.

Por otra parte se observó que el recocido de policristales a temperaturas próximas a 140°C durante diferentes tiempos, reduce la fracción de martensita espontánea (termoelástica) y desplaza las temperaturas de transformación hacia valores más bajos, haciendo que σ_M^i también incremente.

Estos resultados permiten suponer que los defectos retenidos por el templeado, necesario para retener la fase β , hacen menos estable a dicha fase. El efecto del recocido subsiguiente sería disminuir la concentración de tales defectos, estabilizando la fase β y por consiguiente bajando las temperaturas características de transformación.

De este trabajo se puede concluir que los efectos ESE y EMM en las aleaciones de CuZnSn estudiadas dependen críticamente de las temperaturas características de transformación o sea de la composición y del tratamiento térmico. La recuperación por ambos efectos es complementaria y en los monocristales puede llegar a ser muy próxima al 100%. La recuperación pseudoelástica se produce principalmente cuando se deforma a temperaturas superiores a A_F , mientras que la recuperación por efecto de memoria mecánica se produce a temperaturas próximas a M_B y menores. La tensión generada por EMM presenta un máximo a temperaturas próximas a M_B .

Resulta de interés estudiar los trazos que aparecen en el "monocristal martensítico" cuando éste se continúa deformando. Se ha observado que no se trata de deformación plástica "clásica", pues los diagramas de rayos X de la estructura resultante no muestran el asterismo que se genera por la deformación plástica. Se puede suponer que la estructura martensítica inducida por tensión puede evolucionar a otra estructura más estable a mayores deformaciones lo cual debería afectar la magnitud de los efectos pseudoelásticos y de memoria mecánica.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la Sra. Alicia P. de Semino la colaboración prestada durante el mecanografiado de este trabajo.

BIBLIOGRAFIA

- 1 L.C. CHANG, T.A. READ Trans. Met. Soc. AIME 1951 191, 47.
- 2 Z.S. BASINSKI, J.W. CHRISTIAN Acta Met 1954 2, 161.
- 3 K. OTZUKA, K. SHIMIZU Scripta Met 1970 4, 469.
- 4 K. OTZUKA Japan J. Appl. Physics 1971 10, 571.
- 5 C.M. WAYMAN Scripta Met 1971 5, 489.
- 6 R.V. KRISHMAN, L.C. BROWN T.M.S. AIME 1973 4, 423.
- 7 W.J. BUCHLER, J.V. GIRFLICH, R.C. WILEY J.App.Phys. 1963 34, 1475.
- 8 A. NAGASAWA, KAWACHI J.Phys. Soc. Japan 1971 30, 296.
- 9 A. CABO, H. POPS, Soc. Arg. de Metales 1972
- 10 A.L. TICHENER, M.B. BEVER, Trans. AIME 1954 200, 303.
- 11 D. HULL, R.D. GARWOOD Inst. Metals, 1956 - 18.
- 12 A.B. GRENINGER, V.G. MORODIAN, Trans. AIME 1938 128, 37.
- 13 Las trans. Marten. Sistema CuZn, Z. Metallk. 1956 3d. 47.
- 14 H. POPS, Annual Summary Report, Mellon Inst. 1966.
- 15 A. CABO, Trabajo a publicar.
- 16 HORNBOGEN, SEGMULLER, WASSERMANN, Z. Metallk. de 1957 (48, 379).
- 17 R.V. KRISHNAN, L.C. BROWN Met. Trans. (1973) 4, 423.
- 18 W. HOLLEY, D. HULL, J. Inst. Metals 1964, 92, 129.

TABLA I

Aleación	I	II	III	IV	V
Cu	61.319	62.640	63.093	63.989	64.980
Zn	36.847	33.930	32.910	30.969	28.726
Sn	1.832	3.430	3.995	5.062	6.294
Ms	- 41°C		+ 23°C		
Mb	- 80	- 13	- 7	+ 24	+ 69
Mf	-119	- 52	- 52	- 48	+ 13
As	-102	- 32	- 32	- 7	+ 34
Af	- 72	+ 13	+ 3	+ 39	+ 83

Composiciones en por ciento atómico
 Concentración electrónica = $e/a = 1.395$.



Fig. 1a - Martensita "termoelástica" en una probeta policristalina, 88 x

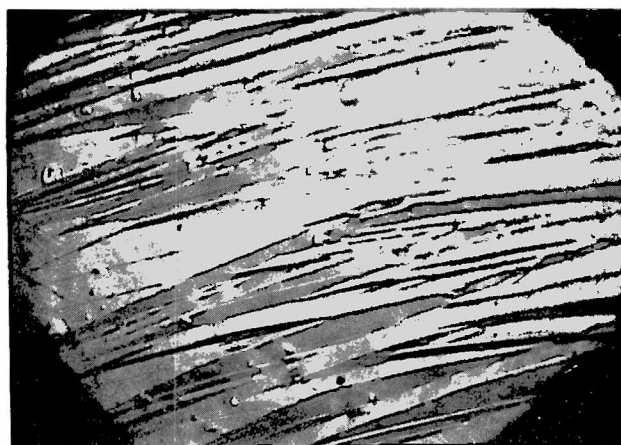
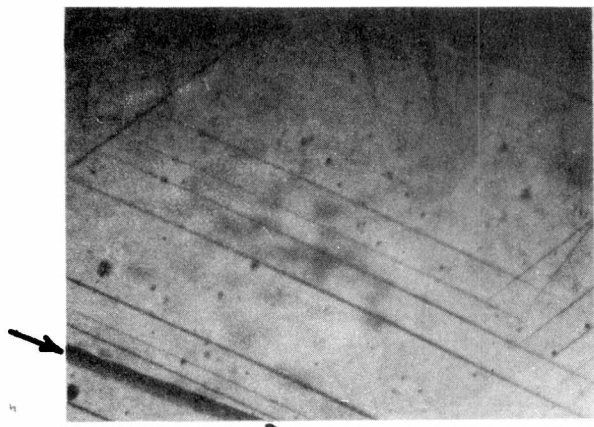
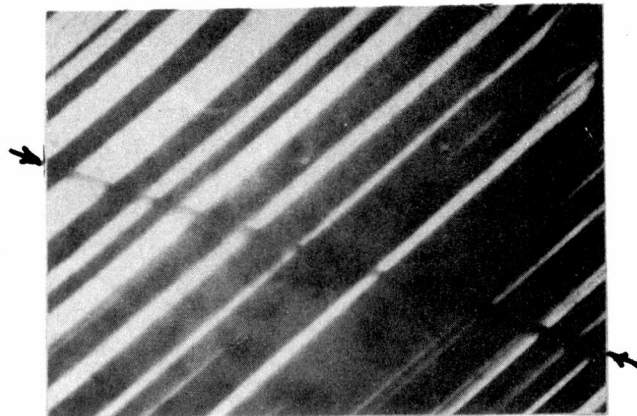


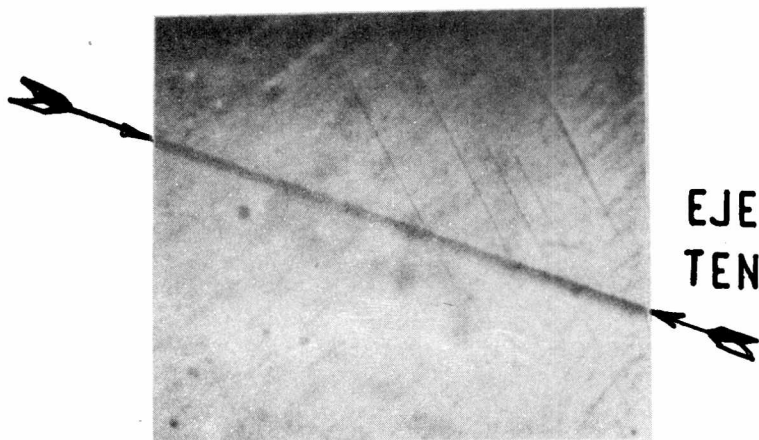
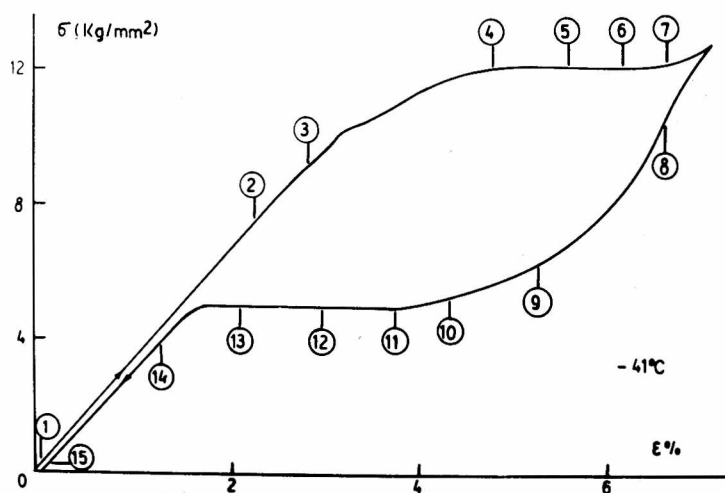
Fig. 1b - Martensita "explosiva" en una probeta monocristalina, 88 x



①



⑦



⑭

EJE
TENSIL

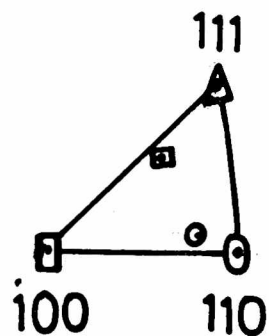
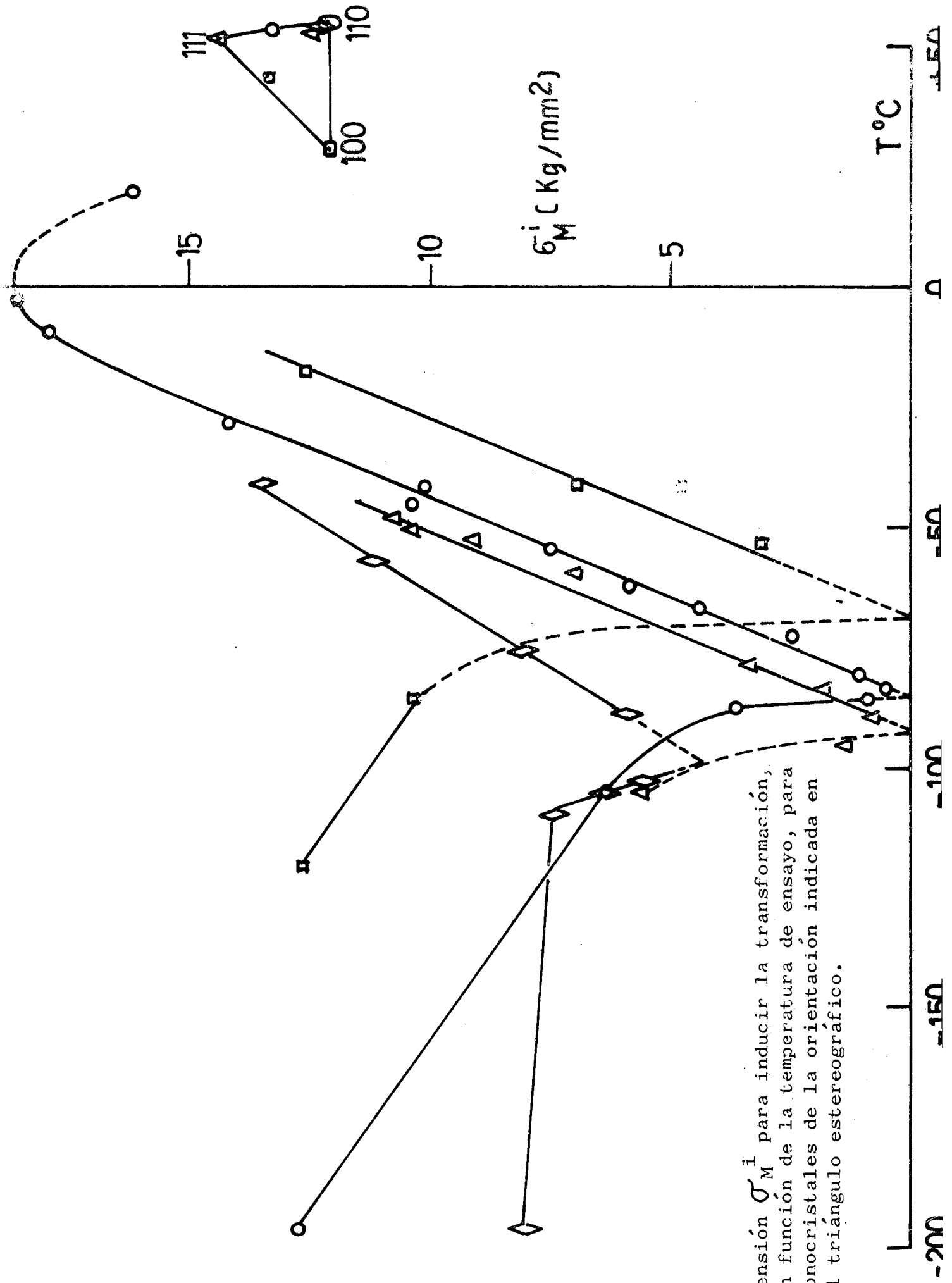


Fig. 2 - Diagrama σ vs ϵ de un monocristal ensayado en compresión a -41°C . En el triángulo estereográfico se indican el plano de hábito y el eje tensil.



ig. 3 - Tensión σ_M^i para inducir la transformación, en función de la temperatura de ensayo, para monocristales de la orientación indicada en el triángulo estereográfico.

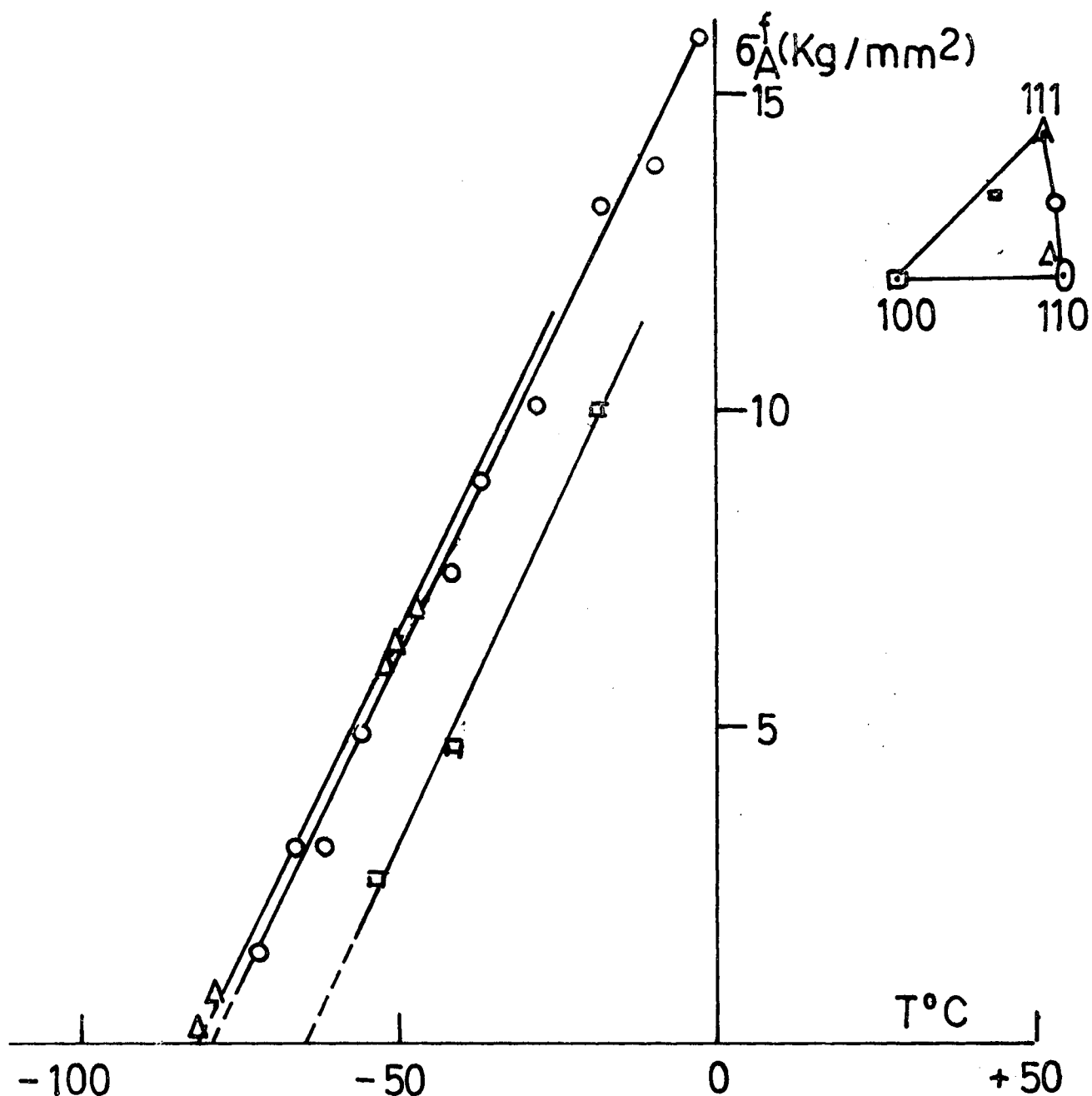
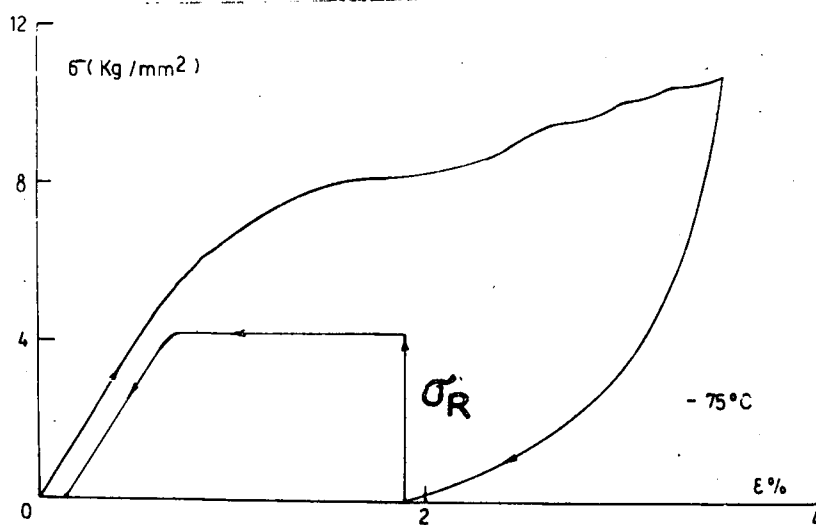
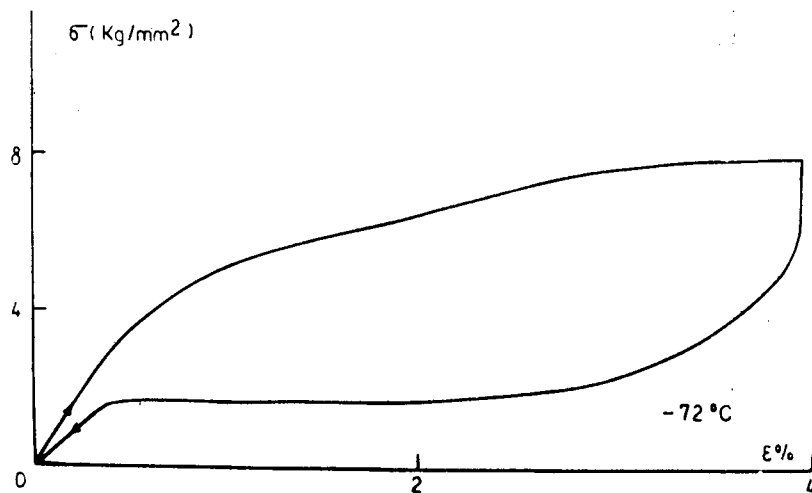
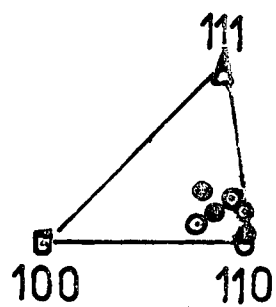


Fig. 4 - Tensión σ_A^f a la que finaliza la transformación martensítica $\rightarrow \beta$, en función de la temperatura de ensayo, para monocristales de la orientación indicada en el triángulo estereográfico.



L

Fig. 5a - Diagramas de tensión en función de deformación para monocristales ensayados en compresión. La orientación de los monocristales es la indicada en Fig. 6. En el ciclo L se indica la tensión de reacción σ_R , durante el calentamiento a $T > -75^\circ\text{C}$.



• ◉ Plano de hábito

Fig. 5b - Planos de hábito de la martensita inducida por tensión (◉) y de la martensita espontánea (•).

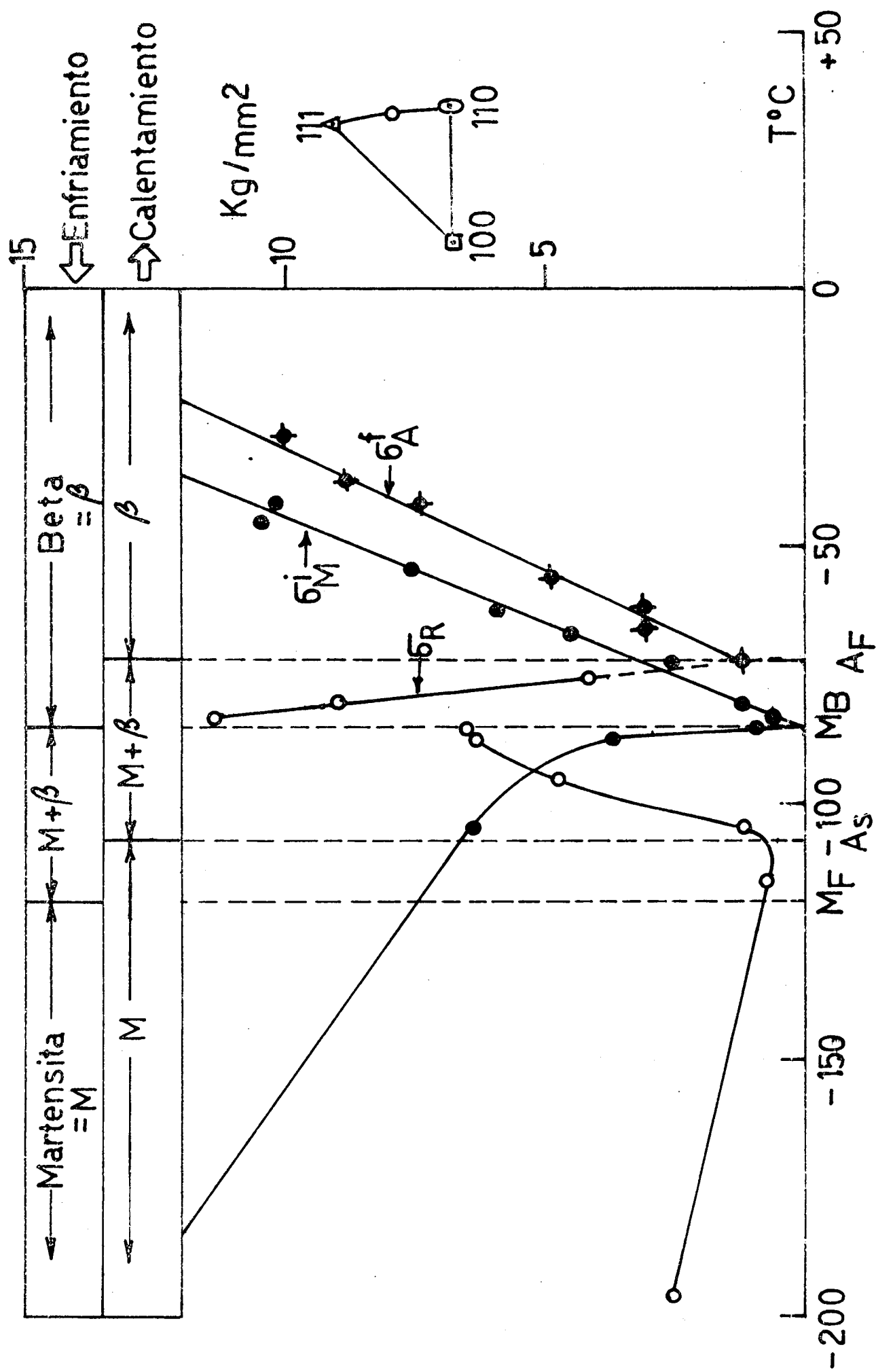
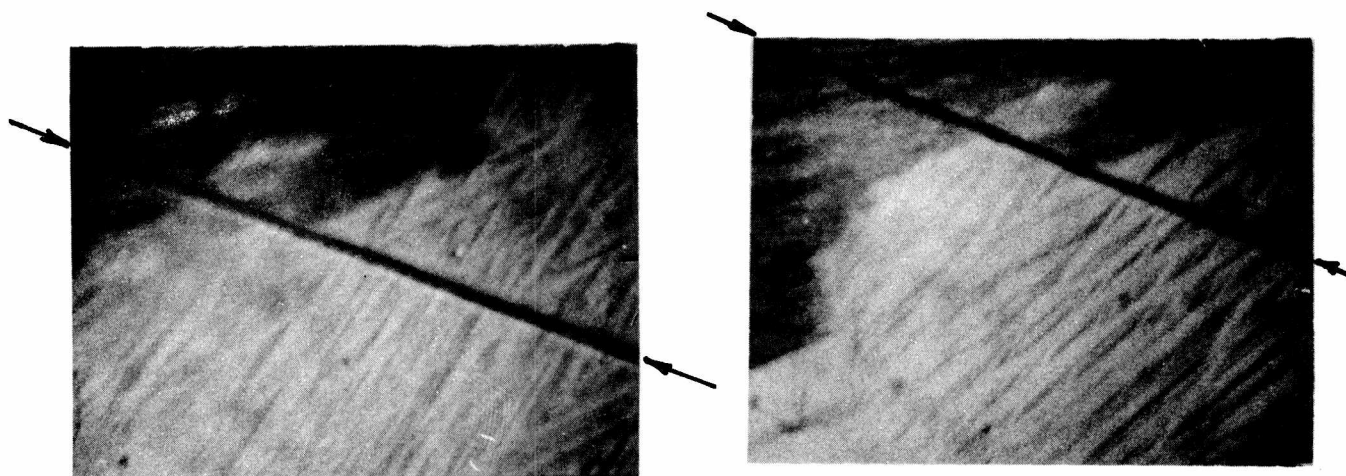
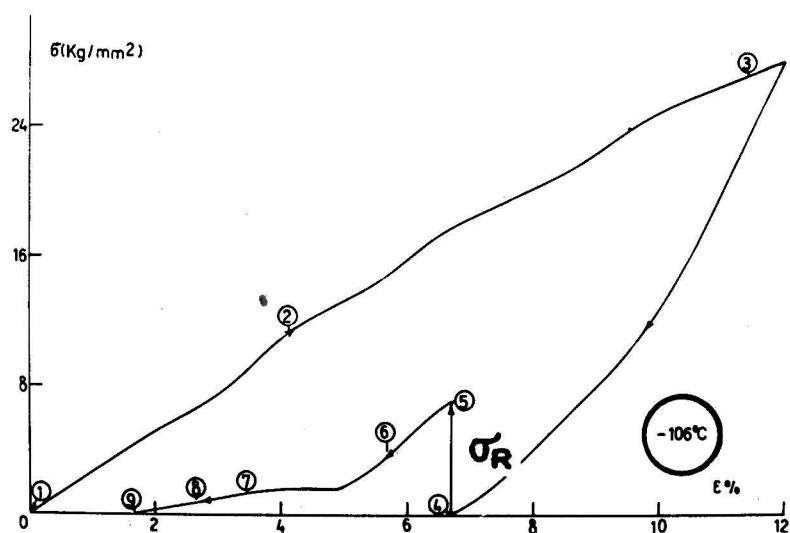


Fig. 6 - Tensiones σ_M^i , σ_A^f y σ_R en función de la temperatura de ensayo en compresión. Monocristales de la orientación indicada.

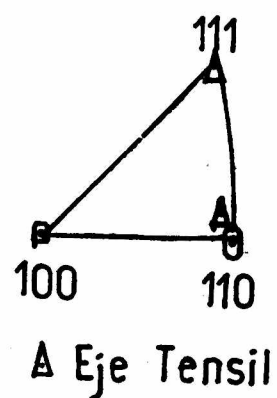
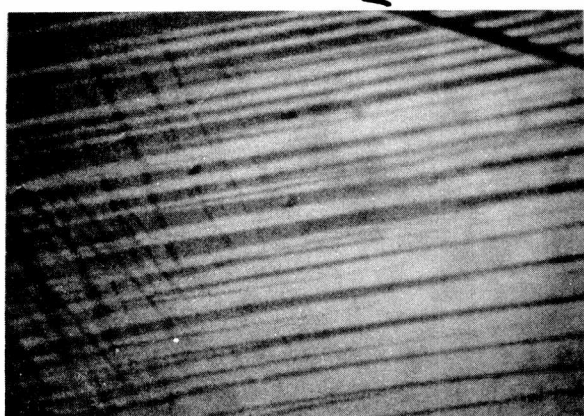


①

③



EJE TENSIL



⑦

Fig. 7 - Diagrama σ vs ϵ para un monocristal de la orientación indicada ensayado en compresión a -106°C . Las micrografías corresponden a puntos indicados sobre el diagrama.

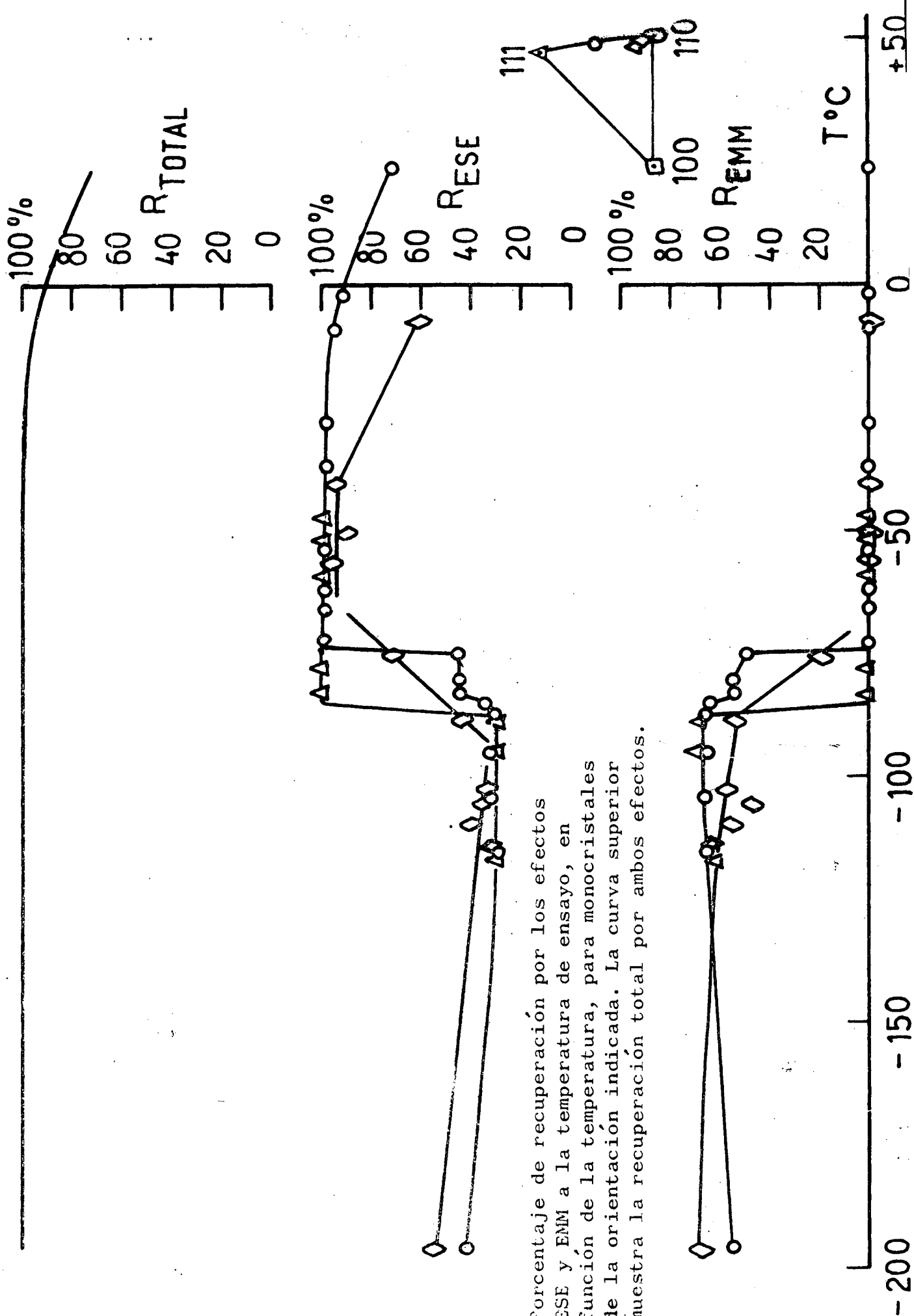


Fig. 8 - Porcentaje de recuperación por los efectos ESE y EMM a la temperatura de ensayo, en función de la temperatura, para monocristales de la orientación indicada. La curva superior muestra la recuperación total por ambos efectos.

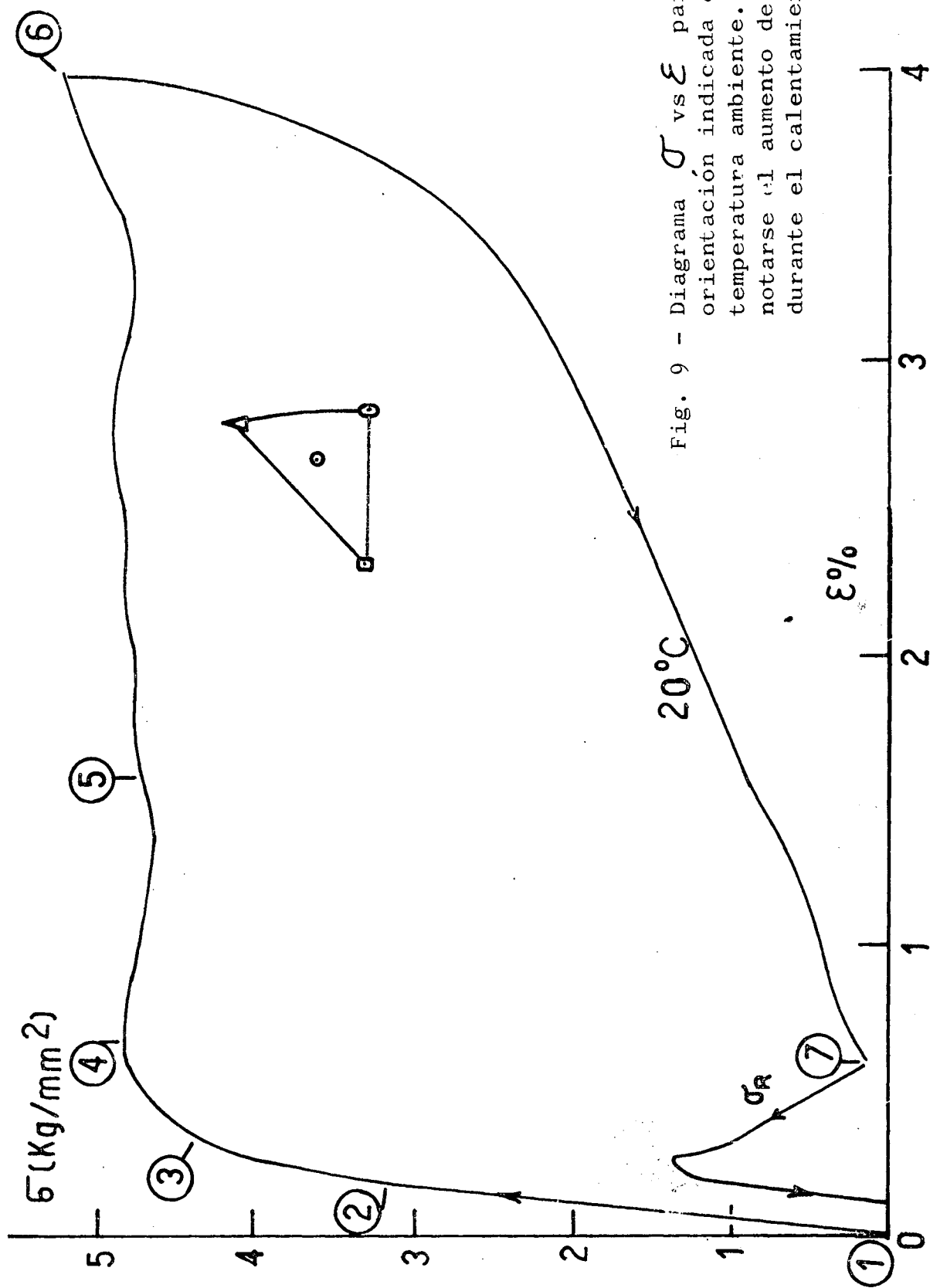


Fig. 9 - Diagrama σ vs ϵ para un monocristal de la orientación indicada ensayado en tracción a temperatura ambiente. En el punto 7 puede notarse el aumento de tensión σ_R por EMM, durante el calentamiento.

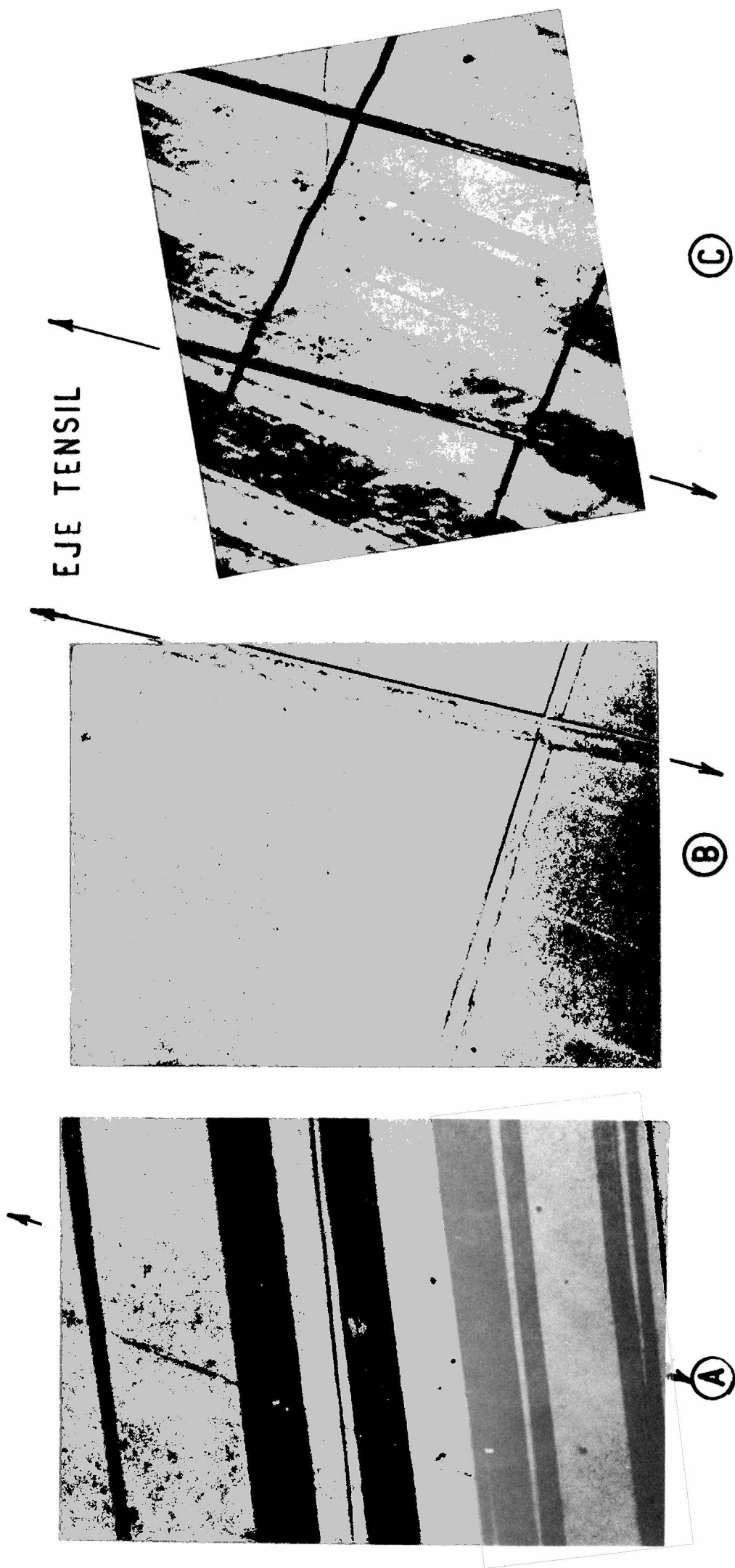


Fig. 10 - Micrografías correspondientes al diagrama de Fig. 9; (A) placas de martensita inducida por tensión 540x; (B) trazas en la superficie del "monocrystal martensítico" y marcas de referencia (más gruesas), 540x; (C) "trazos" en un estado de mayor deformación 225x.

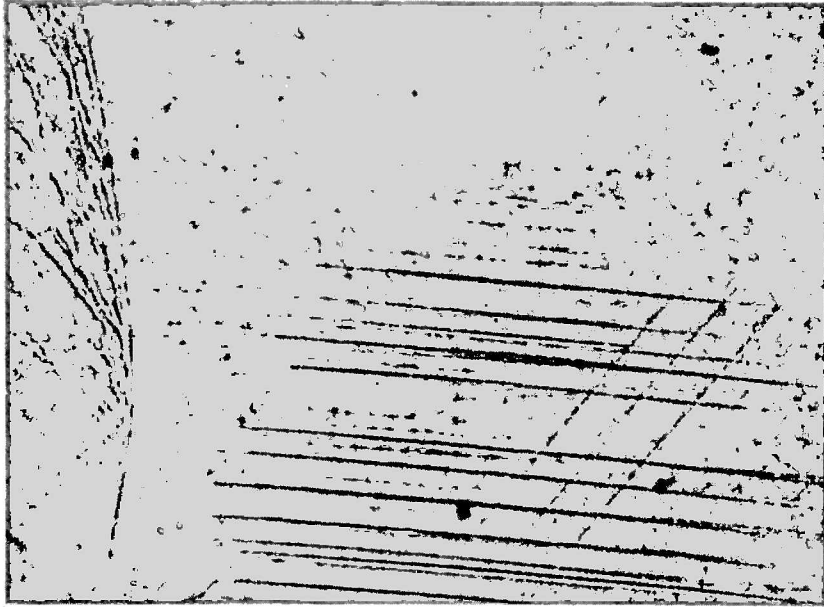


Fig. 11 - Deformación plástica en borde de grano y martensita inducida por tensión en tracción. Policristal de composición II, 225x.

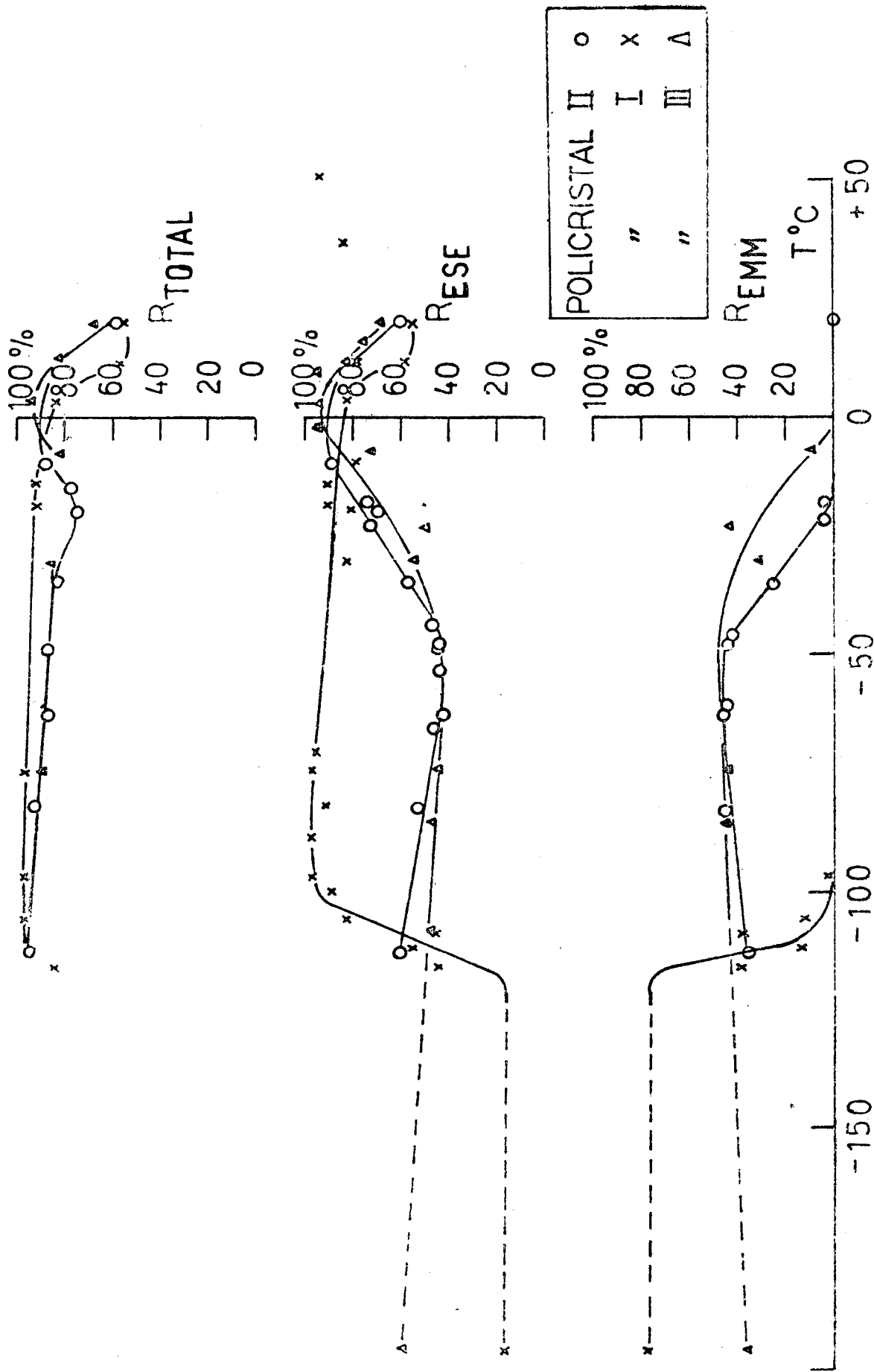


Fig. 12 - Recuperación por ESE, EMM y total, en función de la temperatura para ensayos de compresión en policristales de composiciones I, II y III.

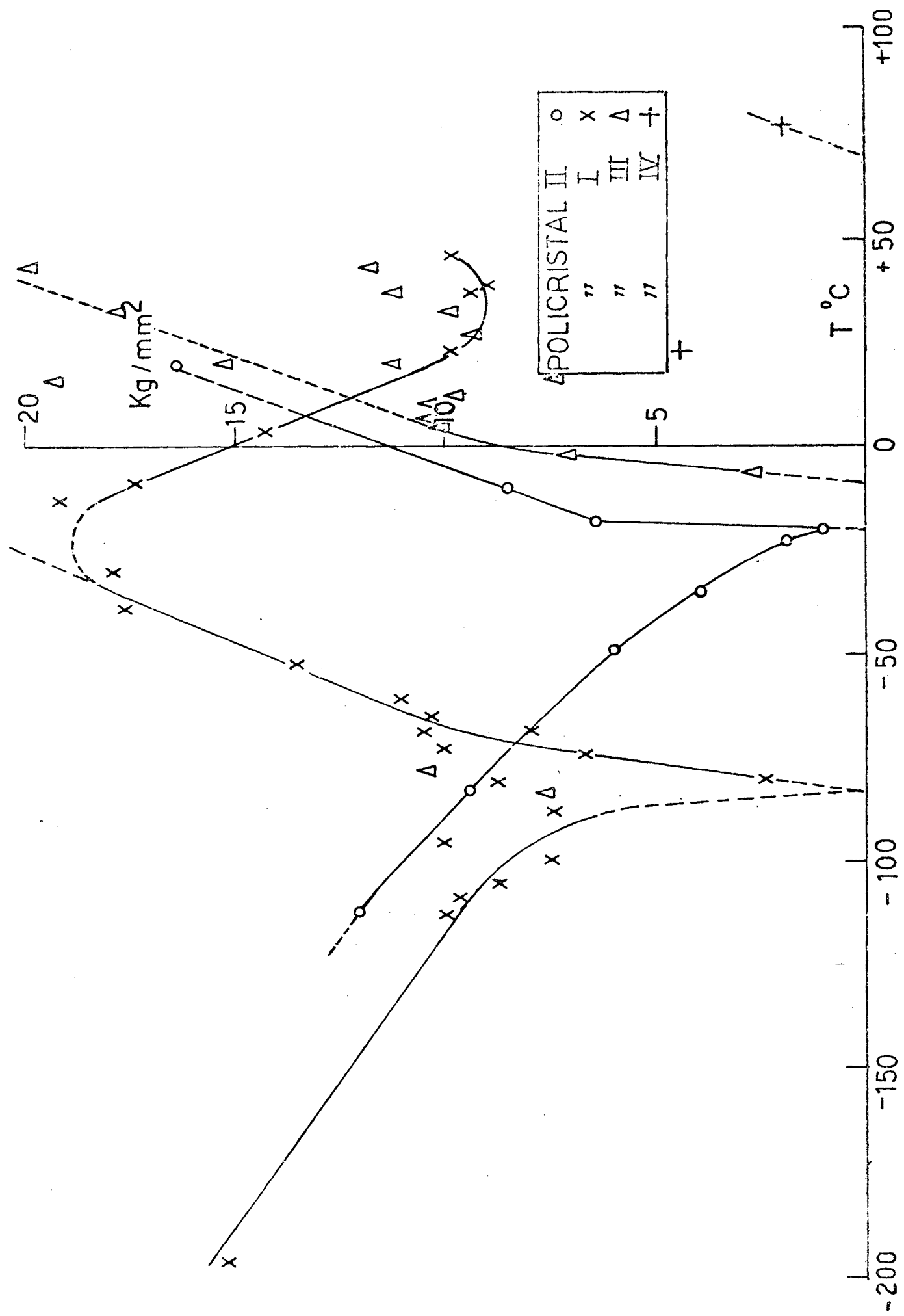


Fig. 13 - Tensión σ_M^i en función de la temperatura, para