

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1970

04.70.09

4

PMM/C-47

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

TRANSFORMACIONES DE FASE MASIVAS Y MARTENSITICAS

J. Kittl, A. López, J. Bautista Vesga

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

TRANSFORMACIONES DE FASE MASIVAS Y MARTENSITICAS

J. Kittl, A. López, J. Bautista Vesga

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

TRANSFORMACIONES DE FASE MASIVAS Y MARTENSITICAS

J. Kittl*, A. López**, J. Bautista Vesga**

Las transformaciones masivas y martensíticas se presentan en una serie de diagramas de equilibrio y permiten modificar las propiedades de aleaciones mediante tratamientos térmicos adecuados.

Si bien las transformaciones martensíticas se conocen hace tiempo como medio de variar las propiedades mecánicas, recientemente se ha comenzado a analizarlas en productos de transformación masiva.

En el presente trabajo se revisan los conceptos actuales en transformaciones masivas y martensíticas; en particular se analizan:

- i) Características de las transformaciones
- ii) Mecanismos de transformación
- iii) Relación entre propiedades y transformaciones

El mecanismo de transformación en cada caso produce subestructuras bien diferenciadas y esto tiene como consecuencia la obtención de materiales con propiedades mecánicas bien diferenciadas.

* Departamento de Metalurgia, CNEA.

** Programa Multinacional de Metalurgia, CNEA - OEA. (Universidad Nacional de Santander, Colombia).

I. INTRODUCCION

En los últimos 10 a 15 años se han producido importantes adelantos en la utilización de metales como resultado de los mejores conocimientos alcanzados en metalurgia física y la aplicación de estos conocimientos al desarrollo de aleaciones con mejores propiedades. Una parte de estas mejoras resulta del uso de los conocimientos en transformaciones de fase como medio para desarrollar un producto con adecuadas propiedades mecánicas.

Enfriando desde la temperatura de solidificación un metal puro o una aleación en fase sólida, es posible que se produzcan cambios de fase al pasar por las distintas regiones de temperatura a las que corresponden distintas fases o combinaciones de fases en equilibrio. De los cambios de fase posibles sólo analizaremos aquéllos en que, a partir de una fase inicial (homogénea en composición y estructura cristalográfica), se llega a otra fase (en la que tampoco pueden detectarse variaciones de composición o estructura cristalográfica). Analizaremos, sin embargo, ejemplos en los que se superpone a un cambio de fase tal como el indicado una segregación o precipitación, dada la importancia del fenómeno sobre las propiedades mecánicas del producto.

Las transformaciones de fase que reúnen las condiciones mencionadas son la transformación masiva y la martensítica.

Se desarrollará primero, y más ampliamente, el tema de transformaciones masivas dado que es el tema de desarrollo más reciente y del cual -salvo un trabajo de T.B. Massalski (1)- no existen artículos de revisión adecuados en la literatura.

Se dará luego una breve revisión a los conceptos de transformación martensítica. Este tema ha sido desarrollado en trabajos de revisión recientes que cubren el tema con amplitud (2)(3).

Desarrollados los conceptos sobre transformación se los aplicará a analizar las posibilidades de variación que pueden esperarse en las propiedades mecánicas de muestras transformadas. Se analizará solamente el efecto de las transformaciones sin tratar el tema de los efectos termo-mecánicos que será cubierto por otro trabajo a presentarse en estas Jornadas (*).

II. TRANSFORMACION MASIVA

1. La transformación masiva fue estudiada originalmente por Greninger en 1939 (4) y a él se debe su nombre que deriva del aspecto de "masas" de granos de fase α (cúbica

(*) M. Victoria y E. Robert, Mecanismos de endurecimiento que operan en aceros de alta resistencia obtenidos a través de la transformación martensítica.

de caras centradas) que crecían en límites de granos de fase β (cúbica de cuerpo centrado). Este crecimiento de fase α se producía durante el templeado desde el campo de fase β en probetas de aleación CuAl. Un comportamiento similar se observó posteriormente en esta transformación $\beta \rightarrow \alpha_m$ (*) en aleaciones de CuZn (5), CuGa (6), AgZn (7) y AgCd (7). La Fig. 1a corresponde a un caso típico de diagrama de equilibrio en el que puede darse la transformación $\beta \rightarrow \alpha_m$ y un esquema de la microestructura resultante.

Lo que llamó la atención en estos casos fue la gran velocidad con que la transformación tenía lugar, velocidad que no se solía asociar con transformaciones térmicamente activadas sino con transformaciones martensíticas.

Se encontró posteriormente que era posible una transformación similar para el caso $\beta \rightarrow \chi_m$ (hexagonal compacta) en CuGa (Fig. 1b) (8) y AgAl (9)(10) y para hierro (8) y sus aleaciones (Fig. 1c) en el caso de la transformación γ (cúbica caras centradas) $\rightarrow \alpha$ (cúbica cuerpo centrado). En muchos casos se puede observar (Fig. 1) (11) que la morfología no era ya la original, sin embargo se conservó el nombre de transformación masiva relacionándolo a un mecanismo de transformación y no ya a una morfología determinada.

2. El estudio experimental de esta transformación se ha realizado a partir de aproximadamente 1960, mediante: a) observación directa (films); b) experimentos de templeado controlado; c) observación metalográfica y orientación cristalográfica.

Existe una buena cantidad de información que fue producida por cada uno de estos métodos y la analizaremos indicando sólo los resultados más importantes que hacen al mecanismo de la transformación.

a) La observación directa se realizó utilizando metalografía en platina caliente (12). Las muestras fueron pulidas y luego calentadas en una platina adecuada hasta alcanzar una temperatura correspondiente al campo de equilibrio de la fase de alta temperatura. En el sistema Cu-Ga esto corresponde a la fase β (Fig. 1b). Luego de un tiempo de recocido en fase β se enfrió la muestra a una velocidad que se varió de experimento en experimento. Durante todo el proceso se registró la temperatura de la muestra y se filmó a través del microscopio. Dado que la fase χ_m es activa a la luz polarizada contrasta claramente con la fase β y así se pudo observar los cambios de fase tanto por calentamiento, $\chi_m \rightarrow \beta$, como por enfriamiento $\beta \rightarrow \chi_m$. Esta observación directa permitió comprobar:

- i) que la interfase de transformación cruza los límites de granos β , es decir que un grano χ_m pueden crecer en distintos granos β y no se requiere por lo tanto para este crecimiento una relación de orientación

(*) El suscripto m denota fase obtenida por transformación masiva.

fija (Fig. 2).

- ii) que existen tanto interfases de transformación planas como curvadas y que la morfología de esta interfase va cambiando a medida que avanza.
- iii) que el cambio de volumen de la transformación se acomoda dejando marcas parecidas a líneas de deslizamiento y que las últimas partes en transformarse pueden presentar el equivalente a un rechupe en solidificación (Fig. 3). Se pudo comprobar que estas marcas no correspondían a líneas de deslizamiento en fase γ_m y se propuso que correspondían a líneas de deslizamiento en fase β en la inmediata vecindad del límite γ_m/β .
- iv) se observó que la transformación por calentamiento $\gamma_m \rightarrow \beta$ posea características similares a las de enfriamiento $\beta \rightarrow \gamma_m$.
- v) en algunos casos se observó un crecimiento por escalones que resultaba de la aparición de interfases inmóviles con lo que el crecimiento en esa dirección se producía por desplazamiento de escalones paralelos a esa dirección inmóvil.

En otros sistemas que permiten suprimir transformaciones que se producen sin cambio de composición se han realizado mediciones de energía de activación de crecimiento mediante platina caliente o resistividad eléctrica (13)(14). En estas transformaciones se pasa a estructuras con un grado de ordenamiento diferente, así en AgCd se pasa de γ a β' (cúbica de cuerpo centrado ordenada) y en AgZn de β' a γ' (trigonal ordenada).

En estos casos las muestras se templan y se transforman isotérmicamente en una platina previamente estabilizada a una temperatura adecuada. La observación metalográfica es realizada continuamente y se sacan fotos a intervalos determinados. Luego de un cierto tiempo de observación se cambia de temperatura y se continúa sacando fotos. Estos cambios de temperatura se pueden repetir varias veces hasta que no se puedan realizar más observaciones por estar la muestra demasiado transformada. El análisis de las secuencias de fotos permiten medir las velocidades a distintas temperaturas y de estos valores obtener la energía de activación experimental (14). Esto está esquematizado en la Fig. 4.

Estas medidas se han correlacionado con medidas realizadas por transformación isotérmica y saltos de temperatura de cambios de resistividad eléctrica con muestras recocidas en baños de siliconas (13)(14) y por dilatometría (15). Los valores así obtenidos coinciden dentro del error experimental con los de platina caliente (15). Estos resultados permitieron comprobar que dentro del error experimental las medidas de superficie (platina caliente) coinciden con medidas de volumen.

b) En los experimentos de templado controlado se trata de calentar una muestra y enfriarla según un ciclo predeterminado alcanzándose velocidades altas de calentamiento y enfriamiento. Se observan las variaciones de microestructura resultantes y la temperatura de transformación como función del ciclo a que se somete las muestras (16)(17)(18).

El equipo utilizado consiste en un pequeño horno de poca inercia térmica o alternativamente se puede usar calentamiento directo por paso de corriente (Fig. 5). Una vez alcanzada la temperatura adecuada se temple cortando el calentamiento y proyectando sobre la muestra una corriente de gas inerte. La temperatura se registra con un osciloscopio o un registrador de alta velocidad mediante una termocupla soldada a la muestra.

Se han medido las variaciones de temperatura de transformación (T_T) con la velocidad de enfriamiento en numerosos sistemas. La Fig. 6 muestra un ejemplo típico de una serie de mediciones para una aleación de CuGa (19). Se observa que luego de una disminución de T_T para incrementos de la velocidad de temple se llega a valores de T_T aproximadamente consistentes. Un enfriamiento más rápido puede suprimir la transformación masiva y entonces se tiene una segunda temperatura constante inferior M_s . Este comportamiento fue notado por Gilbert y Owen (11) y Bibby y Gordon Parr (20) en hierro puro y aleaciones de hierro. La temperatura constante superior fue posteriormente denominada temperatura masiva M_a (19).

Observaciones metalográficas (19) indican que en el caso de CuGa el tamaño de grano va progresivamente disminuyendo a medida que aumenta la velocidad de templado hasta que comienza a suprimirse la reacción masiva, punto en que disminuye el número de granos hasta que éstos desaparecen. Se ha propuesto (1) un diagrama de enfriamiento continuo que corresponde a la forma de esta curva, esto traslada el problema de explicar la curva $T_T = f(V \text{ enfriamiento})$ a explicar la forma del diagrama de enfriamiento continuo. Aún no existe una explicación satisfactoria para ese fenómeno de aparente estabilización de T_T para el valor M_a .

c) La observación metalográfica de probetas parcialmente transformadas es posible en algunos sistemas como CuZn ($\beta \rightarrow \alpha_m$) o AgAl ($\beta \rightarrow \gamma_m$) y no es posible en otros como CuGa ($\beta \rightarrow \gamma_m$) en los que los restos de fase inicial se transforman martensíticamente.

Hasta el presente los trabajos en el sistema CuZn ($\beta \rightarrow \alpha_m$) son los únicos efectuados. Hull y Garwood (5) realizaron observaciones sobre orientación de interfases determinando la orientación de los granos β y analizando las trazas en una superficie de las caras de granos α ; no pudieron identificar las facetas de estos granos con orientaciones definidas de β . Hawbolt y Massalski (21) analizaron la existencia de una relación cristalográfica racional entre α y β por difracción de electrones en área seleccionada. Las muestras contenían granos α distribuidos

en el interior y en los bordes de los granos β originales. Luego de analizar una serie de pares de granos encontraron que el triángulo estereográfico representando la orientación de los granos β quedaba cubierto por polos de α al azar, concluyendo que no había relación de orientación. Estos autores, además, no encontraron dislocaciones interfaciales** en las caras de los granos α parcialmente transformados. De estos resultados y de los de Hull y Garwood se concluye que en este caso ($\beta \rightarrow \alpha_m$, CuZn) no hay relación de orientación racional. Resultados preliminares con Rayos X en $\beta \rightarrow \alpha_m$, CuGa tampoco indican relación de orientación (22).

Las observaciones de microscopía óptica con luz polarizada (Fig. 7) o con microscopía electrónica (Fig. 8) coinciden en señalar que los granos de fases producto de una transformación masiva tienen una marcada subestructura. Se observa en la Fig. 8 en la aleación CuGa que los subgranos presentan pocas dislocaciones en su interior. En hierro y sus aleaciones con bajo contenido de carbono se obtiene una subestructura similar a la Fig. 8 cuando se produce una transformación masiva.

Un fenómeno adicional que se presenta en aleaciones no ferrosas es la aparición de una estructura mixta formada por las fases cubica de caras centradas (α^*) y hexagonal compacta (α_m). Este fenómeno pasó desapercibido hasta que se pudo realizar el análisis cuidadoso de films delgados (23)(24) si bien en los diagramas de Rayos X de microestructuras que ópticamente parecían sólo α_m aparecían rayas correspondientes a la fase α^* que aparecía con un parámetro de red que correspondía al que da coherencia perfecta de α^* con α_m en la interface $(0001) \alpha_m // (111) \alpha^*$ (25). La distinción entre esta estructura a dos fases y una a α_m una fase con fallas de apilamiento según Delaez debe ser realizada con cuidado ya que ambos casos dan efectos muy similares (22).

3. Los mecanismos de las transformaciones masivas a consecuencia de los trabajos experimentales mencionados en 2, se han aclarado en buena medida. Trataremos la nucleación y el crecimiento poniendo énfasis en los posibles mecanismos que controlan el proceso y las principales dificultades que aún existen para una teoría más completa.

a) La nucleación es aún un tema en controversia. Massalski y sus asociados (8)(12)(21) han propuesto que, dada una reacción, no hay relación cristalográfica determinada entre la fase inicial y la fase producto, excepto por algunos casos en los que la introducción de una relación cristalográfica determinada permite explicar algunas características particulares observadas (26). Esta última propuesta estaba basada en observaciones de que granos de producto nucleados

** Se denomina dislocaciones interfaciales a aquellas dislocaciones que se encuentran en la interfase y que se originan en las diferencias estructurales de las superficies de contacto entre ambas fases que forman dicha interfase.

dentro de un mismo grano de la fase inicial tenían igual orientación. Esto fue observado, en particular, en muestras que dan un producto con estructura duplex (26), (Fig. 9).

Aaronson y asociados (27) han propuesto que la nucleación se produce con una relación cristalográfica fija entre la fase inicial y la fase producto y que los casos en que esto no se observa se debe a que un grano de fase producto transforma varios granos de la fase inicial y, como resultado, en esos granos producto no existe relación de orientación.

Si bien la teoría de nucleación en sólidos no está aún desarrollada en forma adecuada usaremos algunos conceptos básicos para analizar esta controversia. La formación de un núcleo procede cuando existe una disminución de la energía libre del sistema, de manera que

$$0 < \Delta G^t = \Delta G^{a \rightarrow b} + \Delta G^E + \Delta G^S \quad (1)$$

A una temperatura constante definiremos:

$\Delta G^{a \rightarrow b}$ como el cambio de energía libre por núcleo formado correspondiente a las fases de dimensiones macroscópicas y con una densidad de defectos de equilibrio.

ΔG^E como el cambio de energía libre por núcleo requerido por la deformación elástica y plástica de las fases a y b constreñidas a transformar acomodando el cambio de volumen.

ΔG^S como la energía requerida por la creación de la superficie interfacial de un núcleo.

Tanto los términos $\Delta G^{a \rightarrow b}$ como ΔG^E dependen del volumen del núcleo si bien ΔG^E además depende de la forma del núcleo. El término ΔG^E incluye las variaciones debidas a los cambios de densidad de defectos que resultan en la fase producto, es decir, la energía de deformación almacenada en la fase producto.

ΔG^S depende de la superficie total del núcleo y por ende de la orientación del mismo y de la orientación de las interfases núcleo-matriz.

Definido un sistema que transforma $a \rightarrow b$, en principio $\Delta G^{a \rightarrow b}$ es independiente y ΔG^E y ΔG^S son dependientes de la orientación del núcleo. ΔG^E ha sido analizado por F.N. Nabarro⁽²⁸⁾ en cuanto a ser factor determinante de la forma de los núcleos pero hasta ahora no se ha analizado la dependencia de ΔG^E con la orientación y forma del núcleo considerando requerimientos de energía para la deformación plástica que muchos núcleos requieren en casos reales.

El término considerado más importante es ΔG^S y así se ha usado inclusive para explicar formas de cristales creciendo en estado sólido como allotriomorfos de ferrita en austenita (29).

La minimización de ΔG^S tradicionalmente requiere una relación de orientación racional entre fase producto y matriz y esta relación se ha comprobado en gran cantidad de transformaciones en los más variados sistemas (30). Esa es, evidentemente, la base de los argumentos de H. Aaronson y asociados (27).

Debe hacerse notar que si la transformación tiene lugar durante un enfriamiento rápido no se dan condiciones de equilibrio y el sistema no es, en principio, comparable con casos de transformaciones lentas isotérmicas donde generalmente se dan las relaciones cristalográficas racionales que se mencionaron.

Si ΔG^S se minimiza para ciertas orientaciones éstas serán más probables, este argumento es válido si bien debe tenerse en cuenta que el número de orientaciones que pueden dar valores de ΔG^S próximos unos a otros puede ser grande. Es decir, en un sistema podrían darse n orientaciones entre a y b que den valores de ΔG^S en un entorno de ΔG^S pequeño, esto tendría como consecuencia que la orientación de b en a apareciera al azar. Es evidente que si disminuimos el tamaño del núcleo a dimensiones atómicas ΔG^S se transforma en el término determinante de ΔG^t , pero en ese caso la definición misma de interfase deja de tener validez y el cálculo de las orientaciones para las que ΔG^S se minimiza no puede realizarse con precisión. De esto se puede concluir que, a partir de cálculos teóricos, aún no se puede resolver si la transformación masiva se produce o no a partir de núcleos con orientación determinada.

Existe además una dificultad para estudiar experimentalmente la etapa de nucleación en estas transformaciones, dificultad que, por otra parte, existe también en la transformación martensítica; esto es, que el número de núcleos presente por unidad de volumen es muy pequeño. Los estudios de nucleación en sólidos en sistemas como Al 4% Cu o AlZn están facilitados porque la fracción en volumen de las zonas de Guinier-Preston es apreciable. En casos de transformación masiva dicha fracción es indetectable durante las etapas de nucleación y esto implica que sólo se puede inferir sobre la etapa de nucleación a partir del análisis de muestras transformadas en una fracción importante.

Los datos experimentales obtenidos (resumidos en la sección 2) no son aún suficientes para resolver este problema que creemos permanecerá aún sin aclarar hasta que sean realizadas nuevas y más precisas determinaciones de relaciones de orientación cristalográfica.

b) Está aceptado, prácticamente por todos los autores, que el crecimiento en una transformación masiva resulta de la transferencia térmicamente activada de átomos que pasan individualmente en la interfase de transformación de las posiciones que

ocupan en la fase inicial a las que corresponden a la fase final. Se acepta también que la interfase de transformación activa, es decir que avanza, es equivalente a una interfase desordenada o de gran ángulo.

La velocidad de avance de la interfase de transformación se puede calcular usando el mismo formalismo desarrollado por Burke y Turnbull para recristalización (31). Este formalismo está basado en la teoría del "complejo activado" desarrollada por Eyring antes de 1939 para reacciones químicas (32). Esencialmente, se calcula la probabilidad dada por la estadística de Boltzmann de que un átomo pase del estado inicial al final a través de un estado intermedio de mayor energía denominado estado activado. La diferencia de energía libre entre el estado inicial y el final $\Delta G^{a \rightarrow b}$ es la fuerza impulsora de la reacción. La expresión que resulta es (13):

$$v = \frac{kT}{h} A' D \exp\left(\frac{\Delta S^*}{R}\right) \exp\left(-\frac{\Delta H^*}{RT}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{\Delta G^{a \rightarrow b}}{RT}\right)\right] \quad (2)$$

donde

v = velocidad de la interfase

k, h = constantes de Boltzmann y Planck

$\Delta H^*, \Delta S^*$ = entalpía y entropía de activación

D = distancia promedio de avance por salto

A' = Fracción de átomos que intentan saltar con respecto al total de átomos que están en la interfase

T = temperatura en $^{\circ}\text{K}$

A partir de los datos experimentales de velocidad de interfaces a distintas temperaturas se pueden calcular ΔH^* y $A' \exp(\frac{\Delta S^*}{R})$. Esto se realiza a partir de la ecuación (2) reagrupada de la manera siguiente:

$$\frac{v}{\frac{kT}{h} A' \exp\left(\frac{\Delta S^*}{R}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{\Delta G^{a \rightarrow b}}{kT}\right)\right]} = Y = \exp\left(-\frac{\Delta H^*}{kT}\right) \quad (3)$$

representando Y como función de $1/T$. Estos valores de ΔH^* difieren poco de los valores de Q como los ya indicados en la Fig. 4. Además se puede obtener

$A' \exp\left(\frac{\Delta S^*}{R}\right)$ que parece variar según las transformaciones vayan o no acompañadas de cambio de orden (1)(14).

La comparación de los ΔH^* de transformación con los de difusión en bordes de grano para las mismas aleaciones ha sido hecha en los sistemas CuZn (17), AgZn (14) y AgCd (13) y todo parece indicar que ambos valores son similares. Esto indica que el proceso de transferencia en esta transformación es el mismo que para difusión en bordes de grano. Debe hacerse notar sin embargo, que estas comparaciones no fueron realizadas utilizando medidas de difusión obtenidas en condiciones similares a las de transformación y que por lo tanto sus conclusiones sólo corresponden a un orden de magnitud del problema faltando aún experimentos

que permitan una comprobación más completa.

Al mecanismo atomístico indicado debe sobreimponerse las condiciones macroscópicas de la transformación. Factores macroscópicos van modificando la transformación, factores que los saltos individuales no tendrán en cuenta pero que al cabo de n saltos van variando las condiciones microscópicas del proceso. Los factores más importantes son:

- a) El cambio progresivo de estructura interfacial que puede modificar $A' \exp \left(\frac{\Delta S^*}{R} \right)$ y así frenar o acelerar una interfase dada.
- b) El efecto del cambio de volumen que puede generar vacancias en la vecindad de la interfase si es una transformación con contracción de volumen (13). Este cambio puede resultar en una aceleración de la difusión en esta zona y así acelerar efectos de segregación de solutos y aniquilación o trepado de dislocaciones.
- c) Las tensiones generadas por el cambio de volumen pueden producir deformación plástica en la fase inicial que rodea a los granos de fase producto. Parte de las dislocaciones generadas podrán ser eliminadas al avanzar la interfase de transformación y parte se incorporará a la fase producto. Alternativamente este avance tendrá sólo el efecto de aumentar las dislocaciones en la fase producto.

Todos estos efectos conducen a variaciones de la subestructura final de la fase producto que, como veremos, tiene importancia en lo que hace a las propiedades mecánicas de muestras transformadas.

III. TRANSFORMACION MARTENSITICA

1. Este tipo de transformación fue estudiada originalmente en aceros. Clásicamente se caracteriza por una estructura acicular, la imposibilidad de evitar que ocurra durante el enfriamiento aún a las velocidades más altas de temple ($\sim 50.000^\circ\text{C}/\text{seg}$) y un relieve superficial caracterizado por una deformación plana similar al de una macla. Ciertos conceptos fundamentales sobre martensita se enunciaron hace largo tiempo, así por ejemplo Isaitschew, Kaminsky y Kurdjumow (33) escribieron en 1938 sobre esta transformación: "...consiste en una modificación de la red cristalina que tiene lugar de manera tal que el desplazamiento relativo de los átomos no excede la distancia interatómica y los átomos no intercambian sus lugares". A estos conceptos que aún tienen vigencia se han ido agregando otros cristalográficos, cinéticos y termodinámicos con los que se ha formado la idea actual sobre transformación martensítica.

Sin embargo, aún falta bastante para tener una teoría de la transformación martensítica satisfactoria tal como se ha puntualizado en discusiones en un reciente

simposio sobre el tema (34). Describiremos brevemente algunos hechos experimentales y los conceptos teóricos más importantes.

a) La aparición de una transformación martensítica en una aleación dada tendrá lugar si se dan dos condiciones:

- 1) Que el enfriamiento de la aleación sea lo suficientemente rápido como para prevenir la descomposición de la fase inicial por otras transformaciones posibles como masiva o bainítica.
- 2) Que se alcance una temperatura por debajo de la temperatura de equilibrio termodinámico tal que exista una fuerza impulsora apreciable para la reacción.

Estas condiciones, que son obvias, son necesarias pero no suficientes. Es difícil predecir, a partir de principios básicos, en que sistemas y a que temperaturas este tipo de transformación tendrá lugar.

Si bien la transformación martensítica está asociada históricamente a la martensita en los aceros, se presenta en muchos otros metales y aleaciones no-ferrosas como ser: titanio, circonio, CuZn, CuAl, AgCd, etc. (35)(36). La Fig. 10 presenta algunos diagramas binarios en los que se ha observado transformaciones martensíticas. Se indica en ellos la temperatura a la que se detecta la aparición de la transformación (M_s).

Las fases obtenidas por transformación martensítica pueden ser fases de equilibrio como en la Fig. 10c, o no serlo, como en las Fig. 10a y 10b. En este último caso se pasa, mediante un recocido apropiado, de la fase martensítica a las fases de equilibrio. En estos casos se habla de una fase metaestable. Por ejemplo, en martensitas en aceros al carbono, por un revenido apropiado, se pasa de martensita a ferrita y cementita (Fig. 10a).

La variación de M_s con la composición está relacionada con el sobreenfriamiento mínimo por debajo de la temperatura de equilibrio metaestable (T_0) necesario para que la reacción tenga lugar. A T_0 la fase de alta temperatura y la fase producto, supuesta una extensión metaestable de la otra fase presente en equilibrio, igualan sus energías libres. Por debajo de T_0 hay una disminución de la energía libre cuando se produce la reacción martensítica. Un tratamiento más extenso de este tema puede encontrarse en el clásico trabajo de L. Kaufman y M. Cohen (37).

b) Desde los primeros trabajos se observó que M_s era independiente de la velocidad de enfriamiento. En la Fig. 6 se muestra, en el caso de una aleación no-ferrosa, que aún a grandes velocidades de enfriamiento M_s es constante.

En aceros al carbono ésto ha sido comprobado para velocidades de hasta 50.000°C/seg por Gordon Parr y sus asociados (20). En este caso se ha calculado que la energía libre disponible $\Delta G^{a \rightarrow b}$ variaba de 100 a 300 cal/mol y aumentaba al aumentar el tenor de carbono (41). Estos valores de $\Delta G^{a \rightarrow b}$ corresponden a las Ms y son más grandes que los $\Delta G^{a \rightarrow b}$ para las transformaciones masivas en los mismos aceros dado que $M_a > M_s$ y $\Delta G^{a \rightarrow b}$ aumenta al aumentar el sobreenfriamiento (11)(*).).

El hecho citado de que Ms es independiente de la velocidad de enfriamiento implica que la transformación tiene lugar a velocidades grandes dado el corto intervalo disponible para la transformación. Así, a 50.000°C/seg se dispondría de $\approx 10^{-4}$ seg para transformar. Experimentos realizados por Bunshah y Mehl (38) y por H. Bersswenger y E. Scheil (39) usando los cambios magnéticos o de resistividad eléctrica al pasar de austenita a martensita permitieron medir aproximadamente 10^{-7} como el tiempo de formación de una aguja martensítica. Esto corresponde a una velocidad de crecimiento del orden de 1/3 de la velocidad del sonido en un metal. Filmación de transformaciones en aleaciones no-ferrosas en las que se presenta martensita (5)(40) permitieron comprobar que éstas altas velocidades también son posibles en éstas aleaciones.

c) Una vez enfriada una muestra a Ms si se mantiene la muestra isotérmicamente a Ms, no aumenta la cantidad de martensita formada y lo mismo ocurre a temperaturas por debajo de Ms. Enfriando a temperaturas progresivamente más bajas se alcanza una transformación completa a una temperatura denominada Mf. Esta constancia de la fracción transformada a una temperatura dada independiente del tiempo indica un carácter atermico en la transformación. Es decir, la transformación no es térmicamente activada.

Existen, sin embargo, ejemplos en aleaciones de Fe-Ni-Mn de martensita que se produce isotérmicamente. En este sistema se puede templar y enfriar a $\sim -200^\circ\text{C}$, retener austenita y luego transformarla isotérmicamente a temperaturas entre -80 y -200°C . Este fenómeno no se ha atribuido al crecimiento de las agujas sino más bien a su nucleación (42).

d) Hemos mencionado que la martensita se presenta con una morfología acicular, pero también puede presentarse con otra morfología conocida como martensita de bandas (**). Estas dos morfologías se presentan tanto en aleaciones ferrosas como no-ferrosas. En el caso de placas (acicular) se observa que éstas forman un ángulo entre sí y que en el caso de bandas éstas son paralelas entre sí formando verdaderos bloques o grupos de bandas (Fig. 11b).

(*) Sobreenfriamiento es la diferencia entre la temperatura de equilibrio (T_0) y la de transformación Ms o M_a .

(**) En inglés "lath martensite".

La observación detallada de las placas o bandas permite comprobar que (43)(44):

- i) Las placas o bandas poseen una relación de orientación determinada con respecto a los granos de la fase donde se originaron. En consecuencia, las placas o bandas no pueden cruzar los bordes de grano de la fase original. Esta relación de orientación se puede determinar usando Rayos X o microscopía electrónica de transparencia (Fig. 11a).
- ii) El plano de hábito de las placas o bandas tiene una orientación determinada respecto a los granos de la fase original. La aparición de placas formando ángulos entre sí corresponde a variantes del mismo plano que resultan de la simetría de la fase inicial (Fig. 11b).
- iii) Una superficie pulida plana inicial de austenita da un relieve característico luego de la transformación (Fig. 11c). Este cambio de forma corresponde a una deformación plana e indica que el plano de hábito es un plano no distorsionado y no rotado.
- iv) Por observación por microscopía electrónica de transparencia se ha comprobado que las placas o bandas poseen una estructura interna con densidad alta con densidad alta de dislocaciones o con maclas finas (Fig. 11d). En algunos casos se ha observado que la placa cambia su estructura interna desde el plano de hábito hacia el borde de la placa (44). Esta estructura interna no pudo ser estudiada hasta que se contó con la posibilidad del uso del microscopio electrónico para observar por transparencia films delgados.

En aceros se ha estudiado extensamente la variación de la morfología y estructura de la martensita. En aceros de baja aleación y bajos contenidos de carbono se presenta martensita de placas que pasa a martensita de bandas aproximadamente a $\sim 0,3\%C$ (45). Esto coincide (aunque muy aproximadamente) con la observación con Rayos X de la aparición de la distorsión tetragonal de la martensita por carbono en solución, (Fig. 12).

e) Los datos presentados en esta sección se refieren fundamentalmente a martensita en aceros. Las martensitas en aleaciones no ferrosas poseen estructuras y morfologías que difieren algo pero no de manera fundamental de las de aceros. El fenómeno más notable que presentan las martensitas no ferrosas es el de la "termoelasticidad", es decir, la posibilidad de obtener respuesta elástica anormal en muestras que al deformar a una temperatura dada se transforman martensíticamente y al retirar la tensión vuelven a la fase inicial (46)(47). El ciclo repetido a través de la transformación martensítica en estas aleaciones puede: i) mantener inalteradas las propiedades del material, hay reversibilidad o sea no hay acumulación de dislocaciones; ii) producir un efecto acumulativo

en cuyo caso aumenta la densidad de dislocaciones y el efecto se va perdiendo. El desarrollo de aleaciones útiles que empleen esta elasticidad anormal se hace tratando de obtener una alta reversibilidad.

3. En las transformaciones martensíticas interesa explicar a partir de conceptos de metalurgia física: nucleación, crecimiento, orientación matriz-producto y relieve superficial. Un entendimiento de estas características permitiría predecir propiedades y explicar las características particulares de este tipo de transformación.

Hemos señalado ya en la sección sobre transformación masiva las dificultades que presenta tratar de estudiar experimentalmente la etapa de nucleación en estas transformaciones: el número de núcleos es muy pequeño para poder analizar sus características. Knapp y Dehlinger (48) y Kaufman y Cohen (37) encontraron que una evaluación termodinámica de la energía libre crítica de nucleación basada en la teoría clásica daba valores muy grandes. Esto hace imposible suponer que un núcleo se genera por activación térmica (37). Basados en esta imposibilidad estos autores propusieron la existencia de un núcleo preformado que, al alcanzar la temperatura adecuada, se activaba y crecía. En el caso de aceros visualizar este núcleo es difícil y sólo se postula que será una zona de tensiones vecina a una configuración de dislocaciones (*).

El ejemplo más simple de núcleo preformado es para el caso de las transformaciones de fase cúbica de caras centradas a hexagonal compacta. En este caso Seeger (49) y Christian (50) independientemente propusieron en 1956 que en una dislocación disociada en el plano $(0001)_{hc}$ o en el $(111)_{ccc}$ al producirse un cambio de fase aumenta la distancia entre dislocaciones parciales y si una dislocación de hélice corta el plano de disociación, las dislocaciones parciales pueden trepar rotando por la hélice y así transformar una fase en otra (Fig. 13). El modelo es atractivo y Seeger (49) pudo calcular la histéresis de la transformación $hc \rightleftharpoons ccc$ en cobalto. Sin embargo, dadas las dificultades de observación anotadas, aún no se ha visto en microscopía electrónica de transparencia una configuración de dislocaciones que confirme el modelo.

El estudio de las secuencias de diagramas de difracción obtenidos en films delgados durante las transformaciones puede ayudar a aclarar la naturaleza de los procesos de nucleación (51).

El crecimiento es aún un tema más difícil dado que no se observa el mismo; sólo se tiene el producto final. Dada la velocidad de crecimiento de las placas de martensita ésta no se asocia a activación térmica sino al movimiento de una interfase formada por un conjunto de dislocaciones bajo la acción de una fuerza química impulsora. En estas condiciones las dislocaciones de la interfase martensita-matriz alcanzan una velocidad que resulta del balance de esta fuerza impulsora y el frenado que resulta del efecto Schoeck-Snoek y de atracción de los átomos de carbono-dislocaciones (52). Este último

(*) en inglés "Strain center".

efecto es equivalente al "impurity drag" de J.W. Cahn (53). Es evidente que la velocidad de crecimiento de las placas de martensita decrece y se hace cero dado que las placas llegan a un tamaño límite. El frenado se suele atribuir a la creación de tensiones en la zona de la matriz que rodea a las placas si bien no hay cálculos cinéticos de este efecto.

La orientación-matriz producto y el relieve superficial fueron hasta 1953 poco entendidos pero la aparición de la teoría fenomenológica de Wechsler y Read (54) en Estados Unidos y Bowles y Mackenzie (55) en Australia fue un avance importante y cambió este panorama. Esta teoría se conoce como teoría fenomenológica de la martensita y permite calcular las variables cristalográficas de la transformación dadas la estructura cristalina y parámetros de red de las fases matriz y producto.

Previo a esta teoría se pasaba de la red inicial a la red final mediante una distorsión homogénea de una red a otra cuya selección se hacía combinando los datos de relación de orientación conocidos con un principio de mínimo desplazamiento de los átomos al pasar de una red a otra. Esta distorsión se conoce como deformación de Bain (Fig. 14).

Existía un problema que no tuvo solución hasta la aparición de la teoría fenomenológica: el plano de hábito, equivalente a la interfase de transformación durante el crecimiento, resultaba un plano distorsionado usando las relaciones de orientación y los parámetros de red experimentales para la deformación de Bain. Experimentalmente se encontraba un plano de hábito no distorsionado, es decir que, durante la transformación, ambas fases hacen contacto en un plano no distorsionado (ver Fig. 10c). La teoría fenomenológica resolvió este problema introduciendo una deformación a red constante adicional a la de red o deformación de Bain tal que el plano de hábito resultaba no-distorsionado o con una distorsión muy pequeña. Esta deformación a red constante también permitía explicar la distorsión superficial observada. La Fig. 15 muestra en forma esquemática los conceptos de deformación de red y deformación a red constante. Se indica en la figura como una combinación de ambas deformaciones puede dar el ángulo observado experimentalmente.

Según esta teoría se postula que el plano de interfase es no distorsionado y se calcula para cada relación de orientación que se elija el plano de hábito y el relieve superficial dados los parámetros de red de ambas fases. El cálculo consiste -usando la relación de relación elegida- primero, en deformar una red homogéneamente convirtiéndola en la otra (distorsión de Bain) y luego aplicar una deformación inhomogénea por deslizamiento o maclado en la fase inicial a la fase final que produce un plano no distorsionado.

La deformación por deslizamiento o maclado apareció justificada experimentalmente en casos como AuCd donde las maclas eran observables con microscopía óptica (46) (ver Fig. 10c) y en casos donde no era observable la teoría postulaba su existencia. La posibilidad de observaciones de films delgados en el microscopio electrónico años después permitió observar placas de martensitas ferrosas y comprobar la existencia en ellas de maclas o de una gran densidad de dislocaciones. De esta manera quedó

comprobada la teoría fenomenológica en primera aproximación dado que existen aún dudas respecto a algunos de sus aspectos (2). Debe hacerse notar que esta teoría fenomenológica explica aspectos cristalográficos y puede ayudar a entender otros aspectos de los mecanismos de la transformación pero no es de manera alguna una teoría que pretenda resolver aspectos termodinámicos o cinéticos de la transformación discutidos en las secciones precedentes.

IV. RELACIONES ENTRE PROPIEDADES MECANICAS Y TRANSFORMACIONES

De las transformaciones presentadas en las secciones II y III un análisis de la bibliografía indica que existe poca información sobre propiedades de las transformaciones masivas y está limitada a aceros de bajo carbono mientras que existe una bibliografía abundante sobre propiedades de martensitas. Trataremos en conjunto las propiedades mecánicas de fases resultantes de ambos tipos de transformación y dado que el caso de los aceros es el más importante trataremos separadamente las aleaciones no-ferrosas y los aceros.

a) Aleaciones no ferrosas

En particular se ha estudiado solamente el caso de productos de transformación martensítica. Se supone que dada la baja densidad de defectos observados en los productos de transformación masiva éstos se comportan como un material bien recocido o recrystalizado. En cuanto a las martensitas Speidel y Warlimont (56) han resumido los factores que contribuyen a su resistencia mecánica medida por el límite de fluencia, de la manera siguiente:

- | | |
|---|----------------|
| 1) Endurecimiento por solución sólida | σ_M |
| 2) Endurecimiento por ordenamiento | σ_u |
| 3) Endurecimiento por defectos | σ_G |
| a) Bordes de grano y bordes de placas de martensita | σ_{Gd} |
| b) Fallas de apilamiento, maclas, dislocaciones y vacancias | $\sigma_{G.V}$ |
| 4) Endurecimiento por precipitados | σ_T |

Todos estos factores contribuyen al endurecimiento de la martensita y para cada caso particular se puede estudiar las contribuciones relativas.

La Fig. 16 muestra el resultado del trabajo de Speidel y Warlimont (56) para el caso de martensita en el sistema Cobre-Aluminio. Se puede observar que la contribución por orden es aproximadamente simétrica respecto a la composición de 25% at de Aluminio. Esto proviene de que en una estructura perfectamente ordenada las dislocaciones se mueven con mayor facilidad que en una estructura parcialmente ordenada. En el caso cobre-aluminio, aleaciones con menos del 25% at de aluminio poseen una estructura formada por zonas ordenadas rodeadas de una matriz desordenada, lo que explica la resistencia a la deformación de estas aleaciones.

La contribución σ_{Gd} fue medida para muestras con diferentes tamaños de grano en la fase de alta temperatura (β) por Khan y Delaey (57). Estos autores comprobaron que hay una relación lineal entre tamaño de grano de fase β y de martensita y que $\sigma_{0,2}$ cumple con la relación de Hall-Petch:

$$\sigma_{Gd} = k_y \cdot D^{-\frac{1}{2}} \quad (4)$$

Es decir, σ_{Gd} aumenta disminuyendo el tamaño de grano (D).

b) Aleaciones ferrosas

Analizaremos los mecanismos de endurecimiento en aceros procurando tratar las distintas contribuciones separadamente para luego evaluarlas en su conjunto y tratar de reconocer cuales son las contribuciones importantes a la resistencia de los aceros y de que manera se puede influenciar ésta por transformación

1. Efecto del carbono

El carbono disuelto en solución sólida intersticial en la martensita, tiene una contribución claramente reconocida en la resistencia a la fluencia de este material (58)(59)(60). El carbono intersticial en la red tetragonal de cuerpo centrado de la martensita ocasiona desplazamiento de los átomos de hierro de sus posiciones de equilibrio (61), dando lugar a verdaderos polos de distorsión (62) que interaccionan activamente con las dislocaciones en movimiento (63). El carácter de la distorsión producida puede ser apreciada en el esquema presentado en la Fig. 17.

La experimentación que permita evaluar el aporte del carbono en solución sólida intersticial debe evitar la adición de otras contribuciones, o al menos permitir una clara estimación de ellas. P.G. Winchell y M. Cohen (64) fueron los primeros en investigar series de aleaciones Fe-Ni-C con contenidos crecientes de carbono y decrecientes de Ni para ajustar una temperatura M_s de -35°C que permitiera evaluar el efecto del carbono en solución sólida (63). Estas aleaciones pudieron ser ensayadas a temperatura subcero, para un amplio rango de contenido de carbono, sin la ocurrencia de carbono segregado de sus posiciones intersticiales, durante y después del enfriamiento rápido. De acuerdo con P.G. Winchell y M. Cohen (63) la martensita empieza a segregar carbono a temperaturas superiores a -60°C .

La magnitud del fortalecimiento por este concepto ha sido discutida por varios autores: P.G. Winchell y M. Cohen (64) han sugerido una dependencia de la resistencia con la raíz cúbica del contenido de carbono; M.J. Roberts y W.S. Owen (65)(66) y J.M. Chilton y P.M. Kelly (67) han propuesto la dependencia en relación con la raíz cuadrada del contenido de carbono. Mientras W.C. Leslie (68) ha sugerido que esta dependencia es simplemente lineal con el porcentaje de carbono.

G.R. Speich y H. Warlimont (69) trabajando con aceros entre 0,0004%C y 0,18%C muestran en la Fig. 18 cómo la dependencia entre la resistencia a la fluencia de la martensita y la proporcionalidad con la raíz cuadrada con el contenido de carbono, se cumple perfectamente y es la única que puede usarse en un rango amplio de composición de carbono. Por extrapolación se estableció una resistencia de 60.000 lb/m² para 100% de martensita libre de carbono y con una celda de 0,25 μ m. Además, la formación de un producto de transformación masiva produce una disminución marcada de la resistencia de aleaciones de bajo contenido de carbono como se puede observar en la Fig. 18.

El carbono segregado durante el enfriamiento rápido del acero (64) es responsable de una parte del fortalecimiento de la martensita (Fig. 19). Su efecto está basado en la interacción con las dislocaciones presentes.

Recientemente G.R. Speich (72) ha establecido, a través de un cuidadoso estudio midiendo el carbono en solución mediante fricción interna la distribución del carbono durante el enfriamiento. Para aceros de menos de 0,2%C, cerca del 90% del carbono segrega a dislocaciones y límites de bandas quedando, por lo tanto, sólo 10% en solución intersticial; en tanto que para acero de más de 0,2%C la mayoría del carbono va a los lugares intersticiales normales, geoméricamente distantes de los defectos de la red. Debe mencionarse también, que debido a la presencia de maclas en la martensita de más altos contenidos de carbono y a la disminución de la densidad de dislocaciones, todo el carbono debe ir a las porciones intersticiales normales, dado que poco carbono es el necesario para interaccionar con las dislocaciones presentes. Esto puede observarse claramente en la Fig. 20.

Teniendo en cuenta la distribución del carbono es fácil deducir que las mayores resistencias de la martensita sólo se alcanzaron a altos contenidos de carbono cuando al entrar éste en los lugares intersticiales distorsiona la red. Los efectos mencionados pueden ser calculados en forma conjunta mediante la fórmula empírica propuesta por Speich-Warlimont (74):

$$\sigma_Y = \sigma_0 + mc^n \quad (5)$$

donde:

- σ_0 es la tensión de fluencia en martensitas de Fe puro.
- m es una constante medida del endurecimiento resultante de la interacción atómica de C-dislocaciones responsables de la fluencia plástica.
- c es la concentración de C.
- n es un exponente cuyo valor depende del mecanismo de endurecimiento a ser considerado.

Encontraron estos autores que para un tamaño de celda de $0,25 \mu\text{m}$ y un exponente $n = \frac{1}{2}$ resultan $m = 250.000 \text{ psi}$ y $\sigma_0 = 60.000 \text{ psi}$.

2. Efecto de la subestructura de dislocaciones

En una transformación martensítica se produce siempre una elevada densidad de dislocaciones que contribuye en forma efectiva a la resistencia de la fase producto. Para martensita libre de carbono obtenido por onda explosiva en Fe-0,15% Ti (69) maquinado y recrystalizado, la densidad de dislocaciones es tan alta que es muy difícil su medición. En todo caso, su contribución a la resistencia parece ser del orden de 100.000 lb/in^2 (69) para una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-2}/\text{seg}$ a 23°C . Dado que la martensita obtenida por onda explosiva es más resistente que la obtenida por templado (15), éste es un valor máximo (70) para este efecto.

La resistencia de la martensita en aceros de bajo carbono, esto es en martensita del tipo de bandas, varía con la densidad de dislocaciones. Ha sido demostrado por Kehoe y Kelly (71) que la densidad de dislocaciones, para aceros de hasta 0,10%C aumenta aproximadamente con una ley lineal con el contenido de carbono. Resultando, por lo tanto, que si la resistencia de fluencia es aproximadamente lineal al $C^{\frac{1}{2}}$ (65)(66), también la resistencia de fluencia es proporcional a la densidad de dislocaciones $(d)^{\frac{1}{2}}$.

3. Efecto del tamaño de las celdas de subestructura

El tamaño de las celdas de martensita en función del contenido de carbono a bajos contenidos de carbono, $< 0,02$, fue analizado por R.F. Vyhnał y S.V. Radcliffe (73), observándose que el tamaño de la celda se incrementa con decrecimiento del carbono. Esto fue confirmado por G.R. Speich y H. Warlimont (74), obteniendo los resultados que aparecen en la Fig. 21. La representación simultánea de la dureza como función de $C^{\frac{1}{2}}$, en el mismo gráfico anterior, deja ver cómo la resistencia de la martensita depende también del tamaño de la celda.

Según Speich-Werlimont se puede plantear una ecuación que relacione la tensión de fluencia de la martensita en Fe puro con el tamaño de las celdas de la subestructura en los siguientes términos;

$$\sigma_0 = \sigma_i + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (6)$$

σ_0 es la tensión requerida para mover dislocaciones a través del denso esqueleto de dislocaciones y paredes de celdas finamente espaciadas.

σ_i es la tensión de fricción del Fe puro, incluyendo en este caso la contribución de dislocaciones contenidas entre las paredes de la celda.

d tamaño de la celda.

k constante de Petch.

Según estos autores se pasa de un tamaño de celda de $0,50\mu\text{m}$ a $0,25\mu\text{m}$ cuando el contenido de C crece desde 0,003 a 0,03%C aproximadamente. Esta reducción del tamaño de celda origina una variación de dureza desde 150 a 300 HV. De un gráfico de los mismos autores que relacionan la tensión de fluencia (para $\epsilon = 0,2\%$) con la dureza, ese cambio implica un aumento en la tensión de fluencia de 50.000 psi. Las experiencias fueron obtenidas sobre muestras con los porcentajes de C variables entre los indicados arriba y con velocidades de enfriamiento variables entre $1,4 \times 10^4$ °C/seg y 1×10^5 °C/seg.

4. Efecto del tamaño de grano martensítico

El tamaño de grano martensítico depende fundamentalmente del tamaño de grano previo de austenita del cual se origina la martensita. Como vemos, ambos tamaños de grano son linealmente dependientes también en aleaciones ferrosas, especialmente para granos austeníticos pequeños (75). Esto fue comprobado por V.F. Zackey (21) y se muestra en la Fig. 22. Sin embargo, para tamaños de grano austenítico grandes (20), las placas de martensita formadas no se extienden completamente a lo ancho de todo el grano de austenita, sino que son bloqueados por aparentes discontinuidades de la austenita. Esto hace que en representaciones de resistencia de la martensita como función del tamaño de grano, se utilice la longitud media de agujas de martensita como variable.

V.F. Zackey (75) ha estudiado el cambio de propiedades mecánicas de resistencia y elongación de la martensita con su tamaño de grano para aceros de bajo carbono (0,017%C) y (31,9%Ni). La variación del grano martensítico fue realizada mediante trabajado en frío de la austenita y tratamientos posteriores de recocido (Fig. 23). De aquí puede apreciarse que los cambios en elongación son de poca magnitud, a la vez que los cambios en resistencia alcanzan su mayor incremento para diámetros pequeños.

Este efecto, que es función del tratamiento previo, puede ser estimado según W.B. Morrison mediante la expresión de Hall-Petch:

$$\sigma_f = \sigma + k D^{-\frac{1}{2}} \quad (7)$$

donde

- σ_f es la tensión de fluencia a una deformación constante.
- k es la pendiente de Hall-Petch.
- σ tensión total de fricción incluyendo el efecto de work hardening.
- D diámetro del grano.

Morrison analizó una serie de aleaciones Fe-C con contenidos de C desde 0,005 a 0,20%C, con un rango de variación del tamaño de grano de 1,6 a $400\mu\text{m}$ (determinado por el método de intersección lineal). Los tamaños de grano inferiores a $5\mu\text{m}$ se obtuvieron por un procesamiento para obtener un fino tamaño de grano y finalmente se le dió un 50% de reducción en un rango por debajo del austenítico seguido por enfriamiento en aire. Los restantes tamaños de grano fueron obtenidos por trabajado en frío y recocido de recristalización o por tratamiento de austenización hasta 1200°C, seguido por enfriamientos al aire o en horno. A todas las muestras se les dió un tratamiento final de 30 minutos a

550°C y enfriamiento en horno.

Encontró para estas aleaciones analizadas los siguientes valores de k y σ :

$$k = 2630 \text{ psi/min}^{-\frac{1}{2}}$$

$$\sigma = 12800 \text{ psi}$$

Para una variación entre 14 y 50 μ m en el tamaño de grano austenítico en un acero de 0,20%C se obtiene una diferencia en la tensión de fluencia inferior de 11.000 psi. Para un acero de 0,13%C una variación del diámetro del grano entre 16 y 30 μ m da una variación de la tensión de fluencia inferior de 10.000 psi.

Para un acero de 0,09%C una variación en tamaño de grano entre 30 y 140 μ m produce una variación en la tensión de fluencia inferior a 13.000 psi. Estos resultados obtenidos por Morrison, están de acuerdo con lo que mencionan Speich-Warlimont (74), quienes trabajando con el rango de aleaciones 0,0004 a 0,18%C dicen que en sus aleaciones este efecto es pequeño y como máximo puede alcanzar 15.000 psi.

El criterio es que este efecto es poco importante en el rango normal de variación de tamaño de grano.

5. Efecto del trabajado en frío

Este fortalecimiento de la martensita es propio del ensayo mismo de tensión o compresión a que se someten los especímenes. Su magnitud es función de la deformación plástica a la cual la resistencia es medida. Depende (69) notablemente del contenido de carbono y ligeramente de la temperatura y velocidad de deformación, (Fig.24).

Este efecto fue evaluado por Leslie-Sober para la serie de aceros AISI 4300, tomando una velocidad de deformación constante de $\dot{\epsilon} \approx 5 \times 10^{-5}$ y una temperatura de 230°C. Tomaron el efecto de endurecimiento por trabajado en el rango de deformaciones de 0,001 a 0,002, para los aceros 4310, 4320, 4330, 4340 y como martensita libre de C tomaron la aleación Fe-0,15%Ti deformado por onda explosiva.

Observaron que el endurecimiento por trabajado crecía linealmente con el porcentaje de C y que para el acero 4330 la contribución por aquél factor (tomando como cero la aleación Fe-0,15%Ti) es de aproximadamente 30.000 psi.

6. Efecto dinámico durante el ensayo

Su importancia es sólo destacable a temperaturas superiores a -60°C, dependiendo a su vez de las velocidades de deformación utilizadas para ejecutar los ensayos de tracción o compresión (69). El efecto es debido a reordenamiento de átomos de carbono en la red de martensita, ocasionado por los esfuerzos aplicados para causar la deformación plástica

(efecto Schoeck-Snoek)(*). Además se produce el efecto debido a la interacción entre dislocaciones y átomos intersticiales de carbón (atmósferas de Cottrell) (Fig. 25).

Leslie y Sober establecen que en el rango 0,02 a 0,43%C el factor de endurecimiento dinámico durante el ensayo tiene un valor entre 30.000 y 40.000 psi aproximadamente, a temperatura ambiente y velocidad de deformación normal bajo sus condiciones de ensayo. Para los aceros 4310, 4320 y 4330 evalúan este efecto en 40.000 psi para una deformación de 0,002%. Para el acero 4340 donde la dispersión de datos es mayor, el efecto se evalúa en 30.000 psi para igual valor de la deformación.

7. Efecto de elementos en solución sólida sustitucional

Este efecto fue investigado usando cantidades variables de Ni como elemento sustitucional en el acero (76). P. M. Kelly y J. Nutting (77) reproducen datos de otros autores mostrando que este efecto es de poca importancia. Para martensita libre de carbono con 10% Ni el incremento es sólo de 15.000 a 20.000 lb/m² y para cantidades entre 10% a 30% Ni la resistencia a la fluencia no experimenta un cambio considerable. La Fig. 26 ilustra el efecto del níquel en solución sólida sustitucional en martensita Fe-Ni libre de carbono

8. Resumen de los factores de endurecimiento en aceros

A modo de resumen de las contribuciones al endurecimiento anteriormente enumeradas, se ha confeccionado la Fig. 27. Las áreas rayadas representan cualitativamente la magnitud de cada contribución, resultante de las experiencias de los distintos autores citados en la referencia bibliográfica e indicados en la Fig. Se incluye en el mismo el rango de % de C en el que se obtiene transformación masiva; transformación martensítica y dentro de ésta en qué porcentajes se tienen martensita, lath y/o martensita twin, (2)(74).

Las diferentes contribuciones se han representado usando los criterios siguientes:

- 1) Efecto del carbono en solución sólida intersticial: para $C < 0,2\%$ el efecto es casi constante dado que el carbono en solución no aumenta; para $C > 0,2\%$ este efecto aumenta y toma un rol preponderante.
- 2) Efecto del carbono segregado (Carbono-dislocaciones): este efecto comienza

(*) El efecto Schoeck-Snoek resulta de suponer que en el campo elástico de una dislocación los átomos de carbono ocupan posiciones de mínima energía y al moverse una dislocación con su campo elástico las posiciones de mínima energía cambian. Los átomos de carbono deberán pasar a las nuevas posiciones de mínima energía y esto se repite al pasar cada dislocación, lo cual resulta en una fuerza de fricción.

a ser menos importante para $C \gtrsim 0,2\%$, dado que empieza la martensita maclada.

- 3) Efecto del tamaño de celda de subestructura: este efecto es importante hasta $0,03\%C$ donde se opera una reducción del tamaño de la celda, luego de lo cual la contribución es casi constante.
- 4) Efecto del tamaño de grano: este efecto aporta una contribución constante al endurecimiento de escasa importancia.
- 5) Efecto del endurecimiento por trabajado: su efecto crece linealmente con el porcentaje de C para un dado rango de deformación.
- 6) Efecto del endurecimiento dinámico durante el ensayo: este efecto es aproximadamente constante entre $0,02$ y $0,43\%$ de C , manteniendo constantes la temperatura de ensayo y la velocidad de deformación.
- 7) Efecto de solución sólida sustitucional: para el caso de níquel este efecto es importante sólo hasta el 10% , luego de lo cual su contribución es prácticamente constante.

9. Análisis de los factores de endurecimiento en el acero 4340

Este análisis es extraído de las experiencias realizadas por Leslie-Sober (69) y se da a modo de ejemplo de aplicación de los conceptos discutidos en las secciones anteriores.

Se analizan los factores de endurecimiento a través de una serie de materiales para los que se midió la tensión de fluencia a distintas velocidades de deformación a una dada temperatura (en este caso $230^{\circ}C$) (Fig. 28). Cada material representa la introducción de un factor de endurecimiento independiente de los otros, de modo de evaluar las contribuciones individuales.

Primeramente se estudió una aleación Fe- $0,15\%$ Ti cuya finalidad es analizar las propiedades mecánicas de la ferrita libre de C intersticial, dado que la presencia de Ti lo elimina de tales posiciones. Para una velocidad de deformación $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ el valor de la tensión de fluencia es de 24.000 psi.

Luego se estudió una aleación Fe- $0,029\%C$, es decir ferrita saturada con C, para evaluar el efecto del C intersticial. Para la misma velocidad de deformación ($\dot{\epsilon} = 10^{-2}$) resulta la tensión de fluencia de 35.000 psi. El aumento de 11.000 psi debe atribuirse entonces al efecto del C intersticial.

A continuación se tomó nuevamente la primera aleación Fe- $0,15\%$ Ti libre de intersticiales y se deformó por onda explosiva alcanzando una estructura martensítica en la que se evaluó el efecto de subestructura de dislocaciones producido en la

deformación. El valor de la tensión de fluencia para $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ resulta ser 115.000 psi. Vale decir que con respecto al valor obtenido para este mismo material sin deformar tenemos una diferencia de aproximadamente 90.000 psi atribuibles a subestructura. Cabe acotar que el valor de 115.000 psi obtenido para la aleación Fe-0,15%Ti deformado por onda explosiva es muy superior -según Speich (72)- al que se obtendría por transformación martensítica, lo que implica que la contribución analizada está sobreavalada.

Posteriormente se toman tres aceros AISI 4310, 4320 y 4330 en los que se obtiene un aumento de la tensión de fluencia en el orden creciente de % de C. Finalmente se tomó el acero 4340 y se obtuvo para una velocidad de deformación de $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ una tensión de fluencia de 400.000 psi.

Respecto a la tensión de fluencia del Fe-0,15%Ti, ferrita libre de intersticiales, tenemos para el acero 4340 una diferencia en dicho valor de aproximadamente 376.000 psi. Dejaremos los efectos del C intersticial y el que interacciona con dislocaciones para analizar al final.

De lo analizado precedentemente al explicar el cuadro resumen, pueden evaluarse las siguientes contribuciones:

- i) Por efecto del tamaño de grano: desde la ferrita (Fe-0,15% Ti) con tamaño de grano 6 hasta la martensita del acero 4340 con tamaño de grano 12 cabe evaluar el mismo en 15.000 psi.
- ii) Por efecto de variación en el tamaño de las celdas de subestructura de martensita vimos que podrá estimarse una contribución de 50.000 psi.
- iii) El efecto de endurecimiento por trabajado analizado precedentemente permite evaluar su contribución en 30.000 psi. Similar evaluación, 30.000 psi, puede hacerse para el endurecimiento dinámico durante el ensayo.

La suma de las contribuciones analizadas dará un total de 125.000 psi. Faltaría introducir aquí la contribución por el Ni en solución sólida sustitucional, que en la presente aleación está en un porcentaje del 1,9%. Esta contribución, que no es fácil de evaluar en este caso, seguramente no excede de los 15.000 psi. Quedan 251.000 psi atribuibles al efecto de C intersticial más el efecto de C que interacciona con dislocaciones.

El efecto de subestructura encontrado en la aleación Fe-0,15%Ti deformada por onda explosiva daba una contribución de 90.000 psi, con lo que los restantes 161.000 psi deberían ser atribuidos al efecto total del C que aparece como el factor de mayor contribución a medida que crece el porcentaje de C.

Según Speich (72), la evaluación de los 90.000 psi debidos a subestructura, es excesiva. Si bien según ello estaríamos sobrevaluando defectos, cabe acotar que faltaría agregar el debido al Ni en solución sólida sustitucional y quizás una mayor evaluación por

contribución del C o algunos de los otros factores.

Si analizamos los efectos totales del C mediante la ecuación (5) resulta:

$$\sigma_f = 60.000 + 250.000 (0,41)^{\frac{1}{2}}$$

Tomando $\sigma_o = 60.000$ psi resultaría la tensión para la martensita libre de C atribuible a la subestructura, valor que nosotros consideramos 90.000 psi a partir de la aleación Fe-0,15%Ti deformado por onda explosiva. Quedarían entonces 163.000 psi debidos al efecto de C total, contribución similar a la que obtuvimos de 161.000 psi.

Finalmente, cabe aclarar que lo analizado refleja el criterio para evaluar las contribuciones al endurecimiento que, si bien realizado en base a una serie de experiencias en particular, y por tanto las contribuciones deben tomarse como tales, dan una idea general de como encarar este tipo de problema.

V. CONCLUSIONES

Es de esperar que los materiales que han sufrido una transformación de fase tipo masiva tengan las propiedades que correspondan a materiales recristalizados. El tamaño de la subestructura podrá modificarse por un templado más o menos rápido pero, a menos que se encuentren aleaciones que posean la capacidad de descomponerse con segregación de intersticiales durante o a posteriori del temple, este tipo de transformación no será utilizable como medio de obtener aleaciones de mayor resistencia mecánica.

En el caso de transformaciones martensíticas, si bien se obtiene una alta densidad de defectos en el producto, esto no parece ser el factor principal de aumento de resistencia. La transformación debe asociarse a otros efectos que aprovechen la alta densidad de dislocaciones generada, como ser las distorsiones locales de la red que aumentan la resistencia al movimiento de dislocaciones al tratar de deformar. Se hace notar que se tiene aún poca información sobre la densidad de defectos generada en diferentes martensitas.

Si bien a priori puede asignarse una posible resistencia a un producto de transformación dada, aún falta bastante trabajo para poder hacerlo con una precisión aceptable y es aún mayor lo que falta por hacer para entender sobre los mecanismos que originan las subestructuras de transformación y los mecanismos de endurecimiento operativos en ellas.

EPIGRAFE DE LAS FIGURAS

- Fig. 1 Tipos de diagramas de equilibrio binarios donde se han observado transformaciones masivas.
- a) Transformación $\beta \rightarrow \alpha_m$ en diagramas tipo CuZn (5)(21)
 b) Transformación $\beta \rightarrow \gamma_m$ en diagramas tipo CuGa (8)(12)
 c) Transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ en diagramas tipo aleaciones de hierro (1)(11)
- Fig. 2 Esquema de un producto de transformación masiva creciendo en varios granos: no se requiere una relación de orientación dada para este crecimiento.
- Fig. 3 Transformación masiva en una aleación Cu 23.7 at%Ga (12).
- a) Muestra después de la transformación, se indican con flechas las direcciones de crecimiento.
 b) Interferometría de la misma zona mostrando la depresión en la superficie que resultó de la transformación.
- Fig. 4 Esquema de obtención de energía de activación de crecimiento en AgZn (14).
- Fig. 5 Equipo de templado rápido.
- Fig. 6 Temperaturas de arresto térmico como función de la velocidad de temple para una aleación Cu 23.7 at%Ga (19).
- Fig. 7 Aleación Cobre 24% atómico de Galio, templada desde fase β y transformada en γ_m (luz polarizada).
- Fig. 8 Microfotografía electrónica por transparencia de la fase γ_m en una aleación cobre galio templada (24).
- Fig. 9 Aleación cobre-galio templada en salmuera a 0°C. Microestructura Duplex en el centro de la muestra.
- Fig. 10 Ejemplo de diagramas binarios en sistemas donde se han detectado transformaciones martensíticas. Se indica en los diagramas, con línea punteada, equilibrios metaestables (To). Se muestran esquemáticamente las morfologías posibles.
- a) Parte del diagrama hierro-carbono. To corresponde al equilibrio metaestable α/γ .
 b) Parte del diagrama cobre-aluminio. To corresponde al equilibrio metaestable α/β (4).

c) Parte del diagrama AuCd. El esquema de morfología muestra la interfase $\beta \rightarrow \beta'$ para un monocristal de β parcialmente transformado (33).

- Fig. 11 a) Relación de orientación cristalográfica se indica el caso de α/γ en aceros.
 b) La intersección del plano de hábito con la superficie de observación se indica con línea de trazos.
 c) Una línea trazada sobre la superficie de una muestra sin transformar i); luego de la transformación aparece rotada ii).
 d) Se indica esquemáticamente la deformación interna de las placas de martensita. En el caso i) obviamente las maclas se pueden identificar posteriormente, pero en ii) sólo queda una alta densidad de dislocaciones en la placa.

Fig. 12 Distorsión de la red de martensita en función del porcentaje de carbono (35).

Fig. 13 Esquema del modelo de transformación en cobalto según Seeger (49).

- a) Dislocación en el plano $(0001)_{hc}$. Esta configuración es posible cuando la fase hexagonal es la fase estable.
 b) Cambiando la temperatura la fase hexagonal deja de ser estable y la dislocación en el plano basal se descompone en dos dislocaciones parciales que comienzan a deslizarse en direcciones opuestas y transforman la fase hexagonal en la fase cúbica de caras centradas.

Fig. 14 Distorsión de Bain para la transformación austenita $\rightarrow$ martensita.

- Fig. 15 a $\rightarrow$ b deformación de red
 a $\rightarrow$ c deformación a red constante
 a $\rightarrow$ d deformación de red más deformación a red constante

Fig. 16 Resumen de las contribuciones al límite de fluencia ($\sigma_{0,2}$) en martensitas cobre-aluminio (56).

σ_o = por orden; σ_T = por precipitados coherentes; σ_G = por defectos;
 σ_M^u = por átomos en solución sólida; σ_K = para cobre puro (estimado).

Fig. 17 Representación esquemática de los desplazamientos de los átomos de hierro debidos a la presencia de carbono en la red tetragonal de cuerpo centrado de la martensita (62).

Fig. 18 Variación de la tensión de fluencia de la martensita hierro-carbono con la raíz cuadrada del contenido de carbono (74).

Fig. 19 Resistencia de las martensitas hierro-níquel-carbono

- Fig. 20 Distribución de carbono en las martensitas hierro-carbono con microestructura de placas y macladas (72).
- Fig. 21 Variación de la dureza y del espesor de las celdas de martensita hierro-carbono con la raíz cuadrada del contenido de carbono (74).
- Fig. 22 Relación entre el tamaño de grano austenítico y la longitud máxima de las placas de martensita (62).
- Fig. 23 Propiedades de tensión de la austenita y de la martensita en una aleación Fe-31.9%Ni como función del tamaño de grano austenítico (62).
- Fig. 24 Efecto del carbono sobre el endurecimiento por trabajado promedio de la martensita ($\epsilon = 5 \times 10^{-5}$) (69).
- Fig. 25 Dependencia de la temperatura de la tensión de fluencia en Fe-0,15%Ti y Fe-0,029%C, a dos velocidades de deformación diferentes (69).
- Fig. 26 Tensión de fluencia a 0,2% de martensita hierro-níquel y de ferrita hierro-níquel en función del contenido de níquel (80).
- Fig. 27 Resumen de los factores de endurecimiento.
- Fig. 28 Análisis de un acero 4340. Factores de endurecimiento. (69).

REFERENCIAS

- (1) MASSALSKI, T.B. Symposium on Phase Transformations. ASM (1969), a ser publicado.
- (2) CHRISTIAN, J.W. "The mechanism of phase transformations in crystalline solids", Institute of Metals, Report No. 33, 129 (1969).
- (3) CHRISTIAN, J.W. "Physical properties of martensite and bainite", Iron and Steel Institute, Report No. 93, 1 (1965).
- (4) GRENINGER, A.B. Trans. AIME, 133, 204 (1939).
- (5) HULL, D. y GARWOOD, R.D. "The mechanism of phase transformation in Metals", Institute of Metals, London (1956), p. 219.
- (6) POPS, H. y MASSALSKI, T.B. Acta Met., 13, 1021 (1965).
- (7) AYERS, J.D. y MASSALSKI T.B. Trans. AIME, 242, 1469 (1968).
- (8) MASSALSKI, T.B. Acta Met., 6, 243 (1958).
- (9) HAWBOLT, E.B. y BROWN L.C., Trans. AIME, 242, 1182 (1968).
- (10) ARIAS, D. y KITTL, J.E. Trans. AIME,
- (11) GILBERT, A. y OWEN, W.S. Acta Met. 10, 45, (1962).
- (12) KITTL, J.E. y MASSALSKI, T.B. Acta Met., 15, 161 (1967).
- (13) KITTL, J.E., SEREBRINSKI, H. y GOMEZ, M.P. Acta Met., 15, 1703, (1967).
- (14) KITTL, J.E. y CABO, A. "Symposium on Phase Transformations", Institute of Metals, London (1969), 260.
- (15) SARCE, A., CABO, A., y KITTL, J.E. Metalurgia (Brasil), a ser publicado.
- (16) KITTL, J.E., RODRIGUEZ, C., MARCONE, N. y VASSALLO, D. Metalurgia (Brasil), 23, 429, (1967).
- (17) KARLYN, D., CAHN, J.W. y COHEN, M. Trans. AIME, 245, 197 (1969).
- (18) AYERS, J.D. Thesis Carnegie Mellon University (1970).

- (19) KITTL, J.E. y RODRIGUEZ, C. Acta Met., 17, 925 (1969).
- (20) BIBBY, M.J. y PARR, J.G. J. Iron & Steel Inst., 202, 100 (1964).
- (21) MASSALSKI, T.B. y HAWBOLT, E.B. Trans. AIME, a ser publicado.
- (22) CARETTI, A, RODRIGUEZ, C. y KITTL, J.E. Reunión AFA (1970).
- (23) ASHBEE, K.H.G., VASSAMILLET, L.F. y MASSALSKI, T.B. Acta Met., 15, 181, (1967).
- (24) DELAHEY, L., SARGENT, G.A. y MASSALSKI, T.B. Phil. Mag., 17, 989 (1968).
- (25) KITTL, J.E. y MASSALSKI, T.B. J. Inst. of Metals, 93, 182 (1965).
- (26) SARGENT, G.A., DELAHEY, L. y MASSALSKI, T.B. Acta Met., 13, 723 (1965).
- (27) AARONSON, H.I., LAIRD, C. y KINSMAN, K.R. Scripta Met., 2, 259, (1968).
- (28) NABARRO, F.R.N. Proc. Phys. Soc. (London) 52, 90 (1940) - AARONSON, H.I. Decomposition of austenite by diffusional processes, 453, John Wiley & Sons, New York, (1962).
- (29) AARONSON, H.I. Decomposition of Austenite by diffusional processes, 462, John Wiley & Sons, New York (1962).
- (30) BARRETT, C.S. "The structure of Metals", 2d. Ed. McGraw Hill, 548 (1952).
- (31) BURKE, J.E. y TURNBULL, D. Prog. Metal Phys., 3, 244 (1952).
- (32) GLASSTONE, S., LAIDLER, K. y EYRING, H. The theory of rate processes. McGraw Hill, New York (1941). CHRISTIAN, J.W. The theory of transformations in Metals and alloys. Pergamon Press, London, 30 (1965).
- (33) Citado por A.B. GRENNINGER, id. id. (4)
- (34) "Formation of martensite in iron alloys". Simposio en la reunión del AIME (marzo, 1970).
- (35) BARRETT, C.S. y MASSALSKI, T.B. Structure of Metals, McGraw Hill, New York, 526 (1966).
- (36) LIEBERMAN, D.S. id. id. (2), 167.
- (37) KAUFMAN, L. y COHEN, M. Prog. Metal Phys., 7, 115, (1958).

- (38) BUNSHAH, R.F. y MEHL, R.F. Trans. ASM, 5, 1251 (1953).
- (39) BEISSWENGER, H. y SCHEIL, E. Archiv für Eisenhüttenwesen, 27, 413, (1956).
- (40) POPS, H. y MASSAESKI, T.B. Trans. AIME, 230, 1662 (1964).
- (41) PASCOVER, J.S. y RADCLIFFE, S.V. "The thermodynamics of martensitic transformations", id.id.(34).
- (42) CHRISTIAN, J.W., id.id.(32), 812.
- (43) BARRET, C.S. y MASSAESKI, T.B. id.id.(35), 487.
- (44) WAYMAN, C.M. Journal of the Sheffield University Metallurgical Society, Vol.7 (1968).
- (45) CHRISTIAN, J.W. id.id.(2), 138.
- (46) BURKART, M.W. y READ, T.A. Trans. AIME, 197, 1516 (1953).
- (47) POPS, H. Trans. AIME, (1970).
- (48) KNAPP, H. y DEHELINGER U. Acta Met. 4, 289 (1956).
- (49) SEEGER, A. Z. für Metallkunde, 47, 653 (1956).
- (50) BASINSKI, Z.S. y CHRISTIAN, J.W. Phil. Mag., 44, 791 (1953).
- (51) THOMAS, G. Electron Microscopy studies of martensite formation and substructure. id.id.(34).
- (52) SCHOEN, F.J. y OWEN, W.S. "Interfacial structure and the growth of martensite" id.id.(34).
- (53) CAHN, J.W. Acta Met., 10, 789 (1962).
- (54) WECHSLER, M.S., LIEBERMAN, D.S. y READ, T.A. Trans. AIME, 197, 1503, (1953).
- (55) BOWLES, J.S. y MACKENZIE, J.K., Acta Met. 2, 138, 224 (1954).
- (56) SPEIDEL, M.O. y WARLIMONT, H. Z. für Metallkunde, 59, 841 (1968).
- (57) KHAN, A.Q. y DELAHEY, L. Z. für Metallkunde, 60, 949 (1969).

- (58) WERT, C. Trans. Inst. Min. Eng., 188, 1242 (1950).
- (59) STEPHENSON, E.T. Trans. ASM, 55, 624 (1962).
- (60) CRACKNELL, A. y PETCH, N.J. Acta Met., 3, 186 (1955).
- (61) LIPSON, H. y PARKER, A.M.B. JISI, 149, 123 (1944).
- (62) COHEN, M. JISI, 201, 833 (1963).
- (63) WINCHELL, P.G. y COHEN, M. Electron microscopy and strength of crystals. G. Thomas and J. Washburn Ed. 1963, N.Y. Interscience.
- (64) WINCHELL, P.G. y COHEN, M. Trans. ASM, 55, 347 (1962).
- (65) ROBERTS, M.J. y OWEN, W.S. Physical metallurgy of martensite and bainite. Spec. Rep. 93, 53 (1965).
- (66) ROBERTS, M.J. Ph.D. Thesis, University of Leeds (1966).
- (67) CHILTON, J.M. y KELLY, P.M. Acta Met. 16, 637 (1968).
- (68) LESLIE, W.C. Proceedings of the 12th Sagmore Army Materials Conference, Syracuse, University Press, 34 (1946).
- (69) LESLIE, W.C. y SOBER, R.J. Trans. ASM, 60, 459 (1967).
- (70) KELLY, P.M. y NUTTING, J. Strengthening mechanisms in steel, BISRA Ref. M.G./Conf./78/62.
- (71) KEHOE, M. y KELLY, P.M. The role of carbon in the strength of ferrous martensite. Scripta Met. 4, 473 (1970).
- (72) SPEICH, G.R. Trans. AIME, 245, 2553 (1969).
- (73) VYHNAL, R.F. y RADCLIFFE, S.V. A ser publicado en Acta Met. (1968).
- (74) SPEICH, G.R. y WARLIMONT, H. JISI, 206, 385 (1968).
- (75) ZACKEY, V.F. et al. Strengthening mechanisms in solids. ASM, 179, (1962).
- (76) LESLIE, W.C. et al. Deformation and transformation structures in shock-loaded iron-base alloys. Proceedings 2d. Symposium on Materials, University of California, June 1964.

- (77) KELLY, P.M. y NUTTING, J. Strengthening mechanisms in martensite.
- (78) GUPTA, J. y GAROFALO, F. Mat. Science and Ing. , vol.5 No.5, 1970 .
- (79) MORRISON, W.B. Transactions of the ASM, 59, (1966).
- (80) ROBERTS, M.J. y OWEN, W.S. Transactions Quarterly of ASM, 60 No.4 (1967).

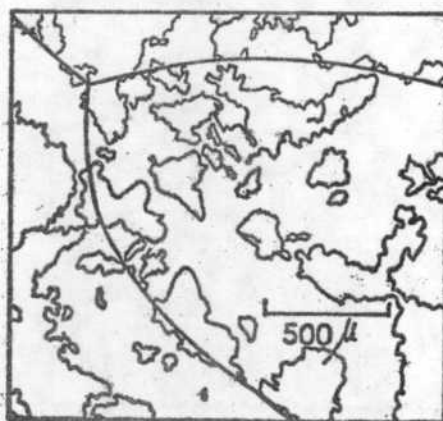
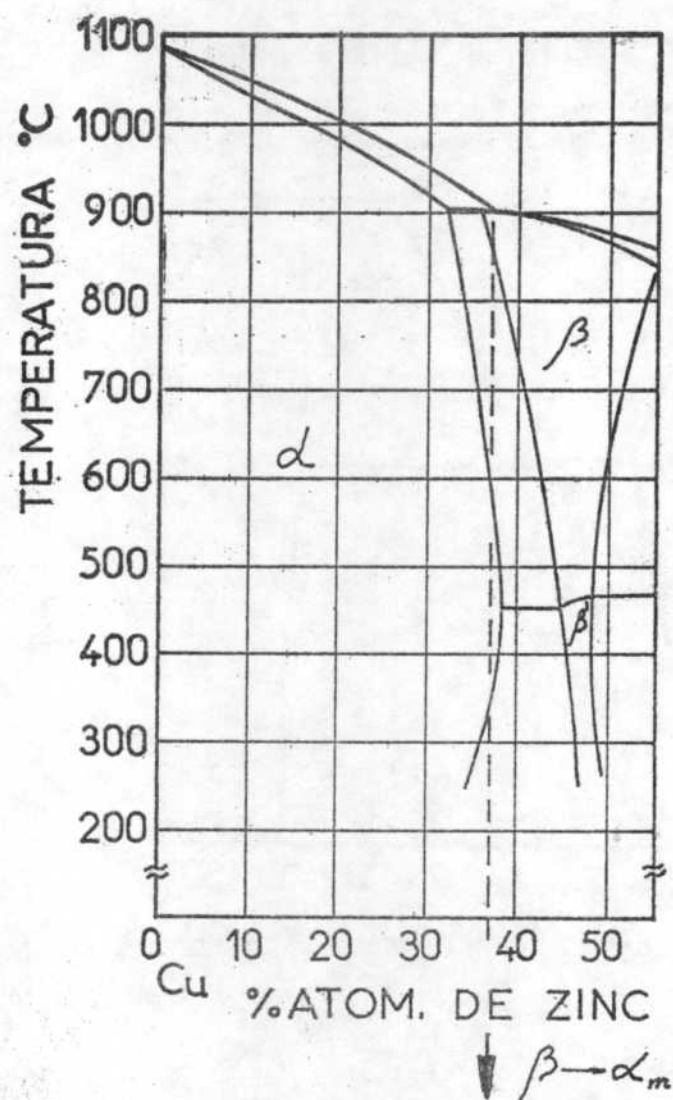


Fig. 1a

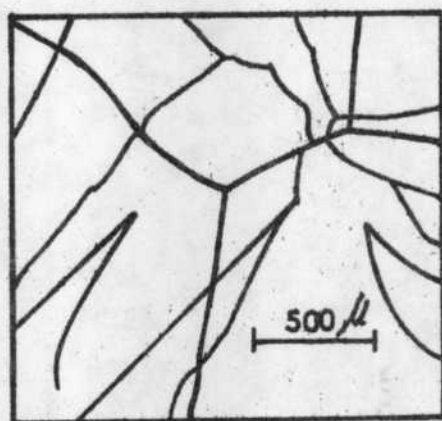
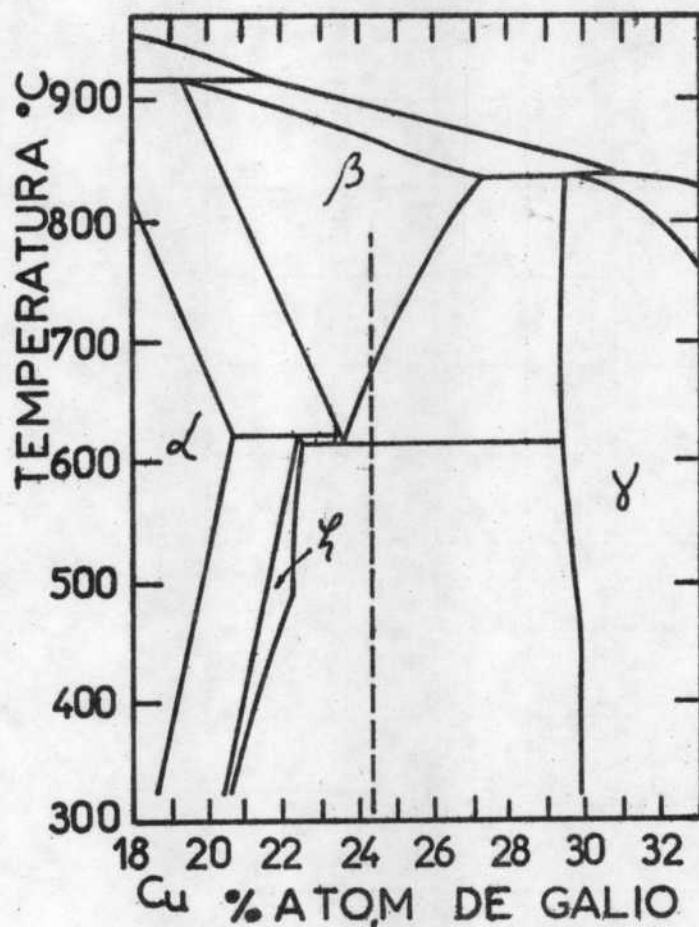


Fig. 1b

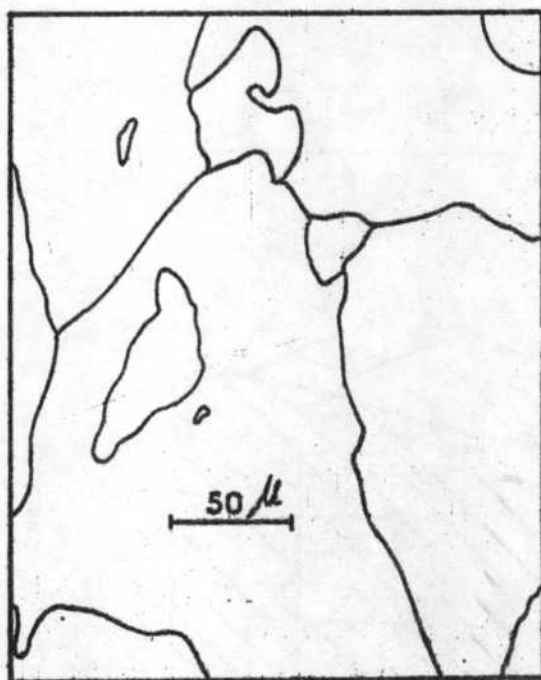
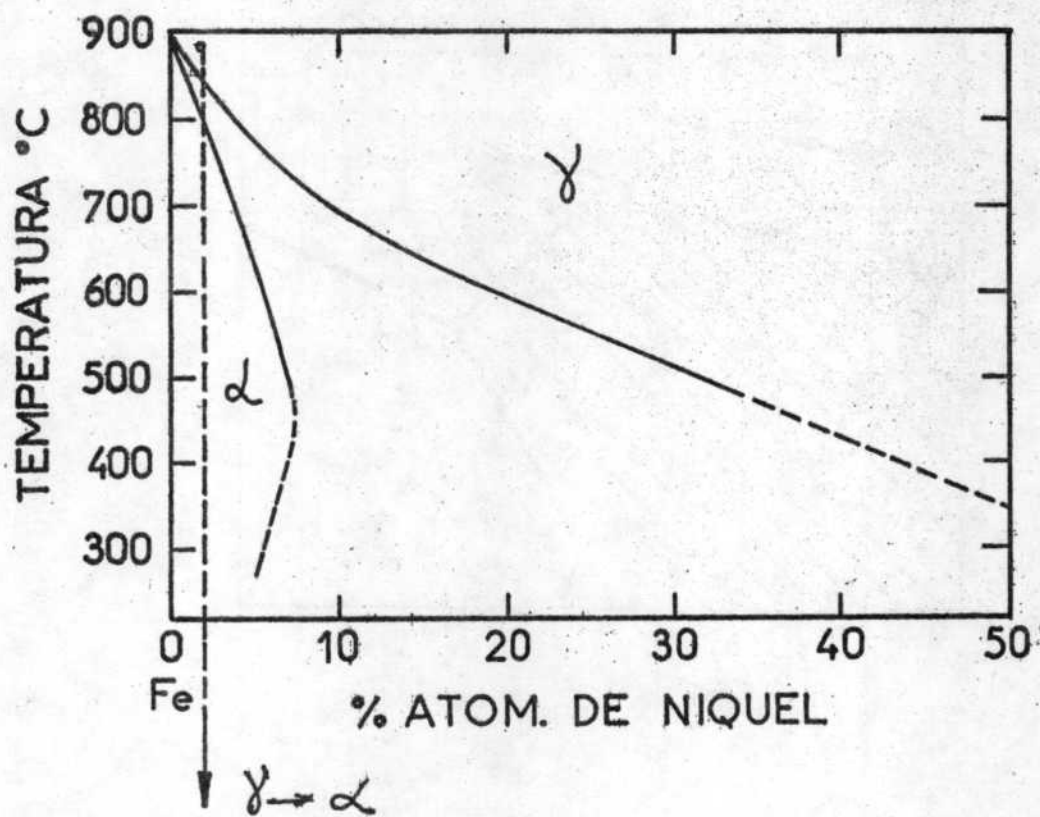


Fig. 1c

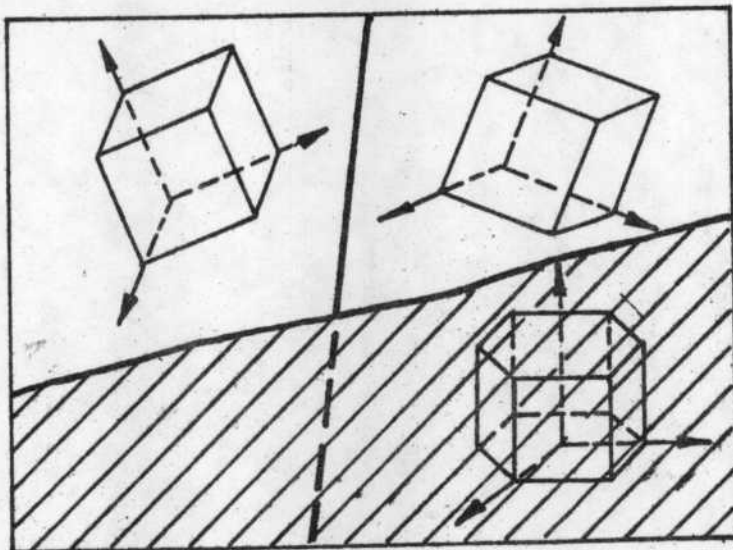
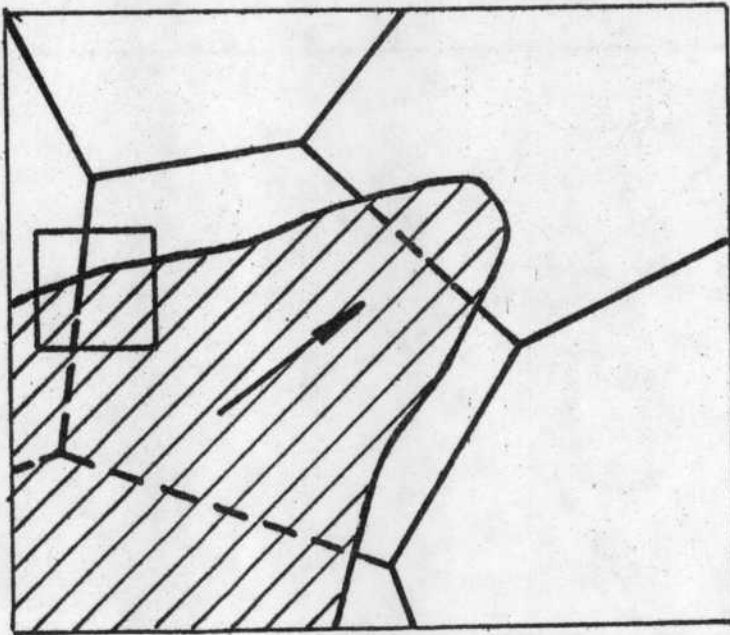
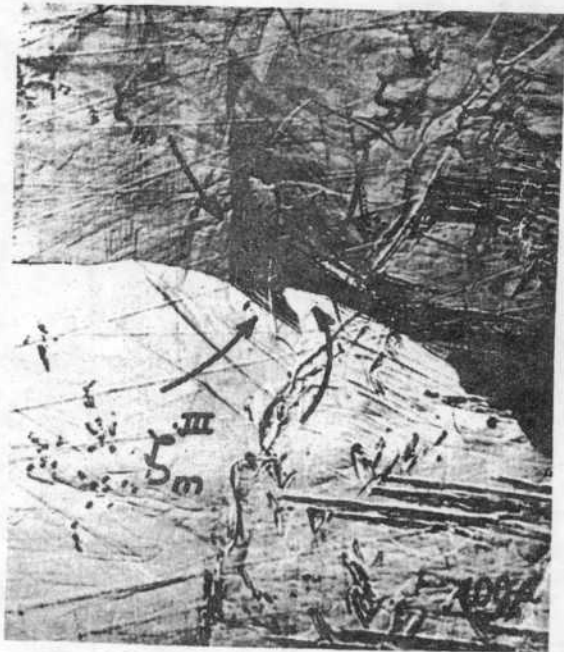


FIG. 2

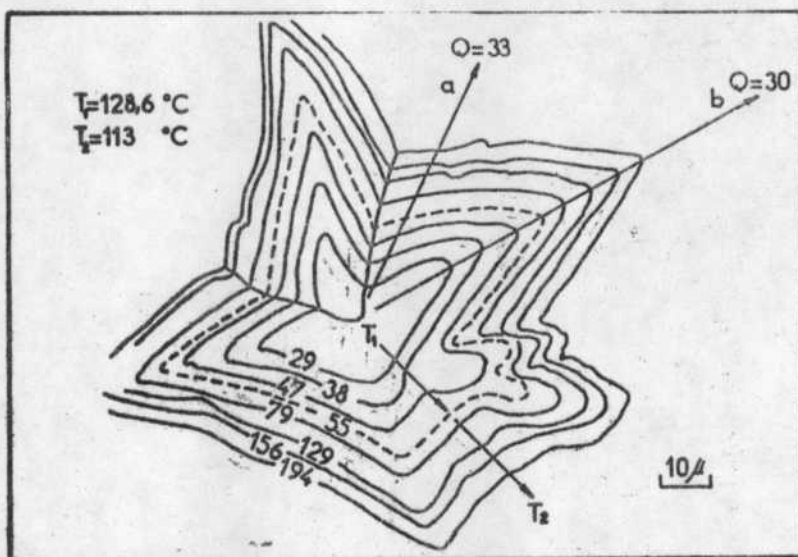


a



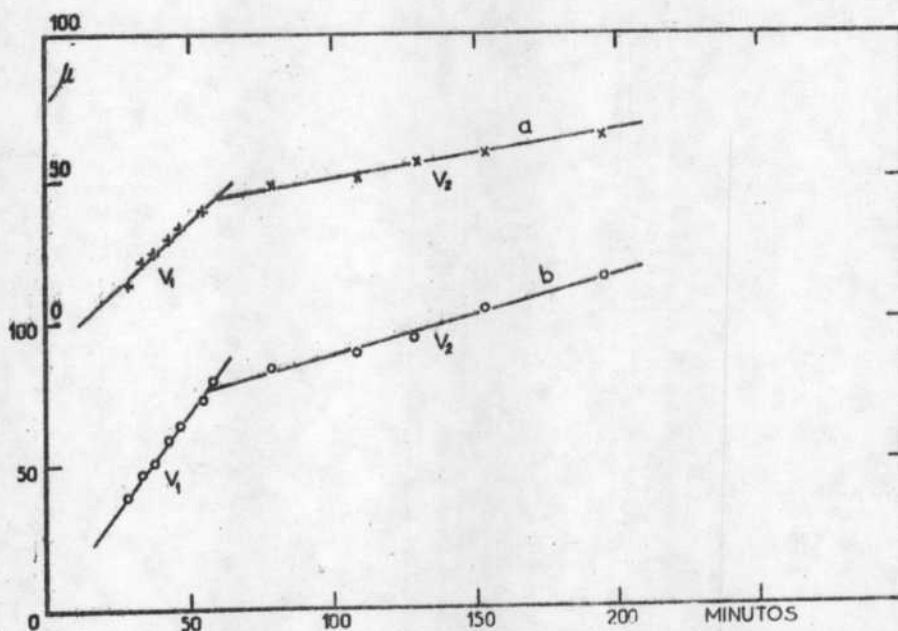
b

Fig. 3



I) SE DIBUJA LAS POSICIONES DE LA INTERFASE A PARTIR DE LAS FOTOMICROGRAFIAS TOMADAS A INTERVALOS DE TIEMPO DEFINIDOS MIENTRAS LA MUESTRA TRANSFORMA ISOTERMICAMENTE PRIMERO A TEMPERATURA T_1 Y LUEGO A T_2

II) SEGUN LA LEY DE AHRENIUS: $v_i = A \exp\left[-\frac{Q}{RT_i}\right]$
 $v_i = A \exp\left[-\frac{Q}{RT_i}\right]$ DE DONDE PARA A=CONSTANTE
 RESULTA $\frac{v_1}{v_2} = \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right)$ Y SE PUEDE CALCULAR Q A PARTIR DE T_1 , v_1 Y T_2 , v_2 .



III) A PARTIR DEL GRAFICO I SE CONSTRUYEN LOS GRAFICOS DISTANCIA-TIEMPO Y SE CALCULA SEGUN II LOS VALORES DE Q PARA DISTINTAS DIRECCIONES

FIG 4

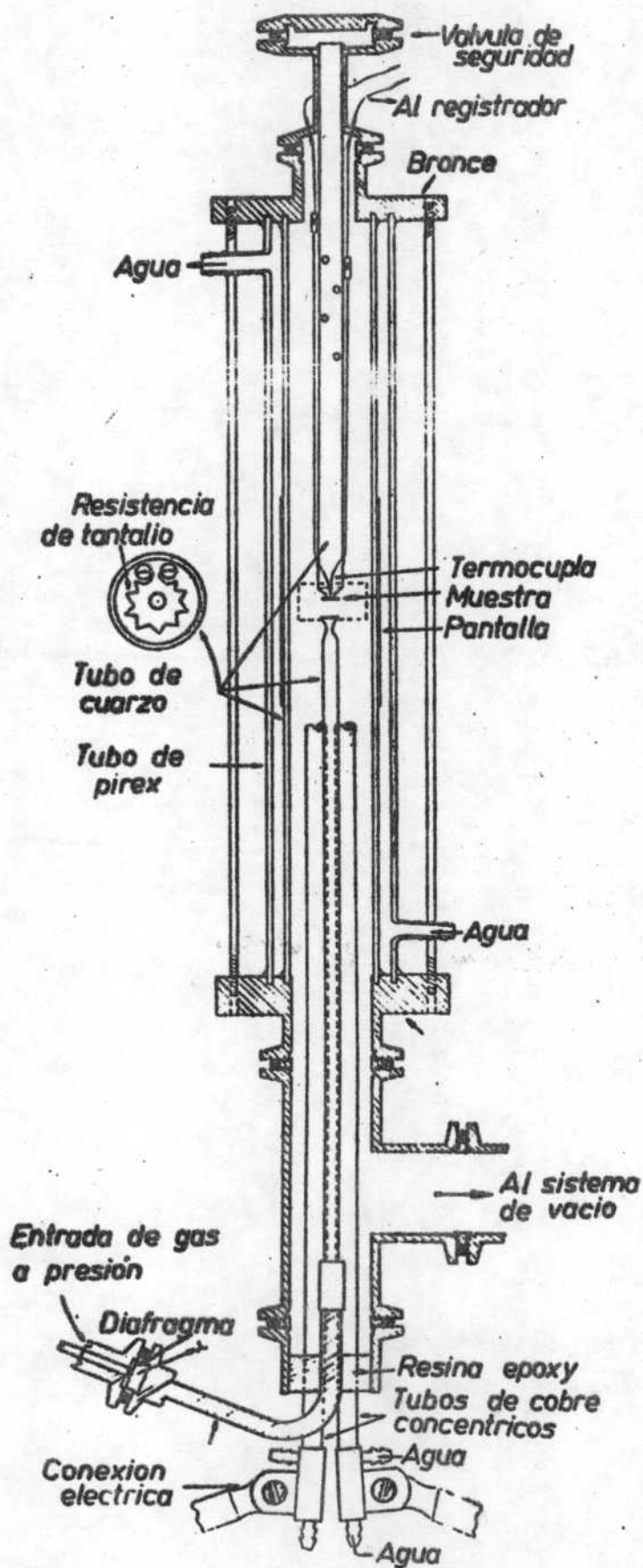


Fig.5

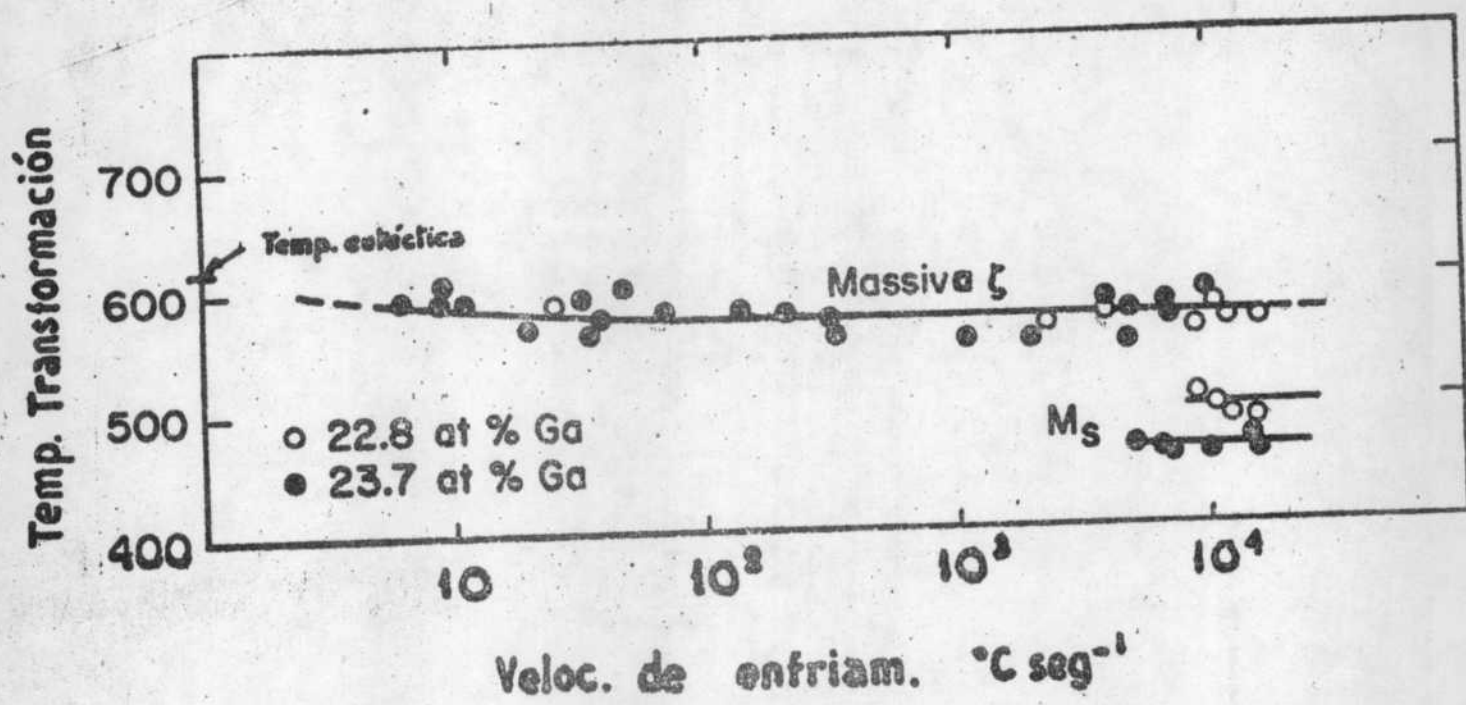


Fig. 6

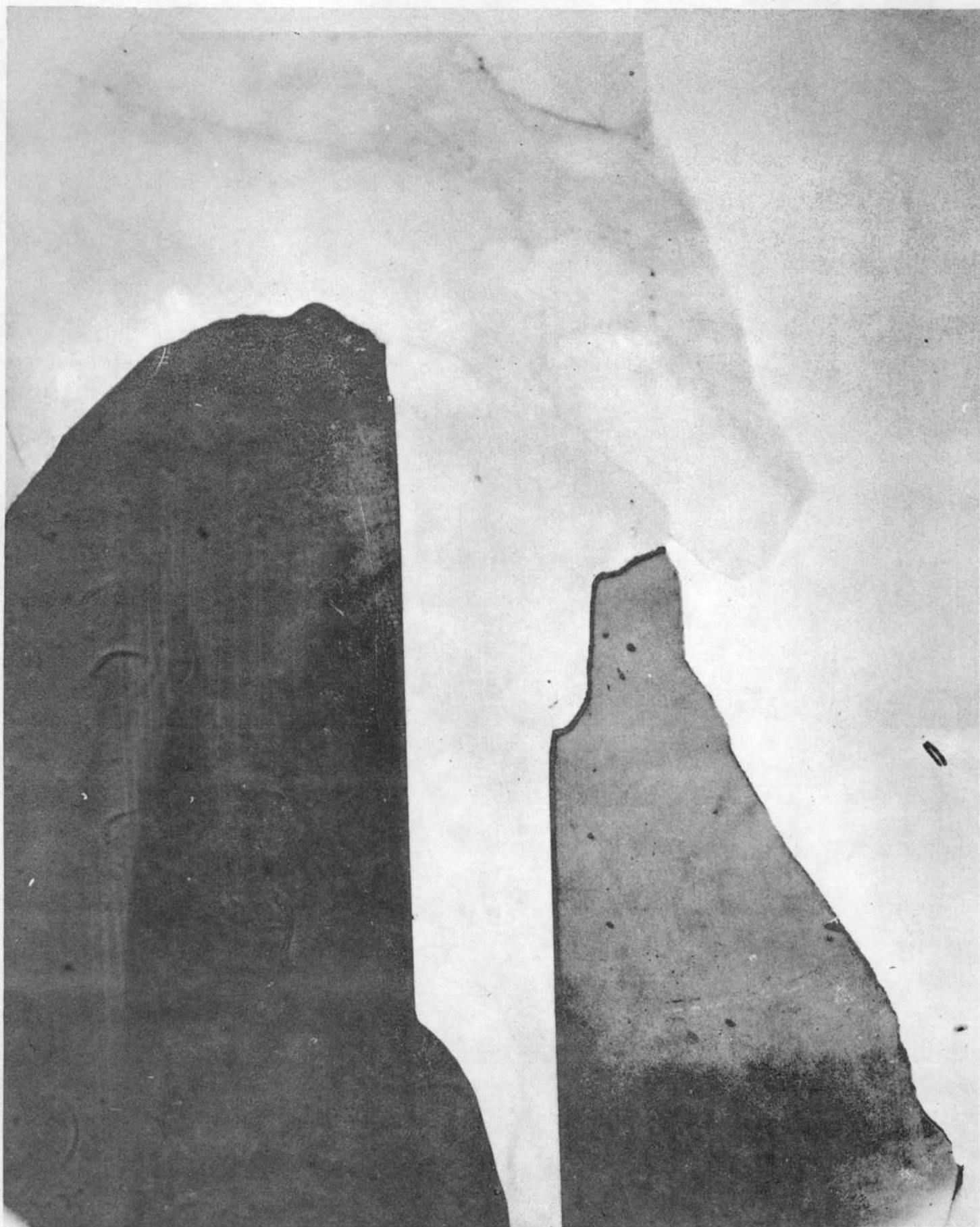
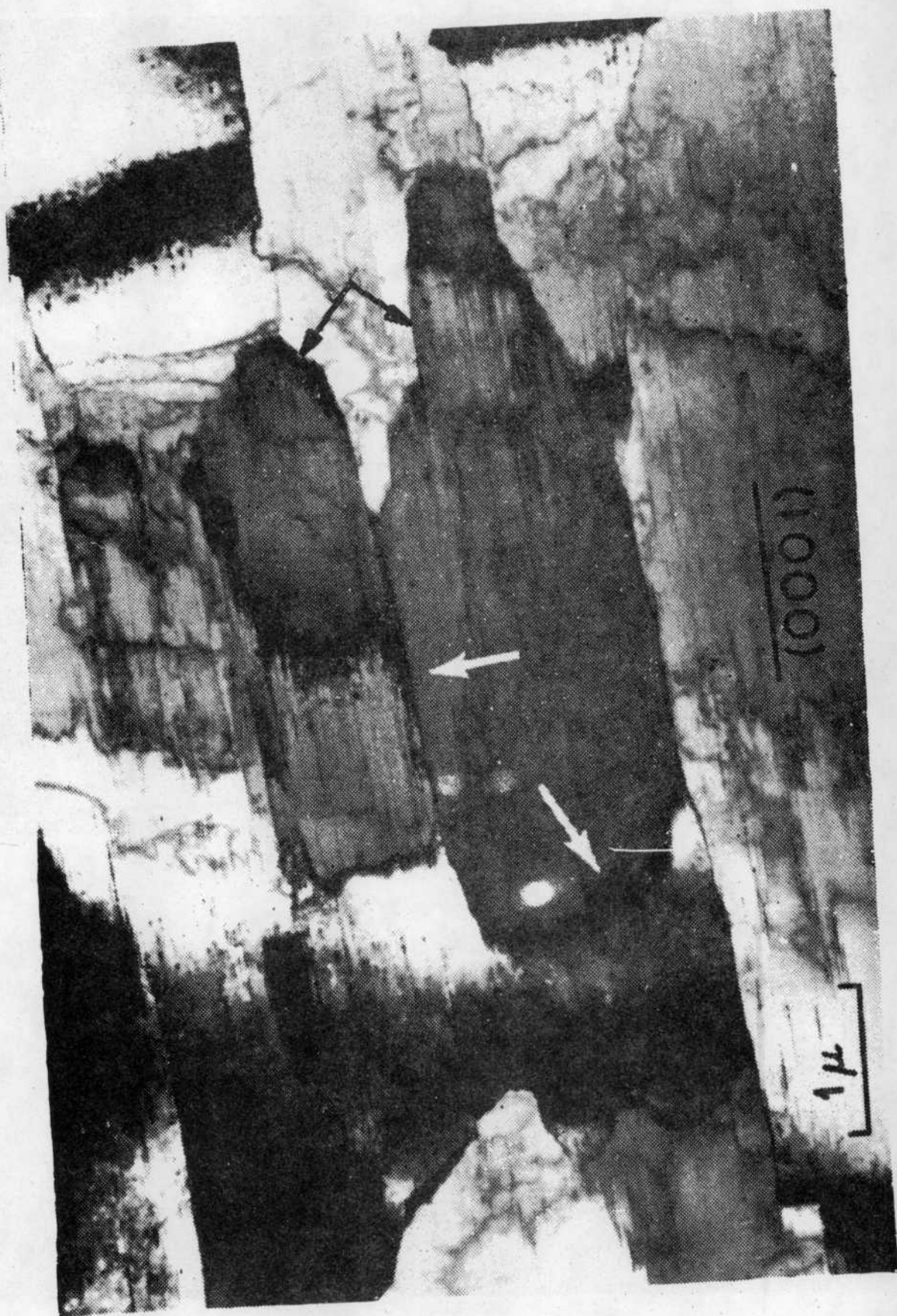


Fig. 7



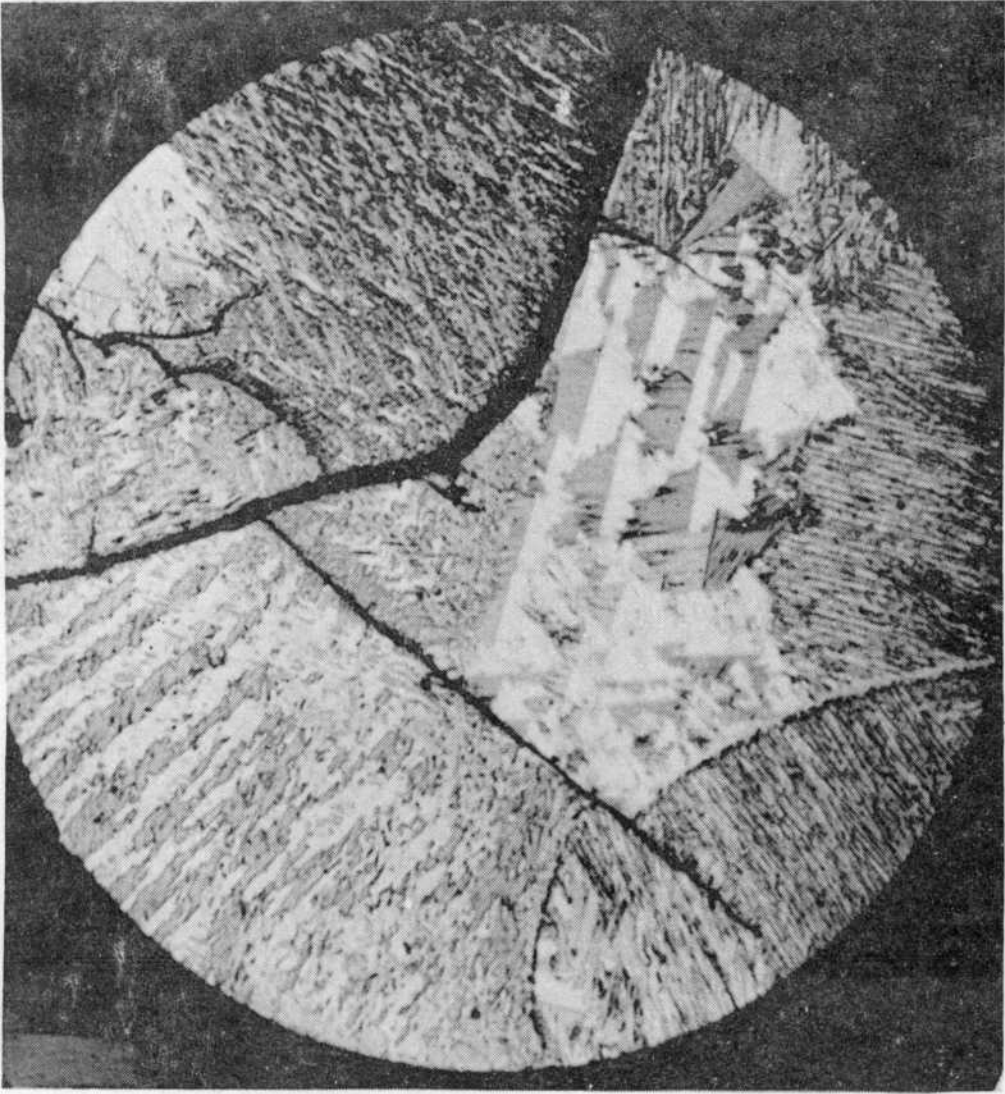


Fig. 9

Fig. 10a

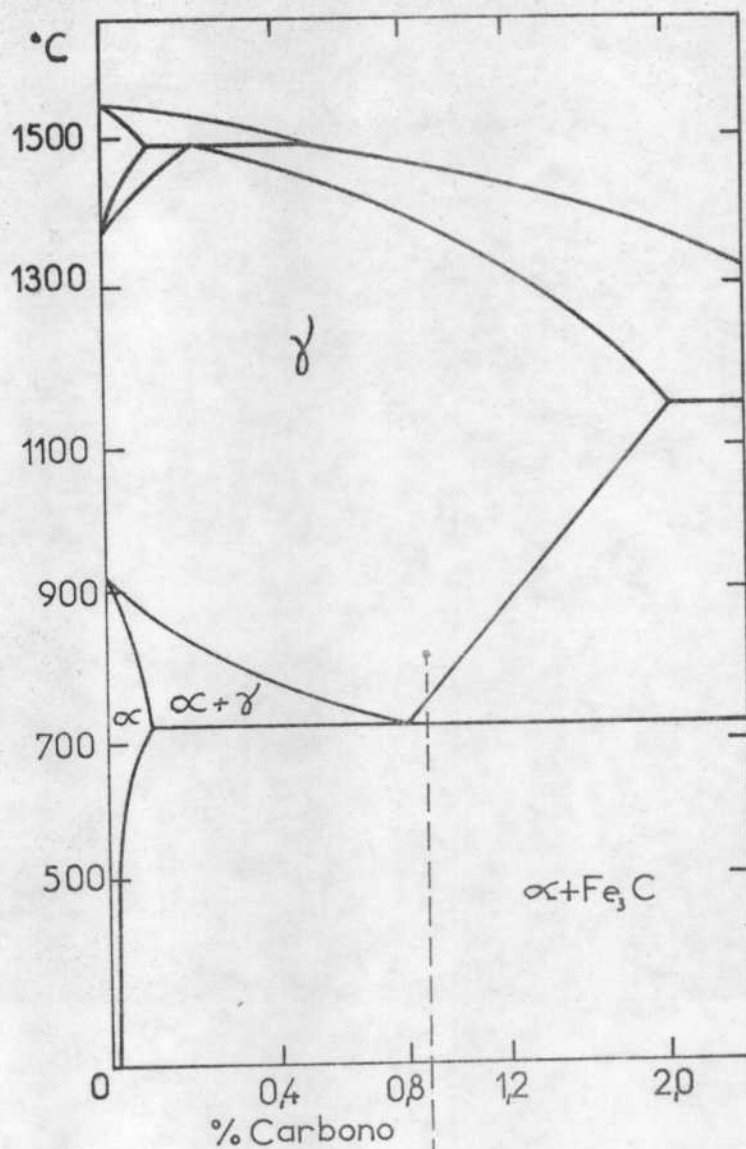


Fig. 10b

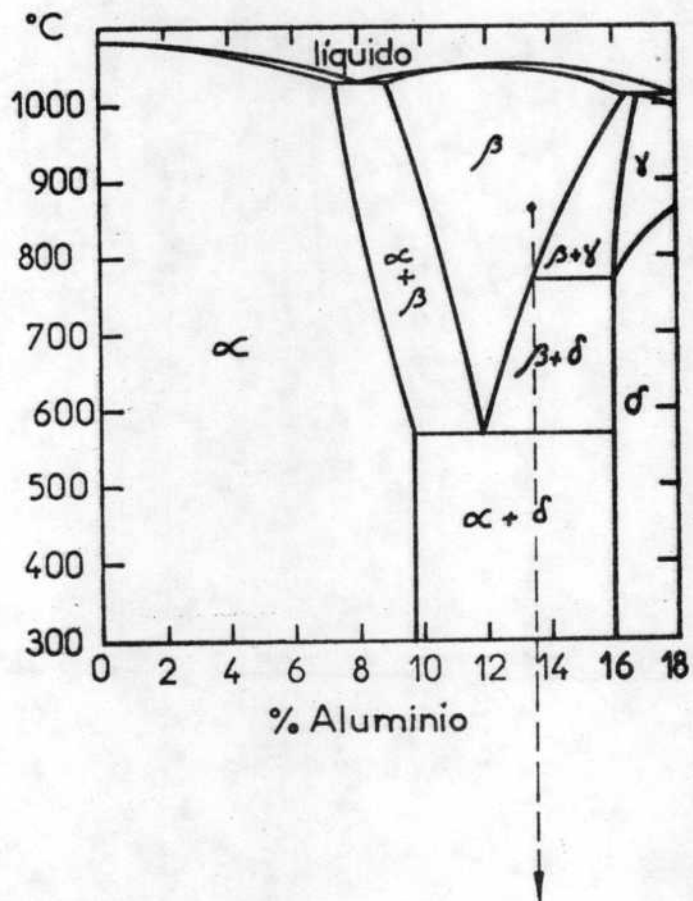
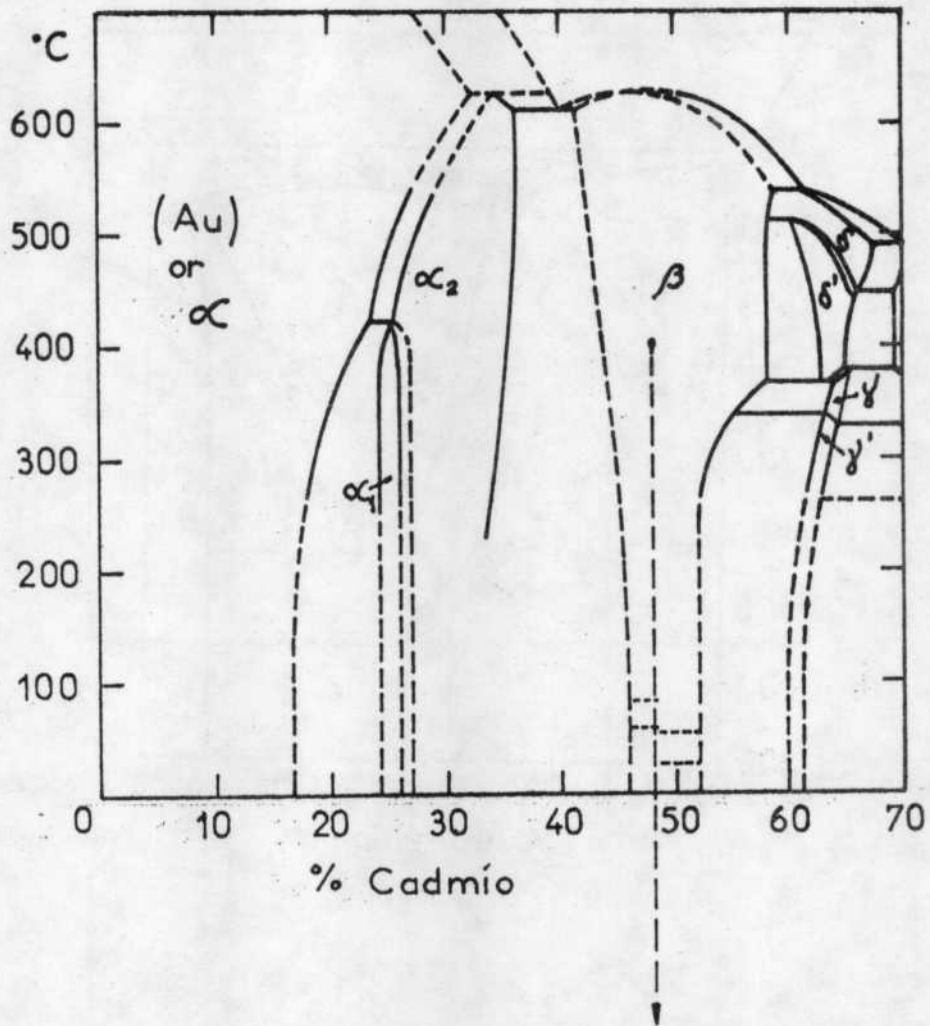


Fig. 10c



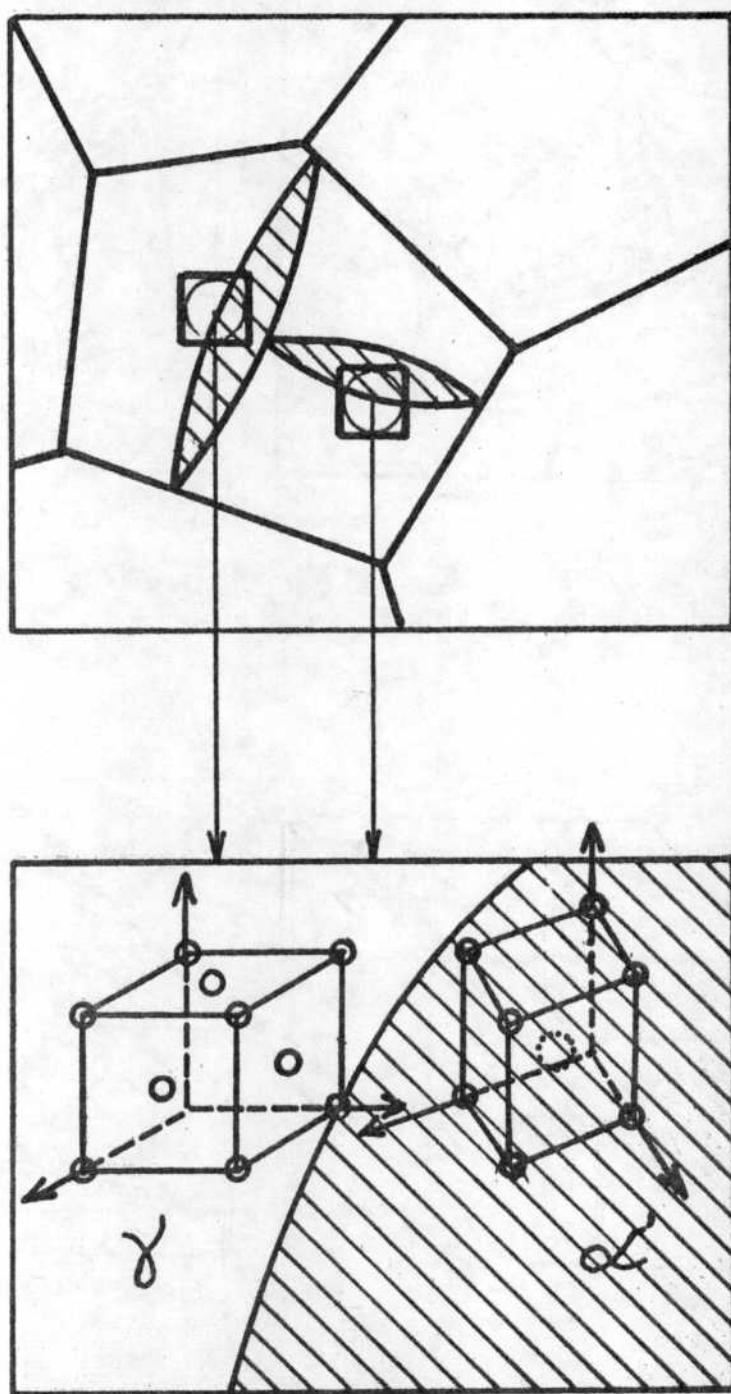
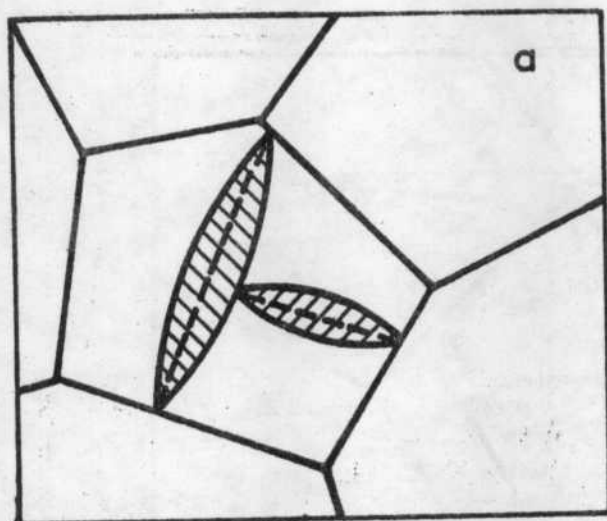
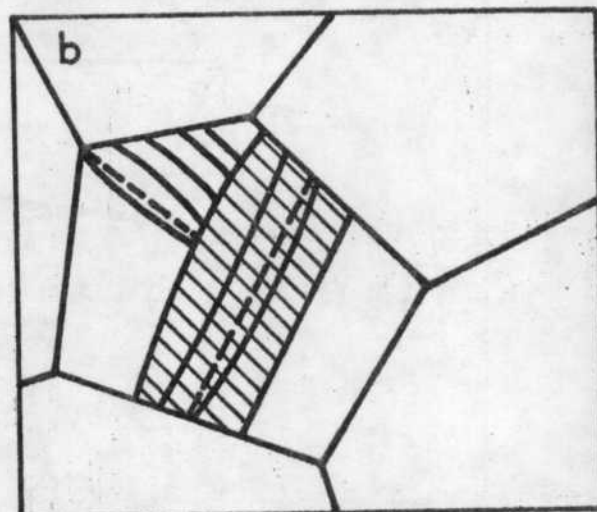


Fig. 11a

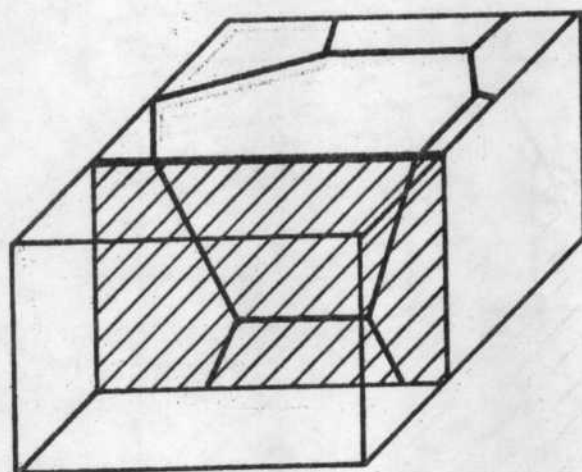


i)

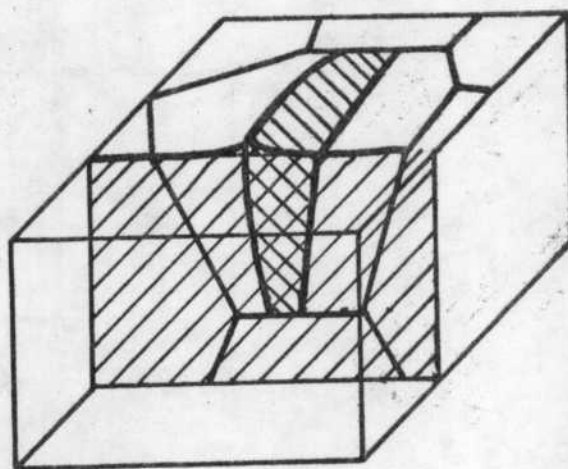


ii)

Fig. 11b

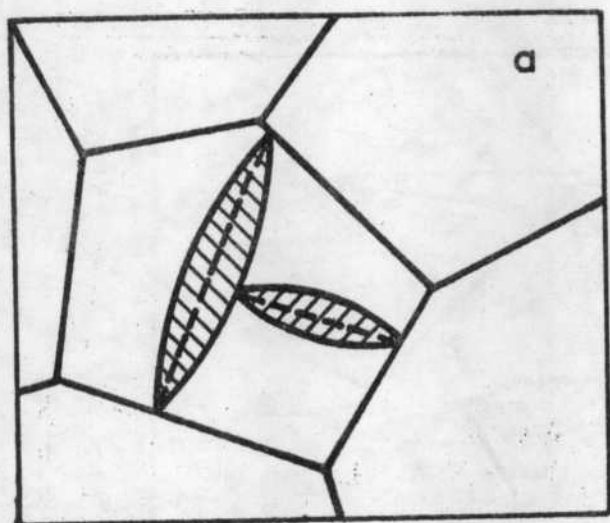


i)

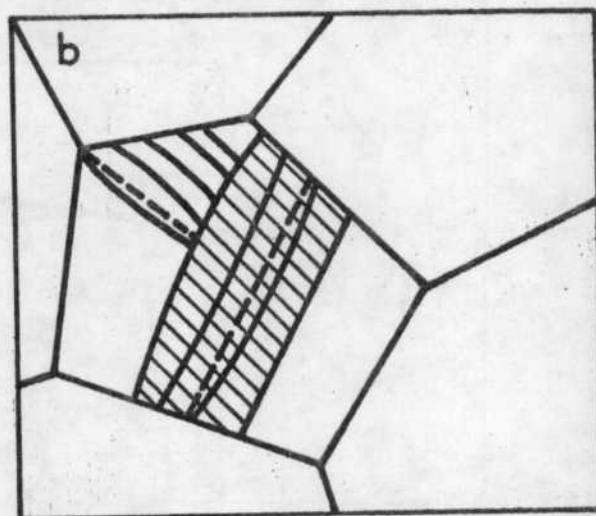


ii)

Fig. 11c

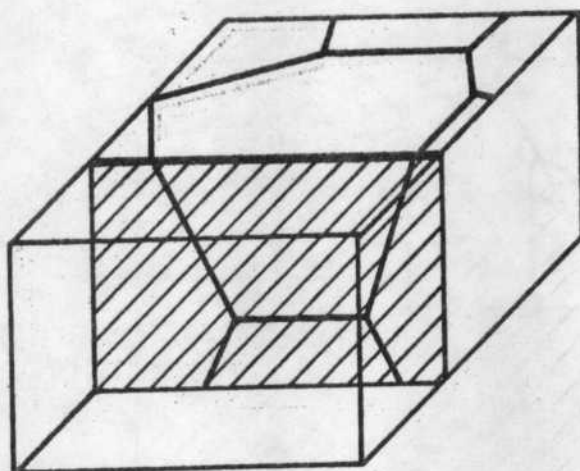


i)

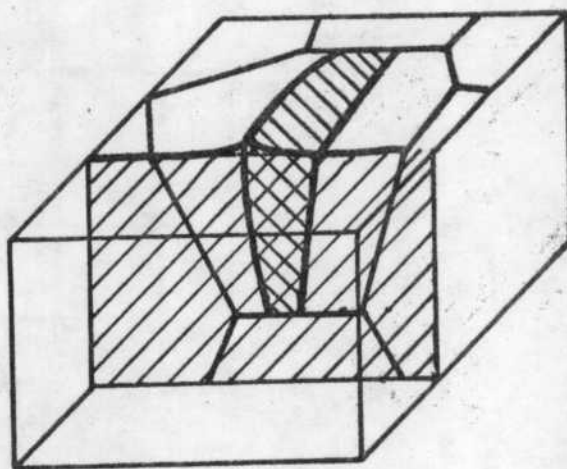


ii)

Fig. 11b



i)



ii)

Fig. 11c

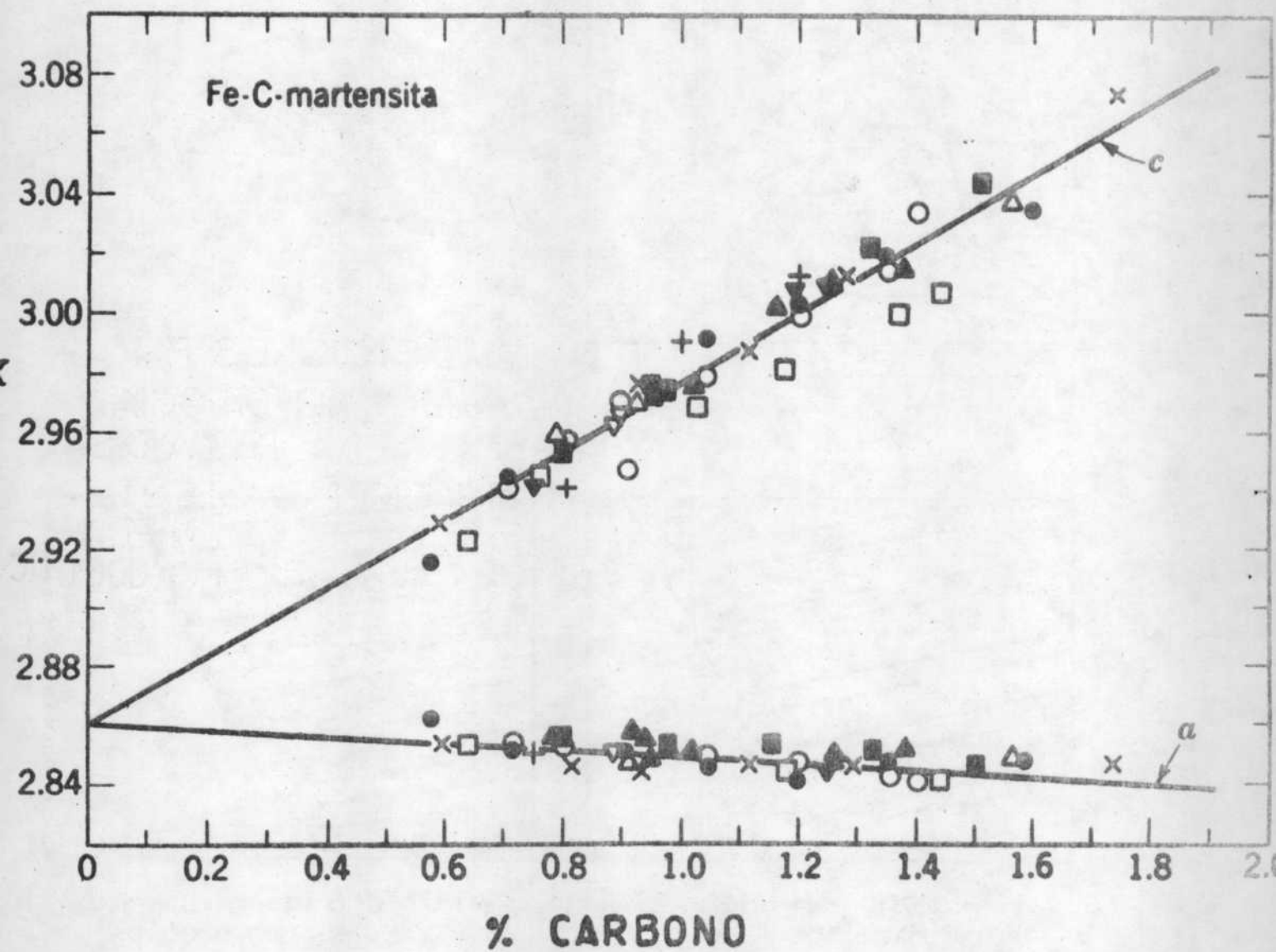


Fig. 12

DISLOCACION DE
HELICE

DISLOCACION
EN PLANO $(0.001)_{hc}$

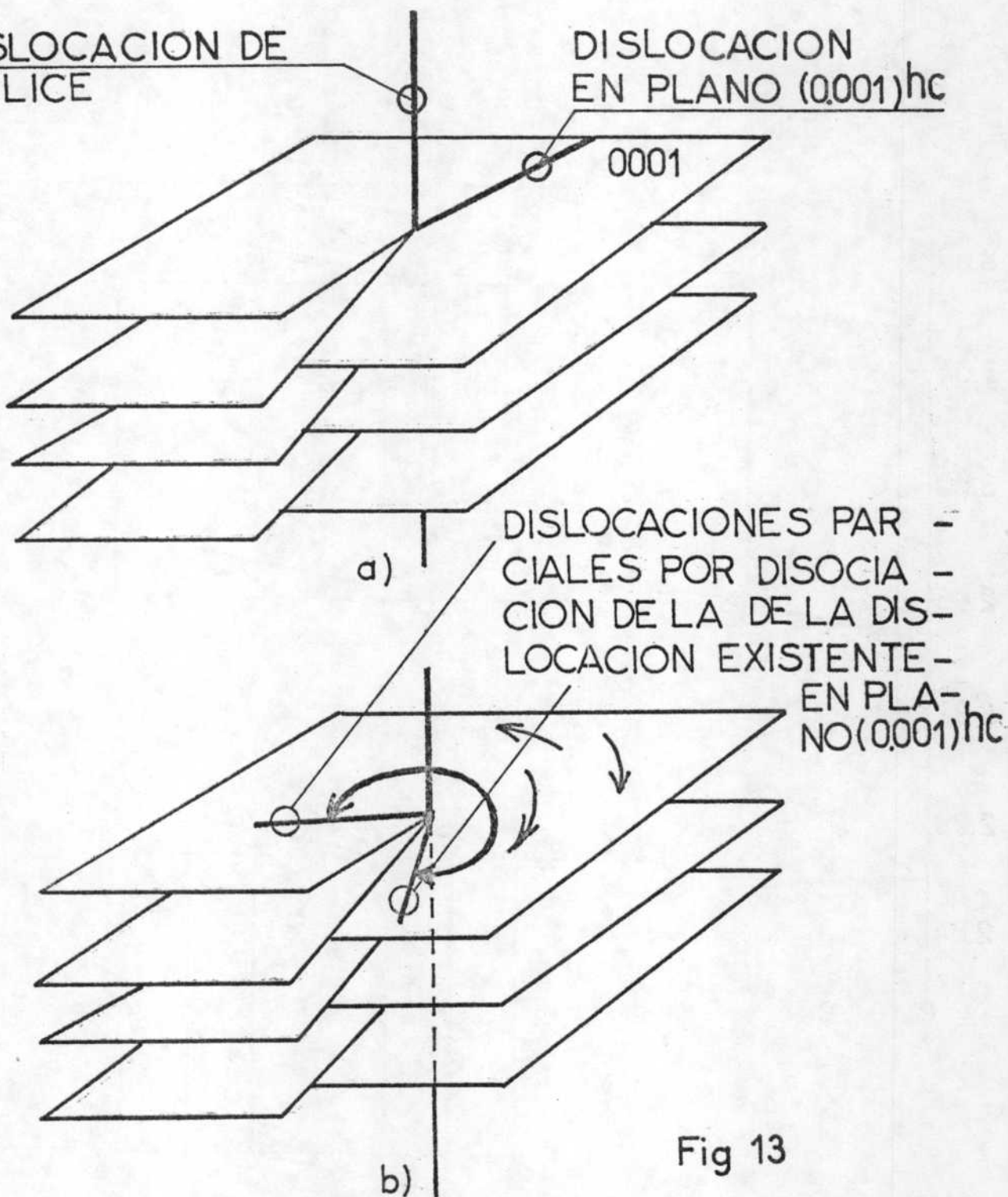
0001

a)

DISLOCACIONES PAR -
CIALES POR DISOCIA -
CION DE LA DE LA DIS -
LOCACION EXISTENTE -
EN PLA -
NO $(0.001)_{hc}$

b)

Fig 13



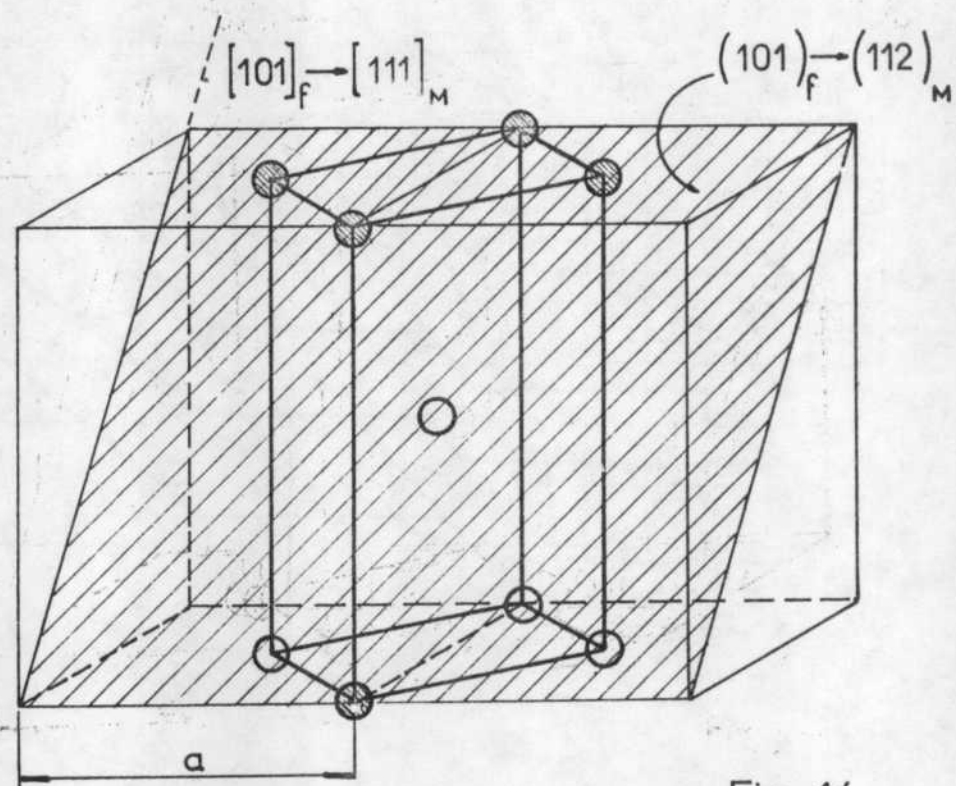
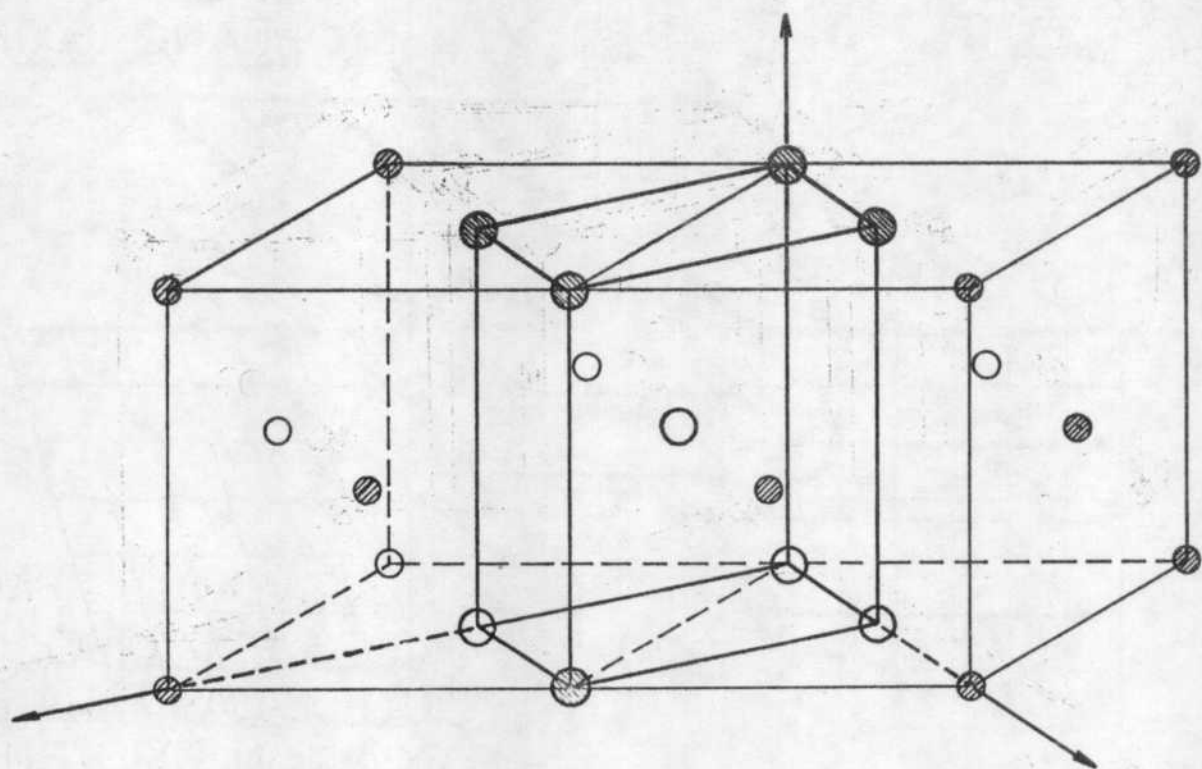
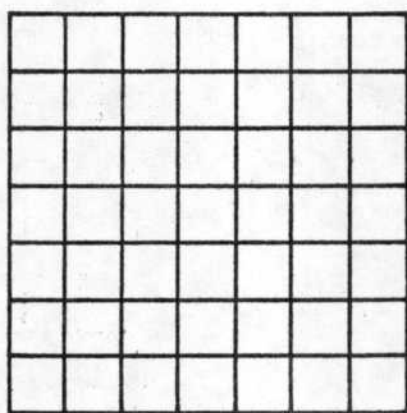
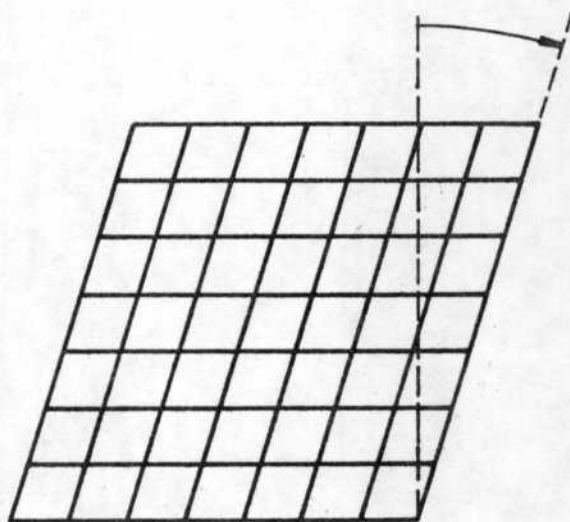


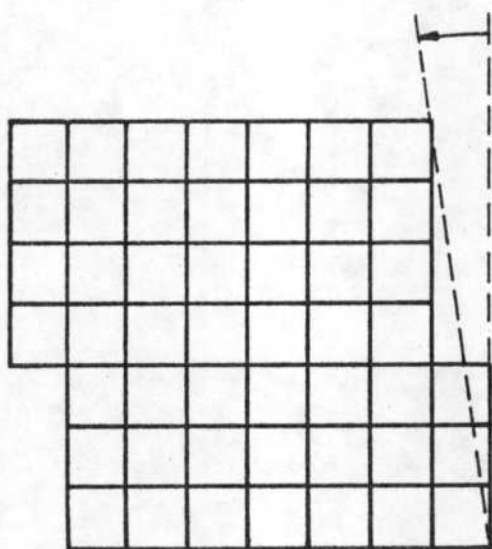
Fig. 14



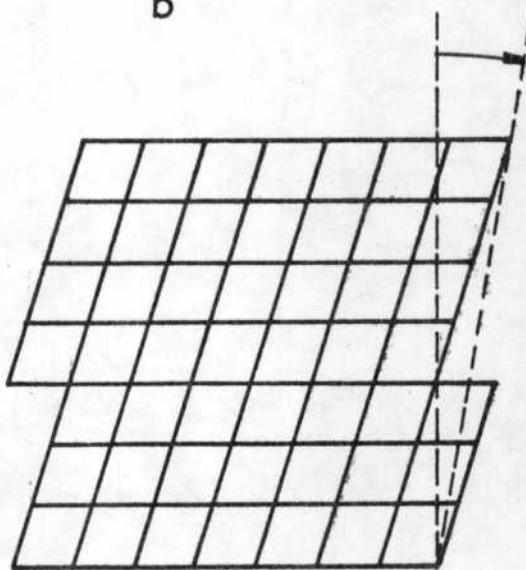
a



b



c



d

Fig. 15

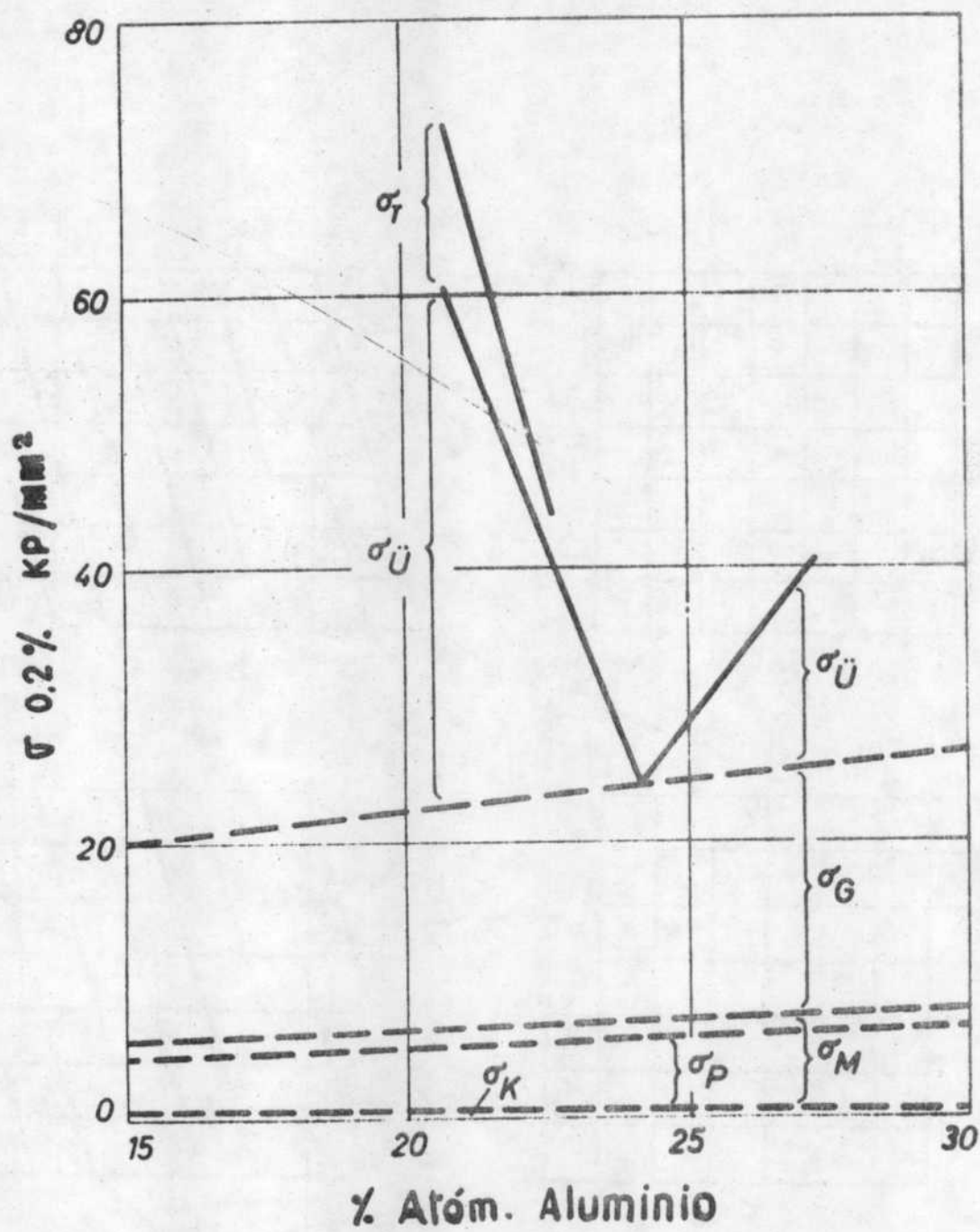


Fig. 16

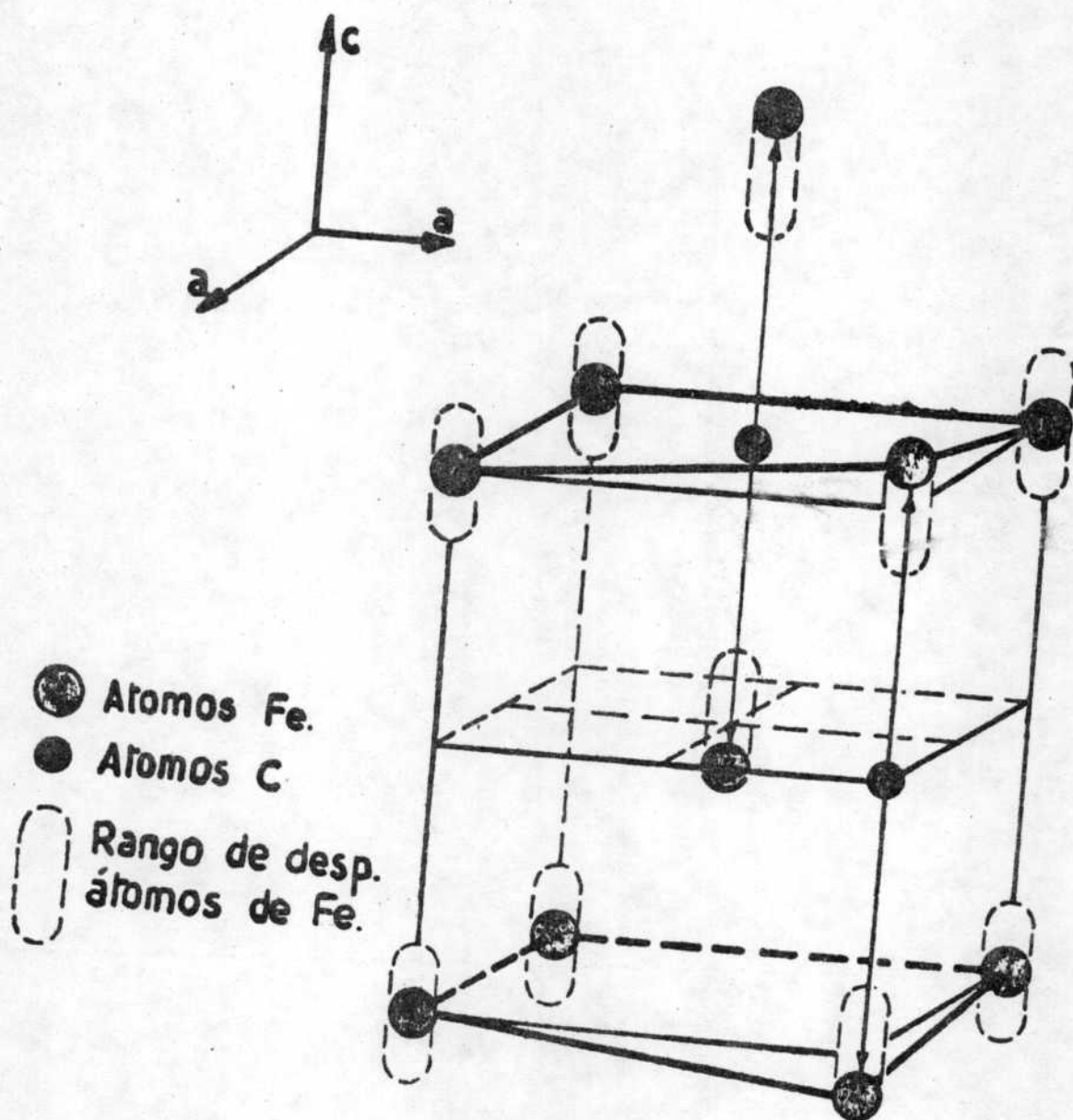


Fig. 17

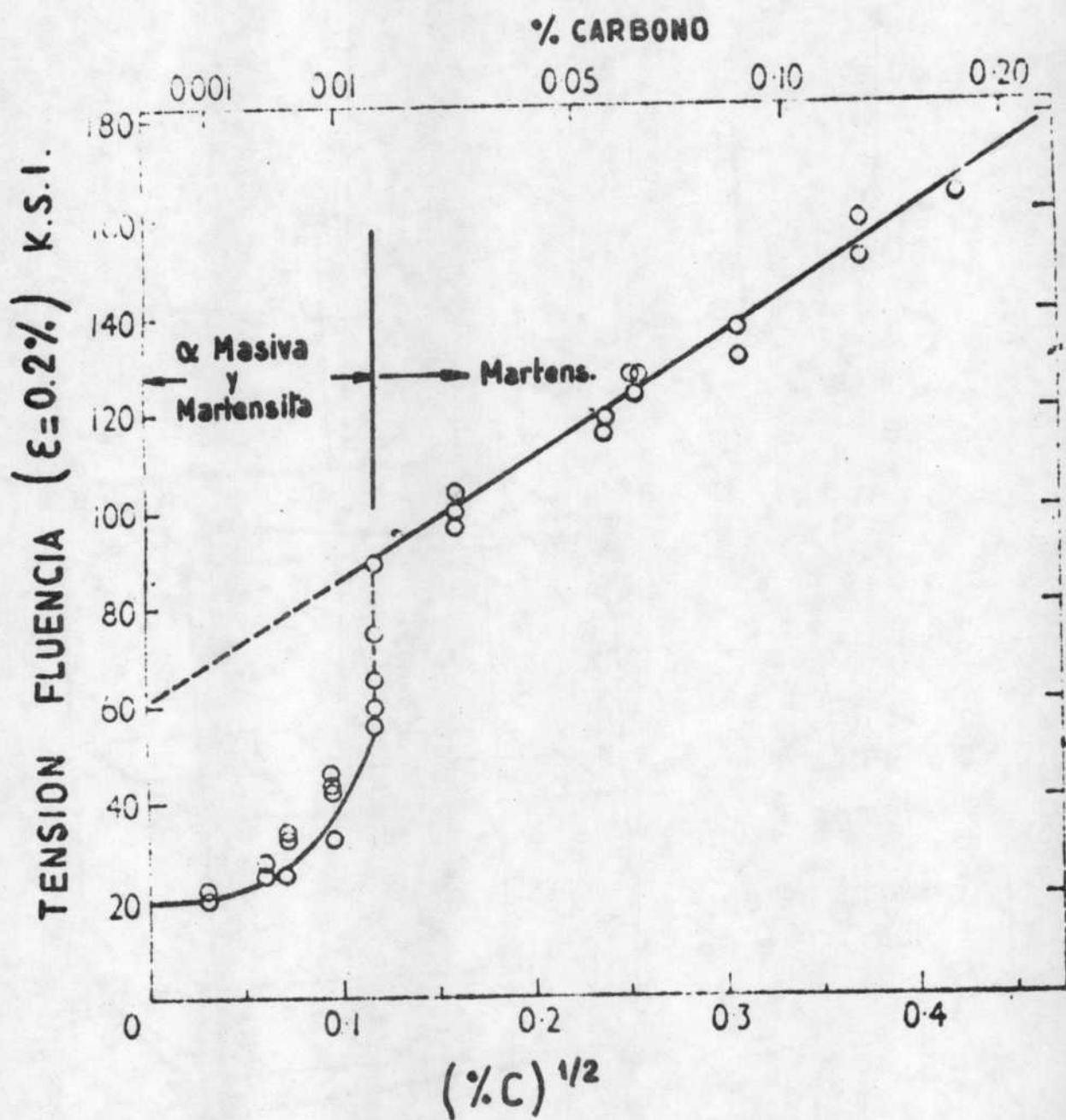


Fig. 18

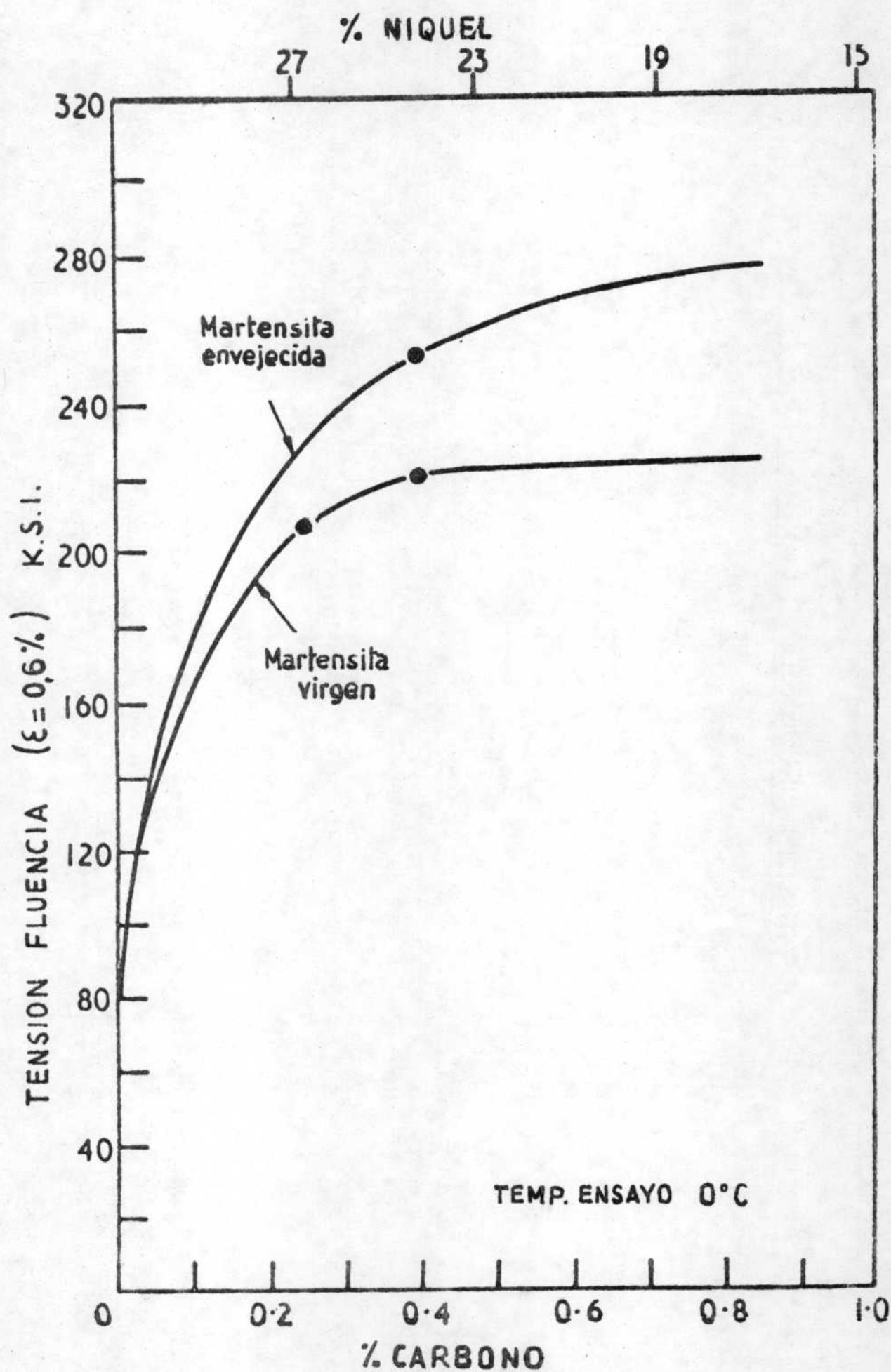


Fig. 19

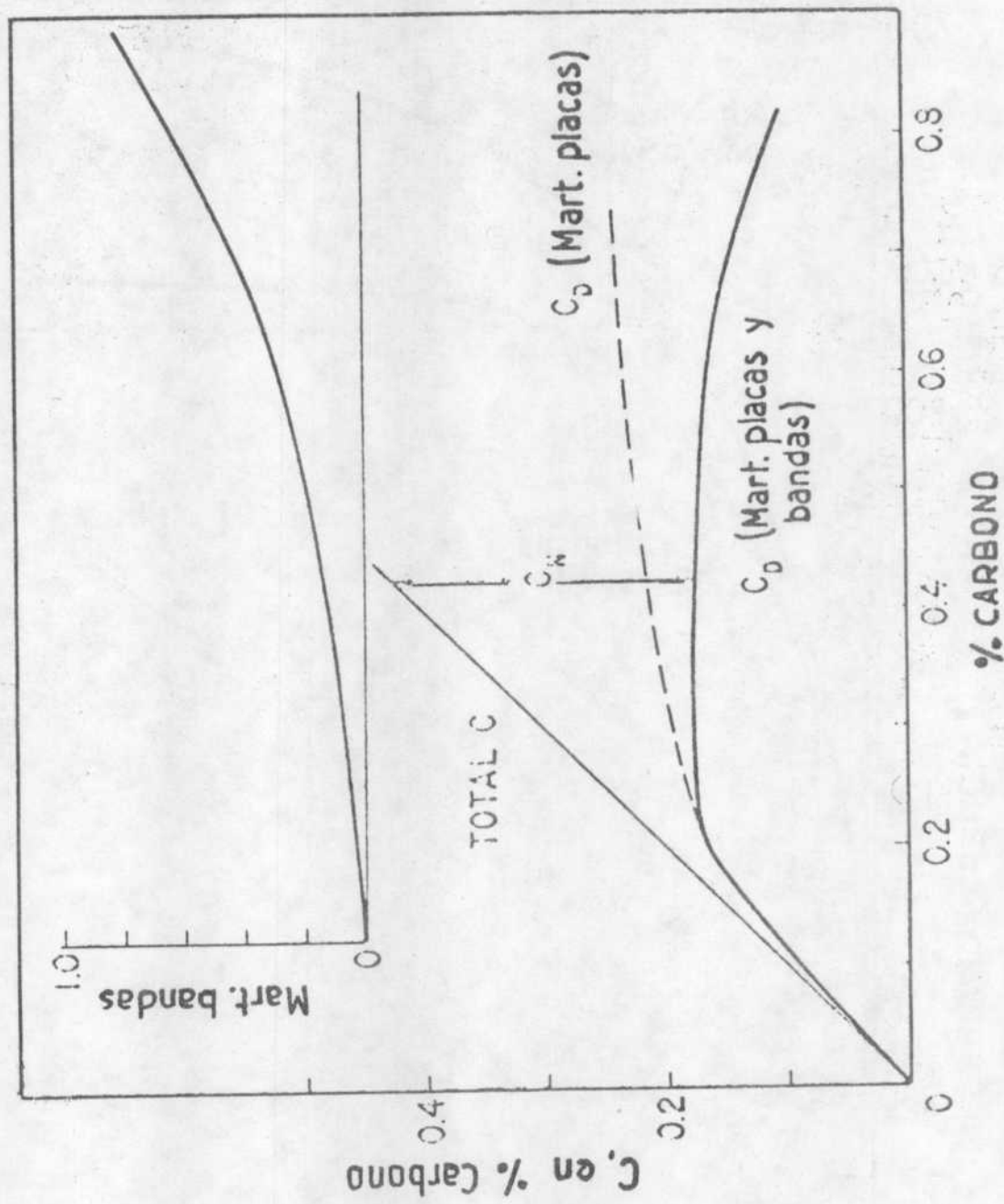


Fig. 20

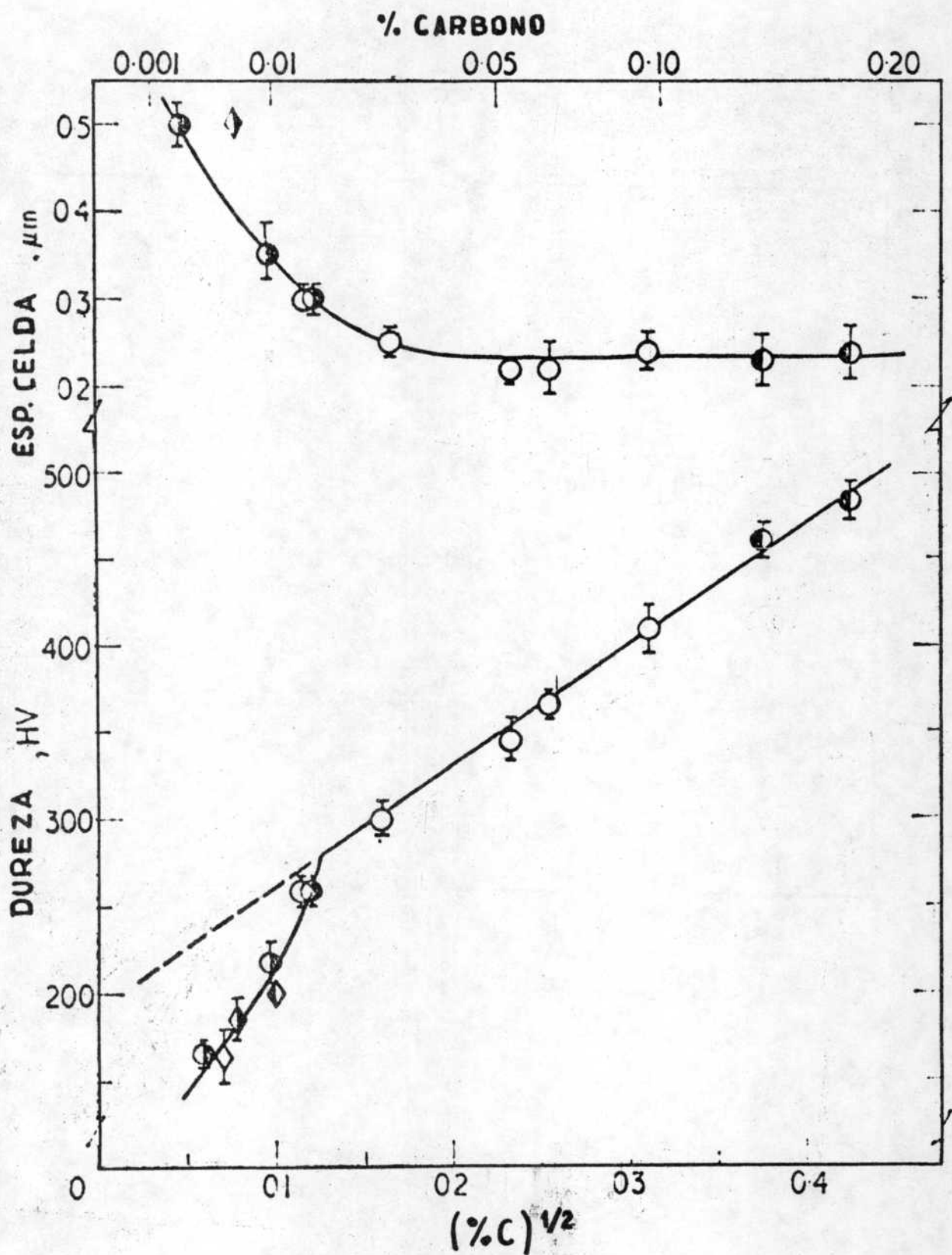


Fig. 21

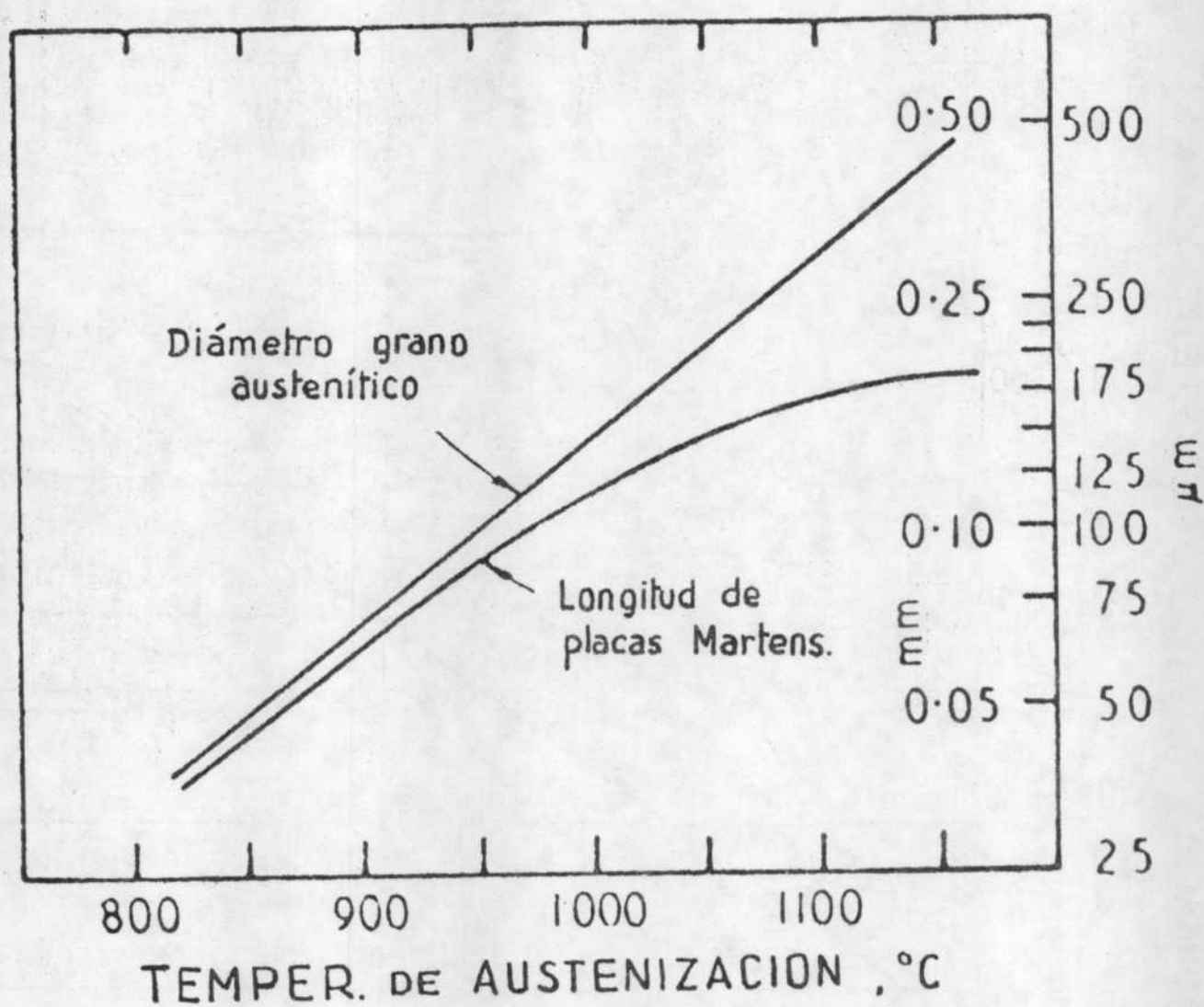


Fig. 22

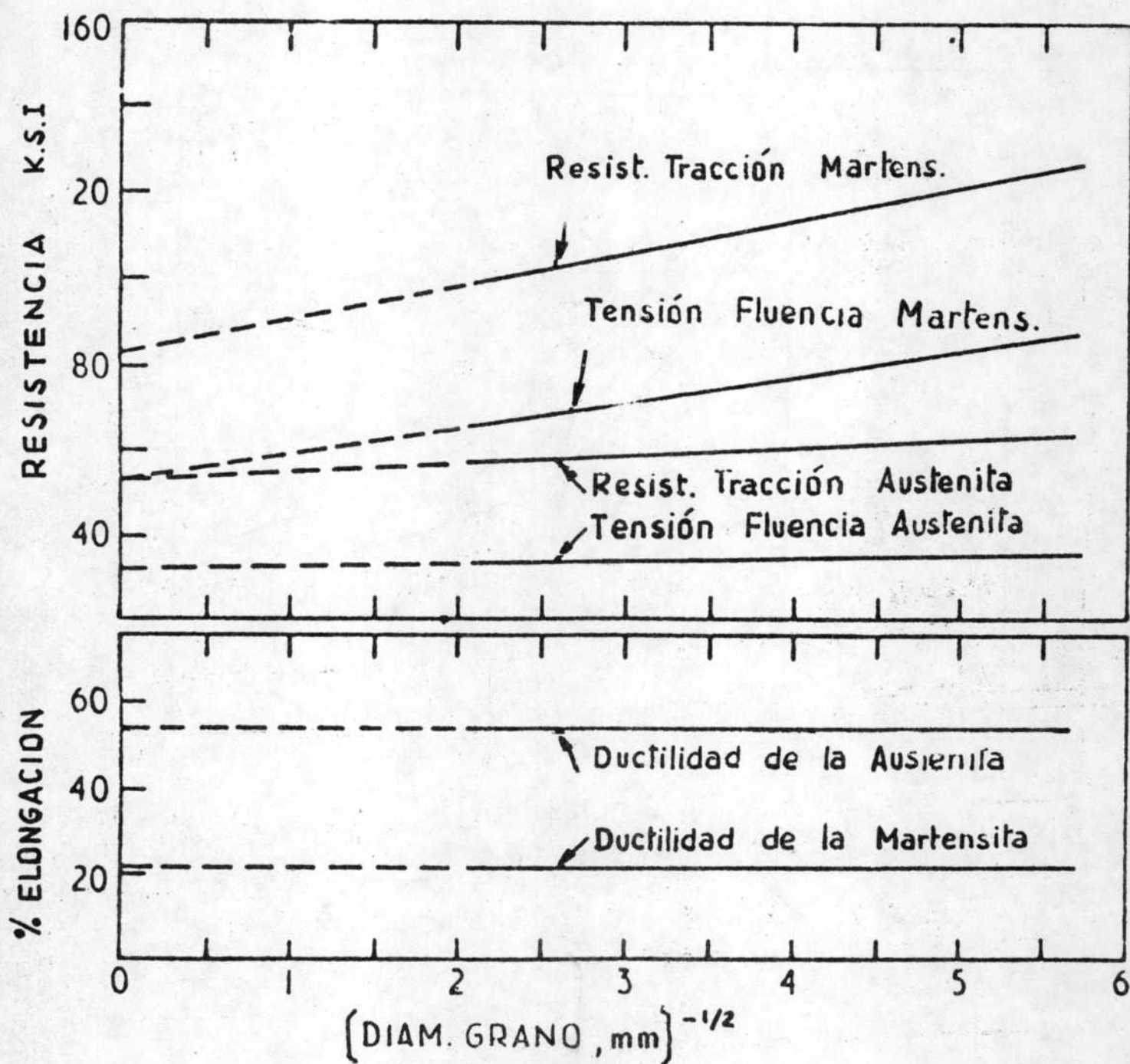


Fig 23

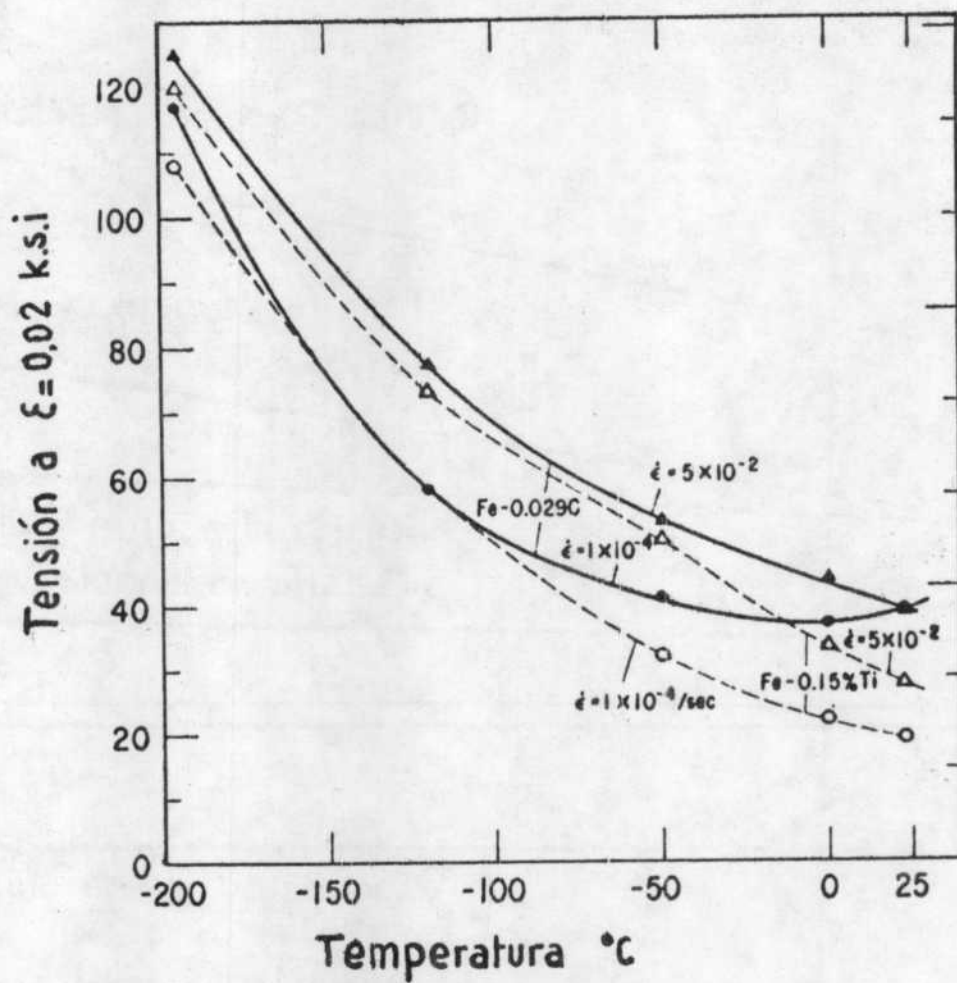


Fig. 24

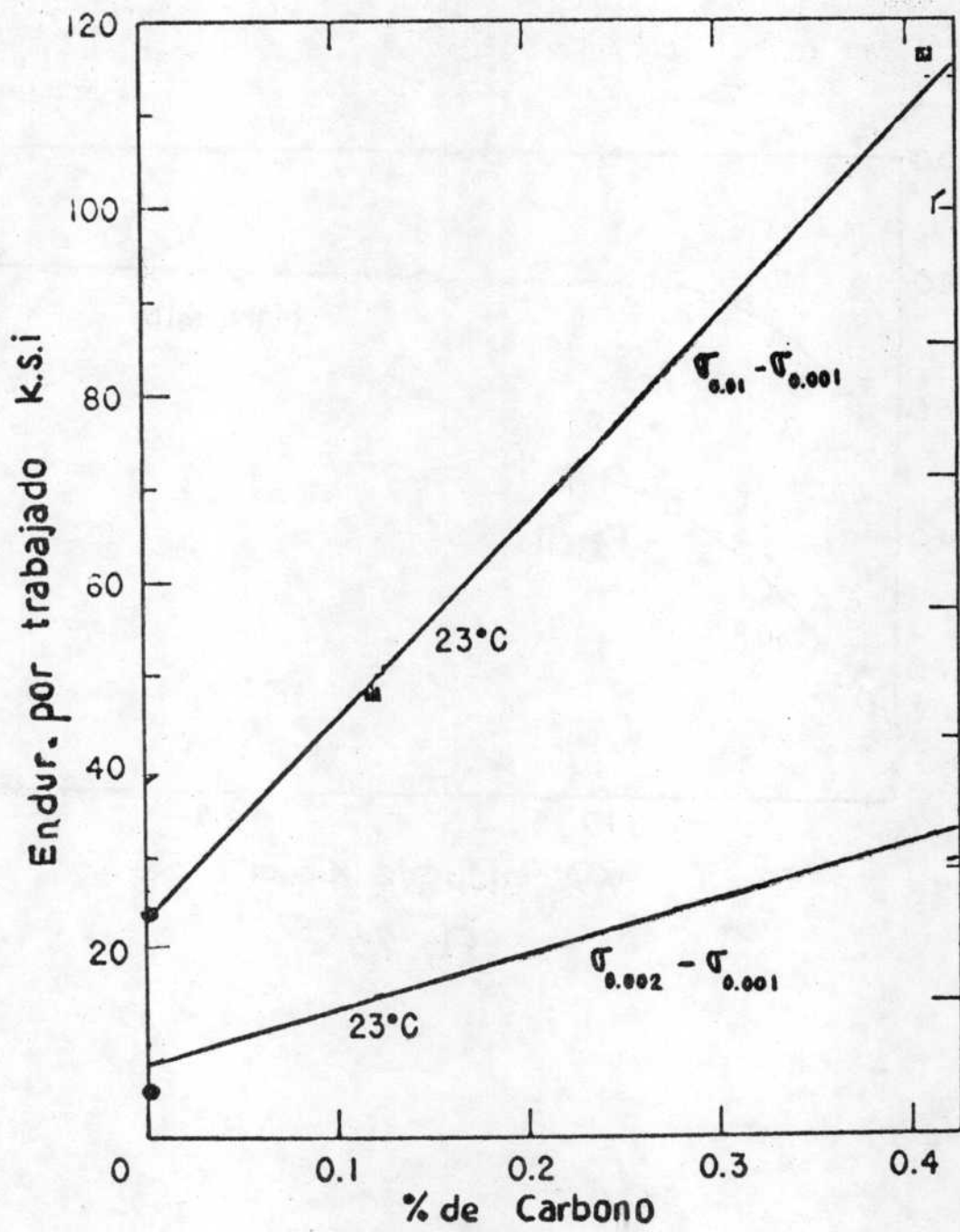


Fig. 25

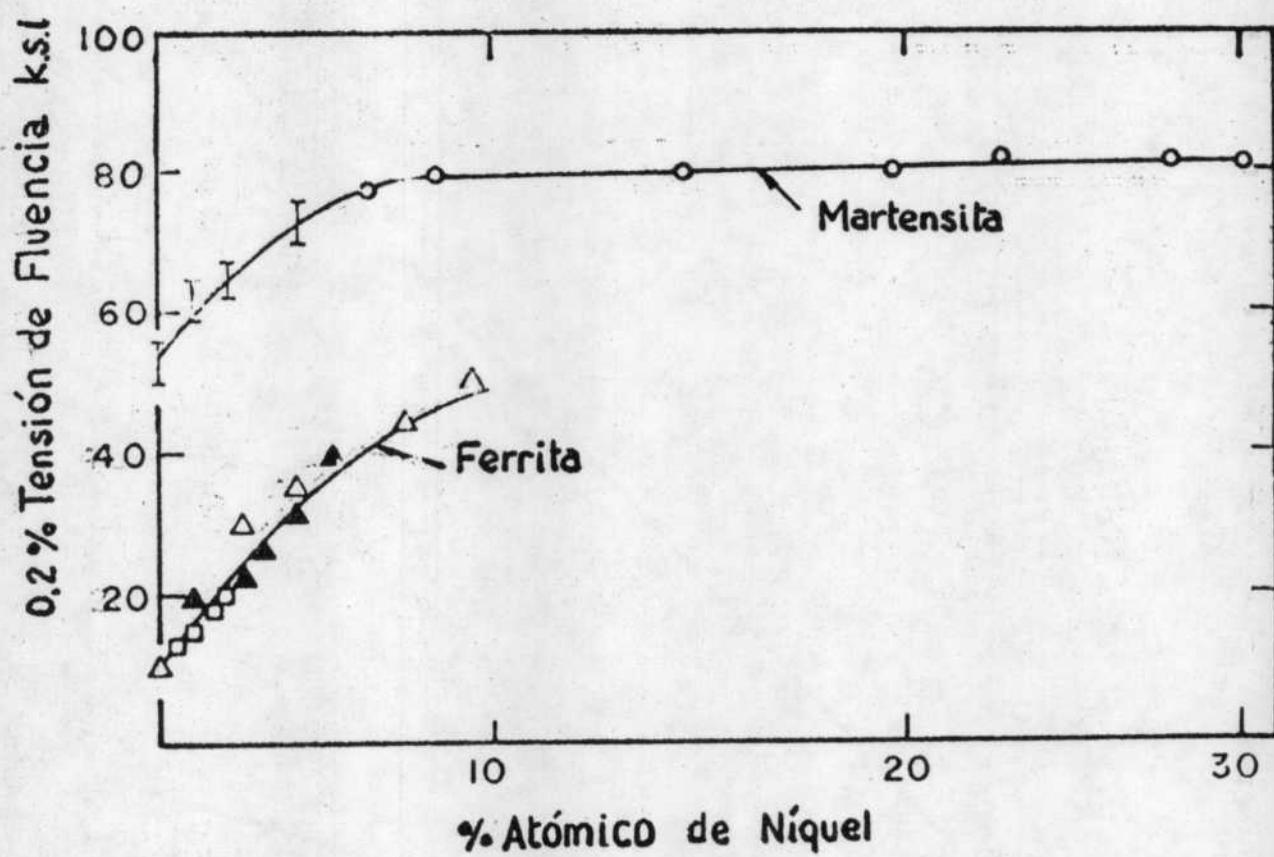
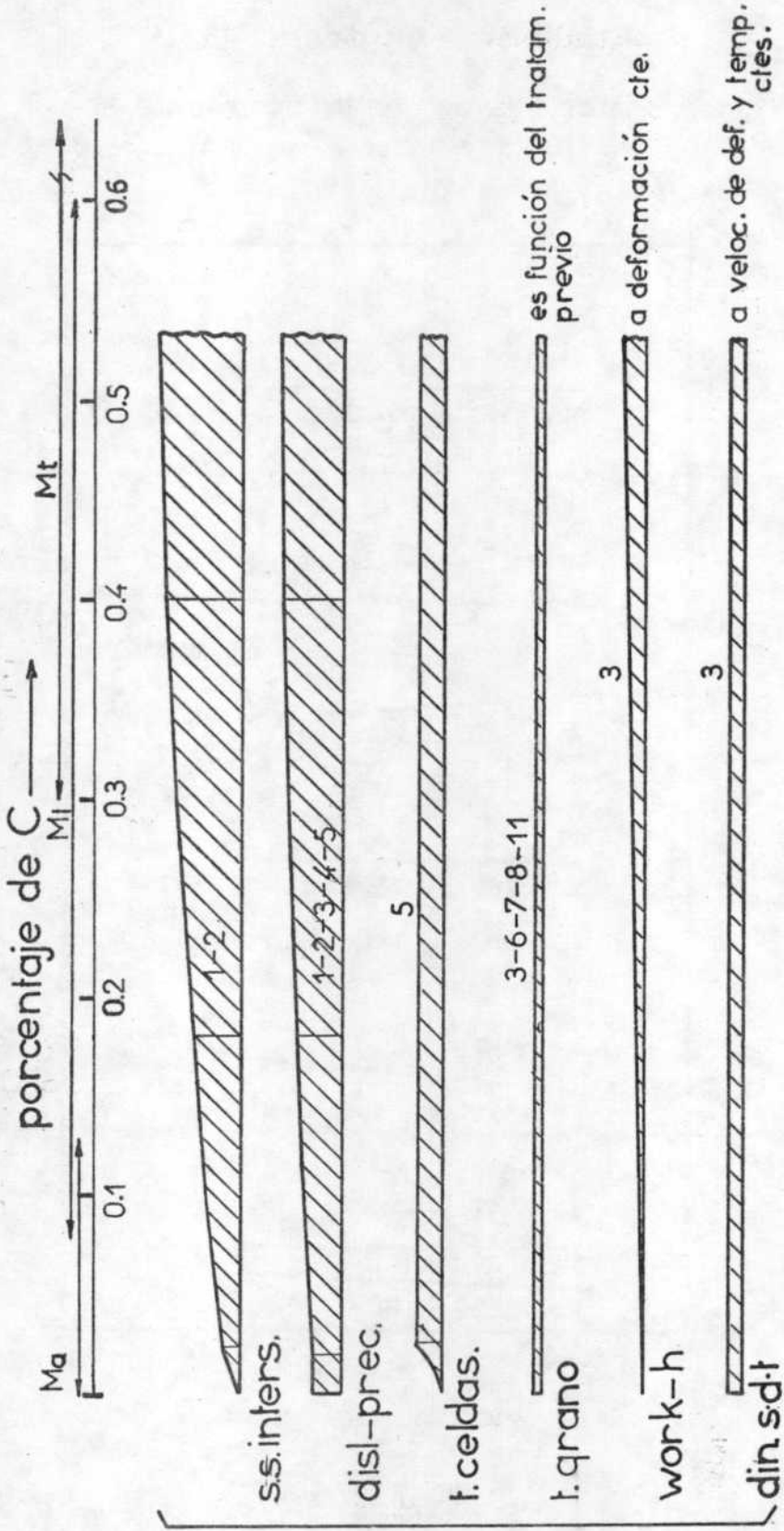


Fig. 26

FACTORES DE ENDURECIMIENTO



- | | | |
|--------------------|-------|---------------------|
| 1_Kehoe | Kelly | 7_Morrison |
| 2_Speich | | 8_M. Cohen |
| 3_Leslie Sober | | 9_Roberts-Owen |
| 4_Owen | | 10_Winchell-Cohen |
| 5_Speich Warlimont | | 11_Gupta - Garófalo |
| 6_Kelly-Nutting | | |

Fig. 27

Análisis de un acero 4340
- factores de endurecimiento -

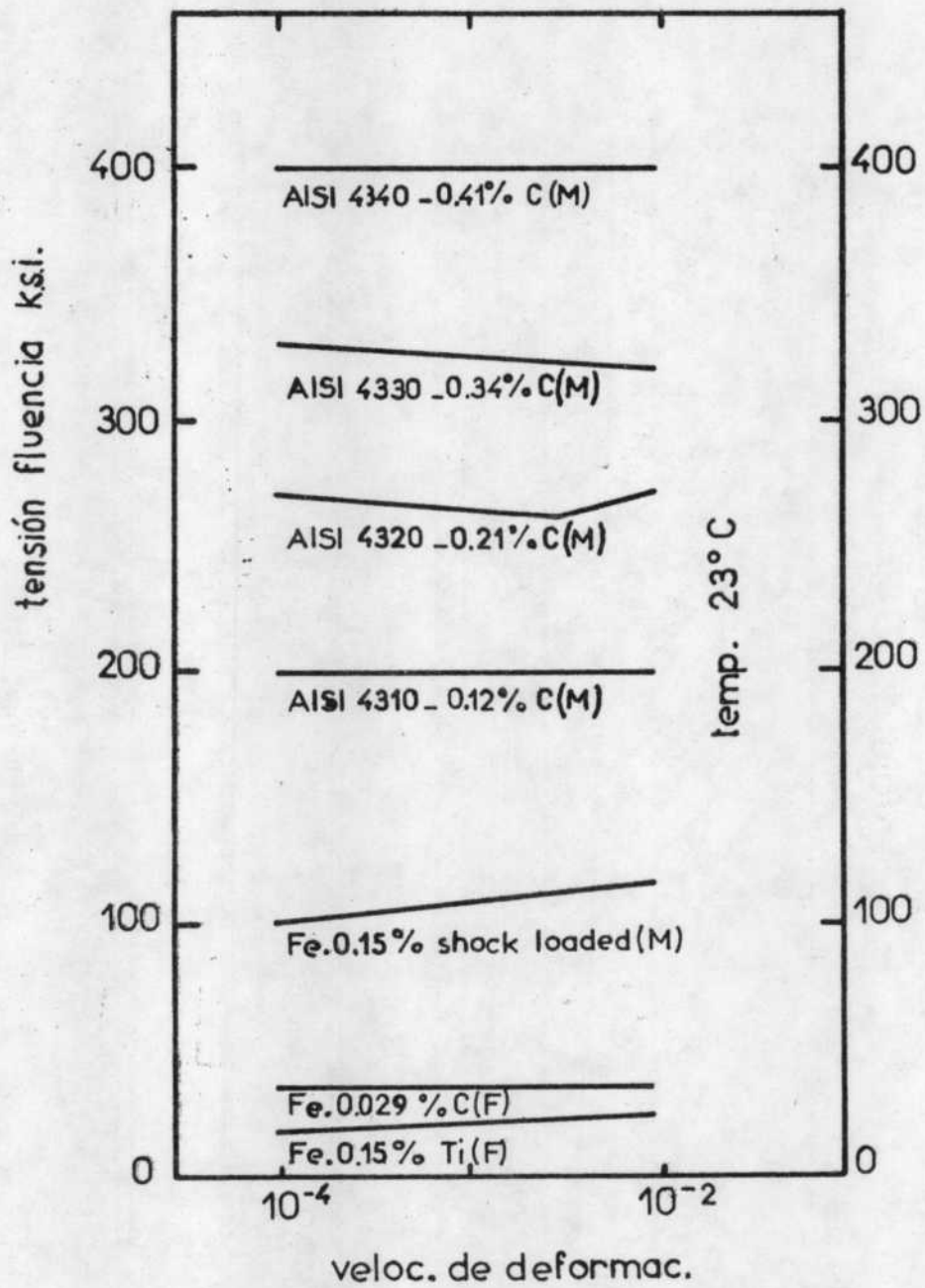


Fig. 28