



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

**Influencia de la Temperatura y Tiempo en el
crecimiento de Grano y efectos de ablandamiento
en Aceros de bajo Carbono.**

T E S I S

que para obtener el título de:

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

presenta

Bernardo Fabián Campillo Illanes

México, D. F., 1977



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

CLAS. Tesis 1977
ADQ. M-~~66~~ 66
FECHA _____
PROG. _____



QUIMICA

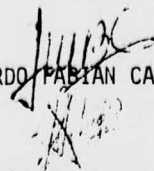
JURADO ASIGNADO ORIGINALMENTE SEGUN EL TEMA:

PRESIDENTE:	ING. KURT H. NADLER GUNDEISHEIMER
VOCAL:	ING. ENRIQUE CURIEL REYNA
SECRETARIO:	ING. HUMBERTO MALAGON ROMERO
1er. SUPLENTE:	ING. FRANCISCO HERRERA CASTANEDA
2o. SUPLENTE:	ING. TERESITA ROBERT NUNEZ

Sitio donde se desarrollo
el tema:

LABORATORIO DE METALURGIA
FACULTAD DE QUIMICA

Nombre completo y firma
del sustentante:


BERNARDO PABIAN CAMPILLO ILLANES

Nombre completo y firma
del asesor del tema:

ING. HUMBERTO MALAGON ROMERO

INDICE

	Página
- CAPITULO I .- INTRODUCCION.	I.1
- CAPITULO II.- TEORIA DEL RECOCIDO.	II.1
II.1. Recocido	II.1
II.1. a. Efecto del trabajado en frío. Energía almacenada.	II.2
II.1. b. Eliminación de defectos puntuales.	II.3
II.1. c. Relevación de tensiones.	II.3
II.1. d. Poligonización.	II.3
II.2. Transformaciones por nucleación y crecimiento	II.5
II.2. a. Nucleación.	II.5
II.2. b. Cinética de recristalización.	II.7
II.2. c. Proceso de recristalización.	II.9
II.3. Efecto de la temperatura y tiempo.	II.10
II.4. Influencia del grado de deformación.	II.12
II.5. Influencia de la composición.	II.12
II.6. Tamaño de grano recristalizado.	II.14
II.6. a. Diagramas: Tamaño de grano - Temperatura de recristalización - Grado de deformación.	II.15
II.7. Proceso del crecimiento de grano.	II.17
II.7. a. Crecimiento de grano normal.	II.17
II.7. b. Leyes del crecimiento.	II.18
II.7. c. Factores que afectan al crecimiento.	II.19
II.8. Recristalización secundaria.	II.23
- CAPITULO III.- TIPOS DE RECOCIDO.	
III.1. Temperatura de austenización.	III.1
III.1. a. Velocidad de enfriamiento.	III.3
III.1. b. Uniformidad en la temperatura	III.3
III.2. Factores que controlan la microestructura	III.4
III.3. Diferentes tipos de recocido.	III.4
- CAPITULO IV.- TEORIA DEL CRECIMIENTO DE GRANO.	
IV.1. Velocidad de migración del borde de grano.	IV.1
IV.2. Crecimiento de grano.	IV.3
	IV.4

IV.2. a. Movimiento del borde de grano.	IV.4
IV.2. b. Efecto de las partículas dispersas en el crecimiento de grano.	IV.6
IV.2. c. Equilibrio de microestructuras.	IV.8
IV.2. d. Una segunda fase en el borde de grano	IV.10
IV.3. Teoría de la coalescencia de grano.	IV.11
IV.3. a. "Encuentro de celdillas en espumas".	IV.11
IV.3. b. El mecanismo de coalescencia.	IV.13
IV.4. Consecuencias metalográficas.	IV.15
IV.4. a. Angulos dihedros.	IV.15
IV.4. b. Granos estrangulados.	IV.15
IV.4. c. Crecimiento de grano normal.	IV.16
IV.4. d. Crecimiento de grano anormal.	IV.17
IV.4. e. Cese del crecimiento de grano.	IV.17
IV.5. Fenómenos metalográficos que suceden realmente.	IV.18
IV.6. Algunas leyes del crecimiento de grano.	IV.21
IV.6. a. Curvas de distribución de frecuencia.	IV.22
IV.6. b. Inestabilidad de estructuras multimodales.	IV.23
IV.6. c. Inestabilidad de una estructura unimodal	IV.23
IV.7. Crecimiento de grano.	IV.27
IV.7. a. Granos en crecimiento.	IV.27
IV.7. b. Crecimiento acelerado.	IV.27
IV.7. c. Coalescencia geométrica.	IV.27
IV.7. d. Límites fijos.	IV.28

- CAPITULO V.- LA INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO EN ALGUNAS PROPIEDADES MECANICAS.

V.1. Efecto del tamaño de grano en la dureza.	V.1
V.2. Relación del tamaño de grano con el comportamiento elástico.	V.7
V.3. Relación del tamaño de grano con el comportamiento plástico.	V.8.
V.4. Relación del tamaño de grano con la tensión de fluencia.	V.9
V.5. Efecto del tamaño de grano en el endurecimiento por deformación.	V.10
V.6. Relación del tamaño de grano en el endure	

cimiento por deformación en la rotura.	V.11
V.7. Efecto del tamaño de grano en la ductilidad.	V.11
V.8. Influencia del tamaño de grano en la innes_ tabilidad plástica.	V.14
- CAPITULO V.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL, RESULTADOS Y CONCLUSIONES.	
VI.1. Procedimiento experimental.	VI.1
VI.2. Resultados: Gráficas y Tablas.	VI.1
VI.3. Conclusiones.	VI.8
- BIBLIOGRAFIA.	

CAPITULO I.

INTRODUCCION

Uno de los aspectos más importantes y a la vez una de las preocupaciones constantes que inquietan a los metalurgistas es la de encontrar aleaciones capaces de presentar mejores propiedades mecánicas, como por ejemplo, la resistencia a la tracción y al impacto, y tratar de conseguir que estas propiedades se mantengan a temperaturas elevadas. De esta manera, al paso del tiempo aparecen nuevos materiales con propiedades específicas, las que si bien son el resultado de una tecnología cada vez más sofisticada, son capaces de mostrar propiedades óptimas en los usos para los que fueron planeados.

Para obtener y mejorar las propiedades mecánicas, es necesario tomar en cuenta la forma y tamaño de grano. El control de éste se logra a partir de ciertos factores que hay que considerar, como la temperatura, el tiempo, la velocidad y grado de deformación. Por ejemplo, para aumentar la resistencia mecánica de una aleación monofásica pueden utilizarse varios métodos. Desde el punto de vista metalográfico, la aleación no presenta más singularidades que los límites de grano, y una forma de aumentar la dureza es refinando el tamaño de grano. Otras formas de aumentar la resistencia mecánica, como son deformar la aleación, darle un tratamiento térmico de endurecimiento y endurecimiento por solución sólida, presentan inconvenientes al disminuir la resistencia a la corrosión y la ductilidad del material. Así, los procesos de deformación y recocido, que producen cambios en el tamaño de los granos por recristalización y crecimiento de grano, serán técnicas útiles para variar las propiedades mecánicas de los metales puros o de ciertas aleaciones.

Esto nos obliga a tratar de objetivizar de alguna manera esta interrelación, por lo cual la finalidad de este trabajo es la de mostrar la influencia de ciertos factores en el crecimiento de grano y la relación entre cada uno de ellos, en un acero de bajo carbono.

- II. 1. -
 CAPITULO II
 TEORIA DEL RECOCIDO

II. 1 RECOCIDO.- El recocido es un tratamiento térmico ligado directamente con la deformación plástica de metales, básicamente en frío.

Comúnmente en un proceso tecnológico, tiene fundamental importancia el endurecimiento por trabajado, teniendo que suspenderse el trabajado del metal, para devolverle sus propiedades iniciales de deformabilidad mediante el recocido. El recocido consiste en calentar el metal a una determinada temperatura durante un cierto tiempo; al observar ciertas propiedades mecánicas como dureza, resistencia a la deformación, ductilidad, se encuentra que éstas varían en una forma tal que permite considerar distintos procesos en ese tratamiento de recocido. La siguiente figura (1) muestra estas variaciones en función de la temperatura:

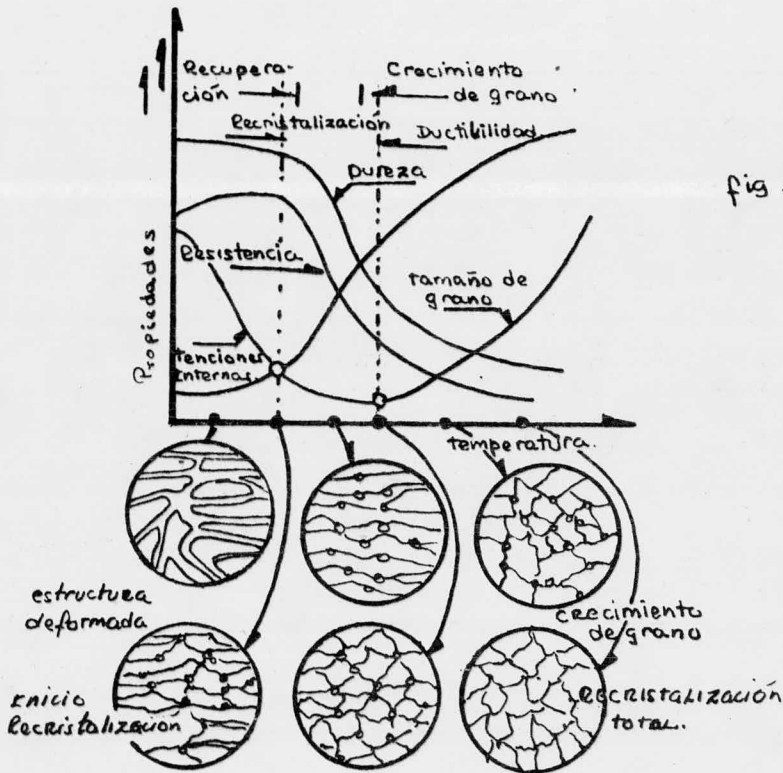


fig II - I

La figura anterior nos muestra lo siguiente:

En el proceso de recuperación se encuentra una relevación de tensiones internas; sin haber una variación pronunciada de las propiedades indicadas.

En el proceso de recristalización aparecen menos granos que se multiplican eliminando la estructura deformada; en este proceso existe una fuerte disminución de la dureza y la resistencia, con el consiguiente incremento de la ductilidad.

El proceso del crecimiento de grano empieza a partir de una recristalización completa, los granos empiezan a crecer. La dureza y la resistencia disminuyen, tendiendo a un valor constante; la ductilidad aumenta permanentemente; introduciendo un nuevo elemento de comparación que es el tamaño de grano, que desde luego crece.

II. 1. a) Efecto del trabajado en frío. Energía almacenada.

La mayor parte de la energía que se emplea para deformar un cristal se transforma en calor; pero cierta porción de esa energía queda almacenada.

Esta energía almacenada se debe a la suma de la energía de deformación elástica y de la energía que corresponde a la introducción de dislocaciones y defectos puntuales en la red. La energía elástica no se considera, puesto que es muy pequeña con relación a la otra.

Al aumentar el número de dislocaciones debido a la deformación en frío, se incrementa la energía de deformación (al haber mayor distorsión de la red) y por lo tanto, la energía interna. Además quedan afectadas ciertas propiedades físicas, tales como la densidad, resistividad eléctrica, térmica, etc.

Hay también una expansión de volumen y se dispersan imperfecciones adimensionales. De igual manera, durante la deformación plástica, se crean defectos puntuales, aumentando su concentración; formándose "los pares de Frenkel" en la que un átomo de la red pasa a ocupar una posición intersticial dejando una vacancia.

Lo anterior nos indica, que la tendencia del sistema es de volver a las condiciones de equilibrio, disminuyendo su energía libre al valor anterior a la deformación plástica; así también los granos tenderán a minimizar su energía, adquiriendo formas polihédricas o esféricas.

Por medio de procesos térmicamente activados llamados en general procesos de "recuperación y recristalización", podemos obtener este cambio a las condiciones de equilibrio iniciales.

Se pueden considerar seis procesos por los cuales un metal deformado se a-

proxima al estado de equilibrio:

a) La disminución de vacancias e intersticiales, a su concentración de equilibrio térmico.

b) La eliminación de dislocaciones de distinto signo, que se anulan mutuamente.

c) El reordenamiento de la distribución de dislocaciones a formas más estables.

d) La eliminación de dislocaciones por absorción de los bordes de grano - que se mueven a través del cristal deformado.

e) La reducción del área total de los límites de grano.

f) La disminución de energía libre superficial, por cambio de forma en orientación.

II. 1. b) Eliminación de defectos puntuales.

Para observar el proceso, efectuamos una comparación un tanto empírica, de la dureza y la resistencia eléctrica con la curva de la energía liberada en función de la temperatura y con una velocidad de calentamiento de 6°C por minuto. (ver fig, 2).

Se produce un primer pico en la curva $\Delta u = f(T)$ a los 200°C que coincide con la disminución de la concentración de vacancias y disminución de la resistencia eléctrica; ésta variación en la resistencia, está ligada a los defectos puntuales presentes.

La dureza varía levemente, incrementándose. Es lógico suponer que se ha producido un envejecimiento por deformación.

II. 1. c) Relevación de tensiones.

Al poco de iniciarse el proceso de recuperación, se tiene una acentuada disminución de las tensiones residuales o internas.

La relevación de tensiones residuales o internas se supone producido -- por la redistribución de las dislocaciones. Si el estado de tensiones residuales es alto, ésta redistribución va acompañada de deformaciones. El mecanismo de relajación por creep (que incluye migración de borde de grano y difusión térmica), complementaría la relevación de tensiones.

II. 1. d) Poligonización.

Al aumentar la temperatura las dislocaciones, deslizan en sus planos, y luego, con incrementos de temperatura mayores, trepan. Lo que primero se produce es la aniquilación de dislocaciones de diferente signo, y posteriormente éstas se deslizan y se reordenan en un proceso llamado "poligonización"; este -- proceso fué observado por primera vez por R. Cahn en 1948.

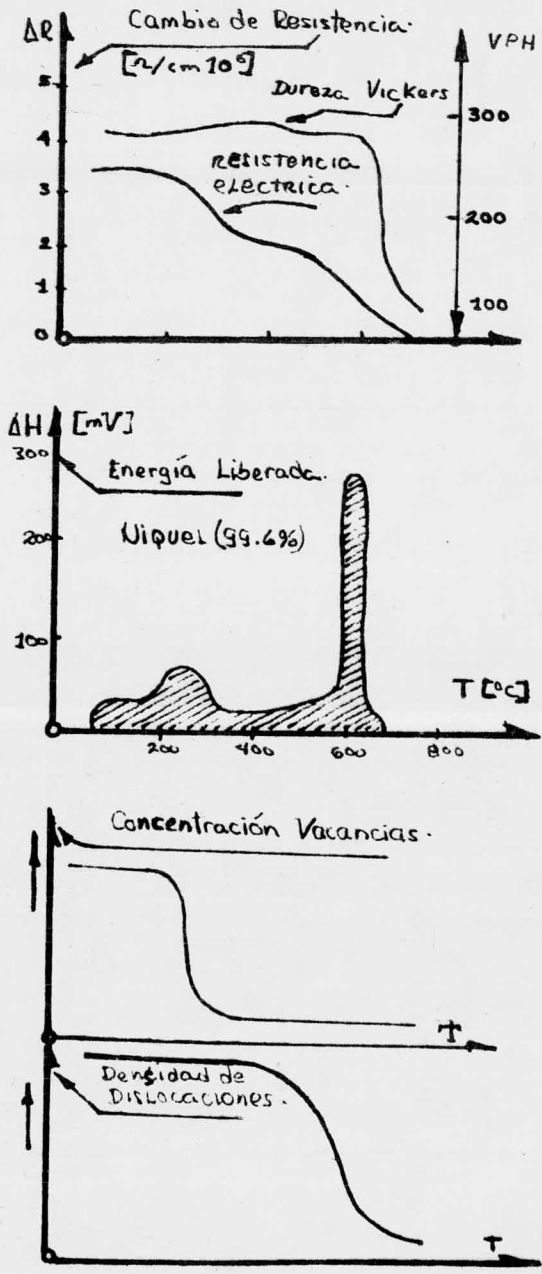


Fig. # 2

En general, las impurezas reducen la velocidad de poligonización y algunas aumentan la temperatura a que tiene lugar este fenómeno. Así, por ejemplo, para aluminio, el magnesio (0.022 % at.) y el zinc (hasta 15 %), no ejercen influencia, mientras que el litio, sodio y el fierro, en cantidades de 0.02 a 0.2 % at. hace que poligonice recién a 630⁰C; lo mismo sucede con el magnesio y el molibdeno en el hierro.

Concluyendo, el proceso de recuperación es un fenómeno sumamente complejo, siendo activado por la energía almacenada. Consiste en una recuperación simultánea y/o continua, de propiedades físicas y mecánicas, se caracteriza por no efectuar la distribución, ni el número de granos presentes; hay una disminución de la densidad de dislocaciones; de una subestructura de deformación original se pasa a tener una subestructura poligonizada.

II. 2 TRANSFORMACIONES POR NUCLEACION Y CRECIMIENTO.

La recristalización tiene lugar por la aparición de núcleos que crecen a expensas de la matriz deformada. Existe un límite entre ambas zonas, caracterizado por la intercara que avanza, diferencia esencial con la recuperación en que los cambios en cualquier región ocurren en forma continua.

Por observaciones hechas experimentalmente, existen zonas preferenciales en los materiales deformados que favorecen la nucleación durante el proceso de recristalización. Algunos lugares de nucleación preferencial se asocian con bordes de grano, bordes de precipitados, zonas altamente deformadas, etc. Cualitativamente se puede destacar que los lugares más favorables para la nucleación, están asociados a zonas de alta energía.

II. 2. a) Nucleación.

Lo que interesa principalmente es determinar el origen de los núcleos, y que éstos tengan un diámetro crítico D_0 para crecer. Algunas observaciones recientes indican que el origen de los mismos podrían ser los subgranos ya existentes, de alta energía, con lo que la energía de sublímites se sumaría a la energía almacenada para activar la recristalización.

Los lugares donde se efectuaría la nucleación, serían:

- a) Inclusiones o partículas de segunda fase, que formarían subgranos durante la deformación en frío.
- b) Límites de gran ángulo, normalmente con alta energía.
- c) En el interior de los granos; pudiendo existir aquí dos mecanismos:
 1. Coalescencia de subgranos
 2. Migración de los límites.

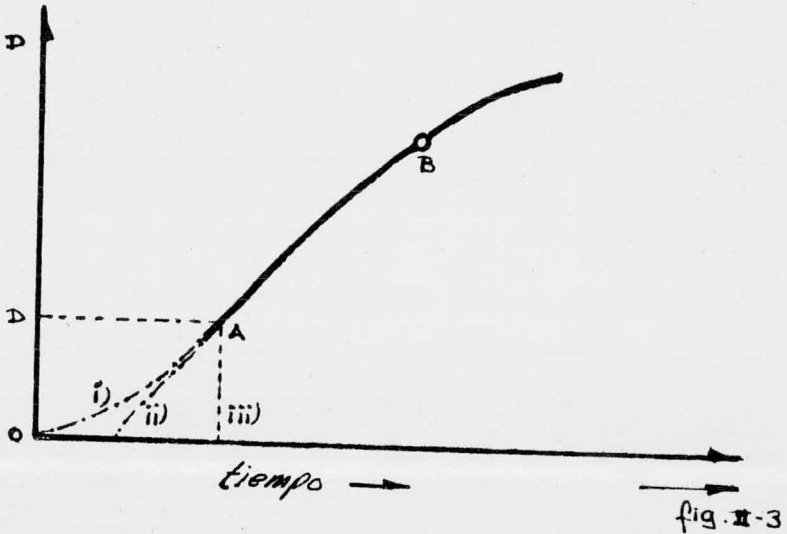
Si existe ya ese diámetro crítico D_0 del núcleo, éste crecerá aumentando su diámetro D , según la siguiente ley: (ver fig.3)

$$D = G(t - \tau) \quad (1)$$

, donde: t = tiempo

τ = tiempo inicial

G = velocidad de crecimiento



Esta velocidad de crecimiento, será función de la temperatura, entonces:

$$G = A \exp. (-Q_g / RT) \quad (2)$$

, donde: Q_g = energía de activación del crecimiento

R = constante de los gases

El cristal crece desde el punto A en forma lineal, hasta que sus límites tropiezan con otros granos que también están creciendo. Ahora interesa conocer la velocidad de nucleación N , que es el número de núcleos que se forman por segundo en un centímetro cúbico de matriz no recrystalizada y su valor es:

$$N = B \exp. (-Q_n / RT) \quad (3)$$

, donde Q_n = energía de activación para la nucleación.

De la figura 3, se encuentra que existen 3 posibilidades para observar - lo que pasa con D y D_0 :

1. El crecimiento sería continuo desde $t=0$ (no habría núcleos, sino que se irían formando).

2. La nucleación se produce para: $t = \bar{t}$ ó $t = t_1$,

3. Existe un núcleo subcrítico, desde $t=0$, que alcanzaría el tamaño crítico D_0 para:

$$t = \bar{t}' \text{ ó } t = t_1'$$

II. 2. b) Cinética de recristalización.

En seguida se deducirán, en una forma simplificada, las ecuaciones que relacionan la fracción transformada en volúmen para un tiempo dado $X(t)$, con el número de núcleos y la velocidad de avance (G), de la intercara o interfase. Cuando la intercara avanza en un material deformado, la fracción de material recristalizado cambia en el tiempo de la forma siguiente:

$$X^\circ = \frac{dx(t)}{dt} = A \cdot G.$$

en donde: A = área de intercara por unidad de volúmen al tiempo t .

En un caso particular, en que todos los núcleos sean activos para $X(t) \ll 1$ lo que implica saturación, la variación de X° con t , estará determinada por la variación de A con el tiempo y la representación gráfica de $X(t)$ contra t , tiene la siguiente forma indicada en la figura 4.

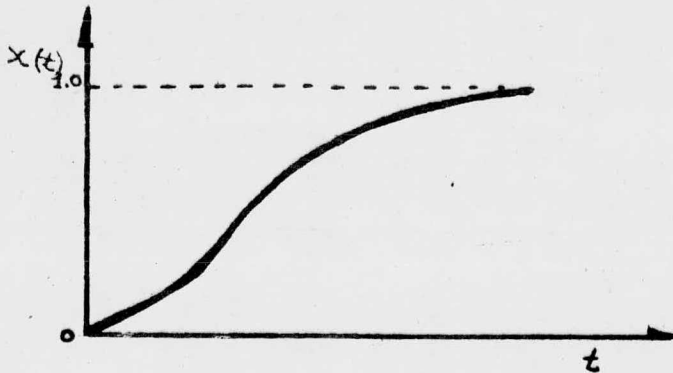


fig II-4

Si η es el número de lugares de nucleación por unidad de volúmen y la nucleación ocurre muy rápidamente, resulta:

$$X(t) \approx 4/3 \pi \eta (Gt)^3 \quad \text{para } X(t) \ll 1.$$

Cuando los nuevos granos crecen, se alcanza un límite en que se empieza a "tocar" uno con otro, lo que hace que $\frac{dX(t)}{dt}$ comience a disminuir por la disminución de A .

La ecuación válida para todo tiempo, con η núcleos distribuidos al azar y G constante, resulta:

$$X(t) = 1 - \exp. [-4/3 \pi \eta (Gt)^3].$$

Como habíamos mencionado, en la mayoría de los casos, la nucleación es preferencial; en general se observa la secuencia de la nucleación siguiente: - esquinas donde se unen más de dos granos, aristas donde los bordes de grano se unen, superficies de borde de grano y finalmente nucleación en volúmen. En la siguiente figura (fig. 5), se muestran esquemáticamente diferentes lugares posibles de nucleación:

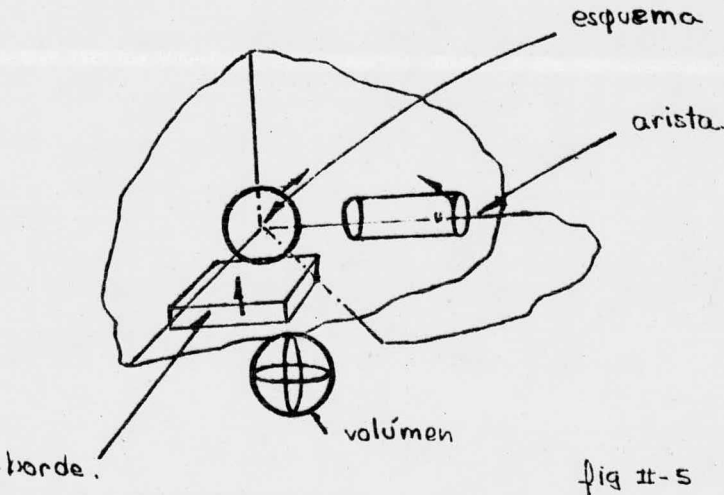


fig 11-5

Si η = número de esquinas activas, por unidad de volúmen:

$$X(t) \approx 4/3 \pi (Gt)^3 n, \quad \text{para } X(t) \ll 1.$$

Si L = longitud de aristas activas, por unidad de volúmen:

$$X(t) \approx \pi r^2 L = \pi L (Gt)^2, \quad \text{para } X(t) \ll 1.$$

Si A = área de borde de grano activa, por unidad de volúmen:

$$X(t) \approx A (Gt), \quad \text{para } X(t) \ll 1.$$

Cuando la nucleación es dependiente del tiempo, la ecuación que relaciona $X(t)$ con las otras variables, puede deducirse de la siguiente forma:

Sea N = número de núcleos por unidad de volúmen y por unidad de tiempo.

El volúmen de un núcleo esférico al tiempo t será:

$$V = 4/3 \pi (Gt)^3$$

y si hay un tiempo de incubación τ , será:

$$V = 4/3 \pi [G(t-\tau)]^3$$

∴, el volúmen transformado en un tiempo $d\tau$ será:

$V N d\tau$ y la fracción transformada al tiempo t , para $X(t) \ll 1$ resulta:

$$X(t) = N 4/3 \pi G^3 \int_0^t (t-\tau) d\tau = \frac{\pi G^3 N t^4}{3}$$

La ecuación válida para todo t , resulta:

$$X(t) = 1 - \exp. \left[- \frac{\pi N G^3 t^4}{3} \right]$$

II. 2. c) Proceso de recristalización.

En la figura 2, se puede ver que la mayor pérdida de la energía almacenada se produce en este proceso, que evidentemente es activado por ella, por lo que disminuye la energía libre.

La recristalización es un proceso complejo y a continuación citamos ciertas variables que lo afectan:

1. Grado de deformación previa.
2. Temperatura a la que se efectúa el proceso.
3. Tiempo que se mantiene a esa temperatura.
4. Tamaño de grano inicial del material.
5. Composición química. Impurezas.
6. Cantidad de recuperación antes de iniciar la recristalización.

Relacionando las variables anteriores, a partir de ciertas observaciones

efectuadas empíricamente, tenemos lo siguiente:

a) Es necesario tener una energía mínima de deformación para producir recristalización.

b) A menor grado de deformación, se requiere una mayor temperatura.

c) A menor temperatura de recristalización, se necesita mayor tiempo.

d) El tamaño de grano que se obtiene cuando la recristalización es total, depende del grado de deformación previa y de la temperatura de recristalización. Mayor deformación y menor temperatura, produce un tamaño de grano menor.

e) A mayor tamaño de grano inicial, se requiere un mayor grado de deformación para trabajar con temperatura de recristalización equivalente.

f) Entre más puro sea el metal, menor es la temperatura de recristalización.

g) El grado de deformación necesaria para tener igual recristalización, es mayor cuanto mayor es la temperatura de trabajado.

h) La recristalización produce una marcada textura.

i) Para diferentes procesos e igual deformación, se obtendrá distinto comportamiento en la recristalización, a la misma temperatura y tiempo.

II. 3. EFECTO DE LA TEMPERATURA Y TIEMPO.

Observando la figura 6, nos damos cuenta de que para poder estudiar el efecto de la temperatura y el tiempo, es necesario, primeramente definir el tiempo para un porcentaje dado de recristalización, a una cierta temperatura.

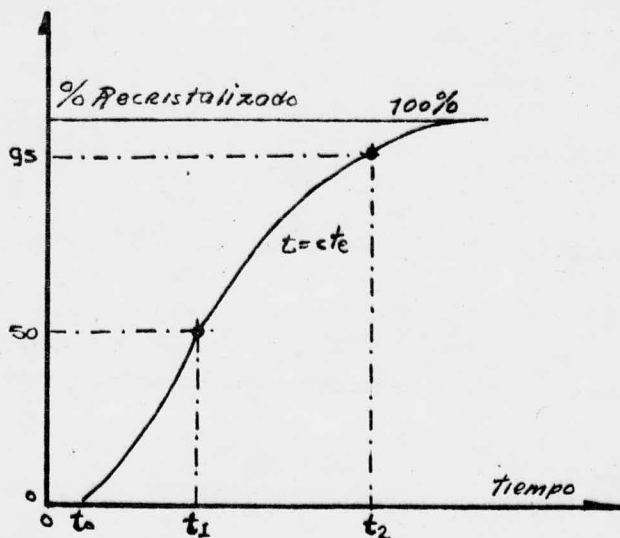
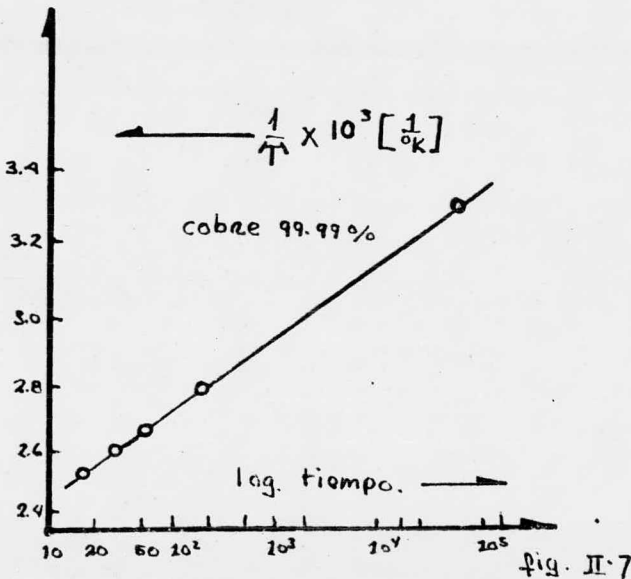


fig. II-6

Para que comience a haber granos recristalizados es necesario un tiempo mínimo, crítico de recristalización (t_0) llamado también tiempo de incubación.

Veamos pues lo anterior, considerando un cierto ejemplo; en la figura 7, se han representado los datos de T y tiempo para el 50% de recristalización, en Cu al 99.99 %, laminado o deformado al 35 %.



Se obtiene una recta $\frac{1}{t} = M \log \frac{1}{t} + N$, (4) en donde M es la pendiente de la curva, N es la intersección de la curva con el eje de ordenadas, ésta ecuación puede escribirse de la siguiente manera:

$$\frac{1}{t} = C \exp. (-Q_r/RT) \quad (5)$$

que es una ecuación del mismo tipo (Arrhenius) que las ecuaciones 2 y 3 .

El tiempo y la temperatura no son independientes. Existe también una temperatura crítica de recristalización, por debajo de la cual, no habrá recristalización, incluso en tiempos relativamente largos.

La ecuación 5 se puede decir, que es la velocidad de recristalización y es preferible expresarla en función de G y N (ecs. 2 y 3) por lo que quedaría un sistema:

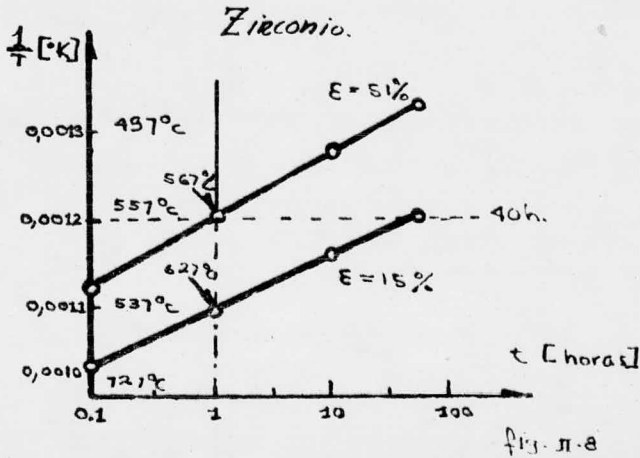
$$\begin{aligned} N &= \alpha + \beta t \\ G &= \text{cte.} \end{aligned} \quad (6)$$

El tiempo y la temperatura necesarios para obtener recristalización total, dependerán, como ya hemos visto, de la deformación previa, de las impure-

zas y del tamaño de grano inicial.

II. 4. INFLUENCIA DEL GRADO DE DEFORMACION.

La figura siguiente (fig. 8) nos muestra la cinética del zirconio para recristalización total, una con un 13 % y otra con 51 % de reducción; en donde las temperaturas de recristalización total en una hora, son, para $\epsilon = 13\%$, 627 °C y para el más deformado, $\epsilon = 51\%$, 567 °C.



Se observa que las rectas no son paralelas, esto indica que la ecuación:

$$N = B_{exp} \cdot (-Q_n/RT)$$

, la energía de activación Q_r no es constante y varía con el grado de deformación.

Las siguientes dos gráficas (figs. 9 y 10) nos muestran una serie de curvas obtenidas graficando la dureza contra la temperatura; de esto concluimos - en lo siguiente: es necesario tener una mínima deformación crítica para tener recristalización a una temperatura dada de recristalización.

II. 5. INFLUENCIA DE LA COMPOSICION.

La influencia de las impurezas en la recristalización se puede resumir - en dos efectos muy marcados:

a) Aumentan la temperatura de recristalización. Ciertos trabajos efectuados en 1960 por Dimitrov, específicamente en aluminio y cobre; determinando la influencia de algunas impurezas (en Cu) sobre las velocidades de nucleación y crecimiento (ver figs. 11 y 12).

Se conoce que normalmente las impurezas se segregan en los límites de -

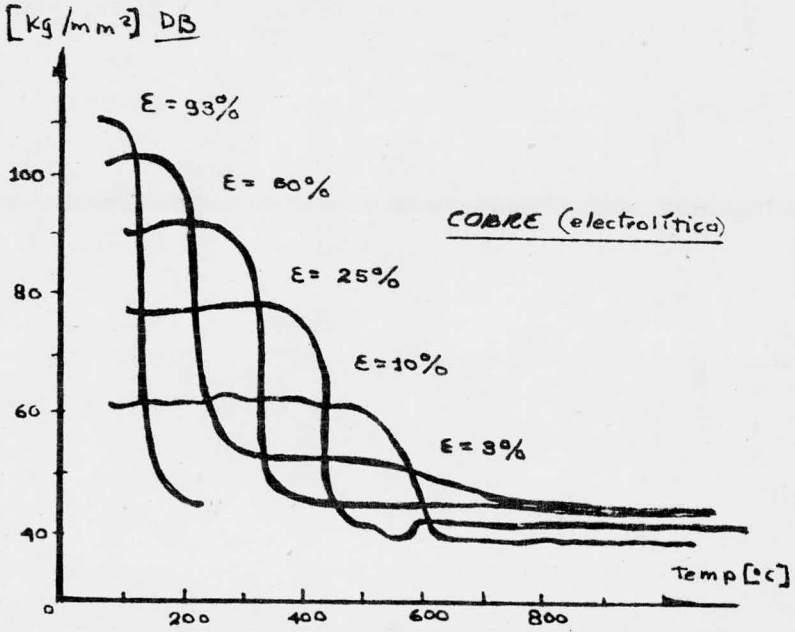


fig. II-9

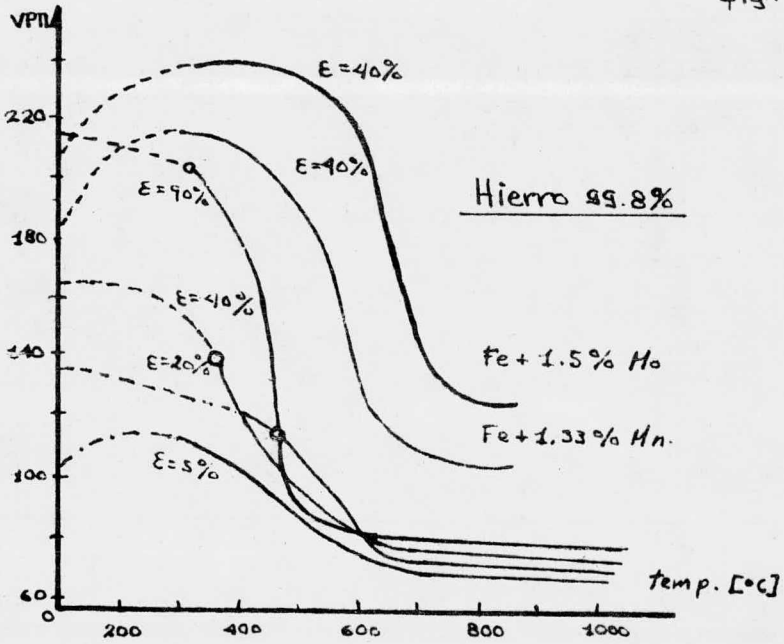
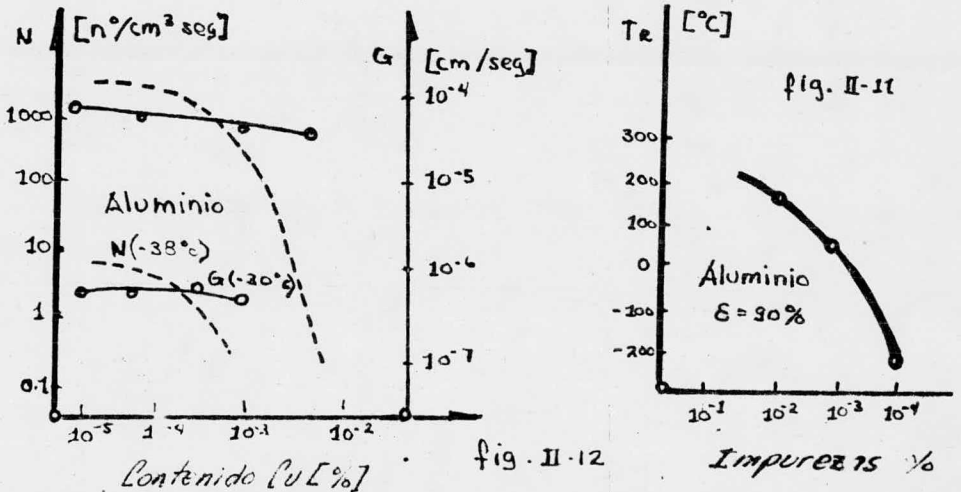


Fig. II-10

grano, puesto que, durante la recristalización se produce la migración de los mismos, las impurezas no los dejan mover o en su defecto, se mueven junto con ellos, teniendo entonces que difundir en forma conjunta.



b) Modifican la deformación crítica que se requiere para iniciar la recristalización.

II. 6. TAMAÑO DE GRANO RECRISTALIZADO.

Según la relación $D = G(t - \bar{t})$, obteníamos el diámetro del nuevo grano, en función del tiempo, indicando que este nuevo grano crecería hasta que sus límites chocaran con los límites de los otros granos que también crecían. Si tomamos esos tamaños de grano recristalizados, en función de la deformación y de la temperatura de recristalización para un latón alfa (ver fig. 13) se observa lo siguiente:

1. Reaparece la deformación crítica.
2. El tamaño de grano obtenido es independiente de la temperatura de recristalización.
3. La deformación crítica depende del tipo de deformación (no es una propiedad del metal).

Como se ha aceptado que la nucleación se inicia en sitios de alta energía de deformación, es lógico que se necesite una deformación mínima para formar esos núcleos.

El tamaño de grano recristalizado es también función del tamaño de grano

inicial. Cuanto menor es el tamaño de grano inicial, habrá mayor cantidad de límites de grano y por lo cual habrá mayor velocidad de nucleación; obteniendo se entonces menor tamaño de grano recrystalizado.

La figura 14 presenta la variación de las velocidades de nucleación y crecimiento, y de su relación N/G , en función del grado de deformación previa. La relación N/G es frecuentemente usada para interpretar datos de recrystalización; esto es si la relación es alta, se formarán muchos núcleos antes de que se complete la recrystalización y se tendrá un tamaño de grano final pequeño; si la relación es baja, se obtendrá un tamaño de grano final, grande.

Los parámetros de la recrystalización que influyen sobre G y N son:

- Temperatura.
- Tiempo
- Composición.
- Deformación previa.

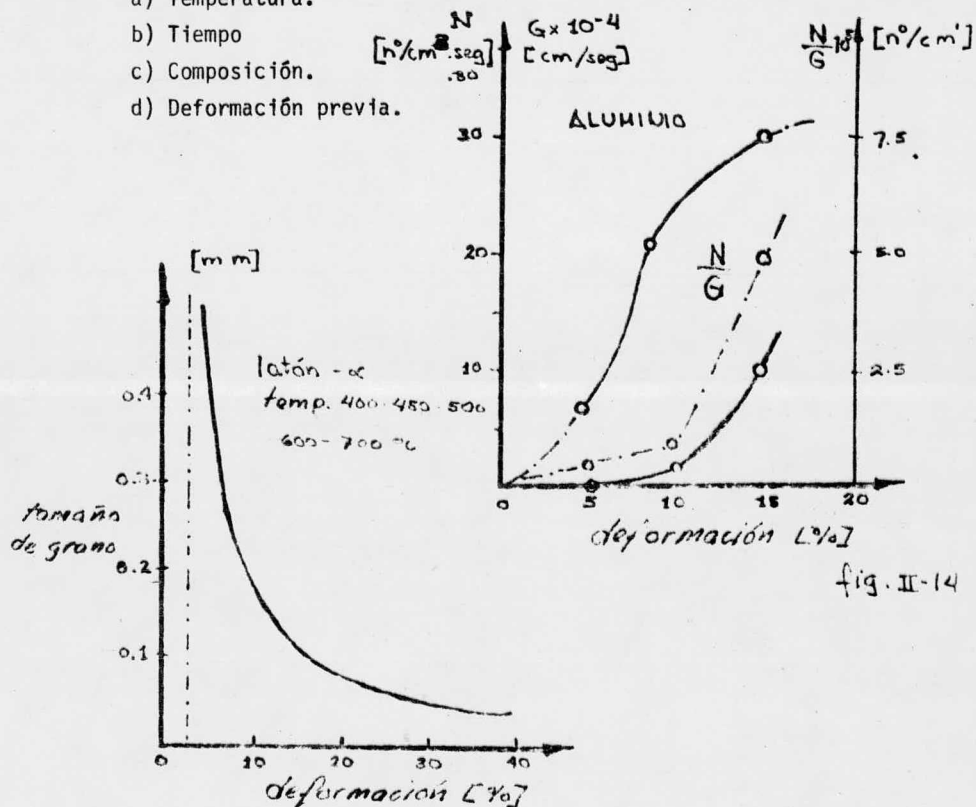
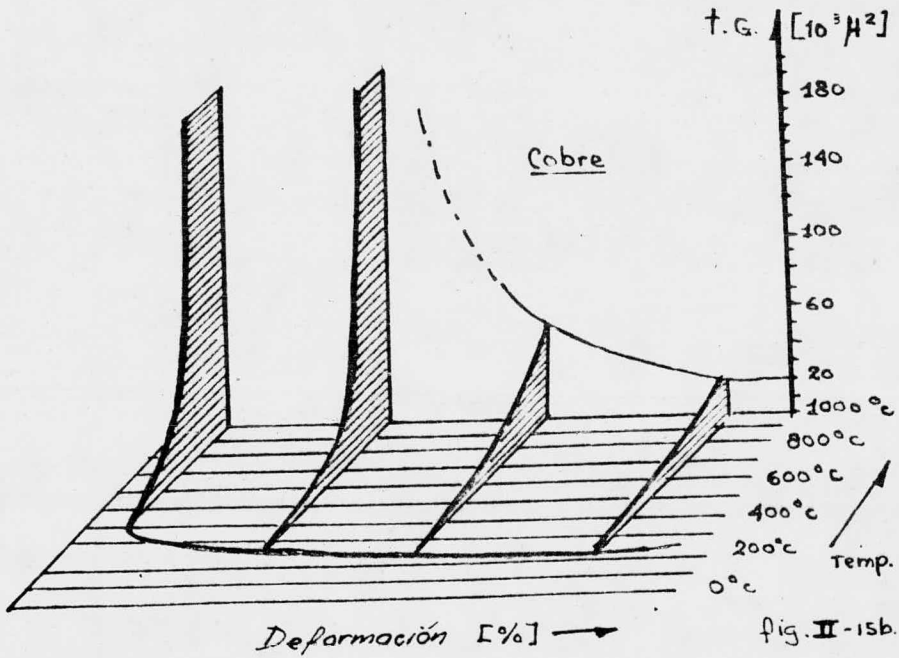
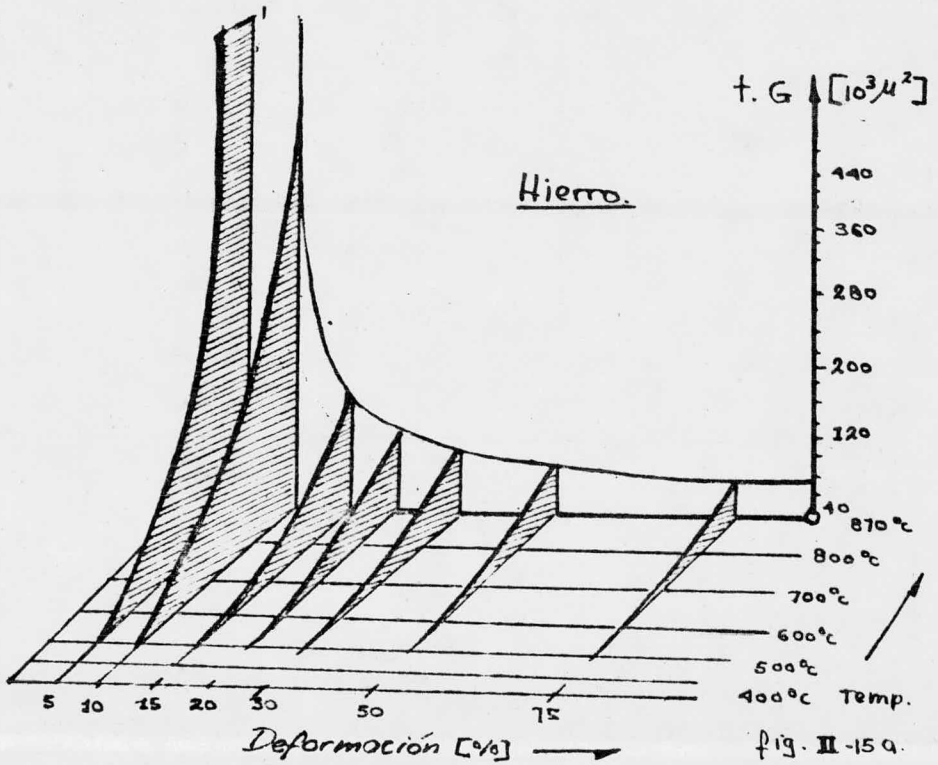


fig. II-13

fig. II-14

II. 6. a) Diagramas: Tamaño de grano - Temperaturas de recrystalización - Grado de deformación.

Estos diagramas nos relacionan el tamaño de grano en función de la temperatura de recrystalización y el grado de deformación previa (ver figs. 15a y 15b);



los parámetros tales como composición y tiempo no se relacionan, pues, tanto la composición de los metales de "pureza comercial" no varía demasiado, con lo cual se puede eliminar éste parámetro. Esto no se concluiría con las aleaciones, como por ejemplo los aceros con diferentes contenidos de carbono, cobre - fosforoso, etc.; pero ellos se consideran independientes, mientras que el tiempo se fija como constante.

II. 7. PROCESO DEL CRECIMIENTO DE GRANO.

Este crecimiento puede presentar distintas características:

a) La mayoría de los granos crecen a expensas de unos pocos que decrecen al mismo tiempo. El tamaño de grano es aproximadamente uniforme; este es el crecimiento de grano normal.

b) En ciertos casos, un pequeño número de granos crece desproporcionadamente, resultando un tamaño de grano muy grande. Este crecimiento de grano es el llamado anormal, parece ser, que se produce en regiones donde la deformación previa a la recristalización es pequeña (de 2 a 4 %), existiendo zonas -- con pocos núcleos, donde pueden crecer granos primarios de gran tamaño.

c) Los granos crecen con ciertas orientaciones selectivas, que pueden pertenecer a la textura de recristalización, a esto se le llama recristalización secundaria, en la cual se desarrolla una nueva textura y el tamaño de grano es mucho mayor.

II. 7. a) Crecimiento de grano normal.

La activación de este proceso se debe a la menor energía interna por reducción del área total de límites de grano, por lo tanto de la energía libre - interfacial, hasta llegar al equilibrio.

Hay migración de los límites de grano, que tienden a minimizar su energía a formando ángulos de 120° ; si algún grano tiene más ó menos lados, sus límites serán cóncavos o convexos (ver fig. 16). La figura (fig. 17) muestra un mecanismo por el cual crecen dos granos B y D a expensas de otros dos A y C.

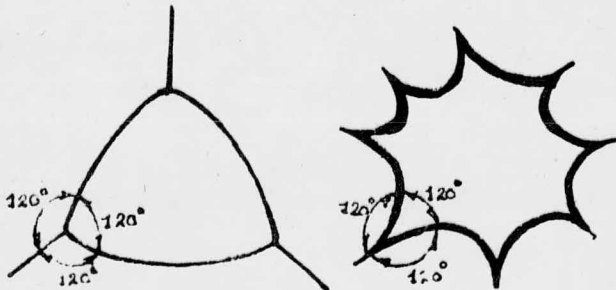


Fig. II-16

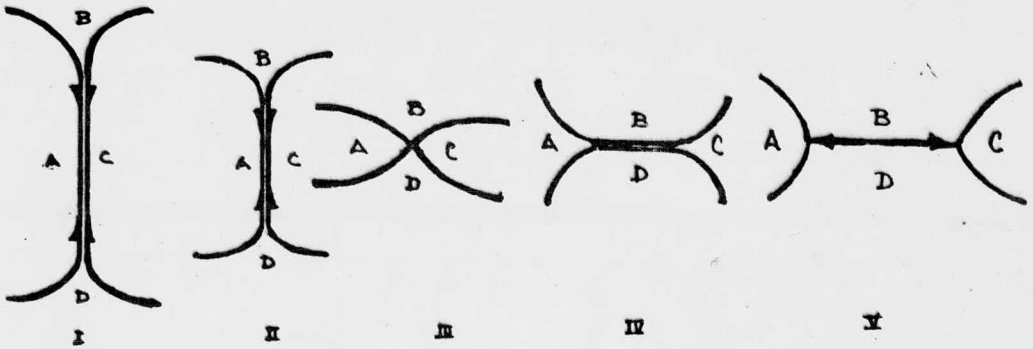


Fig II-17

II. 7. b) Leyes del crecimiento.

La variación del tamaño con el tiempo será inversamente proporcional al diámetro alcanzado, esto es:

$$\frac{dD}{dt} = K \frac{1}{D}$$

en donde: K , es una constante de proporcionalidad. Integrando la ecuación anterior:

$$D^2 = Kt + C.$$

Suponiendo que D_0 es el tamaño de la celda promedio en el comienzo de la observación ($t=0$); evaluando la constante de integración da:

$$D^2 - D_0^2 = Kt.$$

Si se supone el comienzo del crecimiento de las celdas que el tamaño de grano es muy pequeño, entonces es posible no considerar a D_0^2 en relación a D^2 , dando como resultado una expresión más sencilla:

en donde: $k = \sqrt{K}$. $D^2 = kt$ ó $D = kt^{1/2}$

Se ha propuesto y aceptado generalmente, que los átomos del límite en el cristal sobre el lado cóncavo del límite están enlazados con más fuerza que -- los átomos del límite en el cristal, sobre el lado convexo, debido a que están más cercanos a los átomos vecinos del mismo cristal. Este enlace más fuerte de los átomos sobre el lado cóncavo del límite debe tener algún efecto sobre la - velocidad a la cual saltan los átomos a través del límite desde un cristal a o - tro, puesto que la velocidad de movimiento es mayor desde el lado convexo al - lado cóncavo, que viceversa. Entonces cuanto mayor sea la curvatura del límite mayor deberá ser este efecto, y más rápido el movimiento del límite del cris- - tal. Pero, debido a la falta de un conocimiento detallado de la estructura de

los límites de grano metálicos o se conoce todavía la naturaleza exacta del mecanismo de transferencia por el cual los átomos cruzan un límite, y no es posible explicar cuantitativamente los datos obtenidos aparentemente irracionales, cuando se estudia el crecimiento de cristales en un metal.

Si la difusión de átomos a través del límite de grano se considera un proceso activado, entonces:

$$k = k_0 e^{-Q/RT}$$

Por lo que la ley de crecimiento de grano se puede escribir como una función tanto de la temperatura como del tiempo, por lo tanto:

$$D^2 - D_0^2 = k_0 t e^{-Q/RT}$$

Cuando se compara D_0^2 con D^2 , podemos deshechar a D_0^2 , de manera que la ley de crecimiento de grano se puede expresar de una manera más simple:

$$D = kt^{1/2}, \quad k = \sqrt{K}$$

; y es función de la temperatura:

$$k = \sqrt{K_0 e^{-Q/RT}} = k_0 e^{-Q/2RT}; \quad k_0 = \sqrt{K_0}$$

Con la ecuación empírica de forma $D = kt^n$, se han obtenido algunos datos experimentales sobre el crecimiento de grano isotérmico, en donde el exponente casi siempre es $n \ll 1/2$; y éste no es constante si se cambia la temperatura de reacción isotérmica. Sin embargo, el exponente n se incrementa acercándose al valor de $1/2$ cuando aumenta la temperatura. Como regla, los datos experimentales no se ajustan a una ley de activación simple, ya que la dependencia del crecimiento de grano con la temperatura no da un valor constante de Q en la expresión:

$$k = k_0 e^{-Q/RT}$$

II. 7. c) Factores que afectan al crecimiento.

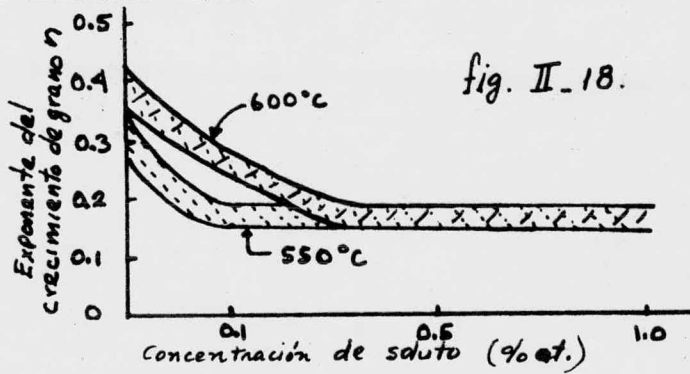
Se consideran en general 3 factores que son:

1. Impurezas solubles. Estas retardan en general el crecimiento.

Si el tamaño de un átomo extraño y los del cristal son diferentes, se introducirá un campo de esfuerzo elástico dentro de la red por la presencia de cada átomo extraño. La energía de deformación del límite se reducirá, pues los límites de grano son regiones de desajuste de la red, así como la red que rodea al átomo de impureza, dando como resultado ésta reducción, que consiste en u

na emigración del átomo extraño a la vecindad del límite de grano.

La figura (fig. 18) nos muestra el exponente de crecimiento de grano como una función del contenido de impureza para cobre, con contenidos pequeños de aluminio en solución sólida.



Examinando la figura, vemos que según se aproxima el metal a una pureza del 100 %, el exponente del crecimiento de grano, crece hacia el valor 1/2 teórico, así como también que a la temperatura más elevada (600°C) la velocidad de acercamiento es mayor. Esta dependencia sobre la temperatura del exponente, puede explicarse suponiendo que las atmósferas del soluto del límite de grano se abaten por las vibraciones térmicas a temperaturas elevadas.

El efecto de los solutos en retardar el crecimiento de grano, varía con el elemento concerniente. Aquellos elementos que distorsionan más la estructura reticular, tienen un mayor efecto sobre la velocidad de crecimiento de grano.

Zener efectuó un trabajo acerca de la interacción entre inclusiones y límites de grano. La figura (fig. 19) muestra ésta interacción que consiste en lo siguiente: en la parte A se esquematiza la inclusión situada en un límite de grano, que es representado por un línea recta vertical; observando el croquis, se ve que tanto la inclusión como el límite se encuentran en una posición de equilibrio mecánico. Si observamos la parte B en el que, si se moviese el límite hacia la derecha, el límite de grano se curva, tratando de mantenerse normal a la superficie de la partícula (esto es debido a su tensión superficial). Los vectores marcados como σ , indican la dirección y magnitud de los esfuerzos de tensión superficial en la línea de contacto entre el límite y la superficie de la inclusión. Si la longitud total de la línea de contacto es $2r \cos \theta$, el producto de la componente horizontal de este vector σ sea θ y la longitud de la línea de contacto (entre la partícula y el límite) se obtiene como resultado el tirón del límite sobre la partícula, esto es:

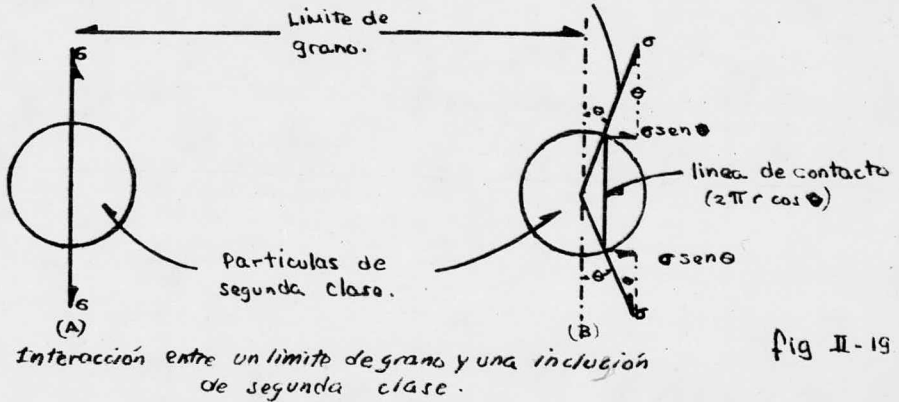
$$f = 2\pi r \sigma \sin \theta$$

en donde: r , es el radio de la partícula esférica

θ , es el ángulo entre la posición de equilibrio del límite y el vector σ .

$$f = \pi r G.$$

cuando θ es igual a 45° , la fuerza máxima de arrastre nos la indica la ecuación anterior.



Concluyendo se ve que la fuerza de arrastre de una simple partícula, varía directamente según el radio de la partícula; y como el volumen de cada partícula varía según el cubo de su radio, el efecto que causan las inclusiones en impedir el movimiento del límite de grano, será mayor mientras más pocas y pequeñas sean las partículas, esto es, en el caso que se suponga partículas de la misma forma.

Las partículas de segunda fase, en muchos casos tienden a disolverse a altas temperaturas, este es el caso de las partículas de carburo de hierro que son estables a temperatura ambiente, mientras que a temperaturas elevadas se disuelven.

Es cierto también, que partículas de segunda fase tienden a coalescer a temperaturas elevadas y formar menos cantidad de partículas grandes. Ambos efectos, tanto la disminución en la cantidad de partículas de segunda fase, como la tendencia a formar partículas más grandes, eliminan el efecto retardante de las inclusiones sobre el crecimiento de grano en los metales (ver fig.20)

Los poros en un metal tienen el mismo efecto sobre el movimiento del límite de grano.

2. Geometría. Esto es muy importante en las chapas, pues cuando el tamaño de grano alcanza el valor del espesor de la chapa (ver fig. 21), los límites de grano quedan prácticamente perpendiculares a la superficie.

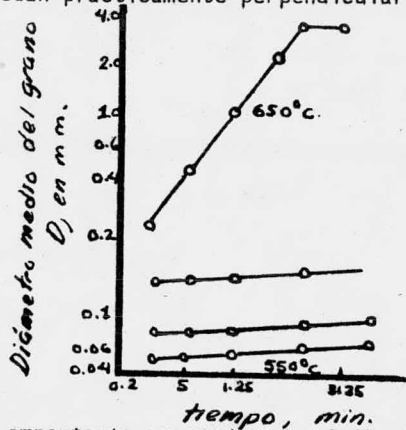


fig. II 20

Un fenómeno importante asociado con el límite de grano que encuentran una superficie libre, fué señalado por Mullens. Este fenómeno tiene que ver con el crecimiento térmico, a elevadas temperaturas, normalmente con el recocido, se pueden formar acanaladuras sobre las superficies en aquellos lugares en donde existe la intersección entre el límite de grano y la superficie de la probeta. Observando la figura (fig. 21), en donde el punto a representa la línea en que se encuentran las tres superficies: el límite de grano y las superficies libres. Para balancear estas superficies, se debe formar una acanaladura con un ángulo dihedral θ que satisfaga la siguiente ecuación:

$$\sigma_{lb} = 2 \sigma_{sl} \cos \frac{\theta}{2}$$

, donde σ_{sl} = tensión de las superficies libres.

θ = ángulo dihedral para obtener el equilibrio.

σ_{lb} = tensión del límite de grano.

Cuando el tamaño de grano promedio de una probeta de metal es pequeño, el efecto de la acanaladura térmica o la falta de curvatura en los granos de la superficie actúa poco sobre la velocidad general de crecimiento de grano. Sin embargo, cuando el tamaño de grano se acerca a las dimensiones de espesor de la probeta, puede esperarse que disminuyan las velocidades de crecimiento de grano. Al producirse acanaladuras por ataque térmico, éstas tienden a impedir el movimiento de los límites de grano, pues al moverse éstos deberían incrementar su superficie (de b_1 a b_2 en la figura 21), con lo que aumentaría su energía.

3. Partículas insolubles. La energía de las partículas insolubles es menor si éstas se encuentran en el límite de grano, disminuyendo así en igual proporción la energía del límite; y éste efecto que se usa extensamente hace -

que se "anclen" los límites.

Por ejemplo, en la figura (fig. 22) se observa el efecto del diámetro en función del tiempo para una aleación de aluminio + 1.1 % de manganeso, se aprecia que cuando la segunda fase de $MnAl_6$ se disuelve, a $650^{\circ}C$, desapareciendo su efecto. Pero permite extrudarse esta aleación hasta $600^{\circ}C$, sin gran crecimiento de grano.

Lo mismo sucede en los aceros; en la figura (fig. 23) se puede observar la diferencia si se utiliza aluminio en el proceso de desoxidación o no. También aquí, a una determinada temperatura crece bruscamente el grano, esto se debe a la disolución de las partículas de alúmina, con lo que el límite de grano queda en libertad de moverse; este efecto permite forjar a temperaturas más altas.

II. 8. RECRISTALIZACIÓN SECUNDARIA.

Esta se comporta de la misma manera que la primera y es inducida de ordinario por la elevación de la temperatura de recocido sobre la temperatura a -- que ocurre el crecimiento de grano original.

Este proceso tiene las siguientes características:

a) Los granos grandes son algunos granos de la estructura primaria - que han crecido más.

b) La primera etapa de crecimiento de los granos grandes es lenta, - hay un período de incubación antes de que la recristalización secundaria tenga lugar.

c) Los factores que gobiernan la elección de los granos que deben -- crecer y el mecanismo de las primeras etapas, son las partes menos entendidas de todo el proceso. Se ha aceptado que los granos a ser secundarios, deben ser más grandes que el promedio de los granos primarios y deben tener orientaciones que diverjan de la textura primaria principal.

d) Algunos factores inhiben el crecimiento normal y uniforme de los granos, esto es, cuando el crecimiento normal es muy lento y los granos secundarios pueden crecer. Los factores que contribuyen con la inhibición por fase dispersa, por texturas primarias o por espesor de chapa.

e) La estructura de recristalización secundaria, una vez terminada, a veces tiene una textura muy pronunciada.

f) Una cierta temperatura mínima debe ser excedida para que se produzca recristalización secundaria. Los granos más grandes son normalmente producidos justo por encima de esta temperatura; a temperaturas de recocido mayores, los granos secundarios resultantes son más pequeños.

g) La fuerza impulsora de la recristalización secundaria, es la energía de borde de grano. En ciertas circunstancias, la energía superficial de --

los granos, también puede contribuir.

Para comprender el efecto de las impurezas en el desarrollo de texturas de recristalización secundaria, se debe entender la capacidad de las mismas, - que es frenar el movimiento de bordes de grano.

i) Ciertos autores han mostrado el efecto retardante de las impurezas en solución, sobre el movimiento de los bordes de grano. La idea más aceptada para explicar este fenómeno, es de que las impurezas disueltas retardan el movimiento a través de una atracción elástica de las impurezas hacia la estructura abierta del borde de grano. El borde de grano deberá hacer los siguientes dos casos:

a) Arrastrar las impurezas en su movimiento, de modo que su velocidad va a estar limitada por la velocidad de difusión de estas impurezas.

b) Pasar a través de las impurezas, en el caso que la concentración de las mismas sea baja, o que la fuerza impulsora y/o la temperatura sean suficientemente bajas.

También hay que hacer notar el efecto de las impurezas en la modificación de la velocidad de crecimiento de los granos, y ésta varía según la estructura de los bordes de grano y tal estructura depende de que los granos tengan orientaciones al azar o preferenciales.

ii) Efecto de los precipitados en el crecimiento de grano. Un precipitado interactúa con un borde de grano ejerciendo un efecto de frenado. La figura (fig.24) muestra la configuración inicial en la cual la energía del borde de grano, proporcional a su superficie, y la energía de interfase precipitado-matriz son iguales a la energía en la configuración c, pero mayores a la configuración b. En la configuración b falta una fracción del borde de grano inicial, esto es que la intersección precipitado-borde de grano, quiere decir que la energía de interfases es menor. Por lo que para pasar de b a c se requiere de una energía adicional y ésta debe restarse de la fuerza impulsora que actúa para mover el borde de grano.

Así también hay que considerar que el tamaño, distribución y fracción volumétrica de los precipitados permite variar el efecto retardante de los mismos en el crecimiento de grano.

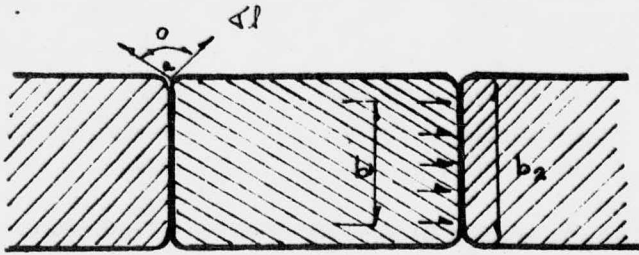


fig. II-21

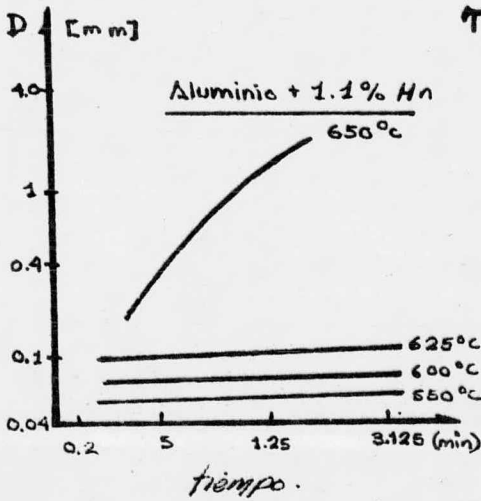


fig. II-22

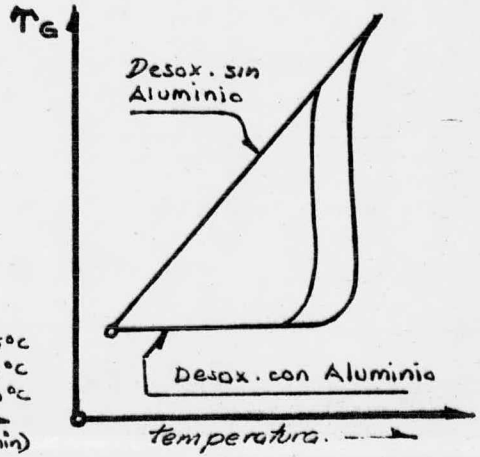


fig. II-23

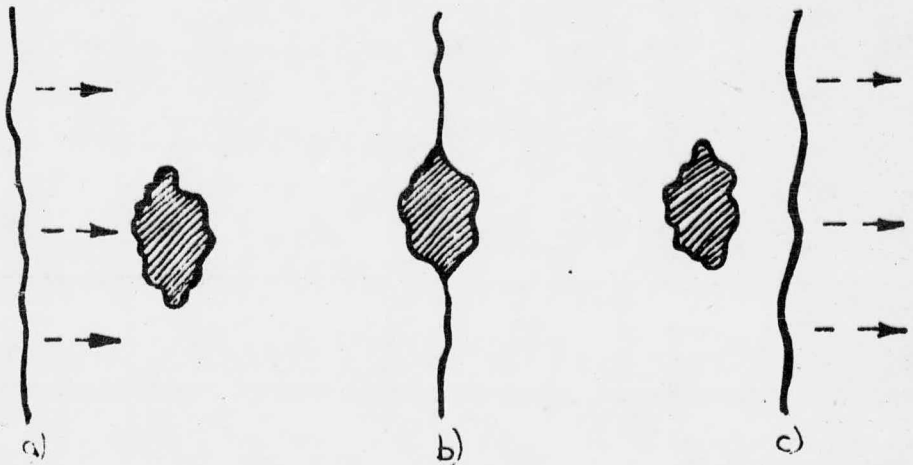


fig. II-24

CAPITULO III TIPOS DE RECOCIDO

El acero es recocido para dar maquinabilidad, reducir dureza, facilitar el trabajo en frío, para obtener la microestructura deseada, o bien para obtener ciertas propiedades mecánicas.

El recocido es un proceso inverso al del temple, ya que en este el enfriamiento es rápido y en el primero es muy lento, originando las transformaciones de la austenita en microconstituyentes de equilibrio, o sea en fases estables de baja dureza y alta maquinabilidad.

El éxito de un tratamiento de recocido depende, entre otros, de dos factores importantes:

a) La formación de austenita.

b) La transformación subsiguiente de austenita a altas temperaturas subcríticas (obteniéndose mejores resultados controlando de manera constante las temperaturas).

III. I. TEMPERATURA DE AUSTENIZACION.

La austenita se empieza a formar tan pronto la temperatura del acero excede la crítica; la estructura del acero a bajas temperaturas de austenización consiste en austenita, más carburos o ferrita, o ambas; dependiendo de la composición del acero y del tiempo a la temperatura.

Al irse incrementando la temperatura de austenización, la estructura del acero se hace más homogénea. Esto se traduce en lo siguiente: más ferrita se convierte en austenita, en los aceros hipoeutectoides y más carburos se disuelven en austenita en los aceros hipereutectoides. Este grado de homogeneidad es de una importancia considerable en el desarrollo de las estructuras del recocido y es la base de la primera regla del recocido.

Regla 1: Entre más homogénea sea la estructura del acero austenizado más laminar será la estructura del acero recocido. Por otro lado, entre más heterogénea sea la estructura del acero austenizado, más esferoidal será la estructura del recocido.

La austenita cuando se calienta sobre su temperatura crítica, está formada de ferrita y ésta se transforma otra vez a ferrita y carburo cuando el acero se enfría abajo de ésta. Esta transformación es relativamente lenta a ciertas temperaturas y puede ser muy rápida a otras temperaturas. El producto de transformación depende en gran parte de la temperatura a la cual se transforma la austenita.

Si se permite a la austenita transformarse a temperaturas justamente abajo de la crítica, el producto de la transformación será: carburos esferoidales

muy gruesos, o perlita laminar vasta. Estos productos son muy blandos, sin embargo usualmente el tiempo que es requerido para una transformación completa a temperaturas justo por debajo de la crítica, es muy largo.

Ahora, a temperaturas de transformación más bajas, el producto de transformación es más duro y menos vasto; y el tiempo requerido para llevar a cabo la reacción es más corto. También a menor temperatura, el producto de transformación tiene una mayor tendencia a ser laminar, más que esferoidal, aún cuando la austenita fuera heterogénea antes de que se iniciara la transformación.

Los hechos anteriores son bases de la segunda y tercera regla de recocido.

Regla 2: Para desarrollar la condición más suave en el acero, hay -- que austenizar a una temperatura menor de 40°C sobre la crítica y transformar a una temperatura menor de 40°C por debajo de la crítica.

Regla 3: Debido a que el tiempo requerido para una transformación -- completa a temperaturas de -40°C por debajo de la crítica puede ser muy larga, debe dejarse a que tenga lugar la mayor parte de la transformación a la mayor temperatura, donde un producto blando se forma, y termínese la transformación a una menor temperatura, donde el tiempo de transformación es menor.

Después de que el acero ha sido austenizado, debe enfriarse a la temperatura de transformación. Debido a que no hay fenómenos de importancia para el -- correcto desarrollo de la operación de recocido entre esas dos temperaturas, -- la cuarta regla del recocido es:

Regla 4: Después de que el acero ha sido austenizado, enfríese tan -- rápido como sea posible a la temperatura de transformación, para disminuir el tiempo total de la operación de recocido.

Una vez que toda la estructura ha sido completamente transformada, no -- hay ningún fenómeno que pueda ocurrir durante el enfriamiento del acero desde la temperatura de transformación hasta la temperatura ambiente.

Un enfriamiento extremadamente lento puede causar alguna aglomeración de carburos y consecuentemente, un pequeño ablandamiento del acero, pero el efecto es despreciable en comparación con los resultados obtenidos por la transformación a alta temperatura. Por lo cual, la quinta regla del recocido es:

Regla 5: Después que el acero ha sido completamente transformado a la -- temperatura que produce la microestructura y dureza deseados, enfríese el acero a temperatura ambiente tan rápidamente como sea posible para disminuir más aún el tiempo total de la operación del recocido.

Finalmente, hay dos reglas suplementarias de recocido:

Regla 6: Para asegurar un número de perlita laminar en la estructura de aceros de herramientas con número de 0.70 a 0.90 % de Carbono y otros ace--

ros de medio carbono y baja aleación, recocidos, precaliéntese el acero por varias horas a una temperatura alrededor de 10°C abajo de la temperatura crítica entonces, austenifícase y transfórmese normalmente.

Regla 7: Para obtener un mínimo de dureza en aceros de herramienta - hipereutectoides, recocidos, caliéntese el acero por un largo tiempo alrededor de 10 a 15 horas; a la temperatura de austenización y transfórmese normalmente

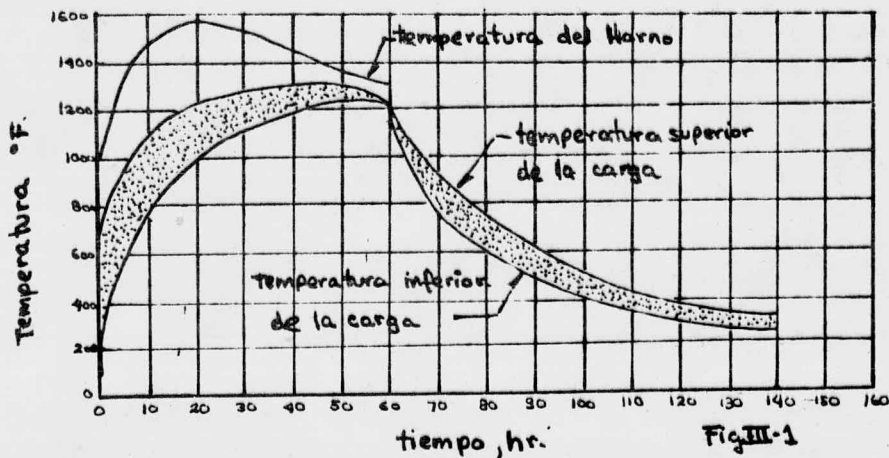
III. 1. a) Velocidad de enfriamiento.

En muchas ocasiones el enfriamiento a partir de la temperatura de austenización y de transformación, puede efectuarse rápidamente con un ahorro considerable en el tiempo total de recocido. En otros casos, sin embargo, dicho enfriamiento no se puede hacer rápidamente ya sea porque la masa de acero a ser recocida, es muy grande o porque el tamaño de las piezas es muy grande.

Esto no puede ser modificado, principalmente debido a que el calor no puede ser disipado rápidamente desde dentro de la carga.

III. 1. b) Uniformidad en la temperatura.

Una posible falla en la operación de recocido, es la falta de conocimiento en la distribución de las temperaturas en el interior de la carga del horno. En hornos de recocido grandes, es difícil establecer y mantener condiciones de temperatura uniforme en la carga y más difícil, es que la carga mantenga su temperatura correcta ya sea durante el calentamiento o el enfriamiento. (Ver fig. 1)



Los termopares del horno indican generalmente la temperatura por debajo, por encima, o al costado de la carga; pero la temperatura leída por estos termopares puede ser hasta 30°C diferente de la temperatura del acero, especialmente cuando la carga, ya sea en forma de tubos, barras, etc., esté empacada en forma muy compacta, con una atmósfera controlada. Cuando estas condiciones existen, es evidente establecer la temperatura a través de la carga, colocando termopares entre la carga, de manera que la regulación del horno se haga sobre la temperatura indicada por los termopares y no con los termopares del horno.

III. 2. FACTORES QUE CONTROLAN LA MICROESTRUCTURA.

Para la mayoría de las operaciones de maquinado en aceros recocidos de medio carbono, una estructura laminar es siempre preferible, ocasionalmente una estructura esferoidal es requerida en estos aceros. Hemos visto que para la mayoría de los aceros, la producción de estas estructuras depende de la temperatura de austenización.

En algunos aceros aleados, tales como los aceros para trabajado en caliente, aceros de alta velocidad, en los cuales hay muchos carburos residuales -- aún a temperaturas de austenización altas, una estructura laminar no puede ser producida. Por otro lado, en muchos aceros de baja aleación y medio carbono, la producción de una estructura esferoidal requiere un cuidado especial.

III. 3. DIFERENTES TIPOS DE RECOCIDO.

a) Recocido de austenización completa. En este caso se eleva la temperatura un poco arriba de Ac_3 (no demasiado para evitar el crecimiento de grano), de 30 a 50°C, dando un tiempo de permanencia de una hora por pulgada de sección de la pieza, y luego se enfría lentamente dentro del horno. Este tipo de recocido produce una regeneración de la estructura y elimina todas las irregularidades producidas por el tratamiento térmico o por deformación.

Se obtiene una estructura de grano uniforme, cuyas características dependen de la temperatura de calentamiento y de la forma de enfriamiento. Este recocido sirve igualmente para eliminar las irregularidades estructurales y las tensiones internas, particularmente en piezas que soportan sollicitaciones fuertes y elementos de la construcción de máquinas, aparatos, y recipientes; -- produce también propiedades mecánicas uniformes en toda la sección de las piezas.

b) Recocido de homogeneización. Según normas este es un recocido que se realiza a temperaturas muy elevadas (muy superior a Ac_3 para los aceros -- que presentan transformaciones) y durante tiempos muy largos cuya finalidad es conseguir una distribución satisfactoria de los componentes solubles.

Este tipo de recocido sirve para igualar las diferencias de composición química, con lo que se consigue una completa uniformidad estructural.

c) Recocido de embastecimiento de grano. Este recocido se efectúa calentando a una temperatura por encima del punto superior de transformación A_{c3} para obtener un grano basto (mejora de la maquinabilidad).

En este recocido a altas temperaturas se disuelven en el acero muchas impurezas y bordes de grano, por lo que al producirse la transformación en el enfriamiento, se obtiene un grano grueso; en este tipo de tratamiento, el aumento del tamaño de grano depende de la temperatura de recocido y del tiempo de mantenimiento a esa temperatura. Al aumentar la temperatura y la duración del recocido, aumenta el tamaño de grano. Este tipo de tratamiento se aplica a los aceros suaves no aleados y especialmente los de cementación, que se embotan en el mecanizado de las herramientas y acabado.

d) Recocido de ablandamiento. Se describe como un tratamiento en el que el material se calienta a una temperatura muy poco inferior a A_{c1} (a veces superior a A_{c1} , o bien se mantiene oscilando por encima y por debajo de este punto, y luego se enfría lentamente con la finalidad de producir un estado lo más blando posible.

Para conseguir este estado de mínima dureza hay que globulizar las láminas de cementita; esta estructura con cementita globular (suele llamarse perlita globular) es la más blanda posible. Este tipo de recocido se aplica a los aceros con contenidos de carbono superiores a 0.5%. Para un contenido de carbono inferior a este, podría producirse un desplazamiento de la cementita existente hacia los bordes, con lo que el acero se fragilizaría; por otro lado se produciría también la globulización y el acero se ablandaría tanto que fluiría al tratar de obtenerse la viruta en el mecanizado.

e) Recocido de eliminación de tensiones. Este recocido consiste en calentar a una temperatura por debajo de A_{c1} , la mayoría de las veces inferior también a 650°C , enfriando después lentamente con la finalidad de destruir las tensiones internas sin producir variaciones esenciales en las propiedades existentes.

Este tipo de recocido sirve para suavizar las tensiones del mecanizado, en el que no se producen variaciones de estructura. Las piezas difíciles de templear, sensibles a las distorsiones que han sufrido un mecanizado intenso, deben someterse a un recocido de eliminación de tensiones después de cada destoste, con el fin de aminorar las tensiones engendradas y la tendencia a la distorsión en el tratamiento térmico final.

f) Patentado. Este tratamiento se aplica a alambres y consiste en un calentamiento a una temperatura superior a A_{c3} , y un enfriamiento relativamen

te rápido destinado a conseguir una estructura favorable para la subsiguiente conformación en frío.

Existen distintos procedimientos de realización de este tratamiento, como son: el patentado continuo y el patentado por inmersión; estos dos procedimientos se fundan en la formación de estructuras perlíticas finas a las temperaturas de 400 a 550°C; esta estructura facilita la posterior conformación en frío e incrementa la resistencia del acero. Si se trata de aceros que forman perlita fina por el simple enfriamiento al aire, basta dejar que el alambre después de atravesar el horno continuo de calentamiento se enfríe en el aire (patentado al aire).

El patentado puede sustituir también al recocido intermedio en el estirado en frío, con lo cual se consigue que el alambre estirado gane alargamiento

g) Recocido de recristalización. Este tratamiento es un recocido realizado a una temperatura comprendida dentro del intervalo de recristalización después de una deformación producida a una temperatura inferior a las de ese intervalo. Después de una deformación en frío el material se encuentra en estado no estable caracterizado por un aumento de resistencia a la tracción y del límite elástico, pero con una menor aptitud para la deformación plástica. Este estado desaparece con recocidos a temperaturas comprendidas entre 400 y 700°C como consecuencia de la formación de nuevos cristales. La estructura que se origina es tanto más fina cuanto mayor es la deformación plástica anterior el endurecimiento producido por la deformación en frío no se elimina totalmente.

h) Recocido isotérmico. Este recocido consiste en mantener el material en el curso de un enfriamiento, desde una temperatura superior a A_{c3} a una temperatura comprendida dentro del intervalo de formación de perlita, seguido de un enfriamiento posterior cualquiera, con el fin de conseguir una transformación completa en perlita.

Se aplica comúnmente para aceros aleados de alto contenido de carbono, dado que con estos tratamientos se obtienen los mejores beneficios de economía en el tiempo del horno y facilidad para obtener la microestructura deseada.

Las siguientes reglas son para establecer un ciclo de recocido isotérmico

1) Mayores temperaturas de austenización favorecen la formación de perlita laminar; y menores temperaturas favorecen la estructura esferoidal.

2) La estructura más blanda se obtiene usando las mínimas temperaturas de austenización y máximas temperaturas de transformación.

3) Se ahorra tiempo en el horno enfriando rápidamente de la temperatura de austenización a la de transformación, y sacando el acero del horno cuando ha sido completamente transformado.

CAPITULO IV

TEORIA DEL CRECIMIENTO DE GRANO

IV. 1. VELOCIDAD DE MIGRACION DEL BORDE DE GRANO.

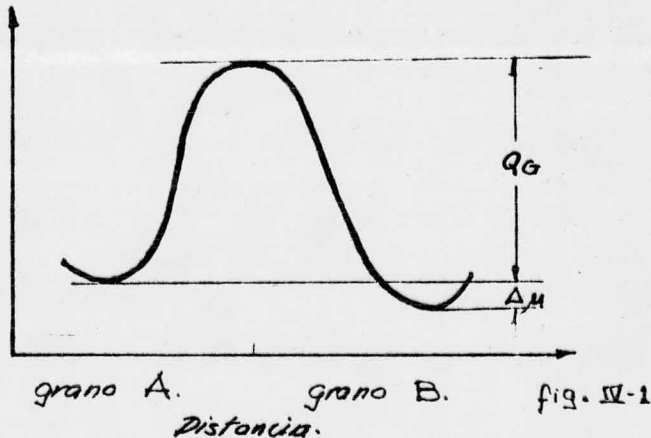
La fuerza impulsora en la recristalización es producida esencialmente por la diferencia de energía libre entre el material con alta deformación y el material recristalizado, y esta fuerza impulsora se deriva de la diferencia de potencial químico ($\Delta\mu$) entre los átomos situados a ambos lados del borde. Si la fuerza impulsora (el gradiente de potencial) puede aproximarse por $(-\frac{\Delta\mu}{\delta})$, la velocidad de migración de borde G está definida por la ecuación:

$$G = M \left(-\frac{\Delta\mu}{\delta} \right)$$

, donde M es la movilidad

δ es el espesor del borde de grano

Si se considera un modelo del borde de grano en el que los átomos en la red, vibran alrededor de sus posiciones de equilibrio con una frecuencia ν y aquellos átomos ubicados "junto al borde de grano", pueden saltar a través del mismo cuando la amplitud de vibración excede cierto valor. Si se supone que -- los átomos saltan en forma individual cada vez que adquieren una energía Q , el modelo se puede representar esquemáticamente como se indica en la siguiente figura (fig. 1)



La frecuencia media de salto de un átomo del grano A al grano B, está dada por:

$$\nu e^{-Q_G/RT}$$

La frecuencia media de salto de un átomo del grano B al grano A está dada por:

$$\nu e^{-\frac{(Q_G + \Delta\mu)}{RT}}$$

Por lo tanto, si se considera $\Delta U/RT$, como es en el caso de re-cristalización, la velocidad de migración G puede expresarse:

$$G = \delta \gamma \frac{\delta H}{RT} e^{-Q_G/RT}$$

y por lo tanto, la movilidad M resulta:

$$M = \frac{\delta^2 \gamma}{RT} e^{-Q_G/RT}$$

El anterior modelo no toma en cuenta la variación de la estructura del borde de grano, el tipo de movimiento que cada átomo debe hacer en relación a sus vecinos al pasar de una red a otra. Los procesos atómicos que determinan M actualmente no se entienden con claridad, pero se ha determinado experimentalmente que depende fundamentalmente de la temperatura, la concentración de impurezas, la orientación relativa de los granos y en cierto grado de la orientación del borde con respecto a ambos granos.

En casi todos los metales, existen bordes de grano con alta movilidad; - un ejemplo de éste comportamiento se ha observado en la movilidad de los bordes de grano en plomo muy puro, aleado con pequeñas cantidades de estaño. (fig. 2).

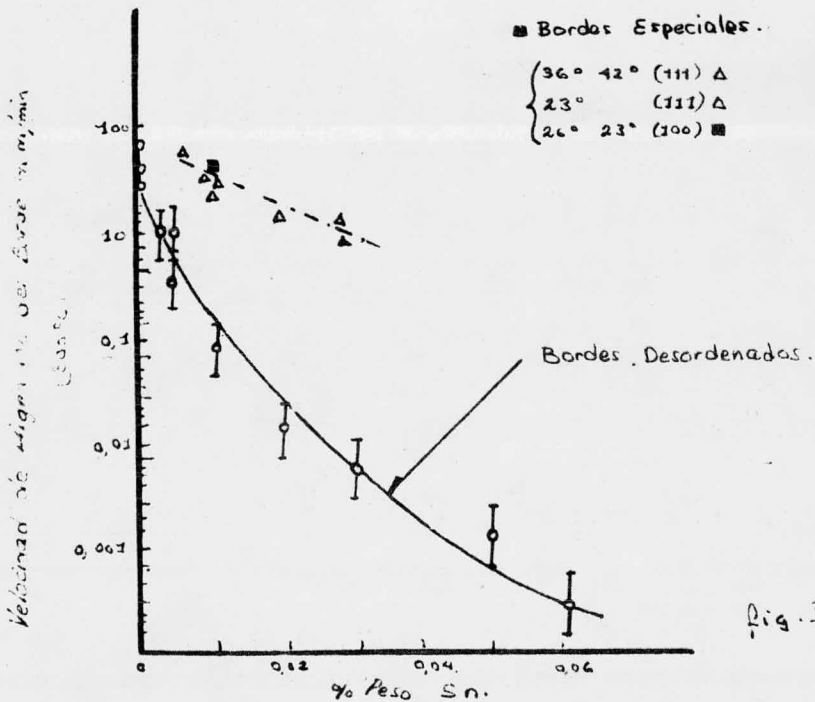


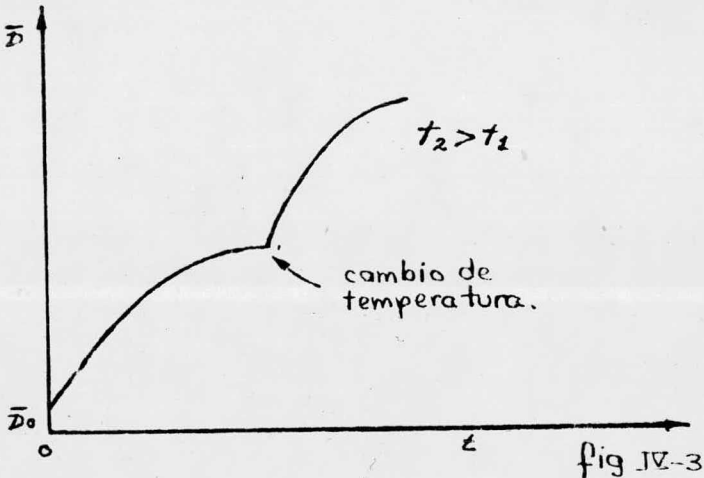
Fig. IV-2

Se puede observar que los granos de alta movilidad tienen una relación de orientación bien definida, respecto de la matriz, y que la diferencia de movilidad con respecto a los bordes desordenados, crece con el contenido de impurezas (estaño).

En la actualidad, no es claro todavía porqué las impurezas (en p.p.m.) afectan la movilidad de ciertos bordes de grano. Se ha especulado, suponiendo que la segregación de impurezas es selectiva, según la energía asociada al borde de grano, pero no hay suficientes pruebas experimentales.

IV. 2. CRECIMIENTO DE GRANO.

El crecimiento del tamaño de grano empieza a ser importante, en general, a temperaturas mayores de $0.5 T$ de fusión. La siguiente figura (fig.3) se muestra el crecimiento de D , a diferentes temperaturas.



Durante el crecimiento, el material reduce su energía libre mediante la reducción del área de borde de grano. La energía asociada al borde de grano, es de algunos órdenes de menor magnitud que la disponible para impulsar el proceso de recristalización, esto explica en principio, porqué el crecimiento de grano tiene lugar a temperaturas más elevadas que las de recristalización. La energía por unidad de volumen asociada a bordes de grano, puede expresarse como:

$$G_b = A_b \gamma \frac{\gamma_b}{D}$$

en donde A_b es el área de borde de grano por unidad de volumen

γ_b es la energía de borde de grano por unidad de area (equivalente a la tensión superficial)

Si la migración del borde de grano se describe con una ecuación análoga

a la usada en recristalización se tiene:

$$G = M \left(\frac{\Delta \mu}{f} \right) [\text{cm/seg}]$$

Dado que el potencial químico $\Delta \mu$ es función del área (geometría) se puede establecer una relación entre $\Delta \mu$ y el radio de curvatura r , de la superficie en la siguiente forma: sea un "grano esférico" de radio r que varía su tamaño dr como se muestra en la figura (fig. 4).

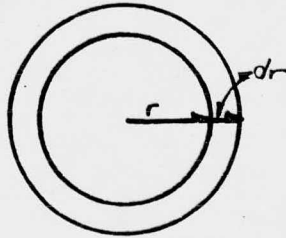


fig. IV-4

Efectuando un balance energético en el estado de equilibrio, tenemos que:

$$\Delta \mu dn = \gamma_b dA$$

$$\Delta \mu = \gamma_b \frac{dA}{dn}$$

$$A = 4\pi r^2 \Rightarrow dA = 8\pi r dr$$

$$V = \frac{4}{3}\pi r^3 \Rightarrow dV = 4\pi r^2 dr$$

siendo dn el número de átomos que intercambia el grano con la matriz y si Ω es el volumen atómico, se tiene:

$$dn = \frac{dV}{\Omega} = \frac{4\pi r^2}{\Omega} dr$$

Sustituyendo, nos da:

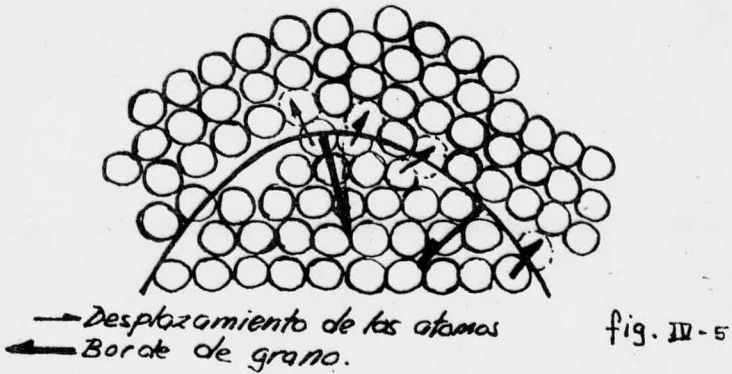
$$\Delta \mu = \frac{2\gamma_b \Omega}{r}$$

Esto es que la diferencia de potencial, entre los átomos que están dentro del grano y los que están fuera, crecen a medida que el radio de curvatura disminuye.

Cuando se trata de una estructura cristalina, el efecto de la curvatura se muestra en la figura siguiente (fig. 5).

IV. 2. a) Movimiento de borde de grano.

Los átomos se desplazan hacia la superficie cóncava, donde son más esta-



bles. Como resultado de éstos desplazamientos, el borde de grano se mueve hacia su centro de curvatura.

Tratándose de materiales de una sola fase, se supone que la tensión superficial es igual para los diferentes bordes de grano; esto, quiere decir que cuando se encuentran tres bordes de grano el ángulo de contacto será 120° . Observando lo anterior en un plano, quiere decir que durante el crecimiento en general, se presentaron tres situaciones límites como se muestra a continuación: (fig. 6).

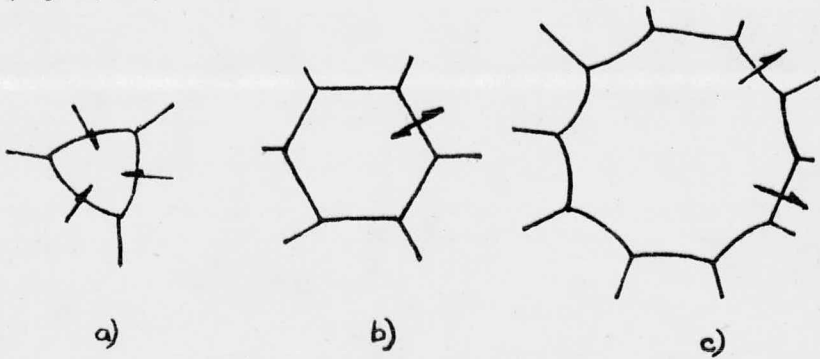


fig. IV. 6

Esquema bidimensional en que los bordes de grano hacen contacto a 120° .

- a) Granos con menos de 6 lados tienen su centro de curvatura adentro y tienden a reducir su tamaño.
- b) Granos de 6 lados se encuentran en posición de equilibrio.
- c) Granos con más de 6 lados, éstos tienden a crecer, puesto que el centro de la curvatura de cada lado está fuera del grano.

IV. 2. b) Efecto de las partículas dispersas en el crecimiento de grano.

Cuando se intersecta un borde de grano que avanza, con partículas disueltas en la matriz, esta intersección se traduce en una reducción del área de intercara por unidad de volúmen. Aunado a ésta reducción, existe una energía libre ΔG_b , por lo cual existe una tendencia a estabilizar, es decir a frenar el crecimiento. La fuerza de freno (F), será proporcional al gradiente de la energía; si consideramos una partícula de radio r, se obtiene que:

$$F = \frac{\Delta G_b}{r} = \frac{\gamma_b \pi r^2}{r} = \gamma_b \pi r$$

si hay n_s partículas por unidad de área de borde de grano:

$$F \approx n_s \pi \gamma_b r.$$

y si: $f_s = n_s \pi r^2$

o sea la fracción de área removida al borde de grano, por n_s partículas.

Se puede demostrar por medio de la geometría, que si la distribución es homogénea, f_s es igual a la fracción de partículas por unidad de volúmen f_v . Por lo que la fuerza máxima de frenado es:

$$F_{\text{máx.}} = n_s \gamma_b \pi r = \frac{f_v \gamma_b}{r}$$

Si la cinética de crecimiento de grano, para granos con más de seis lados puede describirse de la siguiente forma:

$$G \propto \frac{d\bar{D}}{dt} = M \frac{\Delta\mu}{\delta} = \frac{M}{\delta} \frac{2\gamma_b \Omega}{\alpha \bar{D}}$$

donde se supone que algunos granos tienen un tamaño D aproximadamente el doble del valor medio \bar{D} . La expresión anterior depende de la temperatura a través de M y del cambio del tamaño en función del tiempo (ver fig. 3).

Ahora, en el caso de haber partículas disueltas la fuerza efectiva se modifica y la ecuación que describe la cinética puede expresarse como :

$$\frac{d\bar{D}}{dt} = \frac{2M\Omega}{\delta} \gamma_b \left[\frac{1}{2\bar{D}} - \frac{f_v}{r} \right]$$

de donde se deduce lo siguiente:

a) Si $(\alpha \bar{D})^{-1} \gg f_v / r$ para grano muy fino, por lo tanto, la velocidad de crecimiento no resultará afectada por las partículas.

b) Cuando $\bar{D} = \frac{r}{\alpha f_v}$, el crecimiento se detiene.

c) El tamaño del grano final \bar{D} , será tanto mayor cuanto mayor sea el radio de las partículas o cuanto menor sea la fracción en volúmen.

La figura (fig. 7) muestra cómo se efectúa el crecimiento de grano en presencia y en ausencia de un precipitado; obsérvese cómo el diámetro \bar{D} varía,

y por lo tanto, el crecimiento de grano con el aumento y disminución del precipitado.

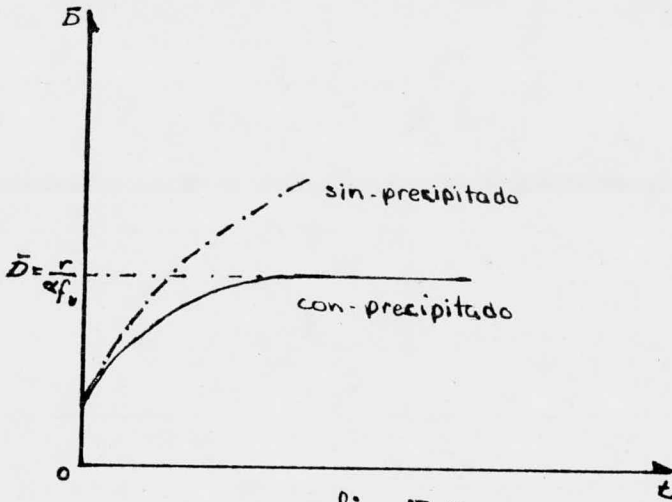


fig IV-7

A elevadas temperaturas, el precipitado se hace más vasto y/o se introduce en la solución. Así, arriba de ciertas temperaturas, el precipitado inhibirá el crecimiento de grano y mantendrá al grano pequeño.

A ciertas temperaturas críticas, las partículas se disuelven parcialmente y de nuevo empieza el crecimiento de grano. Sin embargo, como ocurre en algunas soluciones, ciertos bordes de grano se recuperan antes que otros. Estos -- granos que han crecido, son apreciablemente más grandes que el tamaño promedio de los granos \bar{D} . La figura 8 nos muestra el tamaño de grano austenítico durante un recocido en un tiempo fijo a varias temperaturas.

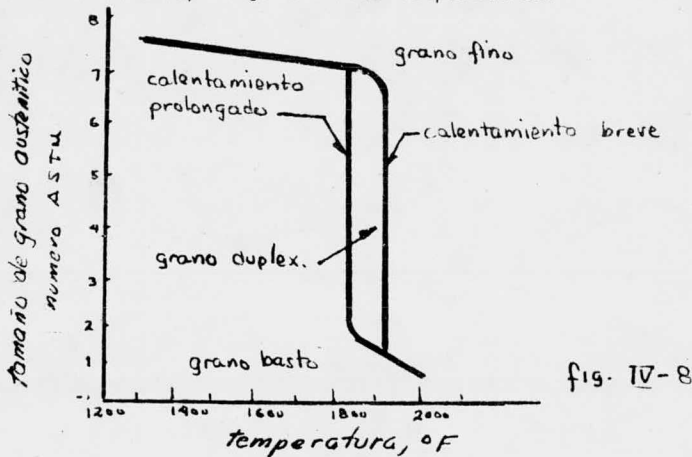


fig. IV-8

IV. 2. c) Equilibrio de microestructuras.

Considere la siguiente forma de equilibrio sostenida por una segunda fase β , durante un recocido a altas temperaturas. Supongamos que la forma de una partícula β localizada dentro de un grano α y además, que la tensión superficial en la interfase $\alpha-\beta$ ($\gamma_{\alpha\beta}$), es la misma para todas las orientaciones de la interfase. En este caso, la energía libre de superficie de una partícula, disminuye, cuando el área de superficie es mínima; por lo tanto, la forma de equilibrio de la partícula es una esfera.

Cuando la partícula β cae dentro del límite de grano, su forma de equilibrio no es una esfera (ver fig. 9).

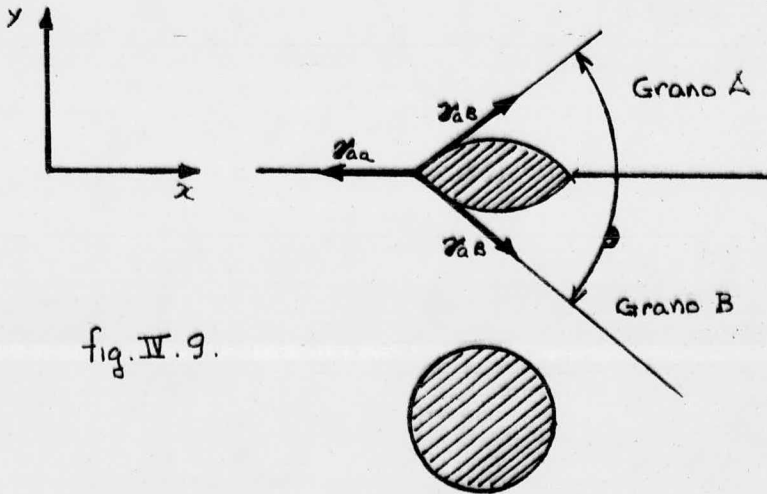


fig. IV. 9.

$$F_x = mg \sin \theta$$

$$F_y = mg \cos \theta$$

En este caso, la ΔG de superficie se opone, no solamente a la interfase $\alpha-\beta$ sino también al límite de grano. El equilibrio se sostiene cuando la ΔG de superficie de ambas es mínima en forma simultánea. El ángulo de equilibrio en la intersección del límite de grano β se puede obtener sumando las fuerzas que actúan en la intersección del límite de grano y de la interfase $\alpha-\beta$ en la figura 9; esto nos da:

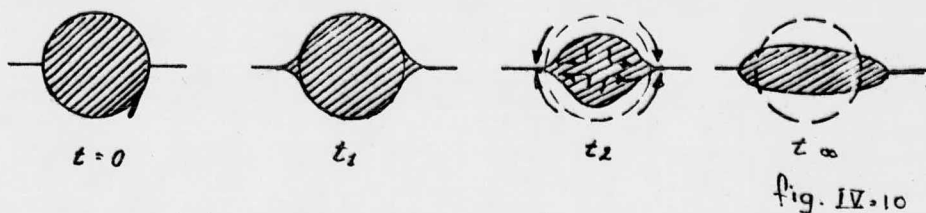
$$\Sigma F_x = \gamma_{\alpha\alpha} - 2\gamma_{\alpha\beta} \cos \frac{\theta}{2} = 0$$

$$\Sigma F_y = \gamma_{\alpha\beta} \sin \frac{\theta}{2} - \gamma_{\alpha\beta} \sin \frac{\theta}{2} = 0$$

De la primera ecuación tenemos que:

$$\frac{\gamma_{\alpha\alpha}}{2\gamma_{\alpha\beta}} = \cos \frac{\theta}{2}$$

Si un límite de grano en movimiento es "atrapado" en una partícula esférica (ver fig. 9), la partícula cambia de forma, desarrollándose a lo largo -- del límite, dando la forma mostrada en la parte superior de la fig. 9. La figura siguiente (fig. 10) nos muestra los pasos sucesivos de este cambio. Hay -- que hacer notar que el ángulo de equilibrio en la intersección del límite de grano y la muestra, se establece rápidamente, y permanece constante durante la expansión de la partícula.



Durante el cambio de forma, existe un flujo de átomos B (ver fig. 10) que difunden a través de la matriz α , a lo largo de la interfase $\alpha\beta$ a través de β .

La difusión siempre ocurre bajo un gradiente de potencial químico y el cambio mostrado en la fig. 10 no es la excepción. Obsérvese que la difusión ocurre de las partes o secciones convexas a las cóncavas de la partícula β , - esto es, de las regiones de mayor a menor curvatura; pues inicialmente la superficie $\alpha\beta$ tiene una curvatura negativa (centro de curvatura cae fuera de - la partícula; sin embargo el estado final de la curvatura es la misma en toda la interfase $\alpha\beta$.

Durante el desarrollo de la partícula, ésta se topa con el límite de grano y dependerá del radio de la partícula $\gamma_{\alpha\alpha} / 2\gamma_{\alpha\beta}$ o su equivalente descrito por el llamado ángulo de contacto θ .

Si $\gamma_{\alpha\beta} \gg \gamma_{\alpha\alpha}$, θ tiende a 180° , no ocurre desarrollo alguno; pero si $2\gamma_{\alpha\beta} < \gamma_{\alpha\alpha}$ entonces, $\theta = 0$, ΔG disminuye por el desarrollo completo de β hasta cubrir todo el límite de grano.

Esta forma de desarrollo se asemeja a la ocurrida en las aleaciones de - hierro que contienen azufre. La solubilidad del azufre en el hierro es poca, - así que una pequeña concentración de azufre en el acero, forma una fase de sul

furo de hierro. Este sulfuro se funde y se desarrolla a lo largo de los límites de grano a la temperatura en caliente del acero.

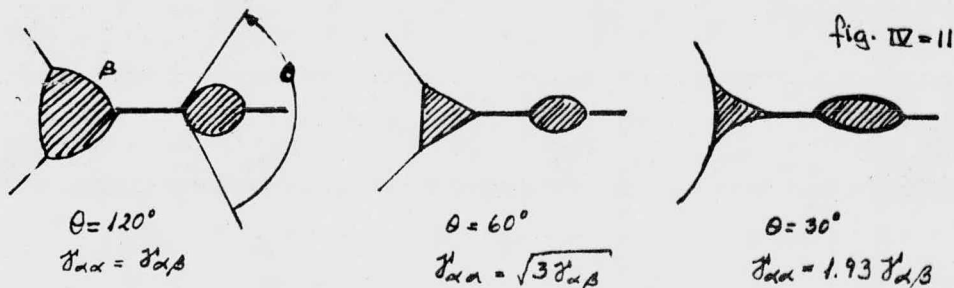
Una fase líquida continúa a lo largo de los límites, destruyendo la resistencia mecánica de la aleación, no importando que tan grandes sean los granos.

Para evitar lo anterior, los aceros comerciales, deben mantenerse bajo el contenido de azufre, y añadir manganeso, el cual se combina con el azufre para así formar una fase, la cual tiene una tensión superficial elevada; esto es, el sulfuro de manganeso "no moja" a los límites de grano en el acero caliente, pero tiene un ángulo de contacto arriba de cero grados, dando como resultado que el sulfuro de manganeso aparezca como inclusiones en forma completa.

IV. 2. d) Una segunda fase en el borde de grano.

Si una partícula llega a la línea de intersección de los tres límites de grano, se elimina una gran parte del área del límite. La siguiente figura (fig 11), muestra la configuración en equilibrio para varios valores de ángulo de contacto θ , además observamos que θ es solamente determinado por la relación $\gamma_{\alpha\alpha} / \gamma_{\alpha\beta}$ y así también, para la partícula β en el borde o límite del grano.

Cuando θ es menor o igual a 60° , la fase β se desarrolla a lo largo del borde en el límite de grano, así para este rango de valores del ángulo θ , los lados de β son planos o cóncavos. A lo largo del límite de grano, los lados de β no son planos, solo hasta que θ se reduzca a 0° . Para $\theta \leq 60^\circ$ la curvatura de la partícula β en el límite de grano, será mayor que la partícula β en el borde del límite de grano, no importando cual sea el tamaño de las partículas. Por lo tanto, el potencial químico de los átomos en β será mayor en la matriz α cercana al límite de grano, que en la matriz α cercana al borde; las partículas se disolverán en los límites de grano por difusión mientras que otras partículas crecerán en los bordes.



IV. 3. TEORIA DE LA COALESCENCIA DEL GRANO.

El objetivo de esta parte del capítulo, es la de estudiar la importancia de las interacciones entre límites y sublímites de grano durante el recocido de un metal trabajado en frío, por lo que debe tomarse en cuenta para ciertos fenómenos metalográficos significativos. Estructuras de grano, diferentes a -- las estructuras formadas con la espuma de jabón, están caracterizadas por una σ no uniforme y puntos con una σ máxima (donde σ representa la energía libre por unidad de área del límite, o tensión superficial). Trataremos de mostrar que la σ no uniforme y la σ máxima, introducen dos mecanismos básicos de migración del límite de grano, la coalescencia y puntos máximos de orientación, los cuales juegan un papel muy importante en los procesos de recuperación, recristalización y crecimiento de grano.

IV. 3. a) "Encuentro de celdillas en espumas".

Entenderemos al modelo de la estructura de la espuma de jabón, como una estructura en forma de celda que llena un recipiente con todas las paredes de la celda, y con un valor de σ dado. Las celdillas podrán ser polígonos (dos dimensiones) y polihedros; para los polígonos, la referencia se hará hacia sus lados y vértices, mientras que para los polihedros, a sus caras, aristas y vértices.

Una estructura continua de una celda, será unimodal, esto es, solamente presentará una cresta en la distribución de frecuencia de los diferentes tamaños de celdas en la estructura; mientras que una estructura discontinua se referirá a una distribución bimodal o multimodal. Por la difusión de gas a través de las paredes de la celda, habrá entonces un ajuste gradual de la estructura, disminuyendo más la superficie total. El flujo de difusión en un punto en la pared de la celda, se considerará como proporcional a la curvatura neta en ese punto.

Una consecuencia de la difusión, será la desaparición de las celdillas más pequeñas, así como \bar{D} que es el diámetro promedio de la celda, aumentando éste gradualmente. Uno de los mecanismos en el proceso de crecimiento de la celda, es el cambio en el número de lados de la celda, las celdas más pequeñas generalmente disminuyen en el número de lados y las más grandes, aumentan dicho número; estos cambios producidos en una celda se le llaman transformaciones. Este tipo de transformaciones se conocen como "encuentro de celdillas" y significa que cuando dos celdas coinciden por primera vez en un punto durante el crecimiento de la estructura, cada punto o encuentro crea un "nuevo" límite. Desearnos conocer ahora el grado de frecuencia en que se producen nuevos límites provocados por éste tipo de encuentros.

Primeramente trataremos la estructura plana de la espuma de jabón: la figura 12 nos muestra un encuentro entre los granos 2 y 4, con la creación del lado 24 y la transformación de la celda de forma cuadrilátera en celda de forma triangular.

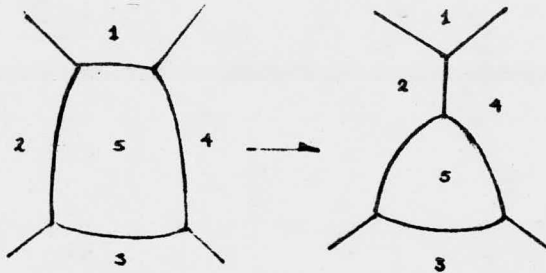


fig. IV-12

Para simplificar nuestros cálculos, suponemos que la estructura antes y después del crecimiento, son geoméricamente similares, esto es, la proporción de cada tipo de celdas que ha desaparecido, es constante. Si hacemos un ajuste antes y después del crecimiento del número presente para cada tipo de celda, obtenemos una serie de números que representan las pérdidas de los varios tipos de celda involucrados en el crecimiento.

Usando c, d, e, \dots , para representar las pérdidas (ya sea triangular, cuadrilátera, pentagonal, ..., etc.), puede demostrarse que cuando una celda triangular desaparece, no se produce ningún "encuentro"; cuando una celda cuadrilátera desaparece, solo ocurre un encuentro; cuando es pentagonal, dos encuentros, etc.

El número total de encuentros E , puede entonces ser determinado a partir de: $E = 0.c + 1.d + 2.e + 3.f + \dots + 8k + \dots$. Ya que la estructura de la celda plana tiene un promedio de seis lados, por lo que

$$6\Delta N = 3.c + 4.d + 5.e + \dots$$

, donde ΔN es el número total de celdas perdidas; y por sustracción de ambas ecuaciones, se tiene:

$$E = 3\Delta N$$

Un análisis muy similar al anterior se hace para estructuras de celdas espaciales (de volúmen). En este caso, el patrón de transformaciones a través de la desaparición o extinción, puede variar de celda a celda del mismo tipo, por lo que no se puede obtener una simple fórmula para los encuentros, como en el caso anterior. Pero como quiera que sea, para nuestros propósitos estamos -

interesados primeramente en la frecuencia en general en que se producen los encuentros durante el crecimiento de celdas espaciales por pequeñas desaparicio- nes de celdas. Usando el mismo razonamiento anterior, en el que celdas triangu- lares no admiten encuentros en la desaparición, celdas de forma cuadrilátera - admiten solo un encuentro, etc.; un número aproximado de encuentros puede ser obtenido para cada tipo de celda durante la desaparición.

Por ejemplo, la siguiente tabla nos muestra la frecuencia de encuentros para los tres casos artificiales (supuestos), en la cual todas las celdas (o pares de celdas) son geoméricamente parecidas y mantienen este parecido des--pués del crecimiento.

Frecuencias de encuentro

Estructura supuesta	E por ΔN
1. Dodecahedro pentagonal	6.5
2. Tetradecaedro	8.5
3. Una celda de 12 y 13 pares de caras con todas las caras pentagonales excepto una cara hexagonal.	≈ 6.5

Para el tercer caso, el número promedio de caras por celda es 12.5 y el número promedio de lados por cara es 5.04, lo cual es el promedio aproximado - en algunas estructuras reales que han sido estudiadas. Por lo que, podemos tomar como una aproximación en la frecuencia de encuentros durante el crecimiento de la celda, la siguiente expresión:

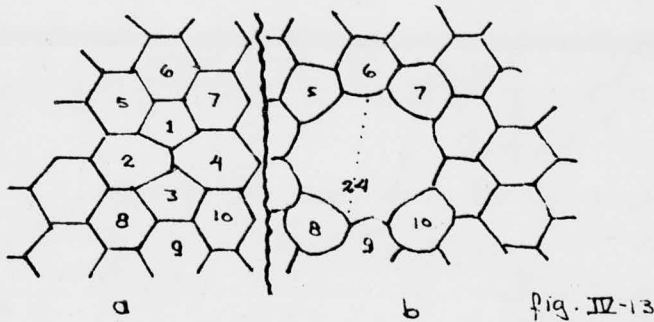
$$E \cong 6.5 \Delta N$$

La similitud geométrica se sigue suponiendo antes y después del crecimiento o más bien, el tamaño de dispersión aumenta como un efecto de segundo orden, y esto no disminuye el significado anterior.

IV. 3. b) El mecanismo de coalescencia.

Se llega a una situación especial cuando se forma un límite de baja tensión superficial, por un encuentro con otros límites que toman parte en el proceso. La figura siguiente (fig. 13), nos muestra esquemáticamente la coinciden- cia y coalescencia de los granos 2 y 4 en un grano plano ideal de estructura hexagonal produciendo un nuevo límite de baja γ . Los dos granos hexagonales que coalescieron, son ahora granos complejos de 10 lados. El límite de baja γ , es dibujado a un ángulo en la dirección vertical para indicar la rotación a --través de su orientación simétrica. En el caso de estructuras de grano en el - espacio, dos granos de 14 caras que coalescen, obtendrán 32 vecinos para for--

mar el grano complejo y un sublímite crecerá para formar un polígono de 12 lados.



Un límite de baja γ consiste de dislocaciones con un espaciado alrededor, dependiendo del grado de orientación. Algunos de esos límites pueden desintegrarse particularmente cuando todavía no alcanzan su orientación simétrica, o cuando están curvados. Cuando esto sucede entre un grano grande y uno pequeño, el límite de baja γ tenderá a ser bastante curvado, como sucede en el límite formado en la película de la espuma de jabón entre dos celdas que tienen una disparidad en tamaño .

Una coalescencia geométrica está definida como la coalescencia de dos lados, en la cual los ajustes en el límite ocurren totalmente en virtud de movimientos atómicos del exterior al interior en el par coalescente.

Existe un aumento en volumen, del grano formado bastante considerable, durante el tiempo que tardan los ángulos dihedros externos del nuevo sublímite creado en alcanzar el equilibrio. Una secuencia de tales coalescencias, causa un aumento en forma de progresión geométrica del volumen. En la coalescencia lineal los ajustes en los límites suceden básicamente por movimientos atómicos dentro del par coalescente, de tal forma que el volumen resultante es simplemente la suma lineal del par coalescente.

Pueden ocurrir coalescencias de diferente grado y clase, cuatro de las cuales se muestran en la siguiente figura (fig. 14); cuando el equilibrio de los ángulos dihedros externos del nuevo límite creado se aproxima a 180° , la coalescencia se llevará a cabo completamente como una coalescencia geométrica.

Para el caso de ángulos dihedros externos entre 120° y 180° , se usará el término de coalescencia geométrica parcial. Un encuentro común y corriente es en el caso para el cual los ángulos externos son aproximadamente 120° . Un encuentro restringido ocurrirá en una orientación altamente preferencial, tal como una estructura poligonizada, en donde las tensiones superficiales son distintas, tanto en los límites de la matriz de γ como en el nuevo límite creado, donde γ es relativamente alta. Los ángulos dihedros externos en este caso serán mucho menores que 120° , y en algunos casos no alcanzarán del todo una configuración en equilibrio, sino simplemente retendrán el punto de coincidencia como un simple punto.

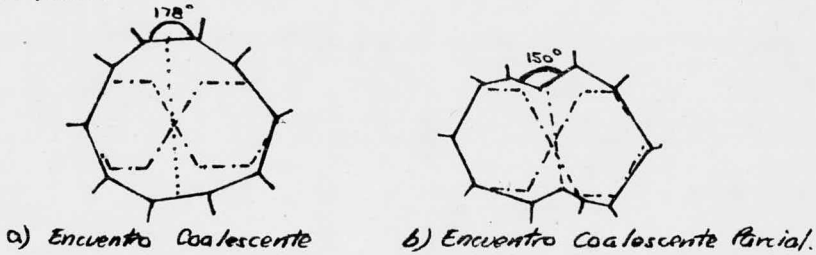
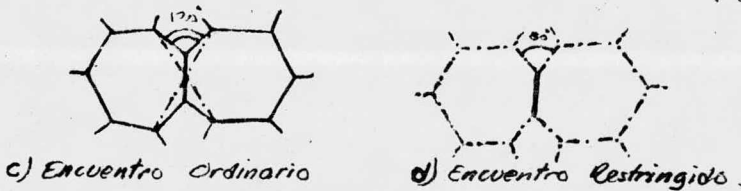


Fig. IV.14.



IV. 4. CONSECUENCIAS METALOGRAFICAS.

IV. 4. a) Ángulos dihedros.

En una estructura granular tomada al azar, todos sus ángulos dihedros -- son del tipo de 120° sin embargo en estructuras con cierta orientación preferencial puede ocurrir la desviación dihedral de 120° , dependiendo de la textura, esto es debido probablemente al incremento de un mayor rango de valores de γ en una unión. En estructuras de poligonización, estas desviaciones son más marcadas.

IV. 4. b) Granos estrangulados.

Por regla general el borde de grano migra lentamente, en el curso del -- crecimiento de grano, por lo que, es posible capturar y "congelar" una coalescencia o unión, al principio del desarrollo de la microestructura. En la figura siguiente (fig. 15) se observa un grano estrangulado o un cuello de grano el cual aparece en estructuras metalográficas de un metal recocido y muestra -

que el encuentro de las uniones se ha iniciado, pero el proceso fué detenido - enfriando el metal desde su temperatura de recocido.

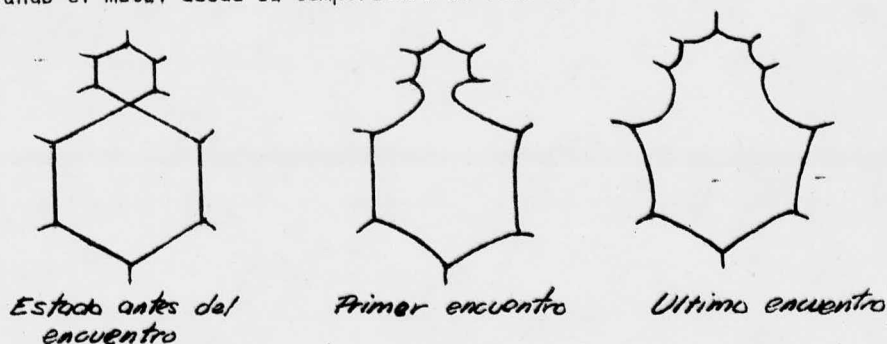


fig. IV-15

Entre mayor sea la orientación preferencial, mayor es la frecuencia de - este fenómeno en la microestructura.

Las estructuras de colada muestran grano estrangulado, esto es, porque - los granos adyacentes rotan hacia orientaciones coalescentes después del con- - tacto, manteniéndose alrededor de ellos cierta cantidad de líquido.

IV. 4. c) Crecimiento de grano normal.

Para el caso de coalescencia geométrica en una matriz dispersa de tamaño de grano grande, dando como resultado granos complejos grandes, que son sola- - mente una parte de la distribución general del tamaño, función de la matriz, - la velocidad del crecimiento normal del grano está ayudado por éstas coalescen- - cias.

En el crecimiento de grano, donde algunas texturas están presentes existi- - rán varios tipos de uniones o de diferente grado.

Durante un excesivo crecimiento de grano, cada grano presente, debe ha- - ber sido un grano complejo mucho mayor; dado que después de la unión de varios granos o durante la coalescencia, se cree que existe una desaparición de cier- - tos sublímites, haciendo esto que muchos de los granos complejos vuelvan a ser granos normales otra vez.

Por esto, la mayoría de los granos después de un recocido actúan como su - midero de las dislocaciones que se forman durante la desintegración de los sub - límites. Así, para un crecimiento normal, hablamos de dos causas de la desapa- - rición de granos tetrahédricos y otra, la desaparición de los sublímites ines- - tables que se generaron durante la coalescencia.

De lo anterior, es importante conocer cómo contribuyen los dos procesos al crecimiento de grano en diferentes estructuras; entre menos "severa" sea la textura, menor es la frecuencia de coalescencia geométrica. Así, para estructu

ras de colada que aparecen con granos dispuestos al azar, el crecimiento es lento, puesto que el único mecanismo que opera, es el de la desaparición de los granos tetrahédricos. Sin embargo, para texturas intermedias el crecimiento del grano alcanzará el máximo cuando al mismo tiempo, los dos mecanismos operan. Por supuesto que todas estas comparaciones se hicieron sin tomar en cuenta otros factores que también controlan la velocidad de crecimiento de grano como son la temperatura y el tamaño de grano inicial.

En estructuras de materiales cristalinos de poca simetría tales como el estaño, que es tetragonal y estructuras hexagonales no ideales, tales como las del zinc, tienen bajas velocidades de crecimiento de grano, no siendo así las estructuras con mayor simetría; todos los otros factores se consideran iguales aunque la frecuencia de coalescencia geométrica se ve disminuida en parte. Al aumentar la temperatura y los elementos de aleación, se tiende a disminuir también, casi por completo la coalescencia, puesto que en ambos casos, los valores máximos de tensión superficial se hallan espaciados, de aquí que esto retarda el crecimiento del grano. Sin embargo, el efecto de la temperatura en la energía de activación de la migración del borde de grano, de cierta forma disminuye este efecto retardado.

IV. 4. d) Crecimiento de grano anormal.

Si suponemos que la matriz de la estructura de grano, donde sucede la gran parte de las coalescencias es unimodal con una dispersión limitada del tamaño de grano; el amplio número de granos complejos convierten la estructura de la matriz en bimodal. Una estructura bimodal es inestable, por lo que se convertirá en una unimodal, teniendo un alto valor de \bar{D} . El grano complejo de esta matriz se convierte en un "voraz" consumidor de sus granos vecinos (ver fig. 13), a esto C. S. Smith le llamó "fuga del grano", y esto es característico de todo crecimiento de grano anormal.

IV. 4. e) Cese del crecimiento de grano.

Cuando los granos penetran a través del espesor de una chapa ó lámina, los límites de grano tienden a orientarse de manera perpendicular a la superficie de la chapa. Esto, sin embargo, hace que los límites tomen ciertas orientaciones no simétricas. El torque para un alineamiento perpendicular del límite, es proporcional al $\sin \alpha$, donde α es el ángulo de desviación de la normal a la superficie. Para este caso en el que los límites cercanos a su máxima orientación, los torques son altos en la dirección máxima y por lo cual, la mayoría de los límites que pasan a través de la lámina no se establecen o fijan una dirección perpendicular con respecto a la superficie de la lámina, sino que forman un ángulo con la misma.

Para el caso de especímenes de mayor espesor, donde la estructura del --

grano, está más extendida; cada límite se encuentra restringido de su posición esto es debido a los bordes (o límites) generalmente son cinco bordes por cara y asimismo cada borde se encuentra restringido a su orientación. De manera que en estructuras con granos extendidos al azar, es raro encontrar una orientación máxima (definida) de los límites. En ciertas estructuras del mismo tipo - pero poligonizadas y con textura, es más común encontrar ésta máxima orientación.

Lo anterior quiere decir que los límites se pueden fijar de acuerdo a su plano de máxima orientación en estructuras de grano con dos dimensiones, en -- cambio, esto es poco frecuente en estructuras de grano espaciadas. Tales límites fijos tienden a crecer o a disminuir, pero solo en su respectivo plano. Cuando un límite fijo se encuentra con otro, da como resultado una línea resultante que representa la unión, y no permite movimiento alguno.

Asociando lo anterior, todo parece indicar que este tipo de estructuras fijas que se obtienen parecen tener ciertos límites que siguen cierta dirección cristalográfica; esto se hace más evidente en los bordes de chapas ó láminas. Resumiendo, las estructuras de granos de chapas están bastante limitadas en cuanto al crecimiento de grano en estructuras espaciadas ó más extendidas ; este defecto es más leve, y solo se pone de manifiesto después de un crecimiento del grano más extenso. La figura 16 nos muestra tres límites fijos:

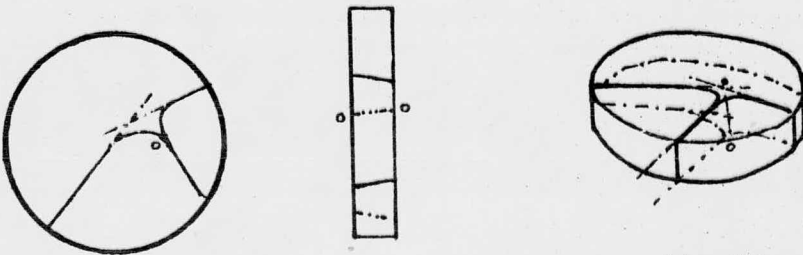


Fig. IV. 16

IV. 5. FENOMENOS METALOGRAFICOS QUE SUCEDEN REALMENTE.

Las siguientes observaciones, en la mayoría efectuadas en microestructuras reales, describen en forma práctica los análisis teóricos anteriormente -- tratados.

La siguiente figura (fig. 17) muestra dos microestructuras de cobre publicadas por Sauveur, en las cuales tienen lugar al menos una coalescencia geg

métrica, indicada por la letra **c**, muestra un grano estrangulado, por las letras **s** y **b** se indican respectivamente un límite de borde recto y un límite -- "cortado".

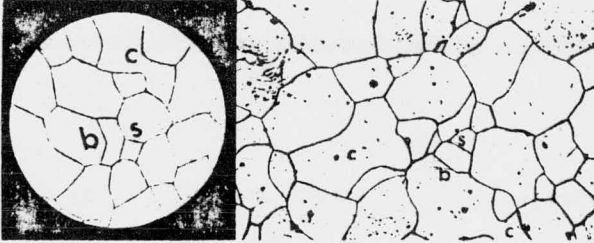


fig. IV. 17.

La figura 18 muestra otro ejemplo de grano estrangulado publicado por Hu que representa un grano recristalizado, visto en microscopio electrónico (en cristal de Fe-Si recocido y rolando).



fig. IV. 18.

La figura 19 muestra el crecimiento de un grano y la extinción de otro , de dos granos orientados de aluminio revelados en una metalografía efectuada con rayos X, de un trabajo efectuado por Weissman. En la última foto de la figura se observa una interfase bastante larga, esto implica que la coalescencia geométrica se ha llevado a cabo.



fig. IV. 19.

La figura 20 muestra una copia o trazo de una estructura de jabón, en la cual la mayoría de las celdillas eran hexagonales. En la figura 20 (a) se rotan un septágono y un pentágono; unas horas más tarde se observa que el septágono ha crecido y el pentágono ha disminuido. Después de once horas, el septágono pasa a ser una celdilla de 11 lados y el pentágono, un cuadrilátero.

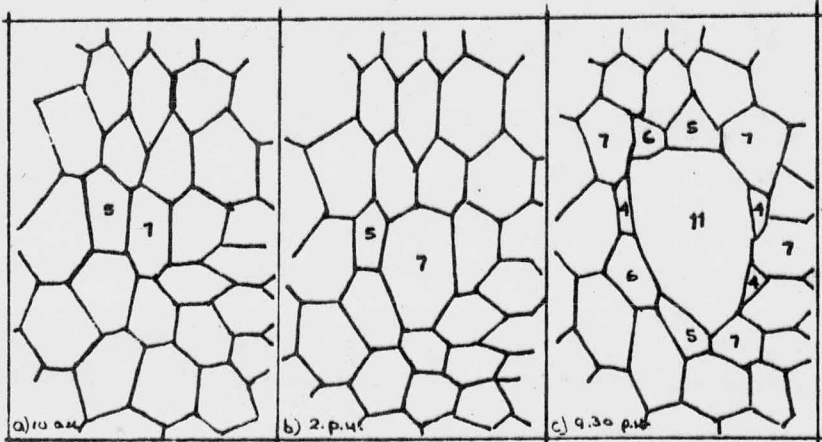


fig. IV. 20

La figura 21 muestra a dos límites "quebrados" imperfectos, trabajo realizado por Dumm en Fe-Si.



fig. IV. 21.

La figura 22 muestra también la evidencia de los valores máximos de γ' en las orientaciones, en una muestra en forma de disco. Esta muestra fué tomada de un latón β , después de un recocido muy prolongado. Esta fué la única muestra obtenida después de una serie de recocidos muy largos, obteniéndose tres granos finales, y es interesante que los tres límites muestran una sección de borde recta, indicando su máxima posición.

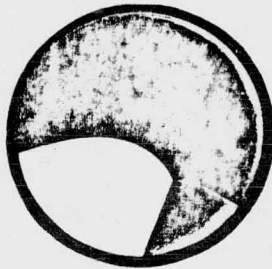


fig. IV. 22.

IV. 6. ALGUNAS LEYES DEL CRECIMIENTO DE GRANO.

Cuando la difusión ocurre dentro del límite de grano, las estructuras muestran un crecimiento en el diámetro promedio de los granos. La fuerza impulsora para este crecimiento es la superficie o el límite, o sea la energía libre por unidad de área, refiriéndose aquí a γ' (tensión superficial). Para empe--

zar la discusión sobre algunas leyes en el crecimiento, definiremos dos tipos de diámetros como sigue:

D ≡ Diámetro promedio de un grano.

\bar{D} ≡ Diámetro promedio de todos los granos en la estructura.

El valor de \bar{D} se mide fácilmente y se toma como el promedio de intersección de una línea recta que pasa a través de la estructura espaciada al azar, esta línea debe ser lo suficientemente grande como para tener la mejor precisión.

IV. 6. a) Curvas de distribución de frecuencia.

Una característica importante de una estructura tal como la de jabón es la distribución de frecuencia del tamaño de la celdilla o célula. La figura 23 representa el caso general, esto es multimodal, pero no el caso típico que es el unimodal.

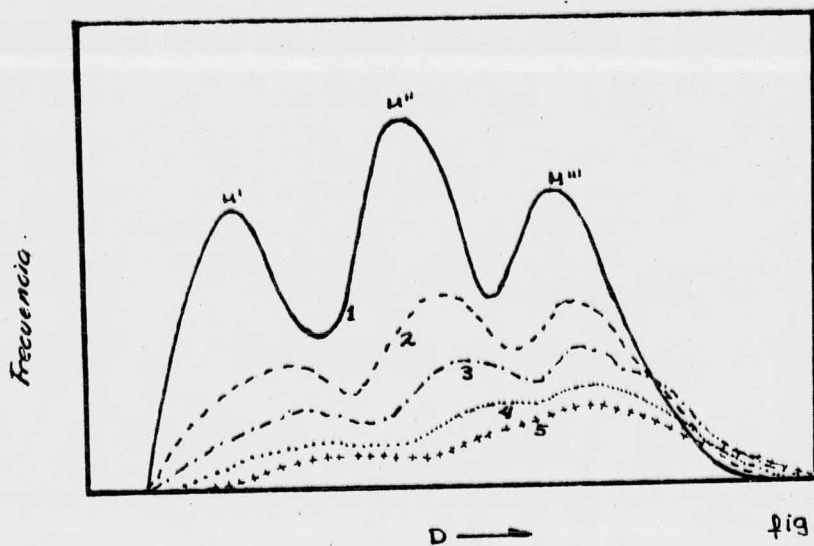


fig. IV-23

La curva 1 de la figura 23 representa la suma de una serie de curvas de distribución de frecuencia; cada curva representa una forma particular de cada celdilla.

Cuando un metalurgista se refiere a una estructura de grano "uniforme", generalmente se refiere a una de forma unimodal. Se entiende que todos los granos no son similares en la forma y tamaño, pero sí la microestructura de una muestra policristalina parece tener la misma \bar{D} en todas las áreas, se puede decir que es una estructura uniforme. Además, se presume que se preserva una aproximada similitud en la geometría y/o en la frecuencia de distribución mientras la \bar{D} aumenta. Cuando una microestructura muestra regiones de granos vastos en una matriz de granos finos, se refiere a los siguientes términos o estructura "no uniforme", "duplex", "heterogénea" o "discontinua". Incidentalmente una estructura multimodal no siempre es aparente, al observar la microestructura y solamente una curva de distribución de frecuencia detallada para la distribución del tamaño de grano, nos permite asegurar la presencia de ésta multimodalidad.

IV. 6. b) Inestabilidad de estructuras multimodales.

Todas las estructuras multimodales son inestables, esto se debe principalmente a la forma que presentan, para celdas con un número de caras reducido se ha obtenido un promedio positivo de curvaturas de las caras, y esto provoca que las caras tiendan a disminuir o a contraerse. Todo lo contrario sucede cuando existe un número elevado de caras en las celdas.

Para estructuras multimodales, la curvatura que se obtiene será más positiva, esto se debe a que las celdas están comprimiendo a la celda con menor D , y en el caso de una celda con mayor D , la curvatura será más negativa. En consecuencia, la estructura irá transformándose conforme las celdillas con menor D vayan desapareciendo una tras otra, hasta que una celda con el mayor valor D sea la que prevalezca.

Un caso especial de crecimiento es aquel durante el cual, una celda crece en forma desmesurada en una matriz, donde todas las otras celdas tienen valores bajos de D , no siendo así para la celda que crece desmedidamente. La figura 20 nos muestra este fenómeno en los tres estados: a las 10:00 A.M., la estructura es completamente hexagonal, exceptuando un pentágono y un septágono que aparecen; a las 2:00 P.M. las celdas han cambiado de tamaño pero no en el tipo de celda y a las 9:30 P.M. el septágono pasa a ser una celda con 11 lados que amenaza en forma paulatina en consumir todas las celdas circunvecinas.

IV. 6. c) Inestabilidad de una estructura unimodal.

Supongamos que tenemos una estructura espumosa que tiene forma unimodal

de dos dimensiones. Las transformaciones más rápidas se llevan a cabo en las celdas que se encuentran más lejos de la celda de tipo hexagonal. Del lado hipohexagonal las celdas triangulares disminuyen hasta desaparecer, transformándose así tres celdas perdiendo cada una un lado. La probabilidad de que una celda de cierto tipo pierda un lado de ésta manera, es proporcional a su (tipo de frecuencia) \times (número de lados) \times (\bar{D} de las celdas). Esto quiere decir -- que a medida que desaparecen las celdas triangulares, el resultado de la desviación standard, σ , de D tiende a decrecer. Lo anterior se observa en la curva de distribución, en la que en ambos lados de la curva se nota una disminución en la altura a medida que las celdas triangulares van desapareciendo. Del lado hiperhexagonal, las celdas mas grandes aumentan el número de lados a expensas de las celdas vecinas, las cuales tienden a desaparecer. Por tanto, la probabilidad de que las celdas se transformen de esta manera, es proporcional al (tipo de frecuencia) \times (número de lados) \times (D^{-1}) de las celdas. En este caso, la celda que crece aumenta un lado por cada lado que pierde la celda que se consume. Este proceso causa un incremento en la desviación standard. En conclusión, dependiendo cual de los dos procesos sea el dominante, habrá un aumento o disminución en la desviación standard. Mientras el crecimiento de las ^{celdas} se lleva a cabo, la disminución en tamaño de las celdas se hace cada vez des-- igual, esto tal vez tambien ocurre en estructuras espaciales. (ver figura - 24) .

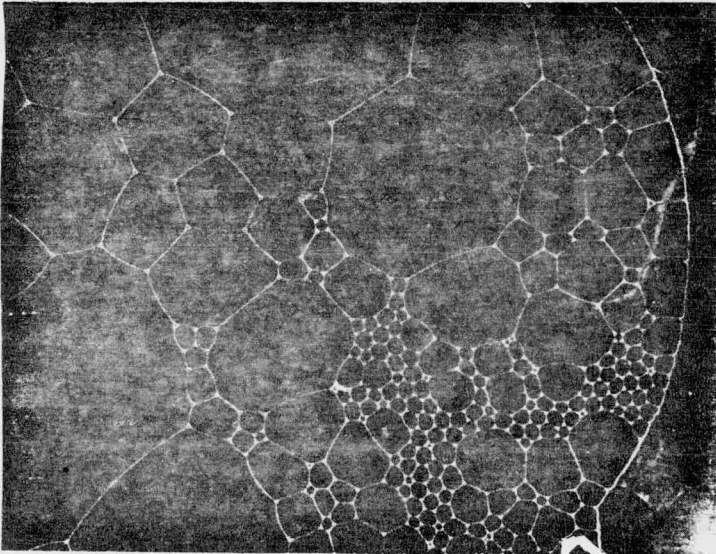


fig. IV. 24.

El hecho de que la dispersión de tamaño aumenta conforme la \bar{D} crece, quiere decir que las celdas de la estructura no mantienen una similitud geométrica cuando hay crecimiento. Por lo que, la suposición de $d\bar{D}/dt = K_1/\bar{D}$ más frecuente que se hace para el crecimiento de la celda, no es válido porque \bar{D} no es proporcional a $|\bar{R}|$, que es el valor absoluto promedio del radio de curvatura durante el crecimiento. Esto se puede observar en la figura (fig.25) esto quiere decir que $\bar{D} = K t^n$, donde K y n son constantes, puede no ser una verdadera ley de crecimiento. Pues el hecho, de que el comportamiento durante el crecimiento aparentemente siga esta ley, indica que la desviación aumenta como un efecto de segundo orden.

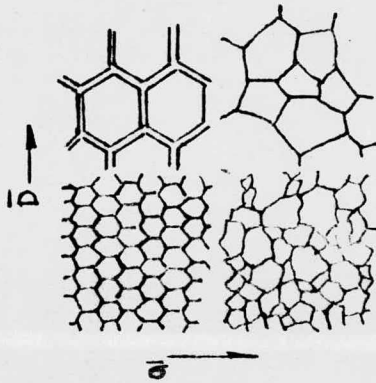


fig. IV-25

Un efecto interesante es en el cual la celda crece más rápido en regiones con una gran desviación, esto es realmente el caso experimental. La figura siguiente (fig. 26) muestra la interfase de dos espumas con diferentes valores de \bar{D} muy marcados. Después de que el crecimiento ha tenido lugar, se puede observar que la mayor velocidad de crecimiento sucede en la interfase, donde la dispersión localizada es mayor.

La figura 27 muestra los cambios en las curvas de distribución de una estructura, durante el crecimiento de las celdas acompañadas por una disminución en la dispersión.

Incidentalmente, cuando $\bar{D} = K t^{0.5}$ se mantiene una similitud geométrica y el espesor de las paredes de la celda se mantiene constante y si $\bar{D} = K t^{0.33}$, el espesor de las celdas se incrementa proporcionalmente conforme aumenta \bar{D} , como sucede experimentalmente, por lo que la velocidad de difusión se reduce proporcionalmente.

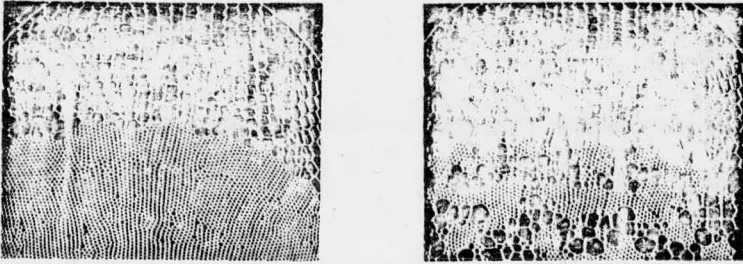


fig. IV. 26.

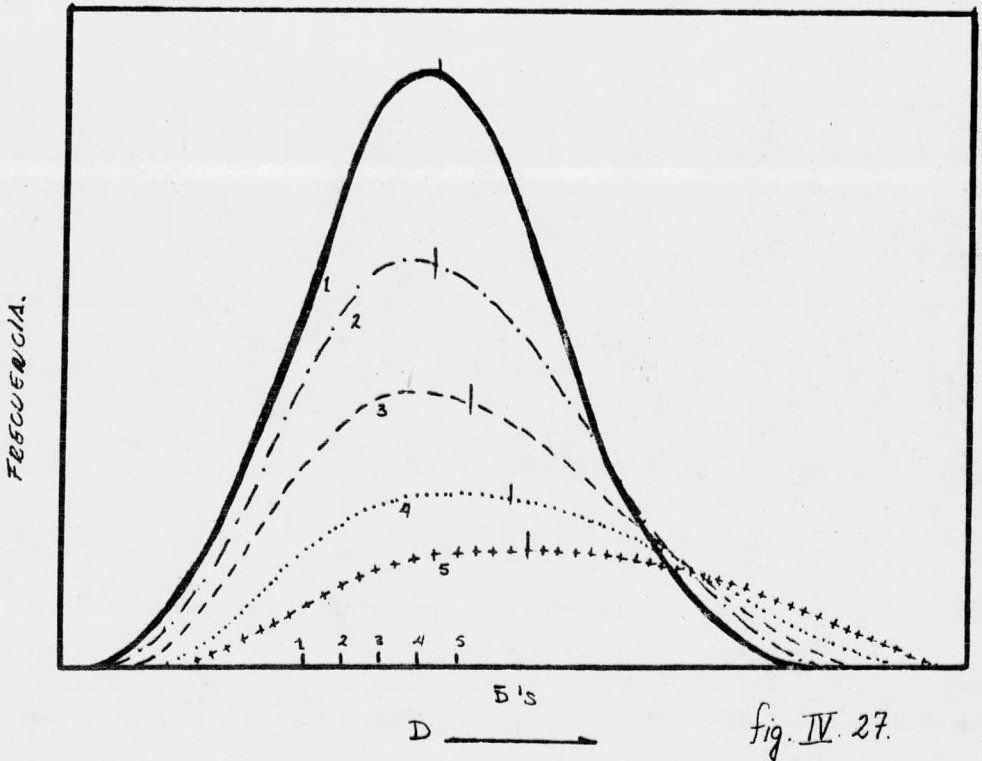


fig. IV. 27.

IV. 7. CRECIMIENTO DE GRANO.

IV. 7. a) Granos en crecimiento.

En el análisis anterior para el crecimiento de las celdas, se supuso un solo valor de γ . En las estructuras granulares, una γ no uniforme y una -- máxima, son los valores que prevalecen y estos tienen un efecto especial en las leyes de crecimiento.

Un caso interesante es el que ocurre en una estructura hexagonal hipotética, en la que un grano tiene en sus límites valores de γ diferentes a aquellos en los granos de la matriz, los valores de γ en la matriz son más uniformes. De tal manera, para este caso se obtiene una ecuación para el potencial de crecimiento (k), para el grano con valores especiales de γ , el número de lados (n), $k = 1 - (2\gamma/\bar{\gamma}_x) \cos [\pi(n-2)/2n]$, en donde $\bar{\gamma}$ es el promedio de las γ para límites de grano especiales y $\bar{\gamma}_x$ es el promedio para los granos de la matriz. Estos coeficientes y tres de sus curvas se muestran en la figura 28.

IV. 7. b) Crecimiento "acelerado".

El crecimiento potencial, va de negativo a positivo cuando el grano especial alcanza el tamaño crítico; de esta manera se efectúa el crecimiento acelerado. Cuando k es negativo, los límites se curvan hacia afuera o sea se hacen cóncavos y el grano se contrae. Para un valor positivo de k , sucede lo contrario; el grano se hace convexo. La figura 28 muestra una curva (al centro) que representa una idealización de la estructura que se obtiene en una espuma, con valores de γ iguales a $\bar{\gamma}_x$, en donde el tamaño crítico es $n = 6$ lados, o sea que no sucede crecimiento ni disminución.

Para un tamaño crítico de n menor que 6, el caso hipotético del grano especial, indica que los valores de γ en los límites son pequeños en relación a la matriz; caso bastante improbable en una estructura real.

La situación contraria sucede de la siguiente manera; por ejemplo: en una orientación preferencial o en una estructura poligonizada, el valor promedio de $\bar{\gamma}_x$ de la matriz es bajo, mientras que en los granos distribuidos al azar los valores de γ en los límites son relativamente altos. Por lo que la curva con $\gamma/\bar{\gamma}_x = 4$ nos sirve para representar texturas o estructuras poligonizadas.

IV. 7. c) Coalescencia geométrica.

Debido a los puntos máximos de γ , la coalescencia geométrica sucede durante el crecimiento de grano (citado esto en la teoría de coalescencia del grano).

Si suponemos una estructura con textura, el crecimiento de grano se verá

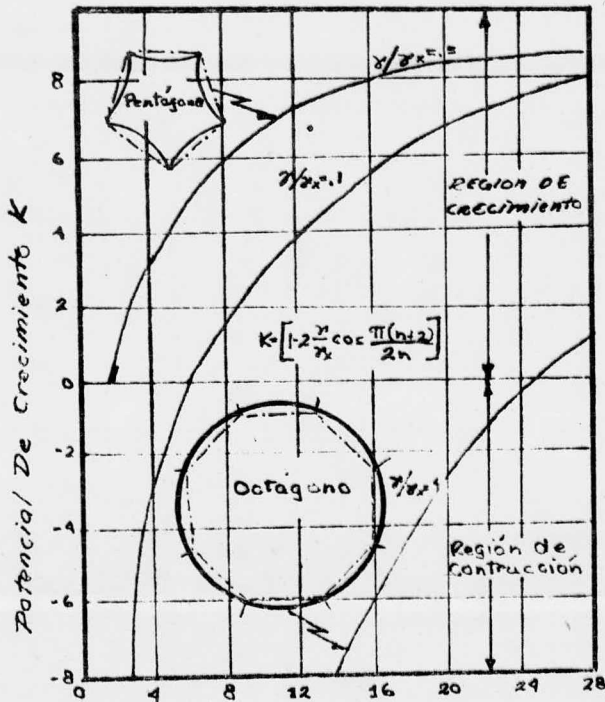


Fig. IV-26

influído más por la coalescencia que por las desapariciones de los granos más pequeños. Si esto en realidad sucede, la primera ley de crecimiento $\bar{D} = kt^{0.5}$ cambia a $\bar{D} = kt^{0.33}$, puesto que la velocidad de crecimiento, $d\bar{D}/dt \propto K\bar{D}$, se lleva a cabo por dos razones independientes que son: la desaparición de los límites, debido a la desaparición de los granos pequeños y de los límites a causa de la coalescencia.

IV. 7. d) Límites fijos.

Los máximos valores de \bar{D} se favorecen a sí mismos al incrementar la for

mación de límites de grano de "borde recto", los cuales están parcialmente comprimidos, con tendencia a alargarse, acortarse o a curvarse, por deslizamiento de un solo átomo al mismo tiempo; sin embargo no pueden darse movimientos de todos los átomos para producir un movimiento transversal de estos límites. Cuando dos límites de grano de "borde recto" intersectan, se obtiene una línea de unión anclada. Esto tiene un efecto retardado en los movimientos del límite de grano y conduce a un cese de tipo asintótico del crecimiento de grano.

Si combinamos los efectos de la desaparición de los granos pequeños, de las impurezas que se crean en los límites, y las coalescencias, entonces:

$$d\bar{D}/dt = (\kappa_1/\bar{D}) \cdot (\kappa_2/\bar{D}) \cdot (\kappa_3/\bar{D}) \quad \text{ó} \quad d\bar{D}/dt = \kappa_4/\bar{D}^3.$$

Esto nos conduce a $\bar{D} = \kappa t^{0.25}$, y esto nos dará una línea recta en un gráfico logarítmico de \bar{D} Vs. t , con una pendiente de 0.25. Ahora, si a esto sumamos el efecto de segundo orden de ∇ , más el efecto retardante del aumento de los valores de χ máximos en el límite, por lo que existirá en el gráfico una cierta desviación de la linealidad en una gráfica log-log. Ahora, si el efecto retardante de los valores de χ máximos es nulo, la curva tenderá hacia arriba mientras que si este efecto es grande, la curva tiende hacia abajo. Esto se hace más marcado cuando tiene lugar una recristalización secundaria, y todavía más cuando el tamaño de grano tiende a ser del mismo tamaño que el espesor de la muestra (en chapas o láminas).

A cualquier velocidad, la dispersión del tamaño de los granos se incrementa por la coalescencia, esto se observa mejor en la figura 27 (al aumentar ∇ , aumenta D).

CAPITULO V

LA INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO EN ALGUNAS PROPIEDADES MECANICAS.-

V. 1. EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO EN LA DUREZA.

Los límites de grano y los fenómenos que ocurren en sus alrededores, afectan también a las propiedades mecánicas acompañadas por una dependencia del tamaño de grano en la tensión de fluencia y la dureza. Se sabe que la dureza de un material policristalino aumenta mientras el tamaño de grano disminuye. Ningún modelo teórico ha sido desarrollado para el efecto del tamaño de grano en la dureza; sin embargo se ha intentado correlacionar experimental y prácticamente la dureza de un material con un comportamiento unidireccional de tensión-deformación. Tabor relacionó la dureza H de un material a una tensión de fluencia característica σ alrededor de la impresión, y ésta es: $H = C\sigma$, donde C es una constante de proporcionalidad que adquiere valores diferentes, dependiendo del tipo de penetrador y probador utilizado. De lo anterior, Hall propuso que la dureza de un material policristalino depende del tamaño de grano (l), tal y como lo es la tensión de fluencia, esto es:

$$H = H_0 + K_H l^{-1/2} \quad \text{ec.(1)}$$

en donde H_0 y K_H son constantes experimentales. Esta dependencia se ilustra en la Figura (fig. 1), para $T_{i\alpha}$.

Es interesante hacer notar sin embargo que Mohrheim, usando los datos experimentales de Ishigaki, para hierro puro, mostró una relación semilogarítmica entre el tamaño de grano y la dureza Brinell. Esta se expresa así:

$$H = H_0 + K_H \log(l)$$

donde H_0 es una constante y K_H es la pendiente. Sin embargo, es importante enfatizar que debe tenerse cuidado en usar cualquier relación entre el tamaño de grano y la dureza de un material policristalino. La razón es que las relaciones antes mencionadas son válidas solamente para casos en donde la carga es suficientemente grande como para sentir la influencia de los límites de grano en la zona de prueba; ver fig. 2.

Cuando esta zona de influencia es más pequeña que el tamaño de grano, por lo que no llega a tocar los límites de grano y por consecuencia la dureza viene a ser independiente del tamaño de grano. Este hecho se ilustra en la siguiente figura (fig. 3), la cual nos muestra la relación entre el diámetro de grano del hierro electrolítico y la medición de la diagonal de prueba para diferentes cargas; efectos similares se han podido observar en latón 70-30 y en acero calmado.

El efecto de los límites de grano, sin embargo se percibe, aunque el tamaño de grano exceda por mucho a las dimensiones de la zona de impresión, efecto

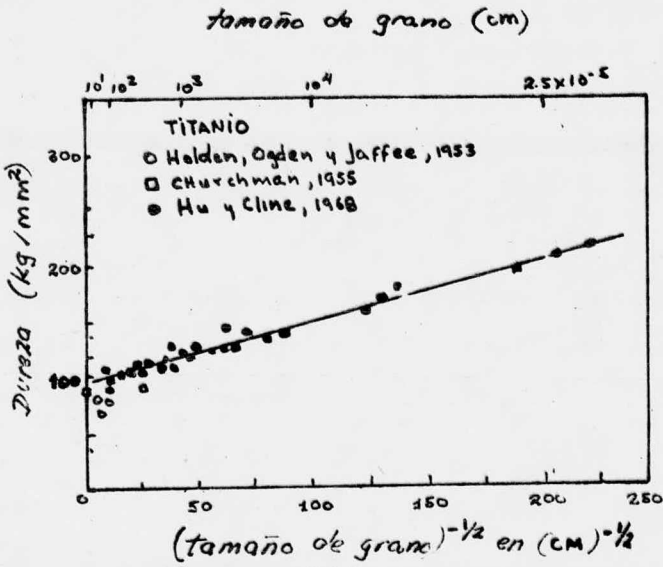


Fig. V-1

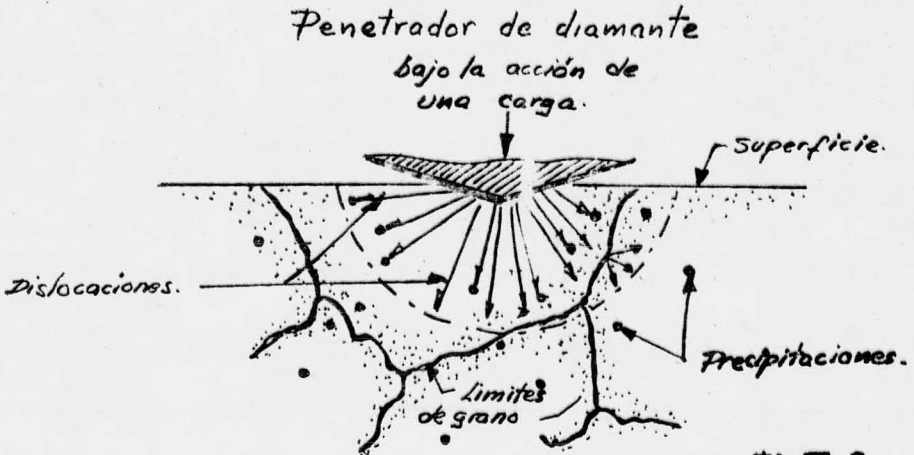


Fig V-2

que puede explicarse en términos de una región endurecida por la deformación - que se extiende a una distancia considerable de un límite de grano. Tal efecto se muestra en la figura (fig. 4), la cual muestra la influencia del tamaño de grano en la dureza, tanto del límite de grano como el interior del mismo.

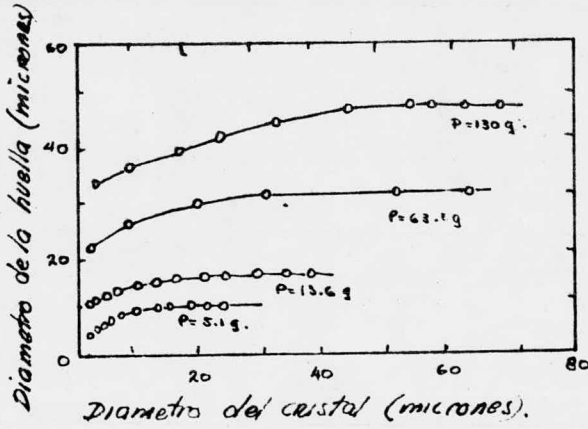


Fig. V-3

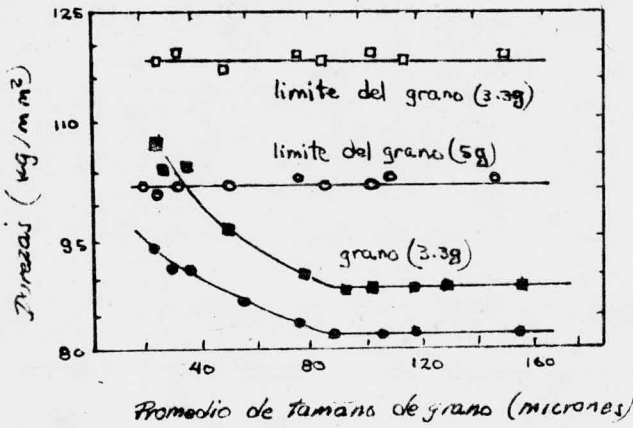
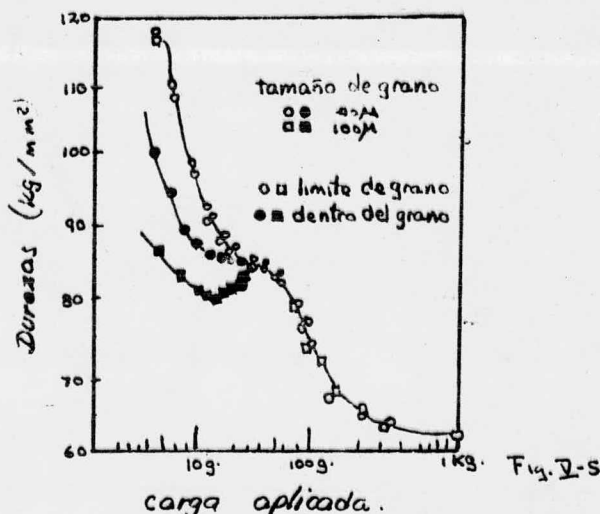


Fig. V-4

En la figura 4 se ve claramente que la dureza de los límites de grano permanecen independientes del cambio en el tamaño de grano, mientras que la dureza del interior de los granos disminuye en tanto que el tamaño de grano aumenta. Para ciertos tamaños de grano críticos, el cual es aparentemente diferente para diferentes cargas, la dureza del interior del grano permanece constante - con aumentos en el tamaño de grano. El hecho de que estas formas de tamaño de grano crítico aumenten al incrementar la carga en la prueba de dureza, sugiere que el endurecimiento se detecta por las cargas utilizadas cuando la zona de influencia comienza a detectar la presencia de este endurecimiento en los límites de grano. Consecuentemente, los valores de dureza obtenidos para el interior del grano, con un tamaño de grano menor que el crítico, reflejan de hecho la dependencia de la dureza con la distancia al límite de grano para las cargas usadas.

La presencia de una transición durante la prueba de dureza dependiente de la carga aplicada, fluctúa entre el comportamiento en la prueba de un monocristal y un policristal cuando la zona de influencia de la impresión se aproxima y eventualmente se hace mayor o más grande que el tamaño de grano. Tal transición se observa en la figura (fig. 5), la cual muestra el efecto del tamaño de grano en la dureza (dependiendo de la carga) para hierro (con W en pequeña cantidad).



Es aparente que para cargas menores de 20 gramos, aunque el límite de dureza es independiente del tamaño de grano, la dureza del interior es alta para tamaños de grano pequeños; esto se debe a que el grado de endurecimiento asociado en los límites se traslapan en el centro de los granos de 40 micrones. Ahora bien, para mayor tamaño de grano, mayor es el endurecimiento de este al ir in-

crementando las cargas. Para cargas mayores de 20 gramos, la dureza del límite y del interior del grano tienen los mismos valores para una cierta carga; bajo estas condiciones el penetrador está promediando la dureza del espécimen o material policristalino.

Un ejemplo de la importancia práctica del efecto de la microestructura -- con los valores de dureza es provisto por una comparación de la dureza obtenida con dos pruebas de dureza en aceros esferoidizados con un cierto rango de composiciones y de espaciado de partículas. Douthwoite, Jindal y Armstrong mostraron que la dureza de los aceros de bajo carbono y de latones dependen del tamaño de grano y obedecen a la relación de Hall-Petch (ver ec. 1). En donde H = dureza Brinell o dureza Vickers, H_0 y K_H son constantes experimentales y d es el tamaño de grano. La figura 6 nos muestra la dureza Brinell de aceros esferoidizados con la forma de Hall-Petch, como función del espaciado microestructural; lo mismo en la figura 7, además que con dureza Vickers.

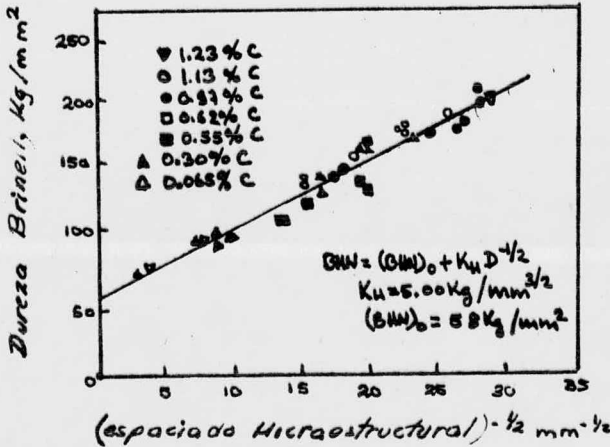


Fig. V-6

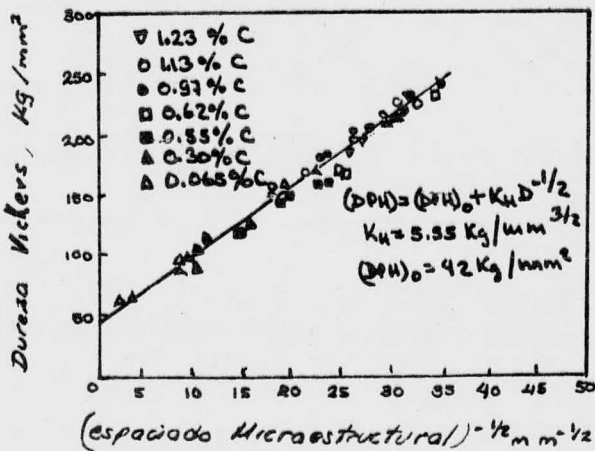


Fig. V-7

También se encontró que en estructuras de ciertos metales policristalinos tales como Cu y Al con grano fino, el efecto del tamaño de la indentación de la prueba de dureza desaparecía, esto era debido a que la impresión de la huella cubría varios granos o sea que la presencia de barreras potenciales al movimiento de dislocaciones en forma de un sistema desarrollado de límites de fase, dando como resultado una ausencia del efecto del tamaño dependiente de la dureza en metales policristalinos (ver fig. 8).

Los valores de dureza de un material naturalmente varían de acuerdo a su micro-estructura; por esta razón y otras como son la carga aplicada, el tipo de penetrador utilizado y forma del mismo hay que tomar en cuenta varios factores, por ejemplo D el diámetro del penetrador, d el diámetro de la huella y l el diámetro promedio del grano de un cierto material policristalino, que --son empleados convencionalmente para determinar las condiciones de prueba, bajo los cuales se mide la dureza H [$H = H(D, d, l)$].

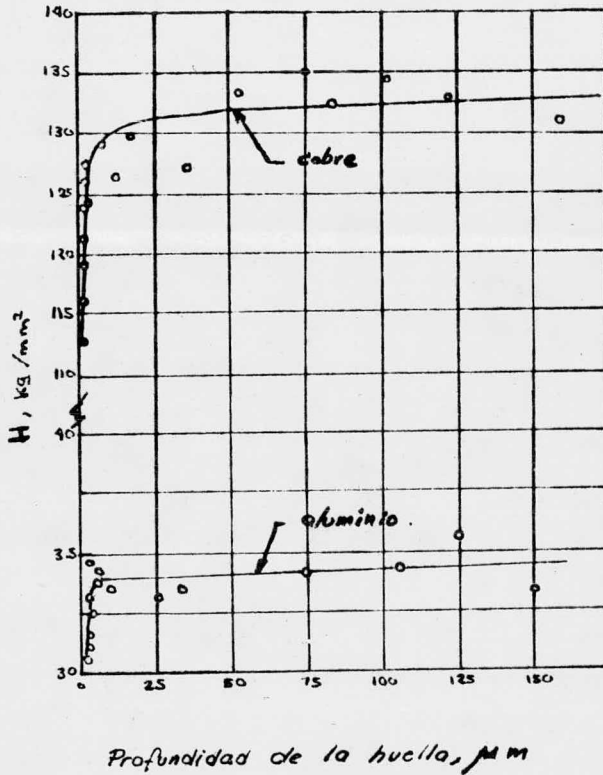


Fig. V-8

La influencia que tiene el tamaño de grano de una microestructura con los valores de dureza obtenidos, se reflejan en cierta forma en la figura 9, en la que los valores de dureza Meyer H se grafican contra el diámetro promedio de los granos $\bar{d}^{1/2}$ (cm^{-1/2}). Para este estudio se utilizaron dos bloques de prueba con dureza $R_b = 42.0$ y 44.6 con tamaño de grano fino (recocidos) y otro bloque de prueba con dureza $R_b = 83.7$, con un tamaño de grano mayor. Se observa en la figura que se efectuó una comparación entre los valores de dureza Meyer y los valores obtenidos previamente por Jindal y Douthwaite en el latón utilizando la relación Hall-Petch; observándose una gran variación de los bloques de prueba con los diferentes tamaños de grano.

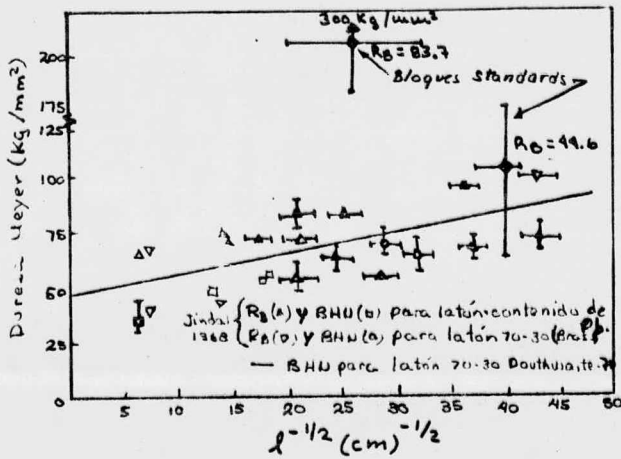


Fig. V-9

Nota: Los valores de R_b se convirtieron a Dureza Brinell por las siguientes relaciones: Dureza Brinell = $7300/130 - R_b$, y luego estos valores de Dureza se convirtieron a Meyer (H) utilizando la siguiente relación:

$$H = \left\{ \text{BHN} \cdot 2 \left[1 - \sqrt{1 - (d/B)} / (d/D^2) \right] \right\}$$

V. 2. RELACION DEL TAMAÑO DE GRANO CON EL COMPORTAMIENTO ELASTICO.

Las características estructurales inherentes de un material ejercen una gran influencia en los resultados de ensayo y en los tamaños de la probeta efectiva. La estructura es a menudo el factor determinante en relación al procedimiento del ensayo y al tamaño mínimo de la probeta; esto quiere decir que si el tamaño de grano por ejemplo es grande, existe una distribución irregular de fases, estructura anisotrópica o marcada segregación en un material, por lo que una pequeña probeta puede dar una impresión completamente errónea de las propiedades probables del material cuando este se emplee en su totalidad.

Durante el comportamiento elástico de un metal la resistencia elástica mi

nima que puede esperarse de un metal policristalino, se calcula a partir de la combinación más desfavorable de modelos de fuerzas interatómicas, permitiendo la total concentración de tensión debida a la estructura de grano, distribución y a algunas otras causas; es todavía quizá un ciento de veces mayor que la resistencia máxima nominal.

En cualquier volumen de metal sometido a una tensión particular, cuanto mayor sea el número de sistemas posibles de movimiento dentro del volumen, más probable es que alguno de los últimos estén alineados con el plano de tensión y más fácil será lograr el desplazamiento de los átomos, pero cuantos más sistemas haya más probable es que exista interacción entre ellos, particularmente en los bordes de grano. Por lo que habrá un efecto óptimo entre el número de posibles sistemas de deslizamiento y el número de bordes de grano. Estos dos factores están influidos por el tamaño de grano, de forma que cabe esperar que el último ejerza alguna influencia en la elasticidad.

En la mayoría de los metales policristalinos, los granos tienden a ser relativamente pequeños y orientados al azar, dando como resultado de que cualquier efecto de deformación elástica opera a través de muchos volúmenes pequeños con sistemas de planos que están dispuestos al azar. Esta condición tiene dos resultados:

- 1) La distribución al azar enmascara la anisotropía de los granos individuales y la masa policristalina parece comportarse de una forma isotrópica
- 2) Puesto que el tamaño de grano es relativamente pequeño, existen muchos bordes de grano que dificultan la deformación.

El borde de grano por debajo de un cierto límite tiene un efecto reducido en la deformación elástica. Así, los metales que muestran una amplia divergencia en las propiedades de deformación elástica en sus monocristales, en el estado policristalino se comportan casi isotrópicamente una vez que el tamaño de grano se mantiene por debajo de cierto límite.

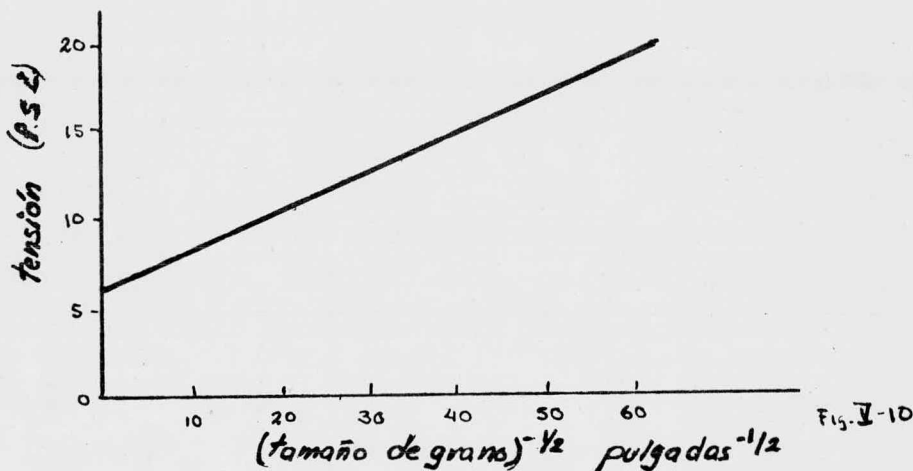
El tamaño de grano produce también una muy pequeña diferencia en el comportamiento elástico, pero puede tener un efecto muy marcado en la incidencia de la plasticidad.

V. 3. RELACION DEL TAMAÑO DE GRANO CON EL COMPORTAMIENTO PLASTICO.

El tamaño de grano pequeño, por presentar un gran número de barreras al deslizamiento en cualquier plano de tensión, eleva el límite elástico demorando la iniciación de la deformación plástica; esta influencia se muestra en la figura (fig. 10) para el hierro.

Al principio, a tensión muy baja se inicia la deformación elástica, seguida inmediatamente, a medida que ésta tensión se hace más alta por el movimiento de aquellas dislocaciones de baja energía que están presentes. A un nivel -

de tensión más alta, las fuentes de dislocación comienzan a operar y a aumentar el apilamiento de manera progresiva, y será mayor conforme aumente la tensión; entonces los límites de grano empiezan a descomponerse y la deformación comienza a aumentar rápidamente en el intervalo plástico.



V. 4. RELACION DEL TAMAÑO DE GRANO CON LA TENSION DE FLUENCIA.

Un efecto de endurecimiento se ha observado en policristales, no solamente porque los complejos sistemas de deslizamiento se intersectan en varios granos, sino que también los límites de grano son obstáculos al paso de las dislocaciones. Cuando cualquier policristal es deformado, el deslizamiento comienza en un grano "preferido" y tiende a anclarse en los límites de grano. Una concentración de esfuerzos se produce cuando la banda de deslizamiento en el primer grano se encuentra con el límite del grano vecino; este efecto eventualmente permite que la deformación plástica se extienda a través de toda la sección de la muestra a un esfuerzo de cedencia (tensión de fluencia) σ_y , dado por la relación de Hall-Petch (ver ec. 1):

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2}$$

donde d es el tamaño de grano del material, σ es el esfuerzo requerido para mover las dislocaciones dentro de los mismos granos; y para un cierto metal es una constante a una cierta temperatura y velocidad de deformación.

Hay evidencia de que un cierto número de metales obedecen a esta relación, la figura (fig. 11) nos muestra el efecto de cedencia para Molibdeno y Fierro como función del tamaño de grano.

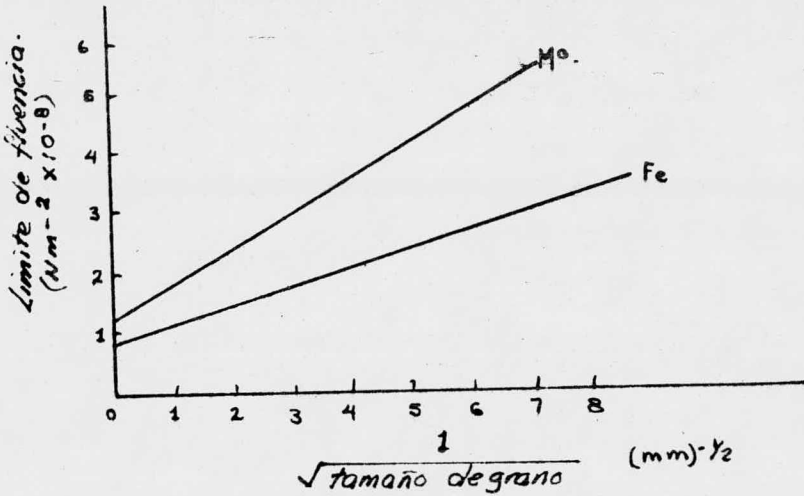
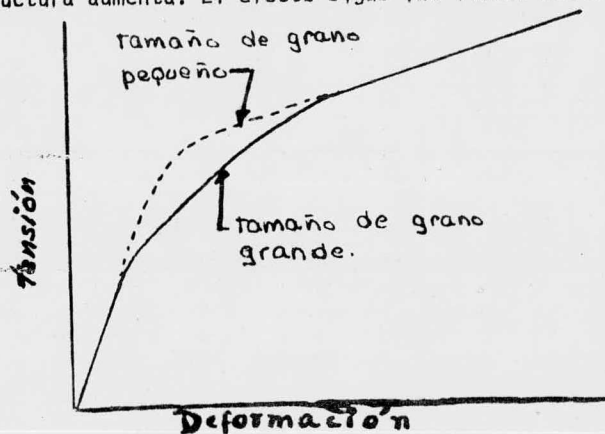


Fig. V-11

V. 5. EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO EN EL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION.

El efecto del tamaño de grano en la tensión de fluencia se ilustra en la figura anterior (fig. 11), y es lógico esperar que el tamaño de grano tenga también influencia en el endurecimiento por deformación. Un material con tamaño de grano pequeño se endurecerá por deformación más rápidamente que el mismo material con tamaño de grano mayor. Sin embargo, el efecto solo se aplica en las primeras etapas de la deformación plástica y la influencia desaparece a medida que la estructura se deforma y la estructura de grano se destruye. El principal efecto es por lo tanto, un cambio más brusco de la deformación elástica a la plástica, puesto que la tensión de fluencia se eleva a medida que la destrucción de la estructura aumenta. El efecto sigue las líneas mostradas en la figura (fig. 12).

Fig. V-12



V. 6. RELACION DEL TAMAÑO DE GRANO CON EL ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION EN ROTURA.

El tamaño de grano, como se ha visto antes, tiene marcada influencia en la tensión de fluencia y en la velocidad de endurecimiento por deformación, -- por lo que es lógico esperar que el tamaño de grano tiene influencia en la resistencia a la rotura y en el modo de fractura. En efecto, la resistencia a la rotura aumenta con la disminución del tamaño de grano, como se muestra en la figura (fig. 13), y la deformación se hace más uniforme a través de la sección sometida a tensión. El modo de fractura también puede modificarse; la rotura intercrystalina se hace menos probable a medida que el tamaño de grano disminuye.

La naturaleza del borde de grano puede afectar al modo de endurecimiento por deformación de un material y de aquí puede influir en el modo de fractura.

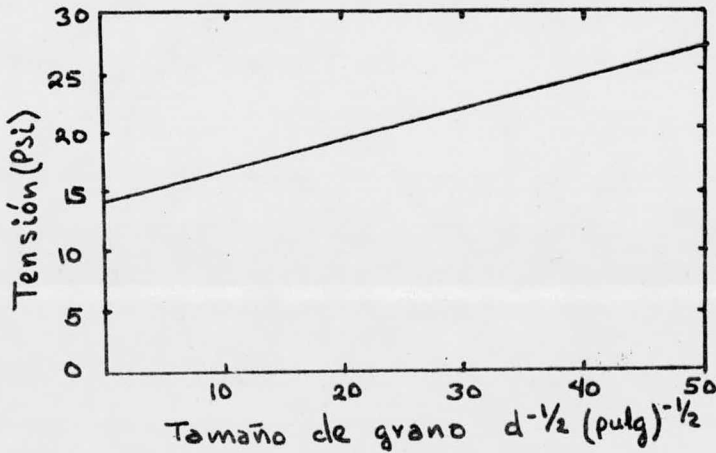


Fig. I-13

V. 7. EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO EN LA DUCTILIDAD.

En la mayoría de los casos la ductilidad aumenta con una disminución del tamaño de grano; esto probablemente se debe al poco aumento en la velocidad de endurecimiento por deformación con un reducido tamaño de grano. Sin embargo, los datos que se tienen acerca de la dependencia de la ductilidad con el tamaño de grano, no están muy bien documentados.

V. 7. a) Ductilidad en Creep.

Se ha encontrado un aspecto microestructural que tiene un pronunciado efecto en la ductilidad mediante las temperaturas de Creep, y es el tamaño de grano. En una aleación de Al 1.25 % Mn sometida a un esfuerzo, a velocidad constante de $0.18 \text{ ft}^4/\text{in}^2$ por hora a 450°C , aumenta tanto la elongación como la reducción de área, conforme el diámetro del grano aumenta.

Generalmente en materiales trabajados en frío o forjados, pasa lo contrario, tal y como sucede en un latón α 70-30 probado en las mismas condiciones que en la aleación Al-Mn. Así como se muestra la figura siguiente (fig. 14) para un metal Monel, la ductilidad disminuye a medida que aumenta el diámetro de grano durante la ruptura en el Creep a 1300°F (700°C); a esta temperatura se detectó una falla intercrystalina. A bajas temperaturas la dependencia de la ductilidad con el diámetro de grano es menor. Si se supone que el crecimiento de una grieta intercrystalina depende del deslizamiento de los bordes de grano se puede mostrar que mientras el diámetro de grano disminuye, la reducción de área aumenta; pero también es posible que esta tendencia pueda invertirse en metales con grano fino. Primeramente se supone que para el plano de fractura, se aplica lo siguiente:

$$A_t = A_s + A_v \quad (1) \quad \text{y} \quad A_v = (\bar{N}^* A_n) A_n \quad (2)$$

donde A_t es el área total de la sección a cualquier tiempo,

A_s es el área que no contiene grietas,

A_v es el área que contiene grietas,

\bar{N}^* es el número promedio de núcleos, de grietas por unidad de área

A_n es el área de grietas unitarias en el plano de fractura y se define como:

$$A_n = \pi \left[\int_0^t \frac{dr}{dt} dt \right]^2 \quad (3)$$

en donde r es el radio de la grieta. La velocidad del crecimiento de la grieta se supone que está dada por la siguiente expresión:

$$\frac{dr}{dt} = B j_L = \frac{B \lambda \epsilon_t}{N_L (1 + \epsilon_t)^2} \quad (4)$$

en donde B es una constante,

j_L es la velocidad de deslizamiento del límite de grano y se define como sigue

$$\epsilon_{gb} = K l_L = 2 K (r / \tan \psi_2)_L = 2 K (d / \tan \psi_1)_L \quad (a')$$

y λ es un parámetro que está definido como sigue: $\lambda = \frac{\epsilon_{gb}}{\epsilon_t} \quad (b')$

donde ϵ_{gb} contribución del deslizamiento del límite de grano

ϵ_t es la elongación total.

Suponiendo que el cambio en la densidad es pequeño, la ecuación 4 queda como sigue:

$$\frac{dr}{dt} = - \frac{B \lambda \dot{A}}{N_L A_0} \quad (5)$$

donde A_0 es el área original de sección transversal. Donde $t = t_r$, $A_v = A_t = A_v$ (6)

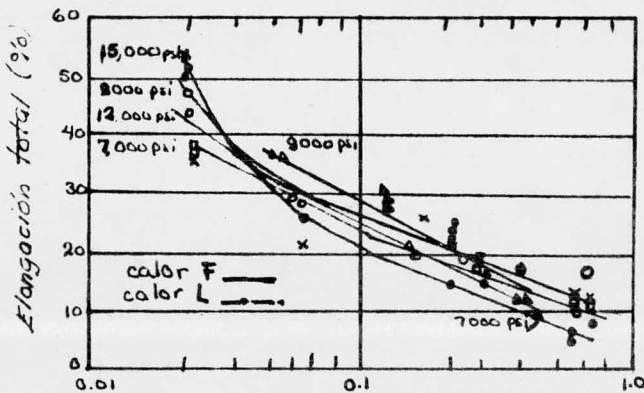
Por lo cual $\bar{N}^* A_n^* = \pi \left[- \frac{B \lambda}{N_L A_0} \int_{A_0}^{A_v} dA \right]^2 \bar{N}^* = 1 \quad (8)$ y $\bar{N}^* A_n^* = 1 \quad (7)$

Después de efectuada la integración y rearrreglando la reducción de -area en la zona de ruptura, viene a ser

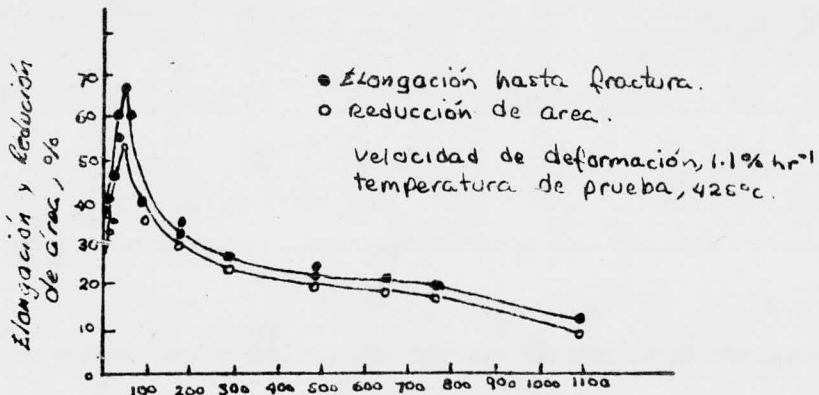
$$\Psi_r = \frac{N_L}{B^2} \left(1/\pi \bar{N}^* \right)^{1/2} \quad - (9)$$

y ahora como N_L es una buena aproximación de $1/d$, donde d es el diámetro de grano, la ec. 9 queda como sigue: $\Psi_r = \frac{1}{B^2 d} \left(1/\pi \bar{N}^* \right)^{1/2} \quad - (10)$

Si λ y \bar{N}^* se mantienen constantes, la ecuación 10 predice Ψ_r es inversamente proporcional a d . Sin embargo, una o ambas cantidades aumentará rápidamente conforme d se aproxima a valores pequeños, Ψ_r alcanzará un máximo valor y luego tiende a decrecer conforme d disminuye. Esta forma de comportamiento se observó en cobre mostrando resultados muy interesantes como se ve en la figura - (fig. 15).



Promedio del Diámetro del grano (mm). Fig. V-14



Promedio del Diámetro del grano Fig. V-15

Sin embargo estos datos no checan apropiadamente con los de la ec. 10 porque d es mayor de 45 micrones, la ductilidad se controlará mediante un criterio de superficie ("crack length"). Para d menor de 45 micrones un mecanismo similar controlará la ductilidad; en estas muestras, durante la exposición a la temperatura de la prueba hay un crecimiento de grano con una cierta tensión inducida, dando como resultado una estructura fina con poca cantidad de granos bastos". La ductilidad parece estar controlada, por estos granos grandes y es equivalente a aquella encontrada para una estructura de granos uniformes comparables en tamaño a los granos grandes. Sin embargo, la fracción en volumen de cavidades profundas aumenta mientras que d disminuye, y si este efecto interviene en el control de la ductilidad, se puede indicar que mientras λ y \bar{N}^* aumentan d disminuye.

La siguiente figura (fig. 16) muestra un ejemplo del cambio en el tamaño y densidad de una grieta, y de la ductilidad con el tamaño de grano. Estos resultados se obtuvieron a partir de dos diferentes tamaños de grano en una aleación de alta resistencia al Creep (Cb-28%, W-2%, Hf-0.06%, C-0.067%) probada a 1300°C. El metal con grano más fino muestra mayor ductilidad y densidad de grietas, mientras que el metal con grano basto muestra baja ductilidad, grietas pequeñas intercrystalinas y muchos "huecos" pequeños en los límites de grano. Para este material, la ruptura ocurrirá debido al crecimiento rápido de un pequeño número de grietas.

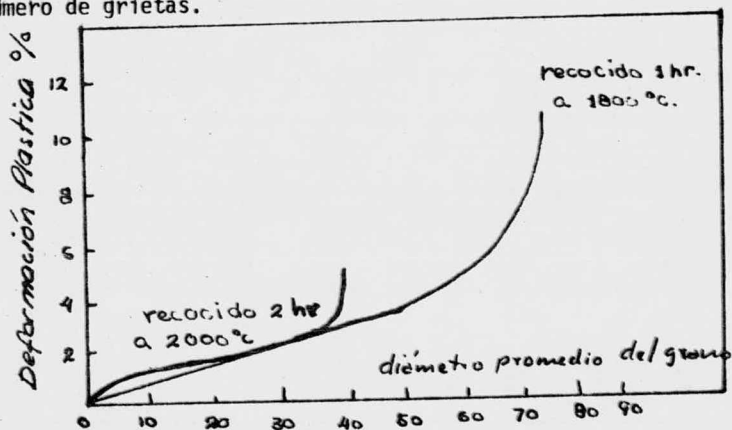


Fig. V-16

V. 8. INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE GRANO EN LA INESTABILIDAD PLÁSTICA.

Para entender la relación entre la tensión de flujo y la inestabilidad plástica en ciertas operaciones de conformado es necesario tomar en cuenta los efectos en el tamaño de grano pues en ciertos casos las características de fractura son importantes, particularmente en las aplicaciones que involucran estirado biaxial.

El punto de partida lógico es el trabajo de Armstrong basado en la observación de que la tensión de flujo de varios metales siguen la relación de Hall-Petch por lo que $\sigma = m (\tau_0 + k_s d^{-1/2})$ - (3)

NOTA: Esta ec. se obtiene a partir de las siguientes consideraciones:

1) Por la ley de Schmidt

$$\sigma = \frac{\tau}{\cos \phi \cos \lambda} \quad - (1)$$

donde σ es el esfuerzo aplicado

τ es el esfuerzo crítico cizallante en el sistema de deslizamiento activo

ϕ y λ son los ángulos del plano de deslizamiento normal y la dirección de deslizamiento en la dirección de σ .

2) La ec. 1 se puede escribir así: $\sigma = m \tau$ - (2)

que representa la tensión de flujo de un agregado policristalino, en donde m representa el recíproco del factor de Schmidt promediado en todas las direcciones del agregado.)

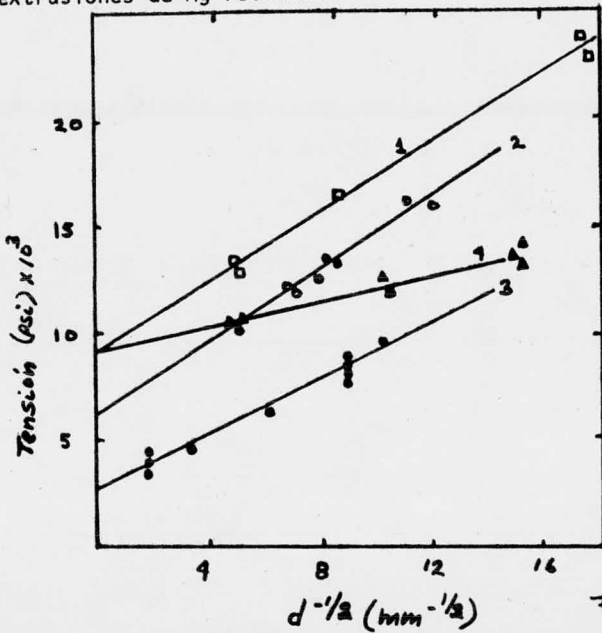
El término extra representa la dependencia del tamaño de grano observada en la tensión de flujo, en donde d es proporcional al diámetro de grano promedio y k_s se considera como una medida de la resistencia del límite de grano al deslizamiento. Ellos consideraron el modelo derivado a partir del límite elástico teórico en el cual una banda de deslizamiento es bloqueada por un límite de grano por lo que se desarrolla una concentración de esfuerzos, esperando así un nuevo origen en un grano contiguo a una distancia r desde la parte superior de la banda de deslizamiento bloqueada. Se supuso que el nuevo origen operaría con un esfuerzo crítico τ_c , actuando en el plano de deslizamiento del origen. Armstrong señaló que la concentración de esfuerzos requeridos dependerá de las orientaciones relativas de los sistemas de deslizamiento que actúan en dos granos considerados, siendo k_s un factor de orientación; $k_s \approx m \tau_c r^{1/2}$ para un agregado al azar, m en este caso depende de la diferencia promedio de la orientación entre los granos contiguos. Wilson y Chapman señalaron que cuando existe una orientación preferida, los factores macroscópico y de orientación local serán diferentes. Con esta modificación, la ecuación anterior (ec. 3) se puede escribir:

$$\sigma = m' (\tau_0 + m'' \tau_c r^{1/2} d^{-1/2}) \quad - (4)$$

en donde m' y m'' son los factores macroscópico y de orientación local respectivamente. Smith y Worthington dieron a este modelo un tratamiento cuantitativo. Esto implica que la ordenada al origen y la pendiente de la relación tamaño de grano / tensión de flujo, variará con una orientación preferida.

Cualitativamente estas predicciones parecen verificarse a partir de los resultados obtenidos por Chapman (en magnesio extruido); estos se observan en

la figura (fig. 17), donde se aprecian los efectos de cierta orientación preferida dependiendo del tamaño de grano con un esfuerzo máximo a temperatura ambiente, las extrusiones de Mg recocido.



Con cierta textura σ_0 y K varían en dirección de la prueba, en relación con los ejes de las fibras (curvas 2 y 3). Con una cierta dirección fija durante la prueba, σ_0 y K varían con la intensidad de la orientación preferencial (curvas 1 y 2).

Las relaciones de esfuerzo-fractura / tamaño de grano muestran un número de similitudes con las relaciones de esfuerzo máximo. Una fuerte textura con un tamaño de grano fino da una buena resistencia a bajas temperaturas sin fragilizarse, esto es en barras extruídas, pero no así en barras delgadas (ver figura 18). Además ciertos problemas relacionados con el comportamiento de la plasticidad en materiales policristalinos, están íntimamente ligados con los efectos del tamaño de grano.

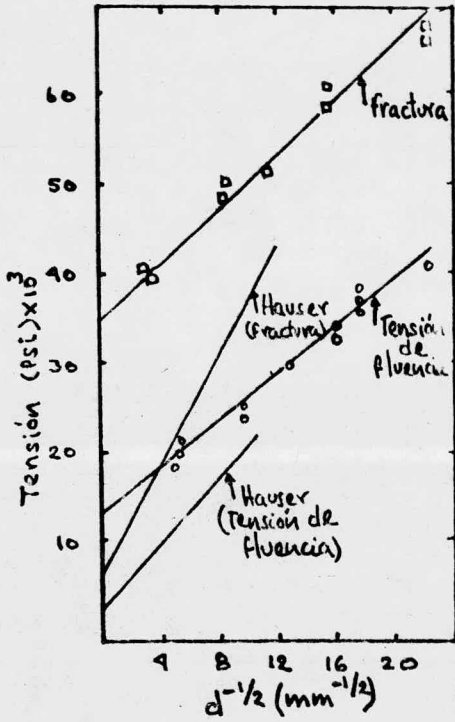


Fig. V-18

CAPITULO VI.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL, RESULTADOS Y CONCLUSIONES.-

VI. 1. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Para efectuar este trabajo, se utilizó alambroón de acero 1010, de .250" - de diámetro; se tomaron muestras de .250" de sección; las temperaturas seleccionadas fluctuaron entre 400°- 750°C; los tiempos, entre 7.5'-60'(minutos); - la velocidad de calentamiento fué de 100°C/hr. para todas las muestras.

Después de alcanzar la temperatura deseada y el tiempo seleccionado, las muestras se retiraron del horno para ser enfriadas al aire; después se procedió a montarlas, pulirlas y atacarlas químicamente con solución de nital (ác. nítrico al 2% en alcohol).

Fueron observadas al microscopio para determinar el tamaño de grano, por medio del método de comparación de los granos, a 100X, con las tablas de clasificación del tamaño de grano de la A.S.T.M. Se fotografiaron para una mejor identificación y se les probó la dureza Rockwell b.

VI. 2. RESULTADOS.

Las características del material con el cual se trabajó, antes de iniciar el experimento fueron las siguientes:

- a)Tamaño de grano heterogéneo (duplex) del orden 78910, A.S.T.M.
- b)Dureza Rb promedio 78.

Las siguientes tablas, gráficas y fotografías indican los resultados obtenidos a diferentes temperaturas y tiempos.

TABLA I

T= 400°C, vc= 100°C/hr.

Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	\bar{D} (mm)
401	74	8 - 9	7' 30"	0.019
402	70.1	8 - 9	15'	0.019
403	77.7	8 - 9	22' 30"	0.019
404	72	7 - 8	30'	0.027
405	73	8	37' 30"	0.022
406	70.1	7 - 8	45'	0.029
407	61.4	8 - 9	52' 30"	0.019
408	68.6	8 - 9	60'	0.019

Observaciones: A esta temperatura se observaron granos duplex, zonas heterogéneas. La probeta 406 muestra un crecimiento anormal. La probeta 404 muestra partículas o impurezas insolubles, no hay coalescencia.

TABLA II

T= 450°C, vc= 100°C/hr.

Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	\bar{D} (mm)
451	75	7 - 8 - 9	7' 30"	0.022
452	66.5	8 - 9	15'	0.019
453	71.4	8	22' 30"	0.021
454	54	8 - 9	30'	0.019
455	70.2	8 - 9	37' 30"	0.019
456	72	8 - 9	45'	0.019
457	62	7 - 8	52' 30"	0.027
458	69.5	8 - 9	60'	0.019

Observaciones: A esta temperatura se observaron granos duplex, con algo de inclusiones. En la probeta 453 muestra la apariencia de un acero con mayor contenido de carbono, No se manifiesta un crecimiento anormal.

TABLA III

T= 500°C, vc= 100°C/hr.

Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	\bar{D} (mm)
501	63.5	9 - 10	7' 30"	0.0135
502	71.5	9	15'	0.016
503	64	9	22' 30"	0.016
504	66.5	8 - 9	30'	0.019
505	65	9	37' 30"	0.016
506	63.5	9 - 10	45'	0.0135
507	58.5	9 - 10	52' 30"	0.0135
508	60.5	9	60'	0.016

Observaciones: No se detectaron granos duplex como en los casos anteriores, pero sí algunas impurezas.

TABLA IV

T= 550°C, vc= 100°C/hr.

Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	\bar{D} (mm)
551	63	9	7' 30"	0.016
552	62.3	9	15'	0.016
553	60.2	9	22' 30"	0.016
554	63.3	9	30'	0.016
555	64.5	9 - 10	37' 30"	0.0135
556	74	9	45'	0.016

(continúa tabla IV)

557	61.3	9	52' 30"	0.016
558	64	9	60'	0.016

Observaciones: A esta temperatura se observó una menor coalescencia. Las probetas 551, 552 y 555 presentaron muchas inclusiones. La 556 presentó granos duplex en zonas muy marcadas.

TABLA V

T= 600°C, vc= 100°C/hr.

Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	δ (mm)
601	65.7	8 - 9	7' 30"	0.019
602	66.5	8	15'	0.022
603	62.4	7 - 8 - 9	22' 30"	0.022
604	60	7 - 8	30'	0.027
605	63	8 - 9	37' 30"	0.017
506	62	8 - 9	45'	0.017
607	63.6	8	52' 30"	0.019
608	55.4	8 - 9	60'	0.016

Observaciones: Colonias de granos duplex muy grandes en las probetas 603, 604 y 605. Hay indicios de crecimiento anormal, pero en forma muy heterogénea.

TABLA VI

T= 650°C, vc= 100°C/hr.

Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	δ (mm)
651	64.6	8 - 9	7' 30"	0.019
652	57	7 - 8 - 9	15'	0.028
653	64	9	22' 30"	0.016
654	61.6	7 - 8	30'	0.027
655	59.2	7 - 8 - 9	37' 30"	0.022
656	56.5	8 - 9	45'	0.019
657	59	9	52' 30"	0.016
658	62	7 - 8 - 9	60'	0.022

Observaciones: Se manifiesta la misma tónica que el rango de temperaturas anterior, o sea, granos duplex. Las probetas 655 y 657 muestran estos granos y además una gran cantidad de impurezas.

TABLA VII

T= 700°C, vc= 100°C/ hr.

Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	D (mm)
701	63.5	8 - 9	7' 30"	0.017
702	71.7	8 - 9	15'	0.019
703	65.5	8 - 9	22' 30"	0.019
704	66.4	8 - 9	30'	0.017
705	62.2	8 - 9	37' 30"	0.017
706	62.6	7 - 8 - 9	45'	0.022
707	69.7	8 - 9	52' 30"	0.019
708	68	8 - 9	60'	0.021

Observaciones: Aquí se observa una coalescencia parcial, pues se observan sub-bordes de grano, debido a las partículas insolubles que tiene el material. Se alcanzan a ver granos duplex en ciertas zonas del material.

TABLA VIII

T= 750°C, vc= 100°C/hr.

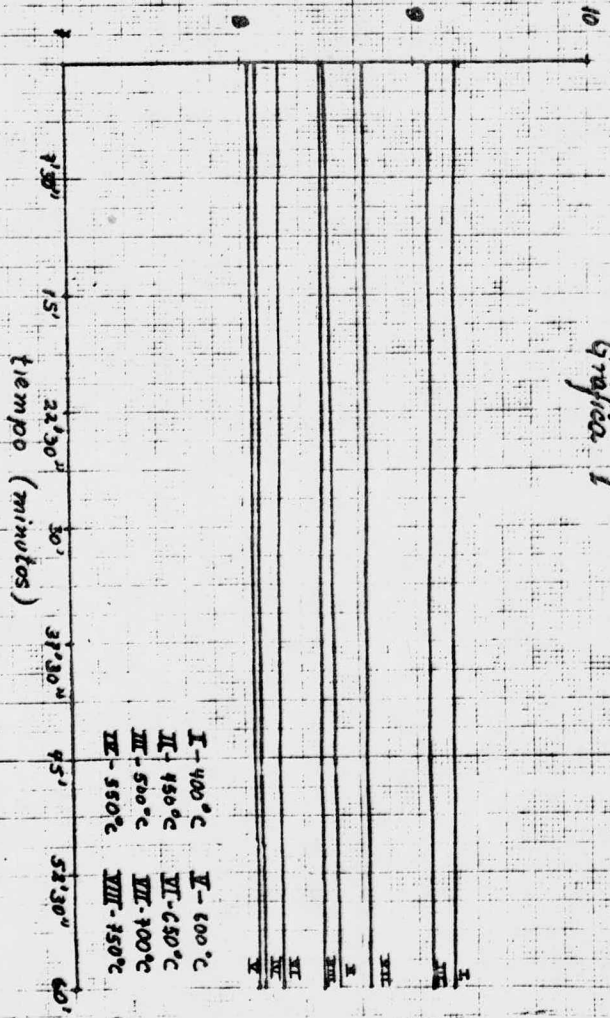
Probeta	Dureza Rb	Tamaño de grano	tiempo	D (mm)
751	66.2	7 - 8 - 9	7' 30"	0.022
752	65	8 - 9	15'	0.019
753	65.7	7 - 8	22' 30"	0.027
754	62.6	9 - 10	30'	0.0135
755	62.9	8 - 9	37' 30"	0.021
756	59.6	7 - 8, 8 - 9	45'	0.023
757	62.5	7 - 8, 8 - 9	52' 30"	0.023
758	62.2	7 - 8, 8 - 9	60'	0.023

Observaciones: A este rango de temperatura se manifiesta una coalescencia parcial. Las probetas 753 y 756 presentan zonas con granos duplex muy marcados. En la probeta 755 y en la 752 no hay coalescencia; se observaron también sub-bordes de grano.

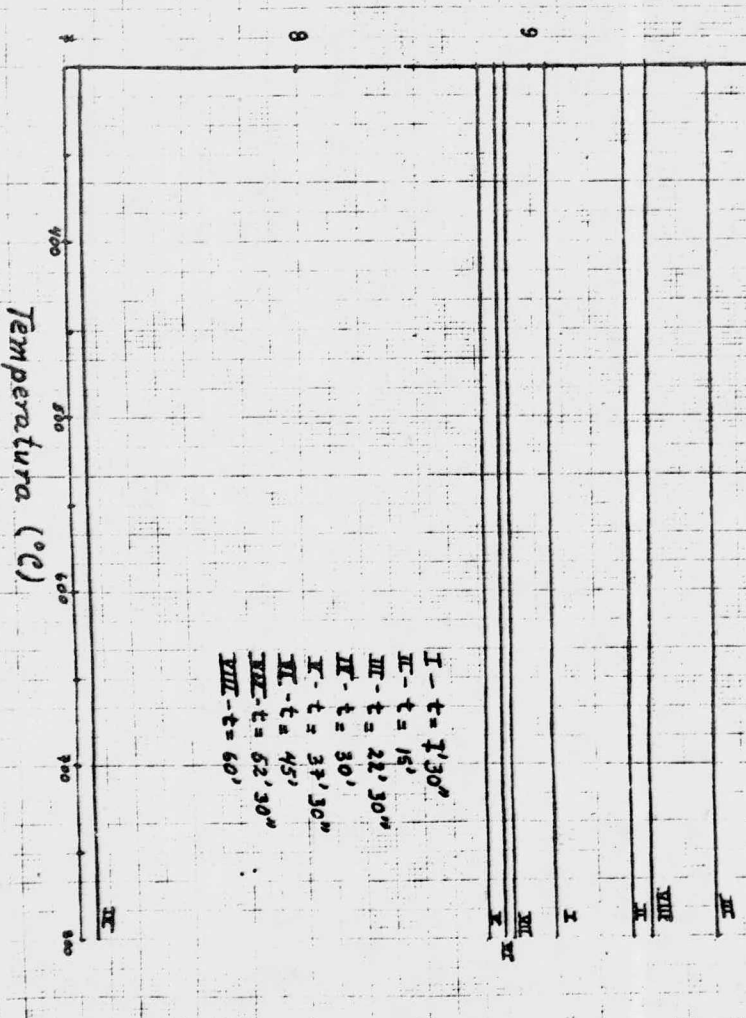
Tamaño de grano (ASTM)

Tamaño de grano (ASTM)

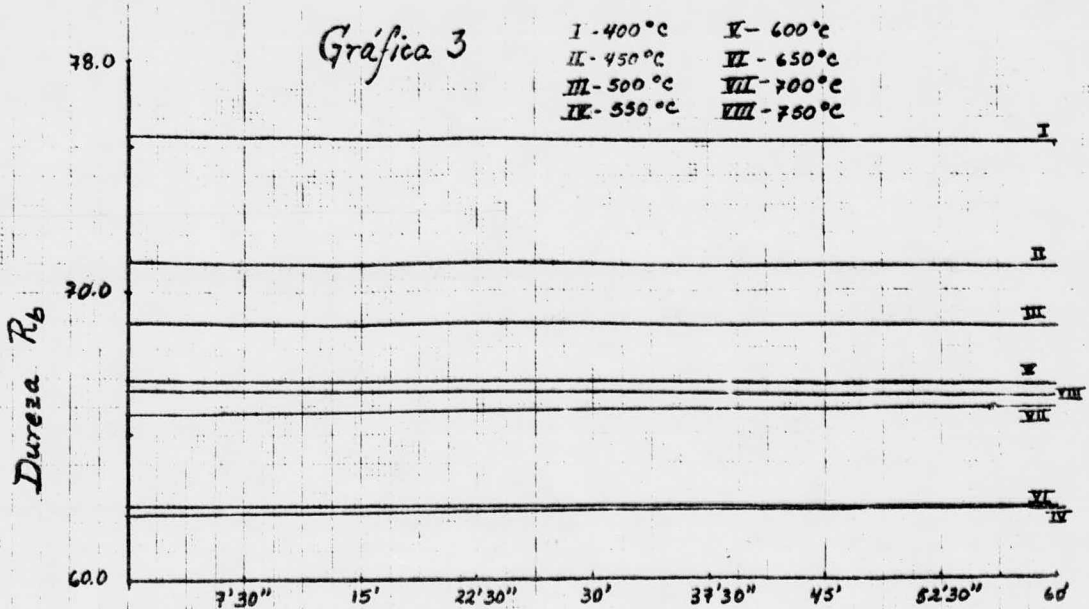
Gráfica 1



Gráfica 2

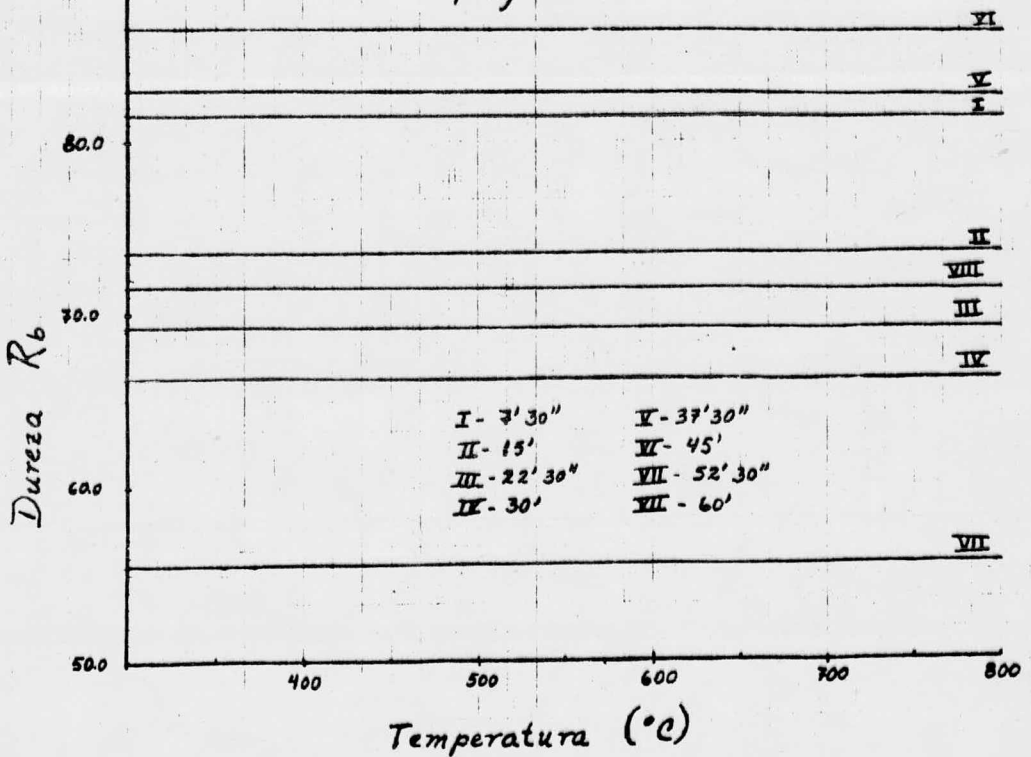


Gráfica 3

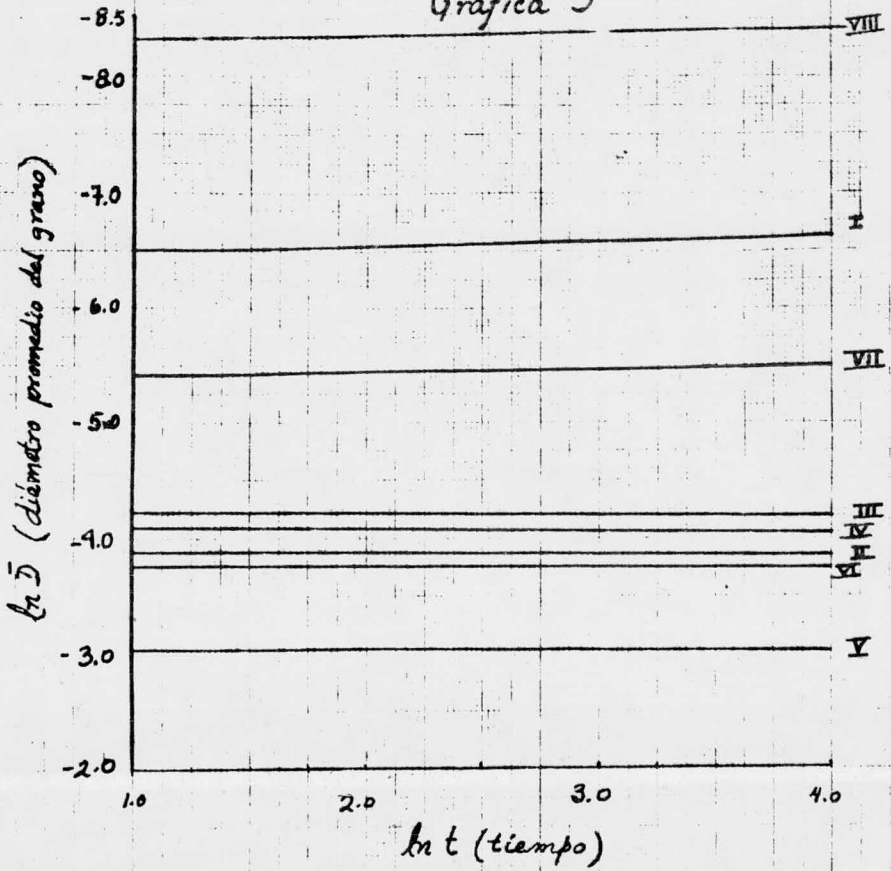


tiempo (minutos)

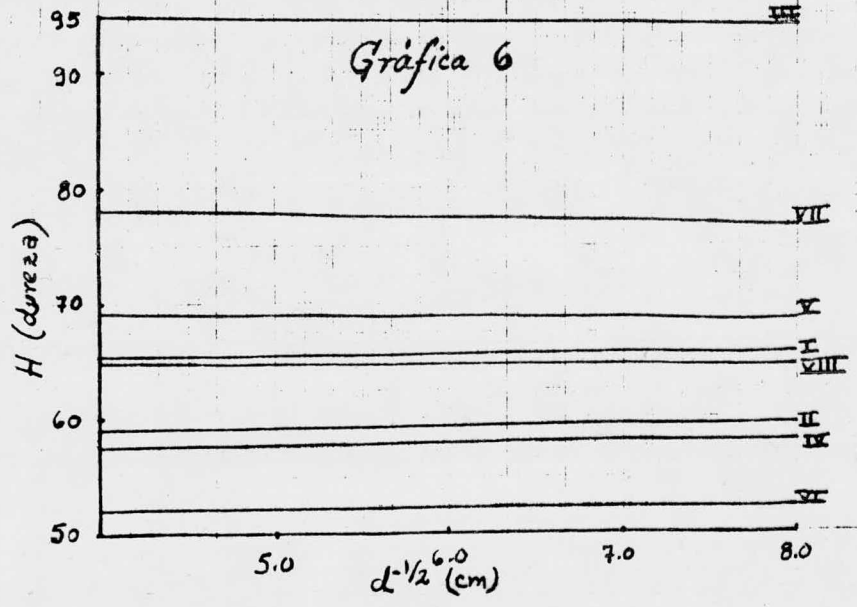
Gráfica 4



Gráfica 5



Gráfica 6



VI. 3. CONCLUSIONES.

1. Dentro del rango de temperaturas y tiempos no hay variación significativa del tamaño de grano (ver figuras 1-4). Este punto es interesante, puesto que ciertas propiedades se pueden incrementar como un resultado del control de la temperatura durante la deformación de cierto proceso de trabajado mecánico, pues esto redundaría en un mejor control del tamaño de grano.

2. El crecimiento de grano que se llega a detectar es el llamado crecimiento anormal y solo se presenta en determinadas zonas, y este crecimiento tiende a hacerse asintótico, tal y como se ha hecho notar (Capítulo IV, pág. 28 ver fotografías).

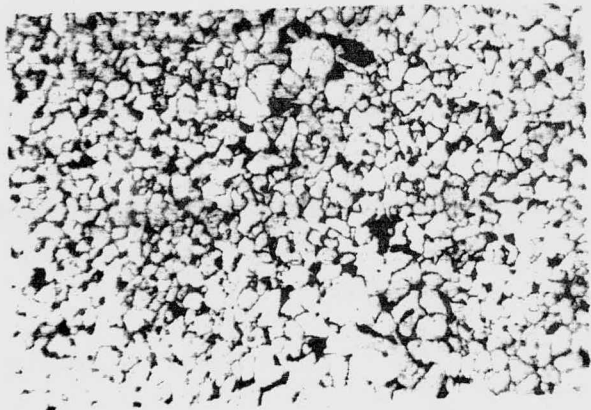
3. Observando la gráfica V ($\ln \bar{D}$ vs el $\ln t$) la ley del crecimiento de grano $\bar{D} = k t^n$ ($n \approx 0.5$) no se cumple por las razones dadas en el Capítulo IV, pág. 25.

4. La gráfica VI (H vs $d^{-1/2}$) indica que no hay variación de la dureza, esto es, la relación de Hall $H = H_0 + K A d^{-1/2}$ (ec. 1, pág. 1, Capítulo V) no se cumple. Esto se debe a que no hay variación apreciable en el tamaño de grano.

5. Ciertas zonas del material presentaron inclusiones no metálicas, tipo sulfuros, y estas retardan el crecimiento de grano.

6. La heterogeneidad en la deformación del material de llegada y su composición química, se manifiesta al encontrar una serie de tamaños de grano en una sola muestra (ver fotografías).

7. Otro factor importante de considerar es que el origen del material es un acero de bajo carbono calmado con aluminio, el cual se utiliza como desoxidante y a la vez como un refinador del tamaño de grano, que inhibe el crecimiento de grano hasta cierto rango de temperatura.



Fotografía 1

(120 X)

T= 400°C

t= 7' 5"

Probeta 401

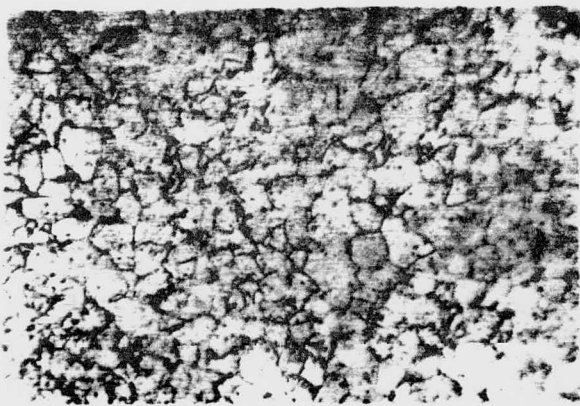
Fotografía 2

(120 X)

T= 400°C

t= 7' 5"

Probeta 404



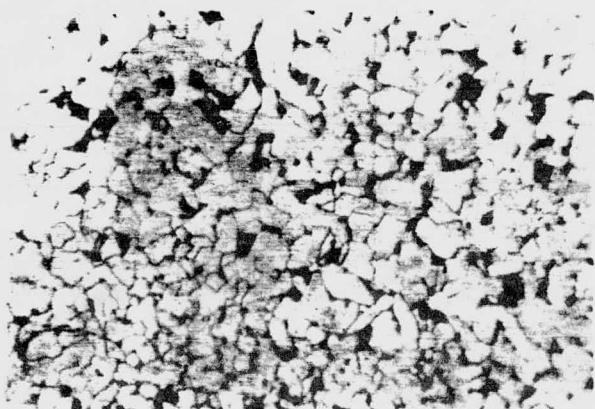
Fotografía 3

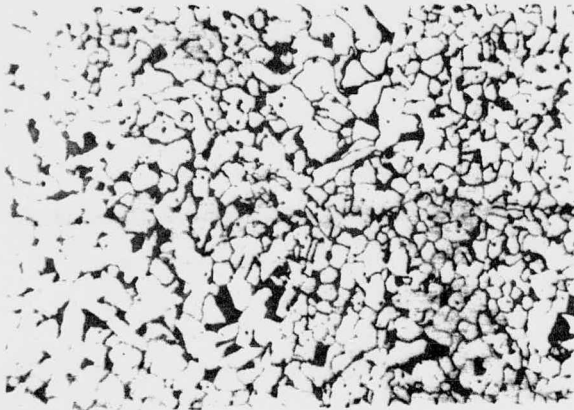
(120 X)

T= 400°C

t= 45'

Probeta 406





Fotografia 4

(120 X)

Probeta 408

T= 400°C

t= 60'

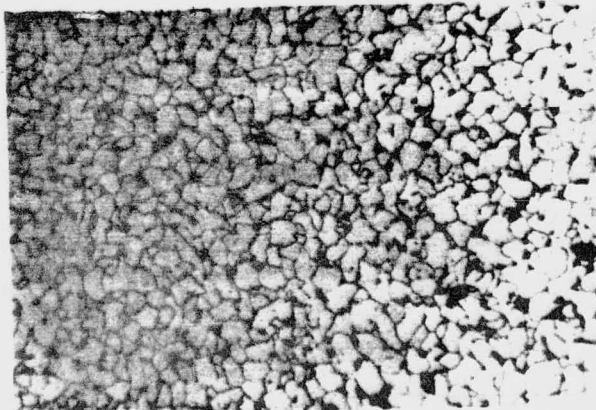
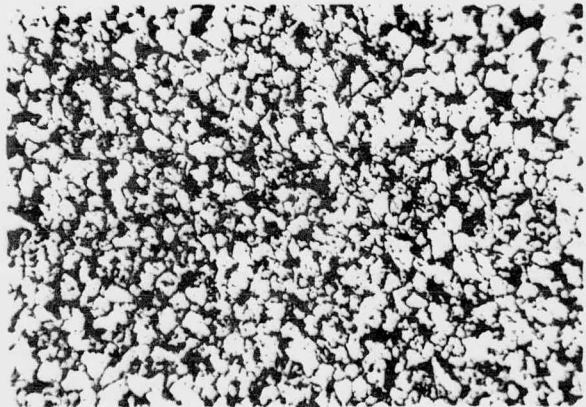
Fotografia 5

(120 X)

Probeta 453

T= 450°C

t= 22' 30"



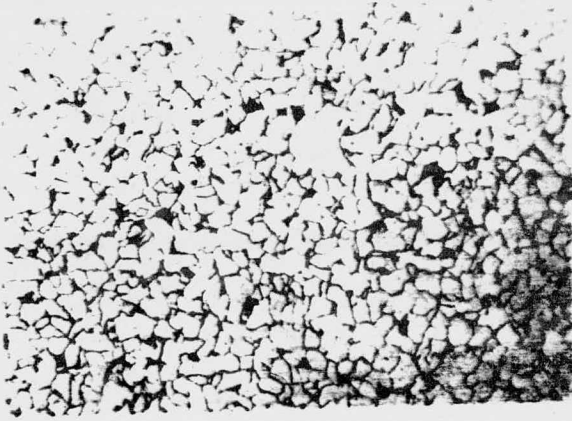
Fotografia 6

(120 X)

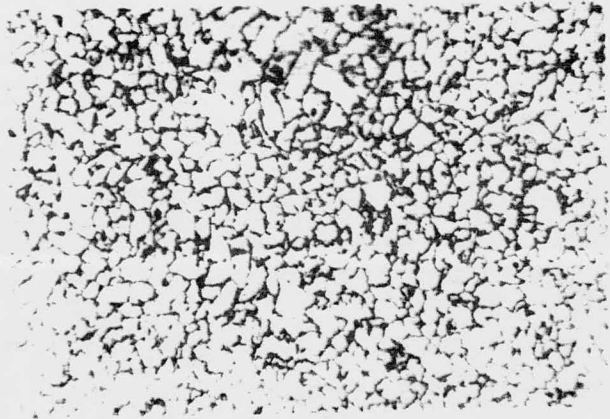
Probeta 604

T= 800

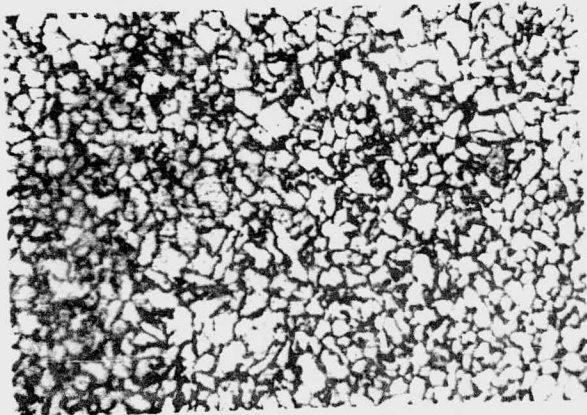
t= 30'



Fotografía 7
(120 X)
Probeta 617
T= 650°C
t= 52' 30"



Fotografía 8
(120 X)
Probeta 753
T= 650°C
t= 22' 30"



Fotografía 9
(120 X)
Probeta 756
T= 750°C
t= 45'

BIBLIOGRAFIA

1. Reed-Hill R.E., Principios de Metalurgia Física, C.E.C.S.A., 1968.
2. Schewman P.G., Transformations in metals, Mc Graw-Hill, 1969.
3. Barrett C.S. y Massalski T.B., Estructuras de los metales, Mc Graw-Hill, 1966.
4. George E. Dieter, Metalurgia Mecánica, Ed. Aguilar, 1967.
5. J.G. Tweeddale, Propiedades mecánicas de los metales, Tecnos 1970.
6. Metals Handbook, Vol. II, American Society for metals, 8th. Edition, Metals -- Park, Ohio.
7. Metals Handbook, Vol. VIII, American Society for metals, 8th. Edition, Metals Park, Ohio.
8. John P. Nielsen, Recrystallization, Grain Growth and Textures, ASM, Metals --- Park, Ohio, 1965.
9. The Science of hardness testing and its research aplicaciones, ASM, Metals Park Ohio, 1971.
10. Ductility, ASM, Metals Park, Ohio, 1967.
11. Ing. Klans Wanke e Ing. Klans Schramun, Temple del acero, Ed. Aguilar, 1972.