

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
NO A	ANO 1970

04.70.18-2

PMM/A - 12

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

SEXTO CURSO PANAMERICANO DE METALURGIA

Dentro del Programa Multinacional de Metalurgia  
(Programa Regional de Ciencia y Tecnología - OEA)

INTRODUCCION AL TRABAJADO MECANICO

Ingenieros L. Iurman, C.A. Martínez Vidal y A. Sáenz López

FASCICULO II

Capítulos 8 a 14

Departamento de Metalurgia  
Buenos Aires - Argentina  
1970

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

SEXTO CURSO PANAMERICANO DE METALURGIA

Dentro del Programa Multinacional de Metalurgia  
(Programa Regional de Ciencia y Tecnología - OEA)

INTRODUCCION AL TRABAJADO MECANICO

Ingenieros L. Iurman, C.A. Martínez Vidal y A. Sáenz López

FASCICULO II

Capítulos 8 a 14



## I. 8 RECOCIDO

### 8.1. INTRODUCCION

El recocido es un tratamiento térmico ligado directamente con la deformación plástica de metales, básicamente en frío. En este capítulo se analizan los distintos procesos que componen este tratamiento, procurando correlacionar los conocimientos actuales con los observacionales empíricos que gobiernan desde cientos de años el recocido.

Se dejan pendientes algunos temas para retomarlos en puntos posteriores, y se dan algunas tablas de utilidad tecnológica.

Durante la deformación en frío, no solamente hay endurecimiento por trabajado, sino que también se observan otros fenómenos, tales como subestructuras de deformación, aparición de asterismos en las figuras de difracción de Lane, etc.

Normalmente, 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.

Este recocido consiste en calentar al metal a una determinada temperatura, durante un cierto tiempo. Si se siguen las variaciones de algunas 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 figura 8.1 muestra esas variaciones en función de la temperatura, indicando el aspecto micrográfico de cada estado.

Se tiene así :

1) Proceso de Recuperación :

No hay variación pronunciada de las propiedades indicadas si bien se encuentra un relevamiento de tensiones internas que pudieran existir.

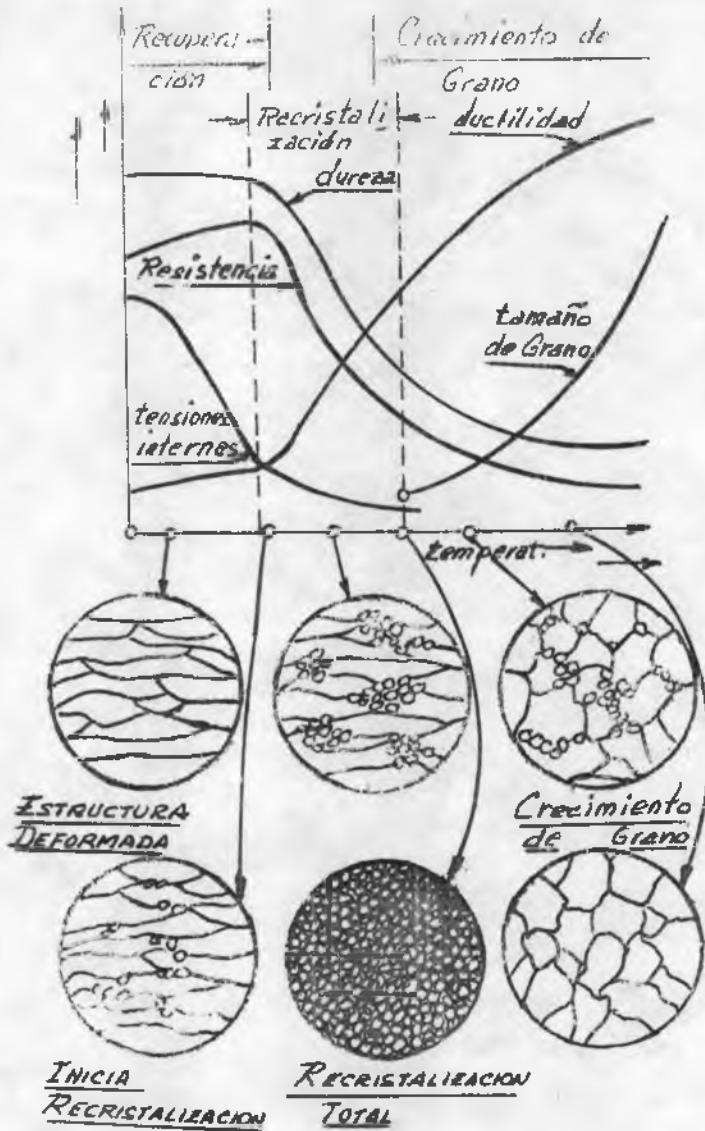
2) Proceso de Recristalización :

Sin que haya cambio de fases aparecen menos granos que se multiplican, eliminando la anterior estructura deformada.

Se produce una fuerte disminución de la dureza y de la resistencia, con el consiguiente incremento de ductilidad

3) Proceso de crecimiento de Grano :

Cuando la recristalización es completa, los granos comienzan a crecer. La dureza y la resistencia disminuyen, pero tienden a un valor constante. La ductilidad aumenta permanentemente, y se introduce un nuevo elemento de comparación, el tamaño de grano, que lógicamente crece. Interesa entender este comportamiento del material.



— Figura 8.1 —

## 8.2. PROCESOS DE RECUPERACION :

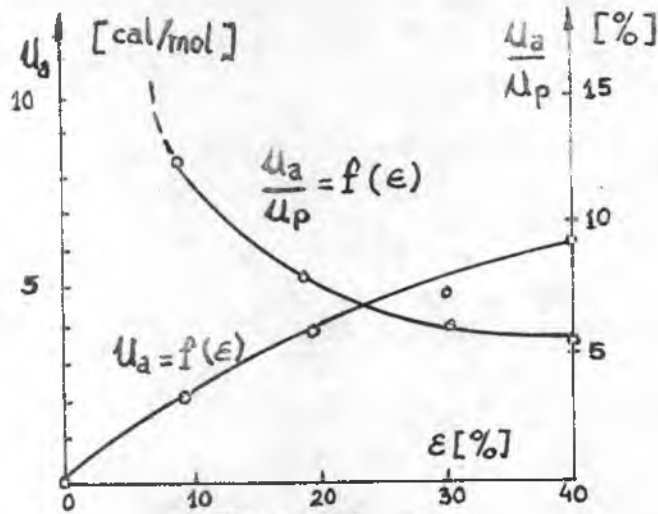
Para interpretar los hechos que se producen en las tres etapas mencionadas, conviene analizar en primer lugar cuáles son los efectos del trabajado en frío.

### 8.2.1. EFFECTO DEL TRABAJADO EN FRIO. ENERGIA ALMACENADA.

La mayor parte de la energía entregada a un cristal para deformarlo, se convierte en calor. Pero una porción queda en forma de energía almacenada.

La figura 8.2 muestra, para cobre policristalino 99,999 %, la relación entre energía almacenada y grado de deformación (  $n_a$  vs.  $\epsilon$  ) y entre

energía almacenada / energía total entregada y grado de deformación (na / np vs.  $\epsilon$ ).



— Figura 8.2. —

Esta energía almacenada se debe a la suma de la energía de deformación elástica y de la energía correspondiente a la introducción de dislocaciones y defectos puntuales en la red. La energía elástica es muy pequeña frente a la otra, por lo que no se considera.

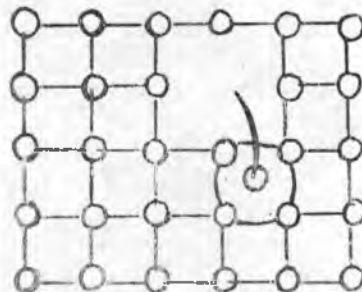
Los valores de densidad de dislocaciones suelen ser los siguientes:

- monocristal recocido :  $10^4$  a  $10^6$
- poli cristal recocido :  $10^6$  a  $10^8$
- ambos, deformados :  $10^{10}$  a  $10^{12}$

Al aumentar notablemente el número de dislocaciones por la deformación en frío, se incrementa la energía de deformación (por la mayor distorsión de la red), y por lo tanto la energía interna. Pero además quedan afectadas algunas propiedades físicas, como la densidad, resistividad eléctrica, térmica, etc.

Se produce una expansión de volumen y se dispensan imperfecciones adimensionales ("scattering de electrones y fonones").

Igualmente, durante la deformación plástica, se crean defectos puntuales, aumentando por lo tanto su concentración. Se forman los llamados "pares de Frenkel". Un átomo de la red pasa a ocupar una posición intersticial y deja una vacancia. La figura 8.3 muestra este defecto cristalino.



— FIGURA 8.3 —

Esto indica que la tendencia del sistema va a ser volver a las condiciones de equilibrio, disminuyendo su energía libre al valor anterior a la deformación plástica. Además, los granos tenderán también a minimizar su energía, tomando formas poliédricas o esféricas, compatibles con la geometría de los vecinos.

Este cambio o retorno a las condiciones de equilibrio iniciales, se obtiene, por procesos activados térmicamente, llamados en general "procesos de recuperación y recristalización".

Se puede considerar seis procesos por los que un metal deformado se aproxima al estado de equilibrio :

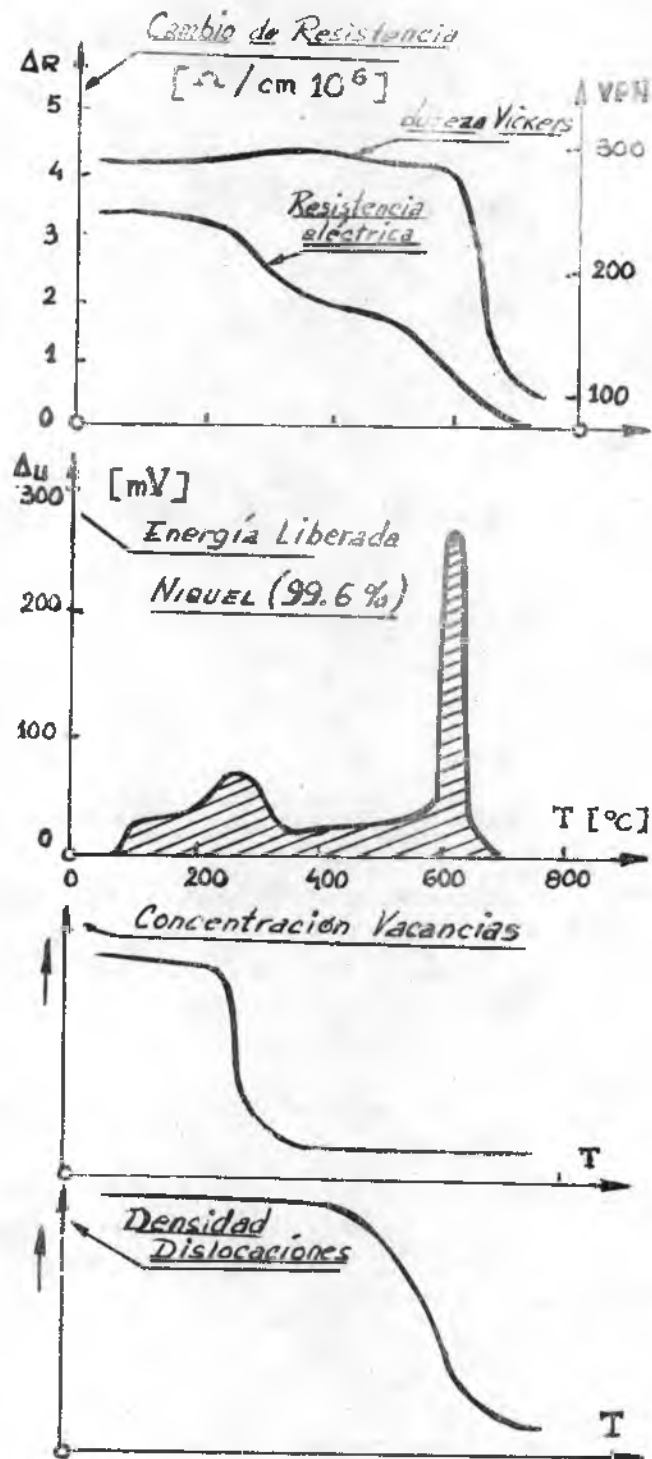
- a) La disminución de vacancias e intersticiales, a su concentración de equilibrio térmico.
- b) La eliminación de dislocaciones de distinto signo, que se anulan mutuamente.
- c) El reordenamiento de la distribución de dislocaciones a formas más estables.
- d) La eliminación de dislocaciones por absorción 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.

#### 8.2.2. ELIMINACION DE DEFECTOS PUNTUALES :

Se seguirá, al igual que en la figura 1, el efecto del aumento de temperatura sobre algunas propiedades mecánicas y físicas. Por ejemplo, dureza y variación de resistividad y, comparándola con la curva de energía liberada en función de la temperatura, se obtiene la figura 8.4 (para níquel 99,6 % de pureza) y con una velocidad de calentamiento de  $6^{\circ}\text{C}/\text{mín}$ .

Se produce un primer pico en la curva  $\Delta u = f(T)$ , a los  $260^{\circ}\text{C}$ , coincidente con la disminución de la concentración de vacancias y de la resistencia eléctrica, proceso a ; la variación de resistencia está ligada a los defectos puntuales presentes.

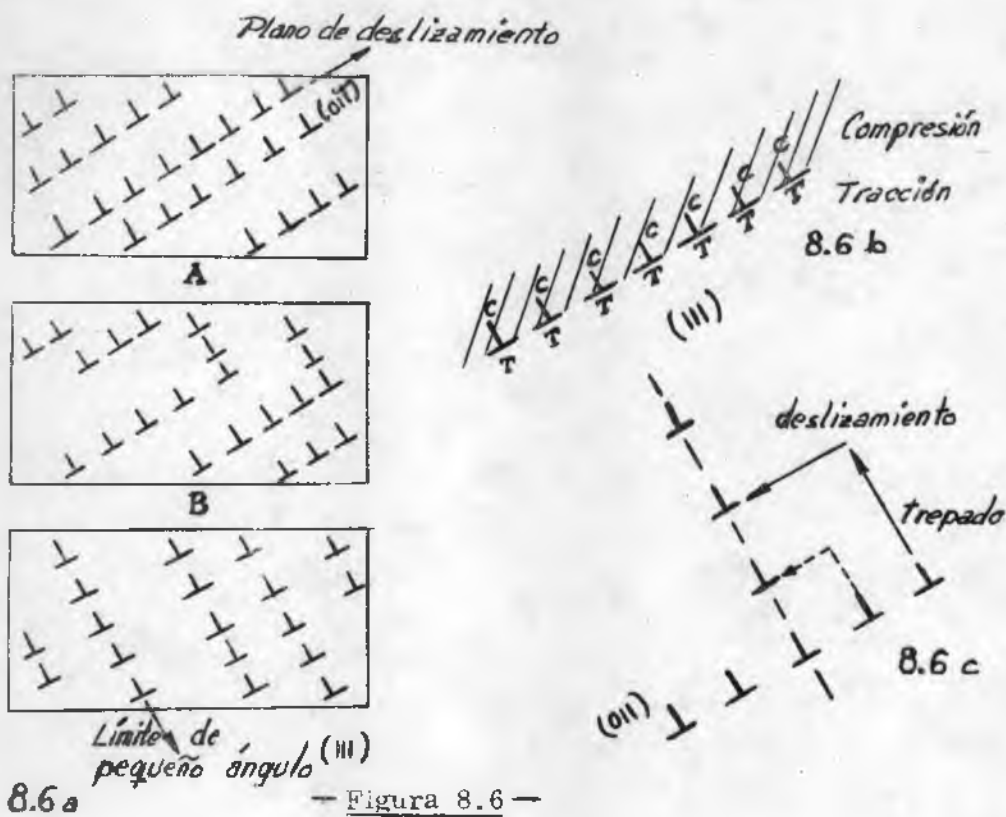
La dureza varía levemente, incrementándose. Es lógico suponer que se ha producido un envejecimiento por deformación.



— Figura 8.4 —

### 8.2.3. RELEVAMIENTO DE TENSIONES:

En la figura 1. se ve que, a poco de iniciarse el proceso de recuperación, se tiene una acentuada disminución de las tensiones residuales



— Figura 8.6 —

A continuación se analiza cómo se logra una distribución de menor energía en esta etapa del proceso.

El alineamiento de las dislocaciones a lo largo del plano de deslizamiento deja una región superior comprimida y una inferior traccionada, como muestra la figura 8.6b. Durante la poligonización, algunas dislocaciones trepan y posteriormente deslizan hasta alcanzar una posición tal que la zona de compresión de la inferior coincide con la zona de tracción de la superior.

De este modo se forman paredes de dislocaciones, que son límites de pequeño ángulo, o límite de subgrano, con lo cual se ha formado en el cristal una subestructura poligonizada, producto de la recuperación. Estos límites de subgrano pueden coalescer, combinándose dos o más para formar un límite de ángulo mayor. La formación de estos límites de pequeño ángulo por paredes de dislocaciones da el nombre al proceso de poligonización, dado de los primitivos planos, alabeados por la gran concentración de dislocaciones, se poligonizan en esta etapa.

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 manganeso ( $\approx 0,022\%$  at.) y el Zinc (hasta  $15\%$ ) no ejercen influencia, mientras que el litio, el sodio y el hierro, en contenidos de  $0,02$  a  $0,2\%$  at., hacen que poligonice recién a  $630^{\circ}\text{C}$ . Lo mismo sucede con el manganeso y el molibdeno en el hierro.

internas. Las dislocaciones al aumentar la temperatura, deslizan en sus planos, y luego, con incrementos de temperatura mayores, trepan. En primer lugar, se produce la aniquilación de dislocaciones de distinto signo, proceso b). Luego, deslizan y se reordenan, en un proceso llamado "poligonización", proceso c).

Hay otra disminución apreciable de la resistividad, en base a lo indicado en el punto 8.2.1., sobre la influencia de las dislocaciones en algunas propiedades físicas.

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

En esta etapa, no se obtiene la eliminación total de tensiones, pero sí de una gran parte, con lo que disminuye enormemente el riesgo de grietas y por lo tanto de corrosión por tensionado ("stress-corrosion") y corrosión por agrietado ("cracking-corrosion").

#### 8.2.4. POLIGONIZACIÓN:

Este fenómeno, del que ya se dijo en un reordenamiento de las dislocaciones en una distribución de menor energía, fué observado por primera vez hacia fines de 1948, por R. Cahn.

En la fig. 8.5, se pueden apreciar distintas etapas de la poligonización en un cristal de hierro silito deformado por doblado. Este tipo de deformación permite tener gran cantidad de dislocaciones del mismo signo en planos de deslizamiento paralelos. Las probetas, luego de dobladas, fueron recocidas durante una hora a las temperaturas indicadas. La fig. 8.6 se esquematiza las fotos A, B y D.

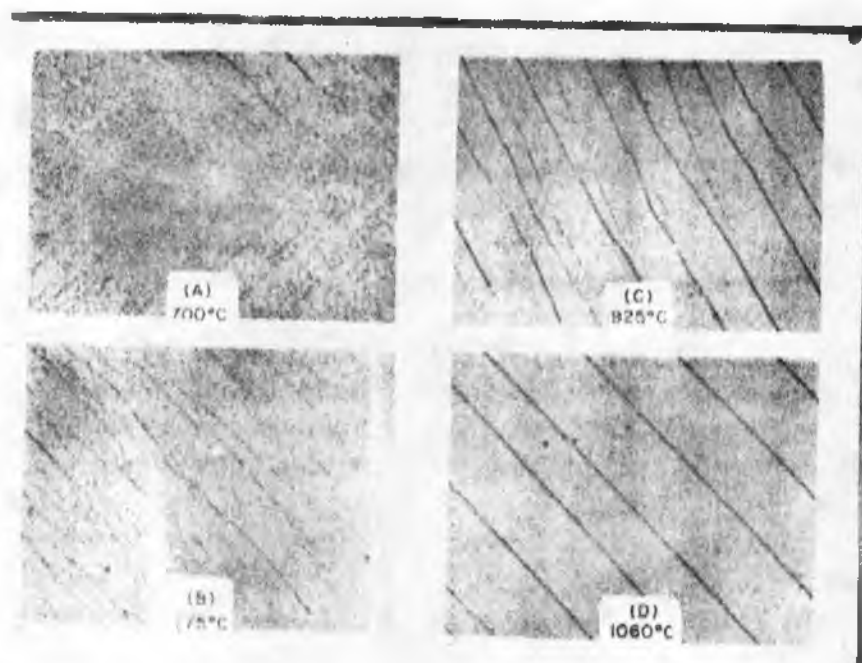


Figura 8.5



### 8.2.5. CONCLUSIONES :

El llamado proceso de recuperación es un fenómeno sumamente complejo, siendo activado ("driving force") por la energía almacenada. Consiste en una recuperación simultánea y/o continua de propiedades físicas y mecánicas. Se caracteriza por no afectar la distribución, ni el número de los granos presentes.

Resulta evidente que la recuperación de las propiedades mecánicas se debe a la disminución de la densidad de dislocaciones.

Desaparece el ensanchamiento de las rayas en el diagrama de Debye-Scherrer de rayos X. Los asterismos que se producían en el diagrama de Laue se fragmentan y afinan.

De la subestructura de deformación original se pasa a tener una subestructura poligonizada.

No necesariamente debe terminar la recuperación para iniciarse la recristalización. Se verá que ésta puede comenzar antes, superponiéndose a ambos procesos.

### 8.3. PROCESO DE RECRISTALIZACION:

Como ya se dijo en la introducción, el proceso de recristalización está caracterizado por la aparición de nuevos granos, la disminución de dureza, etc., como muestra la figura 8.1. En la figura 8.4 se puede apreciar que la mayor pérdida de energía almacenada se produce en este proceso, que evidentemente es activado ("driving force") por ella. En consecuencia, disminuye la energía libre.

Siendo, al igual que el de recuperación, un proceso complejo, conviene enumerar las 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.

Al ser el recocido un proceso extensamente usado en la tecnología, no obstante haberse profundizado el conocimiento de sus mecanismos en los últimos años, existían observaciones empíricas que relacionaban las variables anteriores. Estas observaciones son las siguientes :

- 1) Se necesita una energía mínima de deformación para producir recrিস-

talización.

- 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 recrystalización.

Al ser el recocido un proceso extensamente usado en la tecnología, no obstante haberse profundizado el conocimiento de sus mecanismos en los últimos años, existían observaciones empíricas que relacionaban las variables anteriores. Estas observaciones son las siguientes :

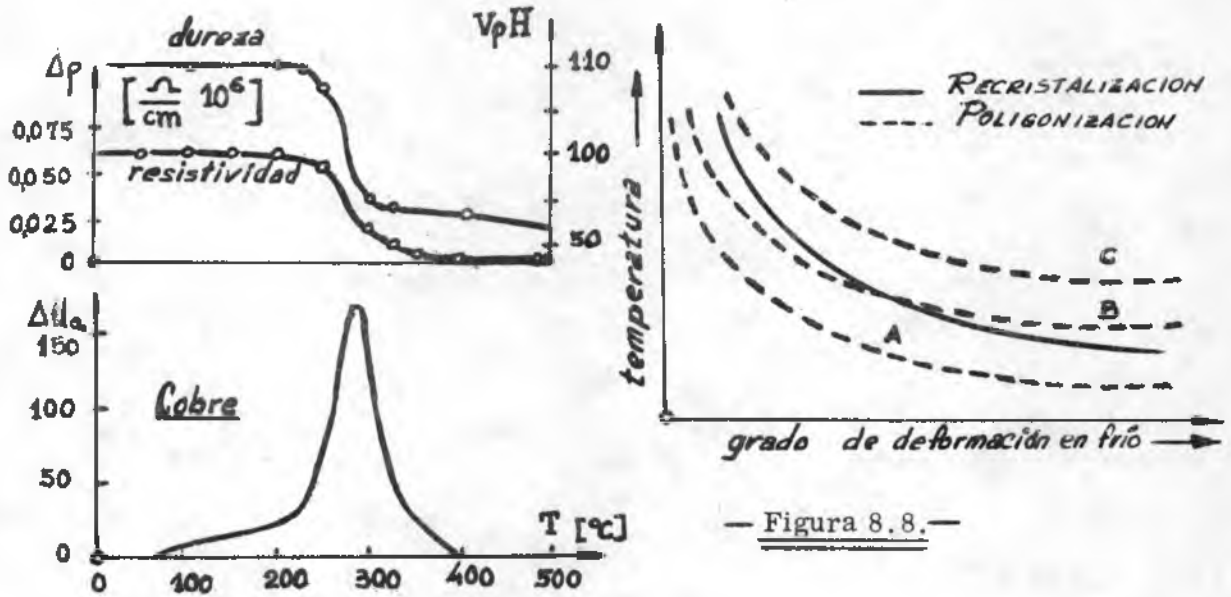
- 1) Se necesita una energía mínima de deformación para producir recrystalización.
- 2) Al menor grado de deformación, se requiere una temperatura mayor.
- 3) A menor temperatura de recrystalización, se necesita mayor tiempo. Puede considerarse que doblar el tiempo equivale a aumentar  $10^{\circ}$  C la temperatura.
- 4) El tamaño de grano obtenido cuando la recrystalización es total, depende del grado de deformación previa y de la temperatura de recrystalización. Mayor deformación y menor temperatura, producen tamaño de grano menor.
- 5) A mayor tamaño de grano inicial, se necesita mayor grado de deformación para trabajar con temperatura de recrystalización equivalente.
- 6) Cuanto mayor es la pureza del metal, menor es la temperatura de recrystalización.
- 7) El grado de deformación necesaria para tener igual recrystalización, es mayor cuanto mayor es la temperatura de trabajado.
- 8) La recrystalización produce una marcada textura.
- 9) Para diferentes procesos e igual deformación, se obtendrá distinto comportamiento en la recrystalización, a igualdad de temperatura y tiempo.

Se habla permanentemente de temperatura de recrystalización. Resulta conveniente definirla : "Es la temperatura mínima para obtener recrystalización total (o de un 95 %) de un metal altamente deformado y en un tiempo predeterminado (por ejemplo : 1 hora)".

### 8.3.1. CINETICA DE RECRISTALIZACION :

Ya se adelantó en el punto 8.2.5. que la recuperación y la recrystalización se superponen en algunos metales. En la figura 8.7 se ven las curvas de "liberación de energía almacenada" en función de la temperatura y de variación de resistividad y dureza, para cobre muy puro. En este metal se encuentra que la anulación de defectos puntuales se efectúa a tempe-

ratura ambiente, pero que la poligonización coincide con la recristalización.



— Figura 8.7 —

— Figura 8.8. —

En la figura 8.8 se indican tres tipos de comportamiento.

- La poligonización precede siempre a la recristalización (caso del níquel, platino, etc.)
- En función del grado de deformación, la recristalización será posterior, conjunta, o coincidirá con la poligonización (caso de metales como el aluminio y hierro, con alta energía de fallas de apilamiento).
- La recristalización en general, coincidirá con la poligonización (caso de metales como el cobre, de baja energía de fallas de apilamiento)

Para simplificar, se considera solamente el caso a), en que la recristalización se produce una vez terminada la recuperación. Se tiene así que, como resultado de la deformación plástica, existen regiones de alta energía, en que se dan las condiciones para que se nucleen nuevos cristales, o que los mismos presentes crezcan. Se está frente a un problema de nucleación.

### 8.3.2. NUCLEACION :

Se origina núcleos, que deben tener un diámetro crítico  $D_0$  para crecer. Interesa entonces, en primer lugar, determinar el origen de esos núcleos. Recientes observaciones indican que el origen de los mismos serían subgra-

nos ya existentes, y de alta energía, con lo que la energía de sublímites se sumaría a la energía almacenada, para activar la recristalización.

Los lugares en que se efectuaría esta nucleación serían :

- a) Inclusiones o partículas de una 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. Aquí podrían haber dos mecanismos :
  - 1) Coalescencia de subgranos, y
  - 2) Migración de límites.

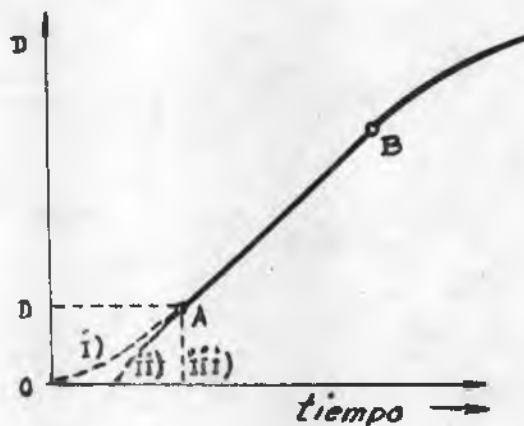
Supuesto que ya existe ese núcleo de diámetro crítico  $D_0$ , éste ahora crecerá, figura 8.9, incrementándose su diámetro  $D$ , según una ley:

$$D = G (t - \zeta) \quad (8.1)$$

donde :  $t$  = tiempo

$\zeta$  = tiempo inicial

$G$  = velocidad de crecimiento - aumento del diámetro de un grano en la unidad de tiempo



— Figura 8.9 —

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

$$G = A \exp (- Q_g/RT) \quad (8.2)$$

donde :  $Q_g$  = es la energía de activación para crecimiento

$R$  = constante universal de los gases ( $R = 2 \text{ cal/mol } ^\circ\text{K}$ )

Se ha calculado este valor  $D_0$ , que es aproximadamente  $2 \times 10^{-4}$  mm. El cristal crece desde el punto A en forma lineal, hasta que sus límites tropiezan con otros granos que también están creciendo. Interesa entonces conocer la velocidad de nucleación,  $N$ , que es el número de núcleos que se forman por segundo en un centímetro cúbico de matriz no recristalizada. Su valor es :

$$N = B \exp(-Q_n/RT) \quad (8.3)$$

siendo :  $Q_n$  = energía de activación para la nucleación.

Esto dará idea del tamaño final que alcanzará el grano recristalizado, como se verá más adelante.

Volviendo al desarrollo anterior, en la figura 8.9, se encuentra que existen tres posibilidades para observar lo que pasa con  $D_0$ .

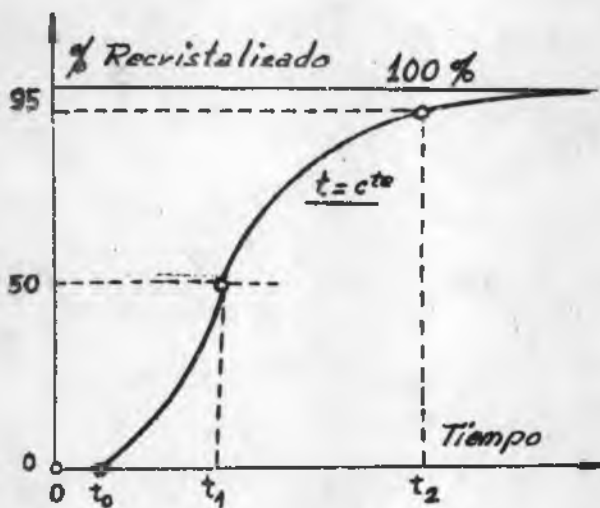
- 1) El crecimiento sería continuo desde  $t = 0$  (no existirían núcleos, sino que se irían formando).
- 2) La nucleación se produce para  $t = \tau$
- 3) Existe un embrión subcrítico, desde  $t = 0$ , que alcanzaría el tamaño crítico  $D_0$ , para  $t = \tau'$ .

Hasta ahora es imposible definir cuál es realmente el mecanismo operante.

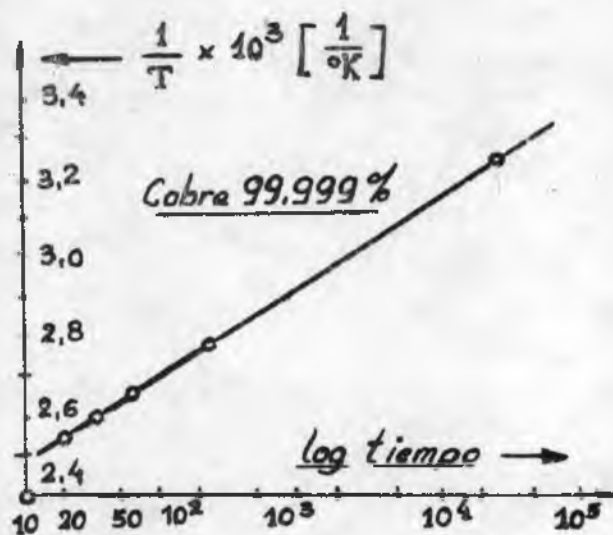
### 8.3.3. EFEECTO DE TEMPERATURA Y TIEMPO

Para poder estudiar el efecto de la temperatura y del tiempo es necesario, previamente, definir el tiempo para un porcentaje dado de recristalización, a una temperatura dada. La figura 8.10 visualiza lo dicho. Si se considera 100% de recristalización, para temperaturas bajas los tiempos serían demasiado largos. Así, normalmente se especifican 50% o 95% de granos recristalizados. Para que se comiencen a ver granos recristalizados, es necesario un tiempo mínimo, tiempo crítico de recristalización ( $t_0$ ), llamado también tiempo de incubación.

En la figura 8.11 se han representado los datos de temperatura y tiempo para 50% de recristalización, en cobre 99,999%, laminado 98%. Se ha tomado el logaritmo del tiempo y recíprocas de temperatura absoluta.



— Figura 8.10 —



— Figura 8.11 —

Se obtiene una recta expresada por :

$$\frac{1}{T} = M \log \frac{1}{t} + N \quad (8.4)$$

donde :

M = pendiente de la curva

N = intercepción de la curva con el eje de ordenadas.

La ecuación 8.4 puede escribirse :

$$\frac{1}{t} = C \exp (- Q_R / RT ) \quad (8.5)$$

que es una ecuación del mismo tipo (Arrhenius) que las ecuaciones 8.2 y 8.3., donde :  $Q_R$  = energía de activación para recristalización.

Si se aplica la ecuación 8.5 a un metal que tiene, por ejemplo,  $Q_R = 50.000 \text{ cal/mol}$  y a  $323^\circ\text{C}$  ( $600^\circ\text{K}$ ), la recristalización llega al 95% en una hora. Considerando temperaturas de  $10^\circ\text{C}$  en  $10^\circ\text{C}$ , se tiene :

$313^\circ\text{C}$	$t = 2 \text{ horas}$
$323^\circ\text{C}$	$t = 1 \text{ hora}$
$333^\circ\text{C}$	$t = 30 \text{ minutos}$
$343^\circ\text{C}$	$t = 15 \text{ minutos}$

O sea, tiempo y temperatura no son independientes. Además en la misma forma que se tenía un tiempo crítico de recristalización, habrá una temperatura crítica de recristalización, por debajo de la cual, no habrá recristalización, incluso en tiempos relativamente largos. En la figura 8.11 se puede suponer  $T_C = 300^\circ\text{K}$  ( $27^\circ\text{C}$ )

La ecuación 8.5, que es prácticamente la velocidad de recrista-

lización, es preferible expresarla en función de G y N ya vistos (ecuaciones 8.2 y 8.3). Quedaría entonces un sistema :

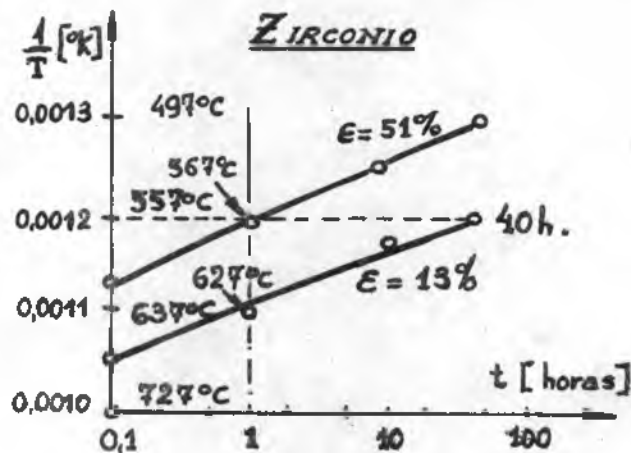
$$\begin{aligned} N &= \text{en } \alpha + \beta t \\ G &= \text{cte.} \end{aligned} \quad (.8.6)$$

Las ecuaciones 8.6 se estudiarán más adelante, para determinar su influencia sobre el tamaño de grano.

El tiempo o la temperatura necesarios para obtener recristalización total dependerán, como ya se vió, de la deformación previa, de las impurezas y del tamaño de grano inicial.

#### 8.3.4. INFLUENCIA DEL GRADO DE DEFORMACION

En la figura 8.12, se traza, con las mismas coordenadas de la figura 8.11 ( $\frac{1}{T}$  vs. logt.), la cinética del zirconio para recristalización total, pero ahora son dos curvas con dos grados diferentes de deformación previa por martillado rotatorio ("swaging"), una con 13% y la otra con 51% de reducción.



— Figura 8.12 —

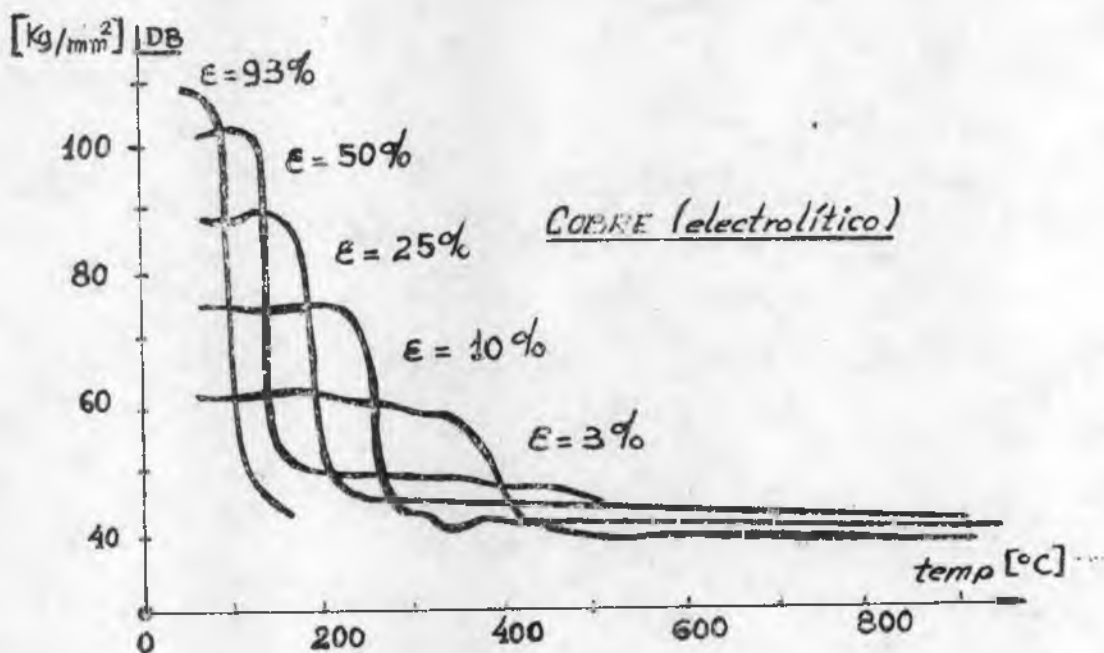
Efectuando el recocido a igual temperatura, por ejemplo para 557°C, en un caso se obtiene la recristalización total en 1,6 horas, mientras que la deformada sólo 13%, tarda 40 horas.

Las temperaturas de recristalización, con las que se obtiene la recristalización total en una hora, son, para  $\epsilon = 13\%$ , 627°C, mientras que para el más deformado,  $\epsilon = 51\%$ , baja a 567°C.

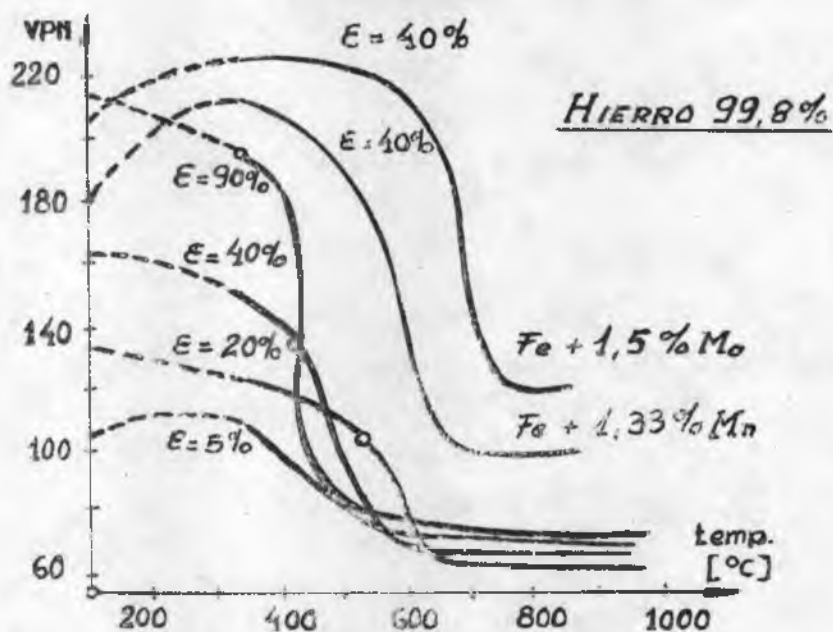
Además, las dos rectas no son paralelas, lo que indica que en la ecuación 8.3, la energía de activación  $Q_r$  no es constante y varía con el gra-

do de deformación

En la figura 8.13 se tienen las curvas dureza versus temperatura con el grado de deformación previa como parámetro, para cobre electrolítico. La figura 8.14 es la misma curva para hierro 99,8% de pureza. En esta última, los puntos de las curvas indican el comienzo de la recristalización. Surge así la necesidad de una deformación crítica mínima para tener recristalización a una dada temperatura de recristalización. Se llega así a la influencia tiempo temperatura de formación, que se comentará,



— Figura 8.13 —



— Figura 8.14 —

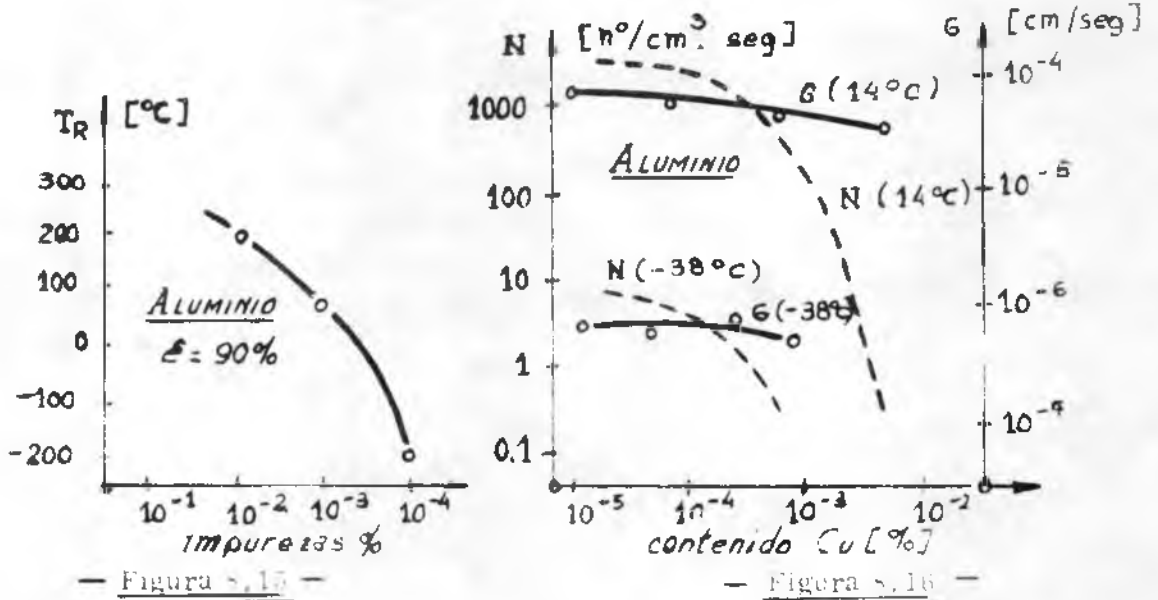
Algunos valores de deformación eútica son : plomo - 1,4%; aluminio - (99,99) - 1,6%; Zinc (99,9) - 2,7% ; hierro (0,03% C) - 5%; cobre (OFHC) - 8%; titanio (99%) - 14%; níquel (99%) - 15%; plata (99%) - 20% , etc.

### 8.3.5. INFLUENCIA DE LA COMPOSICION :

Se ha encontrado que la pureza del metal es un factor fundamental. La influencia de las impurezas sobre la recristalización se puede resumir en dos efectos muy marcados :

1) Aumentan la temperatura de recristalización. Trabajos de Dimitrov de 1960, con aluminio obtenido por fusión zonal, determinaron que este metal , luego de deformado un 80%, recristalizaba a  $-196^{\circ}\text{C}$ , mientras que el aluminio 99,99% lo hace a aproximadamente  $200^{\circ}\text{C}$ . La figura 8.15 muestra este efecto.

El mismo Dimitrov determinó la influencia de algunas impurezas (cobre en este caso) sobre las velocidades de nucleación y crecimiento (figura 8.16), con probetas recocidas a  $14^{\circ}\text{C}$  y  $-38^{\circ}\text{C}$ . Observó que contenidos mayores de  $10^{-4}\%$  de cobre recién influenciaban la nucleación, mientras que el crecimiento no era mayormente afectado.



Efectos semejantes se han encontrado en plata, cobre, etc.; obtenidos por fusión zonal. Se sabe que normalmente las impurezas se segregan en los límites de grano. Como 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 conjuntamente

2) Modifican la deformación crítica requerida para iniciar la recristalización

La tabla 8.1 muestra el efecto de contenidos de 0,01 % atómico de diversos elementos sobre la temperatura de recristalización del cobre.

TABLA 8.1

INCREMENTO DE TEMPERATURA DE RECRISTALIZACION DEL COBRE  
POR IMPUREZAS. -

Elemento agregado	temp. (°C)
níquel	0
cobalto	15
hierro	15
plata	80
estaño	180
telurio	240.

8.3.6. TAMAÑO DE GRANO.

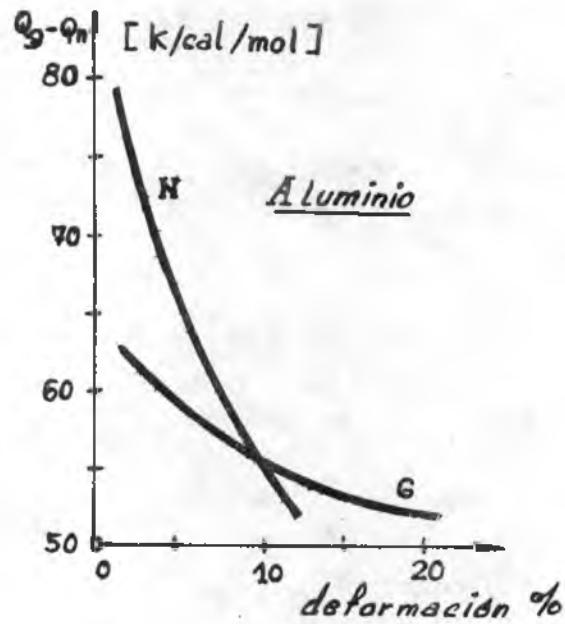
Desde el punto de vista tecnológico interesa conocer el tamaño de grano recristalizado, es decir, inmediatamente después que termina el proceso de recristalización, y antes de que empiece el de crecimiento de grano.

En el punto 8.3.2., la ecuación 8.1 da el diámetro del nuevo grano en función del tiempo, y se indicó que este nuevo grano crecería hasta que sus límites chocaran con los límites de los otros granos que también crecían. Si se toman esos tamaños de granos recristalizados, en función de la deformación y de la temperatura de recristalización, figura 8.17, se observa, para un latón alfa :

- 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.

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.

En la figura 8.17 se vé que, cuanto menor es la deformación (siempre que sea mayor que  $\epsilon_c$ ), mayor será el tamaño de grano. Esto



— Figura 8.19 —

En la tabla 8.2 se dan valores de los tamaños de grano recomendados para operaciones de deformación en frío de chapas de latón 70/30.

TABLA 8.2

TAMAÑO DE GRANO PARA DISTINTAS OPERACIONES CON LATON. 70/30

( Guy - p. 437 )

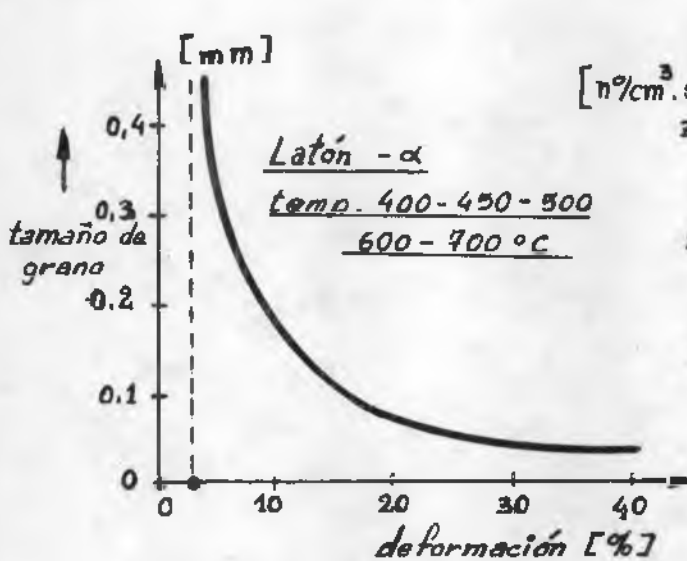
Diámetro de grano (mm.)	Tipo de operación
0.015	deformación muy suave - doblado
0.025	estampado suave
0.035	estampado mediano
0,050	estampado profundo
0.100	estampado profundo en chapa gruesa

8.3.7. DIAGRAMAS T.G. - T<sub>r</sub> - def-

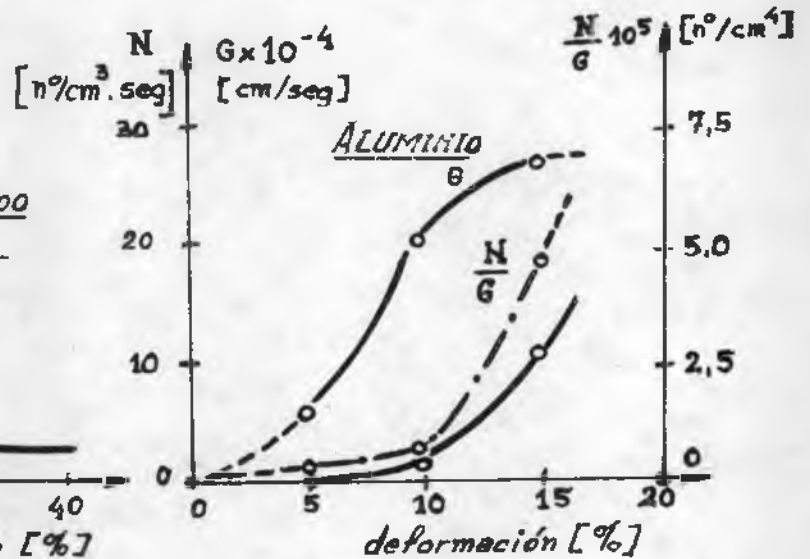
Al finalizar el punto 8.3.4., se arribó a la influencia de tres parámetros, temperatura - tiempo - deformación. En el punto 8.3.5. se

es un serio problema en el estampado de chapas, como se verá oportunamente. Se procura que el tamaño de grano sea menor de 0,05 mm.

El tamaño de grano recrystalizado es también función del tamaño de grano inicial. Cuanto menor es esta tamaño de grano inicial, mayor cantidad de límites de grano y por lo tanto, mayor velocidad de nucleación, obteniéndose entonces ( para una dada deformación) menor tamaño de grano recrystalizado



— Figura 8.17 —



— Figura 8.18 —

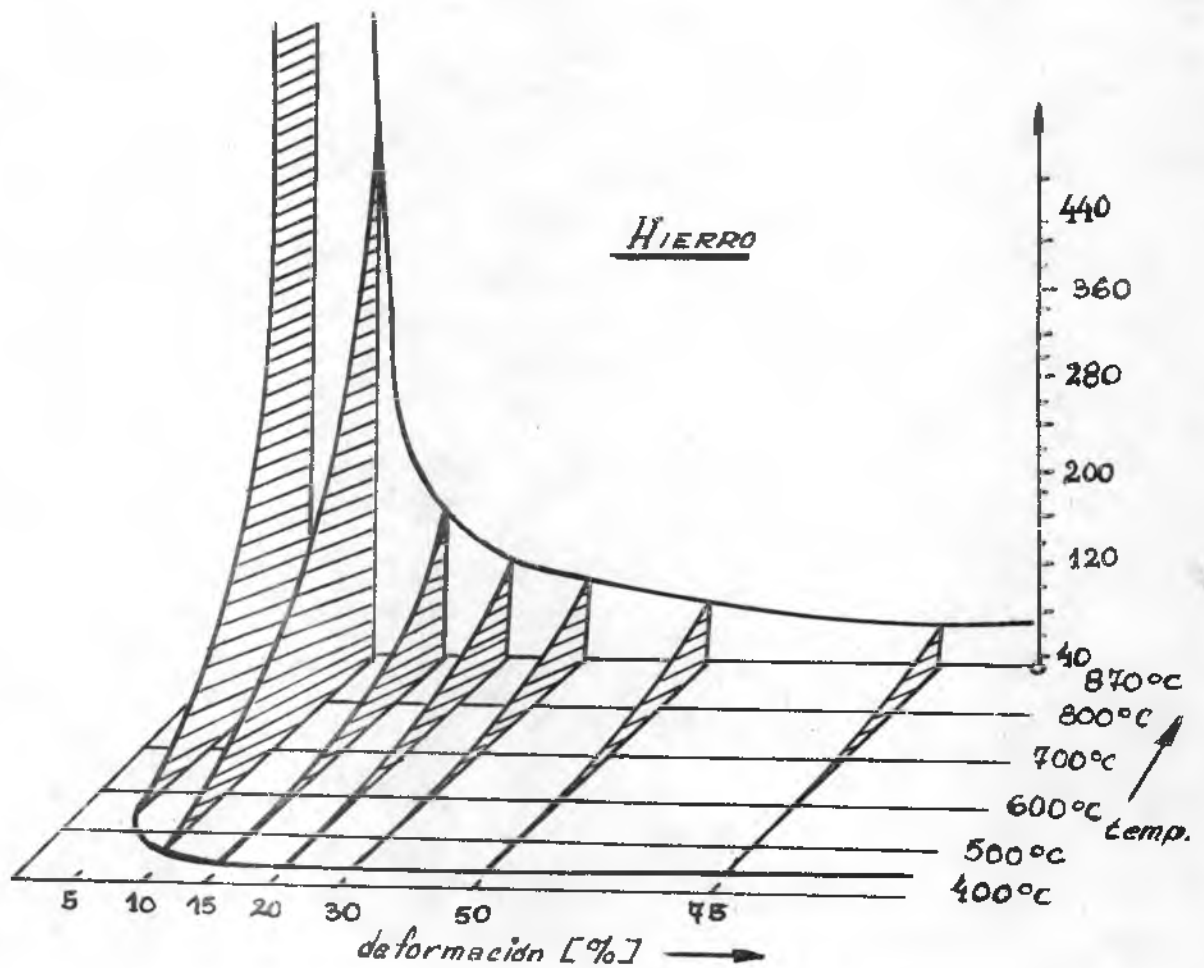
La figura 8.18 presenta la variación de las velocidades de nucleación y crecimiento y de su relación  $N/G$ , en función del grado de deformación previa. Esta última relación es frecuentemente usada para interpretar los datos de recrystalización. Si la relación es alta, se formarán muchos núcleos antes de que se complete la recrystalización y se tendrá un tamaño de grano final pequeño. Si la relación es baja, por el contrario, se obtendrá un tamaño de grano final grande. Interesa entonces tener idea de cómo influyen sobre  $G$  y  $N$  los parámetros de la recrystalización:

- Temperatura : Las ecuaciones 8.2 y 8.3 lo indican.
- Tiempo :  $G$  será lineal (segmento AB en la curva de la figura 8.9)  $N$  variará según la curva de la figura 8.10
- Composición : En la figura 8.16 se ve la influencia de las impurezas sobre  $G$  y  $N$ .
- Deformación previa : La figura 8.18 lo muestra.

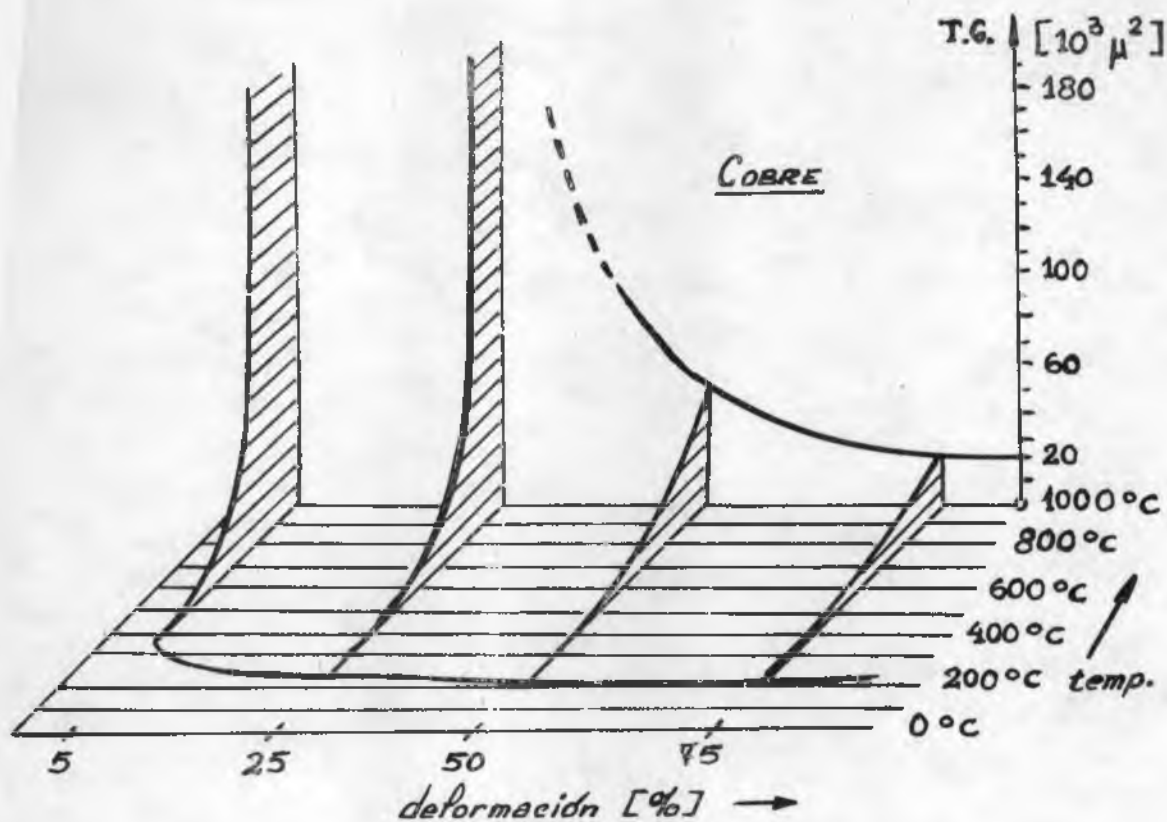
Finalmente, en la figura 8.19, se indican los valores de las energías de activación y crecimiento en función de la deformación (lo que ya se había adelantado en el punto 8.34 con respecto a  $Q_T$ )

agregó otro, composición, y en el 8.3.6., la variable dependiente, el tamaño de grano.

- 1) Desde un punto de vista estrictamente tecnológico, la composición de los metales de "pureza comercial" no varía demasiado, con lo cual se puede eliminar un parámetro. Esto no se cumpliría con las aleaciones: aceros de distinto tenor de carbono, cobre fosforoso, etc., pero ellas se consideran independientes.
- 2) La definición dada en el punto 8.3, de temperatura de recristalización, permite fijar el tiempo constante, por ejemplo, una hora. Si se quiere obtener temperaturas para cualquier otro tiempo, bastaría con aplicar la ecuación 8.5. Queda así eliminado otro parámetro.
- 3) Se tiene ahora el tamaño de grano, en función de la temperatura de recristalización y del grado de deformación previa. Existen curvas que fijan estas relaciones en tres dimensiones. Las figuras 8.20 a y b corresponden a hierro y a cobre respectivamente.



— Figura 8.20 a —



— Figura 8.20 b —

En la tabla 8.3 se dan las temperaturas de recristalización aproximadas, para diferentes metales y aleaciones. En la segunda columna se dan las temperaturas de fusión y, en la tercera, se relacionan ambas con las temperaturas homólogas.

Esta temperatura homóloga no es más que la relación entre una temperatura dada (la  $T_g$  por ejemplo) y la de fusión del mismo metal, tomadas ambas en grados absolutos.

Puede considerarse, muy aproximadamente, que :

$$T_r \approx 0,4 T_f \quad (8.7)$$

TABLA 8 3

TEMPERATURAS DE RECRISTALIZACION APROXIMADAS PARA ALGUNOS METALES Y ALEACIONES

(Guy p. 428 y Chalmers p. 332)

Material	$T_R (^{\circ}C)$	$T_f (^{\circ}C)$	$\frac{T_R (^{\circ}K)}{T_f (^{\circ}K)}$
cobre (99.999 %)	120	1083	0.29
cobre ( OFHC )	200	1083	0.35
cobre + 5% Zn.	315	1050	0.43
cobre + 5% Al.	290	1065	0.42
cobre + 2% Be.	375	980	0.51
aluminio (99.999 %)	80	660	0.37
aluminio (99.99 %)	150	660	0.45
aluminio (99.95 %)	230	660	0.54
aleaciones aluminio	300-320	-	-
níquel (99.99%)	375	1455	0.38
níquel (99.5 %)	600	1455	0.50
níquel + 30% Cu (metal monel)	595	1370	0.44
hierro (electrolítico)	400	1539	0.38
hierro + 0.03 %C	450	1539	0.40
hierro + 0.10 %C	540	1539	0.45
magnesio (99.99 %)	65	650	0.36
magnesio (99.9 %)	150	650	0.46
Aleaciones de magnesio	220-240	-	-
zinc (99.999 %)	10	419	0.41
zinc (99.9 %)	200	419	0.68
estaño	-4	232	0.53
plomo	-4	327	0.45
oro	200	1063	0.36
plata	200	960	0.39
platino	450	1773	0.36
tantalio	1000	2996	0.39
tungsteno	1200	3410	0.40
molibdeno	900	2625	0.41
cadmio	20	321	0.49

#### 8.4. PROCESO DE CRECIMIENTO DE GRANO:

Se indicó que, terminada la recristalización, se inicia un nuevo proceso llamado crecimiento de grano, por el cual algunos granos crecen a expensas de otros que desaparecen. Este crecimiento puede presentar distintas características :

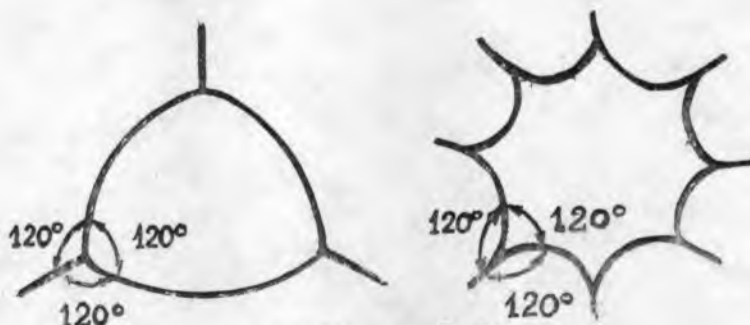
- 1) La mayoría de los granos crecen a expensas de unos pocos que decrecen al mismo tiempo. El tamaño de grano es aproximadamente uniforme, pero siempre en algunos granos menores. Es el crecimiento de grano normal.
- 2) En algunos casos, un pequeño número de granos crece desproporcionadamente, resultando con un tamaño de grano muy grande. Es el crecimiento de grano anormal y pareciera que se produce en regiones donde la deformación previa a la recristalización era pequeña (2 a 4%), con lo cual había pocos núcleos y por lo tanto podían crecer granos primarios de gran tamaño.
- 3) Los granos crecen con orientaciones selectivas. Estos pueden tener o no las orientaciones correspondientes a la textura de recristalización. Es la recristalización secundaria, en la cual se desarrolla simultáneamente una nueva textura y el tamaño de grano es mucho mayor.

Se verá con un poco más de detalle el primero y tercer casos.

##### 8.4.1. CRECIMIENTO DE GRANO NORMAL

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

Se produce migración de límites de granos, que, como ya se adelantara en el punto 8.2.1, tenderán a minimizar su energía, formando ángulos de  $120^\circ$ , o sea, hexágonos. Pero si algún grano tiene más o menos lados, sus límites serán convexos o cóncavos, como muestra la figura 8.2.1. Un mecanismo por el cual crecen dos granos B y D, a expensas de otros dos, A y C, se muestra en la figura 8.22.



— Figura 8.21 —

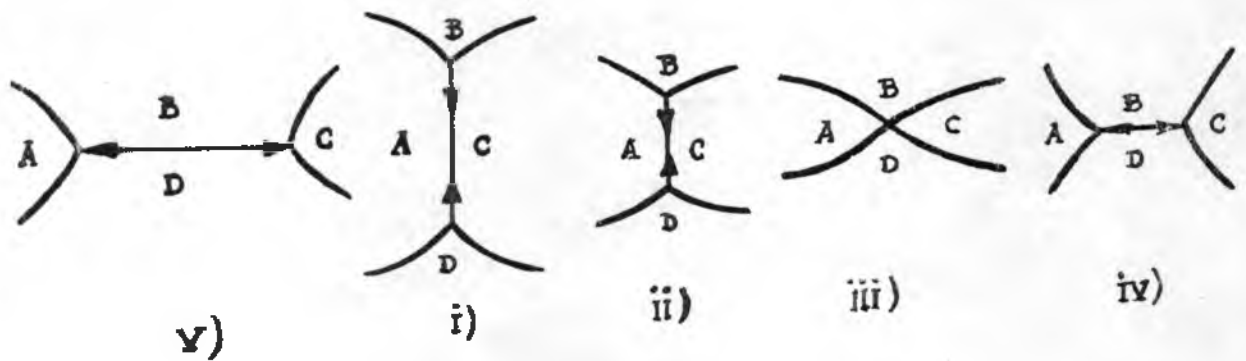


Figura 8.22

Resulta conveniente analizar las leyes que gobiernan este crecimiento. La variación de tamaño en el tiempo ( $dD/dt$ ) será inversamente proporcional al diámetro alcanzado, o sea,

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

e integrando:

$$D^2 - D_0^2 = Kt \quad (8.8)$$

Pero decir que el "límite de grano migra", es equivalente a decir que "los átomos difunden" a través de él, y entonces se lo puede considerar un proceso en que :

$$K = K_0 \exp(-Q_c / RT) \quad (8.9)$$

donde :  $Q_c$  = energía de activación para el crecimiento.

Puede considerarse que el tamaño de grano final obtenido será función de la temperatura e independiente del tiempo.

Resultados experimentales no concuerdan con la ecuación 8.8, por lo cual se modificó, adoptándose :

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = Kt \quad (8.10)$$

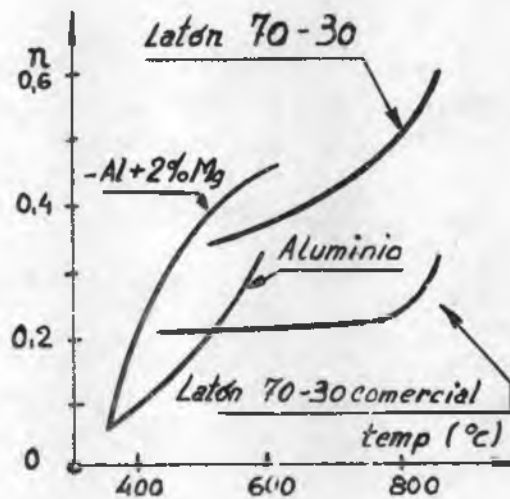
En la tabla 8.4 se dan valores de  $K$  y de  $n$  para algunos metales y aleaciones. La figura 8.23 grafica el exponente  $n$  en función de la temperatura.

TABLA 8.4

VALORES DE K y n PARA CRECIMIENTO ISOTERMICO,-

(Guy p. 435)

Material	Temperatura (°C)	K	n
aluminio (99.99 %)	400	$8 \times 10^{-9}$	0.1
	500	$3 \times 10^{-3}$	0.2
	600	$6 \times 10^{-1}$	0.3
latón 70-30	500	$13 \times 10^{-11}$	0.2
	600	$9 \times 10^{-9}$	0.2
	700	$6 \times 10^{-7}$	0.2
hierro	500	$2 \times 10^{-15}$	0.1
	600	$6 \times 10^{-11}$	0.2
	300	$4 \times 10^{-4}$	0.5
acero 0.8 %C (austenita)	760	$6 \times 10^{-16}$	0.1
	870	$2 \times 10^{-8}$	0.2
	980	$2 \times 10^{-6}$	0.23



— Figura 8.23 —

#### 8.4.2. FACTORES QUE AFECTAN AL CRECIMIENTO

Se puede considerar tres factores, que son :

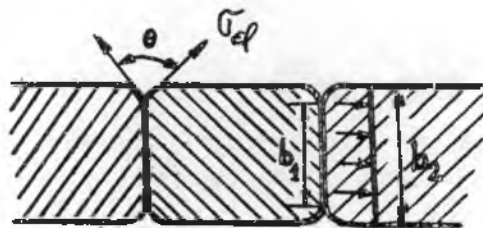
- 1) Impurezas solubles - Retardan, en general, el crecimiento
- 2) Geometría - Es muy importante en las chapas. Cuando el tamaño de grano alcanza el valor del espesor de la chapa (figura 8.24), los límites de grano quedan prácticamente perpendiculares a la superficie

Se llega al equilibrio de tensiones y debe cumplirse la tensión del límite de grano ( $\sigma_{gb}$ )

$$\sigma_{gb} = 2\sigma_{sl} \cos \frac{\theta}{2} \quad (8.11)$$

donde :  $\sigma_{sl}$  = tensión de las superficies libres  
 $\theta$  = ángulo diedro para obtener el equilibrio.

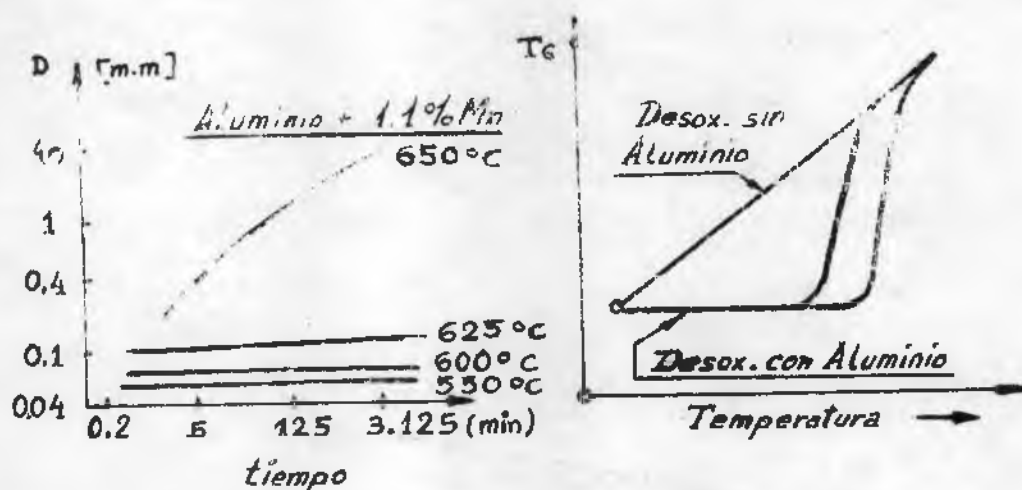
Se producen entonces ranuras por ataque térmico, que tienden a impedir el movimiento de los límites de grano, pues éstos, al moverse, deberían incrementar su superficie ( $b_1$  a  $b_2$  en la figura 8.24), con lo que aumentaría la energía



— Figura 8.24 —

3) Partículas insolubles- La energía alrededor de ellas es menor si se encuentran en el límite de grano, disminuyendo asimismo en igual proporción la energía del límite. Esto hace que "anclen" a los límites. Este efecto se utiliza extensamente.

En la figura 8.25 se ve el diámetro en función del tiempo para una aleación aluminio + 1,1% Mn. Se puede apreciar que cuando la segunda fase de Mn Al<sub>6</sub> se disuelve, a 650°C, desaparece su efecto. Pero esto permite extrudarse esta aleación hasta a 600°C, sin gran crecimiento de grano - Se ha usado también Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, con mucho éxito.



— Figura 8.25 —

— Figura 8.26 —

Exactamente lo mismo sucede con los aceros. En la figura 8.26 se puede apreciar la diferencia si se usa aluminio en el proceso de desoxidación o no. También aquí, a una determinada temperatura, crece bruscamente el grano. Ello se debe a la disolución de las partículas de alumina, con lo que el linote de grano queda en libertad de moverse. Este efecto permite forjar a temperaturas mayores. Lo mismo ocurre con el  $\text{ThO}_2$  en los filamentos de tungsteno.

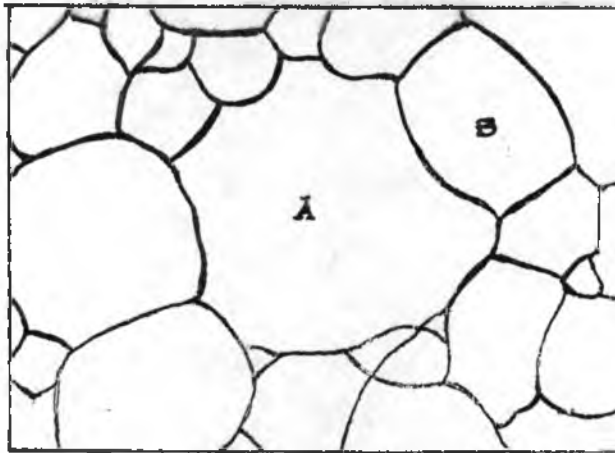
#### 8.4.3 RECRISTALIZACIÓN SECUNDARIA

Es muy semejante a la primaria. Aquí también hay un cierto periodo de incubación, durante el cual no se observan cambios, y luego el grano crece con velocidad uniforme.

Este proceso está activado ("driving force") por fuerzas o energías no muy bien definidas hasta ahora. En general, se observa que la energía del límite de grano, durante o luego de la recristalización secundaria, es menor, pero esa disminución es aproximadamente del mismo valor que si el proceso se efectuara con crecimiento de grano normal.

No obstante, pareciera que la energía libre superficial contribuye a la energía libre total, pues sólo se ha detectado en chapas.

La figura 8.27 muestra esta recristalización secundaria en Remalloy (aleación magnética con 71% Fe, 17% Mo y 12% Co) obtenido por pulvimetalurgia. Puede apreciarse el crecimiento exagerado de algunos granos, el A por ejemplo, que verifica la figura 8.21, pues tiene trece lados, siendo éstos concavos respecto a su centro de curvatura. En cambio, el grano B que sólo tiene cuatro lados, presenta a los mismos convexos respecto a su centro.



— Figura 8.27 —

### 8.5. BIBLIOGRAFIA

#### a) Básica.

- 6.1. Elements of Physical Metallurgy : Guy (Addison Wesley - 1959) ( Cap. 12 (pag. 418 - 440)
- 6.2. Principios Básicos de Metalurgia (ABM - 1959) - Ponto 22.
- 6.3. Mechanical Metallurgy : Dieter (Mc Graw Hill - 1961) Sección 5.3 y 5.12 (pag. 123 - 128 y 153 - 157)
- 6.4. Physical Metallurgy : Chalmers (Wiley - 1959) Sección 7.3 (pag. 321 - 343).
- 6.5. Physical Metallurgy Principles: Reed-Hill (Van Nostrand - 1964) Cap. 7 (pag 175 - 217)

#### b) Consulta.

- 6.6. Mechanical Properties of Metals: Mc. Lean (Wiley - 1962) - Cap. 8 (pag. 262 - 284)
- 6.7. Recristalización de Metales : Sabato .Boletim ABM - 1962) - Vol. 18 pag. 845.
- 6.8. Recovery of Mechanical Properties: Perryman (Crep and Recovery ASM - 1957) pag. 111.
- 6.9. Recrystallization and Grain Growth : Burke y Turnbull (Progress in Metal Physics - Vol. 3 - 1952) pag. 223
- 6.10. Dislocations and Mechanical Properties of Crystals : Editor Fisher et al. (Wiley - 1957).
- 6.11. Recovery and Recrystallization of Metals : Editor L. Himmel (Wiley-Interscience - 1963).



## PUNTO 9

### INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA

#### 1. INTRODUCCION

Cuando se estudia el comportamiento mecánico de los metales a los efectos de su trabajado o conformado, interesan fundamentalmente dos propiedades :

- a) La ductilidad, que es, como ya se ha visto, la propiedad que poseen los metales de soportar deformaciones plásticas sin romperse.
- b) La resistencia a la deformación, necesaria para calcular las fuerzas y potencias que deben ponerse en juego para efectuar una determinada operación.

En este punto se analizará la influencia que sobre ambas propiedades ejerce la temperatura.

#### 2. TEMPERATURAS HOMOLOGAS

Existen algunos fenómenos de gran incidencia sobre el comportamiento mecánico de los metales, que se producen a una temperatura relacionada con la de fusión de éstos. Tal es el caso de la temperatura de recristalización de un metal puro severamente deformado en frío. Basándose en esta idea, Ludvile propuso que se expresaran las propiedades de los metales en función de sus temperaturas homólogas, estando definidas éstas por la relación

$$\frac{T \text{ instantánea}}{T \text{ fusión}}$$

Ambas temperaturas se expresan en grados absolutos.

De este modo, conocido el comportamiento mecánico del metal A a la temperatura  $T_1$ , se puede prever que el metal B se comportará en forma análoga a la temperatura  $T_2$ , siempre que

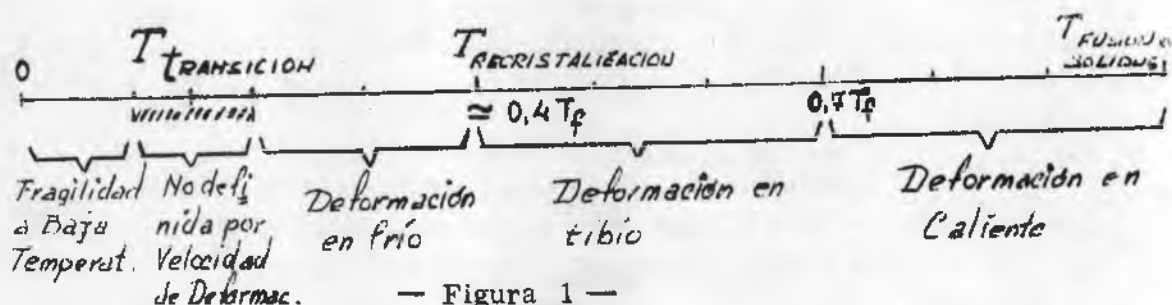
$$\frac{T_1}{T_{fa}} = \frac{T_2}{T_{fb}}$$

#### 3. RANGOS DE TEMPERATURAS EN LA DEFORMACION

No existe una ecuación de estado del tipo

$$\epsilon^p = f(\sigma, T, t, \text{estructura})$$

Pero de todas maneras es posible describir en forma cualitativa el comportamiento de los metales de acuerdo con los mecanismos de deformación, de endurecimiento y/o de ablandamiento que puedan actuar a distintas temperaturas. De este modo se ha establecido que, desde el punto de vista del comportamiento mecánico de los metales, se pueden definir los rangos de temperaturas que se señalan en la figura 1.



Desde el punto de vista del conformado de los metales, interesan fundamentalmente los rangos de deformación en frío y en caliente. Es por ello que se tratarán con más detalle a continuación.

### 3.1. FRAGILIDAD A BAJA TEMPERATURA

Los metales con estructura cúbica centrada en el cuerpo y hexagonal compacta presentan casi siempre una transición abrupta en su comportamiento mecánico. Por encima de un cierto rango de temperaturas son dúctiles, y frágiles a temperaturas inferiores. Existe en ellos lo que se denomina temperatura de transición dúctil-frágil. Esta temperatura oscila entre  $0,1 \approx 0,2 T_f$ .

En los metales cúbicos centrados en las caras las opiniones no son concordantes. Según Chalmers, en los metales con esta estructura no se presenta fragilidad a ninguna temperatura, excepto como resultado de la presencia de una segunda fase. Para Mc Lean, el fenómeno no estaría confinado a metales con una estructura determinada.

De todos modos, parece comprobado que esta transición es marcada en los metales y aleaciones que presentan un punto de fluencia pronunciado, sobre todo en aquellos en que el punto de fluencia aumenta a medida que disminuye la temperatura.

En una aleación dada, la temperatura de transición suele variar con la velocidad de deformación y con el tamaño de grano. Si la pieza presenta un entalle, la temperatura a la que se produce la transición es mayor. Es por ello que para detectar este fenómeno se usan ensayos de impacto con

probetas entalladas. De esta manera se consigue reproducir en alguna medida las peores condiciones de servicio.

La transición de un comportamiento dúctil a uno frágil no tiene en general interés desde el punto de vista del conformado de los metales. Puede tenerlo en cambio para aplicaciones estructurales cuando las temperaturas de servicio estén por debajo de la de transición. Un caso muy importante a este respecto lo constituyen los aceros. En algunos, la temperatura de transición oscila alrededor de la ambiente. Ello acarrea inconvenientes lógicos de prever y en algunos casos ha provocado accidentes espectaculares.

### 3.2. DEFORMACION EN FRIO

Se dice que se deforma en frío a un metal cuando el proceso se realiza en condiciones tales que el metal endurece en forma progresiva y permanente a medida que aumenta la deformación plástica. Ello implica que no se producen ni recuperación ni recristalización durante el proceso. De modo que el rango de deformación o trabajado en frío queda limitado por las temperaturas de transición y de recristalización.

Es de destacar que de ningún modo se toma a la temperatura ambiente como referencia para delimitar las distintas zonas de trabajado. En efecto, esto no tendría ningún sentido desde el punto de vista metalúrgico.

La consideración de dos casos extremos aclarará los conceptos: El plomo funde a  $326^{\circ}\text{C}$  ( $599^{\circ}\text{K}$ ) y su temperatura de recristalización es la ambiente o aún inferior, según la pureza del metal. Por otra parte, el tungsteno funde a los  $3400^{\circ}$  ( $3673^{\circ}\text{K}$ ) y recristaliza alrededor de los  $1100^{\circ}\text{C}$ . De modo que el plomo se trabaja en caliente, a la temperatura ambiente, mientras que el tungsteno deforma en frío a los  $800^{\circ}\text{C}$ .

Durante la deformación en frío el metal endurece y por lo tanto se fragiliza. Esta característica limita la deformación que se puede lograr en una operación de trabajado en frío. Cuando se necesitan deformaciones plásticas mayores, es necesario efectuar recocidos entre una operación y otra. Esta forma de proceder es muy frecuente.

El trabajado en frío presenta los siguientes inconvenientes :

- a) La resistencia que presenta el metal a ser deformado es por lo común elevada y aumenta durante el proceso, debido al endurecimiento por trabajado.
- b) La ductilidad es en general reducida, por lo que no se pueden alcanzar grandes deformaciones plásticas sin recurrir a recocidos intermedios.

Por otra parte sus ventajas son las siguientes

- a) No requiere energía para calentamiento del metal
- b) No hay pérdidas de material por oxidación
- c) Se obtienen buenas tolerancias dimensionales.
- d) El acabado superficial de las piezas es excelente
- e) Se puede endurecer al metal por deformación plástica para mejorar su resistencia en servicio

Referente a este último punto existen tres formas metalúrgicamente posibles que involucran deformación plástica y ciclo térmico

- 1) Comenzar la deformación en caliente y efectuar las últimas operaciones a una temperatura tal en que la recrystalización no sea completa, con lo que el metal endurece en cierta medida
- 2) Deformar plásticamente en frío y efectuar un recocido parcial
- 3) Deformar plásticamente en frío un metal totalmente recrystalizado

La cantidad de deformación dará el aumento de resistencia. Este procedimiento suele ser el más simple de controlar

El grado de endurecimiento logrado de este modo se conoce en el comercio como "temple" (temper) Se describe así el estado del metal como "temple de recocido" (o recocido total), "cuarto duro", "semiduro", "tres cuartos duro", "duro", y "temple de resorte" Cada uno de estos "temple" indica un diferente porcentaje de deformación en frío luego del último recocido. Desgraciadamente, esta denominación no es demasiado feliz y conduce a veces a serios errores conceptuales

### 3.3. DEFORMACION EN TIBIO

Es la deformación llevada a cabo en el rango comprendido entre  $0,4$  y  $0,7 T_f$ . Participa de algunas características del trabajado en frío y de otras de la deformación en caliente. Por no tenerse de este modo plenamente las ventajas de ninguno de los otros dos procesos y sí de sus desventajas, se usa poco, salvo para algunas aleaciones especiales difíciles de trabajar por los procedimientos comunes. En estos casos se puede tener una ductilidad relativamente buena y pequeño endurecimiento, debido a la formación de subgranos por poligonización.

### 3.4. DEFORMACION EN CALIENTE

Se dice que se deforma en caliente a un metal cuando el proceso se realiza en condiciones tales que simultáneamente con la deformación se

producen los procesos de recuperación y recristalización, por lo que el metal no endurece. De este modo queda definido el rango de trabajado en caliente como el comprendido entre la temperatura de recristalización y la de fusión del metal.

Dado que el metal no endurece durante el proceso, tampoco se fragiliza, por lo que la ductilidad es prácticamente ilimitada. La elevada ductilidad y ausencia de endurecimiento se deben a que la temperatura permite una mayor difusión de vacancias e intersticiales y al trepado de las dislocaciones. Todo ello conduce a la recristalización del metal.

Los procesos de trabajado en caliente son muy comunes como operaciones primarias o de desbaste. Además de la elevada ductilidad y menor resistencia a la deformación, presentan la ventaja de mejorar la estructura de los metales. En efecto, la estructura de colada no suele ser muy adecuada para piezas que deban ser conformadas en frío o bien sometidas a esfuerzos dinámicos. La deformación en caliente posibilita el reemplazo de la estructura de grano grueso y muy orientado, propio de una pieza grande colada, por otro de grano fino y equiaxial. Ello se debe a la recristalización que acompaña al proceso de conformado. Además, la alta temperatura favorece la difusión atómica, por lo que se tienen piezas de composición más homogénea. En las operaciones de acabado, en cambio, se prefiere deformar en frío, por las razones que se verán más adelante y además porque la, en general, elevada relación superficie-volumen de las piezas en esta etapa, tomaría al trabajado en caliente antieconómico por las pérdidas calóricas.

Algunas aleaciones no se pueden trabajar en caliente, por cuanto presentan problemas de fragilidad, conocidos como fragilidad en caliente ("hot shortness"), debido a factores metalúrgicos que se analizarán más adelante.

Resumiendo, las ventajas del trabajado en caliente son :

- a) Menores resistencias a la deformación presentadas por el metal y, por ende, menores potencias necesarias para efectuar las operaciones de trabajado.
- b) Una ductilidad prácticamente ilimitada en el metal.
- c) Posibilidad de mejorar la estructura, afinando el tamaño del grano.
- d) Homogeneización de la composición química.

Sus desventajas se pueden sintetizar de la siguiente manera :

- a) Son necesarias instalaciones complementarias para el calentamiento de las piezas

- b) Las altas temperaturas favorecen las reacciones del metal con el medio ambiente por lo que las oxidaciones son importantes. Ello involucra la posibilidad de defectos superficiales y pérdidas de material. En los aceros estas pérdidas oscilan entre el 2 y el 3 %.
- c) Por lo dicho precedentemente, el aspecto superficial es inferior al que se obtiene con el trabajado en frío.
- d) Las tolerancias dimensionales no son tan fácilmente controlables como cuando se deforma en frío.

La mayor parte de las operaciones en caliente se llevan a cabo en una serie de pasadas o etapas. En general, se mantiene la temperatura de trabajo de las pasadas intermedias bastante por encima de la mínima a los efectos de aprovechar la menor resistencia ofrecida por los metales. Esto podría dar lugar a un crecimiento de grano excesivo durante la recristalización. Para obviar este problema, es práctica común bajar la temperatura de la última pasada hasta un valor tal en que el crecimiento de grano sea mínimo. Esta temperatura de acabado está en general un poco por encima de la de recristalización. Se recomiendan además reducciones severas en esta pasada con el mismo objeto de obtener grano fino en la pieza elaborada.

#### 4 POTENCIA DE TRABAJADO

##### 4.1. ENERGIA O TRABAJO ESPECIFICOS

También se conocen como trabajo ideal de deformación.

El incremento de trabajo plástico de deformación o de energía de deformación plástica por unidad de volumen está dado por :

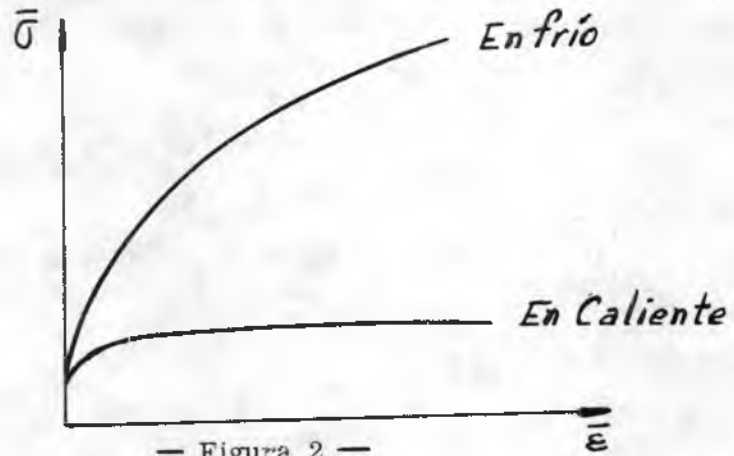
$$\begin{aligned} \text{Sup} = & \sigma_x \delta \epsilon_x + \sigma_y \delta \epsilon_y + \sigma_z \delta \epsilon_z + \tau_{xy} \delta \gamma_{xy} + \tau_{yz} \delta \gamma_{yz} + \\ & + \tau_{zx} \delta \gamma_{zx} = \bar{\sigma} \delta \bar{\epsilon} \quad (1) \end{aligned}$$

donde  $\bar{\sigma}$  y  $\delta \bar{\epsilon}$  son, como ya se ha visto, la tensión y el incremento de deformación efectivos respectivamente.

En consecuencia, el trabajo ideal entre los estados 1 y 2 puede obtenerse mediante la integración de (1)

$$\text{up} \int_{\bar{\epsilon}_1}^{\bar{\epsilon}_2} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} \quad (2)$$

En la figura 2 se ilustra el comportamiento de los metales cuando se deforman en frío y caliente.



— Figura 2 —

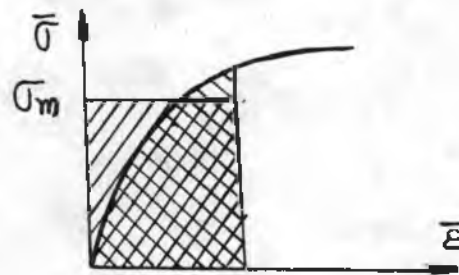
En la misma se puede apreciar que :

$$\begin{aligned} \bar{\sigma} &= H(\bar{\epsilon}) \text{ para la deformación en frío} \\ \bar{\sigma} &\approx \text{cte.} \quad \text{" " " " caliente (para } \dot{\bar{\epsilon}} \text{ dada)} \end{aligned}$$

De manera que el trabajo ideal en caliente puede escribirse como:

$$u_p = \bar{\sigma} (\bar{\epsilon}_2 - \bar{\epsilon}_1) \quad (3)$$

La integral (2) para el trabajo ideal de deformación plástica en frío puede obtenerse por integración gráfica del área bajo la curva  $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}$  entre los estados inicial y final. A veces se obtiene dicho trabajo adoptando un valor medio de  $\bar{\sigma}$  de manera que el área real bajo la curva se iguale a la del rectángulo que surge de este modo, como se ilustra en la figura 3.



— Figura 3 —

Este método es evidentemente aproximado.

Cuando se dispone de una expresión que relaciona  $\bar{\sigma}$  con  $\bar{\epsilon}$ , del tipo de las ya vistas precedentemente (ver capítulo 4), se reemplaza  $\bar{\sigma}$  por dicha expresión y se procede a calcular la integral (2)

#### 4.2. TRABAJO TOTAL Y TRABAJO REAL

Puede obtenerse el trabajo total para realizar una operación de deformación plástica multiplicando el trabajo específico por el volumen en que se realiza la misma.

$$A_{id} = V u_p = V \int \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} \quad (4)$$

El trabajo calculado mediante esta expresión es ideal, por cuanto no tiene en cuenta las pérdidas por fricción ni por recalado interno del material.

De modo que el trabajo real es

$$A_{real} = A_{id} + \sum \text{pérdidas} \quad (5)$$

Esto define un rendimiento del proceso dado por

$$\eta = \frac{A_{id}}{A_{real}}$$

Este rendimiento oscila entre 0,4 y 0,8 en los procesos de conformado industriales

#### 4.3. POTENCIA DE DEFORMACION

A menudo es necesario calcular la velocidad con que se entrega trabajo, o potencia de deformación. Esta está dada por :

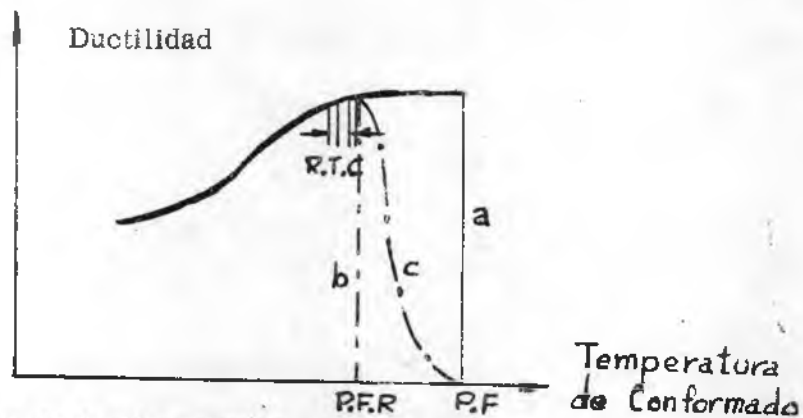
$$\dot{u}_p = \frac{d u_p}{d t} = \bar{\sigma} \dot{\bar{\epsilon}} \quad (6)$$

### 5. SOBRECALENTAMIENTO O QUEMADO

#### 5.1. TERMODINAMICA DE LAS DEFORMACIONES

En los procesos de deformación plástica, prácticamente toda la energía de deformación se convierte en calor, y por lo tanto estos procesos son irreversibles. La única energía reversible puesta en juego es la debida a la deformación elástica, que se recupera en la descarga, salvo una pequeña parte por problemas de histéresis. La energía elástica suele ser pequeña en los procesos de conformado plástico, de modo que puede depreciarse frente a la plástica.

Así que la energía calórica asociada con los procesos de deformación plás-



P.F. - Punto de fusión convencional.

P.F.R. - Punto de fusión real.

a - Curva de ductilidad para un metal o una aleación puros.

b, c - Curvas de ductilidad para un metal o una aleación con impurezas

R.T.C. - Rango de trabajado en caliente.

— Figura 4 — (fig. 1.2. Sachs)

En la misma se puede apreciar que aparece una temperatura de fusión real que es la que debe cortarse de cualquier manera para impedir la descohesión del material por fusión de todo o parte del mismo. Este fenómeno se conoce como quemado. La diferencia entre el comportamiento señalado por las curvas b y c se debe a la distribución de impurezas en la estructura de la aleación, lo que se verá con más detalle al tratar el tema de la fragilidad en caliente.

Para evitar el quemado debido a lo señalado en los incisos a) y b) , se trabaja normalmente como máximo hasta 50 o 100°C por debajo de la curva de solidus.

A pesar de ello, puede producirse el quemado en la aleación por dos motivos :

- 1) Sobrecalentamiento de la pieza por exceso de temperatura en el horno de calentamiento, Esto se puede deber a fallas en los controles o bien a gradiente térmico en el interior del horno.
- 2) Aumento excesivo de la temperatura de la pieza durante la deformación si ésta se realiza en condiciones tales que la aproximan a un proceso adiabático.

Este último caso es especialmente importante en las aleaciones que, como las refractarias, tienen un rango estrecho de trabajado en caliente. En efecto, en estas aleaciones se trata de elevar la temperatura de recristalización (y con ello de ablandamiento) mediante el agregado de elementos aleantes. Dado que esto implica simultáneamente una disminución en la temperatura de fusión, el rango de trabajado en caliente se tor-

tica puede convertirse en mecánica mediante el equivalente mecánico del calor

$$Q_p = \frac{U_p}{J} \quad (7)$$

donde es el equivalente mecánico del calor, igual a 427 Kgm/Kcal. Esto no es más que una reformulación del primer principio de la termodinámica

Si el proceso de conformado se realiza en forma lenta, toda la energía calórica puede disiparse por conducción, convección y radiación. En consecuencia, el proceso es isotérmico. Al aumentar la velocidad de deformación, sin embargo, la extracción del calor no alcanza a ser total y se produce un aumento en la temperatura de la pieza. A muy altas velocidades, el proceso se vuelve adiabático. En este último caso, puede calcularse el aumento producido en la temperatura de la pieza mediante la relación:

$$\Delta T = \frac{Q_p}{c_p} \quad (8)$$

donde  $c$  - calor específico del material que se deforma  
 $p$  - peso específico del mismo

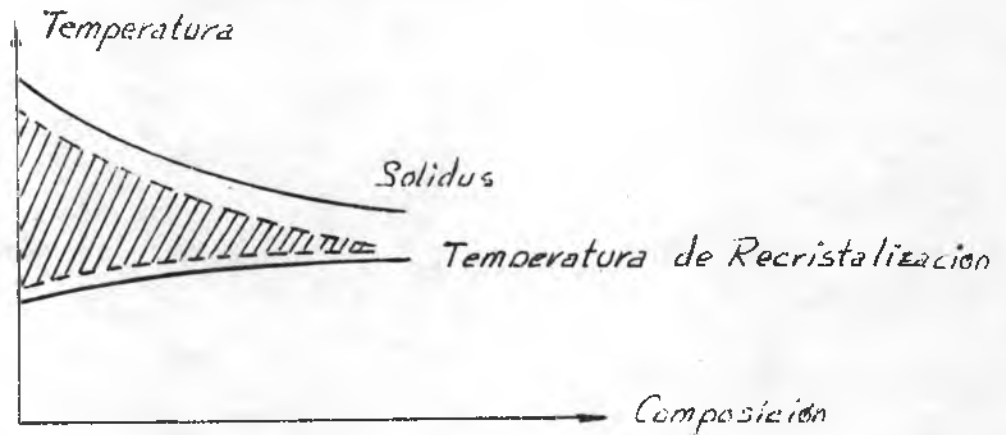
## 5.2 QUEMADO

El rango de trabajado en caliente está limitado en su parte superior por la temperatura de fusión del metal. Esta temperatura puede ser diferente de la establecida en los diagramas de equilibrio por las líneas de solidus. En efecto, los metales o aleaciones de pureza comercial solidificados en condiciones normales en la industria pueden presentar las siguientes características:

- a) Segregación en la solidificación ("coring"). Esto da lugar a una inhomogeneidad en la composición desde el centro de los granos hacia los bordes. De esta manera puede haber zonas del material cuya temperatura de fusión esté por debajo de la establecida para la composición media. Puede haber en algunos casos también zonas con composición eutéctica donde según el diagrama no debiera haberla.
- b) Los metales y aleaciones comerciales pueden contener impurezas de punto de fusión inferior al de la aleación base.

Lo dicho precedentemente se puede resumir en la figura 1, en la que se observa la ductilidad en función de la temperatura.

na cada vez más estrecho, como se ve en la figura 5



— Figura 5 —

Es por ello que estas aleaciones se deben trabajar a bajas velocidades para evitar sobrecalentamientos que conduzcan a un quemado de la pieza.

### 5.3. FRAGILIDAD EN CALIENTE:

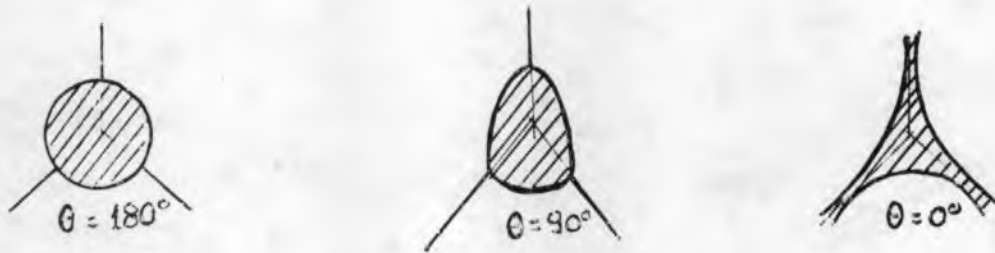
Muchos metales y aleaciones no pueden ser trabajados en caliente por cuanto presentan una marcada tendencia a agrietarse y romperse en este rango de temperaturas. Este comportamiento se conoce como fragilidad en caliente ("hot shortness"). Es importante también en piezas fundidas por los agrietamientos que pueden acompañar a la solidificación.

Las causas que producen fragilidad en caliente se pueden clasificar en dos grandes grupos :

- a) Componentes estructurales de bajo punto de fusión (eutécticos), o impurezas (Pb en aceros o latones), que funden a temperaturas cercanas a la de recristalización del metal base. De este modo se reduce el rango de trabajado en caliente, hasta incluso hacerlo desaparecer.
- b) Precipitación de constituyentes duros y frágiles a partir de soluciones sólidas. Esto implica que las temperaturas en que aparecen estos precipitados no pueden usarse para procesos de deformación plástica.

En ambos casos interesa la morfología de las fases fusibles o frágiles. Estas pueden aparecer en forma de partículas aisladas o bien como redes continuas en el borde de grano. Esta disposición es gobernada por las tensiones superficiales entre las partículas de segunda fase y la matriz, que determinan el ángulo de contacto entre ambas. Cuanto mayor es este ángulo, mayor es la tendencia a la formación de partículas disper-

sas Un ángulo de contacto nulo da lugar a una película de segunda fase que rodea completamente a los granos de la matriz, como se puede ver en la figura 6



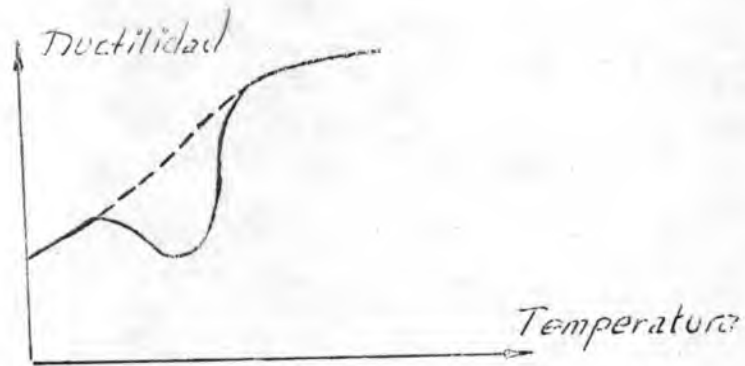
*Fig 68 pág 142 Met. Física Cottrel*

— Figura 6 —

En el caso de las fases que se están estudiando, esto es altamente perjudicial. Es por ello que se ha tratado de corregir mediante el agregado de elementos aleantes que facilitan la formación de partículas dispersas al actuar sobre la tensión superficial de las fases presentes.

A continuación se verán algunos ejemplos importantes de fragilidad en caliente.

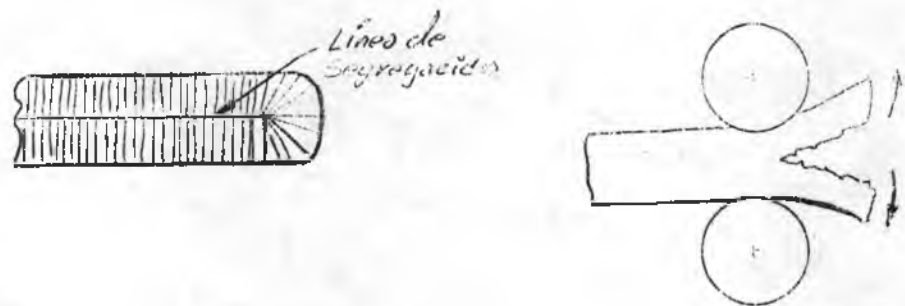
- 1) Las inclusiones de azufre en los aceros producen fragilidad en caliente por la presencia de un eutéctico de bajo punto de fusión formado por hierro - sulfuro de hierro. Para evitar este problema se agrega manganeso en una cantidad por lo menos cinco veces mayor a la de azufre presente.
- 2) Cantidades muy pequeñas, comprendidas entre 0,01 y 0,001 % de bismuto y de plomo en cobre, producen fragilidad en caliente. El efecto del bismuto se corrige con el agregado de oxígeno. Se forma así una inclusión de óxido inofensivo.
- 3) Algunos aceros inoxidables, en una gama relativamente amplia de composiciones, y conteniendo hasta 0,2% de C como impureza, están sujetos a precipitación de un carburo complejo a partir de la austenita. La formación de estas inclusiones en un rango de temperaturas comprendidas entre 550 y 800° C provoca fragilidad en caliente, reflejada en la curva de ductilidad de la figura 7.



— Figura 7 —

Fig 6.6 Sachs

- 4) En la laminación de lingotes fuertemente segregados en su zona central, puede producirse un tipo de fractura muy característico de las aleaciones que presentan fragilidad en caliente, conocido como "efecto cocodrilo".



— Figura 8 —

#### BIBLIOGRAFIA

1. "Metalurgia Mecánica" - G. E. Dieter - Ed. Aguilar.
2. "Fundamentals of the working of Metals" - G. Sachs - Ed. Pergamon Press
3. "Practical Metallurgy" - Sachs - Van Horn - Ed. A. S. M.
4. "Mechanics of Plastic Deformation in Metal Processing" - E. G. Thomsen, Ch. Yang, S. Kobayashi - Ed. Mc. Millan
5. "Fundamentals of Deformation Processing" - Proc. 9<sup>th</sup> Sagamore A. M. R. Conference.
6. "Effect of Residual Elements on the Properties of Metals" - Ed. A S M



## INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION

### INTRODUCCION

La velocidad de deformación es un parámetro muy importante en las operaciones de conformado de los metales. Su influencia se debe a los siguientes motivos :

- 1) Varía la resistencia a la deformación del metal.
- 2) Puede producir un aumento en la temperatura de la pieza.
- 3) Afecta a la lubricación entre herramienta y material.

La velocidad de deformación se define de la siguiente manera :

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt}$$

donde  $\epsilon$  es deformación natural o logarítmica.

En el caso de compresión :

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d \ln (h_0/h)}{dt} = \frac{1}{h} \frac{dh}{dt}$$

La expresión  $dh/dt$  indica la velocidad de desplazamiento de la cabecera móvil de la máquina, o sea la velocidad de máquina,  $v$ . De esta manera,

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{h}$$

De aquí se pueden extraer dos conclusiones :

- 1) Una velocidad constante de desplazamiento de la máquina no supone una velocidad de deformación constante.
- 2) La velocidad de deformación es una función del tamaño de la zona del material en que se efectúa la deformación.

Es por ello que hubo que construir equipos especiales para efectuar ensayos de resistencia de metales con velocidad de deformación constante. Uno de ellos, muy conocido, es el plastómetro de leva, en que el movimiento del cabezal está gobernado por una leva de perfil logarítmico.

Por otra parte, y como consecuencia de la segunda conclusión, se puede destacar que el solo dato de la velocidad de movimiento de la máquina no es suficiente para determinar el grado de dinamicidad de un proceso. Así, por ejemplo, en un maquinado común de velocidades relativamente elevadas, del orden de 100 m/min., se alcanzan velocidades de

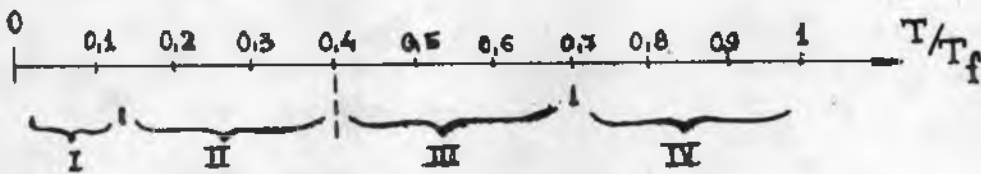
deformación de aproximadamente  $4 \times 10^4$  /seg., que está en el rango de las que se obtienen al trabajar con explosivos.

La gama de velocidad de deformación varía en la práctica desde  $3 \times 10^{-12}$  seg<sup>-1</sup> hasta alrededor de  $10^4$  a  $10^6$  seg<sup>-1</sup>. La primera corresponde a la velocidad de deformación media en un ensayo de creep de 100.000 horas con deformación del 0,1% mientras que los últimos valores pueden alcanzarse en el endurecimiento por choque de un metal utilizando explosivos.

En el ensayo ordinarios de tracción y en lo que en general se denomina "carga estática" se tienen velocidades de deformación de alrededor de  $10^{-3}$  seg<sup>-1</sup>. Velocidades comunes en el trabajado de metales suelen ser  $10$  o  $10^2$  seg<sup>-1</sup>.

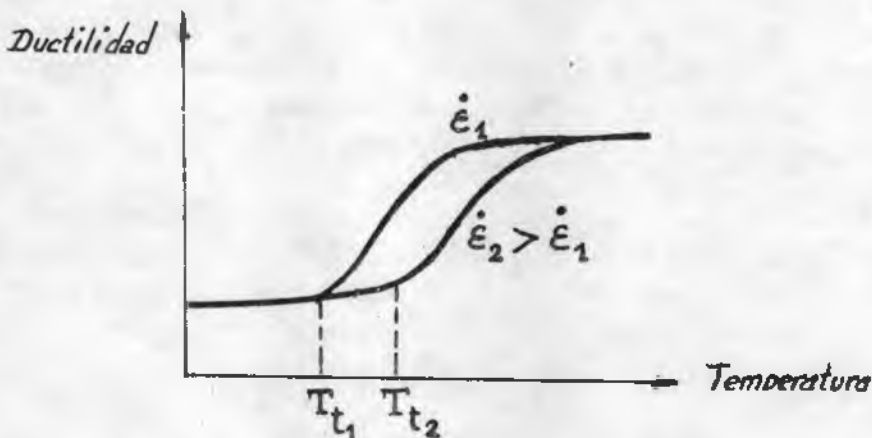
### Influencia de la velocidad sobre la temperatura de transición

Es conveniente recordar los rangos de temperaturas de trabajo de los metales. A los efectos de generalizar la escala, se refieren los valores a la temperatura de fusión



- I. Zona de fragilidad a baja temperatura
- II. Zona de deformación en frío
- III. Zona de deformación en tibio
- IV. Zona de deformación en caliente
- $T_t$ . Temperatura de transición
- Tr. Temperatura de recristalización (metal puro)

La velocidad de deformación influye en la transición de la zona de fragilidad a baja temperatura a la de deformación en frío. Cuanto mayor es la velocidad con que se deforma un metal, mayor es la temperatura a la que se produce dicha transición. Esto puede observarse en la figura 1



- Figura 1 -

Este efecto de la velocidad de deformación no es privativo de los metales. Se produce también en los materiales amorfos que presentan un comportamiento de extrema fragilidad a bajas temperaturas.

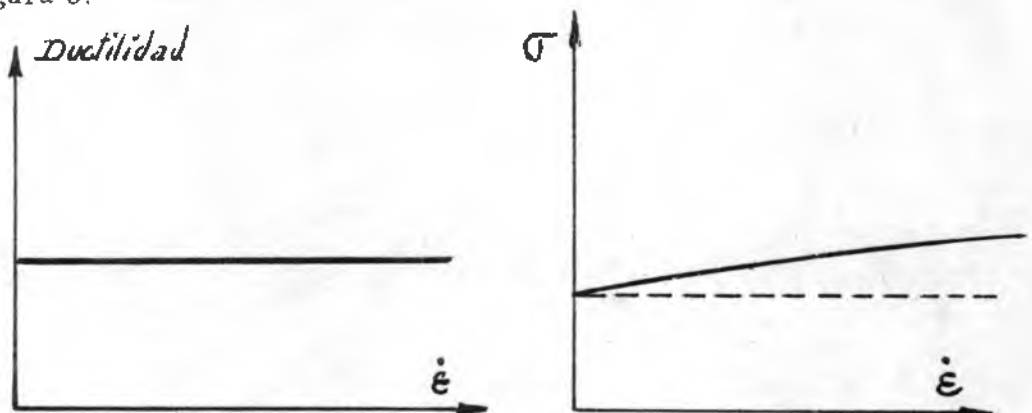
Desde el punto de vista del conformado de los metales, la influencia de la velocidad sobre la temperatura de transición no representa en general un problema, salvo para aquellos metales y aleaciones cuya temperatura de transición sea la temperatura ambiente. Este es el caso del acero, del Zn y del Mg. Al trabajar estos metales se debe aumentar la temperatura por sobre la ambiente si se emplea una velocidad de deformación elevada, o bien trabajar con bajas velocidades.

Si bien no constituye este efecto un problema serio en el conformado de los metales, sí puede serlo en sus aplicaciones. En efecto, una carga aplicada bruscamente en servicio puede romper una pieza construída con un metal cuya temperatura de transición sea superior, para esa velocidad, a la temperatura ambiente.

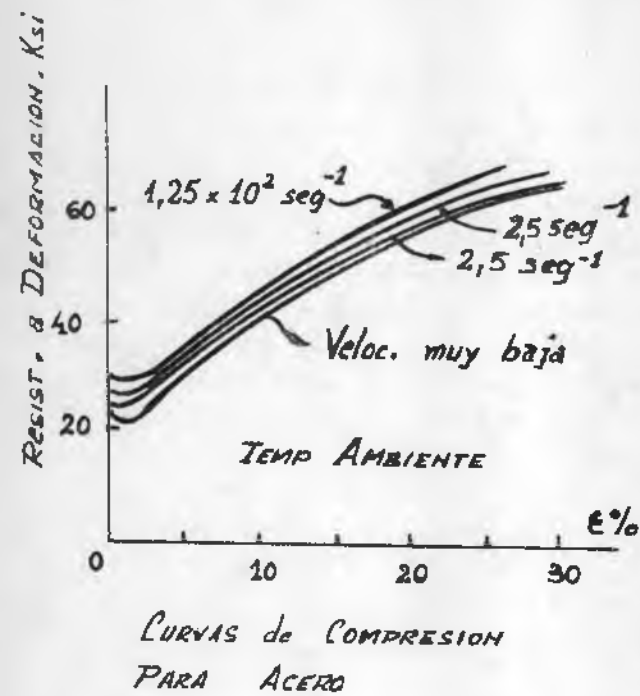
#### EFFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION EN EL TRABAJADO EN FRIO.-

En el rango de temperaturas que abarca el trabajado en frío, las propiedades mecánicas no son en general modificadas seriamente por la velocidad de deformación.

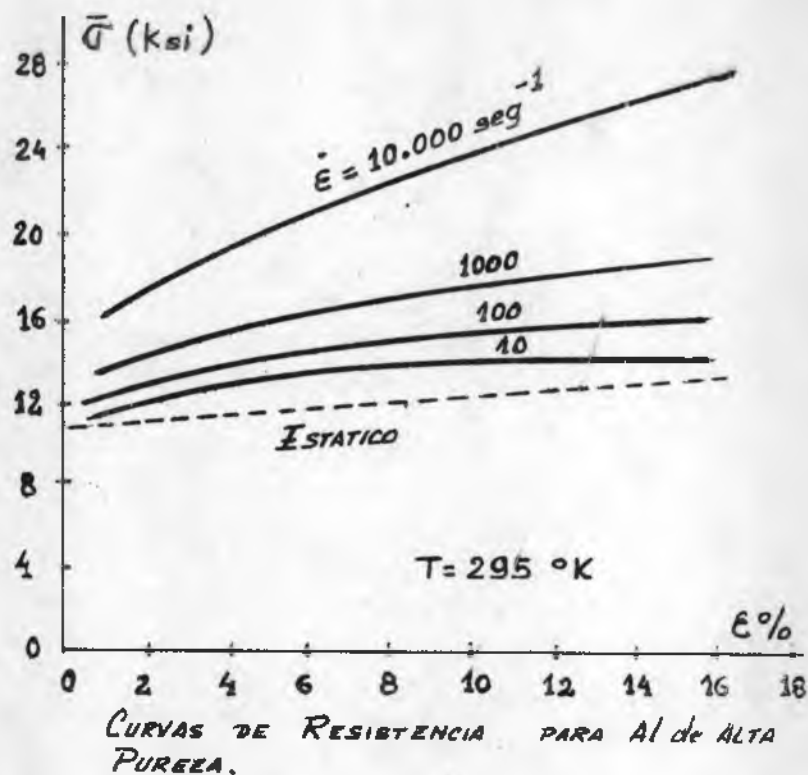
En la figura 2 se puede ver que la ductilidad es independiente de la velocidad con que se deforma al material. (Esto ocurre en la generalidad de los casos. Existen algunas excepciones que se verán más adelante). La resistencia a la deformación sufre un pequeño incremento. Son necesarios aumentos en la velocidad de varios órdenes de magnitud para obtener incrementos en la resistencia no tan significativos, como se ve en la figura 3.



— Figura 2 —

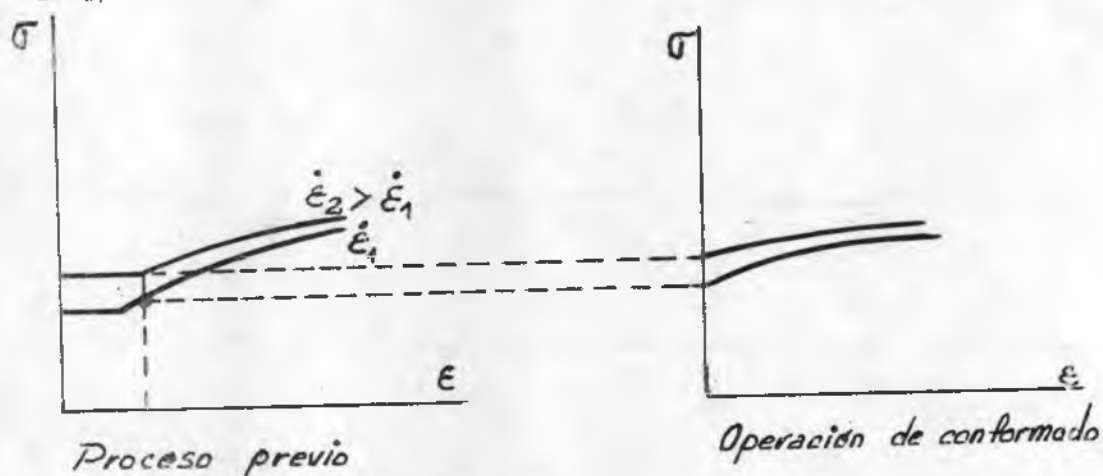


— Figura 3 —



En el caso del Al, se puede ver que cuando  $\dot{\epsilon} = 10000 \text{ seg}^{-1}$  el incremento de resistencia es relativamente importante con respecto a la resistencia estática, aunque nunca alcanza los valores que se verán en el caso de deformación en caliente.

En las curvas de resistencia del acero a temperatura ambiente, el fenómeno más marcado es el aumento de la tensión de fluencia y de la deformación que la acompaña. Esto puede ser importante cuando se trate de evitar las irregularidades superficiales que son características de la deformación en el punto de fluencia. En efecto, la deformación que se deberá dar al material para evitar la aparición de las bandas de Luders, será una función de la velocidad de deformación, como se puede ver en la figura 4.



— Figura 4 —

Se ha visto que el fenómeno del punto de fluencia se debe a la interacción entre los átomos de soluto y las dislocaciones. Si la temperatura y la velocidad de deformación son tales que los átomos de soluto pueden mantenerse al lado de las dislocaciones que se desplazan, la atmósfera de soluto continúa ejerciendo una fuerza sobre las dislocaciones. Es por ello que al aumentar la temperatura o al disminuir la velocidad de deformación, el fenómeno del punto de fluencia pierde intensidad. Según Cottrell, desaparece totalmente cuando la difusividad de los átomos de soluto está relacionada con la velocidad de deformación mediante la expresión.

$$D \approx 10^{-7} \dot{\epsilon} \text{ (cm}^2\text{/seg)}$$

A temperatura ambiente esto se logra para muy bajas velocidades de deformación.

En los metales cúbicos centrados en las caras con poco energía por falla de apilamiento se observa en este rango de temperaturas una dependencia de la ductilidad con la velocidad de deformación. En estos casos la ductilidad, suele pasar por un mínimo. Este fenómeno no ha sido observado en metales cúbicos centrados.

Con respecto a los mecanismos de deformación se observa que a medida que aumenta la velocidad de deformación, las bandas de deslizamiento se hacen más finas. La explicación para este fenómeno reside en el hecho de que, en el poco tiempo disponible cuando las velocidades de deformación son elevadas, resulta más fácil que muchas fuentes de Frank-Read operen, generando pocas dislocaciones que la inversa. Además, al aumentar la velocidad de deformación y disminuir la temperatura, se nota una mayor tendencia al maclado. Si bien esto no endurece apreciablemente al metal, las maclas pueden ser origen de microfisuras. En el acero, estas maclas se conocen con el nombre de "bandas de Neumann".

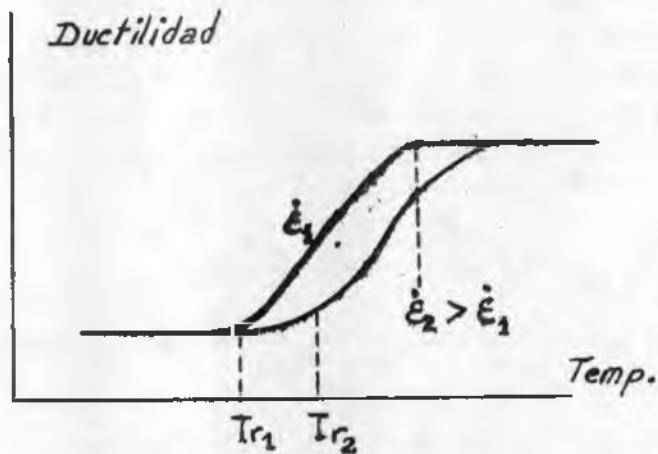
#### EFECTO DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION SOBRE EL TRABAJADO EN CALIENTE.-

Se empezará por ver la influencia de la velocidad de deformación en la temperatura de recrystalización y su incidencia en el rango de trabajado en tibio.

Para analizar este problema, deben tenerse en cuenta dos ideas básicas :

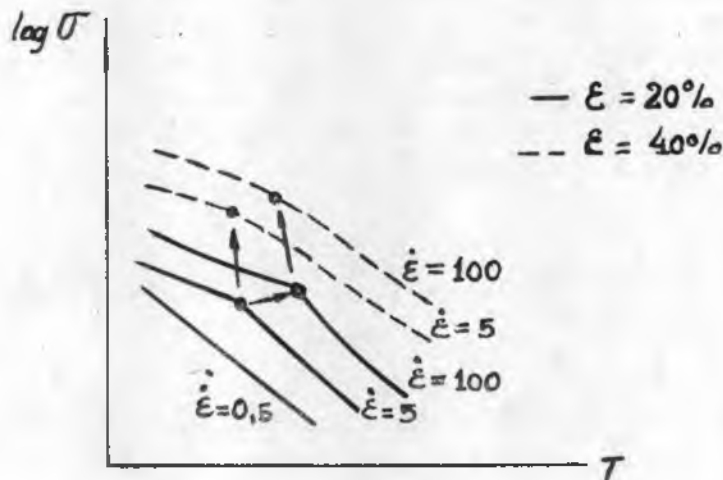
- a) La recrystalización es un fenómeno que depende entre otras variables del tiempo.
- b) El aumento de la velocidad hace que el proceso deje de ser isotérmico para ir convirtiéndose en adiabático.

Debido a que el tiempo disponible para la recristalización durante la deformación a altas velocidades es menor, la temperatura mínima de recristalización aumenta, con lo cual se eleva la temperatura mínima de trabajado en caliente. Esto se puede ver en la figura 5.



— Figura 5 —

Por ello se habla a veces de temperatura de recristalización aparente. El mismo fenómeno puede observarse en la figura 6, en que se grafica el logaritmo de la resistencia a la deformación del Al para un valor determinado de deformación, en función de la temperatura y de la velocidad de deformación.



— Figura 6 —

El punto de intersección de las dos rectas para cada caso particular representa a la temperatura de recristalización. Se puede ver que dicha temperatura aumenta con la velocidad de deformación y disminuye

con la cantidad de deformación, para una velocidad dada.

Por otra parte, un aumento en la velocidad de deformación conduce a un aumento en la ductilidad en los siguientes casos :

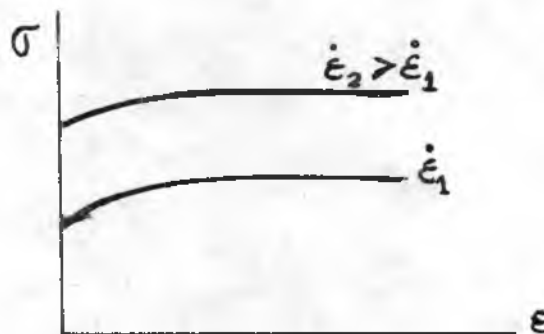
a) Cuando los procesos de recuperación que se producen durante el período de deformación son más rápidos que el proceso de endurecimiento.

b) Si al aumentar la velocidad de deformación aumenta la temperatura del metal en una cantidad significativa. Gublein demostró que la plasticidad del latón L59 era reducida a 600 - 700°C, pero aumentaba considerablemente en el rango de temperaturas de 700 - 800°C. Por lo tanto, el latón calentado a 700°C y deformado con gran velocidad, presentaba mejores características de ductilidad que si la deformación se efectuaba en forma lenta. Se hace uso de esta propiedad también en la extrusión por impacto de recipientes. En esta caso, si bien la operación se efectúa a temperatura ambiente, la gran velocidad de deformación provoca un aumento en la temperatura del metal que lleva las condiciones de trabajo al rango de deformación en caliente.

En el otro extremo del rango de trabajado en caliente, la velocidad de deformación hace que disminuya la temperatura máxima de trabajado. Ello se debe a que, a medida que el proceso deja de ser isotérmico por aumento de la velocidad, se produce un aumento en la temperatura de la pieza que puede llevarla al rango de fragilidad en caliente.

Se puede resumir el efecto de la velocidad de deformación sobre la zona de trabajado en caliente diciendo que, en general, reduce el rango de temperaturas en que éste tiene lugar. Esto puede ser particularmente crítico en ciertas aleaciones cuyo rango de deformación en caliente sea de por sí reducido.

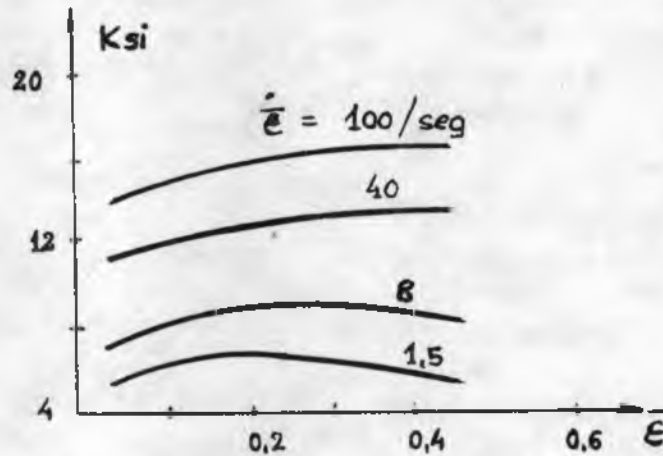
La velocidad de deformación influye también sobre la resistencia que ofrecen los metales a ser deformados en caliente. Esta influencia es mucho más marcada que en el rango de temperaturas de trabajado en frío. Este efecto se puede apreciar en la figura 6. En general, el comportamiento es del tipo ilustrado en la figura 7.



— Figura 7 —

Nadai y Manjoine (1940) hicieron experiencias sobre aceros bajos en carbono y determinaron que por encima de los 600°C, la velocidad de deformación empieza a tener un efecto considerable sobre la resistencia, que aumenta con la temperatura. Así por ejemplo, a 1000°C, la resistencia a la deformación es de 3 Kg/mm<sup>2</sup> para una velocidad de deformación de 10<sup>-2</sup>seg<sup>-1</sup>, que corresponde aproximadamente a un forjado en prensa, mientras que para  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ seg}^{-1}$ , velocidad de deformación normal en un forjado con martinete, la resistencia es de 11 Kg/mm<sup>2</sup>.

Cook (1957) estudió los cambios de resistencia para 12 tipos diferentes de acero para distintas velocidades de deformación a temperaturas comprendidas entre los 900 y 1200°C. Usó para sus experiencias el plastómetro de levas, efectuando la compresión entre dos placas en una mufla. Como lubricante usó vidrio molido. En la figura 8 se muestra una serie de valores obtenidos para un acero alto en C deformado a 1200°C.



— Figura 8 —

Del examen de la figura surge que con altas velocidades de deformación se obtienen curvas semejantes a las del endurecimiento del acero a baja temperatura. Además se suelen caracterizar por un aumento notable de resistencia hasta una deformación efectiva de 0,4, seguida a veces de una disminución en la resistencia.

El mismo fenómeno de disminución de resistencia luego de una deformación dada fué observado por Fink, Lueg y Bürger (1955) en ensayos de compresión con martinete. Aparentemente esto se debe al aumento de temperatura en las superficies deslizantes que provoca un aumento general de temperatura de la probeta y una reducción en la resistencia.

Dado que los mecanismos de deformación a temperaturas elevadas son muy complejos, existen numerosas expresiones para relacionar la resistencia a la deformación con los distintos parámetros que in-

fluyen sobre la misma. A continuación se verán algunas de estas expresiones.

La ecuación siguiente es una relación simple para tener en cuenta la velocidad de deformación. Requiere conocer la resistencia estática a una temperatura dada. Puede usarse para cálculos aproximados de ingeniería.

$$\sigma_{din} = m \sigma_{est}$$

Gubkin propone la tabla siguiente para los valores de m.

TABLA 1

Condiciones de deformación Veloc. de la herramienta cm/seg	Valor del coeficiente m a la temperatura de deformación		
	T 0,5T <sub>f</sub> Deformación en frío	T 0,5T <sub>p</sub> Deformación en tibio	T 0,5T <sub>f</sub> Deformación en caliente
10 - 25	1,1	1,4 - 2,4	1,2 - 2,6
25 - 75	1,15	2,4 - 3,0	1,6 - 2
100	1,25	3,5	2,5
Impacto	1,5 - 2	5	4

Algunos investigadores han comparado la resistencia a la deformación en caliente de los metales con la que presentan los líquidos viscosos a fluir. Ello ha dado origen a la viscoplasticidad. De acuerdo con esta manera de pensar :

$$\sigma = \eta \frac{d\epsilon}{dt}$$

Esta expresión no ha resultado en general válida, dado que a velocidades muy bajas la resistencia a la deformación no es nula, sino que tiene un valor finito.

Es por ello que esta teoría ha sido desechada. Recientes investigaciones parecen indicar, sin embargo, que en algunos casos muy específicos el comportamiento del metal podría relacionarse con la ecuación superior.

Otras expresiones propuestas para tener en cuenta estas variables son :

a) Velocidad de deformación :

Siebel :  $\sigma_{din} = \sigma_{est} + b \dot{\epsilon}^m$

Ludwick :  $\sigma = \sigma_0 + c \ln \dot{\epsilon}$

b) Temperatura para bajas velocidades :

Ludwick :  $\dot{\epsilon} = f(\bar{\sigma}, \epsilon, T)$

se cumple para  $T_{recrist.} < T < T_{recup.}$

$$\sigma = \sigma_1 \left( 1 + \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_1} \right)$$

Zener y Holloman : Definen un parámetro que resumiría la influencia de la velocidad de deformación y de la temperatura

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$$

Donde Q es la energía de activación, aproximadamente igual a la de autodifusión. En este caso la resistencia y la estructura serían función de Z y de  $\bar{\epsilon}$  (para todas las combinaciones de  $\dot{\epsilon}$  y T)

Dorn :  $\sigma = f(Z)$  para  $\bar{\epsilon} = cte$

Por lo tanto : Para  $\bar{\sigma} = cte.$        $Z = f(\bar{\epsilon})$   
 Para  $\bar{\epsilon} = cte.$        $Z = f(\bar{\sigma})$

c) Temperatura modificada:

Mc Gregor y Fischer : Proponen este parámetro como representativo del comportamiento de los metales.

$$\bar{\sigma} = f(T_n) = f \left[ T \left( 1 - k \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right]$$

donde :  $\mu$  - una constante

$\dot{\epsilon}$  - velocidad de deformación real

$\dot{\epsilon}_0$  - velocidad de deformación tomada como referencia.

Reemplazando  $k' = k (1 + k \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}})^{-1}$

en la expresión superior, se obtiene :

$$\bar{\sigma} = f(T_M) = f \left[ T \left( 1 - k' \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right]$$

Solevloy (1962) analiza el caso ilustrado en la figura 6 para ensayos monoaxiales en metales que presentan una inflexión en la temperatura de recristalización. Toma como partida la relación

$$\sigma = \dot{\epsilon}^n$$

que es una simplificación de la relación  $\sigma = \sigma_0 \dot{\epsilon}^n$  adoptada previamente por varios autores.

Sokolov toma dos valores de  $n$ :  $n = n_1$  para la región en que la recristalización es completa;  $n = n_2$  para la región de trabajado en frío.

Grafica la función  $n(\Theta)$ , en que  $\Theta = T/T_f$ , donde  $T$  es la temperatura del ensayo y  $T_f$  es la de fusión. Obtiene así dos gráficos:  $n_1(\Theta)$  y  $n_2(\Theta)$ , que pueden expresarse mediante las ecuaciones

$$n_1 = m_1 \Theta - k$$

$$n_2 = m_2 \Theta$$

donde  $m_1$ ,  $m_2$  y  $k$  son coeficientes que dependen del metal ensayado y del grado de deformación

**TABLA II**

Valores de los coeficientes  $m_1$ ,  $m_2$ ,  $k$ ,  $a$  y  $b$  para deformaciones = 10% y 20% (compresión)

Metales y Aleaciones	Coeficiente para $\epsilon\%$									
	10					20				
	$m_1$	$m_2$	$k$	$a$	$b$	$m_1$	$m_2$	$k$	$a$	$b$
Zn	0,330	0,0815	0,0275	-5,34	10,1	0,365	0,061	0,0329	-5,2	9,60
Pb, Al, Cu, Ni	0,228	0,0815	0,0310	-5,34	10,1	0,278	0,061	0,0390	-5,2	9,6
Aceros al C y perlíticos	0,228	0,0640	0,0310	-	-	0,278	0,044	0,0390	-5,2	9,60
Aceros austeníticos	-	-	-	-	-	0,285	0,045	0,0500	-5,40	9,0
Ac c/carburos	-	-	-	-	-	0,395	0,047	0,0600	-4,62	6,8

Del análisis de la tabla II surge que los valores de  $m_1$ , aumentan y los de  $m_2$  disminuyen al aumentar la deformación plástica. Además se ve que los valores de  $m_1$  son casi idénticos para metales cúbicos cara centrada y para los aceros al C. Para el Cu son mayores. Los valores de  $m_2$  son casi idénticos para todos los metales reseñados salvo para los aceros.

En el rango de  $\Theta$  comprendido entre 0,3 y 0,5 existen valores posibles para  $n_1$  y  $n_2$ . Para saber cuál de los dos se ha de tomar, es necesario conocer la relación entre la velocidad de deformación y la tem-

peratura que define al punto de inflexión en la curva  $\log \dot{\epsilon} - T$  Si se llama  $\dot{\epsilon}_1$  a la velocidad que a una temperatura dada produce la recristalización, Sokolov encontró que la relación entre ambas variables es

$$\log \dot{\epsilon}_1 = a + b \theta$$

donde a y b son constantes que figuran en la tabla II. Se ve que estas constantes son función de la cantidad de deformación, y que son independientes de la estructura salvo para los aceros.

Lo dicho hasta aquí sobre la transición en el comportamiento de un metal es válido para los monomórficos, o en el rango de existencia de una sola fase. Cuando existan reacciones en estado sólido, el comportamiento se alterará según la naturaleza de las fases intervinientes en tal reacción.

### VELOCIDADES DE DEFORMACION COMUNES EN LOS DISTINTOS PROCESOS TECNOLOGICOS. -

Ya se mencionó el rango que abarca el campo de conformado de los metales, desde la deformación casi estática de una prensa de laboratorio hasta la utilización de explosivos.

A continuación se darán algunos ejemplos comunes de velocidades con que se mueven los elementos que producen deformación en distintos procesos. La velocidad de deformación en cada uno de ellos dependerá, además, de la magnitud de la región en que se produce la deformación plástica.

TABLA III

<u>PROCESO</u>	<u>VELOCIDAD EN m / min.</u>
Ensayo de tracción	0,00007 - 0,7
Prensa de extensión hidráulica	1,7 - 25
Trefilado de tubos	3 - 30
Embutido profundo de chapa	3 - 70
Laminado de chapa	17 - 1700
Forjado en martinete	170 - 700
Ensayo Charpy	400
Trefilado de un alambre fino	350 - 2700
Forjado dynapak	1300 - 3300
Conformado con explosivos	2000 - 8300

Cuando las altas velocidades de máquina están acompañadas por una región de deformación pequeña, pueden producirse velocidades de deformación muy elevadas. Ya se ha hablado del caso del maquinado.

Wistreich estableció que en el trofilado de un alambre fino a velocidades de hasta 2700 m/min. se puede producir una velocidad de deformación superior a  $2 \times 10^5 \text{ seg.}^{-1}$ . En el laminado de hojalata deigada a una velocidad periférica de rodillos de 1700 m/min., puede obtenerse una velocidad de deformación media de alrededor de  $2 \times 10^3 \text{ seg.}^{-1}$

### ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACION

Cuando la deformación se produce a velocidades elevadas, la carga no se transmite instantáneamente a todas las partes del cuerpo. Es necesario por lo tanto considerar la propagación de un disturbio transitorio, o sea, se deben tener en cuenta las ondas de tensiones

En estos casos hay que distinguir entre la velocidad de onda  $U$ , que es la velocidad a que se propaga a través del sólido el transitorio, y la velocidad de partícula  $u$  que el mismo imparte a las partículas a su paso.

Las ondas longitudinales elásticas se propagan a la velocidad del sonido en el interior de una barra

$$U_e = (E/\rho)^{1/2}$$

donde E es el módulo de Young y  $\rho$ , la densidad del sólido. Puede demostrarse que la tensión normal en el frente de una onda elástica es

$$\sigma = \rho U_e u$$

Von Karman y Taylor estudiaron la propagación de la onda plástica en un sólido. Despreciando efectos transversales, establecieron que,

$$U_p = \left[ \left( \frac{d\sigma}{de} \right) / \rho \right]^{1/2}$$

donde  $d\sigma/de$  es la pendiente de la curva tensión - deformación ingenieril. Dado que la pendiente de esta curva disminuye al aumentar la deformación, la velocidad de propagación de la onda plástica disminuirá correlativamente. Esto hace que la onda se haga cada vez más difusa

La velocidad de impacto  $u_1$  que producirá una deformación plástica  $e_1$  está dada por la relación

$$u_1 = U_p e_1 \int_0^{e_1} \left[ \left( \frac{d\sigma}{de} \right) / \rho \right]^{1/2} de$$

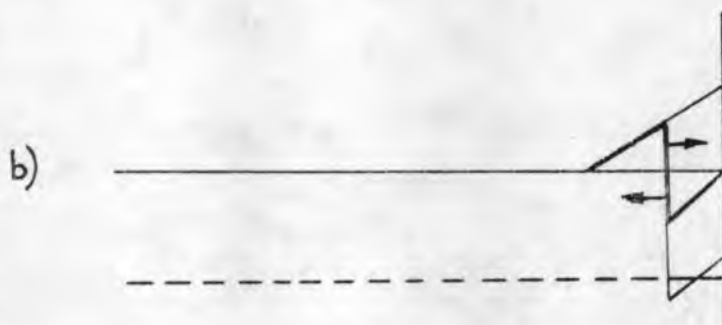
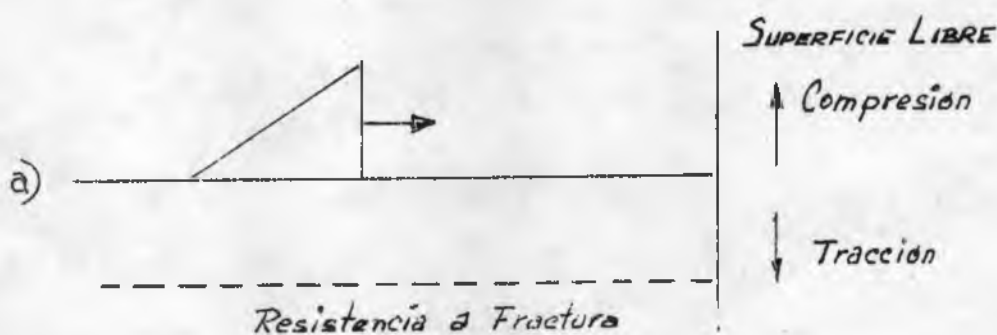
Cuando la deformación alcanza el valor  $e_u$  que corresponde a la resistencia a la rotura del material, la pendiente de la curva tensiones - deformaciones ingenieril se hace cero. La teoría predice por lo

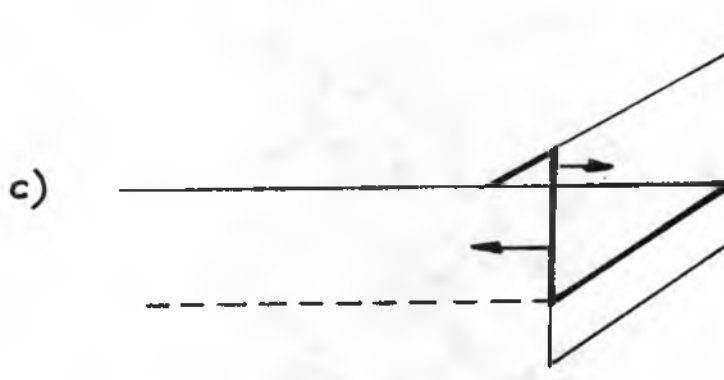
tanto que hay una cierta velocidad de impacto crítica,  $u_c$ , que puede romper al material en el punto de contacto durante el choque. Esta velocidad crítica vale

$$u_c = \int_0^{e_u} \left[ \left( \frac{d\sigma}{de} \right) / \rho \right]^{1/2} de$$

Clark y Wood estudiaron este problema y determinaron las velocidades críticas teóricas y prácticas para diversos metales comunes. Al trabajar con explosivos, o en general con altas velocidades de deformación, se debe cuidar de que la velocidad relativa entre dos puntos del material que se deforma no sobrepase al valor de velocidad de impacto señalado.

La pieza deformada a alta velocidad puede romperse también en el extremo opuesto al de aplicación de carga, o en su interior, de acuerdo a las ondas de tensiones presentes. Supongamos que una onda de presión en forma de diente de sierra se desplaza hacia la superficie libre de la derecha en la figura 9. Supongamos también que la máxima amplitud del pulso de compresión sea mayor que la resistencia a la tracción del metal. Cuando la onda de compresión llega a la superficie libre, se refleja como una onda de tracción. La tensión neta en el frente del pulso reflejado cambiará constantemente y estará dada por la suma algebraica de las ondas de tracción y de compresión en el punto. Cuando la tensión neta llegue a ser igual a la resistencia a la tracción, la pieza fallará.



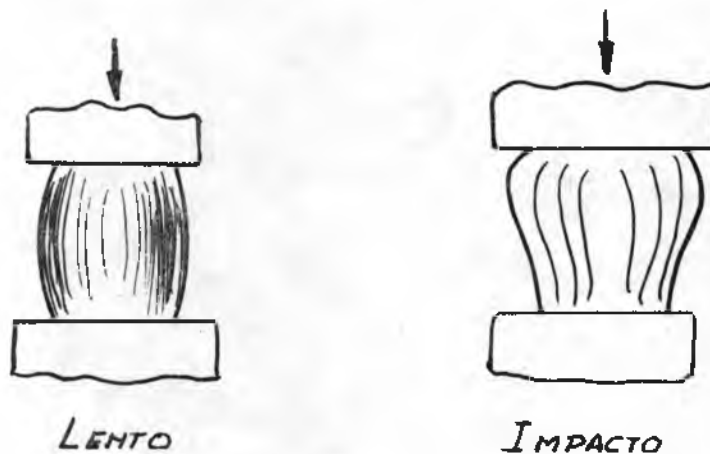


— Figura 9 —

En los procesos de conformado, efecto de las muy altas velocidades de deformación debe tenerse presente en dos aspectos fundamentales :

El primero es que, si la operación es del tipo estacionario, tal como la laminación de flejes o el trefilado de alambres, la velocidad de trabajado estacionaria debe ser alcanzada en forma gradual. De este modo se evitan los efectos nocivos del transitorio y posibles fracturas por superarse las velocidades de impacto críticas a que se hiciera referencia.

En segundo lugar, el efecto de impacto en los procesos del tipo de compresión directa, puede producir un flujo de material distinto al logrado mediante la aplicación lenta de la carga. En la figura 10 se ilustra este aspecto para una operación de recalado.



— Figura 10 —

Este efecto se agudiza cuando el golpe es ligero comparado con la masa del material que se está deformando. En estos casos, prácticamente toda la deformación se concentra en las proximidades del lugar en que se produce el impacto.

#### BIBLIOGRAFIA

- "Mechanics of Plastic Deformation in Metal Processing"  
Thomsen, Jang, Kobayashi, Ed. Mc Millan
- "Fundamentals of the Working of Metals"  
G. Sachs, Ed Pergamon Press
- "Fundamentals of Deformation Processing"  
Proc. of the 9th Sagamore Army Materials Conference
- "Metals under Impulsive Loads"  
Ed. A.S.M.

## 1. INTRODUCCION

Se llama "creep" al fenómeno por el cual se produce deformación inelástica en función del tiempo, para tensiones constantes. O sea, cuando se aplica a un metal una carga mayor que la de fluencia, una vez producido el endurecimiento, el metal continúa deformándose lentamente durante un tiempo indefinido. La deformación se produce a muy baja velocidad. El creep tiene lugar desde temperaturas muy bajas, probablemente desde 0°K (se observó este fenómeno a 1,2°K), hasta la temperatura de fusión.

## 2 TIPOS DE CREEP EN FUNCION DE LA TEMPERATURA

En los puntos anteriores se analizó la influencia que sobre la deformación plástica tienen distintas variables. Resumiendo, se puede concluir lo siguiente :

La deformación plástica es una función compleja que depende de cuatro factores básicos : tensión, tiempo, temperatura y estructura del metal. Los estudios de creep se hacen a tensión y temperatura constante. De ese modo, la velocidad de deformación (que relaciona deformación plástica y tiempo) será una función de la estructura.

Ya se vió que se considera como estructura, además del tipo de red cristalina, a los siguientes factores : número de vacancias y de átomos intersticiales, tipo y concentración de impurezas, densidad y distribución de dislocaciones, tamaño y distribución de precipitado, tamaño de grano, etc.

Debido a esto, y si bien la variación de propiedades es continua, se pueden distinguir tres tipos de creep en función de las temperaturas homólogas :

- 1) Logaritmico :  $\frac{T}{T_f} < 0,4$
- 2) De recuperación :  $0,4 < \frac{T}{T_f} < 0,7$
- 3) De difusión :  $\frac{T}{T_f} > 0,7$

### 2.1. CREEP LOGARITMICO

Como se dijo anteriormente, se produce a baja temperatura cuando la tensión aplicada excede a la de fluencia. En este rango de

temperaturas, la velocidad de deformación está relacionada con el tiempo de la siguiente manera :

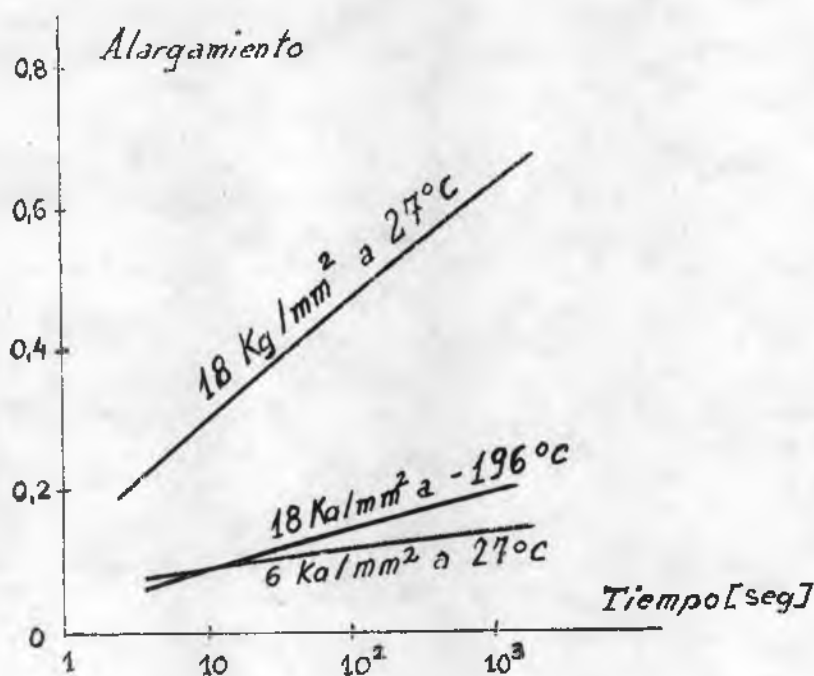
$$\dot{\epsilon} = \frac{\alpha}{t} \quad (1)$$

Esta ecuación integrada es de la forma

$$\epsilon \propto \ln t + \beta \quad (2)$$

que es la que da origen a la denominación de este tipo de creep. Conviene hacer la salvedad de que la ecuación (2) no se aplica para  $t = 0$ . En las mediciones prácticas esto no es un problema.  $\alpha$  y  $\beta$  son dos constantes a determinar en cada caso.

El creep logarítmico es poco sensible a los cambios de tensión y de temperatura. Esto se puede apreciar en la figura 1, donde se grafican curvas de creep para el Cu en distintas condiciones,



— Figura 1 —

El análisis de la ecuación (1) permite concluir que la velocidad de deformación se vuelve pronto muy pequeña. Ello hace que este tipo de creep no sea muy perjudicial, salvo en piezas que deban poseer una precisión extrema. En estos casos es necesario efectuar un tratamiento térmico de estabilización.

## 2.2. CREEP DE RECUPERACION

En el creep logaritmico, el endurecimiento por deformación no puede ser eliminado debido a las bajas temperaturas a que se produce. Pero cuando se trabaja en el rango de temperaturas homólogas comprendidas entre 0,4 y 0,7, se presentan los fenómenos de recuperación, poligonización y/o recristalización, que anulan el efecto de endurecimiento. De esta manera el creep puede continuar a velocidades mayores que en el caso anterior.

Dado el gran interés tecnológico de este tipo de creep en particular, se volverá sobre el mismo para analizarlo con más detalle.

## 2.3. CREEP DE DIFUSION

Se produce para temperaturas muy elevadas y tensiones reducidas. El aumento en la temperatura de trabajo hace que la difusión sea el fenómeno que gobierna primordialmente al comportamiento del metal.

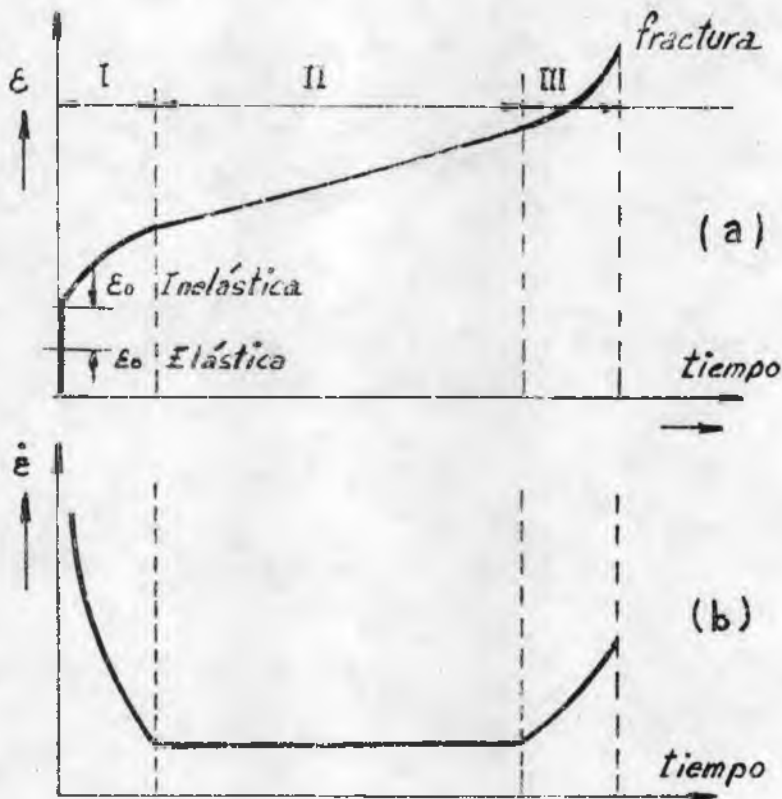
Normalmente no tiene importancia tecnológica, porque el rango de temperaturas en que se produce es demasiado elevado, y porque las tensiones de servicio comunes son muy elevadas para este tipo de creep.

## 3. ESTUDIO DEL CREEP DE RECUPERACION

### 3.1. CURVAS DE CREEP:

El ensayo común de creep es un ensayo de tracción a temperatura y carga constante. En el mismo se mide la deformación como una función del tiempo. En trabajos de investigación, cuando se quieren determinar los mecanismos que operan y las energías de activación puestas en juego, es necesario trabajar con tensiones constantes. La complicación introducida por el hecho de tener que variar la carga en forma continua a medida que aumenta la deformación, es el motivo por el cual los ensayos convencionales se realizan a carga constante.

En estos ensayos se obtienen curvas como la graficada en la figura 2a. De la misma se puede extraer la velocidad de deformación en función del tiempo, figura 2b.



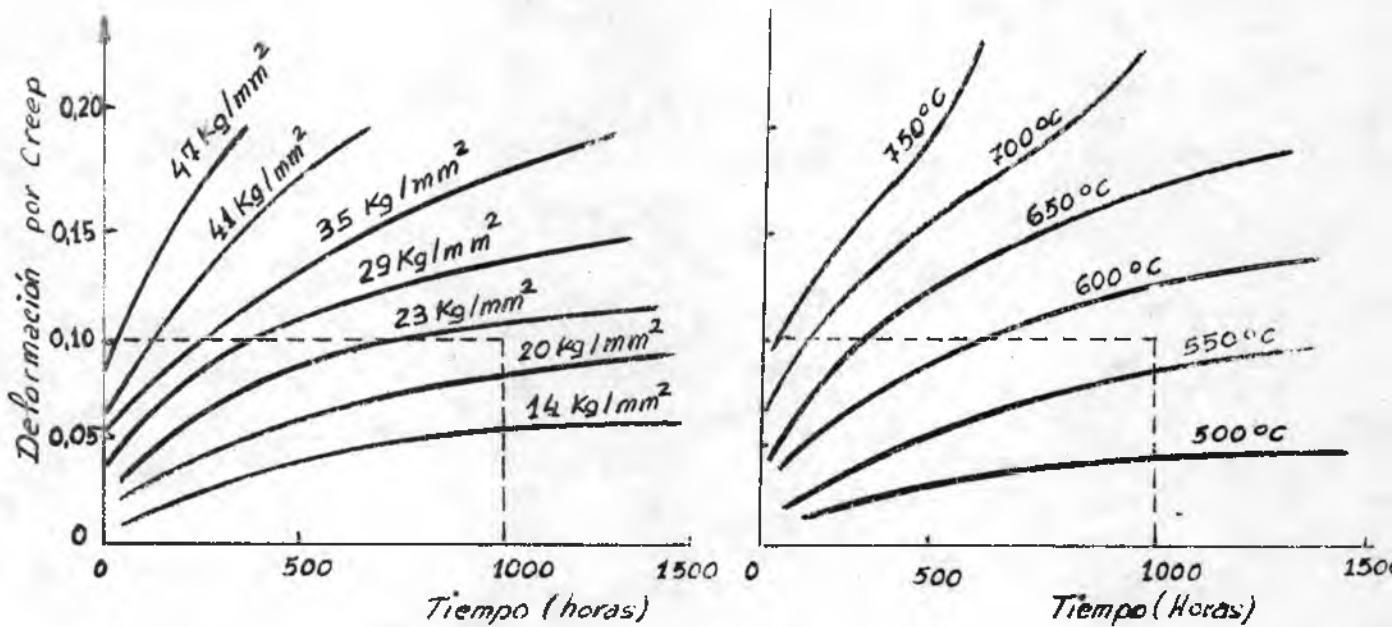
— Figura 2 —

En la curva de la figura 2a, se puede observar que inicialmente se produce una deformación súbita (elástica e inelástica)  $\epsilon_0$ , y luego se presentan tres etapas o zonas bien definidas:

- I - Creep primario o transitorio.
- II - Creep secundario o estacionario.
- III - Creep terciario o de fractura.

En la figura 3 se grafica la resistencia al creep de un acero bajo en carbono aleado para distintas condiciones de tensión aplicada y de temperatura. Puede apreciarse que la deformación total alcanzada es mucho mayor que la instantánea, contrariamente a lo que ocurre en el creep logarítmico.

Resulta conveniente aclarar un poco más lo que ocurre en las distintas etapas de la curva de creep. Hay que destacar que en algunos países, a las tres zonas señaladas se agrega una cuarta, dada por la deformación  $\epsilon_0$ . Esta deformación se produce en forma prácticamente instantánea al aplicar la carga. Por lo general,  $\epsilon_0$  tiene componentes elástica, anelástica y plástica. Si bien esta deformación no es realmente creep, es importante por cuanto puede consistir en una fracción considerable de la deformación total permisible en órganos de máquinas.



— Figura 3 —

La etapa de creep primario o transitorio representa una región en que la velocidad de deformación disminuye en forma continua. La resistencia al creep de material aumenta a medida que progresa la deformación, por las razones que se verán más adelante al tratar los mecanismos que operan. A bajas temperaturas y tensiones aplicadas, esta etapa es predominante en el proceso de creep. Tal es el caso del plomo ensayado a temperatura ambiente.

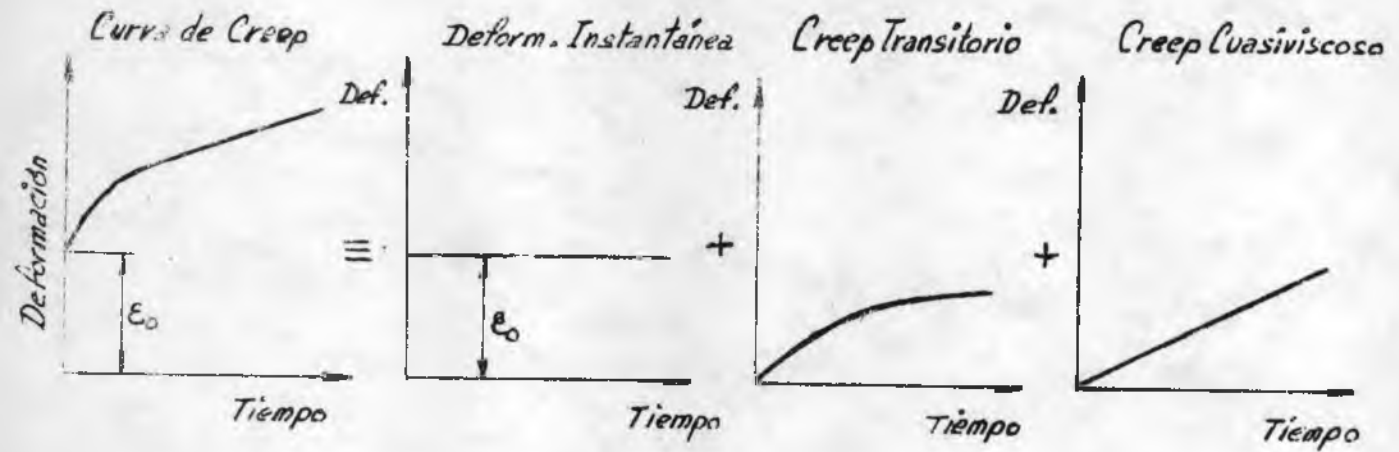
La etapa de creep secundario es un período de velocidad de deformación constante, conocida por ello también como creep estacionario. Los mecanismos de endurecimiento equilibran su acción con los de recuperación. El valor medio de la velocidad de deformación en esta etapa se conoce como velocidad mínima de creep. Es el dato de proyecto más útil que se puede extraer del ensayo de creep, como se verá al explicar la presentación de datos de creep en ingeniería-

La etapa de creep terciario se produce principalmente en ensayos con carga constante y para tensiones y temperaturas elevadas. Aparece sin embargo también cuando se utiliza tensión constante en aquellos casos en que durante el proceso se produzcan transformaciones metalúrgicas en el metal ensayado. La posibilidad de la aparición de estos cambios metalúrgicos hace que sea por lo común muy arriesgado extrapolar datos en fenómenos de creep. Las razones de la aparición del creep acelerado - como también se denomina a esta etapa - no están aún completamente aclaradas. No parece probable que se deba solamente a la estricción de la probeta, dado que muchas veces la rotura se produce a deformaciones demasiado pequeñas para que ello ocurra.

Andrade analizó las etapas primaria y secundaria del creep de recuperación, considerándolas como una superposición de :

- Una deformación inicial producida al aplicar la carga,
- Creep transitorio
- Creep cuasiviscoso o estacionario

En la figura 4 se ilustra lo enunciado.



— Figura 4 —

Propuso además representar a estas dos etapas de la curva de creep por la ecuación empírica,

$$L = L_0 (1 + \beta t^{1/3}) \exp \kappa t$$

donde : L - longitud de la probeta en el tiempo t

$L_0$   $\beta$  y  $\kappa$  - constantes a determinarse empíricamente.

La constante  $L_0$  es aproximadamente la longitud de la probeta al cesar la carga que provoca la deformación instantánea.

La constante  $\beta$  describe un creep a una velocidad que disminuye rápidamente con el tiempo. O sea, describe al creep transitorio, por eso denominado a veces "creep  $\beta$ " (creep beta). En efecto.

$$\dot{\epsilon} = \frac{dL}{dt} = \frac{1}{3} L_0 \beta t^{-2/3} \quad \text{si } \kappa = 0$$

La constante  $\kappa$  expresa un alargamiento por unidad de longitud, que procede a velocidad constante. Describe por lo tanto al creep cuasiviscoso o "creep  $\kappa$ ". Puede verse fácilmente que :

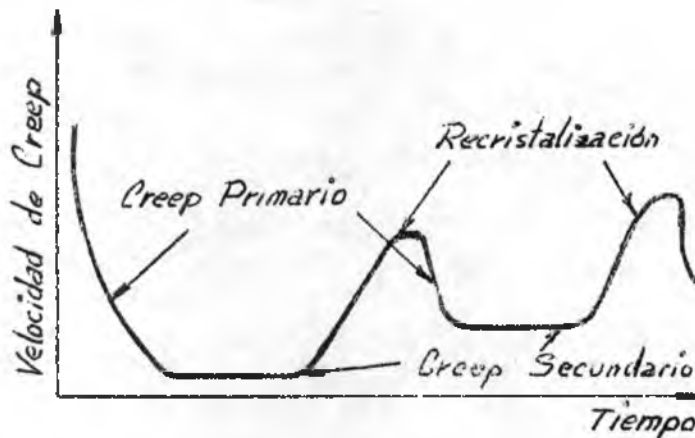
$$\kappa = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} \quad \text{si } \beta = 0$$

No es conveniente la denominación de creep viscoso dado a esta etapa, puesto que la velocidad de deformación no es proporcional a la tensión aplicada, como es el caso de los fluidos newtonianos.

Cabe destacar que es muy difícil encontrar en un ensayo de creep una curva con las tres etapas perfectamente definidas, como se señala en la figura 2a. Esto puede apreciarse en la figura 3.

### 3.2. CREEP Y RECRISTALIZACIÓN CONJUNTOS

Durante el proceso de creep de recuperación se pueden producir dos cambios estructurales muy importantes: la poligonización y, al alcanzarse la deformación crítica, la recrystalización. En ambos casos el metal se ablanda y se produce un consiguiente aumento en la velocidad de creep. Este aumento es lógicamente más importante si el metal recrystaliza. Es el caso señalado en la figura 5.



— Figura 5 —

Una vez que cesa la recrystalización, el metal se presenta nuevamente "virgen" de deformaciones, con lo que se inicia una nueva etapa primaria y secundaria. La recrystalización permite, entonces, al desplazar notablemente el creep terciario, producir grandes deformaciones por creep. Es por ello que en órganos de máquinas con deformaciones permisibles pequeñas, se debe elevar lo más posible la temperatura de recrystalización.

Se ha observado que algunos metales presentan más tendencia a poligonizar que a recrystalizar. Así, se ha encontrado recrystalización durante el creep en plomo, níquel, cobre, hierro gamma, mientras que el aluminio, hierro alfa, magnesio, cadmio, estaño y zinc presentan mayor tendencia a poligonizar. Parece que tienden a poligonizar aquellos

metales que presentan dislocaciones relativamente no extendidas

#### 4. MECANISMOS DE CREEP

Antes de analizar cada tipo de creep en particular, es conveniente resumir los procesos que intervienen en la deformación en caliente de un metal. Estos procesos pueden clasificarse de la siguiente manera :

- a) Deslizamiento cristalográfico.
- b) Formación de subgranos.
- c) Deformación de bordes de grano.
- d) Difusión de vacancias e intersticiales.

a) Deslizamiento cristalográfico : Está determinado por el deslizamiento de las dislocaciones. A este respecto conviene recordar que, en muchos metales, a medida que aumenta la temperatura se pueden activar otros sistemas de deslizamiento.

b) Formación de subgranos : La deformación en creep es muy inhomogénea y se producen rotaciones en la red cristalina. La temperatura favorece el trepado de dislocaciones, de manera tal que la red se reordena, dando lugar a la formación de subgranos mediante el proceso visto al analizar la poligonización.

c) Deformación de bordes de grano. Es favorecida por la elevación de temperatura. Esta deformación suele tener una participación destacada en la deformación total lograda por creep y sobre todo en la fractura de los metales a temperaturas elevadas.

d) Difusión de vacancias e intersticiales : Produce una deformación macroscópica en creep debido al transporte de masa. Juega un rol importante a temperaturas elevadas y bajas tensiones.

En general la contribución de estos diferentes mecanismos a la deformación total en creep es muy sensible a condiciones del ensayo tales como temperatura y tensión aplicada.

##### 1.1. MECANISMOS DE DEFORMACION QUE ACTUAN EN EL CREEP LOGARITMICO. -

Como ya se ha visto, este tipo de creep se produce a temperaturas relativamente bajas. Existen dos enfoques para encarar su estudio:

a) Teoría del endurecimiento por deformación : Se supone que algunas dislocaciones, o partes de ellas, tienen menor energía de activación,

por lo que son las que pueden deslizarse más fácilmente. De este modo se consigue una cierta velocidad de deformación. Pero estas dislocaciones una vez deslizadas, entran en campos en los que su interacción con otras dificulta la prosecución del movimiento. Por ello es necesario aumentar la tensión aplicada para mantener la misma velocidad de deformación. Dado que en creep la tensión es constante, la velocidad de deformación disminuye hasta hacerse prácticamente cero. Es por este motivo que la deformación por creep logarítmico sigue la ley enunciada

b) Teoría del agotamiento de dislocaciones. En este enfoque del problema, se supone que al aplicar la carga actuante, ésta hace mover a las dislocaciones que posean menor energía de activación. Estas dislocaciones se desplazan hasta deformarse o frenarse con otras líneas, impurezas, etc. Se produce así la "deformación inicial  $\epsilon_0$ ". Para que la deformación continúe es necesario crear nuevas dislocaciones y moverlas por lo que las energías puestas en juego serían las de formación y movimiento de dislocaciones, sin hacer énfasis en la interacción mutua de las dislocaciones, como ocurre en la teoría precedente.

Ambas hipótesis conducen a expresiones similares de energías puestas en juego, por lo que resulta difícil decidirse por alguna de ellas.

En metales puros la distribución de la deformación es uniforme, observándose un número grande de bandas de deslizamiento muy finas. En aleaciones, por el contrario se "localiza" la deformación por el efecto del soluto o de la segunda fase.

No hay relevamiento del endurecimiento por deformación y recién al aumentar la temperatura se inicia la recuperación con el consiguiente relajamiento.

#### 4.2. MECANISMOS QUE ACTUAN EN EL CREEP DE RECUPERACION

Existen evidencias experimentales que permiten aseverar que los procesos de recuperación gobiernan tanto la etapa primaria como la secundaria en este tipo de creep. A continuación se analiza lo que ocurre en cada una de ellas.

a) Etapa primaria o transitoria : Durante la misma, el endurecimiento es producido por el apilamiento de las dislocaciones contra los obstáculos. Hasta aquí el cuadro sería semejante a lo que ocurre durante el creep logarítmico. Sin embargo, la tensión aplicada y la temperatura de trabajo posibilitan el deslizamiento cruzado ("cross slip") de las dislocaciones, con lo que se relajan las tensiones en el metal. Se ha conseguido evidencia experimental de este hecho por comparación entre la aparición de creep de recuperación y la etapa de relajación dinámica en

los ensayos de monocristales. Además se ha detectado deslizamiento cruzado en algunos metales durante el creep de recuperación.

Pero el deslizamiento cruzado sólo elimina a las dislocaciones helicoidales de modo que así se eliminan por este proceso de recuperación únicamente cerca de la mitad de las dislocaciones. Es por lo tanto imposible una recuperación completa en el rango de temperaturas en que el único mecanismo de relajación actuante es el deslizamiento cruzado. Por ello no se alcanza la etapa estacionaria en estas condiciones.

b) Etapa secundaria o estacionaria : A temperaturas superiores se posibilita la difusión de vacancias y con ello el repado ("climbing") de las dislocaciones, con lo que se eliminan también las de borde. En la figura 6 se esquematizan algunos casos de trepado de dislocaciones.

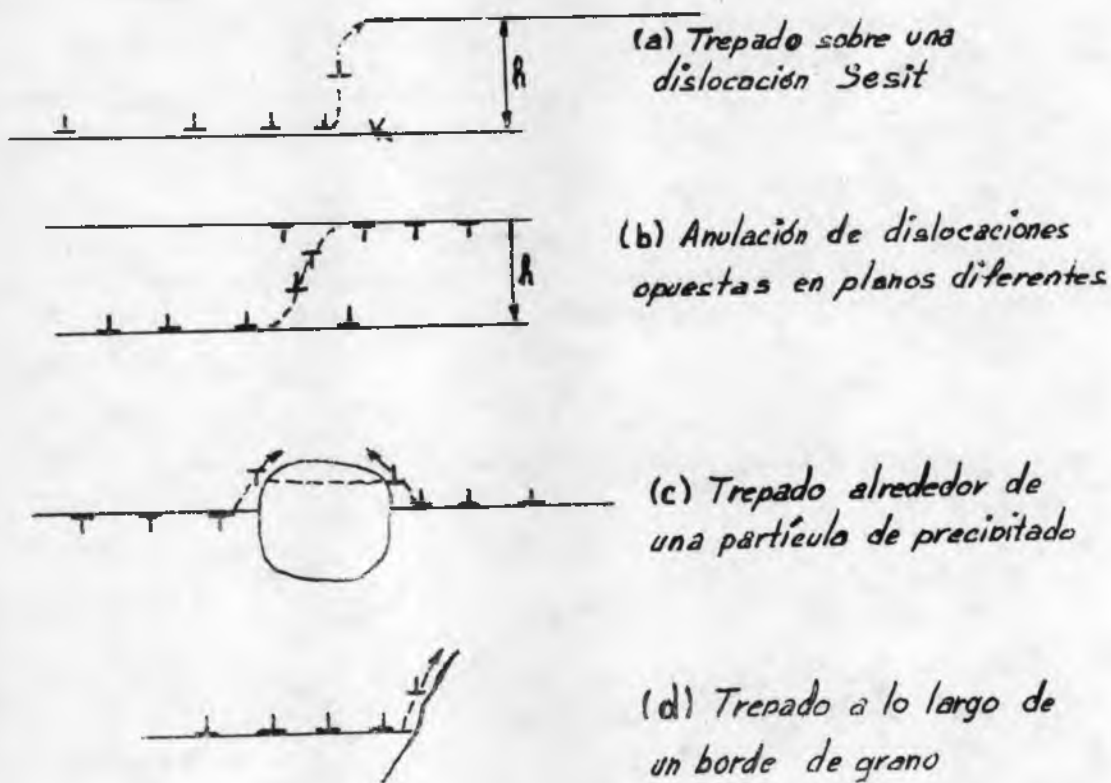


Figura 6

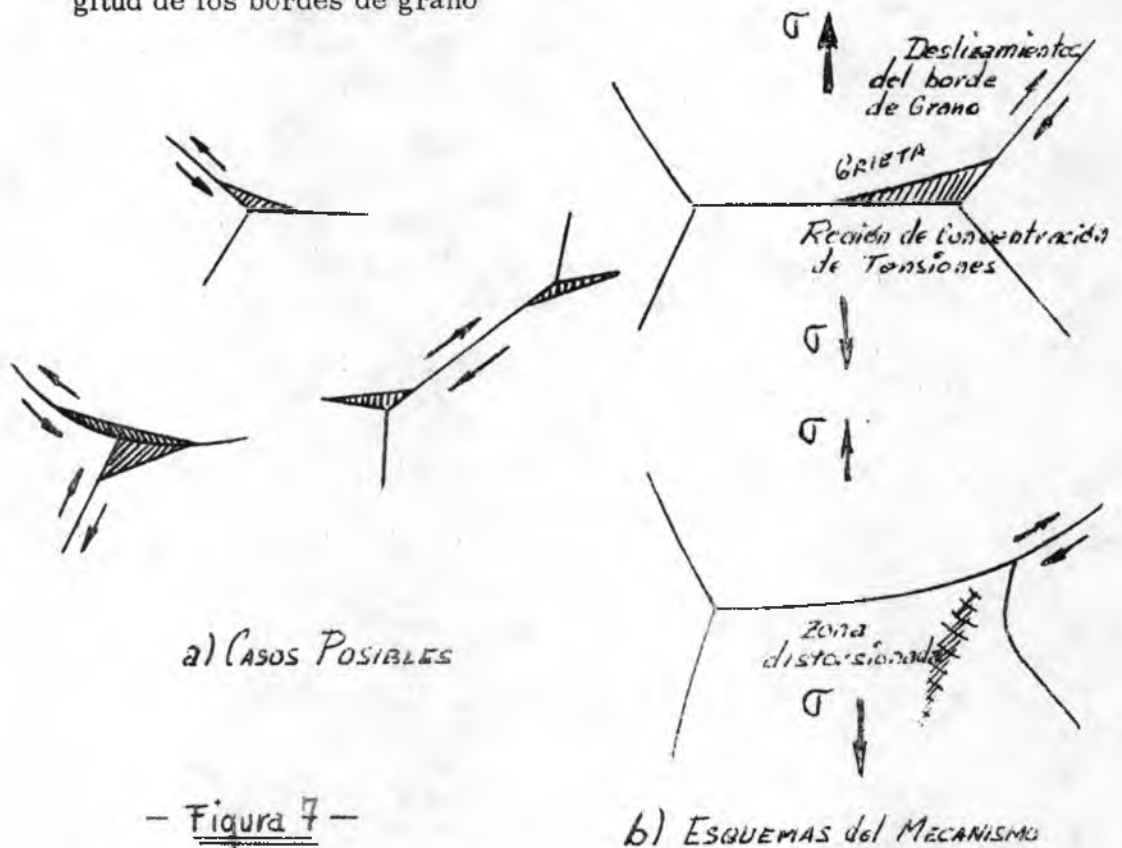
De esta manera se logra una recuperación completa que dá lugar a una velocidad de creep constante. Esta velocidad de creep está controlada así por la velocidad de trepado de las dislocaciones.

En esta etapa puede producirse la poligonización y recristalización, como ya se vió anteriormente. Estos procesos pueden aumentar la deformación total alcanzada, desplazando la aparición del creep terciario, si la tensión se mantiene constante. Cuando se trabaja con carga constante, en cambio, pueden conducir a una rotura acelerada.

A los mecanismos indicados se pueden agregar en la última parte de esta etapa :

1) Migración de los bordes de grano : Es un movimiento del borde de grano en una dirección inclinada respecto del mismo. Los bordes de grano actúan como fuentes y sumideros de vacancias y, como se producen apilamientos de dislocaciones sobre ellos, se tiene el mismo mecanismo de difusión de vacancias (visto en trepado) hacia zonas de alta energía de deformación con la consiguiente migración del borde de grano. Es éste así un proceso de recuperación, dado que permite sufrir mayor deformación al material adyacente del borde que ha migrado.

2) Deslizamiento de bordes de grano : Es un proceso de corte que se produce en la dirección de los bordes de grano. No se sabe bien si desliza todo un grano sobre otro, o si la deformación está localizada. De todos modos, estos deslizamientos pueden dar lugar a pliegues para mantener la continuidad, o bien sea causantes de la aparición de microgrietas. En la figura 7 se esquematizan algunos casos posibles. Debe destacarse que la magnitud de las tensiones actuantes es función de la longitud de los bordes de grano



- Figura 7 -

La aparición de estos mecanismos puede contribuir a la deformación total alcanzada. Esta contribución es tanto más importante cuanto mayor es la temperatura. Parece que tanto el deslizamiento como la migración de los bordes de grano están gobernados por el deslizamiento que ocurre en el interior de los cristales.

La velocidad de deformación por creep aumenta a menudo por reducción del tamaño de grano. Pero, por lo dicho anteriormente, el efecto total observado al disminuir el tamaño de grano no puede achacarse sólo a la mayor cantidad de bordes presentes, sino a efectos concomitantes debidos al proceso de afinación que actúan en el interior de los granos, haciendo que éstos deslicen fácilmente.

c) Etapa terciaria o de fractura : La mayor parte de los metales resistentes al creep rompen en este proceso en dos formas bien definidas. En algunos, se produce una gran deformación plástica, que puede llevar a la rotura por inestabilidad plástica, con formación de la estricción característica. En otros, aparecen pequeñas cavidades en los bordes de grano que crecen y coalescen, llegándose eventualmente a una fractura intergranular. Esta situación es la más peligrosa, dado que usualmente la rotura se produce con pequeños alargamientos, del orden del 1% solamente.

Interesa por lo tanto estudiar el comportamiento de los bordes de grano a temperaturas elevadas. Ya desde hace mucho tiempo se sabe que en general a temperaturas bajas el interior de los granos es más resistente que los bordes, situación que cambia a altas temperaturas. Jeffries introdujo así en 1919 el concepto de temperatura equicohesiva, en la cual se igualarían las resistencias de los granos y de los bordes. Esta temperatura puede estar bien definida, o ser un rango de temperaturas. Depende, entre otras variables, de la velocidad de deformación.

A temperaturas elevadas, los bordes de grano se deforman de la manera señalada en el párrafo precedente. La migración de bordes no da lugar en general a fractura, dado que sólo relaja tensiones. Pero el deslizamiento sí puede hacerlo, como se ve en la figura 7. Las grietas así formadas se propagan por un mecanismo semejante al de Griffith-Orowan, modificado por la difusión de vacancias. Aumenta la velocidad de creep y se produce la fractura o pérdida de cohesión del material.

Las microgrietas descritas en el párrafo precedente aparecen generalmente en las intersecciones de bordes de grano, por deslizamiento de los mismos, pero también pueden presentarse en el interior de los granos, por intersección o apilamiento de dislocaciones sobre precipitados, etc.

A tensiones menores se observan en algunos casos otro tipo

de microgrietas que puede conducir a fractura intergranular. En estos casos se observan formaciones de huecos en los bordes de grano, sin tener preferencia por las intersecciones de los mismos. Estos huecos se presentan con mayor frecuencia en los bordes perpendiculares a esfuerzos de tracción. Crecen y coalescen, dando como resultado microgrietas en bordes de grano. Este tipo de fractura es más frecuente en ensayos de larga duración a tensiones de tracción pequeñas.

El mecanismo propuesto es el siguiente : Debido al deslizamiento de los bordes de grano, se pueden formar huecos en la forma ilustrada en la figura 8

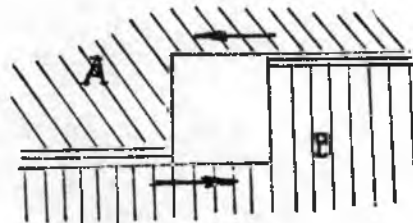


Figura 8

Cuando estos huecos alcanzan un tamaño determinado, se vuelven estables y sirven como sumidero de vacancias, con lo que se agrandan. En efecto, las vacancias "precipitarían" en estos huecos tal como lo hacen los átomos de soluto al formar una fase nueva.

La preferencia por los bordes de grano perpendiculares a las tensiones de tracción se debería a que en ellos no se relajan tensiones por deslizamiento de los bordes.

Dado que los huecos crecen por migración de vacancias, este proceso depende del coeficiente de difusión de éstas y será por lo tanto más pronunciado a temperaturas elevadas.

No se puede limitar este mecanismo al creep por difusión, dado que ha sido observado, entre otros casos, en cobre a 400°C, temperatura comprendida en el rango del creep de recuperación para dicho metal.

Los dos mecanismos de fractura intergranular descritos se conoce como "de puntos triples" y "cavitación por creep" respectivamente.

La cavitación puede disminuirse mediante la formación de precipitados adecuados en los bordes de grano.

#### 4.3. MECANISMOS QUE ACTUAN EN EL CREEP POR DIFUSION :

Al aumentar la temperatura, se presenta el mecanismo de difusión de vacancias de Nabarro, esquematizado para un solo cristal en la figura 9. En el mismo si se aplica una tensión de tracción, se obtiene un transporte de material desde los costados a los extremos de una probeta, para alargarla. Las vacancias fluyen en dirección opuesta. Se determina una "autodifusión" de las mismas.

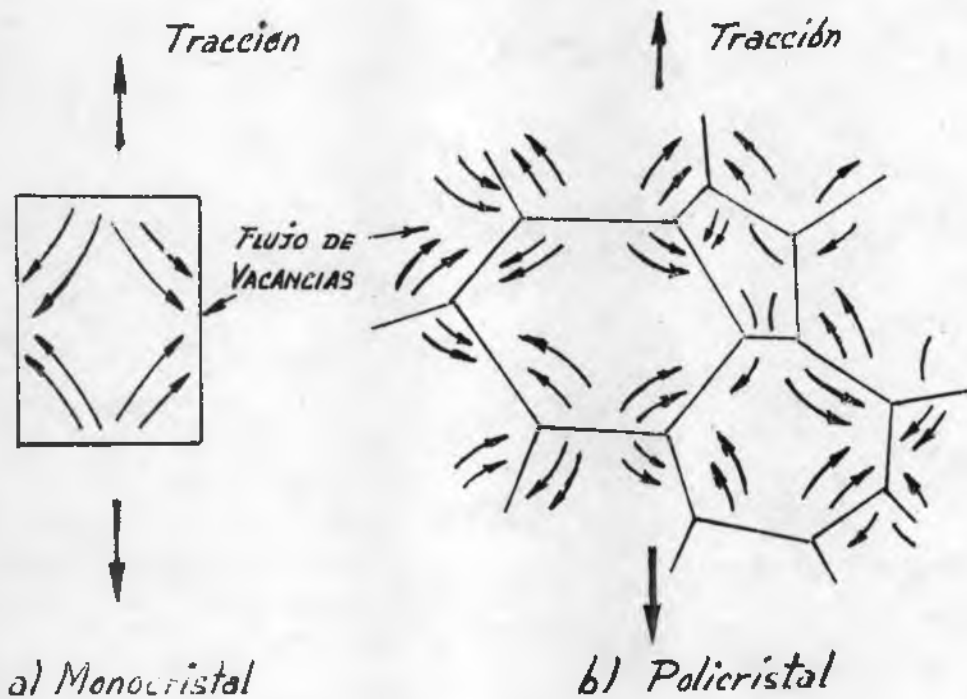


Figura 9

Se puede apreciar que este mecanismo difiere del expuesto para el "trepado" de las dislocaciones o la "migración" de bordes de grano. En ambos las vacancias sólo controlaban que las dislocaciones continuaran moviéndose libremente, mientras que ahora se produce una "transferencia de metal".

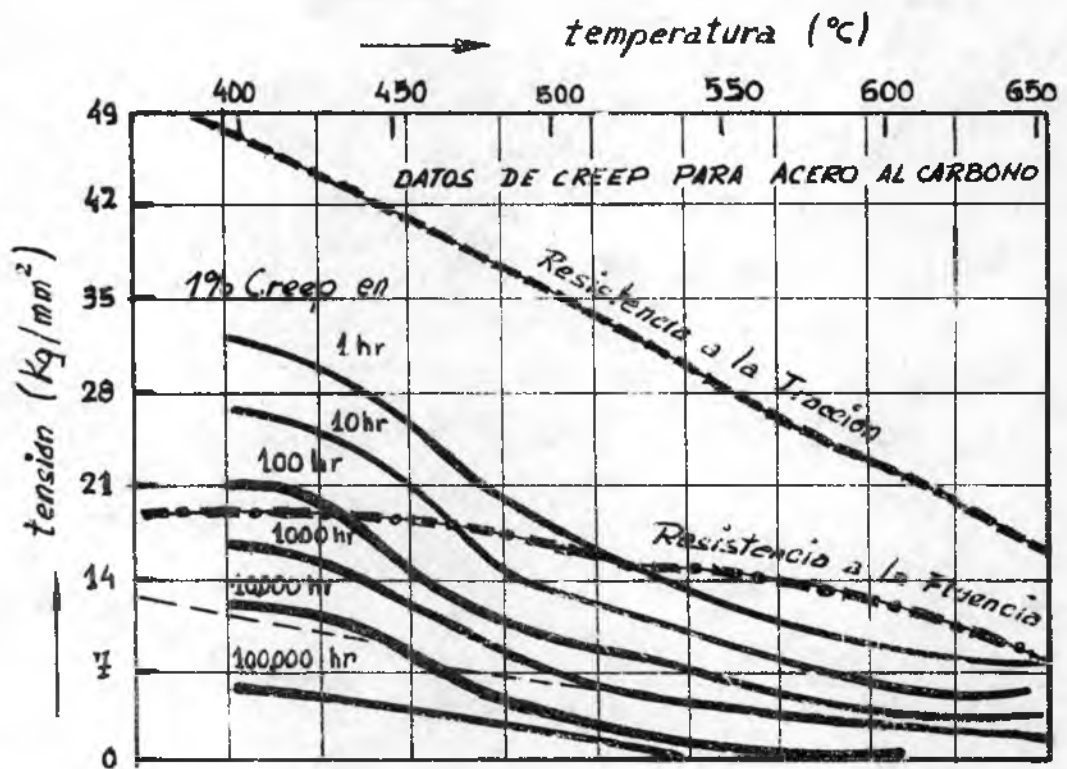
## 5. PRESENTACION DE DATOS DE CREEP

Como ya se indicó en el punto 3.1., las curvas de creep "deformación por creep vs. tiempo" se trazan en función de la temperatura y de la tensión aplicada (ver figura 3). De ellas se pasa a un diagrama "tensión aplicada vs. temperatura", que presenta mayor utilidad.

Se aplican diferentes criterios para obtener este diagrama

1) Tensión aplicada que produce una "deformación total por creep" determinada, en un lapso de tiempo dado. Por ejemplo : 0,1% en 1000 horas, como muestra la figura 3a., que da 22 Kg/ mm<sup>2</sup> para 450°C.

La figura 10 presenta estas curvas para acero al carbono.



— Figura 10 —

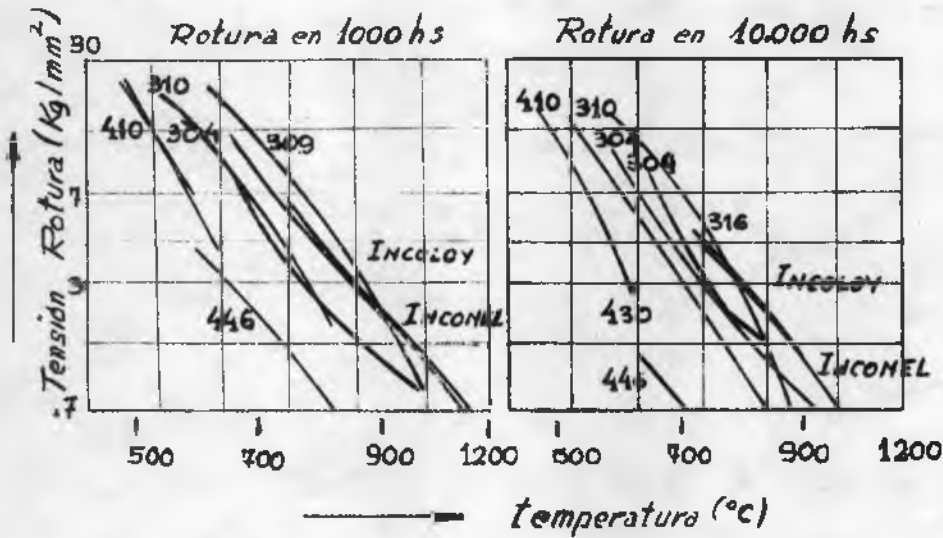
2) Tensión aplicada que produce una "velocidad de creep mínima" predeterminada (Recuérdese que la velocidad de creep mínima es la de la etapa estacionaria). Por ejemplo, 0,001 % /hora.

3) Tensión aplicada que produce fractura en un tiempo dado. Por ejemplo en 1.000 o en 10.000 horas. Se llama "resistencia a la rotura".

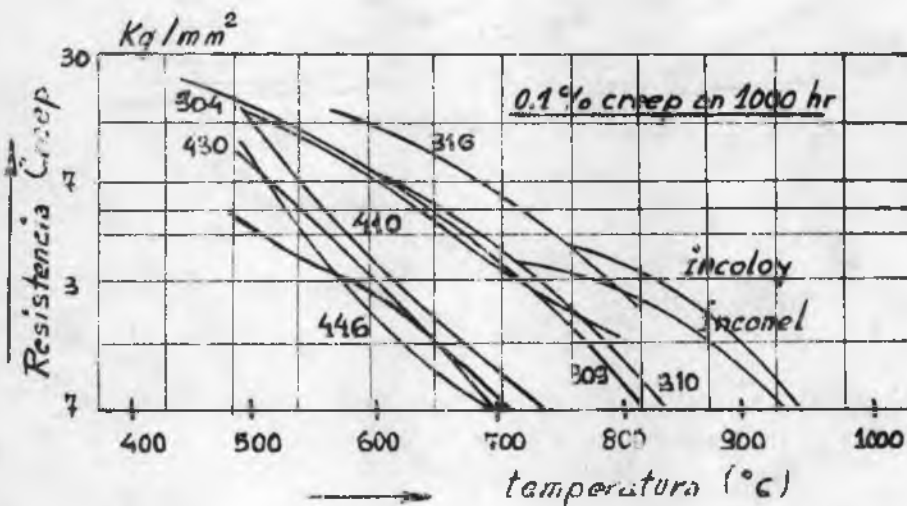
Los casos 1) y 2) definen la llamada "resistencia al creep". Generalmente se toman los siguientes valores :

- 0,001 % /hora o 1% en 1.000 horas : para materiales que estén poco tiempo en temperatura.
- 0,0001% /hora o 1% en 10.000 horas : para motores de jet, etc.
- 0,00001% /hora o 1% en 100.000 horas : para rotores y álabes de turbinas, etc.

La figura 11 grafica la "resistencia a la rotura" para 1.000 y 10.000 horas y la figura 12 la "resistencia al creep" que produce 0,1 % en 1.000 horas para diferentes materiales.



— Figura 11 —



— Figura 12 —

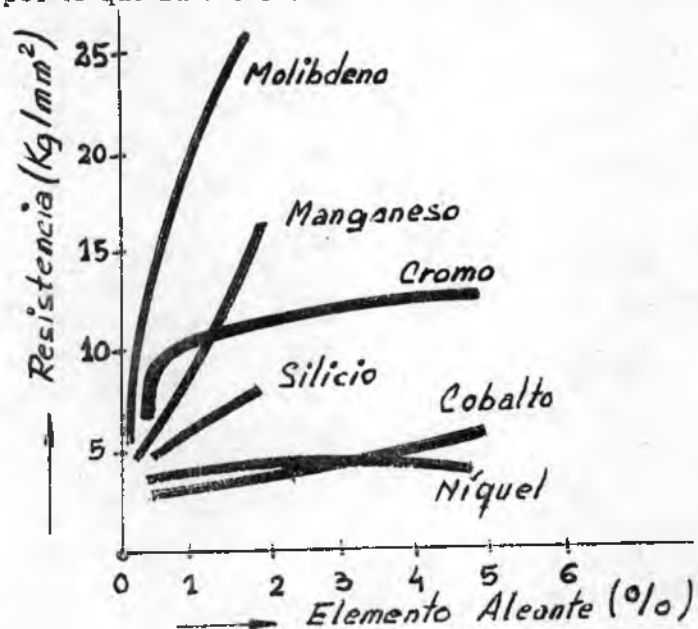
## 6. MATERIALES RESISTENTES AL CREEP

Ya se señaló precedentemente que la deformación por creep es muy sensible a los factores de estructura. Obviamente, se deberá actuar sobre ellos para mejorar la resistencia al creep de los materiales usados en alta temperatura.

En general puede decirse que hay que aumentar la tensión de fluencia a alta temperatura y mantener el endurecimiento por deformación, retardando o minimizando la recuperación. Igualmente hay que aumentar la resistencia del borde de grano a deslizar.

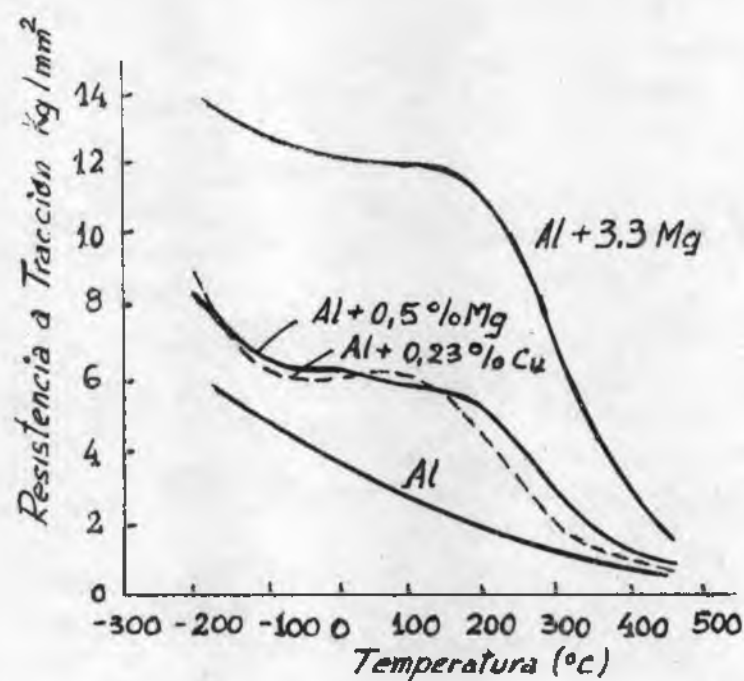
En metales puros y soluciones sólidas simples, la resistencia al creep se incrementa normalmente con el tamaño de grano. Ya se señaló que este efecto se debe más que a la menor cantidad de bordes de grano, a algunos otros factores que se cambian simultáneamente con el tamaño de grano.

Las soluciones sólidas presentan mejor resistencia al creep que los metales puros. Los solutos añadidos para restringir el creep operan principalmente a través de su efecto sobre la velocidad de recuperación. Esto se demuestra por el hecho de que su actividad es más señalada en la velocidad de creep que en el endurecimiento por deformación. En creep conviene también que la diferencia de diámetros atómicos entre soluto y solvente sea elevada. En la figura 13 se aprecia el efecto de aleaciones binarias de hierro a 425°C. El molibdeno aparece como el más efectivo y en efecto, es usado estensamente en aceros de bajo carbono, como solución sólida. El niobio y el titanio son todavía más efectivos pero, en presencia del carbono, son removidos de la solución sólida, por lo que su valor como endurecedor de la ferrita es mínimo.



— Figura 13 —

Por idéntica razón, al cobre utilizado como alambre para bobinados de motores, se le agrega 0,05 % de plata. Efectos semejantes de "envejecimiento por deformación" presenta el magnesio al adicionarle pequeñas cantidades de cesio, torio, manganeso o zirconio. En la figura 14 se ve el efecto retardador que tiene sobre la recuperación el agregado de pequeñas cantidades de soluto en el aluminio. Se grafica la resistencia a la deformación a la temperatura señalada, luego de una predeformación del 5%. Puede verse que dicho efecto es sensible hasta los 200 - 300°C



— Figura 14 —

Se necesita entonces mejorar el comportamiento al creep e impedir el movimiento de las dislocaciones por anclado. Sirven los diferentes métodos de endurecimiento: por deformación, por solución sólida ya visto, pero mucho más importante que ésta es el endurecimiento por precipitación.

Se ha observado que para minimizar el creep transitorio, el soluto debe precipitar rápidamente a la temperatura de trabajo, pero para asegurar estabilidad en tiempos largos (disminuir el creep estacionario), es necesario que el soluto precipite lentamente durante el proceso de deformación por creep. Se tiene así la necesidad de aleaciones complejas con varios solutos que presentan diferentes coeficientes de difusión y tengan distintas velocidades de precipitación.

Lo ideal es una dispersión muy fina y para ello las partículas deberían ser menores de  $10^{-5}$  cm. Estas partículas suelen ser difíciles de mantener a alta temperatura, pues se produce resolubilización y nueva precipitación de partículas grandes. Existen dos líneas tendientes a

evitar este proceso, que dan origen a aleaciones específicas:

a) Que la sustancia dispersa sea poco soluble en la matriz, como en el caso de carburos de elementos aleantes en los aceros, y las diversas aleaciones como SAP (Al -  $Al_2O_3$ , Cu- $Al_2O_3$ , Cu- $SiO_2$ , Ni -  $Al_2O_3$ , y Cu -  $Al_2O_3$ ). Para aumentar el contenido de fase dispersa en la aleación se recurre a métodos mecánicos y de sinterización.

b) Obtener precipitados cuya estructura cristalina sea tal que dé lugar a precipitados casi coherentes, con lo que la energía interfacial es poca y no produce crecimiento. Es el caso del  $Ni_3Al$  en aleaciones de níquel.

En la tabla I adjunta se indican algunos precipitados comunes en estos materiales.

Dado que las aleaciones resistentes al creep deben resistir la deformación a temperaturas elevadas, no debe sorprender que presenten problemas durante los procesos de conformado plástico. El trabajo de estas aleaciones se efectúa normalmente en el rango comprendido entre 0,4 y 0,7 Tf. O sea, se trata de un trabajado en tibio. De este modo se consigue aumentar la resistencia al creep de estos metales. La razón de este incremento en la resistencia parece residir en el hecho de que al efectuar el trabajado en tibio se favorece la aparición de un precipitado fino. Esta precipitación se acelera con la deformación y parece que se localiza en las proximidades de las dislocaciones que quedan de este modo ancladas. O sea, se consigue que las partículas precipiten justamente donde son necesarias.

Al trabajar a alta temperatura, los materiales además de poseer buena resistencia al creep, deben tener buena resistencia a la oxidación y, en muchos casos a la corrosión. Ello hace que se hable de "materiales resistentes a alta temperatura". En la tabla II se dan algunos de los más usados con su composición nominal.

#### BIBLIOGRAFIA

- "Metalurgia Mecánica" - G.E. Dieter - Ed. Aguilar
- "Censo sobre Deformacao mecánica dos metais" - C.A. Martínez Vidal, ABM (1965)
- "Mechanical Properties of Metals" - D. Mc. Lean - Ed. Wileyand Sons-
- "Grain Boundaries in Metals" - D. Mc Lean - Ed. The Clarendon Press.
- "Creep and Recovery" - Ed. A. S. M.
- "Principios de metalurgia física" - R.E. Reed-Hill - Ed. C.E.C.S.A.

TABLA I

PRECIPITADOS COMUNES EN MATERIALES RESISTENTES A ALTA TEMPERATURA

1. <u>Carburos</u>		
tipo $M_{23}C_6$	: $Cr_{23}C_6$	
	$Fe_{21}Mo_2C_6$	Inconel, HS - 31, S-816
	$Fe_{21}W_2C_6$	
tipo $M_6C$	: $Fe_4Mo_2C$	
	$Fe_4(MoW)_2C$	Inconel 700, M-252, N-155
	$Fe_2Mo_4C$	
tipo $M_7C_6$	: $Cr_7C_6$	HS-21
tipo $M_3C_2$	: $Cr_3C_2$	HS-21
2. <u>Nitruros</u>		
	$CrMoN_2$	16-25-6
	$NbN$	Inconel X
3. <u>Mixtos</u>		
	$Nb(CN)$	Inconel X, S-816, N-155
	$Ti(CN)$	Waspalloy, M-252
4. <u>Intermetálicos</u>		
	$Ni_3Al$	Nimonic, Inconel
	$Ni_3Ti$	A-286
	$Fe_7(MoW)_6$	16-25-6
	Laves: $Fe_2Ti$	Refractaloy-26
	$Fe_2W$	N-155

## APENICE

### MATERIALES RESISTENTES A ALTA TEMPERATURA

Se ha hablado en general de sus características. Se pueden considerar agrupadas en :

- |                                |                                       |
|--------------------------------|---------------------------------------|
| A - Aleaciones de base hierro  | D - Metales y aleaciones refractarios |
| B - Aleaciones de base níquel  | E - Cerámicos                         |
| C - Aleaciones de base cobalto | F - Cermets                           |

En las Tablas A y B se han indicado las composiciones de algunas de ellas separándolas en aleaciones de fundición y aleaciones de trabajo. Revisando someramente esas tablas se tiene :

#### A - ALEACIONES DE BASE HIERRO

Hay que distinguir varios subgrupos dentro de estas aleaciones.

##### A.1. Aceros al carbono ligeramente aleados

A.1.1. de bajo carbono : como se indicara, la mejor resistencia al creep se tiene por el agragado de molibdeno como endurecedor por solución sólida y de vanadio, titanio o niobio que forman precipitados finos de carburos (CNb, CTi y  $V_4C_3$ ).

Con 0.5 Mo se puede utilizar hasta 450°C, a temperaturas mayores se grafitiza, para lo cual se le agrega cromo de 1 á 3%. Esto permite usarlo hasta los 550°C.

Al agregar vanadio se debe incrementar el tenor de carbono, mejorando notablemente la resistencia al creep y permitiendo usarlo hasta 600°C.

Para temperaturas mayores de 600°C, es conveniente mejorar la resistencia a la oxidación utilizando 6 á 9% de cromo. En este caso la resistencia al creep es baja, por lo que se le adiciona vanadio, niobio o titanio. De no tener estos aditivos, no puede usarse a más de 500°C.

A.1.2. de medio carbono : como ya se indicó, los aceros al molibdeno-vanadio deben incrementar el tenor de carbono, usándose de 0,30 á 0,40% C.

## A.2. Aceros al Cromo

A.2.1. Aceros inoxidables ferríticos y martensíticos : corresponden a la serie 400 de los inoxidables, con contenido entre 12 y 25% de cromo. Para hacer efectivo el efecto endurecedor del molibdeno o vanadio, debe tenerse un ligero agregado de níquel que previene la formación de delta-ferrita. No poseen en general buena resistencia al creep, pero sí a la oxidación y a la corrosión.

El Creek-Ascoloy, 422 y 431 son modificaciones del 410, agregando níquel, tungsteno, aluminio, molibdeno o vanadio.

El 430 y 446 se utilizan por sus propiedades a la oxidación en temperaturas de 850 y hasta 1050°C respectivamente. El 446 agrega nitrógeno como refinador de grano.

A.2.2. Aleaciones de fundición : contiene 9, 18 y 28% de cromo, esta última adiciona 2 á 4% de níquel. La resistencia a la oxidación es buena hasta 650, 820 y 1100°C respectivamente. La resistencia al creep es muy mala y sólo aceptan cargas ligeras hasta 600°C.

## A.3. Aceros al cromo-níquel

A.3.1. Aceros inoxidables austeníticos : corresponden a la serie 300. Contienen 15 á 25% de cromo para mejorar la resistencia a la oxidación y de 8 á 20% de níquel para estabilizar la estructura cúbica centrada en las caras. El carbono se debe mantener muy bajo para evitar la formación de carburos de cromo.

El 304 (18-8) presenta mejores propiedades de resistencia al creep que la serie 400. El 309 y 310 tienen mayores contenidos de cromo y níquel, mejorando algo las propiedades del 304. Se pueden usar hasta 700°C.

Para reducir aún más la precipitación de carburos de cromo y formación de la "fase sigma", se tiene :

- i) 304 L y 316-L que disminuyen el contenido de carbono a 0,03%. Presentan el inconveniente de ataque intergranular a alta temperatura.
- ii) 321 y 347, conocidos como "inoxidables estabilizados", que agregan niobio y titanio, ambos fuertes formadores de carburos. Se utilizan con buena resistencia al creep y a la oxidación entre 450 y 800°C.

A.3.2. Aceros inoxidables endurecibles por precipitación : son modificaciones del 304 (18-8), pero con menor contenido de níquel

y el agregado de aluminio, cobre, molibdeno y niobio. El 17-4-PH y el AM-350 son ejemplos.

A.3.3. Aleaciones de fundición : contienen de 20 á 30% de cromo y de 10 á 20% de níquel. HH-(26-12) es totalmente austenítica y su composición es muy crítica, pues puede formar fase sigma. Posee buena resistencia al creep y a la oxidación hasta 1100°C . HE- (28-10) similar al HH, pero inferior resistencia al creep. Se utiliza sólo hasta 850°C.  
HK- (26-20) es similar al HH pero posee mejor resistencia al creep y se puede utilizar hasta 1150°C.

#### A.4. Aceros al níquel-cromo

A.4.1. Aceros austeníticos de alto níquel : su estructura es más estable que los de cromo-níquel sin problemas tan estrictos de composición. El mayor níquel disminuye la tendencia a carburizar y aumenta la resistencia a la fatiga térmica y el shock térmico. Tienen bajo carbono.

RA-330 e Incoloy son semejantes a la serie 300, pero mucho mayor contenido de níquel.

El Incoloy-T y Tinidur agregan titanio y aluminio, mejorando sensiblemente la resistencia al creep. El Unitemp 212 ya es una aleación más compleja, que además adiciona niobio y pequeñas cantidades de boro y zirconio.

A.4.2. Aleaciones de fundición : de 25 a 60% de níquel y de 12 a 20% de cromo.

HT-(35-15) puede agregar hasta 2% de niobio. Posee buenas propiedades de resistencia a la oxidación y a la corrosión, unidas a buena resistencia al creep.

HW-(60-12) se utiliza cuando hay grandes diferencias de temperatura. En atmósfera fuertemente oxidante se pueden usar hasta 1120°C

#### A.5. Superalcaciones hierro-níquel-cromo-molibdeno: hasta 6% de molibdeno.

i) El 19-9 DL es un 304 (18-8) modificado para mejorar sus propiedades a alta temperatura. Agrega tungsteno y niobio.

El 17-14-Cu-Mo en una modificación del 316 por el agregado de cobre y pequeñas cantidades de niobio y titanio.

ii) Gamma-Columbio con 4% de molibdeno y 4% de niobio.

iii) Las otras aleaciones son modificaciones de las de níquel-cro-

mo, así :

A-286 y Discaloy-24 son parecidos al Unitemp-212, agregando 2 á 2,5 % de (Ti + Al).

El 16-25-6 eleva el contenido de molibdeno al 6%. Se utilizan normalmente hasta 850°C.

D-979 e Incoloy-901 aumentan a 40% el contenido de níquel, por lo cual también se incrementa el contenido de (Ti + Al).

## B. ALEACIONES DE BASE NIQUEL

Son aleaciones con mejores propiedades a alta temperatura que las de base hierro. Se utilizan normalmente en el rango de 800 a 1200°C. Mejoran notablemente su resistencia al creep por la precipitación de los intermetálicos  $Ni_3Ti$  y/o  $Ni_3Al$  en una solución sólida endurecida por cromo y/o molibdeno. Se puede considerar :

- B.1. Aleaciones níquel-cromo : 20% de cromo, adicionando titanio y aluminio. Corresponden a la serie de Nimonic, Inconel-X, etc., con la excepción del Nimonic-900 que posee 18% de cobalto.
- B.2. Aleaciones níquel-cromo-molibdeno : 5 á 20% de cromo y 5 á 30% de molibdeno como endurecedores de solución sólida. La serie del Hastelloy pertenece a este tipo, siendo también aleaciones de fundición.
- B.3. Aleaciones níquel-cromo-cobalto : 15 a 20% de cromo y 10 á 30% de cobalto. Agregan normalmente molibdeno, titanio y aluminio. Son ejemplo de este tipo el Inconel-700. Algunas aleaciones adicionan pequeños contenidos de boro y/o zirconio para retardar la precipitación del  $Ni_3Al$ , que es muy rápida. Se tiene así : Waspaloy, Udimet-500, Udimet-700, René-41, etc.
- B.4. Aleaciones complejas níquel-cromo-cobalto-hierro: contienen 20% de cromo y 20% de cobalto, modificando su contenido en níquel.
  - i) de bajo níquel : 20% de níquel y 30% de hierro. Agregan molibdeno, tungsteno y niobio.  
El S-590 y N-155 son dos ejemplos.
  - ii) de alto níquel : 40% de níquel y 15% de hierro. Agragan titanio y aluminio. El Refractaloy-26 y K-42-B pertenecen a este tipo.
- B.5. Aleaciones de fundición : La serie del Hastelloy B, C y X pueden también usarse para fundición, al igual que el Udimet-500. Se usan hasta 1200°C.  
Otras usadas son el Incomel-713-C y el Thetaloy, que son aleacio-

nes níquel-cromo-cobalto-molibdeno. Este último agrega tungsteno en lugar de titanio y aluminio como el Inconel.

El GMR-235 es una aleación níquel-cromo-hierro-molibdeno, que también adiciona boro para retardar la precipitación del  $Ni_3Al$ .

### C - ALEACIONES DE BASE COBALTO

Poseen muy buena resistencia al creep, dada no sólo por el efecto de solución sólida del cromo y el tungsteno, sino también por la precipitación de carburos del tipo  $Cr_{23}C_6$  y otros complejos. El níquel estabiliza la estructura cúbica centrada en las caras del cobalto. Se usan en el rango de 900 á 1100°C.

C.1. Aleaciones de trabajado : 20 á 25% de cromo, 20% de níquel y 2 á 4% de hierro. Algunas agregan de 8 á 12% de (Mo + W + Nb) como la S-816 y V-36. Otras como la HS-25 baja el tenor de níquel a 10%, pero lleva 15% de tungsteno.

C.2. Aleaciones de fundición : Con ligeras modificaciones (agrega 2% de tantalio) se utiliza también la S-816 para fundición. Igualmente la HS-36 es una modificación de la HS-25. Otras aleaciones usadas son la serie Stellite : Stellite 21 (Co-Cr-Ni-Mo) y Stellite

### D - METALES Y ALEACIONES REFRACTARIOS

Al considerar los metales refractarios deben mencionarse también los metales nobles.

D.1. Metales nobles : los más importantes en alta temperatura son :

iridio	$T_f = 2450^{\circ}C$	$d = 12.2 \text{ g/cm}^3$
rodio	$1970^{\circ}C$	12.4 "
platino	$1780^{\circ}C$	21.4 "

Su densidad y alto costo los hacen prácticamente prohibitivos, con excepción de los casos en que requerimientos severos de corrosión obligan a su uso.

El irridio y el rodio no se usan puros, sino como elementos aleantes. Por el contrario, el platino se puede usar puro o aleado. 10 á 20% de rodio permite usarlo en atmósferas oxidantes hasta 1500°C y 1800°C respectivamente. Otras aleaciones usadas son con 5% de níquel ó 4% de tungsteno.

D.2. Metales refractarios :

tungsteno	$T_f = 3380^{\circ}\text{C}$	$d = 19.3 \text{ g/cm}^3$
tantalio	$3000^{\circ}\text{C}$	16.6 "
molibdeno	$2600^{\circ}\text{C}$	10.2 "
niobio	$2500^{\circ}\text{C}$	8.6 "

El grave problema que presentan es su poca resistencia a la oxidación lo que hace que para usarlos en alta temperatura, se lo haga en vacío o atmósferas controladas. En esos casos el molibdeno y el niobio presentan mejores propiedades que el tungsteno y el tantalio hasta los  $1400^{\circ}\text{C}$ , por arriba de esta temperatura se invierten las propiedades.

En muchos casos se recubren con aleaciones de níquel para mejorar la resistencia a la oxidación. En este momento se estudian distintos recubrimientos tendientes al mismo fin.

D.3. Aleaciones refractarias : Ya se utilizan algunas comercialmente :

- i) molibdeno con 0.5% de titanio
- ii) niobio con 10% de molibdeno y 10% de titanio
- iii) tantalio con 10% de tungsteno
- iv) se usa también el cromo ( $T_f = 1875^{\circ}\text{C}$  y  $d = 7.2 \text{ g/cm}^3$ ) como base. Aleaciones con 60% de cromo, 15% a 25% de molibdeno y 15 a 25% de hierro se emplean hasta  $900^{\circ}\text{C}$  con buenas propiedades.

## E - CERAMICOS

Si se consideran como cerámicos a los carburos, óxidos, nitruros, boruros y siliciuros, se tiene :

- E.1. Carburos : los carburos de titanio, niobio, tantalio y titanio son muy usados, pero no se utilizan solos sino con metales o aleaciones como aglomerantes, por lo que se les considerará en los CERAMETS.
- E.2. Nitruros y boruros : no tienen actualmente aplicación como materiales resistentes a alta temperatura, si bien los boruros se presentan como muy promisorios.
- E.3. Oxidos : el problema serio es su baja resistencia al choque térmico y su fragilidad, pero por otro lado poseen óptimas propiedades de resistencia al creep en compresión estática y de resistencia a la oxidación. A esto se unen valores comparativamente bajos de densidad.

toria	-ThO <sub>2</sub>	$T_f = 3050^{\circ}\text{C}$	$d = 9.7 \text{ g/cm}^3$
magnesia	-MgO	$2800^{\circ}\text{C}$	3.5 "
zirconia	-ZrO <sub>2</sub>	$2690^{\circ}\text{C}$	5.8 "
berilia	-BeO	$2530^{\circ}\text{C}$	3.0 "
alúmina	-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$2950^{\circ}\text{C}$	3.9 "

Tanto la magnesia como la berilia presentan una gran inestabilidad química en contacto con otros materiales a alta temperatura. La alúmina y la zirconia son las que tienen mejores propiedades hasta 1500°C, siempre con las limitaciones indicadas. Se suelen usar combinaciones de óxidos.:

Zirconia estabilizada :  $ZrO_2 + CaO + Y_2O_3$  se usa hasta 2400°C  
4811-C :  $BeO + Al_2O_3 + ZrO_2 + CaO$

E.4. Siliciuros : el disiliciuro de molibdeno posee propiedades aceptables al choque térmico y se utiliza como cubierta protectora hasta los 1700°C

siliciuro de molibdeno  $MoS_2$   $T_f = 1870^\circ C$   $d = 6.1 \text{ g/cm}^3$

Una técnica usada es depositar espesores finos de silicio sobre molibdeno o tungsteno, lo que al difundir permitir protegerlos de la oxidación hasta los 1800°C y 2000°C, respectivamente.

#### F - CERMETS.

Como su nombre lo indica es una combinación de cerámicos y metales, con el fin de aprovechar al máximo las propiedades de ambos. Su desarrollo es reciente y un ejemplo son los llamados "metales duros", que son una mezcla de carburos con metales como aglomerantes.

F.1. Carburos - metal : el carburo de titanio es el más usado de los cerámicos. El inconveniente que presenta es su baja resistencia a la oxidación.

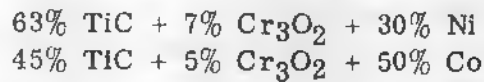
F.1.1. - Se han desarrollado varios cermets utilizando carburo de titanio y cobalto o níquel como aglomerante. Para mejorar su resistencia a la oxidación se agrega una mezcla de carburos. La serie de Kentanium son un ejemplo de ellos :

Kentanium K-138-A : contiene un 65% de TiC y agrega un 15% de solución sólida de carburos ( NbC + TaC + TiC ) con 20% de cobalto como aglomerante.

Kentanium K-152-B : también 55% de TiC más 15% de solución sólida de carburos, pero 39% de níquel como aglomerante.

Estos cermets convenientemente protegidos de la oxidación pueden trabajar hasta 2400°C, en caso contrario, su máxima temperatura de trabajo es de 1100°C

F.1.2. - Otra línea desarrollada agrega carburos de cromo con el mismo objeto. En general la utilización del cobalto como aglomerante dá mejores propiedades que el níquel.



F.1.3. - Se han probado el tungsteno y el molibdeno también como aglomerantes además del cobalto y el níquel, pero las mejores propiedades se obtienen con el cobalto.

F.2. Carburos-aleación : una modificación importante es el uso de aleaciones de cobalto-cromo, níquel-cromo y cobalto-cromo-níquel como aglomerantes, también tendientes a mejorar la resistencia a la oxidación. Se han obtenido así los cermets de la serie WZ :

WZ -3 : Contiene 50% TiC y 10% de TaC con una aleación de 32% Ni y 8% Cr.

WZ-12 : 60% TiC con una aleación de 15% Ni, 15% Co y 10% Cr.

Elmet-HR : 50% TiC con 25% Ni, 10% Co y 15% Cr.

F.3. Oxidos-metal : poseen buena resistencia hasta 1200°C. Usan el cromo y el tungsteno como base :

Metamic LT-1 : 77% de cromo y 23% de alúmina

LT-1-B: 59% Cr, 19% Al<sub>3</sub>O<sub>2</sub>, 2% TiO y 20% Mo

LT-2 : 60% W, 25% Cr y 15% Al<sub>3</sub>O<sub>2</sub>

98% W y 2% ThO<sub>2</sub>

TABLA II A : ALEACIONES DE FUNDICION RESISTENTES A ALTA TEMPERATURA

ALEACIONES	COMPOSICION NOMINAL APROXIMADA												
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	Otros
<b>A. DE BASE HIERRO</b>													
<b>A.1. Aleaciones HIERRO - CROMO</b>													
HA (9Cr-1 Mo)	< 0.15	0.50	< 1.0	8-12	-	-	1.0	-	-	-	-	Bal	-
HB (18 Cr)	< 0.30	2	< 2.0	18	< 2	-	-	-	-	-	-	Bal	-
HC (28 Cr)	< 0.50	1	< 2.0	28	2-4	-	-	-	-	-	-	Bal	-
<b>A.2. Aleaciones HIERRO - CROMO - NIQUEL</b>													
HE (28-10)	0.35	2	< 2.0	28	10	-	-	-	-	-	-	Bal	-
HF (20-10)	0.30	2	< 2.0	20	10	-	-	-	-	-	-	Bal	-
HH (26-12)	0.35	2	< 2.0	26	12	-	-	-	-	-	-	Bal	N 0.2
HI (28-15)	0.35	2	< 2.0	28	15	-	-	-	-	-	-	Bal	-
HK (26-20)	0.40	2	< 2.0	26	20	-	-	-	-	-	-	Bal	-
<b>A.3. Aleaciones HIERRO - NIQUEL - CROMO</b>													
HT (35-15)	0.55	2	< 2.5	15	35	-	-	-	< 2.0	-	-	Bal	-
HU (39-19)	0.55	2	< 2.5	19	39	-	-	-	-	-	-	Bal	-
HW (60-12)	0.55	2	< 2.5	12	60	-	-	-	-	-	-	Bal	-
HX (67-17)	0.55	2	< 2.5	17	67	-	-	-	-	-	-	Bal	-
<b>B. DE BASE NIQUEL</b>													
Hastelloy B	< 0.10	0.8	0.7	1	Bal	-	28	-	-	-	-	5	-
Hastelloy C	< 0.15	0.8	0.7	16	Bal	< 2.5	18	4	-	-	-	5	-
Hastelloy X	< 0.20	< 1.0	< 1.0	22	Bal	1.5	9	1	-	-	-	18,5	-
Inconel 713C	0.12	0.50	< 0.50	13	Bal	< 1.0	4.5	-	-	0.6	6	< 2,5	(Nb+Ta) 2
Udimet 500	0.12	< 1.0	< 0.3	20	Bal	10	4	-	-	3	3	< 2,5	-
GMR 235	0.15	< 0.3	< 0.6	16	Bal	-	5.3	-	-	2	3	10	B 0.05
Thetaloy	< 0.05	1.5	< 0.3	25	Bal	12,5	3	7	-	-	-	-	-
<b>C. DE BASE COBALTO</b>													
Stellite 21 (HS 21)	0.25	0.60	0.60	27	3	Bal	5.5	-	-	-	-	1	-
Stellite 31 (HS 31)	0.50	0.60	0.60	25	10	Bal	-	7.5	-	-	-	1	-
HS 3C	0.40	1.20	0.50	18	10	Bal	-	14.5	-	-	-	< 2.0	-
S 816	0.40	0.60	0.60	19	20	Bal	4	4	4	-	-	3	Ta 2

TABLA II B: ALEACIONES TRABAJABLES RESISTENTES A ALTA TEMPERATURA

ALEACION	COMPOSICION NOMINAL APROXIMADA													
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Lo	Ti	Al	V	Fe	Otros
<b>1. ACEROS DE BAJO CARBONO</b>														
0.5 Mo	<0.10	0.55	0.30	-	-	-	0.5	-	-	-	-	-	Bal	-
1 Cr-0.5 Mo	<0.15	0.45	<0.50	1.0	-	-	0.5	-	-	-	-	-	Bal	-
2.25 Cr-1 Mo	<0.15	0.45	<0.50	2.25	-	-	1.0	-	-	-	-	-	Bal	-
3 Cr (Mo-W-V)	0.20	0.50	<0.50	3.0	-	-	0.6	0.6	-	-	-	0.7	Bal	-
0.5 Mo-V	0.20	0.45	0.30	-	-	-	0.5	-	-	-	-	0.3	Bal	-
502	<0.10	<1.0	<0.50	5.0	-	-	0.5	-	-	-	-	-	Bal	-
5 Cr-0.5 Mo - Ti	<0.12	0.50	<0.50	5.0	-	-	0.5	-	-	-	-	0.7	Bal	-
7 Cr-0.5 Mo	<0.15	0.45	0.75	7.0	-	-	0.5	-	-	-	-	-	Bal	-
9 Cr-1 Mo	<0.15	0.45	0.75	9.0	-	-	1.0	-	-	-	-	-	Bal	-
<b>2. ACEROS DE MEDIO CARBONO</b>														
1 Cr-1 Mo-V	0.33	0.85	0.25	1.0	-	-	1.25	-	-	-	-	0.25	Bal	-
1 Cr-0.35 Mo-V	0.40	0.75	0.25	1.0	-	-	1.5	-	-	-	-	0.40	Bal	-
17 - 22 - A	0.30	0.85	0.45	1.25	-	-	0.5	-	-	-	-	0.25	Bal	-
H 11	0.35	0.30	<1.0	5.0	-	-	1.5	-	-	-	-	0.40	Bal	-
<b>3 ACEROS INOXIDABLES FERRITICOS Y MARTENSITICOS</b>														
410	<0.15	<1.0	1.0	12	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
414	<0.15	<1.0	1.0	12	20	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
422	0.20	0.65	0.50	12	0.75	-	1.0	1.0	-	-	-	0.3	Bal	-
422 M	0.20	0.65	0.50	12	1.0	-	2.0	2.0	-	-	-	0.5	Bal	-
430	<0.12	<1.0	1.0	16	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
431	<0.20	<1.20	1.0	16	2.0	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
446	<0.30	<1.5	1.0	25	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal	N < 0,25
Greek Ascoloy	0.15	0.40	0.30	13	2.0	-	3.0	3.0	-	-	-	-	Bal	-

TABLA II B (Cont.)

ALEACION	C	Mn	Si	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	V	Fe	Otros
4. ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS														
304	<0.08	<2.0	<1.0	19	10	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
304 L	<0.03	<2.0	<1.0	19	10	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
309	<0.20	<2.0	<1.0	23	13	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
310	<0.25	<2.0	<1.5	25	20	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
316	<0.08	<2.0	<1.0	17	12	-	2.5	-	-	-	-	-	Bal	-
316L	<0.03	<2.0	<1.0	17	12	-	2.5	-	-	-	-	-	Bal	-
321	<0.08	<2.0	<1.0	18	10	-	--	-	>10x%C	>5x%C	-	-	Bal	(Nb + Ta)
347	<0.08	<2.0	<1.0	18	11	-	-	-	>10x%C	-	-	-	Bal	-
18-10 MoNb	<0.08	<2.0	<1.0	18	10	-	2.5	-	0.6	-	-	-	Bal	-
5. ACEROS AUSTENITICOS DEL ALTO NIQUEL														
Unitemp 212	0.08	-	-	16	25	-	--	-	0.5	4.0	0.35	-	Bal	B 0.06; Zr 0.05
Tinidur	0.08	-	-	15	30	-	-	-	-	1.8	0.40	-	Bal	-
RA - 330	0.05	<2.0	1.1	19	36	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
Incoloy	0.05	0.85	0.4	21	34	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
Incoloy T	0.10	1.0	0.8	21	32	-	-	-	-	1.0	-	-	Bal	-
6. ACEROS INOXIDABLES ENDURECIBLES POR PRECIPITACION														
PH 15-7 Mc	0.07	0.70	0.40	15	7.0	-	2.25	-	-	-	1.15	-	Bal	-
17-4 PH	0.04	0.40	0.50	16.5	4.25	-	-	-	0.25	-	-	-	Bal	Cu 3.6
17-7 PH	0.07	0.70	0.40	17	7.0	-	-	-	--	-	1.15	-	Bal	-
AM - 350	0.10	0.75	0.35	16.5	4.25	-	2.75	-	-	-	-	-	Bal	N 0.10
AM - 355	0.13	0.85	0.33	15.5	4.25	-	2.75	-	-	-	-	-	Bal	N 0.10
7. ALEACIONES HIERRO - NIQUEL - CROMO - MOLIBDENO														
Gamma Columbio	0.40	1.10	1.80	15	24	-	4.0	-	4.0	-	-	-	Bal	-
19-9 DL	0.30	1.10	0.60	19	9	-	1.25	1.25	0.4	0.3	-	-	Bal	-
7-14 Cu-Mo	0.12	0.75	0.50	17	14	-	2.50	-	0.4	0.3	-	-	Bal	Cu 3.0
A 286	0.08	1.35	0.50	15	26	-	1.25	-	-	2-0	0.25	0.3	Bal	-
Discaloy 24	0.06	1.00	0.70	14	26	-	3.0	-	-	1.8	0.20	-	Bal	-

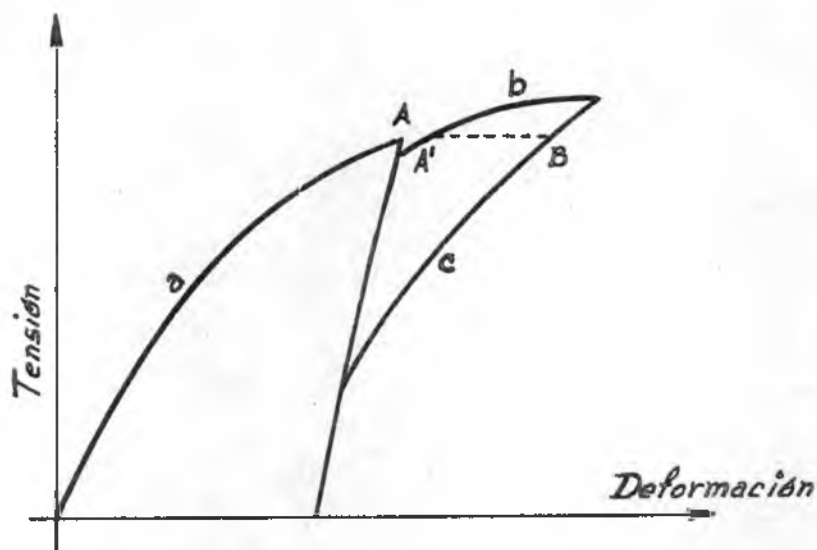


## PUNTO 12

### INFLUENCIA DE LAS TENSIONES CICLICAS Y FATIGA

#### 1. EFECTO BAUSCHINGER EN MONO Y POLICRISTALES

- 1a. Fenómeno : Supongamos que un metal se deforma hasta el punto A en la figura 1 y luego se descarga. Si se vuelve a deformarlo en la misma dirección, la nueva curva tensión - deformación es la curva b que vuelve a trazar muy ajustadamente la línea de descarga hasta una tensión justamente por debajo de la alcanzada en A, exhibe luego una pequeña fluencia AA' cuando se alcanza la tensión en A, y sigue luego la extrapolación de la curva original a.



— Figura 1 —

Sin embargo, si se deforma al metal en la dirección opuesta a la original, la nueva curva tensión - deformación es c, que se aparta de la línea de descarga a una tensión relativamente baja, y que en la tensión correspondiente a A presenta la "deformación Bauschinger" A'B. La curva C puede eventualmente alcanzar más adelante a la curva b. Este comportamiento en deformaciones inversas se conoce como efecto Bauschinger.

El efecto Bauschinger se produce tanto en monocristales como en policristales. La figura 2 por ejemplo muestra resultados obtenidos con mono y policristales de Al.

En esta figura la deformación Bauschinger, o sea A'B de la figura 1, está graficada versus la cantidad de endurecimiento por deformación, o sea la cantidad en que la tensión en A excede a la tensión de fluencia. Aquí el efecto es mayor en monocristales que en policristales.

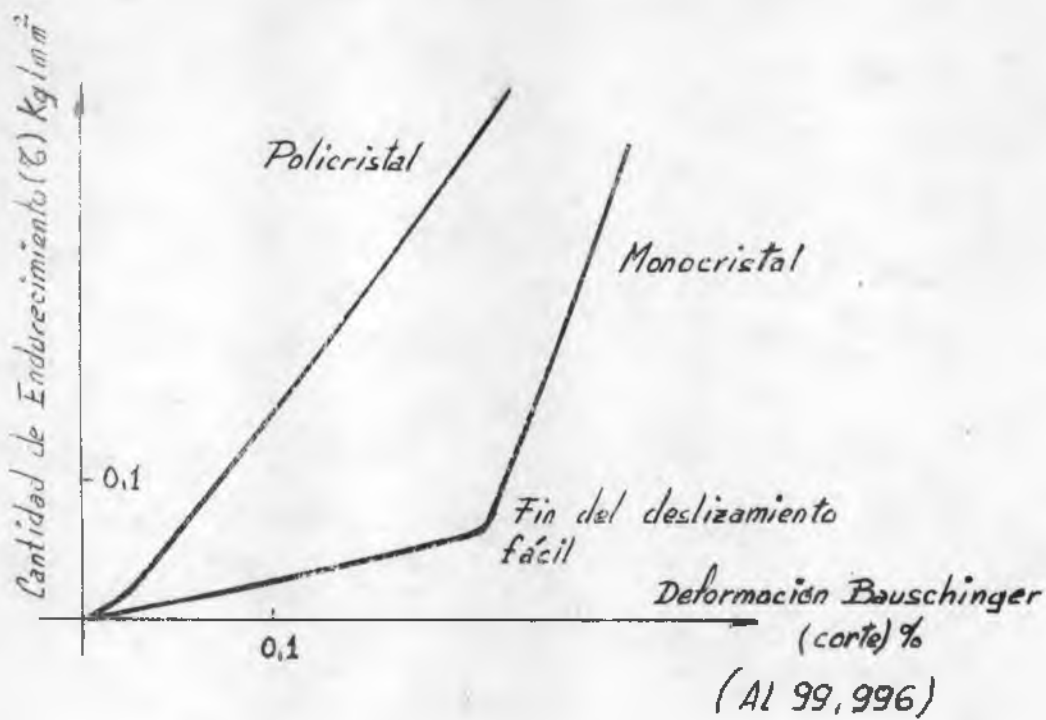
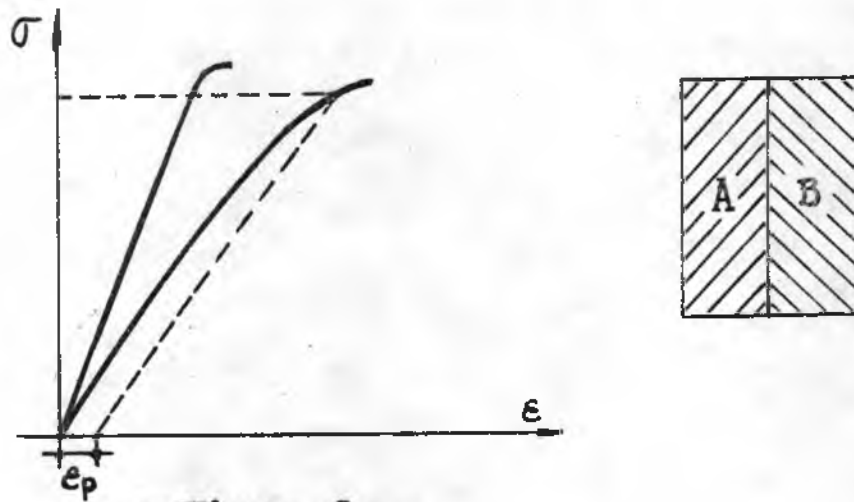


Figura 2

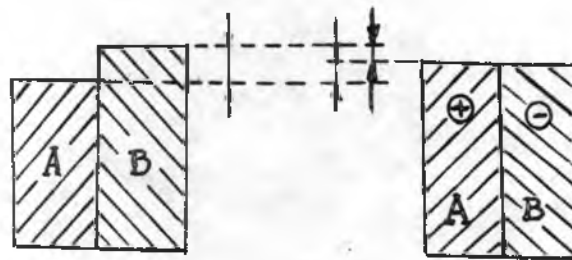
1b. Teoría : Se estudiará primero lo que ocurre en los monocristales. En éstos, se vio que a medida que se incrementa la deformación, se "apilan" las dislocaciones frente a los obstáculos. Este apilamiento crea una tensión antagónica (back stress) que se opone a la tensión aplicada en el plano de deslizamiento. Si ahora se invierte el sentido de deslizamiento (por invertirse el sentido de la tensión actuante), esa "tensión antagónica" se suma a la nueva tensión aplicada, produciendo el efecto indicado en el monocristal.

En los policristales, no es suficiente el efecto de la "tensión antagónica" para explicar el efecto Bauschinger. Deben considerarse también las "microtensiones residuales". En la figura 3 se ilustra, con un modelo sencillo, cómo se producirían. En la figura 3a. se muestran dos cristales A y B unidos por un límite de grano, y cuyas curvas tensión - deformación están dibujadas. Como presentan diferentes orientaciones, sus módulos elásticos según la dirección de la tensión a aplicarse serán distintos. En la figura 3b. se comprime el conjunto, y mientras el grano B se mantiene en la zona elástica, el grano A deformará plásticamente. De no existir el borde de grano como vínculo, al descargar, los granos A y B tomarían las dimensiones dadas en la figura 3c. pero la restricción impuesta por el mismo hace que el cristal A quede traccionado, y el cristal B comprimido.

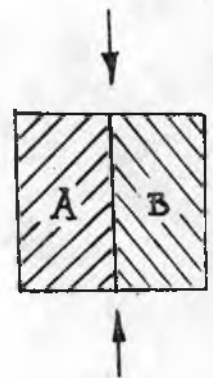
Estas microtensiones residuales se suman a las tensiones antagónicas y al invertir el sentido de la carga, disminuirá apreciablemente el valor de la tensión necesaria para deformar nuevamente el conjunto de los dos granos.



- Figura 3a -



- Figura 3c -

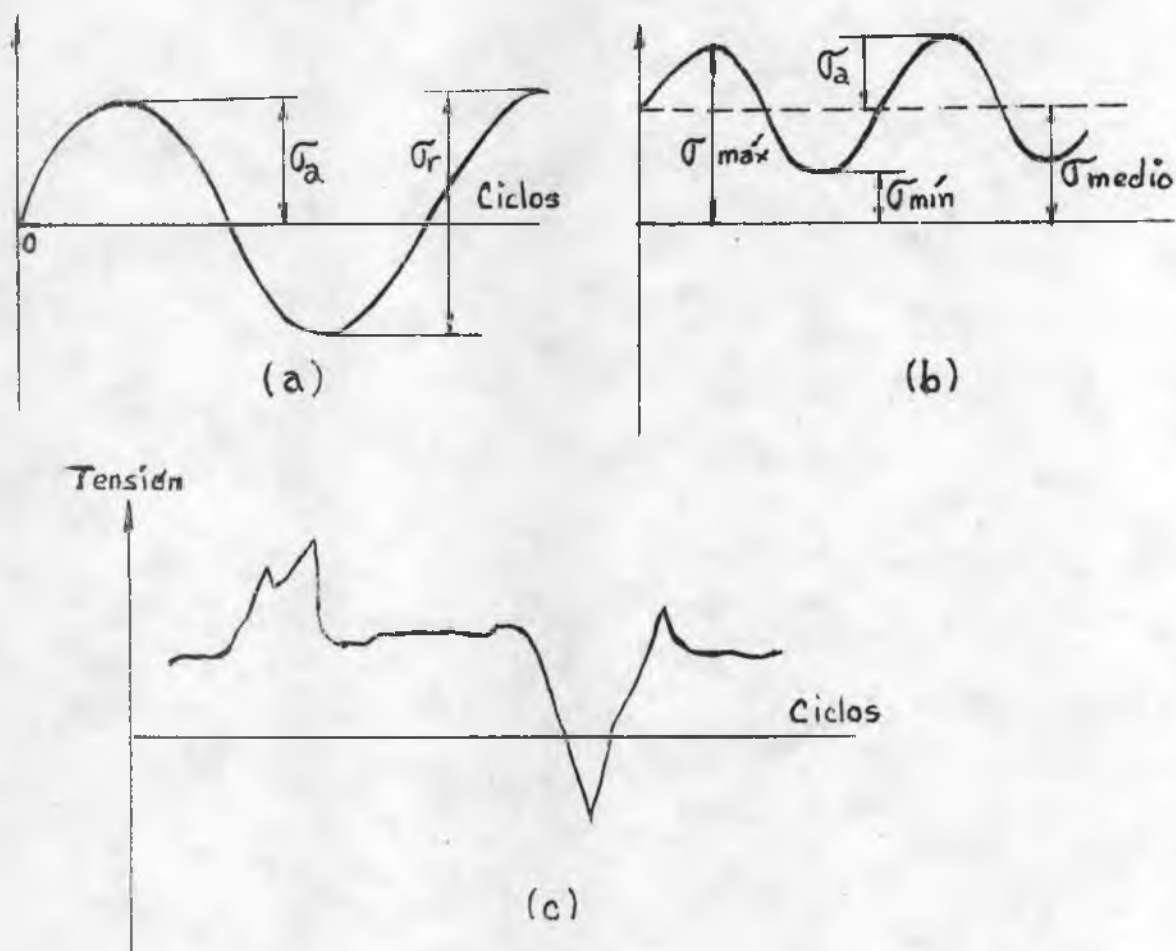


- Figura 3b -

Según Mc Lean, y basándose en lo observado en la figura 2, donde el efecto Bauschinger es mayor en mono que en policristales, este efecto no puede solamente atribuirse a las tensiones producidas en los bordes de grano, aunque las mismas influyen sin duda en los policristales. Según el mismo autor, la teoría moderna predice tal efecto (Bauschinger), dado que un endurecimiento igual en ambas direcciones requiere una distribución especial de dislocaciones, que es improbable se produzca en una deformación unidireccional.

## 2. TENSIONES CICLICAS

Resulta conveniente definir brevemente los tipos de tensiones fluctuantes que pueden provocar la fatiga. La figura 4 ilustra ciclos de tensiones típicos que intervienen en la fatiga. La figura 4a. ilustra un ciclo de tensiones alternativas simétricas de forma sinusoidal. Es ésta una situación idealizada que se produce en una máquina de ensayo de fatiga de flexión rotatoria, y que en servicio se aproxima a un eje rotatorio operando a velocidad constante sin sobrecargas. En este tipo de ciclo, las tensiones máxima y mínima son iguales, aunque de signo contrario.



- Figura 4 -

La figura 4b ilustra un ciclo de tensiones repetidas (ondulatorias), en que la tensión máxima  $\sigma_{m\acute{a}x}$  y la mínima  $\sigma_{m\acute{i}n}$  no son iguales. En la figura, ambas son de tracción, aunque podría ser una de tracción y otra de compresión, o ambas de compresión. La figura 4c. muestra un ciclo de tensiones complejo, que es posible de hallar en la práctica.

Un ciclo fluctuante de tensiones puede considerarse desdoblado en dos componentes; una tensión media o constante,  $\sigma_m$ , y una alternante o variable,  $\sigma_a$ . Es de interés considerar también el rango de tensiones  $\sigma_r$ . Como puede verse en la figura 4b, el rango de tensiones es la diferencia algebraica entre las tensiones máxima y mínima en un ciclo.

$$\sigma_r = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín.}}$$

La tensión alternante es entonces la mitad del rango, o sea

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2}$$

La tensión media es la media algebraica entre la tensión máxima y la mínima en el ciclo

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín.}}}{2}$$

Otra cantidad que a veces interesa en fatiga es la relación de tensiones R. Este se define así

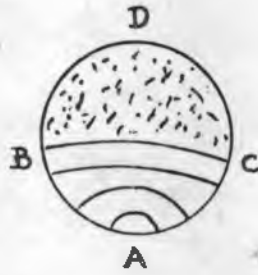
$$R = \frac{\sigma_{\text{mín.}}}{\sigma_{\text{máx}}}$$

### 3. LIMITE DE FATIGA

Puede romperse un metal mediante la aplicación de una tensión considerablemente menor que la tensión de rotura normal, si esa tensión se aplica muchas veces. Este comportamiento de los metales se conoce como fatiga. Su importancia radica en que por lo menos el 90% de las fallas mecánicas de piezas en servicio se debe a este proceso.

La falla por fatiga puede en general reconocerse. Se forma una pequeña grieta, usualmente en un punto de concentración de tensiones. Esta grieta se propaga lentamente, a menudo durante un período de millones de ciclos de tensión, en una dirección normal a la tensión principal de tracción. La rotura final se produce súbitamente, cuando la parte unida de la sección transversal ha sido reducida en área lo suficiente como para fallar inmediatamente mediante fractura dúctil o frágil. La grieta de fatiga parece ser frágil, pero esto se debe simplemente a que las tensiones cíclicas han provocado rozamientos entre las dos caras de la grieta, lo que resulta en un pulido de las mismas.

En las fallas por fatiga se pueden ver usualmente dos zonas distintas (ver figura 5). La primera (ABC) es la fractura de fatiga misma, más bien lisa, a veces pulida por la fricción de las caras de la grieta, a veces descolorida por la corrosión.



- Figura 5 -

La segunda (BCD) en la fractura súbita final, rugosa y fibrosa o cristalina. La grieta de fatiga a menudo presenta anillos aproximadamente concéntricos. Estos marcan posiciones sucesivas del frente de grieta y señalan el origen de la fractura (A).

Existen tres factores básicos necesarios para provocar la falla por fatiga. Estos son :

- 1) Una tensión máxima de tracción de un valor suficientemente elevado.
- 2) Una variación o fluctuación suficientemente grande en la tensión aplicada.
- 3) Un número de ciclos de tensión aplicada suficientemente grande.

Existen además otros factores coadyuvantes, tales como concentradores de tensiones, corrosión, temperatura, etc.

La resistencia a la fatiga se determina mediante ensayos especiales en que las probetas son tensionadas repetidamente bajo condiciones controladas, midiéndose su duración a la fatiga, o sea el número de ciclos en que se produce la fractura. Por lo general, se hace oscilar la tensión en forma sinusoidal a unos pocos kilociclos por minuto. Excepto para frecuencias elevadas ( $> 10^4$  ciclos /min) o a temperaturas en que se pueda producir creep o envejecimiento durante cada ciclo, la resistencia a la fatiga es insensible a la frecuencia.

En los ensayos, se mantiene constante por lo general, la amplitud de la tensión. Sin embargo, cuando se produce una deformación plástica apreciable durante cada ciclo, la tensión no es más una medida satisfactoria de la intensidad del ciclo de fatiga. Bajo estas condiciones (que son importantes para estudiar la fatiga producida por deformaciones térmicas resultantes de grandes fluctuaciones de temperatura), se utilizan ensayos de fatiga con amplitud de deformación plástica constante  $\epsilon_p$ . Estos ensayos han demostrado que muchos metales obedecen

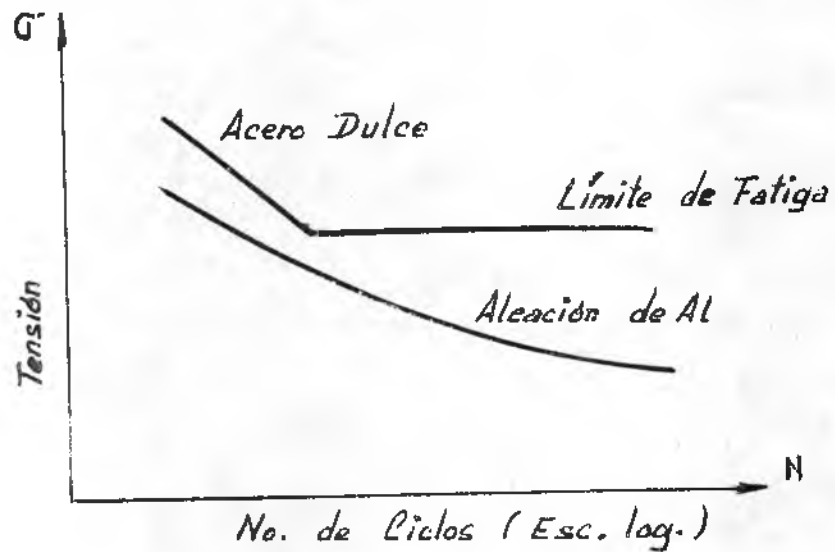
a la relación Coffin - Tavernelli

$$N \approx \frac{C}{\epsilon_p^2}$$

N - no de ciclos que provocan rotura  
C - constante en el rango  $N < 10^5$

#### 4. CURVAS DE WOHLER

El método básico de presentación de los datos de fatiga en ingeniería es por medio de la curva S-N, o curva de Wöhler, que representa la dependencia de la vida de la probeta, en número de ciclos hasta la falla, N, con la tensión máxima aplicada  $\sigma$ . La mayoría de las investigaciones de las propiedades de fatiga de los metales han sido llevadas a cabo por medio de la máquina de flexión rotativa, donde la tensión media es cero. La figura 6 da curvas S-N típicas de esta clase de ensayos. Existen casos de interés en que la tensión media no es nula. Veremos más adelante cómo se analizan



— Figura 6 —

Como puede verse en la figura 6, el no. de ciclos de tensión que un metal puede soportar antes de la falla, aumenta a medida que disminuye la tensión. A menos que se indique lo contrario, N es el número de ciclos que provocan la fractura completa de la probeta. Este está formado por el No. de ciclos necesarios para iniciar una grieta y el No. de ciclos necesarios para propagar la grieta completamente a

través de la probeta. Usualmente no se hace distinción entre estos dos factores, aunque puede apreciarse que el No. de ciclos para la propagación de la grieta variará con las dimensiones de la probeta. Los ensayos de fatiga a bajas tensiones se llevan a cabo generalmente durante  $10^7$  ciclos y a veces hasta  $5 \times 10^8$  ciclos para metales no ferrosos.

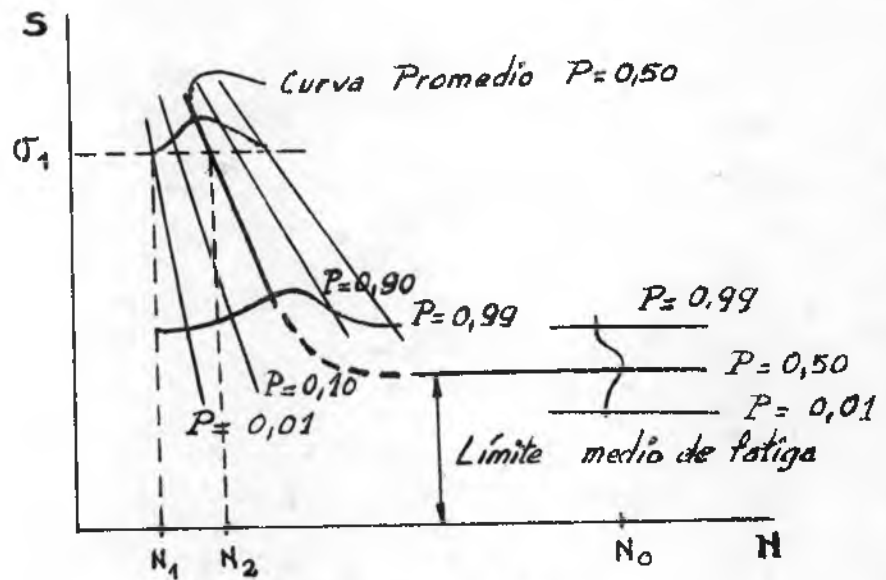
Para unos pocos materiales importantes en ingeniería tales como el acero y el titanio, la curva de Wöhler se hace horizontal a un cierto límite de tensión. Por debajo de esta tensión límite, llamada límite de fatiga, el material puede presumiblemente soportar un número infinito de ciclos sin fallar. La mayoría de los metales no ferrosos tales como el aluminio, el magnesio y el cobre, y sus aleaciones, tienen curvas de Wöhler que caen gradualmente con el aumento del No. de ciclos. Estos materiales no tienen realmente un verdadero límite de fatiga, dado que la curva S-N nunca se horizontaliza. En tales casos es práctica común caracterizar las propiedades de fatiga del material dando la resistencia a la fatiga a un número arbitrario de ciclos, por ejemplo  $10^8$ .

El procedimiento usual para determinar una curva S-N es ensayar la primera probeta a una tensión elevada, donde se espera que la falla se produzca en unos pocos ciclos, por ejemplo a aproximadamente  $2/3$  de la resistencia a la fluencia estática del metal. La tensión de ensayo se disminuye para cada probeta sucesiva hasta que una o dos probetas no fallan en el número especificado de ciclos, que usualmente es de por lo menos  $10^7$ . El mayor valor de la tensión observado sin que se produzca la falla se considera como límite de fatiga. Para materiales sin un límite de fatiga, el ensayo se termina, a los efectos de consideraciones prácticas, a una tensión baja en que la vida es de alrededor de  $10^8$  o de  $5 \times 10^8$  ciclos.

La curva S-N se determina usualmente con alrededor de 8 a 12 probetas. Normalmente se encontrará una gran dispersión en los valores, aunque la curva puede trazarse con comodidad. De todas maneras, debe tenerse presente que para evaluar correctamente los datos de fatiga, debe efectuarse un estudio estadístico.

Dado que la resistencia a la fatiga y el límite de fatiga son cantidades estadísticas, debe esperarse que se obtendrá una gran dispersión respecto de una curva promedio cuando se ensayen pocas probetas. Es necesario pensar en términos de la probabilidad que tiene una cierta probeta de llegar a una cierta duración cuando está sometida a una tensión determinada. Para evaluar esto, se requiere ensayar muchas más probetas que las que se solían utilizar en el pasado. El método básico para expresar los datos de fatiga sería entonces una superficie tridimensional que represente la relación entre tensión, número de ciclos y probabilidad de falla. La figura 7 muestra cómo se

puede graficar esto en dos dimensiones :



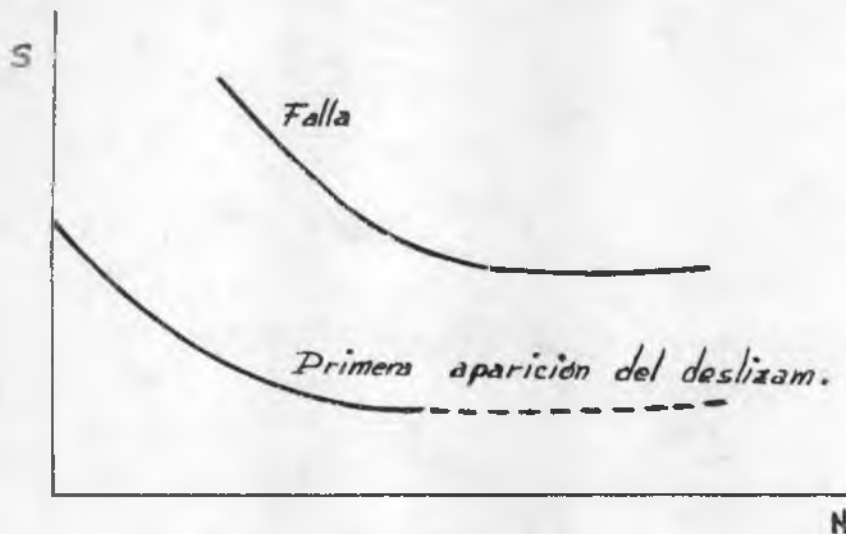
— Figura N° 7 —

Se observa en la figura que la dispersión disminuye a medida que aumentan las tensiones. Este comportamiento es usual. No se conoce con precisión la distribución estadística de las probabilidades. Ello implicaría ensayos idénticos en una población del orden de por lo menos 1000 probetas. Muller-Stock ensayaron 200 probetas a una tensión única y hallaron que la distribución de frecuencias de N seguía la distribución gaussiana o normal, si la vida de fatiga se expresaba como  $\log N$ . A los efectos de estudios de ingeniería, esto es bastante correcto en el rango comprendido entre  $P = 0,10$  y  $P = 0,90$ .

##### 5. FENOMENOS ESTRUCTURALES DE LA FATIGA

Gough ha demostrado que un metal se deforma bajo deformaciones cíclicas sobre los mismos planos y en las mismas direcciones cristalográficas que en carga unidireccional. Mientras que en la deformación unidireccional el deslizamiento está usualmente extendido a través de todos los granos, en la fatiga algunos granos exhibirán líneas de deslizamiento mientras que otros granos no mostrarán evidencia de deslizamiento. Las líneas de deslizamiento se forman generalmente durante los primeros millares de ciclos de tensiones, como se ve en la figura 8.

Los ciclos sucesivos producen bandas de deslizamiento adicional, pero el No. de bandas no es directamente proporcional al número de ciclos de tensión.



— Figura 8 —

En muchos metales el aumento en el deslizamiento visible alcanza pronto un valor de saturación, que se observa como regiones distorsionadas de deslizamiento fuerte. Usualmente se encuentran grietas en las regiones de fuerte deformación paralelas a lo que originalmente era una banda de deslizamiento. Las bandas de deslizamiento han sido observadas a tensiones por debajo del límite de fatiga de materiales ferrosos. Por lo tanto, la producción del deslizamiento durante la fatiga no significa que se formará una grieta.

Puede facilitarse el estudio de la formación de la grieta en la fatiga interrumpiendo el ensayo de fatiga para eliminar la superficie deformada mediante pulido electrofítico. Generalmente habrá varias bandas de deslizamiento que son más persistentes que el resto y que permanecerán visibles cuando hayan sido pulidas las otras líneas de deslizamiento. Tales bandas de deslizamiento han sido observadas después de sólo el 5% de vida de la probeta. Estas bandas de deslizamiento persistentes son grietas embrionarias de fatiga, dado que se abren en grietas amplias cuando se aplica una pequeña deformación de tracción. Una vez formadas, las grietas de fatiga tienden a propagarse inicialmente a lo largo de planos de deslizamiento, aunque pueden luego tomar una dirección perpendicular a la máxima tensión de tracción aplicada. La propagación de la grieta de fatiga es ordinariamente transgranular.

Un hecho estructural importante es la formación de entrantes y salientes en la superficie llamadas "intrusiones" y "extrusiones". Mediante técnicas metalográficas muy cuidadosas en secciones inclinadas a través de la superficie de la probeta se ha demostrado que las grietas de fatiga se inician en las extrusiones e intrusiones. Esto explicaría las bandas de deslizamiento persistentes.

Parece que las intrusiones y las extrusiones se producen en

puntos blandos del cristal, y esto sugiere que se necesita deslizamiento cruzado para su formación. Esta hipótesis está fortalecida por el hecho de que es difícil producir la falla por fatiga en ciertos cristales iónicos que no producen fácilmente deslizamiento cruzado, y en que no se logran fallas por fatiga en cristales de Zn orientados de manera tal de deformar sólo en deslizamiento fácil.

Cuando se ensaya un metal con tensiones cíclicas elevadas se produce un endurecimiento por deformación.

Parece ser que se producen muchos defectos puntuales durante el proceso de fatiga, que pueden conducir a una recuperación de un metal trabajado en frío, o a un sobrevejecimiento de una aleación endurecida por precipitación. Sin embargo, el hecho de que pueda producirse fractura por fatiga a 4°K indica que no es esencial para la falla un proceso térmicamente activado tal como la difusión de defectos puntuales.

El proceso de formación de una grieta de fatiga se divide a menudo en tres etapas. La primera se produce sólo en los metales cuando el nivel de tensiones aplicadas está por encima de la tensión de fluencia estática. Se produce una deformación general hasta que el metal endurece hasta poder soportar la tensión aplicada. Según la tensión, la primera etapa terminará a los  $10^3$  o  $10^4$  ciclos. La segunda etapa comprende la mayor parte de la vida de la pieza. Abarca desde el endurecimiento general inicial hasta la formación de una grieta visible. La grieta se inicia en esta etapa. La tercera etapa consiste en la propagación de la grieta a un tamaño suficiente para provocar el colapso.

Hay una evidencia considerable de que una grieta de fatiga se forma antes del 10% de la vida útil. Ello ha sido puesto de manifiesto mediante recocidos efectuados en esta etapa, que no han logrado aumentar la vida de la probeta.

## 6 TEORIAS DE FATIGA

Ninguna de las teorías o de los mecanismos propuestos explica totalmente el fenómeno de la falla por fatiga. Muchas teorías han sido cualitativas y su aceptación se basó en el hecho de concordar con los tipos de curvas S-N experimentales.

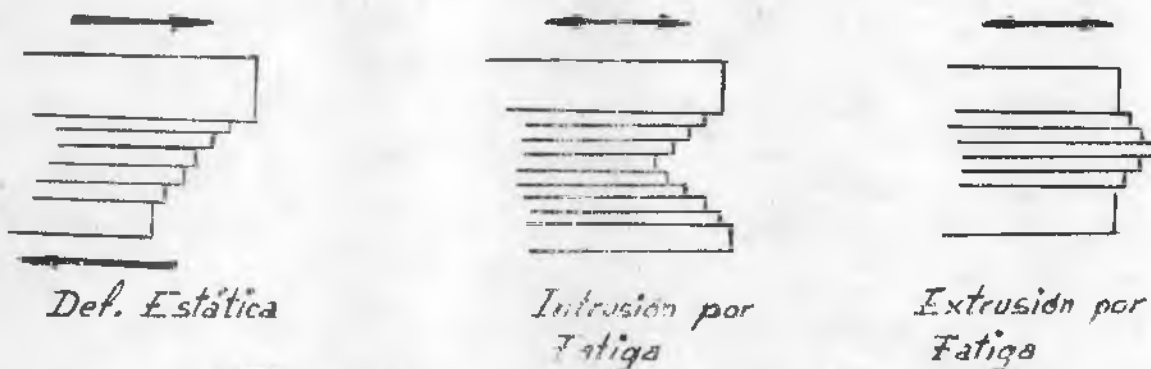
### 6a. Teoría de Orowan (1939)

Esta teoría fué una de las primeras aceptadas. Lleva a la predicción de la forma general de la curva S-N, pero no depende de ningún mecanismo de deformación específico más de que del concepto de que la deformación en fatiga es heterogénea. Se considera que el metal contiene regiones favorables pequeñas, que pueden ser áreas de orientación adecuada.

da para el deslizamiento o áreas de gran concentración de tensiones debido a entalles metalúrgicos tales como inclusiones. Se supuso que estas pequeñas regiones podrían tratarse como regiones plásticas en una matriz elástica. Orowan demostró que para ciclos repetidos de amplitud constante de tensión las regiones plásticas experimentarán un incremento en la tensión y una disminución en la deformación como resultado de un progresivo endurecimiento por deformación localizado. Demostró además que la deformación plástica total (suma de las deformaciones positivas y negativas) converge hacia un valor finito a medida que el número de ciclos tiende a infinito. Este valor límite de la deformación plástica total aumenta con el incremento de la tensión aplicada a la probeta. La existencia de un límite de fatiga depende del hecho de que por debajo de una cierta tensión la deformación plástica total no puede alcanzar el valor crítico requerido para la fractura. Sin embargo, si la tensión es tal que la deformación plástica total en la región excede el valor crítico, se forma una grieta. La grieta crea una concentración de tensiones, y ésta forma una nueva región plástica localizada en la que se repite el proceso. Este proceso sigue repitiéndose hasta que la grieta se hace suficientemente grande como para que la fractura se produzca en la aplicación de la tensión de tracción completa del ciclo. La esencia de esta teoría es que el endurecimiento por deformación localizado agota la plasticidad del metal de manera que se produce la fractura.

6b. Concepto de Wood de la fatiga W.A. Wood (1955)

Desarrolló un concepto de falla por fatiga que no requiere endurecimiento por deformación localizado para que se produzca deformación por fatiga. Interpreta las observaciones microscópicas del deslizamiento producido por fatiga como indicando que las bandas de deslizamiento son el resultado de un establecimiento sistemático de pequeños movimientos de deslizamiento (fino), correspondientes a movimientos del orden de  $10^{-7}$  cm en lugar de etapas de  $10^{-4}$  a  $10^{-5}$  cm que se observan para las bandas de deslizamiento estáticas. Se cree que tal mecanismo permite el acomodamiento de la deformación grande total (suma de microdeformación en cada ciclo) sin causar apreciable endurecimiento. La figura 9 ilustra el concepto de Wood de cómo la deformación continua mediante deslizamiento fino podría conducir a una grieta de fatiga.



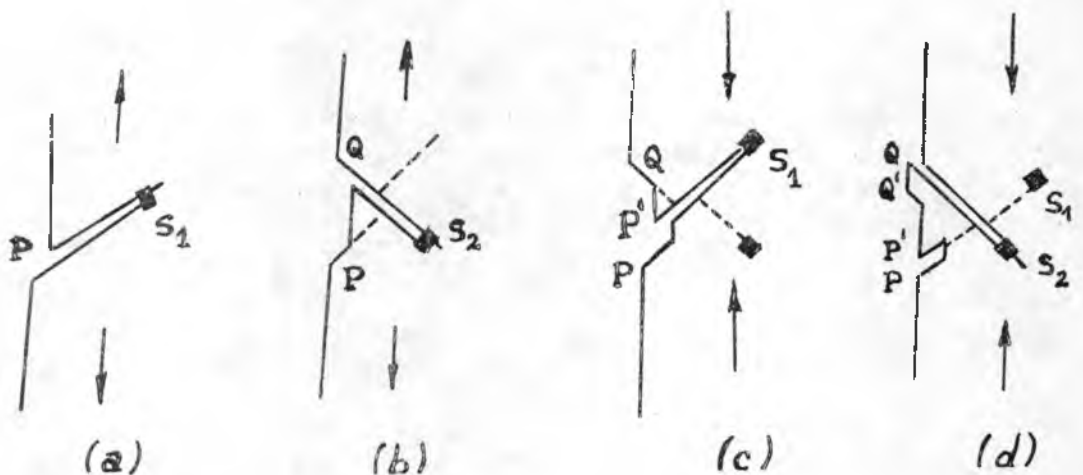
- Figura 9 -

La figura ilustra esquemáticamente la estructura fina de una banda de deslizamiento a ampliaciones obtenibles con el microscopio electrónico. La entalla ilustrada sería un concentrador de tensiones con una raíz de entalla de dimensiones atómicas. Tal situación podría ser el comienzo de una grieta de fatiga. Este mecanismo para la iniciación de una grieta de fatiga está en acuerdo con el hecho de que las grietas de fatiga empiezan en las superficies y que se ha hallado que las grietas se inician en las intrusiones y en las extrusiones.

### 6c. Modelos dislocacionistas de la fatiga

Existen tres modelos dislocacionistas propuestos capaces de provocar el corrimiento del deslizamiento de un plano a otro para producir un entalle (o una extrusión)

El primero, propuesto por Cottrell y Hull (1957) involucra el uso de dos sistemas diferentes de deslizamiento con distintos planos y direcciones de deslizamiento, como se muestra en la figura 10. La fuente más favorecida ( $S_1$  en la figura 10a.) produce un escalón de deslizamiento sobre la superficie en P durante un medio ciclo de tracción. A una tensión levemente mayor en el mismo semiciclo, la segunda fuente  $S_2$  produce un segundo escalón en Q (figura 10b.)

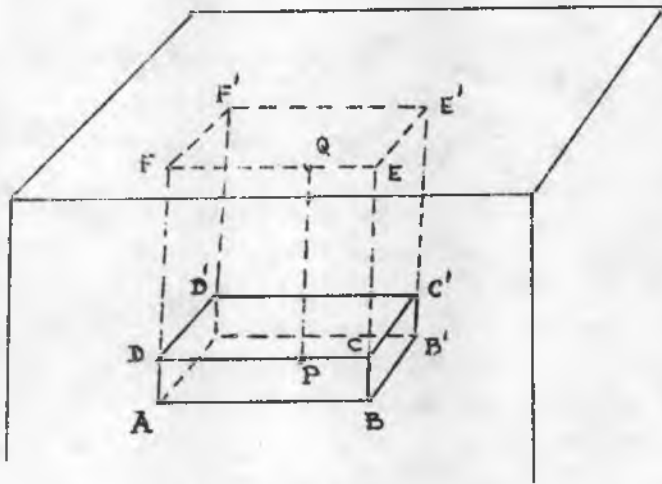


- Figura 10 -

Durante el medio ciclo de compresión, la fuente  $S_1$  produce un escalón superficial de signo opuesto en  $P_1$  (figura 10c.) pero, debido a la acción desplazante de  $S_2$ , éste no está en el mismo plano que el primero y así se forma una intrusión. La operación subsiguiente de  $S_2$  produce una

extrusión en  $QQ'$  en una manera similar. Un mecanismo tal requiere la operación de dos sistemas de deslizamiento y, en general, predice la ocurrencia de intrusiones y extrusiones con frecuencia comparable, pero no en la misma banda de deslizamiento.

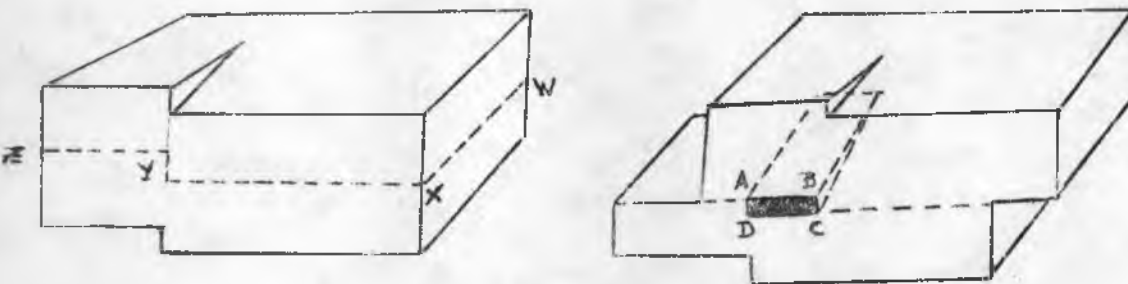
Otro modelo, propuesto por Mott (1958) consiste en lo siguiente: Dislocaciones de borde opuestas se acercan en planos próximos y se combinan para dar lugar a la cavidad  $ABCD A'B'C'D'$  de la figura 11, teniendo las dislocaciones de borde vectores de Burgers paralelos a  $AD$



- Figura 11 -

Una dislocación helicoidal  $PQ$  con el mismo vector de Burgers moviéndose alrededor de la cavidad (en dirección  $DC$  y  $CC'$  en un semicírculo, y  $C'D' - D'D$  en el otro) en su extremo inferior  $P$  extrudará el bloque  $CDD'C'EFPE'$ . Esta es la grieta de fatiga inicial. La función de la cavidad inicial  $ABCD A'B'C'D'$  es la de mantener a la dislocación helicoidal moviéndose en un camino fijo bajo una tensión alterna adecuadamente orientada respecto de  $DF$ .

El tercer mecanismo, propuesto por Fischer, está conectado con la fractura bajo tensión estática. Una dislocación helicoidal atraviesa el plano de deslizamiento  $WXZ$  (figura 12),



- Figura 12 -

en la dirección XW y produce un escalón en Y. El deslizamiento sobre el plano en la dirección ZX produce luego una cavidad que se abre sobre la cara frontal mostrada en ABCD. Tal cavidad debería cerrarse al invertir el ciclo sólo si los movimientos de deslizamiento se invirtieran exactamente.

Ningún mecanismo puede explicar plenamente todas las observaciones experimentales. El mecanismo de Cottrell predice la ocurrencia de intrusiones y extrusiones con una frecuencia comparable, pero no como se halla a menudo en la misma banda de deslizamiento. Con respecto al mecanismo de deslizamiento cruzado (Mott), no hay todavía evidencia experimental que demuestre que existen cavidades en el interior del material a extrudarse, y sí hay bastante para indicar que en efecto no las hay. Los dos primeros mecanismos prefieren claramente una superficie libre y por lo tanto cumplen con la observación de que la falla transcristalina de fatiga tiene una tendencia muy fuerte a iniciar en una superficie libre. El tercer mecanismo preferiría únicamente la superficie si la contaminación atmosférica ayudase a mantener la grieta abierta.

Dado que ésta no parece ser una condición necesaria para que se produzca la falla por fatiga, es probable que el tercer mecanismo no sea generalmente importante para la falla transcristalina por fatiga. Pero a temperaturas elevadas, donde la fractura es intercristalina, las grietas empiezan en los bordes de grano en todo el volumen. Probablemente aquí opere el tercer mecanismo.

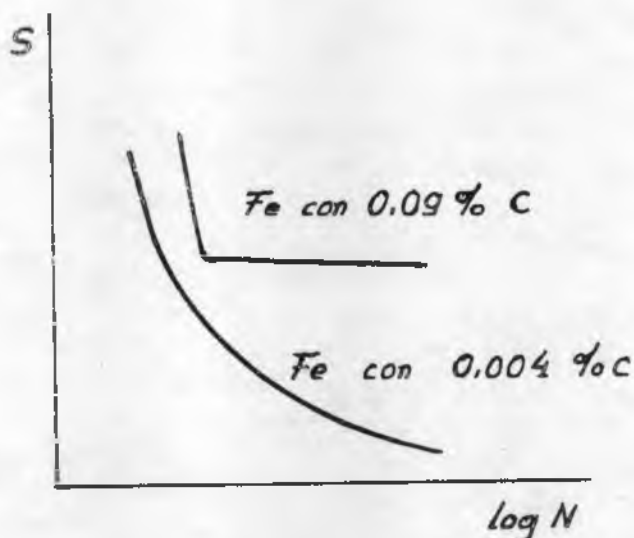
#### 6d. Teoría del límite de fatiga

Una de las cuestiones candentes en fatiga es por qué ciertos metales exhiben una curva S-N con un límite de fatiga bien definido, mientras que otros no lo tienen. La respuesta a esta pregunta parece haber sido hallada por Rally y Sinclair, que notaron que los metales que sufren envejecimiento por deformación tienen una curva S-N con un límite de fatiga bien definido. Sus ensayos con acero dulce demostraron que a medida que se disminuye el contenido total de C y de N, de modo que disminuyese el envejecimiento por deformación, la curva S-N se suavizaba y la horizontalización se producía para un número mayor de ciclos que si el contenido de C fuera elevado.

Resultados similares fueron hallados por Lipsitt y Horne. Ellos propusieron que el límite de fatiga representa la tensión a la cual se produce una compensación entre el daño producido por fatiga y el endurecimiento localizado debido al envejecimiento por deformación. La correlación es buena entre materiales que exhiben ambos comportamientos. Son buenos ejemplos el acero dulce, Ti, Mo, y Al-7% Mg. El acero tratado térmicamente exhibe un límite de fatiga definido; sin embargo no presenta envejecimiento en un ensayo de tracción. Sin embargo, para afectar las propiedades de fatiga se requiere sólo un envejecimiento localizado, y es probable que el ensayo de fatiga sea más sensible para localizarlo que el de tracción.

También se sugirió que el límite de fatiga ocupa en tensiones alternas

un lugar similar al ocupado en tensión unidireccional por el punto de fluencia. Por encima del límite de fatiga, las tensiones aplicadas pueden desbloquear a las dislocaciones de sus atmósferas de átomos de soluto, mientras que no logran hacerlo por debajo del mismo. Para reforzar este punto de vista, se ha hallado que al disminuir el contenido de C y de N del acero dulce mediante recocido en atmósfera de hidrógeno húmedo, se producen cambios importantes en el límite de fatiga, hasta prácticamente desaparecer. Lo mismo ocurre con el punto de fluencia.



— Figura 13 —

## 7. VARIABLES QUE AFECTAN LA DURACION DE PIEZAS SOMETIDAS A FATIGA. -

La principal es la amplitud del ciclo de tensiones, pero existen otras que se reseñarán a continuación.

### 7a. Preparación superficial :

Dado que las grietas de fatiga frecuentemente empiezan sobre o cerca de la superficie de la pieza, la condición superficial es importante en el proceso de fatiga.

Esto se puede apreciar en la tabla siguiente :

TABLA 11.1

Vida de fatiga de probetas de acero SAE 3130 ensayadas en tensión alter-  
nativa simétrica a 6650 Kg/cm<sup>2</sup>

Tipo de acabado	Rugosidad superficial (mm)	Vida media, ciclos
Torneadas	$2,6 \times 10^{-4}$	24.000
Parcialmente pulidas a mano	$1,5 \times 10^{-4}$	91.000
Pulidas a mano	$1,25 \times 10^{-4}$	137.000
Rectificadas	$1,75 \times 10^{-4}$	217.000
Rectificadas y pulidas	$0,5 \times 10^{-4}$	234.000
Superacabadas	$1,75 \times 10^{-4}$	212.000

La remoción de las marcas de maquinado y de otras irregularidades superficiales invariablemente mejora las propiedades de fatiga, pero se producen también concentraciones de tensiones en chaveteros, filetes, etc., y se halló que la mayoría de las fallas de servicio surgen de tales puntos. Ensayos sobre probetas entalladas demuestran que, al aumentar la agudeza del entalle, la horizontalización de la curva S-N se desplaza hacia valores inferiores de S y de N. Se usa el término general "sensibilidad al entalle" para relacionar el efecto real de un entalle sobre la resistencia de una probeta esperada a partir de la teoría de la elasticidad. Este término se define

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}$$

donde :  $K_f$  es el factor de reducción de resistencia (resistencia a la fatiga sin entalle)/(resistencia a la fatiga con entalle) y  $K_t$  el factor de concentración de tensiones ( $\sigma_{\max} / \sigma_{\min}$ , geométrico), mientras que la razón de restar 1 es la de proveer una escala para q que varía entre 0 y 1. El concepto es de valor limitado, sin embargo, dado que q no es una constante del material puesto que depende, por ejemplo, de la severidad del entalle, del tamaño de la muestra, tamaño de grano y otras variables. Además, recientemente se brindó mucha atención a las grietas "que no se propagan" las que han sido observadas crecer desde entalles severos a bajas tensiones y luego cesan de hacerlo por millones de ciclos. Sin duda alguna, la concentración de tensiones teórica en la raíz de una grieta que crece debería esperarse que fuera muy grande.

#### 7b. Efecto de la temperatura

La temperatura afecta las propiedades de fatiga del mismo modo que lo hace con la resistencia a la tracción; la resistencia a la fatiga es n a-

por a baja temperatura y disminuye gradualmente al aumentar la misma. Para el acero dulce la relación de límite de fatiga a resistencia a la tracción permanece casi constante alrededor de 0,5, mientras que la relación de límite de fatiga con la tensión de fluencia varía mucho. Sin embargo, si la temperatura aumenta por encima de alrededor de 100°C, tanto la resistencia a la tracción como a la fatiga del acero dulce muestran un aumento, que alcanza un máximo entre 200 y 400°C. Este aumento, que no se halla comúnmente en otros materiales, ha sido atribuido a envejecimiento por deformación.

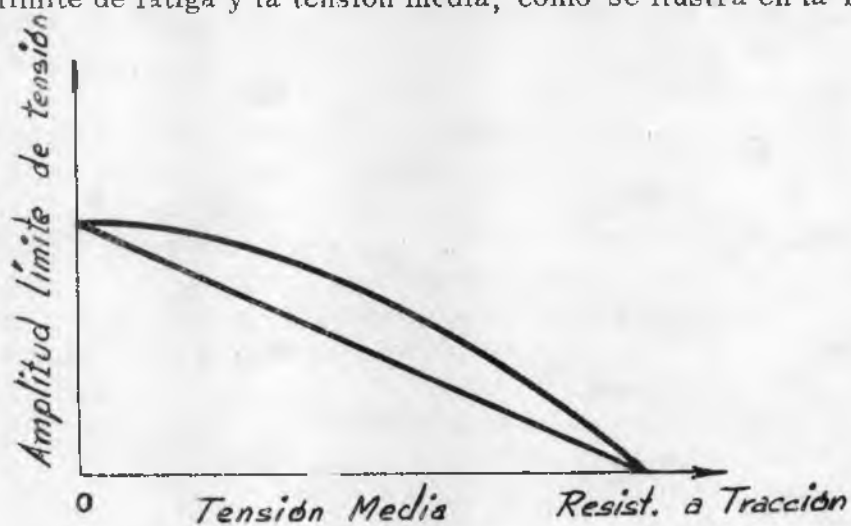
#### 7c. Frecuencia del ciclo de tensiones

En la mayoría de los metales la frecuencia del ciclo de tensiones tiene poco efecto sobre la vida de fatiga, aunque una disminución en la frecuencia usualmente resulta en una ligera reducción en la vida a la fatiga. El efecto se hace más importante si se aumenta la temperatura, cuando la vida de fatiga tiende a depender del tiempo total del ensayo más bien que del número de ciclos. Con acero dulce, sin embargo, las experiencias muestran que el efecto normal de velocidad se invierte en un cierto rango de temperaturas y el No. de ciclos a la falla aumenta con la disminución en la frecuencia del ciclo de tensión. Este efecto puede correlacionarse con la influencia de la temperatura y velocidad de deformación sobre la resistencia a la tracción. La temperatura a la cual la resistencia a la tracción alcanza un máximo depende de la velocidad de deformación, y por lo tanto no debe sorprender que la temperatura a la cual la resistencia a la fatiga alcanza un máximo dependa de la frecuencia de los ciclos.

#### 7d. Tensión media

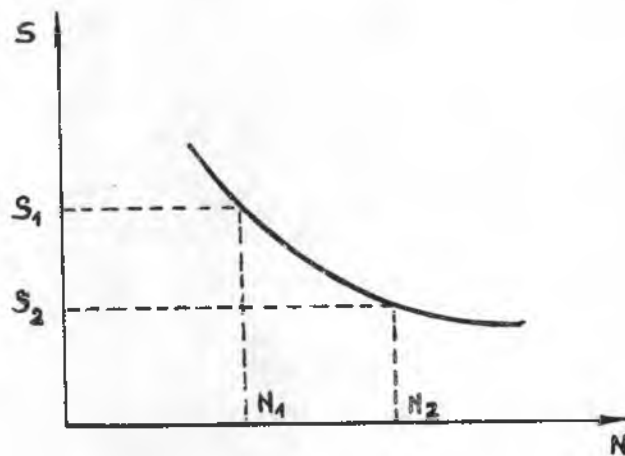
Está bien establecido que si la tensión media es de tracción resulta una disminución en el límite de fatiga. Se han sugerido varias relaciones entre el límite de fatiga y la tensión media, como se ilustra en la figura

14



- Figura 14 -

Sin embargo, no hay una razón teórica por la cual un material deba seguir una relación especial, y la única regla de seguridad sobre la cual se ha de basar el proyecto es la de llevar previamente a cabo, ensayos que reproduzcan las condiciones de servicio. Otra relación común en ingeniería, usada con frecuencia, se conoce como hipótesis de Miner o concepto de daño acumulativo. Se ilustra en la figura 15



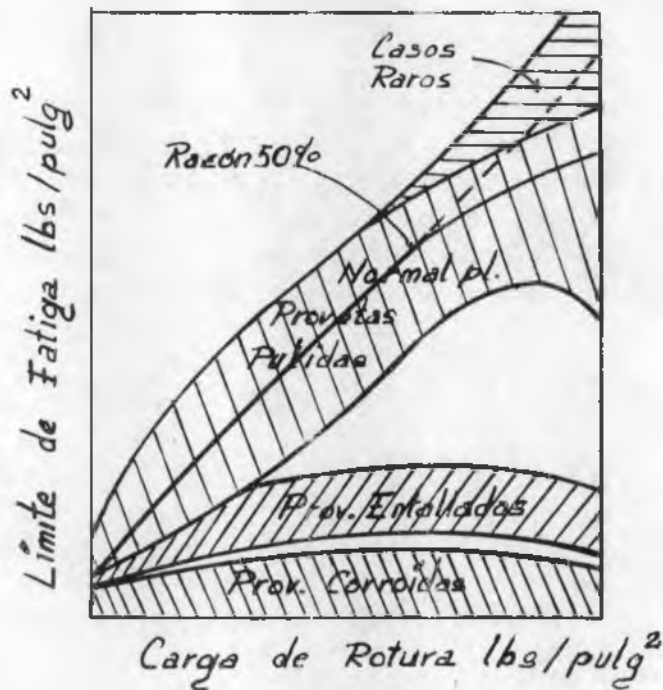
— Figura 15 —

Esta hipótesis establece que el daño puede expresarse en términos del No. de ciclos aplicados dividido por el No. necesario para producir la falla a un nivel de tensiones dado. Así, si se aplica a una probeta una tensión máxima de valor \$S\_1\$ durante \$N\_1\$ ciclos, menores que la duración \$N\_1\$, y luego se reduce la tensión máxima a un valor \$S\_2\$, se espera que la probeta falle luego de \$N\_2\$ ciclos, dado que de acuerdo a Miner debe cumplirse la relación.

$$\frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \dots = \sum \frac{n}{N} = 1$$

#### 7e. Medio ambiente

La fatiga que se produce en un medio corrosivo se conoce comúnmente como fatiga por corrosión. Es bien conocido que el ataque corrosivo por un medio líquido puede producir picaduras que pueden actuar como entalles, pero cuando el ataque corrosivo es simultáneo con el tensionado en fatiga, el efecto es mucho peor que el de un simple entalle. Además por observaciones microscópicas, el medio parece tener un efecto mayor sobre la propagación de la grieta que sobre su iniciación. Para la mayoría de los materiales, aún el oxígeno del aire disminuye la vida a la fatiga influenciando la velocidad de la propagación de la grieta, y ha sido posible obtener una relación entre la vida a la fatiga y el grado de vacío en que se mantuvo a la probeta.



- Figura 16 -

7f. Factores metalúrgicos que afectan la resistencia a la fatiga

Está ahora bien establecido que la fatiga empieza en la superficie de la probeta. Esto es fácil de comprender en el ensayo de Wöhler porque, en éste, es allí donde la tensión es mayor. Sin embargo, aún en otros tipos de ensayos, la superficie es importante por diversas razones.

a) El deslizamiento es más fácil en la superficie que en el interior de los granos.

b) El medio ambiente está en contacto con la superficie.

c) Cualquier falta de alineación de la probeta dará siempre las mayores tensiones en la superficie.

De acuerdo con esto, cualquier alteración en las propiedades superficiales deberá traer acompañado un cambio en las propiedades de fatiga. La mejor resistencia a la fatiga se produce en materiales con una capa superficial trabajada producida por esmerinado, municionado o laminación superficial. Este efecto beneficioso de una capa superficial trabajada es debido principalmente al hecho de que la superficie queda en compresión pero también juega una parte el aumento en la resistencia a la tracción como resultado del endurecimiento por trabajado. El electropulido de la probeta quitando las capas superficiales usualmente tiene un efecto perjudicial sobre las propiedades de fatiga, pero otras preparaciones superficiales comunes tales como la nitruración y cementación, que pro-

ducen una capa superficial comprimida, pueden ser a veces beneficiosos. Inversamente, tratamientos superficiales tales como la decarburación de los aceros y el recubrimiento (cladding) de aleaciones de Al con Al puro, aumentan su susceptibilidad a la fatiga.

La composición de la aleación y la historia térmica y mecánica de la probeta son también de importancia en el proceso de fatiga. Cualquier tratamiento que aumente la dureza o la resistencia a la fluencia del material aumentará el nivel de la tensión necesaria para producir deslizamiento y, dado que los procesos fundamentales de fatiga están muy asociados con el deslizamiento, esto conduce directamente a un aumento en la resistencia a la fatiga. Es claro también que el tamaño de grano es un factor importante : cuanto menor es el tamaño de grano, mayor es la resistencia a la fatiga a una temperatura dada.

Los procesos de fatiga en aleaciones termodinámicamente estables (p. ej. Cu-Ni , bronces, etc.) son esencialmente los mismos que los de los metales puros, pero existe, por supuesto, un aumento en la resistencia a la fatiga. Sin embargo, los procesos en aleaciones inestables y en materiales que exhiben un punto de fluencia, son algo diferentes. En fatiga, como en creep, la inestabilidad metalúrgica frecuentemente conduce a un acrecentamiento de los procesos fundamentales. En todos los casos la aproximación al equilibrio es más completa, de manera que en materiales envejecibles las probetas con tratamientos de solución se hacen más duras y las completamente envejecidas se hacen más blandas. Los cambios que se producen son locales más bien que generalizados, y están asociados con una mayor difusión debido a la producción de vacancias durante el ensayo de fatiga.

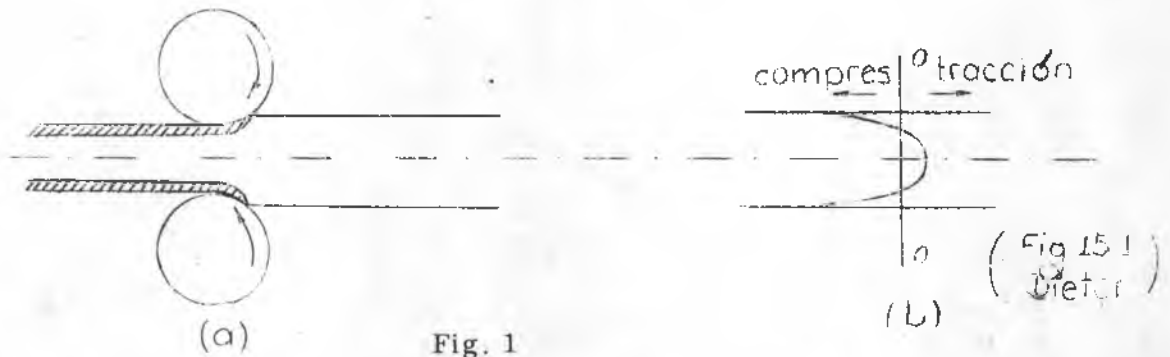
Dado que la movilidad de las vacancias es un proceso térmicamente activado, tales efectos pueden suprimirse a temperaturas suficientemente bajas ( no así la fatiga, que se probó tiene lugar aún a 4°K )



TENSIONES RESIDUALES

1. Origen: Inhomogeneidad de la deformación.

Las tensiones residuales son el sistema de tensiones que pueden existir en un cuerpo cuando el mismo está libre de fuerzas externas. A veces se conocen como "tensiones internas" o "tensiones bloqueadas". Las tensiones residuales se producen en aquellos casos en que un cuerpo sufre una deformación plástica no uniforme o inhomogénea. Este es prácticamente el caso general en los procesos de conformado de metales. Consideremos por ejemplo una chapa metálica que está siendo laminada en condiciones tales que se produce el flujo plástico únicamente cerca de las superficies de la chapa (Ver Fig. 1.).



Las fibras superficiales de la chapa son trabajadas en frío y tienden a alargarse, mientras que el centro de la chapa permanece inalterado. Dado que la chapa debe permanecer continua, la superficie y el centro de la misma deben sufrir una deformación para acomodarse. Las fibras centrales tienden a retener a las superficiales para que no se alarguen, mientras que las superficiales tratan de alargarse a las del centro. El resultado es un sistema de tensiones residuales en la chapa que consiste en una tensión de compresión elevada en la superficie y una tensión residual de tracción en el centro de la chapa (Fig. 1. b.).

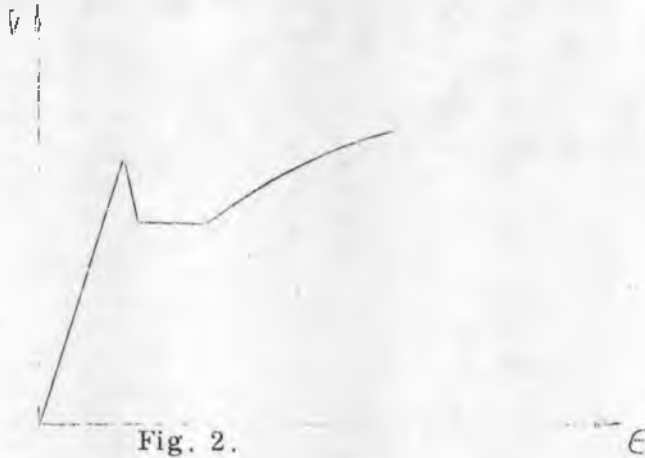
En general, el signo de la tensión residual que se produce por deformación inhomogénea es opuesto al signo de la deformación plástica que produce la tensión residual. Así, para el caso de la chapa laminada, las fibras superficiales que han sido alargadas en la dirección longitudinal por el laminado, quedan en un estado de tensión residual de compresión cuando se quita la carga externa.

El sistema de tensiones residuales existente en un cuerpo debe estar en equilibrio estático. Así, la fuerza total actuante sobre cualquier plano a través del cuerpo y el momento total de las fuerzas sobre cualquier plano debe ser nulo. Para el sistema de tensiones longitudinales de la Fig. 1. b. esto implica que el área bajo la curva de las tensiones residuales de compresión debe equilibrar al área de las de tracción. En general, la situación no es tan simple como la de la Fig. 1. En realidad, para un análisis completo, deberían ser consideradas las tensiones residuales actuantes a través del ancho y del espesor de la chapa, dado que el estado de tensiones residuales en cualquier punto es una tensión combinada derivada de las tensiones residuales en las tres direcciones. Esto es bastante difícil de determinar. A menudo, por razones de simetría, sólo basta conocer el estado en una dirección determinada.

Las tensiones residuales deben ser consideradas como tensiones únicamente elásticas. El valor máximo que puede alcanzar la tensión residual es el límite elástico del material. Una tensión que exceda este valor, sin fuerza externa que se le oponga, se relajará por deformación plástica hasta alcanzar el valor de la tensión de fluencia.

## 2. Bandas de Lüders en aceros.

Es muy conocida en los aceros una caída en la carga que acompaña a una fluencia brusca. El diagrama tensiones-deformaciones obtenido en un ensayo es por lo general de la forma (para el acero dulce):



Hay un punto de fluencia superior, seguido de una caída a una tensión de fluencia inferior a la cual se propaga el proceso de fluencia a través de la probeta. Esta fluencia conduce a una inestabilidad plástica conocida como el alargamiento de fluencia o deformación de Lüders, en la cual el metal se deforma una cierta cantidad, hasta que el endurecimiento por trabajado aumenta su resistencia plástica lo suficiente como para posibilitar el nuevo incremento de tensión necesario para proseguir la deformación.

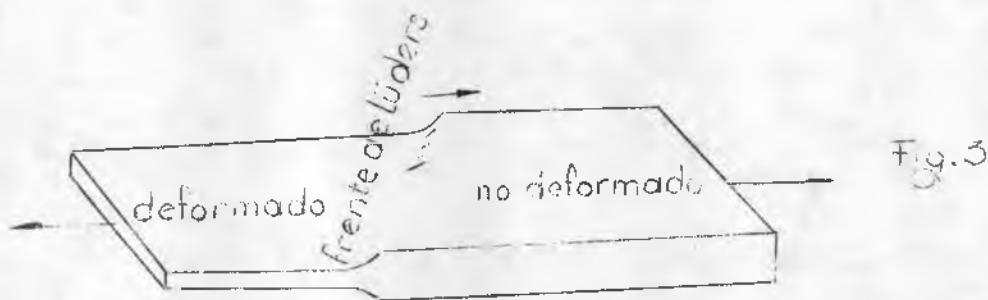


Fig. 3.

Esta inestabilidad se propaga a lo largo de la probeta como una banda de Lüders, una forma simple de la cual se muestra en la fig. 3. La región que ha fluído crece por el avance de un frente de Lüders definido, de alrededor de un grano de espesor, en el interior de la región que no ha fluído. En un metal homogéneo el frente se mueve a una velocidad y tensión constantes. La tensión de fluencia inferior permanece así prácticamente constante durante el alargamiento de fluencia, aunque puede saltar de un nivel a otro a medida que se forman nuevas bandas de Lüders en la región que no ha

fluído. Cuando toda la probeta ha fluído en esta manera, la curva tensión-deformación empieza a crecer debido al endurecimiento por deformación.

Cabe señalar que la propagación de la fluencia no se puede detener aunque se descargue la probeta.

Este fenómeno tiene ventajas y desventajas en aplicaciones de ingeniería. El hecho de que la tensión necesaria para la fluencia en el acero dulce sea elevada (debe vencerse el punto de fluencia superior) es una gran ventaja, pero la gran deformación que la acompaña es indeseable, dado que da lugar a defectos superficiales ("stretcher strains") en el embutido profundo y el envejecimiento por deformación asociado puede provocar una fragilización. Estos defectos pueden producirse también en aleaciones Al-Mg, que exhiben también un punto de fluencia marcado.

Aunque la fluencia pronunciada es comercialmente importante en los dos metales mencionados, no está confinada a los mismos. Efectos prominentes de punto de fluencia se han detectado también en probetas policristalinas de las aleaciones cúbicas centradas en las caras de Cu-Zr y Cu-Sn, Ni-Mn, Cu-Be y Ag standard, y Cu-Sb, y deben hallarse en metales c.c. Mo, Niobio, y Ta de pureza comercial. Al mismo tiempo, puntos de fluencia débiles pero definidos han sido hallados en monocristales de Zr, y de Cd conteniendo Ni, y en monocristales de aleaciones c.c.c. y c.c. de Cu-Zr. El punto de fluencia se puede producir entonces en las tres redes principales.

En estos metales la fluencia pronunciada se adjudica al bloqueo de las dislocaciones por las impurezas presentes. En el Fe y en el acero estas impurezas serían principalmente el C y el N. Una caída brusca y una elongación de algún grado asociada con una banda de Lüders se producirá siempre y cuando la iniciación del deslizamiento sea más difícil que su continuación. Pueden existir además otros mecanismos responsables. La teoría de Cottrell de las "atmósferas" alrededor de las dislocaciones explica muy bien el fenómeno en monocristales. En los policristales el panorama es más complejo. Habría que hacer intervenir el fenómeno de la propagación de ondas plásticas, visto al estudiar el efecto de impacto, para explicar tal comportamiento.

### 3. Homogeneidad de la deformación en función de la reducción en laminación.

La distribución de las tensiones residuales es a veces difícil de predecir en los metales trabajados, dado que el flujo metálico varía considerablemente según las condiciones de la operación.

Considerando un caso relativamente simple de laminado de chapas, Baldwin sugiere que pueden producirse dos tipos de sistemas de tensiones. En el primer tipo, Fig. 4.a., las tensiones superficiales son de compresión con una tensión de tracción en el centro, mientras que en el segundo tipo, Fig. 4.b. se produce lo contrario. Estos dos sistemas de distribuciones de tensiones pueden producirse en el laminado variando el espesor de la chapa en relación con el diámetro de los rodillos.

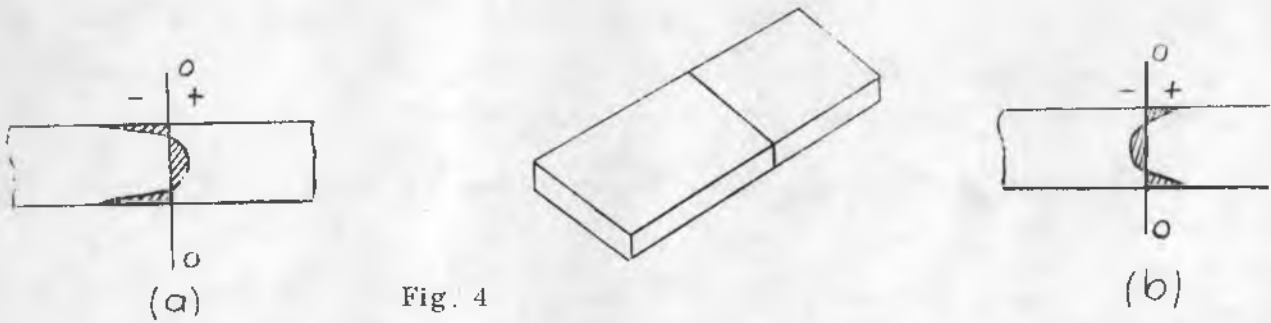


Fig. 4

Se ilustra en la Fig. 5, la posible acción que tiene lugar para producir las tensiones y se la describe como sigue: En (a), un fleje grueso está sometido a una ligera reducción mediante rodillos de pequeño diámetro. La relación de espesor de rodillo a longitud de contacto entre rodillo y fleje es así grande y el flujo plástico no penetra profundamente en el metal.

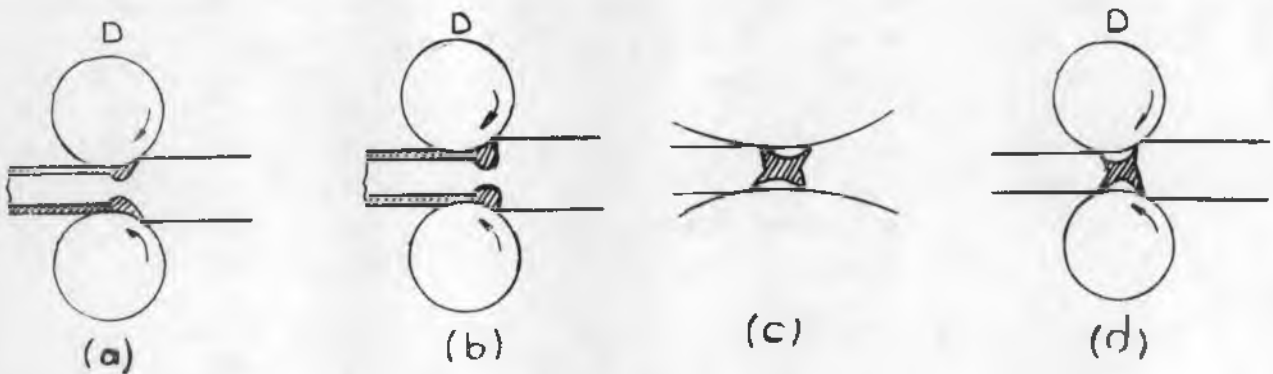


Fig. 5

En (b), se hace una reducción mayor con los mismos rodillos sobre el mismo fleje. La relación de espesor de fleje a longitud de contacto entre rodillo y fleje se reduce y el flujo plástico penetra más profundamente. En (c) el fleje está sometido a la misma reducción que en (b), pero esta vez con rodillos de mayor diámetro. La relación de espesor de fleje a longitud de contacto se reduce sustancialmente ahora y el flujo plástico penetra completamente en el fleje. En (d) un fleje fino sufre la misma reducción que en (b), con rodillos del mismo diámetro. La relación de espesor de fleje a longitud de contacto es nuevamente pequeña y el flujo plástico penetra completamente en el metal.

En los casos (a) y (b) queda un estado de tensiones residuales de compresión en la superficie, por los motivos expuestos al principio de esta bolilla (punto 1). En los casos (c) y (d), en que el flujo penetra en todo el espesor, se hallan frecuentemente tensiones residuales de tracción en la superficie, en sentido longitudinal. Una explicación cualitativa sugiere que en estas instancias las fuerzas de fricción entre los rodillos y las superficies del fleje retienen el alargamiento de las capas superficiales mientras que la zona central es extrudada entre estas capas con un mayor alargamiento. Después del proceso, el centro tracciona a las superficies que a su vez lo comprimen en sentido longitudinal. Esta hipótesis está avalada por experiencias realizadas mediante el grabado de mallas o la inclusión de remaches o tornillos en los flejes a laminarse.

#### 4. Clasificación de las tensiones residuales.

Según las dimensiones del material sobre el cual actúan, las tensiones residuales pueden clasificarse en dos grandes grupos:

- a) Tensiones residuales microscópicas.
- b) Tensiones residuales macroscópicas.

##### 4.a. Tensiones residuales microscópicas.

Actúan sobre dimensiones pequeñas, del orden de algunas celdas unitarias, aunque sus efectos pueden extenderse a través de la mayor parte de un grano. A causa de la anisotropía de las propiedades elásticas de los cristales, las tensiones residuales microscópicas varían mucho de grano a grano.

La tensión inversa desarrollada por un apilamiento de dislocaciones es un ejemplo de este tipo de tensión residual. Otro ejemplo es la precipitación de partículas de segunda fase a partir de una solución sólida. Si las partículas de precipitado ocupan un volumen mayor que los componentes a partir de los cuales se formaron, o sea si tienen menor densidad que la matriz, al tratar de ocupar un volumen mayor, serán comprimidas por ésta. Las partículas, a su vez, desarrollan tensiones de tracción en la matriz, en direcciones radial y tangencial a las mismas. La evaluación de estas tensiones es necesaria para comprender el efecto de endurecimiento por dispersión.

La determinación experimental de estas tensiones localizadas en sistemas bifásicos es muy compleja. Se realiza mediante técnicas de rayos X, por el ensanchamiento de las bandas de difracción.

##### 4.b. Tensiones residuales macroscópicas.

Son las que varían en forma continua a través de todo el volumen del cuerpo y que actúan sobre regiones que son grandes comparadas con las dimensiones atómicas.

Según su origen, las podemos clasificar en:

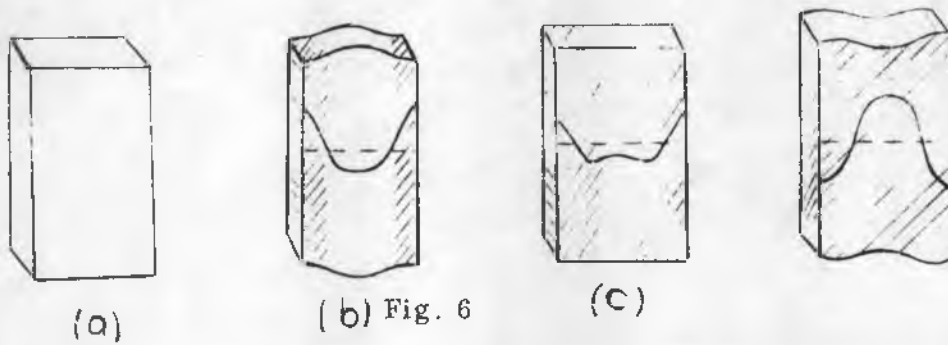
- 1) Por gradiente térmico.
- 2) Por trabajado mecánico.
- 3) Por transformaciones de fase.

##### 4.b.1. Tensiones residuales macroscópicas por gradiente térmico.

Se analizarán dos casos: un enfriamiento relativamente lento de un lingote, y uno enérgico de una pieza común, supuesta cilíndrica para visualizar mejor el fenómeno.

En el enfriamiento de un lingote grande de un metal que no presente cambios de fase, las diferencias de temperaturas existentes entre la superficie y el centro pueden ser suficientes para desarrollar tensiones residuales. Los bordes de un bloque caliente se enfrían más rápidamente que el centro. La contracción térmica de los bordes más

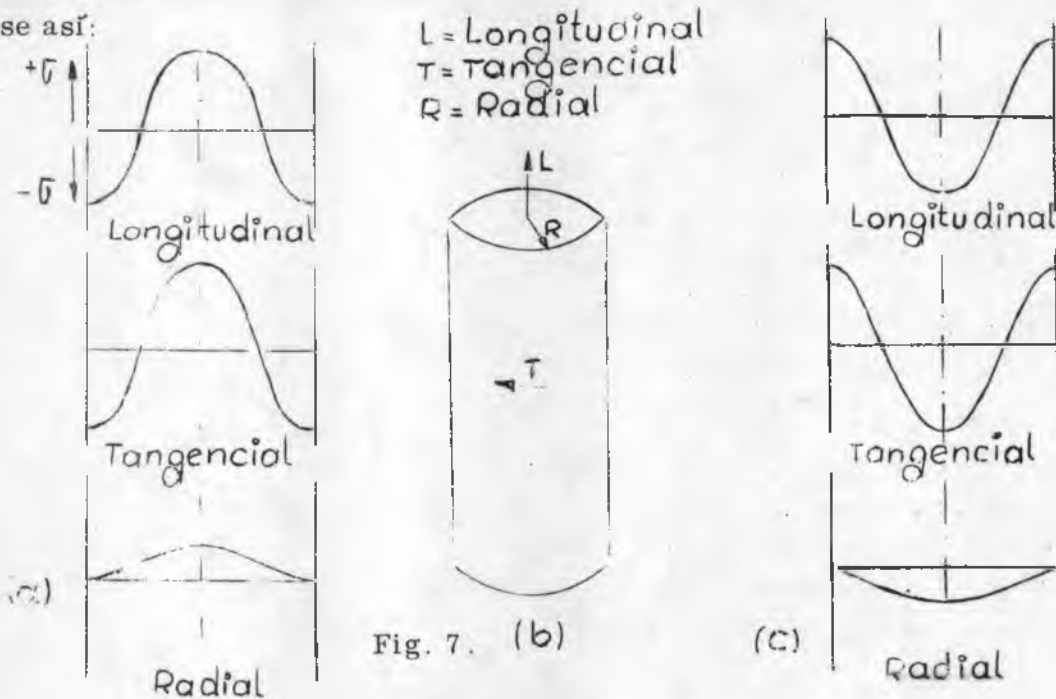
fríos produce un desequilibrio en la deformación entre bordes y centro del lingote, de lo que resulta la distribución de tensiones longitudinales que se muestra en la Fig. 6.b).



Dado que el centro caliente tiene una tensión de fluencia menor, no puede soportar la tensión de compresión impuesta sobre aquella región y debido a la deformación plástica el centro del lingote se contrae para eliminar algo de la tensión (Fig. 6c.). Cuando se enfría finalmente el centro del bloque, la contracción total será mayor para el centro que para los bordes dado que el centro se contrae debido al enfriamiento y a la deformación plástica (Fig. 6 d.). El centro quedará entonces con tracción residual y los cantos estarán comprimidos.

El enfriamiento brusco (temple) de un cuerpo desde una temperatura elevada a una inferior acentúa el desarrollo de tensiones residuales a causa del mayor gradiente térmico que se produce entre la superficie y el centro debido a la gran velocidad de enfriamiento, lo que da lugar a un mayor desajuste en la deformación. Se analizará nuevamente el caso en que no existan cambios de fase.

En la Fig. 7.a. se muestra la distribución de tensiones residuales sobre el diámetro de una barra enfriada bruscamente para el caso usual en que el metal se contrae al enfriarse. En la Fig. 7.c. se muestra la distribución en el caso de que el metal se dilate al enfriarse. El desarrollo del sistema de tensiones de la Fig. 7.a. puede visualizarse así:



La superficie relativamente fría de la barra tiende a contraerse en un anillo que es más corto y menor en diámetro que el original. Esto tiende a extrudar el centro caliente, más plástico, en un cilindro más largo y más fino que sus dimensiones originales. A su vez, si el núcleo central estuviera libre para cambiar de forma independientemente del anillo exterior, cambiaría sus dimensiones a un cilindro más corto y más fino al enfriarse. Sin embargo, la continuidad debe mantenerse a través de la barra, de manera que el aro externo es comprimido en las direcciones longitudinal, tangencial y radial, y el núcleo expandido en las mismas direcciones.

La magnitud de las tensiones residuales producidas por un enfriamiento enérgico depende de las relaciones tensión-deformación del metal y del grado de desajuste en la deformación producido por la acción del enfriamiento. Para un desajuste dado, cuanto mayor es el módulo elástico del metal, mayor es la tensión residual. Además, dado que la tensión residual no puede sobrepasar a la tensión de fluencia, cuanto mayor sea ésta tanto mayor será la posible tensión residual. También es importante la curva tensión de fluencia - temperatura del metal. Si la tensión de fluencia disminuye rápidamente al aumentar la temperatura, entonces el desajuste en la deformación será menor a temperaturas elevadas debido a que el metal puede acomodarse a los cambios de volumen producidos térmicamente mediante deformación plástica. Por otro lado, metales que tienen una elevada resistencia a la fluencia a altas temperaturas, como las superaleaciones, desarrollarán grandes tensiones residuales en el enfriamiento.

La siguiente combinación de propiedades físicas conducirá a desajustes de deformación elevados en un enfriamiento rápido:

1. Una baja conductividad térmica  $k$
2. Un alto calor específico  $c$
3. Un alto coeficiente de expansión térmica
4. Una densidad elevada

Estos factores pueden combinarse en la difusividad térmica,  $D_t = k/\rho c$ . Bajos valores de  $D_t$  conducen a desajustes de deformación elevados. Otros factores que producen un aumento en la diferencia de temperatura entre la superficie y el centro promueven altas tensiones residuales. Estos factores son:

1. Gran diámetro de cilindro.
2. Elevado salto térmico.
3. Gran severidad de enfriamiento.

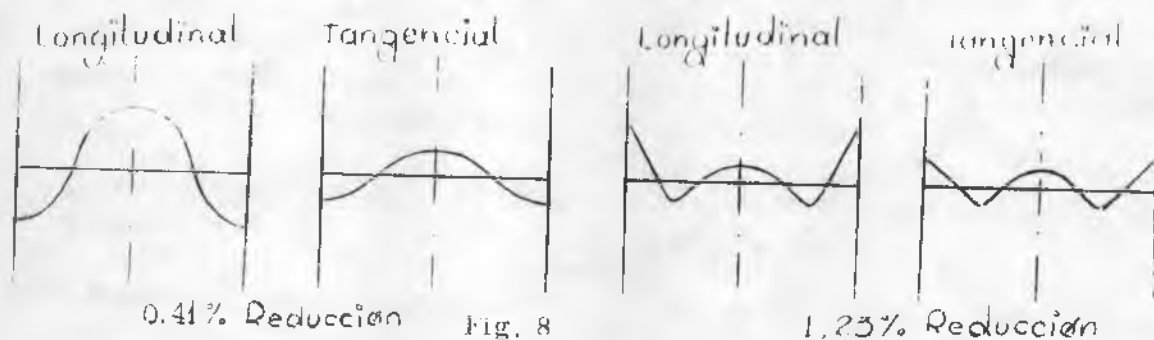
#### 4.b.2. Tensiones residuales macroscópicas por trabajado mecánico.

Las operaciones de conformado requeridas para convertir a los metales en formas terminadas y semiterminadas raramente producen una deformación homogénea de los metales. Cada proceso de conformado plástico tiene una distribución de tensiones residuales que es característica del proceso y que está influenciada en cierta medida por la forma en que se ha llevado a cabo el mismo.

Ya se han visto las tensiones residuales a que da origen el laminado de chapas

La distribución de tensiones producidas por el trafilado en frío depende de la cau-

tividad de reducción. La forma de la matriz también ejerce una influencia definida en las tensiones residuales. Buhler y Buchloltz investigaron el efecto de la reducción sobre las tensiones residuales en barras trafiladas en frío, de 2" de diámetro y de un acero con 0,50% C. Una reducción del 0,41% resultó en tensiones superficiales de compresión, mientras que con una reducción de 1,23% las tensiones superficiales pasaron a ser de tracción. La Fig. 8 ilustra este comportamiento.



Variaciones en el ángulo de la matriz y en la cantidad de deformación producen diferentes estados de tensiones residuales. Muchas veces, el trafilado en frío de barras da como resultado una tensión de tracción en la superficie. Esta tensión puede ser reducida mediante el pulido de la barra en un enderezador de rodillos. Básicamente, ésta es una operación de laminado superficial que involucra una pequeña reducción del diámetro de la barra. Las tensiones de tracción superficiales pueden llegar así a convertirse en tensiones de compresión.

El municionado ("shot peening") consiste en someter una superficie metálica al impacto de un chorro de partículas metálicas finas. Este impacto sobre la superficie produce la deformación plástica de las fibras superficiales en una multitud de regiones localizadas. Cuando se relaja este flujo plástico localizado, deja a la superficie en un estado de tensión residual de compresión. En el municionado de acero tratado térmicamente, la tensión residual máxima de compresión que se produce es alrededor del 60% de la resistencia a la fluencia del acero. La máxima tensión residual se produce debajo de la superficie a una distancia de alrededor de 0,05 a 0,25mm. A veces se bombardean con perdigones superficies predeformadas, con lo que las tensiones residuales producidas son mayores. Las variables del proceso que influyen en la magnitud y en la distribución de las tensiones residuales son: 1) El tamaño de partícula; 2) Su dureza; 3) la velocidad de municionado y 4) el tiempo.

El rectificado de piezas de máquinas puede afectar la distribución de tensiones en las mismas. Almen halló que puede introducirse una tensión de 270.000 psi en un fleje de 1/16" de espesor de acero de resortes durante una pasada de 0,002". Otros investigadores hallaron valores algo inferiores. Tarasov establece que usando condiciones de rectificado adecuadas, puede rectificarse un fleje fino sin que se produzca en el mismo una curvatura medible, lo que indicaría tensiones residuales nulas. El calentamiento superficial durante el rectificado podría ser un factor de producción de tensiones elevadas. Se demostró que se pueden alcanzar temperaturas de 705°C. Sin embargo, algunos investigadores piensan que las tensiones son debidas en algunos casos a deformación plástica inhomogénea producida durante el rectificado por la acción mecánica de remoción del material.

#### 4. b. 3. Tensiones residuales macroscópicas por transformaciones de fase.

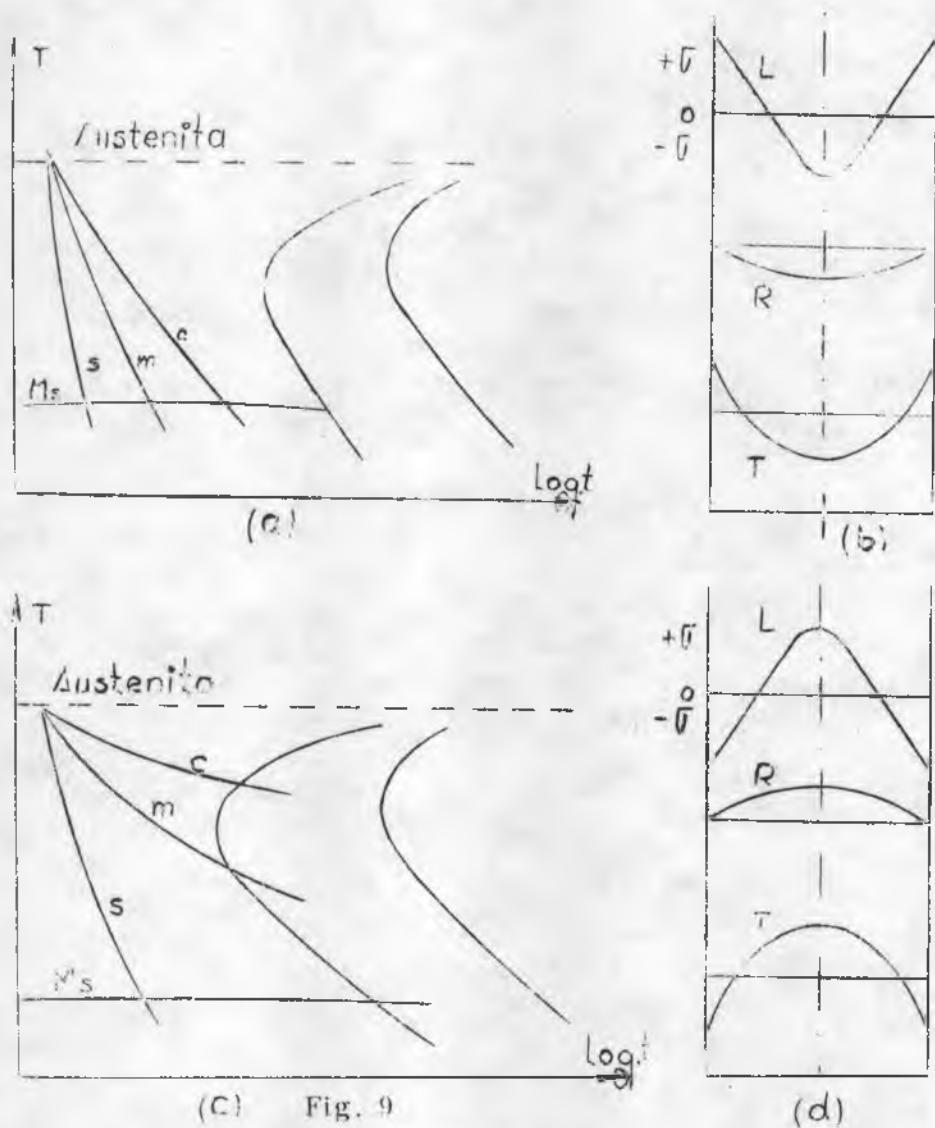
La precipitación de partículas de una segunda fase en una matriz metálica es un ejemplo de cambio volumétrico no uniforme que produce tensiones residuales microscópicas muy localizadas. Sin embargo, si la reacción no se produce uniformemente en toda la sección del cuerpo a causa de diferencias en la composición química o bien por problemas de flujo calórico, en ese caso habrá una variación en las tensiones residuales microscópicas que producirá tensiones macroscópicas. Es lo que ocurre en la cementación y en la nitruración. Se verá además el caso de la transformación martensítica de los aceros.

La cementación consiste en el cambio del contenido de carbono de las capas superficiales de una pieza provocado mediante la difusión de átomos de C en la superficie. Se producen de esta forma carburos en las zonas cercanas a la superficie de la pieza. Alrededor de estos carburos se presentan tensiones residuales microscópicas. Dado que la distribución de estos carburos no es homogénea, se obtienen tensiones residuales macroscópicas. En general, la superficie cementada contiene tensiones residuales de compresión, aunque puede haber variaciones sustanciales según las variantes del proceso. Ordinariamente, la máxima tensión residual de compresión se produce en una superficie cercana al borde de separación entre la capa cementada y el núcleo más pobre en C.

La nitruración es un proceso de endurecimiento superficial que se logra mediante la difusión de N en una superficie de acero a una temperatura por debajo de la  $A_1$  de transformación. Debido a la formación de los nitruros, se produce una dilatación volumétrica de la superficie. La distribución de tensiones residuales consiste en un estado de compresión en la superficie y de tracción en el interior. Debido a que no hay dilatación volumétrica en el núcleo, como puede ocurrir con la cementación, la distribución de tensiones residuales producida por la nitruración es más fácil de controlar.

En el temple de los aceros, la austenita empieza a transformarse en martensita siempre que la pieza alcance la temperatura  $M_s$ : Dado que esta transformación va acompañada de un aumento de volumen, el metal se expande a medida que procede la transformación en el enfriamiento desde la temperatura  $M_s$  a la  $M_f$ . Esto produce una distribución de tensiones residuales del tipo de la Fig. 7. c. La distribución de tensiones residuales en una barra de acero templada es la resultante de los procesos competitivos de contracción térmica y expansión volumétrica debida a la formación martensítica. La transformación de la austenita a bainita o a perlita produce también una expansión volumétrica, pero de menor magnitud. Las tensiones resultantes dependen de las características de transformación del acero, determinadas principalmente por su composición y templabilidad, y las características de transferencia de calor del sistema, determinadas en primer lugar por el diámetro de la barra, la temperatura de austenización y la serenidad del temple.

La Fig. 9. ilustra algunas de las posibles distribuciones de tensiones residuales que pueden producirse en el temple de barras de acero. La parte izquierda de esta figura ilustra un diagrama TTT típico. Sobre este diagrama se indican las velocidades de enfriamiento de la superficie, radio medio y centro de la barra ( $\delta$ ,  $m$ , y  $c$  respectivamente).



(c) Fig. 9

(d)

En la Fig. 9.a. la velocidad de temple fué suficientemente rápida como para convertir a toda la barra en martensita. Al tiempo en que el centro de la barra alcanza la temperatura  $M_s$ , la transformación está esencialmente completa en la superficie. Las capas superficiales tratan de contraerse contra el núcleo central que se expande, y el resultado es una tensión residual de tracción en la superficie y de compresión en el centro (fig. 9.b.). Sin embargo, si el diámetro de la barra es más bien pequeño y ha sido drásticamente templado en agua salada, de manera que el núcleo y la superficie se transformen prácticamente al mismo tiempo, la superficie llegará a temperatura ambiente con un estado de tensiones residuales de compresión. Si la barra se temple menos energicamente, de manera que la superficie se transforme en martensita mientras que el radio medio y el centro se transforman en perlitas (fig. 9.c.), habrá poca constricción ejercida por el núcleo caliente y blando cuando se forma la martensita en la superficie, y el núcleo se expande y acomoda a las capas externas. Las regiones perlíticas intermedias y del núcleo se contraen luego al enfriarse de la manera usual y producen una distribución de tensiones residuales que consiste en compresión en la superficie y tracción en el centro (Fig. 9.d.).

También son posibles otros estados de tensiones, según la velocidad de enfriamiento y las características del acero. Por ejemplo, es posible producir un estado de tensiones de tracción en la superficie y núcleo de la barra y de compresión en las zonas intermedias.

En materiales relativamente frágiles tales como los aceros de herramientas, la tensión de fluencia no está muy lejos de la de rotura. Pueden entonces producirse por temple tensiones de tracción superficiales iguales a la tensión de fluencia. Si hay presentes concentradores de tensión, la tensión residual de tracción puede exceder a la de fractura. Se producen así las grietas de temple. Para evitarlas se recurre al martempering.

Las razones del revenido de aceros templados son, entre otras, eliminar las tensiones residuales microscópicas en la martensita y reducir el nivel de las macroscópicas. Aunque el revenido generalmente baja el nivel de la tensión residual, hay excepciones a este comportamiento. Para barras completamente templadas, el nivel de la tensión residual disminuirá uniformemente con el aumento de la temperatura de revenido. Para una barra en tensiones residuales de compresión debido a un temple incompleto, un aumento en la temperatura de revenido reducirá progresivamente la tensión residual. Si una barra está casi completamente templada, se producirá una mayor contracción en la superficie que en el centro debido al revenido de la martensita. Esto producirá un aumento en las tensiones residuales de tracción superficiales a medida que progresa el revenido.

## 5. Métodos para medir las tensiones residuales.

Las tensiones residuales no pueden determinarse directamente con mediciones mediante extensómetros eléctricos ("strain gages"), como en el caso de fuerzas exteriores. Las tensiones residuales se calculan a partir de mediciones de deformación que se obtienen cuando se secciona al cuerpo y se relajan las tensiones residuales.

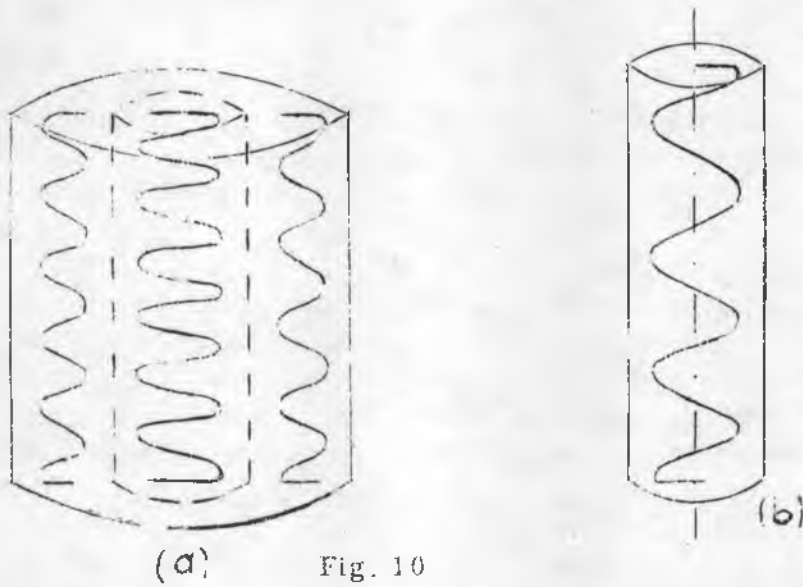
Los métodos usados para medir estas tensiones se pueden agrupar en:

- A) Métodos mecánicos.
- B) Métodos de deflexión.
- C) Utilización de rayos X.

### 5. A. Métodos mecánicos.

Dauer y Heyn desarrollaron un método para medir las tensiones residuales longitudinales en un cilindro. En el mismo, las tensiones bloqueadas pueden asociarse a un sistema de resortes como el que se ve en la Fig. 10. En este ejemplo se supone que la barra cilíndrica está sometida a tensiones residuales de tracción en la periferia y de compresión en el centro. En el modelo de los resortes, los del centro estarán comprimidos y los exteriores, alargados (Fig. 10.a.). Ahora bien, si se destruye el equilibrio estático de fuerzas quitando los resortes exteriores, los que estaban comprimidos se alargarán (Fig. 10.b.). La cantidad de alargamiento experimentalada por los resortes centrales es directamente proporcional a la fuerza

ejercida sobre ellos por los resortes externos.



La deformación experimentada por el núcleo es  $d\epsilon_1 = dL_1/L_1$  donde  $L_1$  es la longitud alargada del elemento. La tensión relajada por este alargamiento,  $\sigma_n$ , está relacionada con la deformación a través de la ley de Hooke:

$$\sigma_n = E d \epsilon_1$$

Dado que el cilindro estaba inicialmente en equilibrio antes de quitarse la capa externa, la fuerza en el núcleo central equilibra la fuerza en el material removido.

$$P_{\text{núcleo}} = A_1 E d \epsilon_1 = P_{\text{sup.}}$$

Si  $A_0$  es el área original de la barra, el área de la capa superficial es  $dA_1 = A_0 - A_1$ . La tensión media existente en la capa es  $s$ , de manera que la fuerza en la capa superficial puede escribirse como:

$$P_{\text{sup.}} = \bar{\sigma}_s dA_1$$

de donde resulta:

$$s = \frac{A_1 E d \epsilon_1}{dA_1}$$

Este tipo de análisis tiene el inconveniente de no considerar que existe una variación continua en las tensiones residuales. Sólo se determinan tensiones medias en las capas removidas. Existe además una interrelación entre las tensiones medidas en cada remoción de capa y la cantidad de material ya quitado, con lo cual se debería hacer un análisis iterativo, obteniéndose fórmulas del tipo:

$$\sigma_n = \frac{A_n E d \epsilon_n}{dA_u} - E (d \epsilon_1 + d \epsilon_2 + \dots + d \epsilon_{n-1})$$

Otro método de medición de tensiones residuales fué propuesto por Mesnager y desarrollado por Sachs. Este método está limitado a cuerpos cilíndricos en que las tensiones residuales varíen en dirección radial, pero sean constantes en las direcciones longitudinal y circunferencial. Esta condición no es muy restrictiva, dado que se cumple en la mayor parte de los métodos de conformado de barras y tubos.

Cuando se usan barras sólidas en este método, la primera operación consiste en maquinarse un agujero axial. Luego se van quitando capas en la parte interior del tubo hueco, midiéndose las deformaciones longitudinal y tangencial.

$$\epsilon_L = \frac{L_1 - L_0}{L_0}$$

$$\epsilon_t = \frac{D_1 - D_0}{D_0}$$

Se define así los parámetros:

$$\lambda = \epsilon_L + \nu \epsilon_t$$

$$\theta = \epsilon_t + \nu \epsilon_L$$

Con lo cual las tensiones residuales son:

$$\sigma_L = E' \left[ (A_0 - A) \frac{d\lambda}{dA} - \lambda \right]$$

$$\sigma_t = E' \left[ (A_0 - A) \frac{d\theta}{dA} - \frac{A_0 + A}{2A} \theta \right]$$

$$\sigma_r = E' \left( \frac{A_0 - A}{2A} \theta \right)$$

donde:

$$E' = E / (1 - \nu^2)$$

$A_0$  - Área original del cilindro

$A$  - Área removida del cilindro

$\nu$  - Coeficiente de Poisson

Debe tenerse mucho cuidado al maquinarse el material para evitar recalentamiento. Las deformaciones pueden medirse con strain gages.

Treuting y Read desarrollaron un método para determinar el estado biaxial de tensiones residuales sobre la superficie de una chapa fina. Este método supone que

el material se comporta de una manera elásticamente homogénea y que la tensión varía, no en el plano de la chapa, sino sólo a través de su espesor.

Para aplicar este método, la chapa probeta se adhiere a una superficie plana paralela y se reduce en cierta cantidad el espesor mediante un pulido y ataque cuidadoso. Se quita luego la probeta de la superficie y se miden los radios de curvatura longitudinal y transversal, y el espesor. En base a ellos se obtienen expresiones que dan las tensiones residuales.

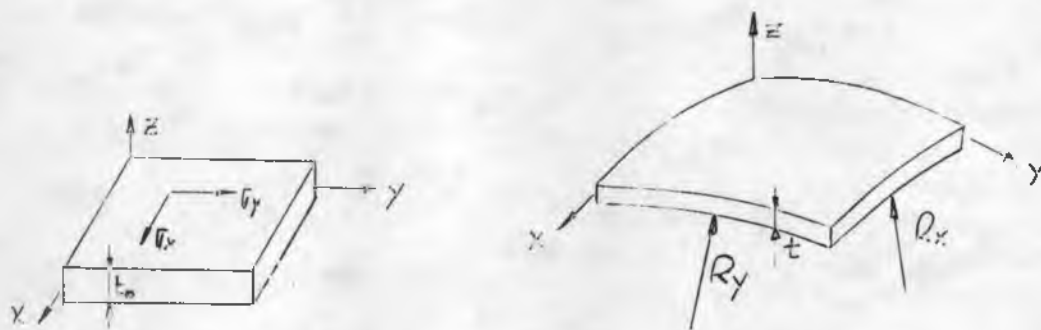


Fig. 11

#### 5. B. Métodos de deflexión.

Un análisis completo de las tensiones residuales en las direcciones principales y de su variación con la profundidad en el cuerpo mediante los métodos mecánicos, es un procedimiento laborioso. Se han desarrollado por lo tanto métodos aproximados, menos precisos pero más rápidos. Dado que las técnicas involucran un corte mecánico de la probeta y la medición de la deflexión del elemento cortado, se denominan comúnmente métodos de deflexión. Se pueden aplicar cuando es razonable suponer que la tensión varía linealmente a través del espesor de una placa o tubo, pero es constante a lo largo de la longitud, ancho o circunferencia. En realidad, la distribución de tensiones a través del espesor es raramente lineal. Las fórmulas logradas por este método dan la tensión residual sólo en la superficie y consideran la tensión sólo en una dirección particular. Aunque ésta es por lo general la dirección de tensión máxima, debe especificarse que la presencia de tensiones en las otras direcciones principales puede afectar su valor.

Se analizará en detalle el caso de una chapa laminada para ver cómo funciona el método. La tensión residual longitudinal en la superficie de una chapa laminada puede ser determinada cortando la chapa en su plano central para relajar el momento flector que existe en el cuerpo (Fig. 12.a.).

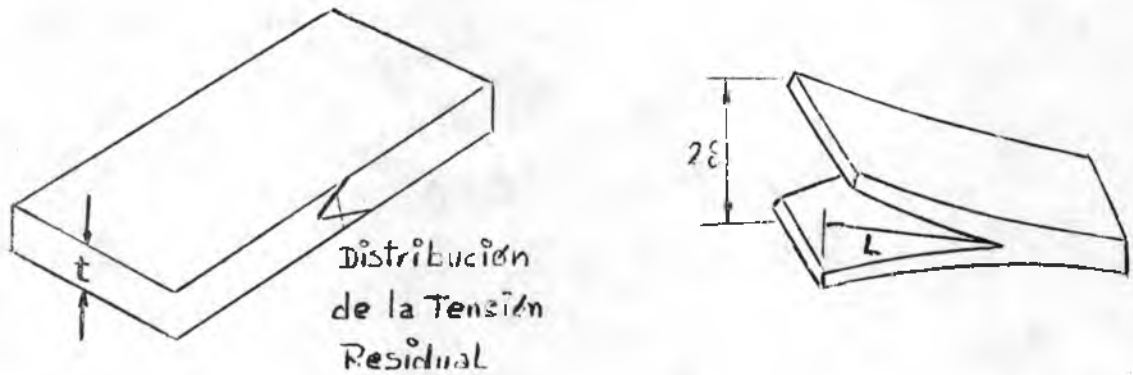


Fig. 12

El momento flector en esta chapa puede representarse como sigue:

$$M = \frac{E' I}{R}$$

donde:  $E'$  =  $E / (1 - \nu^2)$   
 $I$  = Momento de inercia de la sección cortada.  
 $R$  = Radio de curvatura.

Aunque se desconoce la distribución de tensiones residuales que produjo este momento flector, se supone que varía linealmente con el espesor  $t$ . Basado en esta relación lineal, la máxima tensión longitudinal en la superficie está dada por la ecuación:

$$L = \frac{Mc}{I}$$

donde  $c$  es la distancia del eje neutro a la fibra externa, en este caso  $t/4$ . Sustituyendo resulta

$$L = \frac{E' t}{4 R}$$

El radio de curvatura puede expresarse en términos de la deflexión  $\xi$  y de la longitud  $L$  mediante la ecuación siguiente, si  $\xi \ll R$ :

$$R = \frac{L^2}{2 \xi}$$

Así, la tensión residual longitudinal en la superficie está dada por

$$L = \frac{E' t \xi}{2 L^2}$$

En forma similar se puede analizar el caso de una barra redonda.

En el caso de tubos de paredes finas, la tensión en la superficie puede determinarse cortando una lengüeta longitudinal como se ve en la fig. 13. La tensión longitudinal está dada por:

$$L = \frac{E't\delta}{L^2}$$



Fig. 13

Conviene que el ancho de la lengüeta sea 0,1 a 0,2 D, con lo cual la deflexión es máxima.

Para determinar las tensiones residuales circunferenciales en un tubo, se efectúa un corte longitudinal en el mismo y se mide la variación del diámetro (Fig. 14.).

$$c = E't \left( \frac{1}{D_0} - \frac{1}{D_1} \right)$$

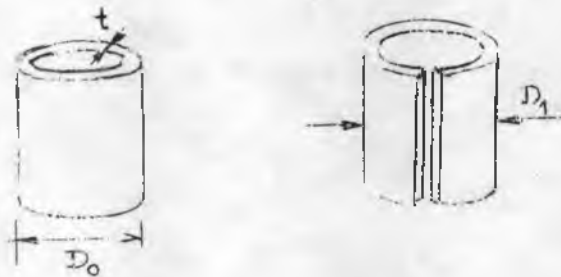


Fig. 14

### 5.C. Utilización de rayos X para medir las tensiones residuales.

Se utiliza el espaciado interatómico de ciertos planos cristalográficos como patrón de medida para medir la deformación. En esencia, se determina el espaciado interatómico para un plano dado en la condición libre de tensiones y para el mismo material que contenga tensiones residuales. Puede relacionarse el cambio en el espaciado con la tensión residual. Dado que los rayos X penetran menos de 0,025mm en la superficie de un metal, los métodos de rayos X miden sólo deformaciones superficiales y pueden por lo tanto determinarse así sólo tensiones residuales superficiales. Dado que no existe tensión normal a una superficie libre, este

método está limitado a estados de tensiones mono y biaxiales.

Los métodos de rayos X tienen la ventaja de que son no destructivos y no involucran cortes ni remoción de material. Además, no siempre es necesario efectuar mediciones en estados libres de deformaciones, por lo cual se pueden usar para determinaciones de causas de fallas después que éstas se hayan producido. Miden las tensiones residuales en áreas muy localizadas. Esto puede ser una desventaja pues se pierde el panorama general, pero es importante cuando las tensiones residuales varían muy bruscamente.

## 6. Eliminación de tensiones residuales.

Puede cumplirse por calentamiento o mediante trabajado mecánico. Aunque las tensiones residuales desaparecerían lentamente a temperatura ambiente, el proceso es acelerado calentando la pieza a temperatura elevada. La relajación de tensiones residuales en un recocido de este tipo se debe a dos efectos. Primero, dado que la tensión residual no puede exceder a la de fluencia, la deformación plástica reducirá la tensión residual al valor de la de fluencia a la temperatura de recocido. De esta manera no se eliminan todas las tensiones residuales. Generalmente, la mayor parte de la tensión residual será eliminada por un relajamiento dependiente del tiempo. Hay curvas que ilustran este comportamiento. Dado que este proceso depende mucho de la temperatura, un incremento de ésta disminuye en forma notoria el tiempo necesario. A menudo debe hallarse una solución de compromiso entre el uso de una temperatura suficientemente elevada para la eliminación de tensiones residuales en un tiempo razonable y el recocido de los efectos del trabajado en frío.

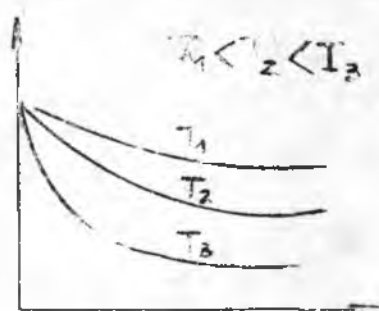


Figure 15

Las deformaciones diferenciales que producen tensiones residuales elevadas pueden eliminarse también por deformación plástica a temperatura ambiente. Por ejemplo, productos tales como chapas, placas y piezas extrudadas son estiradas más allá del punto de fluencia para eliminar deformaciones diferenciales por fluencia. En otros casos, la distribución de tensiones residuales que es característica de una operación particular puede superponerse sobre la presente en el metal. Una superficie con tensiones de tracción puede ser convertida en una que tenga compresión mediante el laminado o el perdigonado. Sin embargo, es importante en estos casos seleccionar las condiciones de trabajo superficiales que borren completamente a la distribución inicial. Por ejemplo, si se usara un laminado superficial muy leve en una superficie con tensiones de tracción, sólo se eliminarían las de la superficie. Por debajo de la misma podría haber tensiones demasiado elevadas aún.

Un concepto interesante es el uso de tensiones térmicas para reducir las de temple. Dado que las tensiones residuales resultan de gradientes térmicos producidos al templar una pieza, es posible introducir tensiones residuales de signo opuesto sometiendo una pieza fría a un calentamiento muy rápido. Este concepto de "temple en contracorriente" (uphill quench) ha sido usado en aleaciones de aluminio para reducir las tensiones de temple hasta un 80% a temperaturas suficientemente bajas como para impedir el ablandamiento.

BIBLIOGRAFIA:

- "Metalurgia mecánica"  
G.E. Dieter - Ed. Aguilar
  
- "Residual Stress Measurements"  
A.S.M.
  
- "An Introduction to Metallurgy"  
A.H. Cottrell - Ed. St. Martin's Press
  
- "Strength and Structure of Engineering Materials"  
N.L. Polakowsky, E.J. Ripling - Ed. Prentice Hall

Punto 14 :

MÉTODOS DE INVESTIGACION EN LOS PROCESOS DE TRABAJO  
DE METALES .-

1. MEDIDA DE TENSIONES Y DEFORMACIONES

Para interpretar y reproducir el comportamiento mecánico de un material sometido a un estado de tensiones determinado, es necesario poder medir las tensiones que actúan sobre dicho material y los esfuerzos que las mismas producen.

En el caso de los ensayos convencionales, tales como tracción, compresión y torsión fundamentalmente, las máquinas con que se realizan vienen provistas de dinamómetros especiales para medir las fuerzas o los momentos que actúan sobre las probetas ensayadas. Conocida el área instantánea de la probeta sobre la que se aplica la fuerza, es relativamente sencillo determinar en estos casos la tensión media actuante

Los dinamómetros pueden ser sistemas de palancas con pesos que deban equilibrarse, manómetros Bonadon, resortes helicoidales anillos calibrados, etc.

Cuando no se posee un dinamómetro de la suficiente precisión se recurre a las celdas de carga, provistas por lo común de algún tipo de extensómetros eléctricos que se verán más adelante. Algunas máquinas de ensayo modernas recurren también a este tipo de aparatos para la medición de las cargas. Además se usan cuando se desea estudiar la distribución de tensiones (fundamentalmente en el campo elástico) en una sección determinada. El método es en este caso indirecto : conocidas las deformaciones, se determinan las tensiones mediante las relaciones tensiones-deformaciones ya vistas.

Las deformaciones se miden con extensómetros. Estos pueden ser :

- a) Mecánicos
- b) Ópticos
- c) Eléctricos

Dado que los movimientos a estudiarse están muy por debajo de los que se pueda apreciar con los sentidos, es necesario algún sistema de amplificación para hacerlos detectables.

La solución más obvia es la de amplificar los movimientos en forma directa y mecánica mediante palancas, engranajes o dispositivos análogos. Parece relativamente sencillo proyectar un dispositivo semejante. Para obtener una magnificación dada, sería simplemente cuestión de superponer palancas que multiplicaran sus efectos. Pero cuando se

analizan otros efectos concomitantes, tales como la fricción, inercia, movimientos perdidos, etc., se ve que no es tan simple obtener resultados confiables de este modo. Las dificultades aumentan rápidamente con la cantidad de amplificación deseada, y se complican por los efectos de inercia cuando se deseen medir movimientos rápidos tales como vibraciones o impactos.

Para superar estas dificultades se pensó en el hecho de que un haz de luz puede actuar como un indicador infinitamente rígido, sin peso, sin inercia, que puede alcanzar longitudes mucho mayores de las que serían prácticas para un indicador mecánico. La mayor parte de los extensómetros ópticos se basan en este principio.

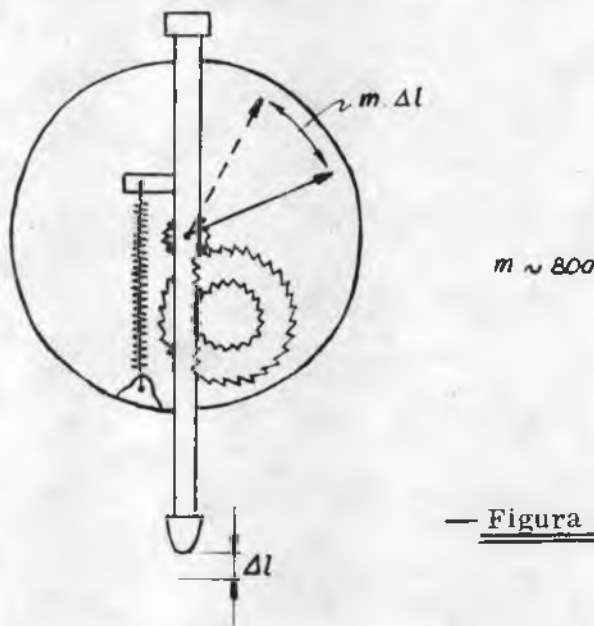
Otra forma de superar las dificultades señaladas es la de transformar los movimientos a ser estudiados en alguna forma de cambios en un circuito eléctrico. Esto no da necesariamente la magnificación, pero es factible usar equipos sensibles para detectar tales cambios eléctricos pequeños. Estos extensómetros son especialmente útiles en los casos de vibraciones o de impactos.

A pesar de las ventajas de los métodos ópticos y eléctricos, aún hay en uso muchos extensómetros mecánicos, que para muchos propósitos son más convenientes que los primeros. Una de sus ventajas principales es la de ser completos en sí, sin necesidad de recurrir a otros instrumentos.

a) Extensómetros mecánicos : Como ya se dijo, son aquéllos que usan elementos mecánicos para amplificar la deformación del material sobre el cual se colocan.

Algunos extensómetros característicos de este tipo son :

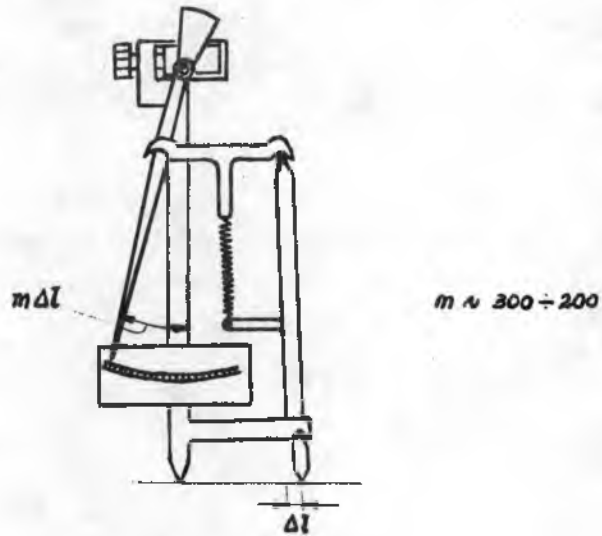
Relojes comparadores :



— Figura 1 —

La amplificación se logra por medio de un sistema de engranes. Una leve presión del resorte mantiene al palpador siempre adherido a la pieza.

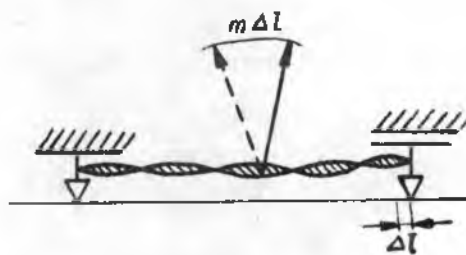
Extensómetros Huggenberger :



- Figura 2 -

El efecto multiplicador se consigue en estos extensómetros mediante sistemas de palancas. Son muy usados en fenómenos estáticos.

Microkator :



- Figura 3 -

La unidad amplificadora es en este caso una cinta metálica delgada de sección rectangular torsionada. En su punto medio lleva una aguja indicadora. El movimiento del cabezal móvil desplaza a la aguja en la forma señalada en la figura 3. Se pueden leer desplazamientos de hasta 0,00025 mm.

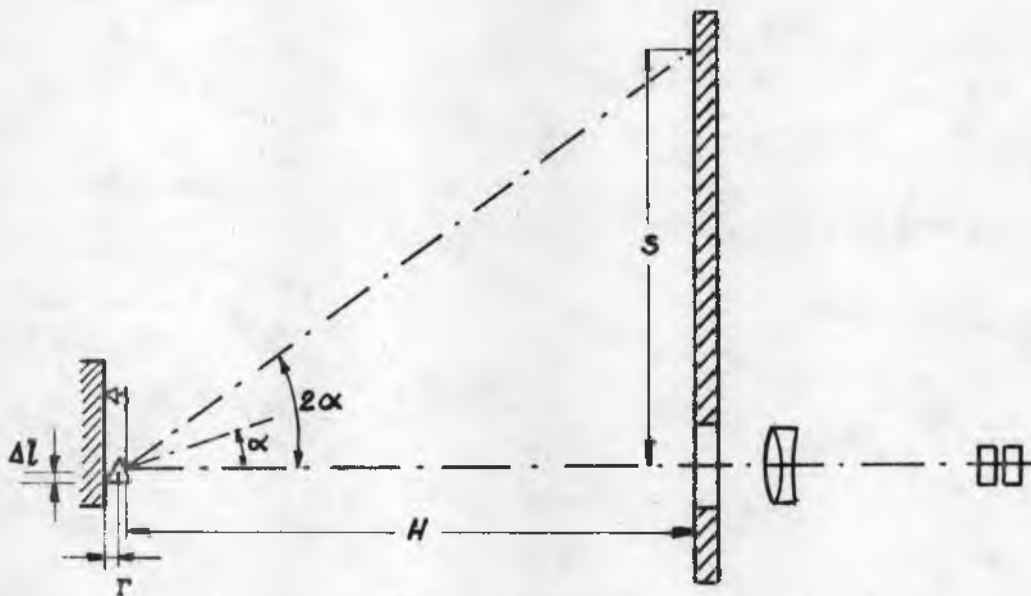
b) Extensómetros ópticos : Se pueden clasificar en dos grupos :

1. Instrumentos que usan el principio de palanca óptica.
2. Instrumentos con palancas mecánicas.

En los primeros, la palanca consiste en un brazo mecánico corto que sostiene un espejo el, cual refleja un haz luminoso. Este haz reflejado es el otro brazo de la palanca, que se mueve a una velocidad doble que la del brazo corto debido a la ley de reflexión. El movimiento angular del haz reflejado se amplifica por un sistema óptico, o bien se mide a larga distancia.

En los instrumentos del segundo tipo, la amplificación se logra con palancas sólidas. Al final de los brazos largos se ubican marcas de referencia. El movimiento relativo de estos puntos se mide, por medios ópticos, tales como microscopios, por ejemplo.

Uno de los instrumentos del primer tipo más usados son los espejos de Marteus.



— Figura 4 —

Para evitar los errores que surgen con este método, se usan sistemas con dos y hasta tres espejos.

Cuando los desplazamientos a medirse son muy pequeños, se usan los interferómetros.

c) Extensómetros eléctricos : En estos instrumentos, el desplazamiento o la deformación a medir se convierten en una señal eléctrica

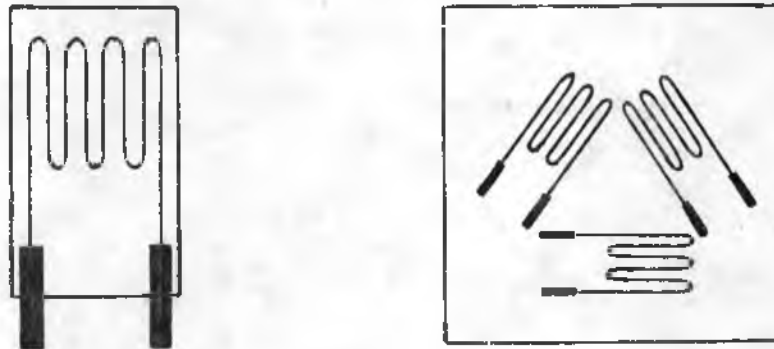
que, una vez amplificada, puede medirse o bien registrarse. Existen varios tipos de extensómetros eléctricos :

Extensómetros eléctricos de resistencia ("strain gages")

Constan de una resistencia (de alambre o electrodepositada) que se adhiere a la pieza cuya deformación se desea medir. Esta deformación produce una variación en la resistencia eléctrica del extensómetro dada por la relación :

$$\frac{\Delta R}{R} = k \frac{\Delta L}{L}$$

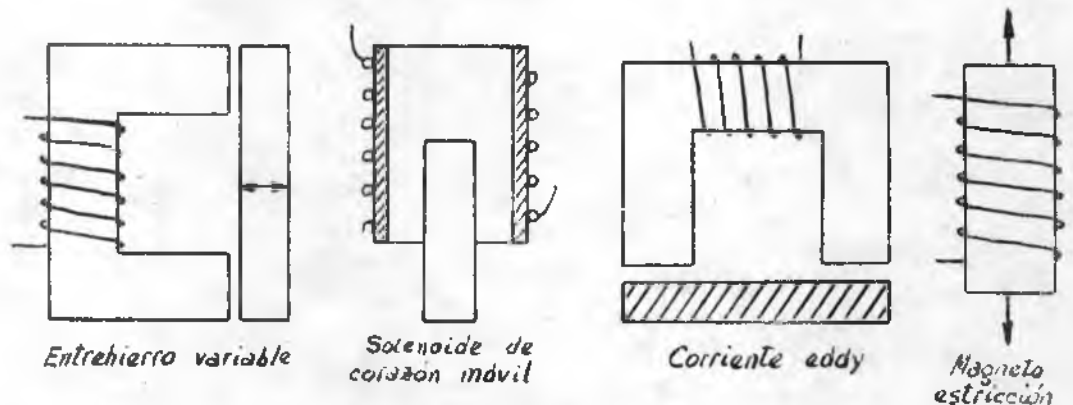
donde K es una cte. del extensómetro, la variación de resistencia desequilibra al circuito eléctrico del que forma parte el extensómetro, con lo que se mide la deformación producida.



- Figura 5 -

Transductores magnéticos

Son dispositivos en los cuales el desplazamiento a medirse produce un cambio en el campo magnético y, por ende, en la impedancia de una bobina. Esta depende de su inductancia y de su resistencia efectiva, y por lo tanto cualquiera de estas magnitudes, o ambas, pueden hacerse sensibles al desplazamiento a medirse



- Figura 6 -

### Pick-up inductivos

Se hace variar la capacidad de un condensador cambiando o la distancia o bien el área de los electrodos.

### Cristales piezoeléctricos

Son transductores utilizados para convertir pulsos mecánicos en señales eléctricas, obtenidas por variación de sus características dieléctricas. Muy utilizados en este sentido son los cristales de cuarzo.

## 2. ESTUDIO DE LAS CONDICIONES DE FLUENCIA DEL MATERIAL

Mediante los instrumentos reseñados en el punto anterior, se miden o determinan las tensiones y las deformaciones bien sea en puntos muy localizados de la pieza, o bien sobre el total de la misma. Resulta así muy difícil, y a veces imposible, obtener una imagen completa del modo en que fluye el material durante un proceso de deformación plástica en que ésta no sea homogénea. La aplicación de los muchos extensómetros está además limitada al campo elástico, o se extiende hasta unos pocos por cientos de deformación plástica.

Es por ello que para estudiar la fluencia del material se suele recurrir a alguno de los métodos que se detallan a continuación :

### a) Trazado de mallas en superficies o en zonas interiores :

En muchos estudios de la deformación en operaciones de conformado se ha empleado este método. Se usan mallas rectangulares o polares, según la conveniencia de cada caso. Las mallas o grillas pueden aplicarse por trazado o con métodos fotográficos. La distorsión de la malla luego de aplicada la deformación indica la forma en que ha fluído el material. Las grillas superficiales dan sólo una información limitada. El flujo en el interior del material puede estudiarse contando a la pieza por el medio, fijando una malla a una cara o a ambas, volviendo a unir ambas mitades y procediendo a efectuar la deformación. En algunos casos es muy importante que la grilla se trace en un plano de simetría.

### b) Modelos en plastilina o en cera :

La deformación de la plastilina es similar a la de un material plástico ideal. Por lo tanto, la plastilina es útil para comprobar los análisis teóricos del conformado plástico. Las grillas pueden colocarse fácilmente en el interior de los modelos de plastilina, y se necesita un equipo muy liviano para deformarlo. A veces se usan modelos de plastilina de diversos colores para remedar una grilla. Pero el comportamiento mecánico de la plastilina depende mucho del colorante, con lo cual el material deja de ser isótropo y homogéneo. Además la plastilina y la cera se ven muy afectadas por la temperatura.

c) Inserción de materiales distintos :

A veces se insertan en las piezas cuya deformación se desea medir tornillos, cilindros, placas u otros elementos. Una vez efectuada la deformación, se procede a cortar a la pieza y se observa la deformación que han sufrido los elementos insertados. De esta manera se puede tener una idea del flujo de material en el interior de la pieza. En el caso de los tornillos, además de la deformación experimentada por el cuerpo de los mismos, se suele medir la variación del paso de rosca con el espesor del material. De esta manera se puede observar una componente más de la deformación. La crítica que se hace a este sistema es que con el mismo se introduce un factor de anisotropía en la pieza, dado que el material del elemento insertado no puede ser idéntico al que reemplaza en la misma.

d) Técnicas metalográficas :

Estas pueden ser tanto macro como micrográficas, según la naturaleza del fenómeno y lo que se desea observar. Un macroataque puede revelar a veces el flujo que ha experimentado el material por la orientación que presentan las inclusiones en el mismo. También puede dar idea de deformación inhomogénea en el caso que se produzca una recristalización secundaria en una parte de la pieza. Por su parte, las técnicas micrográficas permiten seguir el desarrollo de la deformación por la forma que adoptan los granos, o algunas inclusiones o segundas fase presentes.

e) Lacas frágiles

Si se recubre una estructura con cierto tipo de lacas que endurecen y forman un recubrimiento fino frágil, cuando se cargue la estructura aparecerán grietas en el recubrimiento, en una dirección perpendicular a la tensión principal de tracción.

La distribución de grietas indica de esta manera las direcciones de las tensiones superficiales y señala las regiones de gran concentración de tensiones. Suele ser útil un primer análisis de distribución de tensiones superficiales con lacas frágiles para hallar la mejor ubicación de extensómetros eléctricos.

### 3. MÉTODOS MATEMÁTICOS PARA ESTUDIAR LOS PROCESOS

#### 3.1. INTRODUCCION

En general, la práctica de la ingeniería está principalmente dedicada a la aproximación empírica. En el campo del conformado de metales, la experiencia ("know how") ha sido el método para la solución de problemas, y la teoría de plasticidad no ha sido usada extensamente. La aproximación empírica es de valor en la medida en que los problemas están comprendidos en la experiencia del investigador. Los resultados empíricos, sin embargo, aunque útiles en la práctica, pueden fallar en la predicción de respuestas a problemas nuevos. Esto puede corregirse por la aplicación de la teoría de plasticidad a los procesos de conformado, y ser así de particular importancia para la industria moderna.

En un problema general de deformación plástica, un análisis completo consiste en hallar las soluciones en las regiones elástica y plástica. Ya se vió que en la región elástica, la tensión y la deformación total están directamente relacionadas por la ley de Hooke, mientras que la teoría de plasticidad describe el comportamiento mecánico de los materiales en la región plástica. Aunque hay un número suficiente de ecuaciones independientes que definen el mecanismo de la deformación plástica, no es posible en la actualidad obtener una solución general para un problema específico de conformado sin simplificaciones y aproximaciones en el mecanismo de deformación. Según las simplificaciones hechas, hay disponibles una cierta cantidad de métodos aproximados, teóricos y experimentales, para el análisis de los problemas de conformado de metales. Estos son :

1. Método de energía de deformación uniforme.
2. Método del bloque.
3. Método de líneas de deslizamiento (slip line field)
4. Método de límite superior.
5. Visioplasticidad.

#### 3.2. ECUACIONES BASICAS

En la teoría de plasticidad, se idealiza el comportamiento complejo del material real observado en el rango plástico, y, ha sido desarrollada su formulación matemática a temperaturas moderadas para el material plástico ideal que es isótropo y homogéneo ; se desprecian los efectos de tamaño y Bauschinger. En muchos procesos tecnológicos de conformado en que los materiales sufren la mayor parte de la deformación como plástica, se hace una idealización más del material al asignarse a las deformaciones elásticas una importancia secundaria en el mecanismo de deformación. Se supone que el material tiene un módulo de Young infinitamente grande. De aquí en adelante se tratará con este

tipo de materiales, o sea, rígidos-plásticos.

En un problema general de deformación plástica, el cálculo de la tensión y de la deformación involucra una solución de ecuaciones básicas que describen la mecánica de los procesos de deformación para condiciones de borde dadas de tensión y desplazamiento.

La mecánica del proceso de deformación de un metal rígido plástico puede definirse por las siguientes ecuaciones :

1) Ecuaciones de equilibrio estático

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial z} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} &= 0 \end{aligned} \quad (1)$$

2) Las relaciones de Levy - Mises entre tensiones y velocidades de deformación

$$\frac{\dot{\epsilon}_x}{\sigma_x} = \frac{\dot{\epsilon}_y}{\sigma_y} = \frac{\dot{\epsilon}_z}{\sigma_z} = \frac{\dot{\gamma}_{xy}}{2\tau_{xy}} = \frac{\dot{\gamma}_{yz}}{2\tau_{yz}} = \frac{\dot{\gamma}_{zx}}{2\tau_{zx}} \quad (2)$$

que satisfacen automáticamente la constancia de volumen o incompresibilidad

$$\dot{\epsilon}_x + \dot{\epsilon}_y + \dot{\epsilon}_z = 0 \quad (3)$$

3) La condición de fluencia dado por

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) = 2\bar{\sigma}^2 \quad (4)$$

donde :  $\bar{\sigma} = \text{constante}$  : material perfectamente plástico  
 $\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\dot{\epsilon})$  : material plástico no endurecible (deformación en caliente)  
 $\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\bar{\epsilon})$  : material plástico endurecible (deformación en frío)

(Nótese que aquí se ha usado el criterio de fluencia de Von Mises. Podría haberse usado el de Tresca, en cuyo caso de deben modificar las relaciones de Lévy - Mises).

Las ecuaciones (1), (2) y (4) constituyen 9 ecuaciones independientes para las componentes incógnitas de tensión y de velocidad de deformación. El número de incógnitas es 9, o sea, 6 componentes de tensión y 3 componentes de velocidad, dado que las velocidades de deformación se expresan por definición en términos de componentes de velocidad en tres direcciones coordenadas  $u$ ,  $v$  y  $w$  como

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_x &= \frac{\partial u}{\partial x} & \dot{\epsilon}_y &= \frac{\partial v}{\partial y} & \dot{\epsilon}_z &= \frac{\partial w}{\partial z} \\ \dot{\gamma}_{xy} &= \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} & \dot{\gamma}_{yz} &= \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z} & \dot{\gamma}_{zx} &= \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} \end{aligned} \quad (5)$$

En consecuencia, una solución analítica es teóricamente posible, si se especifican una cierta cantidad de condiciones de borde. Sin embargo, es evidente que las dificultades matemáticas que deben vencerse hacen imposible obtener una solución general de un problema de conformado particular. Así, la mayoría de los análisis de los procesos de conformado están limitados a problemas bidimensionales o tridimensionales simétricos.

Cuando se consideran los casos simples mencionados, las ecuaciones básicas se reducen a :

Estado plano de deformación : las condiciones están dadas por

$$\dot{\gamma}_{yz} = \dot{\gamma}_{zx} = 0 \quad \therefore \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad ; \quad \dot{\epsilon}_z = 0 \quad \therefore \sigma_z = \frac{1}{2}(\sigma_x + \sigma_y)$$

y se desconocen 3 componentes de tensión y 2 de velocidad

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} &= 0 \\ \frac{\dot{\epsilon}_x}{\sigma_x} = \frac{\dot{\epsilon}_y}{\sigma_y} = \frac{\dot{\gamma}_{xy}}{2\tau_{xy}} \end{aligned} \quad (6)$$

$$\frac{3}{4}(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 3\tau_{xy}^2 = \bar{\sigma}^2$$

Estado plano de tensiones : Las condiciones están dadas por

$$\sigma_z = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$$

y se desconocen 3 componentes de tensiones y 2 de velocidades.

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} &= 0 \\ \frac{\dot{\epsilon}_x}{\sigma_x} = \frac{\dot{\epsilon}_y}{\sigma_y} = \frac{\dot{\epsilon}_z}{\sigma_z} = \frac{\dot{\gamma}_{xy}}{2\tau_{xy}} \end{aligned} \quad (7)$$

$$\sigma_x^2 - \sigma_x \sigma_y + \sigma_y^2 + 3\tau_{xy}^2 = \bar{\sigma}^2$$

Simetría cilíndrica : Las condiciones son :

$$\tau_{z\theta} = \tau_{r\theta} = 0 \quad ; \quad v = 0$$

y se desconocen 4 componentes de tensión y 2 de velocidad en el sistema de coordenadas cilíndricas  $(r, \theta, z)$ , siendo el eje  $z$  de simetría.

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{rz}}{r} &= 0 \\ \frac{\dot{\epsilon}_r}{\sigma_r - \sigma_m} = \frac{\dot{\epsilon}_\theta}{\sigma_\theta - \sigma_m} = \frac{\dot{\epsilon}_z}{\sigma_z - \sigma_m} = \frac{\dot{\gamma}_{rz}}{2 \tau_{rz}} & \quad (8) \\ \frac{1}{2} [(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2] + 3 \tau_{rz}^2 &= \bar{\sigma}^2 \end{aligned}$$

y

$$\dot{\epsilon}_r = \frac{\partial u}{\partial r} \quad \dot{\epsilon}_\theta = \frac{u}{r} \quad \dot{\epsilon}_z = \frac{\partial w}{\partial z} \quad \dot{\gamma}_{rz} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial r}$$

Simetría esférica : Es el caso del flujo tridimensional radial en que el número de incógnitas es sólo 3

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{2(\sigma_r - \sigma_\phi)}{r} &= 0 \\ \frac{\dot{\epsilon}_r}{\sigma_r - \sigma_m} = \frac{\dot{\epsilon}_\phi}{\sigma_\phi - \sigma_m} & \quad (9) \\ (\sigma_r - \sigma_\phi)^2 &= \bar{\sigma}^2 \end{aligned}$$

### 3.3. METODO DE ENERGIA DE DEFORMACION UNIFORME

En ciertos problemas de conformado puede hacerse una simplificación y calcular la tensión media de conformado a partir del trabajo de deformación plástica. Se supone deformación uniforme, y se determina la cantidad de deformación por la forma del elemento antes y después del proceso para evaluar el trabajo de deformación plástica. Este método es especialmente útil cuando se consideran problemas estacionarios, aunque puede aplicarse también a problemas que no lo sean.

En un proceso estacionario, cuando el material  $dV$  es desplazado a través del límite de la zona de deformación plástica, la energía de deformación infinitesimal total está dada por

$$dV \int_{\bar{\epsilon}} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}$$

donde  $\bar{\epsilon}$  es la deformación efectiva total que puede determinarse en base a la deformación uniforme. Para problemas no estacionarios, la deformación infinitesimal total está dada por

$$\int_V (\bar{\sigma} d\bar{\epsilon}) dV$$

donde la integración debe hacerse sobre el total del cuerpo que se está deformando. Se obtiene así un límite superior de la tensión de conformado si un modo de deformación uniforme supuesto satisface las condiciones de desplazamiento del borde y continuidad.

Si, sin embargo, en los procesos reales se produce deformación no uniforme, se compensa usualmente con factores de corrección. En tal caso este método se vuelve empírico.

Cuando han tensiones de fricción, se superponen al sistema y se supone que no afectan a la distribución de tensiones. Puede haber factores de corrección por comportamiento del material debido a velocidad y temperatura.

### 3.4. METODO DEL BLOQUE

En la resolución de problemas mediante este método se supone que las tensiones sobre un plano o sobre una superficie esférica perpendiculares a la dirección del flujo son tensiones principales. Las tensiones no varían sobre este plano. Se elige un bloque, recto o curvo, de espesor infinitesimal, paralelo a este plano en un punto arbitrario del metal deformado. Se hace un balance de fuerzas sobre este bloque que dará por resultado una ecuación diferencial de equilibrio estático. Se plantea además el criterio de fluencia para las condiciones dadas. Se introduce la relación entre tensiones dada por el criterio de fluencia en la ecuación diferencial y se la integra con las condiciones de borde se determinan las fuerzas de conformado.

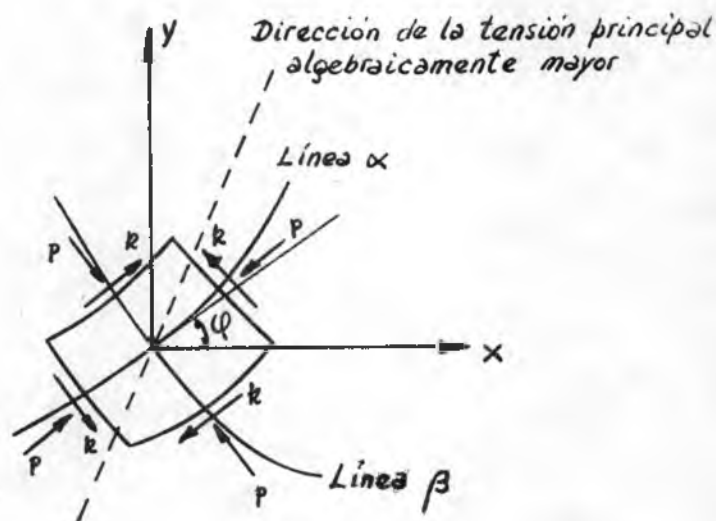
El método del bloque es útil para la solución de muchos problemas y puede usarse como una aproximación aunque las tensiones no sean necesariamente principales. Otra aproximación es la simplificación del efecto de las fuerzas externas de fricción superpuestas al sistema de tensiones. Se supone que las fuerzas de fricción no afectan a la distribución interna de tensiones. Es obvio, por lo tanto, que el grado de aproximación estará relacionado con la importancia de las fuerzas de fricción, y se debe tener en cuenta la naturaleza aproximada de los resultados al predecir las fuerzas de conformado. Debe recalcarse que el análisis con el método del bloque, como el de la energía de deformación uniforme, conducen por lo general a tensiones de conformado medias.

### 3.5. CAMPO DE LINEAS DE DESLIZAMIENTO

Se estudian con este método, los casos de deformación plana. Se tiene en cuenta la inhomogeneidad de la deformación. Del planteo de las condiciones de deformación plana, surge que el estado de deformación es de corte puro. En este caso, existen en cada punto dos direcciones octogonales en las que no hay ni alargamiento ni acortamiento, y donde la deformación por distorsión es máxima. Estas dos direcciones

en cada punto configuran dos familias de curvas conocidas como primeras y segundas líneas de deslizamiento, o bien curvas  $\alpha$  y  $\beta$

El estado de tensiones existente sobre dichas líneas se puede ver en la figura 7 :



— Figura 7 —

$p$  es la tensión media, que en este caso vale  $(\sigma_1 + \sigma_2)/2$ , siendo  $\sigma_1$  y  $\sigma_2$  las tensiones principales en el plano perpendicular a aquél en que no existe deformación.

$k$  es la tensión de corte que produce fluencia en el material. Según que se acepte el criterio de Tresca o de Von Mises para la fluencia (que en este caso coinciden formalmente), el valor de  $k$  será  $\sigma_0/2$  o bien  $\sigma_0/\sqrt{3}$ , siendo  $\sigma_0$  la tensión de fluencia en un ensayo monoaxial.

El trazado de las líneas de deslizamiento se efectúa partiendo de condiciones de borde en que se conozca el estado de tensiones y por lo tanto las direcciones de tensión de corte máxima, y prosiguiendo mediante métodos gráficos y/o analíticos. De todos modos, la solución propuesta de un campo de líneas de deslizamiento no es, salvo en condiciones muy especiales, la solución única del problema considerado.

Una vez trazadas las líneas de deslizamiento, el problema se reduce a determinar el valor de  $p$  en cada punto, dado que  $k$  es constante (supuesto el material rígido-plástico). Para ello se hace uso de las siguientes expresiones, conocidas como ecuaciones de Hencky y que no son más que las ecuaciones de equilibrio adecuadas a las condiciones del problema :

$$\begin{aligned} p + 2k\varphi &= C_\alpha && \text{sobre una línea } \alpha \\ p - 2k\varphi &= C_\beta && \text{sobre una línea } \beta \end{aligned}$$

$\varphi$  es el ángulo que la tangente a la línea forma con un eje de referencia (ver figura 7). Aquí también, se determina la constante para una línea en un punto cuyo estado de tensiones es conocido y se emplea ese valor de la constante para hallar  $p$  en todos los otros puntos, de acuerdo con la variación de  $\varphi$ .

Hay que hacer notar que el campo de líneas de deslizamiento propuesto para un problema debe satisfacer también las condiciones geométricas de deformación del cuerpo, que se analizan mediante una hodógrafa.

### 3.6. TEOREMAS DEL LIMITE

En muchos casos resulta extremadamente difícil hallar la solución exacta de un problema plástico de conformado. Se recurre entonces a su acotación. Esto se puede hacer mediante los teoremas límites. Existen dos : uno superior y otro inferior.

Límite Inferior : Se puede demostrar que si se halla un campo de tensiones que esté en equilibrio, que cumpla con las condiciones de tensión del borde, y que en ningún punto del cuerpo viole al criterio de fluencia, ese campo de tensiones imaginario es un límite inferior. O sea, las tensiones que soportará el cuerpo al deformarse seguramente serán mayores o iguales que las predichas por el campo propuesto.

Límite Superior : Se puede demostrar también que si se imagina un campo de discontinuidades de velocidad, tal que el cuerpo deforme por corte puro sobre las líneas de ese campo, y que se cumplan las condiciones de desplazamiento impuestas en el borde, el trabajo necesario para producir esa deformación supuesta es seguramente mayor o igual que el trabajo real necesario para deformar al cuerpo. Este tipo de soluciones son las que se usan en el conformado de los metales. El campo de líneas de deslizamiento es así un caso particular de límite superior.

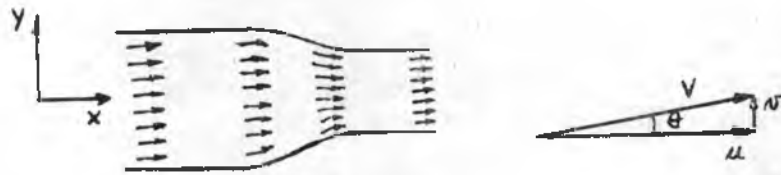
Obviamente, cuando ambos límites coinciden, se tendrá la solución real del problema. En la mayor parte de los casos esto es muy difícil de lograr, de modo que se busca en general el menor de los límites superiores, como una solución para el problema planteado.

### VISIOPLASTICIDAD

Es un método experimental para determinar las velocidades

de deformación y las tensiones. En este método se establece el campo vectorial de velocidades en forma experimental, y a partir del mismo se calculan las tensiones. Esto puede llevarse a cabo de varias formas: por ejemplo, colocando una grilla sobre el plano meridiano de un cilindro o sobre un plano o ángulos rectos con el movimiento del metal, como en los problemas de deformación plana, y observando su velocidad de distorsión. El plano en que están ubicadas las líneas de la grilla se fotografía después de cada etapa incremental de conformado, y se observa el movimiento de la partícula, representado por las nuevas posiciones de las intersecciones de las líneas de la grilla. Usualmente son suficientes unas pocas etapas incrementales para obtener un esquema adecuado del flujo. Si éste no es estacionario, sólo puede usarse una pequeña etapa de conformado; de otro modo el esquema del flujo será incorrecto. Las grillas deformadas en una etapa finita no pueden usarse en el análisis si la deformación no es uniforme.

Habiendo establecido el campo de flujo instantáneo de partículas, como se muestra en la figura 8, un análisis subsiguiente conducirá a una determinación de los esquemas de variación de tensiones y de deformaciones.



— Figura 8 —

Supóngase que la velocidad de una intersección de líneas de grilla particular esté dada por  $V$  y que sus componentes en las direcciones coordenadas  $x$  e  $y$  sean  $u$  y  $v$ . Supóngase también que es posible medir la velocidad  $V$  y el ángulo de inclinación del vector velocidad con el eje  $x$ . En consecuencia, pueden obtenerse  $u$  y  $v$  para cualquier punto deseado. Si los puntos en que se conocen las velocidades están suficientemente próximos, será posible confeccionar los siguientes gráficos :

$$u \text{ vs } x \quad ; \quad v \text{ vs } x \quad ; \quad u \text{ vs } y \quad ; \quad v \text{ vs } y$$

La evaluación de las pendientes de estas curvas en cada pun

coordenado deseado permite la determinación de las velocidades de deformación

$$\dot{\epsilon}_x = \frac{\partial u}{\partial x}$$

$$\dot{\epsilon}_y = \frac{\partial v}{\partial y}$$

$$\dot{\gamma}_{xy} = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}$$

En problemas de deformación plana o con simetría axial, es suficiente efectuar estas mediciones y cálculos en el plano central.

Una vez conocidas las velocidades de deformación, pueden introducirse esos valores en las relaciones plásticas y de equilibrio vistas al principio, con lo que se puede resolver el problema, supuestas condiciones de borde conocidas.

#### BIBLIOGRAFIA

- "Handbook of Experimental Stress Analysis" - M.I. Hcstényi - Ed. J. Wiley.
- "Introduction to the Theoretical and Experimental Analysis of Stress and Strain" - A.I. Durelli, E.A. Phillips, C.H. Tsao, Ed. Mc. Graw - Hill.
- "Experimental Stress Analysis" - G.S. Holister - Ed. Cambridge at the University Press.
- "Mechanics of Plastic Deformation in Metal Processing" - Thomsen, Yang, Kobayashi - Ed. Mc. Millan.
- "Plasticity for Mechanical Engineers", W. Johnson, P.B. Mellor - Ed. Van Nostrand.
- "Advanced Mechanics of Materials", H. Ford, J.M. Alexander - Ed. Longmans.
- "An Introduction to the Principles of Metalworking", G. Rowe, Ed. Arnold.

## A P E N D I C E

### Ampliación del Punto 14 .-

#### 1) INTRODUCCION.

La solución completa de un problema de deformación plástica requiere hallar la distribución de las tensiones y de las deformaciones en todo el cuerpo que se deforma, tanto en las zonas elásticas, como en las plásticas.

Los elementos necesarios para resolver un problema elástico son:

- a) Ecuaciones de equilibrio.
- b) Condiciones de borde
- c) Ecuaciones de compatibilidad.
- d) Relaciones tensión-deformación elástica.

Para la solución de un problema plástico, en que intervengan deformaciones elásticas y plásticas, son necesarios, además de los cuatro elementos anteriores, los dos siguientes:

- e) Un criterio de fluencia. (Que indique cuándo se pasa de la zona elástica al campo plástico).
- f) Relaciones tensión-deformación plásticas.

A continuación se verá que es matemáticamente posible, hallar la solución completa de un problema plástico, porque se dispone de tantas ecuaciones como incógnitas hay. Sin embargo, la complejidad que surgiría del manipuleo de estas ecuaciones, hace que se prefieran métodos aproximados de solución en la mayor parte de los casos.

#### 2) ECUACIONES BASICAS PARA LA SOLUCION DE UN PROBLEMA PLASTICO

En lo que sigue, se considera al material isótropo, continuo y homogéneo. Se ignora el efecto Bauschinger. Además, se supone que el material es rígido-plástico, o sea que las deformaciones son solamente plásticas. En estas condiciones, la solución de un problema de deformación plástica estará dada por la resolución de las ecuaciones siguientes:

- a) Ecuaciones de equilibrio estático.

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial z} &= 0 \\ \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} &= 0 \end{aligned} \right\} (1)$$

b) Ecuaciones de Levy-Mises: Se expresan éstas en función de las velocidades de deformación

$$\frac{\dot{\epsilon}_x}{\sigma_x} = \frac{\dot{\epsilon}_y}{\sigma_y} = \frac{\dot{\epsilon}_z}{\sigma_z} = \frac{\dot{\gamma}_{xz}}{\tau_{xz}} = \frac{\dot{\gamma}_{yz}}{\tau_{yz}} = \frac{\dot{\gamma}_{xy}}{\tau_{xy}} = \frac{d\lambda}{dt} \quad (2)$$

c) La condición de fluencia instantánea:

$$(3) \quad (\bar{\sigma}_x - \bar{\sigma}_y)^2 + (\bar{\sigma}_y - \bar{\sigma}_z)^2 + (\bar{\sigma}_z - \bar{\sigma}_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) = 2\bar{\sigma}^2$$

donde  $\bar{\sigma} =$  cte. para un material perfectamente plástico.

$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\dot{\epsilon})$  para un material plástico no endurecible cuya resistencia depende de la velocidad de deformación.

$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\bar{\epsilon})$  para un material plástico endurecible (es muy común utilizar la relación  $\bar{\sigma} = c\bar{\epsilon}^n$ ).

Las ecuaciones (1), (2) y (3) constituyen nueve ecuaciones independientes para las componentes incógnitas de tensiones y de velocidades de deformación. La ecuación de incompresibilidad de volumen ya está contenida en (3). El número de incógnitas es también nueve, o sea seis componentes de tensiones y tres de velocidades. En efecto, si se indican con u, v y w las componentes de velocidades según tres direcciones coordenadas x, y, z; se vió que:

$$\dot{\epsilon}_x = \frac{\partial u}{\partial x}; \quad \dot{\gamma}_{xy} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) \quad \text{etc.}$$

Por consiguiente, es teóricamente posible hallar una solución analítica si se poseen suficientes datos por condiciones de borde. Sin embargo, como ya se señaló, ello es muy complejo y laborioso, por lo que se prefiere utilizar los métodos aproximados que se tratan a continuación.

### 3) METODO DE ENERGIA DE DEFORMACION PLASTICA UNIFORME

Se simplifica el mecanismo de la deformación. Se supone que ésta es uniforme y que se produce por la acción de las tensiones principales o por las máximas tensiones de corte. La cantidad de deformación está dada por la variación entre la forma final e inicial de un elemento.

Los efectos de la fricción se superponen a la distribución de tensiones supuesta y se establece que no la afectan.

De este modo es posible calcular la energía interna de deformación en la forma ya vista. Así la energía específica es

$$u^p = \int_{\bar{\epsilon}_0}^{\bar{\epsilon}_1} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} \quad (4)$$

La introducción de  $\bar{\sigma}$  en la expresión del trabajo permite tener en cuenta al material real, cuya resistencia puede estar influenciada por la cantidad de deformación o por la velocidad con que se la efectúa.

Para obtener el trabajo total, es necesario multiplicar (4) por el volumen. Cuando se trata de flujo estacionario, el volumen puede extraerse de la integral, no así en caso contrario. O sea,

$$u^p = v \int_{\bar{\epsilon}_0}^{\bar{\epsilon}_1} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} \quad \text{para flujo estacionario (5)}$$

$$u^p = \int_v (\bar{\sigma} d\bar{\epsilon}) dv \quad \text{para flujo no estacionario (6)}$$

El trabajo ejercido por las fuerzas exteriores deberá ser por lo menos igual al de las tensiones internas. Igualando ambos, se obtiene el resultado deseado, sea éste la tensión en el cuerpo o la fuerza a aplicar.

Este método da valores medios de tensiones. Es el más simple pero el menos aproximado. A veces se corrigen los valores obtenidos de esta manera con coeficientes, en cuyo caso pasa a ser un método cuasi empírico.

### 3-1 Aplicaciones del método

A continuación se aplica el método de energía de deformación uniforme a distintos procesos de deformación plástica.

#### 3-1-1 Tracción pura

Ya se vió que para este proceso el estado de tensiones es

$$\sigma_1 = \gamma = \bar{\sigma} \quad ; \quad \sigma_2 = \sigma_3 = 0$$

donde  $\bar{\sigma}$  es la tensión de fluencia instantánea para la deformación  $\bar{\epsilon}$ , a la cual la sección transversal de la probeta es  $A$  y su longitud,  $l$ .

El incremento de trabajo necesario para aumentar la longitud de la probeta en la cantidad  $\delta l$ , está dado por:

$$\delta u = (\bar{\sigma} A) \delta l \quad (7)$$

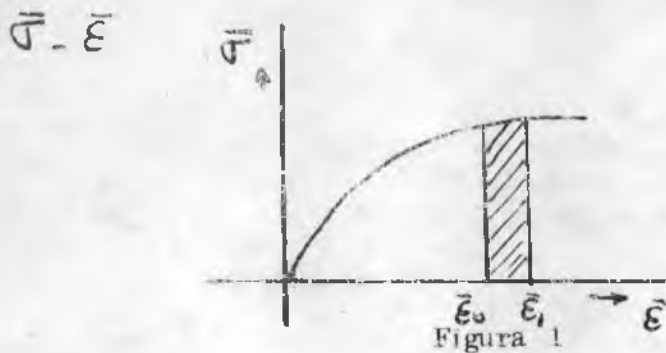
El incremento de trabajo por unidad de volumen es

$$\frac{\delta u}{v} = \frac{\delta u}{Al} = \bar{\sigma} \frac{\delta l}{l}$$

En este caso se puede integrar la expresión superior para obtener la energía específica

$$\frac{u}{v} = \int_{l_0}^{l_1} \bar{\sigma} \frac{dl}{l} = \int_{\bar{\epsilon}_0}^{\bar{\epsilon}_1} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} \quad (8)$$

O sea, el trabajo plástico por unidad de volumen es la superficie bajo la curva



Si se supone una tensión de deformación media  $\bar{y}$ , el trabajo puede evaluarse directamente a partir de las deformaciones

$$\frac{U}{V} = \bar{y} \int_{\bar{\epsilon}_0}^{\bar{\epsilon}_1} d\bar{\epsilon} = \bar{y}(\bar{\epsilon}_1 - \bar{\epsilon}_0) \quad (9)$$

En el caso de tracción 
$$\frac{U}{V} = \bar{y} \ln l_1/l_0 \quad (10)$$

La expresión (9) da valores razonablemente aproximados para metales endurecidos por trabajo, que no presentan una gran variación en los valores de  $\bar{\sigma}$ . Puede resultar, en cambio, una aproximación muy grosera en metales recocidos. En este caso, debe usarse la fórmula (8).

Cabe destacar que ésta es la forma más simple en que puede ser deformado un metal. Cualquier elemento del metal que forma originalmente un pequeño cubo, se transforma en un paralelepípedo después de la deformación plástica por tracción pura. Toda la probeta, salvo los cabezales - que se ignoran - se puede deformar sin restricciones de ningún cuerpo externo. Es un principio general que esta deformación homogénea o uniforme requiere menos trabajo, y por consiguiente cargas menores que cualquier otro tipo de deformación. El cálculo de la carga para deformación uniforme da así un límite inferior del valor de carga necesario para cualquier operación que produzca el mismo cambio de forma, pero donde el flujo del metal está de alguna manera restringido.

### 3-1-2 Trefilado de alambres.

En este proceso la fuerza es aplicada al alambre que sale de la trefila, pero la magnitud de la misma está determinada por la carga necesaria para provocar deformación plástica en el interior de la trefila, no en la sección transversal del alambre que ya ha salido.

De modo que puede obtenerse una estimación de la fuerza necesaria para trefilar igualando el trabajo efectuado por la misma al trabajo interno necesario para producir deformación plástica en el metal.

El trabajo efectuado por la fuerza de trefilado  $F$  al moverse desde la posición de partida adyacente a la matriz hasta la longitud del alambre  $l_1$  trefilado está dado por:

$$U_{ext} = F \cdot l_1 \quad (11)$$

Por lo dicho anteriormente, el trabajo necesario para deformar el alambre en la trefila, suponiendo deformación homogénea, es igual que el de tracción (recuérdese que la curva  $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}$  de tracción coincide con la efectiva y que en este ensayo la deformación es macroscópicamente homogénea hasta que se produce la estricción).

$$U_{\text{int}} = V \bar{y} \ln l_1/l_0$$

Igualando los trabajos interno y externo

$$F = \frac{V}{l_1} \bar{y} \ln l_1/l_0$$

Dado que

$$V = A_0 l_0 = A_1 l_1 \quad \therefore F = A_1 \bar{y} \ln l_1/l_0$$

Es más común referirse a cambios de área en el trefilado de alambres, por lo cual la expresión superior se transforma en

$$F = A_1 \bar{y} \ln A_0/A_1 \quad (12)$$

La reducción en área se suele expresar de la forma

$$r = \frac{A_0 - A_1}{A_0} = 1 - \frac{A_1}{A_0}$$

Además, interesa conocer la tensión que actúa sobre el alambre trefilado. De acuerdo con lo visto más arriba, esta tensión resulta:

$$\sigma_1 = \frac{F}{A_1} = \bar{y} \ln \frac{1}{1-r} \quad (13)$$

Debe recordarse que no se ha hecho ninguna consideración sobre las fuerzas de fricción actuantes. La expresión (13) no las tiene en cuenta y por lo tanto dará resultados más apartados de la realidad cuanto mayor sea la fricción entre matriz y alambre.

Por otra parte se desprecian las restricciones mecánicas al flujo del metal que presenta la matriz.

### 3.1.3 Extrusión

Este método puede usarse también para obtener un límite inferior para la presión de extrusión, supuesta deformación homogénea y fricción nula.

En el proceso de extrusión, se aplica una fuerza de compresión sobre un lingote de sección  $A_0$ , encerrado en un recipiente, obligándole así a fluir por el orificio de una matriz. La sección transversal del producto es  $A_1$ . La fuerza aplicada se mueve una distancia  $l_0$  igual a la del lingote original. El trabajo externo efectuado es de este modo:

$$U_{\text{ext}} = (p A_0) l_0$$

donde  $p$  es la tensión de compresión que actúa sobre el lingote, también co-

nocida como presión de extrusión.

El trabajo interno de deformación es:

$$U_{int} = V \bar{\gamma} \ln l_1/l_0 = V \bar{\gamma} \ln A_0/A_1$$

Se obtiene así el valor de la presión.

$$p = \bar{\gamma} \ln A_0/A_1 \quad (14)$$

Las restricciones mecánicas que imponen el cilindro y la matriz en el proceso de extrusión son elevadas, por lo que el valor de la presión dado por (14) es una aproximación muy grosera cuando la reducción en área es importante.

#### 4) METODO DEL BLOQUE

En este método de solución de problemas de deformación plástica, se supone que las tensiones que actúan sobre un plano o superficie esférica perpendicular y la dirección del flujo del material, son tensiones principales. Sobre este plano o superficie las tensiones no pueden variar.

Las fuerzas externas de fricción se superponen al estado de tensiones existente en el cuerpo, cuya distribución se supone que no queda por ello alterada.

El procedimiento para resolver el problema es entonces el siguiente:

Selecciona un bloque de material, paralelo al plano o a la superficie esférica en que las tensiones no varían en un punto cualquiera del cuerpo. Se establece la ecuación de equilibrio estático de las fuerzas que actúan sobre dicho bloque. Esta ecuación de equilibrio es por lo general de la forma

$$\frac{d\sigma_{x_i}}{dx_i} + \frac{1}{x_i} F(\sigma_{x_i}; \sigma_{x_j}) = 0 \quad (15)$$

donde  $x_i$  es una coordenada en la dirección en que las tensiones varían y  $\sigma_{x_i}$ ,  $\sigma_{x_j}$  son las tensiones principales en las direcciones  $x_i$ ,  $x_j$ ,  $F(\sigma_{x_i}; \sigma_{x_j})$  es una función lineal de  $\sigma_{x_i}$  y de  $\sigma_{x_j}$  que incluye a los efectos de la fricción y a parámetros de geometría de la herramienta con la que se lleva a cabo la deformación plástica.

La ecuación (15) puede integrarse con la ayuda del criterio de fluencia, que permite expresar unas tensiones en función de otras. De esta manera se obtienen soluciones que deben satisfacer a las condiciones de borde.

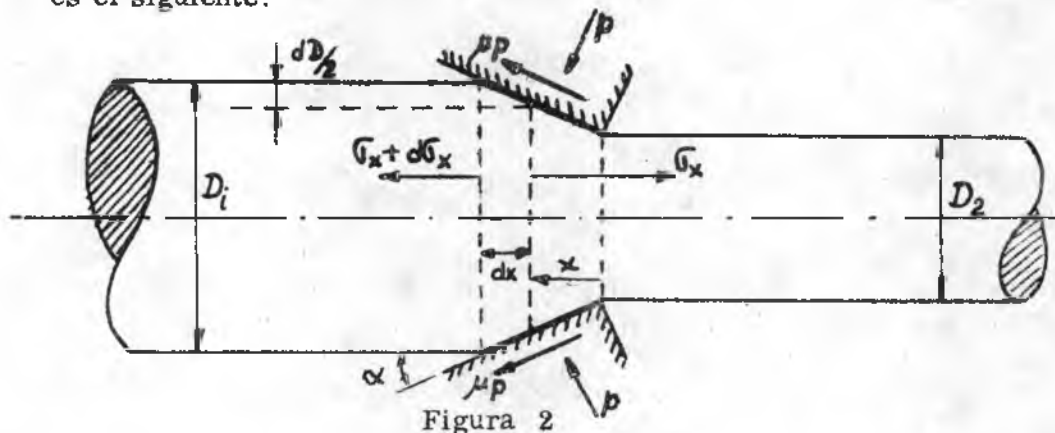
En muchos casos, las predicciones de cargas obtenidas con este método

do están en concordancia con las experimentales, aunque debe admitirse que a menudo setusa el coeficiente de fricción  $\mu$  como un parámetro ajustable. Sin embargo, dentro de límites razonables, pueden estimarse "a priori" valores de  $\mu$ , y aún de este modo los cálculos de cargas resultan bastante correctos.

En algunas circunstancias, sin embargo, se encuentra que este método subestima demasiado las cargas de trabajo. Esto se debe a que el trabajo total entregado en un proceso de conformado plástico tiene tres componentes, una debida a la deformación plástica uniforme ( $U_p$ ), otra por las fuerzas de fricción que se deben vencer ( $U_f$ ), y una tercera por la distorsión o recalado interno que se pueda producir al imponer las herramientas condiciones al flujo de metal que difieren del óptimo. El trabajo adicional debido a este corte interno se conoce como trabajo redundante ( $U_r$ ). En la medida en que esta tercera componente sea elevada el método del bloque dará resultados tanto más imprecisos, dado que no la considera en su formulación.

#### 4-1. Aplicación del método de bloque al trafilado con fricción.

El esquema de las fuerzas actuantes y de las dimensiones geométricas es el siguiente:



De acuerdo con lo analizado en el punto anterior, se selecciona un bloque de material como el que se ilustra en la figura 2. Nótese que los planos que lo definen son perpendiculares al flujo del material.

Equilibrio de fuerzas en la dirección longitudinal:

$$(\sigma_x + d\sigma_x) \frac{\pi}{4} (D + dD)^2 - \sigma_x \frac{\pi}{4} D^2 + p \left( \frac{\pi D dD}{2 \sin \alpha} \right) \sin \alpha + \mu p \left( \frac{\pi D dD}{2 \sin \alpha} \right) \cos \alpha = 0$$

$$\frac{2\sigma_x D dD}{4} + \frac{D^2 d\sigma_x}{4} + p \frac{D dD}{2} (1 + \mu \cot \alpha) = 0 \quad (16)$$

- b) Para resolver esta ecuación diferencial, es necesario relacionar  $\sigma_x$  y  $p$ . Esto puede hacerse fácilmente por el criterio de fluencia, si  $\sigma_x$  y  $p$  son tensiones principales. El equilibrio de fuerzas en sentido radial demuestra que esta suposición es razonable

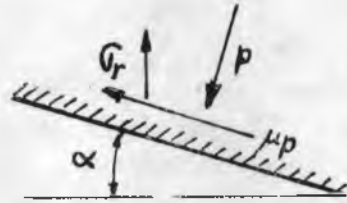


Figura 3

$$\sigma_r (\pi D dx) = -p (\pi D \frac{dx}{\cos \alpha}) \cos \alpha + \mu p (\pi D \frac{dx}{\cos \alpha}) \sin \alpha$$

O sea:

$$\sigma_r = -p (1 - \mu \operatorname{tg} \alpha)$$

Valores típicos de  $\mu$  y de una buena práctica industrial son:

$$\mu \cong 0,05 \quad ; \quad \alpha = 6^\circ \div 10^\circ \quad \therefore \mu \operatorname{tg} \alpha \cong 0,005 \div 0,009$$

De manera que, sin cometer un error importante, se puede establecer que  $\sigma_r \approx p$  y se puede considerar a  $p$  como a una tensión principal.

Entonces resulta

$$\sigma_1 = \sigma_x \quad ; \quad \sigma_2 = \sigma_3 = \sigma_r = -p$$

Esto equivale a un estado de tensión uniaxial, en el cual ambos criterios de fluencia se reducen a la expresión

$$\sigma_1 - \sigma_3 = Y \quad \text{o sea} \quad \sigma_x + p = Y$$

Haciendo  $B = \mu \operatorname{tg} \alpha$ , la ecuación de equilibrio (16) se transforma en:

$$D d\sigma_x + 2 [\sigma_x + (Y - \sigma_x) + B(Y - \sigma_x)] = 0$$

$$\text{O sea:} \quad \frac{d\sigma_x}{B\sigma_x - Y(1+B)} = 2 \frac{dD}{D} \quad (17)$$

c) Supuesto  $Y$  constante en un cierto valor medio  $\bar{Y}$ , se puede integrar (17)

$$\frac{1}{B} \ln [B\sigma_x - \bar{Y}(1+B)] = 2 \ln D + C_1$$

$$B\sigma_x - \bar{Y}(1+B) = C D^{2B} \quad (18)$$

La constante  $C$  se determina por las condiciones de borde. Si no existe tracción posterior,

$$\sigma_{x_1} = 0 \quad \text{en } D = D_1$$

Por lo tanto 
$$C = - \frac{\bar{y}(1+B)}{D_1^{2B}}$$

Reemplazando el valor de  $C$  en (18) se obtiene

$$\frac{\sigma_x}{\bar{y}} = \frac{1+B}{B} \left[ 1 - \left( \frac{D}{D_1} \right)^{2B} \right]$$

Interesa en especial la tensión que actúa en la sección de salida, sobre el diámetro  $D_2$ , pues determinará la fuerza necesaria para el trefilado

$$\frac{\sigma_{x_2}}{\bar{y}} = \frac{1+B}{B} \left[ 1 - \left( \frac{D_2}{D_1} \right)^{2B} \right] \quad (19)$$

En función de la reducción de área  $r$ , la expresión (19) resulta de la forma:

$$\frac{\sigma_{x_2}}{\bar{y}} = \frac{1+B}{B} \left[ 1 - (1-r)^B \right] \quad (20)$$

## 5 - METODO DE VISIOPLASTICIDAD

El campo de deformaciones existentes en un material puede determinarse en forma experimental. Para ello se recurre al grabado de una grilla, a la inserción de materiales extraños, o modelos con plastilina de colores, etc

Para la solución cuantitativa de problemas de trabajado plástico, los valores obtenidos de la experiencia deben ser muy precisos, por lo cual el método más aconsejable para la determinación del campo de deformaciones - o de velocidades-, es el trazado de una grilla.

El procedimiento consiste entonces en cortar el material por el plano en que se desea medir la deformación y trazar una grilla sobre el mismo.

Los planos que se pueden usar en este sentido, son los meridianos en una pieza cilíndrica o los perpendiculares al movimiento del material en problemas de deformación plana. La grilla puede dibujarse con tinta especial, grabarse con un buril o según el método más moderno, grabarse por medios fotográficos.

Seguidamente se produce en el material un incremento de deformación y se fotografía la grilla. Se obtiene así el corrimiento de los puntos nodales. Este proceso se repite hasta obtener el diagrama de flujo de material, que puede ser de la forma ilustrada en la figura 4.

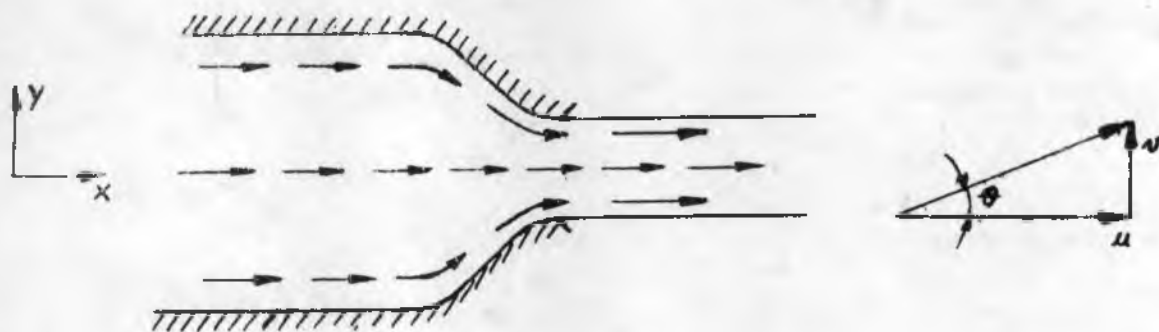


Figura 4

Este diagrama permite conocer, en los puntos nodales, las componentes  $u$  y  $v$  de velocidades (o de incrementos de desplazamientos, que se expresan como velocidades por conveniencia).

Si los puntos nodales son suficientemente próximos, se puede graficar  $u$  y  $v$  en función de  $x$  e  $y$  - Ello permite determinar para cada punto las componentes de velocidad de deformación

$$\dot{\epsilon}_x = \frac{\partial u}{\partial x} \quad ; \quad \dot{\epsilon}_y = \frac{\partial v}{\partial y} \quad , \quad \dot{\gamma}_{xy} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right)$$

La introducción de estos valores, determinados experimentalmente en el cuadro de las ecuaciones básicas, permite disminuir el número de ecuaciones a utilizar, dado que las incógnitas son ahora sólo el estado de tensiones. Es más fácil obtener entonces ahora una solución de problema. Debe destacarse que las grillas deformadas en forma finita no se pueden usar en el análisis si la deformación no es uniforme.

## 6 - CAMPO DE LINEAS DE DESLIZAMIENTO

El método de las líneas de deslizamiento resulta útil en el análisis de procesos en que se produce deformación plana no homogénea de un sólido rígido perfectamente plástico.

Dicho método consiste en establecer el campo de líneas de máxima tensión de corte, sobre los cuales se produce deformación de corte pura, responsable de la deformación plástica.

Esta forma de solucionar un problema plástico ha resultado de gran utilidad en muchos casos. Conviene recordar, sin embargo, que el método tiene algunas limitaciones serias, entre las cuales se pueden mencionar:

- a) Trata con materiales no endurecibles por deformación.
- b) No considera el efecto del tiempo o de la velocidad de deformación.
- c) No tiene en cuenta los posibles cambios en la tensión de fluencia cuando se desarrolla calor por la deformación plástica.

### 6-1 Deformación plástica plana

Se considera tal a un proceso de deformación en que:

- a) El flujo o deformación del material es en todas partes paralelo a un plano dado (x, y por ejemplo)
- b) El flujo es independiente del valor de la variable normal a dicho plano (o sea z en este caso).

Dado que se considera al sólido como un rígido-plástico, se desprecian las deformaciones elásticas, de manera que las plásticas estén dadas en función de las componentes de velocidades de desplazamiento  $U_x, U_y, U_z$ , por las expresiones siguientes:

$$\dot{\epsilon}_x = \frac{\partial U_x}{\partial x} ; \dot{\gamma}_{xy} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial U_x}{\partial y} + \frac{\partial U_y}{\partial x} \right) ; \dot{\gamma}_{xz} = 0$$

$$\dot{\epsilon}_y = \frac{\partial U_y}{\partial y}$$

$$\dot{\epsilon}_z = \frac{\partial U_z}{\partial z} ; \dot{\gamma}_{yz} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial U_y}{\partial z} + \frac{\partial U_z}{\partial y} \right) = 0$$

Se prefiere trabajar con velocidades de deformación a los efectos de simplificar la notación. En realidad debería pensarse en términos de incrementos de deformación plástica.

Por el modelo del material elegido, se pueden usar las relaciones plásticas de Levy - Mises

$$d\epsilon_{ij} = \sigma_{ij} d\lambda$$

Esta relación aplicada a las expresiones anteriores indica que:

$$\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$$

y por lo tanto  $\sigma_z$  es tensión principal, cuyo valor se obtiene aplicando las relaciones de Levy - Mises a  $\dot{\epsilon}_z = 0$  con lo que resulta:

$$\sigma_z = \frac{1}{2} (\sigma_x + \sigma_y)$$

Además dado que el material es incomprensible  $\dot{\epsilon}_x = -\dot{\epsilon}_y$

y por lo tanto se está en presencia de un estado de deformación de corte puro.

El estado de tensiones puede representarse por una tensión de fluencia al corte constante  $k$  y una presión hidrostática  $p$  que varía en general de punto a punto en el seno del material.

$k$  es la tensión de fluencia de corte en deformación plana, y el criterio de fluencia para esta condición es:

$$\tau_{xy}^2 + \frac{(\sigma_x - \sigma_y)^2}{4} = k^2$$

donde  $k = Y/2$  de acuerdo con el criterio de Tresca

$k = Y/\sqrt{3}$  ; según el criterio de Von - Mises

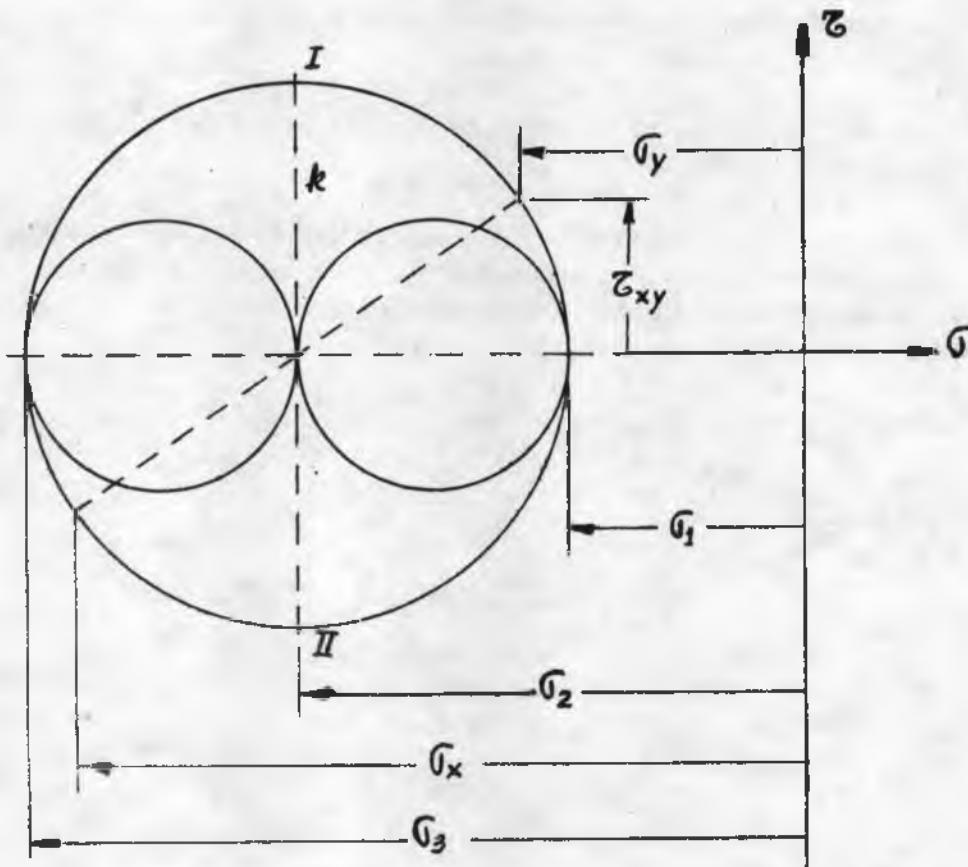


Figura 5 (a)

El estado de tensiones en un punto cualquiera del material que se deforma puede representarse en el diagrama de Mohr de la fig. 5 , como así también el de velocidades de deformación.

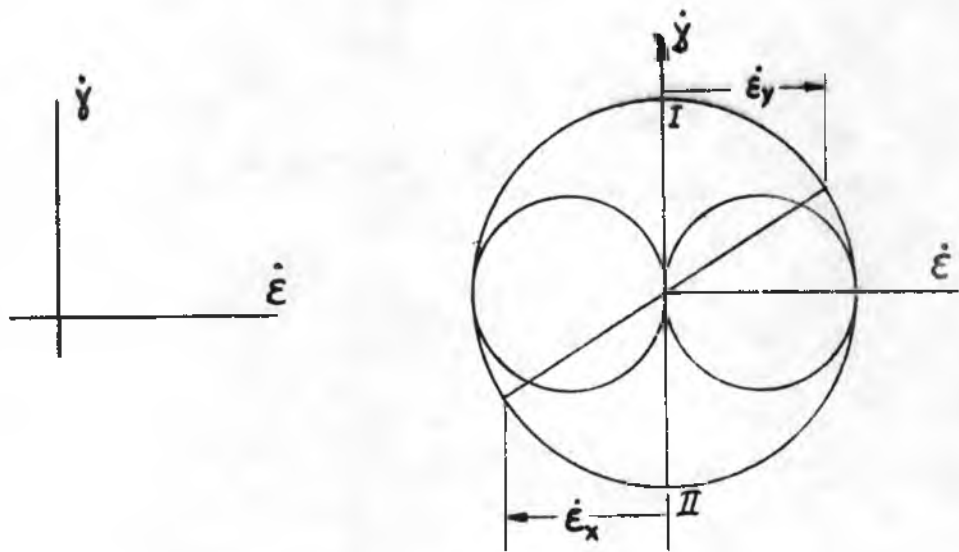


Fig. 5 (b)

Para un material isótropo las direcciones de máxima velocidad de deformación por corte, representadas por los puntos I y II en la figura 5, coinciden con las direcciones de máxima tensión de corte, y sobre las mismas la velocidad de alargamiento o de compresión son nulas.

Los lugares de estas direcciones de máxima tensión de corte y de máxima velocidad de deformación por corte forman dos familias de curvas ortogonales conocidas como "líneas de deslizamiento". Se suele denominar alfa y beta a las líneas de cada una de las familias.

En la figura 6 se muestran las tensiones que actúan sobre un pequeño elemento limitado por línea de deslizamiento.

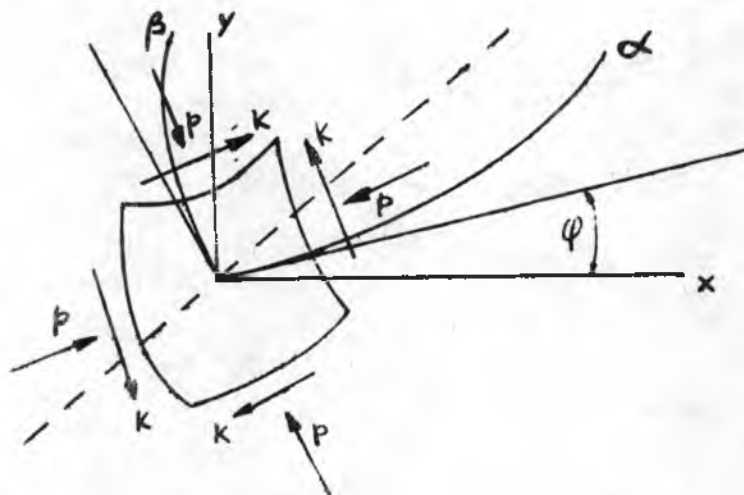


Fig. 6

Es importante distinguir entre las dos familias de líneas, y la convención usual es la de que cuando alfa y beta forman un sistema destrógiro la línea de acción de la tensión principal algebraicamente mayor debe yacer en principio en el primero y tercer cuadrante. Se toma como positiva la rotación antihoraria.

Para obtener la carga necesaria en una operación determinada, es necesario calcular el valor de la presión  $p$  sobre las líneas alfa y beta. Se debe constatar además que sobre las líneas citadas se respeten las condiciones de velocidad.

## 6-2 Ecuaciones de las tensiones actuantes sobre las líneas de deslizamiento

Para el caso de la deformación plana, las ecuaciones de equilibrio son, despreciando las fuerzas másicas:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0 \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0$$

Del análisis del diagrama de Mohr para el estado de tensiones, surge que:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -p - k \operatorname{sen} 2\varphi \\ \sigma_y &= -p + k \operatorname{sen} 2\varphi \\ \tau_{xy} &= k \cos 2\varphi \end{aligned}$$

Introduciendo estas expresiones en las condiciones de equilibrio e integrando resulta:

$$p + 2k\varphi = cte \quad \text{sobre una línea alfa}$$

$$p - 2k\varphi = cte \quad \text{sobre una línea beta}$$

Las constantes varían de una línea a otra de la misma familia.

Estas son las ecuaciones de Hencky, y equivalen a las condiciones de equilibrio en una masa plástica. Si se considera el endurecimiento del material, debe añadirse un término más a estas ecuaciones que se transforman entonces en:

$$p + 2k\varphi + \int \frac{\partial k}{\partial \beta} d\alpha = cte \quad \text{sobre una línea alfa}$$

$$p - 2k\varphi + \int \frac{\partial k}{\partial \alpha} d\beta = cte \quad \text{sobre una línea beta}$$

Las líneas de deslizamiento son pues, en última instancia, las características de las ecuaciones diferenciales del equilibrio estático.

A partir de las ecuaciones anteriores, es factible demostrar que el ángulo entre dos líneas de deslizamiento de una familia, cuando son cortadas por una línea de deslizamiento de la otra familia, es constante a lo largo de toda su longitud. Esta propiedad se conoce como primer teorema de Hencky y a su vez puede resultar de utilidad en la construcción de un campo de líneas de deslizamiento.

### 6-3. Ecuaciones de velocidad.

Si  $u$  y  $v$  son las componentes de velocidad de una partícula en un punto según las direcciones de alfa y beta, respectivamente, es posible demostrar que deben cumplirse las siguientes relaciones, a los efectos de mantener la continuidad y de que sobre las líneas de deslizamiento no exista alargamiento ni acortamiento.

$$\frac{du}{d\varphi} - v = 0 \quad \text{sobre una línea alfa}$$

$$\frac{dv}{d\varphi} + u = 0 \quad \text{sobre una línea beta}$$

### 6-4. Trazado de un campo de líneas de deslizamiento

Debe tenerse presente que las ecuaciones de equilibrio y el criterio de fluencia forman un sistema de tres ecuaciones, con tres incógnitas que son las componentes de tensiones  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\tau_{xy}$ .

En algunos problemas, existirán suficientes condiciones de borde que involucran únicamente a las tensiones, para dar una solución a estas ecuaciones.

Tales problemas se consideran estáticamente determinados.

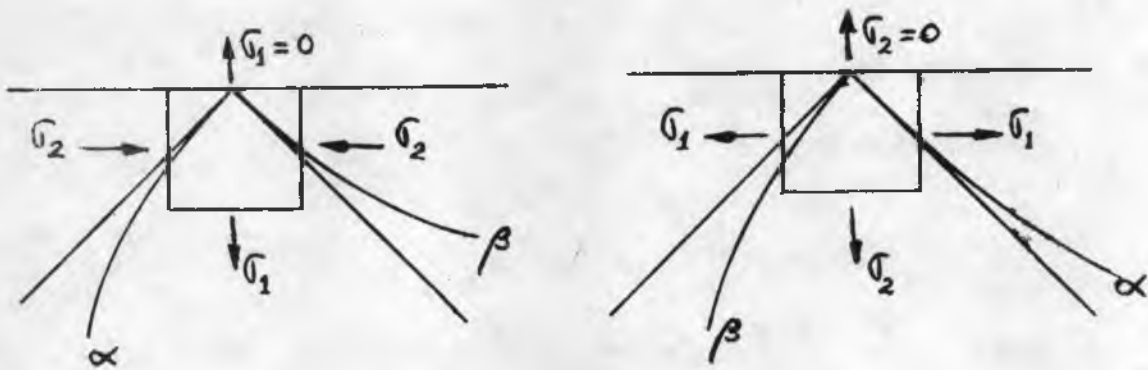
En otros problemas las condiciones de borde involucran tanto a las tensiones como a las velocidades (es el caso de la laminación, por ejemplo), y la solución puede obtenerse entonces únicamente considerando a las tensiones y a las velocidades en forma conjunta; estos problemas son estáticamente determinados.

En la mayor parte de los casos debe tenerse una gran intuición física en el trazado de un campo de líneas de deslizamiento. Además la solución a que se llega no es única, sino que varias pueden cumplir con las condiciones del problema.

Tratándose de un límite superior, debe escogerse como más aproximado a la que involucre un menor trabajo de deformación.

En la figura 7 se analizan algunos casos de condiciones de borde que permiten comenzar en esos puntos el trazado del campo de líneas de deslizamiento

## Superficie Libre



## Superficie rugosa (Fricción de agarre)

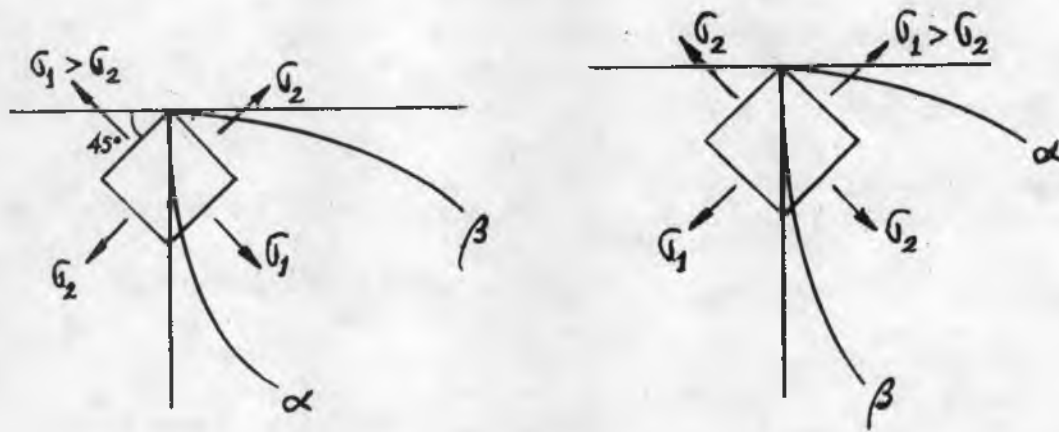


Figura 7

Cuando existe fricción deslizante o de Coulomb (coeficiente de roce  $\mu$ ), el ángulo  $\theta$  en que deben cortar a las superficies las líneas de deslizamiento se puede determinar a partir del diagrama de Mohr.

$$2\theta = \arccos \frac{\mu q'}{k}$$

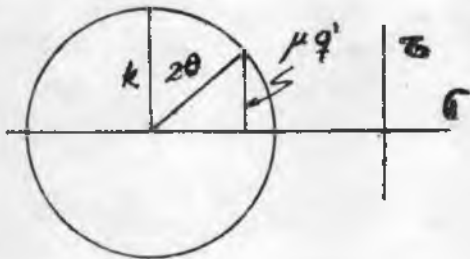


Fig. 8

Por lo general es necesario trazar un primer campo sin fricción para determinar el valor de  $q'$  (aproximado) y luego rehacer el campo.

## 6-5 Aplicaciones de campos de líneas de deslizamiento

### 6-5-1 Compresión sin fricción y en fricción plana.

Si se comprime un fleje entre matrices planas paralelas, de manera que quede material no tensionado a ambos lados de la indentación, este material impide el ensanchamiento del que se está deformando.

Si el ancho del fleje,  $w$ , es mayor que 10 veces el espesor  $b$  de las matrices, puede despreciarse la deformación lateral y los efectos de borde. Se está en presencia de un estado de deformación plana.

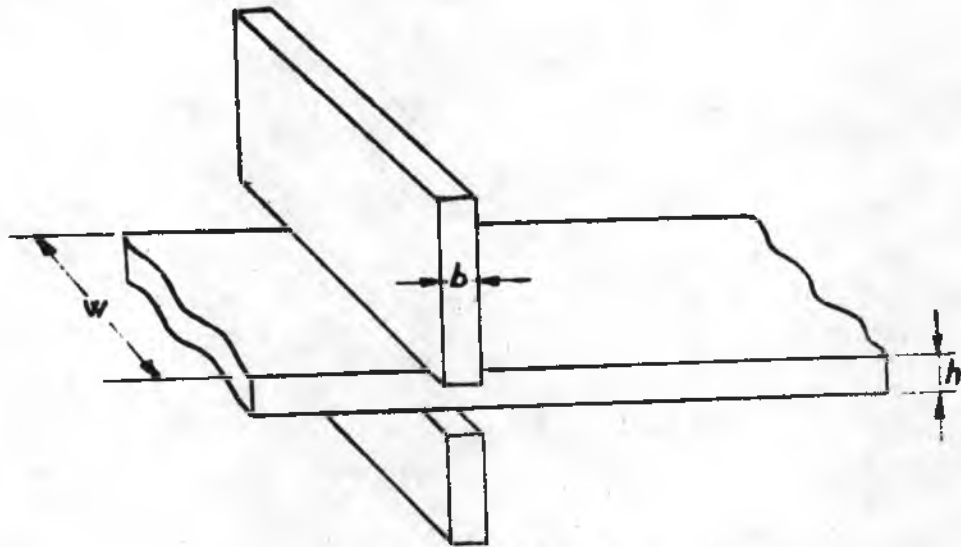


Fig. 9

A continuación se analizan varios casos, según las dimensiones de los indentadores y del fleje

a)  $b = h$

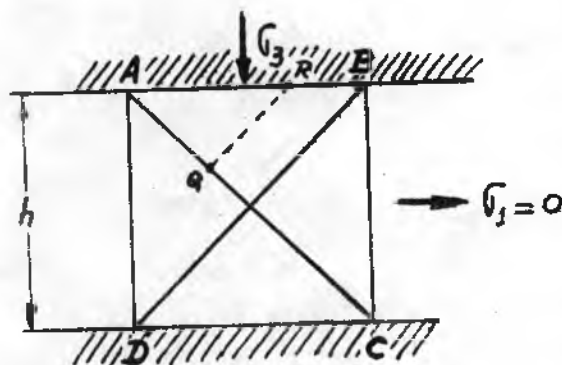


Fig. 10

Dado que se supone que no existe fricción entre material y matriz, las líneas de deslizamiento encuentran a ésta a  $45^\circ$ . De modo que el simple esquema de la figura 10 cumple con las condiciones de borde.

Por la condición adoptada de que la tensión algebráicamente mayor debe estar en el primero y tercer cuadrante, AC es una línea alfa y BD, beta.

En un punto Q de la línea AC, la tensión principal  $\sigma_1 = 0$ , de manera que

$$p_Q = k.$$

La tensión vertical  $(\sigma_3)_Q$  será entonces  $-2k$ . Entre Q y R, la línea beta es recta, de modo que  $\phi = 0$ , y por lo tanto

$$p - 2k\phi = \text{cte.}$$

muestra que la presión hidrostática se mantiene constante a lo largo de una línea de deslizamiento recta.

La presión hidrostática p en R es

$$p_R = p_Q - 2k(\phi) = k$$

$$(\sigma_3)_R = -p_R - k = -k - k = -2k$$

Dado que no se hizo ninguna consideración en especial sobre la ubicación del punto R, cabe suponer que  $\sigma_3$  será constante a lo largo de AB.

Por lo tanto, la presión de indentación P será:

$$P / 2k = 1$$

b)  $b/h = \text{número entero}$

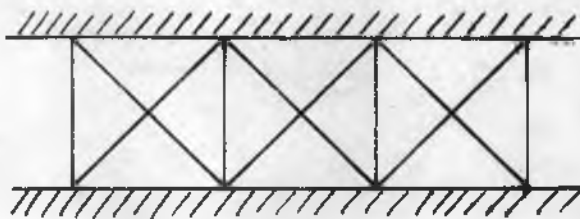


Figura 11

Es factible trazar el campo indicado en la figura 11, con lo que nuevamente se tiene

$$P / 2k = 1$$



Dado que  $D' E'$  es recta,  $p_{E'} = p_{D'} = k$

La constante de esta línea alfa es:  $p_{E'} + 2 k ( 0 ) = \text{cte.} = p_{E'} = k$

Desde  $E'$  hasta  $F'$ , la línea rota  $\phi = -\pi/2$  (se toman positivos ángulos antihorarios).

Las ecuaciones de Hencky dan entonces:

$$p_{F'} + 2 k ( -\pi/2 ) = \text{cte} = p_{E'} = k$$

$$\therefore p_{F'} = k ( 1 + \pi )$$

Dado que  $F' B'$  es recta,  $p_{B'} = p_{F'} = k ( 1 + \pi )$

De modo que la tensión principal que actúa sobre  $B'$  es

$$( \sigma_3 )_{B'} = - p_{B'} - k = - k ( 2 + \pi )$$

Este valor es uniforme a lo largo de  $AB$

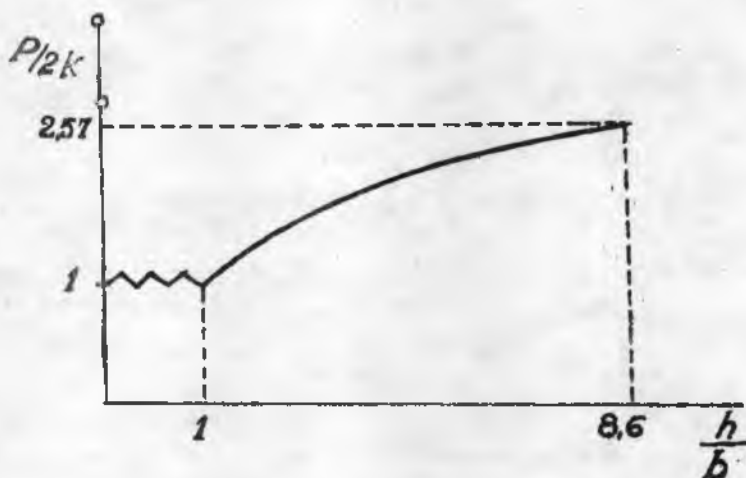
La presión de indentación está dada entonces por

$$P = 2 k ( 1 + \pi/2 )$$

o sea como se suele expresar más comúnmente:

$$P / 2 k = 1 + \pi/2 = 2,57$$

La variación completa de la presión de indentación con respecto a la relación  $b/h$  es así como se ilustra en la figura 13



Es importante destacar aquí que para las indentaciones de dureza Brinell se tiene la relación:

$$\frac{H}{Y} ) = 2,9 \quad (\text{aprox.}) \quad (\text{no se trata de fluencia plana sinc axisimétrica})$$

De esta manera, se ve que para indentar un fleje con deformación plana, las restricciones mecánicas hacen que el trabajo necesario para provocar la fluencia pueda ser más del doble del requerido para provocar una deformación homogénea. Este trabajo adicionado es el trabajo redundante.

Este trabajo redundante usualmente se considera como separado del requerido para vencer los efectos de la fricción. Debe tenerse presente, sin embargo, que la fricción influye en la forma del campo de líneas de deslizamiento y, por lo tanto, en el trabajo redundante.

Hay que destacar que para un mismo problema puede haber varias soluciones. Se considera mejor a la que da menores trabajos de deformación.

Para el caso de indentación recientemente realizado, existe otra solución, propuesta por Prandtl (fig. 14)

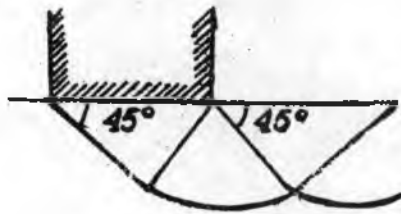


Figura 14

Se deja como ejercicio calcular la presión de indentación para este campo de líneas de deslizamiento.

#### 6-5 2 Extrusión con flujo estacionario

Se analiza el caso de una extrusión con deformación plana, llevada a cabo en una matriz de  $180^\circ$ , con fricción nula entre material y cilindro.

Por simplicidad, se considera el caso de reducción de 50 % en área, o sea, con relación de extrusión 2 : 1 (figura 15)

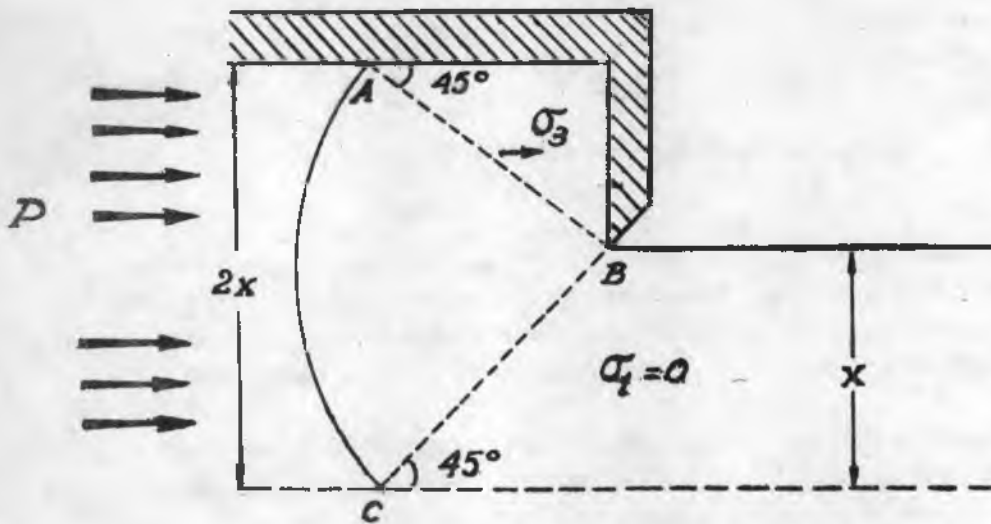


Figura 15

Recordando que para  $\mu = 0$ , las líneas de deslizamiento encuentran a las superficies a  $45^\circ$  y que sobre líneas de simetría no puede haber fuerzas de fricción paralelas a las mismas, por lo que las direcciones de corte máximas deben estar a  $45^\circ$ ; también se puede trazar el campo de líneas de deslizamiento que se ilustra en la figura 15. Se forma una zona muerta limitada por el cilindro y la línea AB.

En la barra que emerge de la matriz,  $\sigma_1 = 0$ . De acuerdo con la convención adoptada y dado que ésta es seguramente la tensión algebráicamente mayor, AC es una línea  $\alpha$  y CB  $\beta$ .

A continuación se calculan las tensiones que entran en juego.

A lo largo de BC,  $\sigma_1 = 0$  sobre la barra extrudada, de modo que  $p = k$  (Recuéntese el círculo de Mohr de tensiones).

La ecuación de Hencky para la línea  $\beta$  BC es:  $p - 2k\varphi = \text{cte.} = k$   
 Para la línea  $\alpha$  AC, la ecuación de Hencky debe ser  $p + 2k\varphi = \text{cte.} = k$   
 dado que ése es el valor en C, donde  $p=k$  y  $\varphi = 0$  (arbitrario)

De acuerdo con esto la presión en A es:

$$p_A + 2k \left( -\frac{\pi}{2} \right) = k \qquad p_A = k \left( 1 + \pi \right)$$

Por el hecho de ser AB una línea  $\beta$  recta,  $p_A$  es constante en la misma. Por lo tanto  $\sigma_3$ , la tensión de compresión que actúa sobre la zona muerta, es también constante, y vale:

$$(\sigma_3)_{AB} = - (p_{AB} + k) = - 2k \left( 1 + \frac{\pi}{2} \right)$$

La presión de extrusión P actúa sobre el área  $2x$  (supuesto ancho unitario), mientras  $(\sigma_3)_{AB}$  lo hace sobre  $x$ , pero las fuerzas deben estar en equilibrio:

$P \quad 2x = (\bar{\sigma}_3)_{AB} \cdot x$  de donde resulta:

$$\frac{P}{2} = \frac{1}{2} + \frac{\pi}{4} = 1,29$$

Con el método de la energía de deformación uniforme se había obtenido:

$$P = \bar{\sigma} \ln \frac{A_1}{A_2} = \bar{\sigma} \ln 2 = 0,7 \bar{\sigma} = 0,7 \frac{2k}{1,15} = 0,605 \cdot 2k$$

La diferencia en  $P$  obtenida por el método de campos de líneas de deslizamiento se debe a que con este último, como ya se dijo, es posible tener en cuenta el trabajo redundante.

Para que el campo de líneas de deslizamiento pueda considerarse como válido, es necesario asegurar que se respetan las condiciones de borde en lo que se refiere a velocidades. Para verificar esto, se usa la hodógrafa. Esta es un diagrama que indica la velocidad de cada elemento del cuerpo que se deforma, representado por un vector trazado a partir de un polo u origen del diagrama.

La deformación a lo largo de una línea de deslizamiento es por corte puro (recuérdese el diagrama de Mohr de velocidades de deformación.) No puede haber cambios en la velocidad perpendicularmente a una línea de deslizamiento (por incompresibilidad del material). O sea, puede existir una discontinuidad en la velocidad tangencial; debido al corte el material ubicado a un lado de la línea de deslizamiento se mueve más rápido que el del otro, paralelamente a la línea de deslizamiento.

Supóngase que el metal, a la izquierda de  $AC$ , se mueve con velocidad unitaria. Esta se representa mediante el vector  $Oa$  en la figura 16. Cerca del punto  $A$ , el material experimenta una discontinuidad en la velocidad que debe ser paralela a la tangente en  $AC$  en el punto en que cruce a dicha línea. Muy próximo al punto  $A$ , dicha tangente forma  $45^\circ$  con la velocidad de avance  $Oa$ . Se representa con una línea con esta inclinación a partir del punto  $a$ . El material a la derecha de  $AB$  está en la "zona muerta", o sea que no se mueve. Por lo tanto, la componente de velocidad perpendicular a  $AB$  debe ser nula cerca de esta línea. De modo que la velocidad absoluta cerca de  $AB$  debe ser paralela a  $AB$ . Esto se representa por una línea a  $45^\circ$  a partir de  $0$  (debe recordarse que en este tipo de diagramas, las velocidades absolutas se miden desde el origen).  $Oab$  es así el triángulo de velocidades para un elemento del material que se deforma, cerca del punto  $A$ .

Una partícula que se acerque a cualquier punto de  $AC$ , experimentará también una discontinuidad paralela a la tangente a  $AC$  en dicho punto. Esta discontinuidad tangencial debe ser de la misma magnitud que en  $A$  e igual en toda la extensión de la línea  $AC$ . (Sobre una línea de deslizamiento, la discontinuidad de velocidad se mantiene. Ello se puede ver por las ecuaciones de Geiringer que no son más que la expresión de incompresibilidad del material. Es posible trazar así una serie de líneas  $ac$ ,  $af$ , etc., paralelas a las tangentes en los puntos considerados y de igual magnitud que  $ab$ .)

Por último, cerca del punto C, la discontinuidad en el borde de entrada a la zona de deformación está a  $45^\circ$ , y la velocidad absoluta será  $Oc$ . Cuando el elemento deja la zona de deformación, cruzando CB, experimenta nuevamente una discontinuidad, tangencial, en la velocidad, saliendo en dirección horizontal.

Para una relación de extrusión 2; 1, la velocidad de salida debe ser el doble de la de entrada. Ello se cumple con la hodógrafa establecida, consecuencia del campo de líneas de deslizamiento propuesto. Puede aceptarse por tanto a éste como válido.

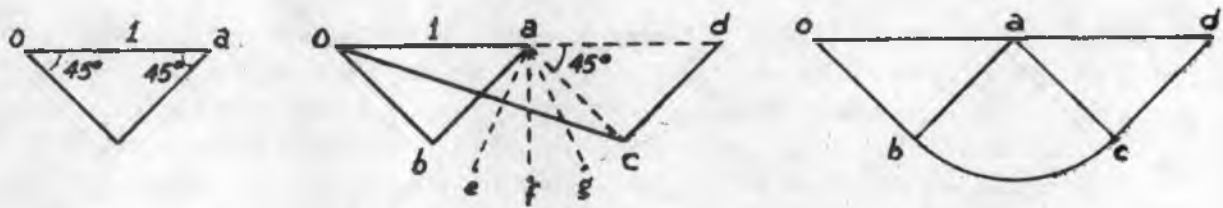


Figura 16

## 7) LIMITE SUPERIOR E INFERIOR

En muchos problemas de trabajado de metales es difícil hallar la solución exacta de la fuerza o del momento necesarios para efectuarlos.

Con las soluciones de límite superior e inferior se pretende acotar la carga necesaria entre dos valores. De éstos, se sabe que seguramente uno de ellos constituye una sobreestimación - el límite superior-, mientras que el otro es una subestimación - el límite inferior. De los dos, desde el punto de vista del conformado de los metales, el que más interesa es el límite superior. De este modo se puede dimensionar las máquinas para ejecutar una operación determinada. Por supuesto que puede haber muchos límites superiores y muchos inferiores. Cuanto más próximos estén ambos más acotada estará la carga.

### 7 - 1 Límite inferior

El concepto de este límite está asociado con el principio de trabajo máximo. La distorsión provocada por la aplicación de un estado de tensiones es tal que provoca la máxima disipación de energía. Bajo otro punto de vista, el sistema tiende a alcanzar el estado de mínima energía compatible con las condiciones de equilibrio y de fluencia. Por consiguiente, cualquier otro sistema de tensiones estáticamente admisible produciría un incremento de trabajo a lo sumo

igual al producido por el sistema real, y probablemente menor. Así, cualquier sistema derivado del equilibrio de tensiones será, o bien justo suficiente, o demasiado bajo (pequeño), para realizar la operación. Esto da un límite inferior. En lo que sigue no se profundizará en este límite inferior, por lo expuesto anteriormente.

### 7 - 2 Límite superior

El concepto de este límite está asociado a la deformación. Su análisis involucra las condiciones que deben cumplir los incrementos de deformación en un cuerpo completamente plástico y no se relaciona con el equilibrio de tensiones.

El factor crítico aquí es que el volumen plástico no debe cambiar. También en este caso se usa el principio de trabajo máximo, pero desde el punto de vista de la deformación: cualquier elemento se deforma de manera tal de ofrecer la máxima resistencia. Si se deduce por lo tanto el sistema de tensiones a partir de cualquier deformación supuesta, que debe conformar a las condiciones cinemáticas, el valor de las mismas será mayor o igual que el que realmente opera.

En términos físicos puede verse esto imaginando que la fuerza aplicada aumenta uniformemente desde cero. Una vez que la deformación empieza a producirse, la fuerza no puede seguir aumentando (recuérdese que se trata con sólidos rígidos perfectamente plásticos, o sea sin endurecimiento).

### 7 - 3 Aplicación del límite superior a extrusión

Se analiza el caso ya visto de extrusión sin fricción, con relación 2:1.

Se supone que la distorsión puede representarse por tres líneas, AB, AO y BO, que se aproximan a la solución de campo de líneas de deslizamiento ya visto (figura 17).

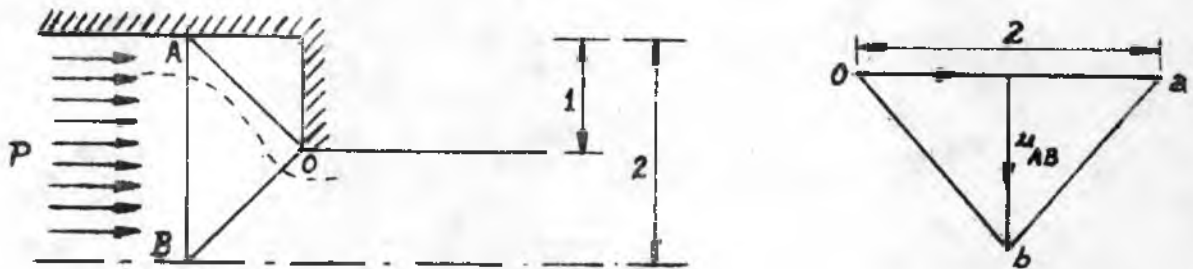


Figura 17

Esta solución satisface a las condiciones de velocidad de borde, como se muestra en la hodógrafa.

Un elemento que se aproxima a la línea AB, experimenta una discontinuidad en la velocidad paralela a AB como se muestra en la hodógrafa ( $u_{AB}$ ). La velocidad absoluta en el triángulo OAB debe ser paralela al borde de la zona muerta, AO. Se traza así Ob, paralela a AO. Finalmente, el elemento sale de la zona de deformación, a través de BO, experimentando una discontinuidad en la velocidad paralela a OB. La velocidad final resulta así igual a 2, con lo que se cumple con el requisito de incompresibilidad.

A continuación se analiza la velocidad de realización de trabajo.

Sobre cualquier línea de corte, en un metal no endurecible, la tensión de corte es  $k$  y por lo tanto la fuerza de corte sobre una línea de longitud  $s$  es  $F = k s$  (supuesto ancho unitario). La velocidad con que esta fuerza realiza trabajo es el producto de la fuerza por la velocidad de corte  $u$ .

$$\frac{dw}{dt} = F \cdot u = k \cdot u \cdot s$$

En general, para cualquier masa que se deforma plásticamente, la velocidad total de realización de trabajo por corte interno es la suma de las velocidades sobre todas las líneas de deslizamiento individuales.

$$\left( \frac{dw}{dt} \right)_{int} = \sum k \cdot u \cdot s$$

No se efectúa otro trabajo interno, dado que se considera al material encerrado por las líneas de corte como rígido. Por lo tanto, esta velocidad de trabajo interno debe ser igual a la del trabajo externo.

$$\left( \frac{dw}{dt} \right)_{int} = \left( \frac{dw}{dt} \right)_{ext}$$

En el caso que se está analizando,

$$\left( \frac{dw}{dt} \right)_{int} = \sum k \cdot u \cdot s = k(AB \cdot u_{AB} + OB \cdot u_{OB} + AO \cdot u_{AO})$$

Puede verse en la figura 17 que

$$\begin{aligned} u_{AB} &= 1 & u_{AO} &= \sqrt{2} & u_{OB} &= \sqrt{2} \\ AB &= 2 & AO &= \sqrt{2} & OB &= \sqrt{2} \end{aligned}$$

Por lo tanto

$$\left( \frac{dw}{dt} \right)_{int} = k (1 \times 2 + \sqrt{2} \times \sqrt{2} + \sqrt{2} \times \sqrt{2}) = 6 k$$

Si la presión de extrusión es  $P$ , la fuerza externa es  $P \cdot AB$ . La velocidad de entrada a la zona de deformación se ha supuesto igual a 1

$$\left( \frac{dw}{dt} \right)_{ext} = P \cdot AB \cdot 1 = 2 P \quad \text{de manera que}$$

$$2 P = 6 k$$

$$\frac{P}{2k} = 1.5$$

El análisis de este proceso con campo de líneas de deslizamiento había dado 1,29 para la relación  $P/2k$ . El valor recientemente hallado es bastante superior. Ello se debe a que el esquema de líneas de corte elegido es demasiado simple.

Otro posible sería el que se ilustra en la figura 18, que se asemeja más al campo de líneas de deslizamiento visto oportunamente. Puede demostrarse que en este caso se llega a que

$$P/2k = 1,33.$$

Como se ve, la aproximación es bastante buena. La ventaja del método del límite superior es su gran simplicidad.

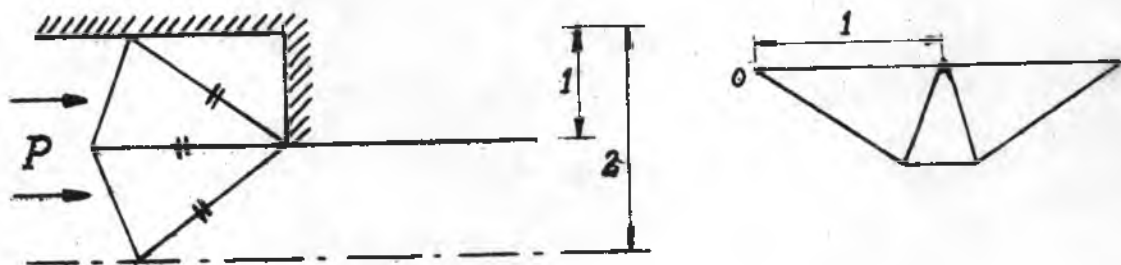


Figura 18

#### 7 - 4 Aplicación del límite superior a la indentación.

Se analizan dos tipos de soluciones semejantes a los dos campos de líneas de deslizamiento vistos en el punto respectivo.

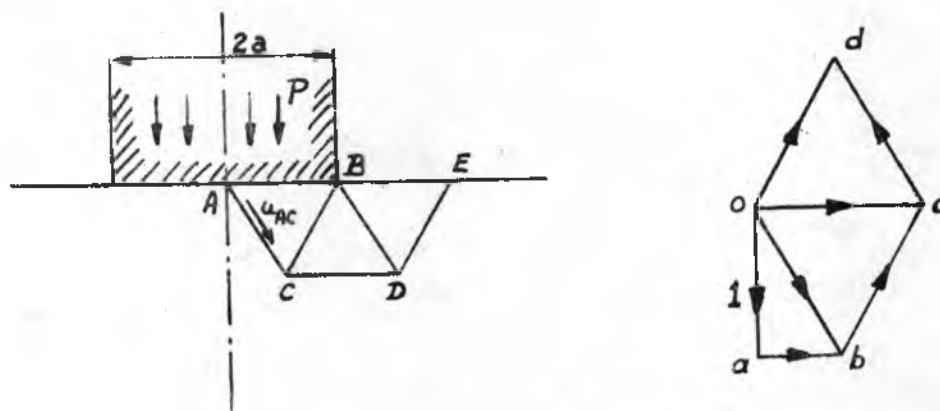


Figura 19

En la solución de la figura 19 se usan triángulos equiláteros. A la derecha figura la hodógrafa correspondiente.

Se supone que la velocidad hacia abajo del indentador es 1. Hay una discontinuidad en la velocidad paralela a AB, y ninguna perpendicular. La componente vertical de la velocidad absoluta en ABC debe ser 1 y la velocidad absoluta debe ser paralela a AC. Se traza entonces Ob paralela a AC con componente  $Oa = 1$ .

Al pasar de ABC a BCD, hay una discontinuidad paralela a BC y la velocidad absoluta en BCD debe ser paralela a CD como en el triángulo Obc de la hodógrafa.

Finalmente, hay una discontinuidad paralela a BD para dar una velocidad absoluta paralela a DE, formando el triángulo Ocd.

Del análisis de la figura 19 surge que.

$$AC = a = AB, \text{ etc.}$$

$$u_{AC} = Ob = 1 / \cos 30^\circ = 2 / \sqrt{3} = u_{BC} = \text{etc.}$$

Supóngase fricción de agarre a lo largo de AB. En este caso:

$$\begin{aligned} (dw/dt)_{int.} &= \sum k \cdot u \cdot s. = k (AB u_{AB} + AC u_{AC} + BC u_{BC} + \\ &CD u_{CD} + BD u_{BD} + DE u_{DE}) = k a \left( 6 \cdot \frac{2}{\sqrt{3}} \right) \end{aligned}$$

Por otra parte  $(dw/dt)_{ext.} = P \cdot a \cdot 1$  (se considera la mitad)

Igualando a ambos  $P \cdot a = \frac{12ak}{\sqrt{3}}$   $\frac{P}{2k} = 3,46$

Si no hubiese fricción a lo largo de AB, no se efectuaría trabajo sobre esta línea (la tensión de corte es nula), y en este caso

$$(dw/dt)_{int} = 5 k a \frac{2}{\sqrt{3}} \text{ por lo tanto } \frac{P}{2k} = 2,89$$

b) Otra solución posible que se asemeja al campo de líneas de deslizamiento para indentación propuesto por Prandtl, es el de la figura 20

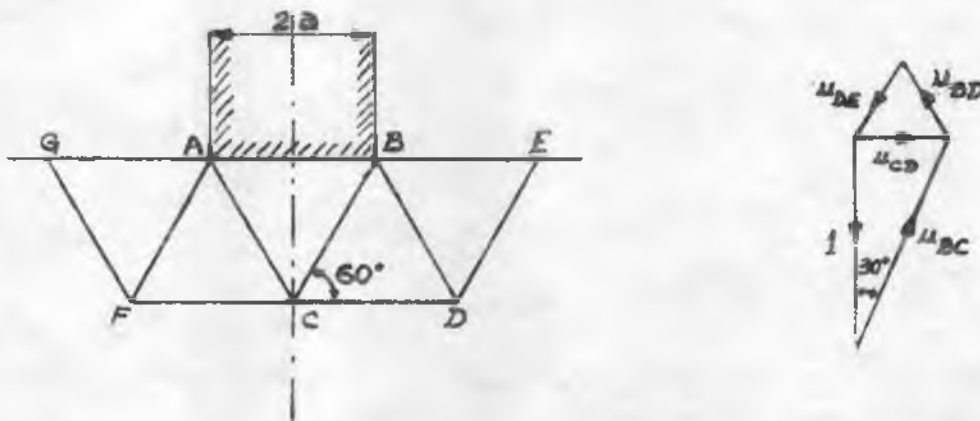


Figura 20

$$AB = BC = CD, \text{ etc.} = 2a$$

$$u_{BC} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot 1 = u_{AC}$$

$$u_{CD} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot 1 = u_{BD} = u_{DE}$$

$$\begin{aligned} (dw/dt)_{\text{int.}} &= k \cdot 2 (BC u_{BC} + CD u_{CD} + BD u_{BD} + DE u_{DE}) = \\ &= k \cdot 2 \left( \frac{2}{\sqrt{3}} + \frac{1}{\sqrt{3}} + \frac{1}{\sqrt{3}} + \frac{1}{\sqrt{3}} \right) 2a = 2k \cdot 2a \cdot \frac{5}{\sqrt{3}} \end{aligned}$$

No se efectúa trabajo sobre AB porque no hay movimiento relativo. ABC es un cono rígido.

$$(dw/dt)_{\text{ext.}} = P \cdot 2a \cdot 1 \quad \text{por lo tanto} \quad \underline{P/2k = 5/\sqrt{3} = 2,89}$$

Se ve que, para fricción de agarre, este modelo de corte da una solución mejor que el anterior.



Las soluciones de campo de líneas de deslizamiento son soluciones parciales de límite superior que normalmente sólo satisfacen un campo admisible de velocidad. Generalmente no se examina el campo de tensiones en la región rígida. Una solución completa requiere que el campo de tensiones en la región elástica debe satisfacer las condiciones de equilibrio y no violar el criterio de fluencia. De este modo, la solución parcial para el campo de tensiones en la región elástica, conocido como límite inferior, juntamente con el límite superior dado por las líneas de deslizamiento, al dar la misma carga de fluencia, constituyen una solución completa.

Esta solución completa es sin embargo muy difícil de hallar y sólo está resuelta para unos pocos casos.

De todas maneras, las soluciones de problemas de conformado plástico mediante campos de líneas de deslizamiento suelen ser suficientemente aproximadas a los fines prácticos.



## FE DE ERRATAS - FASCICULO II

### PUNTO 8

- Punto 8.1. Renglón 11. Debe decir:  
"Difracción de Laue, etc."
- Renglón 12. Debe decir:  
"normalmente, es un proceso..."
- Punto 8.2.1. Pág. 2 - Ultimo renglón, debe decir:  
"relación entre la energía almacenada y grado de deformación ( $\mu_a$ ) Vs  $\epsilon$ ) y..."
- Pág. 3. Primer renglón y Segundo deben decir:  
"energía almacenada energía total entregada y grado de deformación  
( $U_a/U_p$  Vs  $\epsilon$  y"
- Punto 8.2.3. Renglón 14. Debe decir:  
"lignización. Los primitivos planos alabeados por la gran..."
- Están repetidos innecesariamente el último renglón de la página 9 y los  
10 primeros de la pág. 10.
- Fig. 8.9. La ordenada correspondiente al punto A, debe ser:
- Do ( y no D)
- Pág. 13. Renglón 12. Debe decir :  
"que existen tres posibilidades para observar lo que pasa con  $D < D_o$ ."
- Punto 8.3.3. Ecuación 8.4 debe decir:
- $$\frac{1}{T} = M \log \frac{1}{t} + N$$
- Punto 8.3.4. Pág. 16. 7mo. renglón, debe decir:  
"la influencia tiempo-temperatura-deformación, que se..."
- Punto 8.3.6. 4o. Renglón. Debe decir:  
"En el punto 8.3.2, la ecuación 8.1 daba el ..."

Pág.	Renglón	Donde dice:	Debe decir:
		<u>PUNTO 9</u>	
1	19	Ludvile	Ludwik
3	20	metalúrico	metalúrgico
3	25	albiente	ambiente
4	28	y sí de sus	y sí sus
5	5	durant	durante
5	17	otro	otra
5	23	tomaría	tornaría
6	4	ésta	estas
6	25	Sup	$U_p > \Delta U_p$
7	15	uan	una
9	14	donde es	donde $j$ es
9	15	$\Delta T = \frac{Q_p}{c_p}$	$\Delta T = \frac{Q_p}{c_p}$
9	17	p-	$\rho$ -
10	2	cortarse	evitarse
10	18	adoabático	<del>adiabático</del>

		<u>PUNTO 10</u>	
1	12	donde es	donde $\epsilon$ es
2	9	ordinarios	ordinario
3	8	Zu	Zn
7	7	Gublein	Gubkin
9	Tabla 1	$T < 0,5 T_f$ Deformación en frío	$T < 0,5 T_f$ Deformación en frío
		$T \approx 0,5 T_f$ Deformación en tibio	$T \approx 0,5 T_f$ Deformación en tibio
		$T > 0,5 T_f$ Deformación en caliente	$T > 0,5 T_f$ Deformación en caliente
10	8	Holloman	Hollomon
10	20	$\bar{\sigma} = f(T_n) = f \left[ T \left( 1 - k \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right]$	$\bar{\sigma} = f(T_n) = f \left[ T \left( 1 - k \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right]$
10	21	u	k
10	27	Solekov	Sokolov
11	3	$n = n_1$	$n = n_1$
11	14	deformaciones = 10%	deformaciones $\epsilon = 10\%$
11	19	Tu	Zn
12	26	extensión	extrusión
13	18	p	$\rho$
13	24	dt/de	d $\rho$ /de
15	1	conformado, efecto	conformado, el efecto



Pág.	Reñlón	Donde dice:	Debe decir:
		<u>PUNTO 11</u>	
6	16	"creep"	"creep $\beta$ "
10	11	repado	trepado
11	20	sea	ser
19	32	censo	curso
21	15	agragado	agregado
25	18	y Stellite	y Stellite 31 (Co-Cr-Ni-W)
		<u>PUNTO 12</u>	
1	2	TENEDENCIAS	TENDENCIAS
19	10	N <sub>1</sub>	n <sub>1</sub>
19	12	N <sub>2</sub>	n <sub>2</sub>

BIBLIOGRAFIA: Punto 12

"Mechanical Properties of Metals" D. Mc Lean. Ed. John Wiley

"Metalurgia mecánica" G.E. Dieter - Ed. Aguilar

"Curso sobre deformação mecanica dos metais" C.A. Martínez Vidal, ABM (1965)

"Modern Physical Metallurgy" R.E. Smallman. Ed. Butterworths

"Steel and its Heat Treatments" Vol.1. D.K. Bullens. Ed. John Wiley

"The Mechanical Properties of Matter" A H Cottrell. Ed. John Wiley

Pág.	Renglón	Donde dice:	Debe decir:
4	3	<u>PUNTO 13</u> espesor de rodillo	espesor de fleje
9	39	serenidad	severidad
12	10	capa es $s_1$ de $s = \frac{A_1 E d \epsilon_1}{d A_1}$	capa es $\bar{\sigma}_{s_1}$ de $\bar{\sigma}_s = \frac{A_1 E d \epsilon_1}{d A_1}$
13	1	$= \frac{A_n E d \epsilon_n}{d A_n}$	$\bar{\sigma}_n = \frac{A_n E d \epsilon_n}{d A_n}$
13	23	-coeficiente	$\gamma$ - coeficiente
15	10	$L = \frac{MC}{I}$	$\sigma_L = \frac{MC}{I}$
15	13	$L = \frac{E' t}{4R}$	$\sigma_L = \frac{E' t}{4R}$
15	14	deflexión y	deflexión $\delta$ y
15	18	$L = \frac{E' t \delta}{2 L^2}$	$\sigma_L = \frac{E' t \delta}{2 L^2}$
16	4	$L = \frac{E' t \delta}{L^2}$	$\sigma_L = \frac{E' t \delta}{L^2}$
16	10	$= E' t \left( \frac{1}{D_0} - \frac{1}{D_1} \right)$	$\sigma_C = E' t \left( \frac{1}{D_0} - \frac{1}{D_1} \right)$

		<u>PUNTO 14</u>	
1	16	Bonadon	Bourdon
4	15	Marteus	Martens
6	26	contando	cortando
9	18	dado	dada
12	22	integra con las	integra; con las
12	40	octogonales	ortogonales
13	21	Hencley	Hencky
16	11	Hctényi	Hetényi