

01173  
2es,  
||



DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO  
FACULTAD DE INGENIERIA  
SECCION DE MECANICA

UNIVERSIDAD NACIONAL  
AVANZADA

ESTUDIO DE LOS FENOMENOS DE RECRISTALIZACION  
DURANTE LA LAMINACION DE UN ACERO AUSTENITICO

T E S I S

que presenta

JOSE SALOMON BOTIA FLOREZ

para obtener el grado de

MAESTRO EN INGENIERIA

(Mecánica: opción manufactura)

EL JEFE DE LA SECCION

E. Chif  
DR. ENRIQUE CHICUREL UZIEL

EL SECRETARIO DE ASUNTOS ACADEMICOS

Ubaldo Bonilla Dominguez  
DR. UBALDO BONILLA DOMINGUEZ

PRESIDENTE: E. Chif  
VOCAL: Miguel  
SECRETARIO: D. M. Buidrig  
SUPLENTE: [Signature]  
SUPLENTE: [Signature]

Cd. Universitaria, México, D.F., septiembre, 1980.

TEJES CON  
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional  
Autónoma de México



## **UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso**

### **DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

# C O N T E N I D O

Pág.

## CAPÍTULO 1 INTRODUCCION

## CAPITULO 2 FUNDAMENTOS DEL PROCESO DE LAMINADO

## CAPITULO 3 TEMPERATURA Y RAPIDEZ DE DEFORMACION

3.1	Laminado en caliente. . . . .	10
3.2	Cambios de temperatura durante la deformación. . . . .	11
3.21	Cambios de temperatura durante el laminado. . . . .	12
3.3	Rapidez de deformación. . . . .	19
3.4	Influencia de la temperatura. . . . .	22
3.5.	Efecto combinado de la temperatura y la rapidez de deformación. . . . .	24

## CAPITULO 4 METALURGIA DEL TRABAJO EN CALIENTE DURANTE LA LAMINACION

4.1	Trabajo en caliente. . . . .	27
4.2	Pruebas. . . . .	28
4.3	Curvas esfuerzo-deformación. . . . .	29
4.4	Cambios dinámicos en la microestructura	32
4.41	Recuperación dinámica. . . . .	32
4.42	Recristalización dinámica. . . . .	34
4.5	Cambios estáticos en la microestructura	36
4.6	Crecimiento de grano. . . . .	40

4.7	Ductilidad en caliente. . . . .	41
4.71	Efecto de la recuperación dinámica sobre la ductilidad. . . . .	41
4.72	Efecto de la recristalización dinámica sobre la ductilidad. . . . .	41

CAPITULO 5 CAMBIOS ESTRUCTURALES EN LA AUSTENITA

5.1	Deformación plástica de la austenita a alta temperatura. . . . .	43
5.2	Cálculo del área efectiva interfacial .	46
5.3	Cambios en la austenita durante el laminado controlado. . . . .	48
5.4	Tipos de transformación de austenita a ferrita. . . . .	49

CAPITULO 6 LAMINADO DE PLACAS DE ACERO INOXIDABLE  
AUSTENITICO CCaC

CAPITULO 7 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

7.1	Material empleado. . . . .	56
7.2	Aparatos. . . . .	57
7.3	Técnica experimental. . . . .	57
7.4	Metalografía. . . . .	63
7.5	Discusión y Resultados. . . . .	64
7.6	Conclusiones. . . . .	68

BIBLIOGRAFIA. . . . .	75
-----------------------	----

# C A P I T U L O I

## INTRODUCCION

## INTRODUCCION

En este trabajo, se estudian los fenómenos de recristalización durante la laminación de un acero austenítico, en función del parámetro de Zener-Hollomon, en el cual intervienen la temperatura y la rapidez de deformación; teniendo en cuenta dicho parámetro, los materiales presentan fenómenos de endurecimiento, recuperación y recristalización dinámica durante la laminación. Esto permite aclarar en parte, la naturaleza precisa de la recristalización, que aún en metales puros y aleaciones simples, es todavía, uno de los problemas inciertos de la metalurgia física y lo será aún más para aleaciones complejas, como en el caso de los aceros microaleados.

Cuando se tiene mejor conocimiento de los fenómenos de recristalización, que se presentan durante el laminado con-

trolado, o en cualquier proceso termomecánico; se podrá obtener óptimas propiedades mecánicas y por lo tanto establecer un adecuado programa de laminado.

El material que se utilizó en este estudio, fué acero inoxidable 304, que es un acero austenítico estable y por lo tanto no se transforma; lo cual, permite hacer un estudio favorable de la recristalización.

Las conclusiones, respecto al comportamiento de la recristalización del mencionado acero, son sustentadas por análisis metalográfico, de muestras enfriadas rápidamente en agua, desde la temperatura de trabajo.

C A P I T U L O 2

FUNDAMENTOS DEL PROCESO  
DE LAMINADO



## 2.1. FUNDAMENTOS DEL PROCESO DE LAMINADO.

La laminación es un proceso de compresión directa, entre los rodillos y el material a procesar, deformándolo plásticamente. El volumen como la masa del material permanecen -- sin cambio en este proceso.

Las variables que intervienen en este tipo de proceso son:

- a). El diámetro del rodillo.
- b). La resistencia a la deformación plástica del metal, debido a su microestructura, temperatura de trabajo y rapidez de deformación.
- c). La fricción entre los rodillos y la pieza tratada.

d). Las tensiones que actúan en el plano de deformación, en sentido opuesto y paralelo a la dirección de laminado.

Existen dos formas para llevar a cabo este proceso:

- Laminado en frío y
- Laminado en caliente.

Mediante un análisis de esfuerzos se obtiene, que la presión promedio de deformación de la pieza en contacto con los rodillos, está dada por:

$$\bar{p} = \frac{\bar{\sigma}'_0}{Q} (e^Q - 1) \tag{1}$$

Donde:  $\bar{\sigma}'_0$  = es el valor medio del esfuerzo aplicado, sobre el plano de deformación.

Q = coeficiente de fricción entre los rodillos y la pieza ( $Q = \mu L_p / \bar{h}$ ,  $L_p = (R\Delta h)^{1/2}$ ; R es el radio del rodillo,  $\Delta h$  es la diferencia entre el grosor inicial y el final,  $\bar{h}$  es el grosor promedio entre la entrada y la salida,  $\mu$  es el ángulo de ataque.

$L_p$  = longitud proyectada del arco de contacto.

Teniendo en cuenta, que el ancho del material tratado no cambie debido a la deformación sufrida, la carga de deformación total a la que se encuentra sometida la pieza está -

dada por:

$$P = \bar{p} b L_p \quad (2)$$

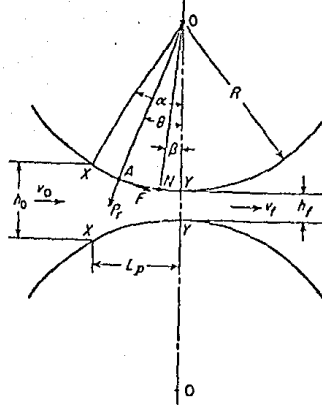


Fig. 1. Fuerzas que actúan durante el laminado.

Sustituyendo la ecuación (1) en la (2), para encontrar la carga de deformación, se obtiene la siguiente ecuación.

$$P = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}'_0 \left[ \frac{1}{Q} (e^Q - 1) b \sqrt{R\Delta h} \right] \quad (3)$$

Donde  $b$  es el ancho de la placa a laminar, el factor  $2 / \sqrt{3}$  es debido al criterio de Von Mises, para una condición de deformación plana; en la ecuación se puede ver, que  $e^Q$  es la contribución de la fricción a la carga total.

En la ecuación (3), se da la dependencia entre la carga total  $P$  y el radio del rodillo  $R$ . Este radio es importante porque nos permite conocer, cuál es el grosor mínimo al

que se puede llegar en un tren de laminación. La fuerza de fricción entre los rodillos y la pieza es necesaria, porque es la que introduce a la placa entre los rodillos. Es también necesario conocer más acerca del ángulo de ataque, porque forma parte de la fuerza de fricción; para ello se considera, que en el área de contacto entre el rodillo y el metal hay un punto, en el cual, la velocidad tangencial del rodillo, es igual a la velocidad de desplazamiento de la hoja; a este punto se le conoce con el nombre de punto neutral y está indicado en la Fig. 1. como el punto N. En este punto no existe el deslizamiento, además en el lado de entrada de la hoja, con respecto al punto N, la fuerza de fricción actúa en el sentido de la dirección opuesta. La carga total de laminado P y el torque  $M_t$  (por unidad de ancho b) están dados por:

$$\frac{P}{b} = \int_0^{L_p} p \, dx$$

$$\frac{M_t}{b} = \int_0^{L_p} (\mu p \, dx) R = \mu R \int_0^{L_p} p \, dx = \mu R \frac{P}{b}$$

despejando a  $\mu$  de las ecuaciones anteriores resulta:

$$\mu = \frac{M_t}{PR} \quad (4)$$

La determinación de este punto neutral es importante, porque nos permite saber bajo cuáles condiciones, la velocidad de salida de la hoja, sea igual a la velocidad de la superficie del rodillo; mediante la aplicación de tensiones, con dirección contraria a la dirección de laminado.

La presencia de tensiones inversas a la dirección del laminado, pueden reducir la carga del laminado. Se demuestra lo anterior a partir de una consideración del criterio de Von Mises, para deformación plana:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_0$$

$$p - (-\sigma_h) = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_0$$

despejando la p

$$p = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_0 - \sigma_h \quad (5)$$

donde la p es la presión  $\sigma_1 = p$ ,  $\sigma_3 = -\sigma_h$  es el esfuerzo de tensión horizontal a la hoja,  $\bar{\sigma}_0$  es el esfuerzo promedio de compresión sobre la hoja. En la ecuación (5) observamos, que la presión de laminado, se reduce en proporción directa, con respecto a la tensión en el plano de la hoja. En forma similar, se aplica al caso de esfuerzos en la dirección de laminado.

La carga  $P_t$ , cuando se aplican las tensiones inver-

sas y en dirección de laminado, puede ser calculada por:

$$P_t = P \left[ 1 - \frac{\sigma_b - \sigma_f}{\bar{\sigma}'_0} \frac{\beta}{\alpha} \right] \quad (6)$$

Donde: P = carga de laminado, pero sin la presencia de las --  
tensiones.

$\sigma_b$  = tensión inversa.

$\sigma_f$  = tensión en dirección de laminado.

$\bar{\sigma}'_0$  = esfuerzo promedio de compresión sobre la hoja.

$\alpha$  = ángulo de contacto

$\beta$  = ángulo donde no hay deslizamiento =  $\frac{\alpha}{2} - \frac{1}{\mu} \left(\frac{\alpha}{2}\right)^2$

Para un análisis mecánico de laminación, se debe hacer una serie de suposiciones tales como:

- 1). El arco de contacto es circular, o sea no hay de formación elástica de los rodillos.
- 2). El coeficiente de fricción es constante, en todos los puntos de contacto.
- 3). No hay dispersión, sólo se trata como un problema en el plano de deformación.
- 4). Las secciones verticales permanecen planas.
- 5). La velocidad de rodillos en la periferia es constante.

- 6). La deformación elástica de la hoja es despreciable, con relación a la deformación plástica.
- 7). Se considera pura deformación plana, apoyada por:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 = \bar{\sigma}_0'$$

La laminación es un proceso de deformación plástica, que se considera como un cambio de forma, que sufre un cuerpo bajo carga, el cual no se recupera cuando ésta se elimina. La deformación intercrystalina se lleva a cabo usualmente, a alta temperatura y baja rapidez de deformación, mientras que la deformación intergranular, se lleva a cabo a bajas temperaturas y alta rapidez de deformación, en este caso hay deslizamiento a lo largo de los planos cristalográficos definidos.

## C A P I T U L O 3

### TEMPERATURA Y RAPIDEZ DE DEFORMACION



### 3.1. LAMINADO EN CALIENTE.

En el laminado en caliente, se necesita una menor -- energía para deformar el material y se aumenta la habilidad, - para que fluya sin que se presente fracturas. Los espacios ta les, como cavidades y porosidades son eliminados durante el la minado y los grandes granos columnares se afinan, hasta peque- ños granos recristalizados.

Como las deformaciones en la superficie, son mayores que en el interior del material, se obtendrá un grano más fino en la superficie que en el centro; ya que en el interior, exis te mayor temperatura y se tarda más en enfriar, dando lugar a un fenómeno de crecimiento de grano.

Para el trabajo en caliente, el límite inferior de la temperatura está determinado por la razón de recristalización,

de tal manera, que ésta sea lo suficientemente rápida, como para eliminar el endurecimiento por deformación; se debe tener en cuenta la cantidad de deformación, porque a mayor grado de ésta, menor es la temperatura requerida.

El límite superior de la temperatura, está dado por la temperatura de fusión y la oxidación excesiva. Generalmente se requiere material de grano fino, para conseguir esto, es necesario que en el paso final del laminado, se efectúe una gran deformación a baja temperatura.

### 3.2. CAMBIOS DE TEMPERATURA DURANTE LA DEFORMACION

Durante las operaciones de trabajo en caliente, la temperatura de la pieza a tratar puede cambiar, debido a uno o más de los siguientes factores.

- 1). Radiación o convección al aire o al medio de enfriamiento (agua pulverizada durante el laminado).
- 2). Conducción a las herramientas de trabajo o dados. En el caso del laminado, la conducción es a los rodillos, los manipuladores y la mesa de laminación.
- 3). El trabajo que se hace durante la deformación, da calentamiento adiabático.
- 4). Calentamiento por fricción en la superficie de la pieza, en contacto con los rodillos.

Es importante, establecer la temperatura instantánea durante la deformación, porque el esfuerzo de flujo de un metal, es función de  $Z$  (parámetro de Zener-Hollomon) y de la deformación. La estructura que se produce en el metal, es otra función de  $Z$  y de la deformación. Es necesario, conocer las temperaturas en la superficie y en todo el metal durante la deformación, pero para la mayoría de las operaciones de trabajo, estas no son bien conocidas; por ejemplo, es probable, que se conozca solamente la temperatura superficial, en algún punto durante la operación del laminado. Se pueden efectuar algunas medidas de temperatura en el laboratorio, generalmente por medio de termocuplas, medidas a diferentes profundidades en un lingote o lámina. También, se puede ampliar el rango de condiciones, sobre el cual las temperaturas se establecen por medio de cálculos, después de que las características de transferencia de calor, se han determinado en una situación particular del experimento. Esto se hace tanto para extrusión, como para laminado. Como las condiciones de transferencia de calor, en las operaciones de trabajo son muy complejas, no es posible el uso de soluciones algebraicas. Para las ecuaciones del flujo de calor, se puede usar métodos numéricos finitos.

### 3.2.1. CAMBIOS DE TEMPERATURA DURANTE EL LAMINADO

La distribución de temperatura durante el laminado, está determinada por dos factores: enfriamiento en contacto --

con el aire y las mesas de la laminadora en cada paso de laminado y el contacto con los rodillos durante cualquier paso. El enfriamiento con los rodillos, es más rápido que el enfriamiento por aire, debido a la gran masa termal de los rodillos; y el problema se hace más complejo, debido a la reducción de espesor en cada etapa.

En el caso del laminado de una lámina ancha o placa, para calcular la temperatura en algún punto, como una función del tiempo, se puede usar un modelo finito dimensional; con placas angostas o láminas se necesita un modelo bidimensional. Experimentalmente es posible, meter termocuplas en placas y medir la temperatura, mientras el material es laminado; pero solamente es factible hacerlo para un número limitado de pasos, típicamente tres o cuatro.

La Fig. 2, muestra la clase de flujo calórico bidimensional, que se utiliza en un cálculo diferencial finito. Existe un problema para definir la temperatura superficial con tal modelo. Para resolver este problema, se asume que la temperatura en la superficie y la temperatura en el centro del elemento superficial, dependen de una parábola central. Esto permite, que la temperatura de la superficie se obtenga, una vez que la temperatura característica del elemento superficial se conozca.

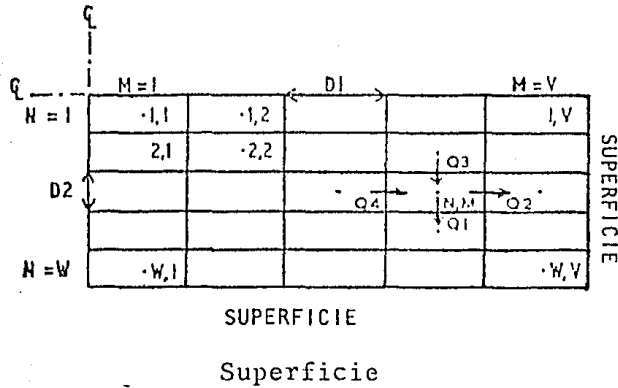
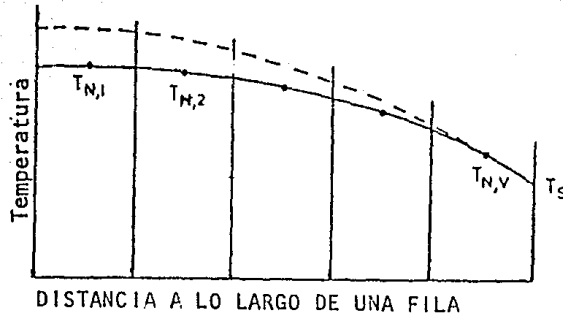


Fig. 2. Clase de flujo calórico bidimensional.

Todos los fundamentos del cálculo diferencial finito, se basan en que la temperatura de todo elemento pequeño, es constante y característica del elemento. La temperatura después de un pequeño incremento de tiempo se puede encontrar, si se conoce la temperatura del elemento en cuestión y la de los elementos que lo rodean al comienzo del intervalo de tiempo. Si hay picos de gradientes de temperatura en el material, la diferencia en propiedades térmicas de cada elemento, debe tenerse en cuenta. Normalmente es adecuado asumir, que todos los elementos tienen propiedades térmicas, asociadas con la temperatura promedio de la lámina. En la fig. 3, se muestra un diagrama de la temperatura contra la distancia, a lo largo de una de las filas de la red y se indican las temperaturas en los puntos medios de cada elemento.



Distancia a lo largo de una fila

Fig. 3. Diagrama de la temperatura contra la distancia, a lo largo de una de las filas de la red.

El acuerdo que se obtiene, entre la temperatura medida y la calculada, durante el enfriamiento al aire de pequeñas láminas, se muestra en la fig. 4. Esta placa se laminó en 3 pasos, con un 30% de reducción en cada paso. Las temperaturas medidas en la placa durante el laminado se muestran en la fig. 5. El material utilizado en este experimento fue acero inoxidable. Para calcular el cambio de temperatura durante el paso del laminado, es necesario, modificar el tamaño del elemento en el modelo diferencial finito, para tener en cuenta la deformación que se está presentando. Una indicación de cómo se hace se muestra en la fig. 6.

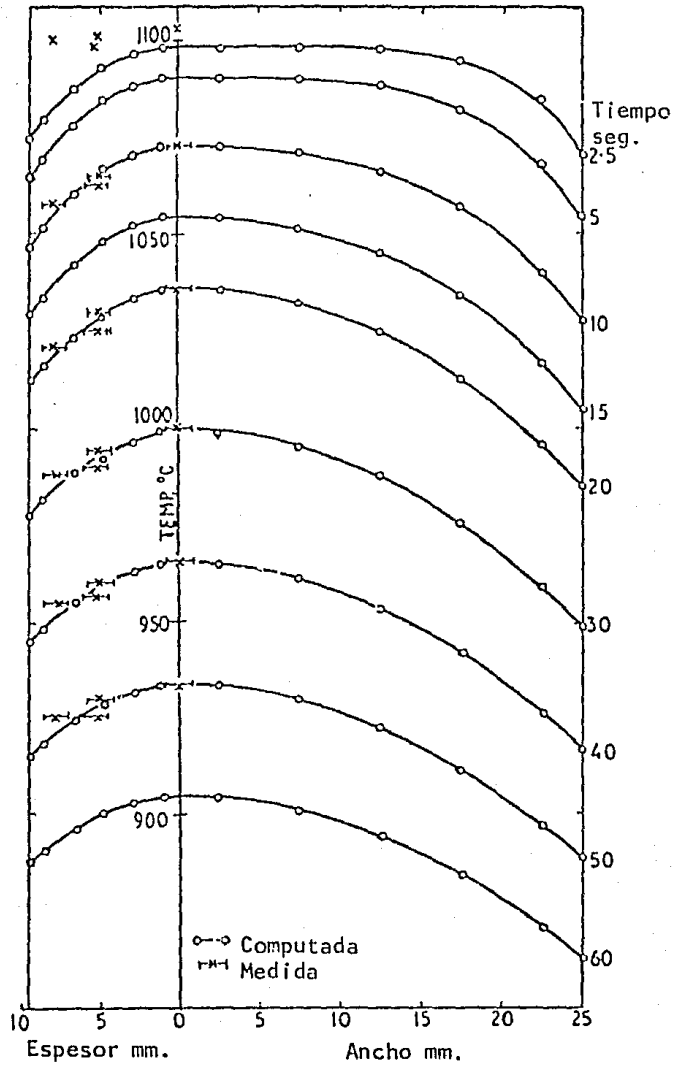


Fig. 4. Se muestra la temperatura medida y la calculada, durante el enfriamiento al aire.

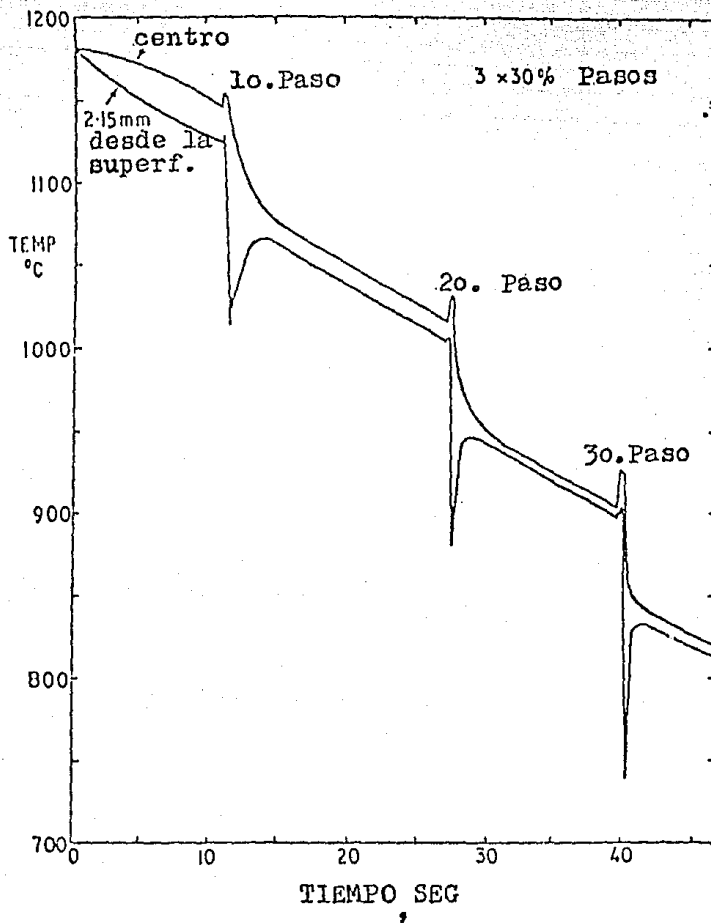


Fig. 5. Temperaturas que se midieron durante el laminado de un acero inoxidable.

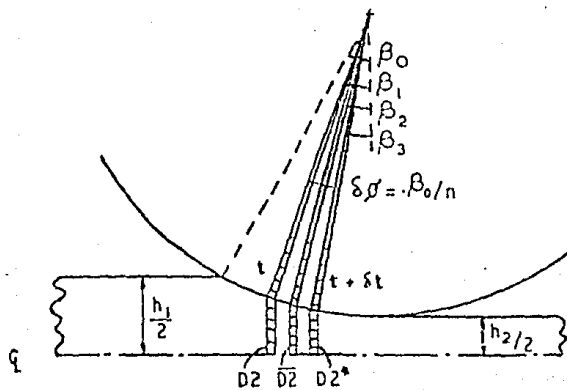


Fig. 6. Modelo para calcular el cambio de temperatura durante el paso del laminado.



Aplicando el modelo con valores diferentes de  $C$  (coeficiente de transferencia de calor en  $\text{KW}/\text{m}^2\text{°C}$ ), es posible obtener un buen acuerdo, entre las medidas experimentales de temperatura y las calculadas para un programa de 3 pasos, fig. 7.

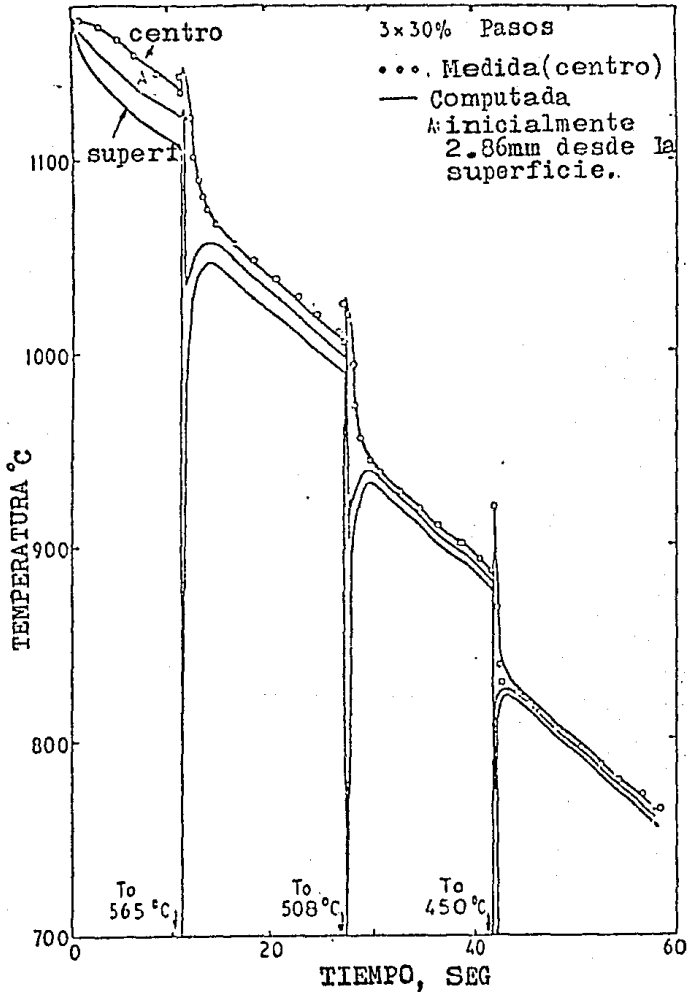


Fig. 7. Medidas experimentales y calculadas de temperatura, de un acero inoxidable.

El valor de  $C$  que se requiere para obtener este acuerdo, estuvo en el rango de  $50-500 \text{ KW/m}^2\text{°C}$ , nunca es infinito, - porque existe siempre una capa de óxido, que actúa como una barrera termal entre los rodillos y la placa a laminar. El espesor de la capa oxidada y la temperatura de la superficie de la placa, son factores que influyen en el valor de  $C$ , pero la influencia de estos factores no se han caracterizado de la misma forma, como ha sido posible para el proceso de extrusión.

La fig. 7, muestra claramente que existen gradientes de temperatura muy severos, desarrollados en las placas durante el laminado y la temperatura de la superficie de la placa, - se reduce mucho en contacto con los rodillos. Después de que se ha hecho el paso, la placa toma varios segundos para recuperar la temperatura de la superficie. Esto tiene un significado práctico, porque es común medir la temperatura de la superficie durante el laminado, inmediatamente después que el material ha pasado por los rodillos, esto puede llevar a una temperatura superficial equivocada, porque la superficie todavía está recuperándose del enfriamiento causado por los rodillos.

### 3.3. RAPIDEZ DE DEFORMACION

La rapidez de deformación tiene una influencia importante, sobre las propiedades mecánicas de piezas metálicas. Se define como  $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$  y convencionalmente se expresa en unida

des "por segundo". A rapidezces de deformación altas, aparecen puntos de cedencia en las curvas de esfuerzo -deformación -- que de ordinario no se presentan bajo condiciones de rapidez normal, cuando se aplica la carga. Por ejemplo, aumentando la rapidez de deformación, se aumenta la resistencia a la tensión como se muestra en la figura 8.

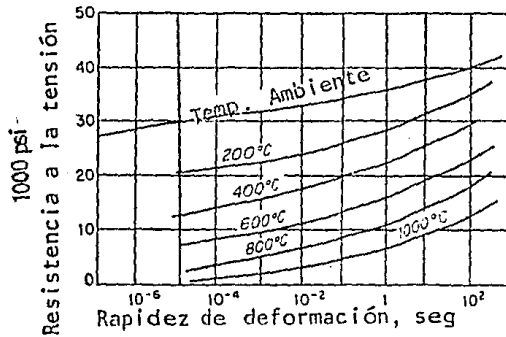


Fig. 8. Efecto de la rapidez de deformación, sobre la resistencia a la tensión - del cobre.

La rapidez de deformación, expresada en términos convencionales de deformación linal es  $\dot{\epsilon}$ .

$$\dot{\epsilon} = \frac{de}{dt} = \frac{d(L - L_0)/L_0}{dt} = \frac{L}{L_0} = \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L_0} \quad (7)$$

La rapidez de deformación convencional, es proporcional a la velocidad  $v = \frac{dL}{dt}$ .

La rapidez de deformación real  $\dot{\epsilon}$  está dada por:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[\ln(L/L_0)]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad (8)$$

La relación entre rapidez de deformación real y la rapidez de deformación convencional, está dada por la siguiente ecuación:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{L} = \frac{L_0}{L} \frac{de}{dt} = \frac{1}{1+e} \frac{de}{dt} = \frac{\dot{\epsilon}}{1+e} \quad (9)$$

La relación entre el esfuerzo y la rapidez de deformación, a temperatura y deformación constantes, está dada por:

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^m \quad \left. \vphantom{\sigma} \right\} \epsilon, \tau \quad (10)$$

donde  $m$  representa la sensibilidad de la rapidez de deformación y es un indicador de las variaciones del comportamiento de la deformación, con respecto a los conceptos de dislocaciones en la deformación plástica y las medidas macroscópicas. La velocidad del movimiento de las dislocaciones, depende del esfuerzo de acuerdo a:

$$v = A\sigma^{m'} \quad (11)$$

La rapidez de deformación, está relacionada con la velocidad del movimiento de dislocaciones por:

$$\dot{\epsilon} = \rho b v \quad (12)$$

donde  $\rho$  es la densidad media de las dislocaciones,  $b$  es el vector de Burgers,  $v$  es la velocidad del movimiento de las dislocaciones,  $m' = 1/m$

Alta sensibilidad de rapidez de deformación, es una-

característica de la superplasticidad de metales y aleaciones. entre 100 y 1000%. Ensayos a alta temperatura y baja rapidez de deformación, acentúa el comportamiento superplástico.

#### 3.4. INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA

A medida que aumenta la temperatura, la resistencia, disminuye y la ductilidad aumenta. Cambios estructurales como la precipitación, envejecimiento por deformación y recristalización pueden presentarse en ciertos rangos de temperatura, alterando con esto su comportamiento general. A altas temperaturas, dichos cambios estructurales, dan por resultado una deformación, que depende del tiempo de aplicación de la carga a una temperatura dada, es decir del fenómeno de termofluencia.

La fig. 9, muestra la variación de la resistencia a la deformación con la temperatura, tanto para metales cúbicos de cuerpo centrado, tantalio, tungsteno, molibdeno, hierro; - como para metales cúbicos de caras centradas, como níquel. Para metales CCuC presenta un aumento en el esfuerzo a la cedencia, cuando la temperatura disminuye; mientras que para metales CCaC, el esfuerzo no es muy dependiente de la temperatura.

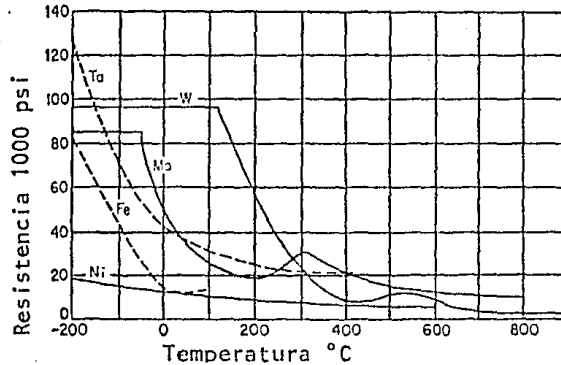


Fig. 9. Efecto de la temperatura sobre la resistencia a la deformación, de metales cúbicos de cuerpo centrado como Ta, W, Mo, Fe y cúbico de caras centradas, Ni.

La dependencia del esfuerzo de la temperatura a deformación y rapidez de deformación constantes, está dada por la siguiente ecuación:

$$\sigma = C \exp \left( \frac{Q}{RT} \right) \Big|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (13)$$

donde: Q = energía de activación para flujo plástico.

R = constante universal de los gases.

T = temperatura absoluta a la que se efectúa la prueba.

C = constante.

El valor del esfuerzo depende de la estructura de dislocaciones, que existe en el momento que se efectúa la medida. La estructura de dislocaciones cambiará con la temperatura, rapidez de deformación y de la deformación.

### 3.5. EFECTO COMBINADO DE LA TEMPERATURA Y LA RAPIDEZ DE DEFORMACION

En el comportamiento mecánico de metales, en el cual intervienen la temperatura y la rapidez de deformación, dichos metales presentan fenómenos de endurecimiento, recuperación dinámica y recristalización dinámica durante la laminación. Dicho comportamiento se indica mediante las curvas esfuerzo-deformación fig. 10.

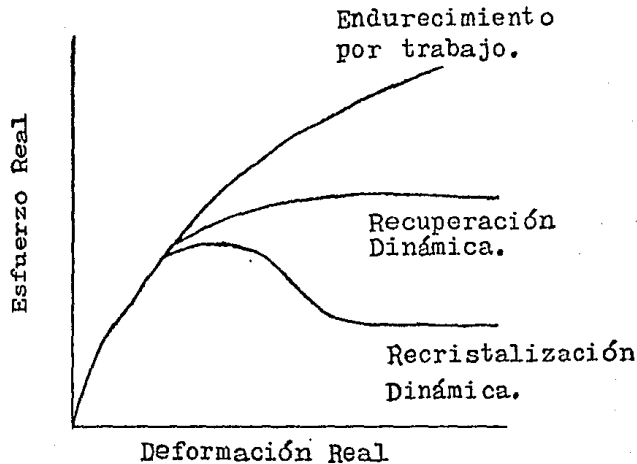


Fig. 10. Curvas esfuerzo-deformación.

La relación que existe entre el esfuerzo aplicado -- con la temperatura y rapidez de deformación, está dada por la ecuación:

$$\sigma = f(Z) = f(\dot{\epsilon} e^{\Delta H/RT}) \quad (14)$$

donde  $\Delta H$  es una energía de activación por difusión propia, caloría por mol, y está relacionada con  $Q$  de la ecuación (13) --

por  $Q = m\Delta H$ , donde  $m$ , es la sensibilidad de rapidez de deformación. La cantidad  $Z$ , es el parámetro de Zener-Hollomon.

Se ha sugerido que el parámetro de Zener-Hollomon, - representa una ecuación de estado mecánico, el esfuerzo depende solamente de valores instantáneos de deformación, rapidez - de deformación y temperatura; de la misma forma que la presión de un gas ideal, depende de valores instantáneos de volumen y temperatura.

El comportamiento mecánico antes descrito, indica -- que un aumento en la rapidez de deformación, o una reducción - en la temperatura eleva el nivel de la curva.

La combinación de una rapidez de deformación elevada y una temperatura alta es de interés, ya que la disminución en el nivel de la curva de esfuerzo contra deformación debida a - la temperatura, puede compensarse por el aumento de la velocidad de deformación. Si bien esta compensación sólo ocurre - - cuando la rapidez de deformación sea elevada, puede ser importante en aquellos casos en que la vida de la pieza sea corta.- A temperaturas elevadas la resistencia disminuye por varias ra zonas. La velocidad de endurecimiento disminuye a medida que la temperatura aumenta, ya que los procesos de recuperación se activan y es imposible mantener una estructura "deformada en - frío". Además, con un aumento mayor en la temperatura, se pue de producir recristalización y crecimiento de grano, con lo -



cual se disminuye el efecto producido por el grano fino. Sin embargo, si el flujo plástico se produce a una velocidad mayor que aquélla a la cual la difusión puede eliminar sus efectos, el metal puede usarse, a temperaturas elevadas, con condiciones de rapidez de deformación alta y niveles elevados de esfuerzo.

C A P I T U L O 4

METALURGIA DEL TRABAJO EN CALIENTE DURANTE  
LA LAMINACION

#### 4.1. TRABAJO EN CALIENTE

El trabajo en caliente de metales y aleaciones, sucede cuando el material se deforma a temperaturas mayores, que 0.6 de la temperatura absoluta de fusión y rapidez de deformación entre  $10^{-3}$  a  $10^3 \text{seg}^{-1}$ . Estas condiciones, cubren muchos de los procesos de trabajo industrial y pueden variar ampliamente en una operación sencilla. Por ejemplo en el laminado, la temperatura inicial es generalmente de 12-1300°C, con una rapidez de deformación promedia de aproximadamente  $1 \text{seg}^{-1}$ . En contraste con los pasos finales de laminado de varillas, en que la rapidez de deformación puede ser  $10^3 \text{seg}^{-1}$  y con temperaturas cercanas a 900°C. La extrusión es un proceso de un solo paso, con rapidez de deformación tan altas como 5 a  $10^3 \text{seg}^{-1}$ . El forjado es un proceso de pasos múltiples, con rapidez de deformación tan bajas como  $10^{-2}$  -  $10^{-3} \text{seg}^{-1}$  y con pe-

queñas deformaciones en cada paso. La estructura desarrollada durante una operación particular de trabajo, no solamente influenciará en las propiedades subsecuentes, sino que también influyen las fuerzas de trabajo y el diseño del equipo requerido para producir la deformación.

#### 4.2. PRUEBAS

Para obtener datos experimentales a escala de laboratorio, que se ajusten a procesos comerciales de trabajo en caliente; se necesita hallar las condiciones apropiadas de rapidez de deformación, deformación, temperatura e intervalo de tiempo. Tres áreas pueden ser importantes, para controlar las variables del proceso. El esfuerzo desarrollado, puede influir en el tipo de equipo que se utiliza para trabajar en caliente, con la finalidad de que exista una fuerza máxima de trabajo en alguna pieza del equipo. La ductilidad: existe un límite de ductilidad posible, más allá de este límite, el perjuicio es tan grande, que el metal no se puede trabajar satisfactoriamente. El trabajo en caliente produce cambios en la microestructura y controlando ésta, se puede conseguir las propiedades mecánicas deseadas.

Los métodos disponibles para las pruebas son:

- a). versiones a pequeña escala de procesos actuales.  
Por ejemplo, una laminadora pequeña.

- b). tensión
- c). compresión
- d). torsión
- e). flexión

#### 4.3. CURVAS ESFUERZO-DEFORMACION

Las curvas esfuerzo-deformación para diferentes metales y aleaciones, comprenden dos grupos. Fig. 11 (a) y 11 (b). El primer grupo es característico de metales, que presentan recristalización dinámica durante el ensayo y muestran curvas esfuerzo-deformación, en las que aparece un pronunciado pico, después de un inicial y rápido ascenso del esfuerzo de cedencia. Luego cae a un estado estable, en que las oscilaciones pueden suceder a bajas rapidezces de deformación. Los metales que pertenecen a este grupo son Fe- $\gamma$ , Cu, Ni, Pb; generalmente metales que muestran una baja energía de falla de apilamiento. El segundo grupo comprende metales, como Fe- $\alpha$ , Al y sus aleaciones; una vez que se ha alcanzado el pico en la curva de flujo, ésta toma una forma horizontal. Este comportamiento se presenta, cuando el endurecimiento por trabajo del metal es equilibrado, solamente por procesos de recuperación dinámica.

Tomando algún valor del esfuerzo característico de la curva de flujo, la resistencia puede relacionarse con la temperatura y la rapidez de deformación. Con frecuencia se es

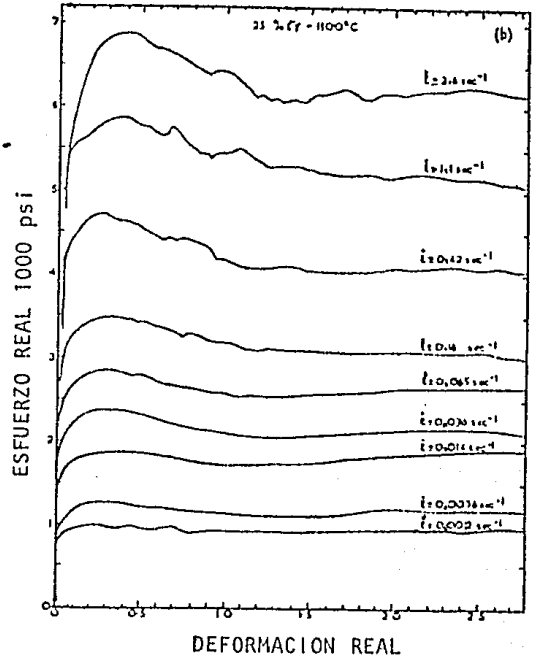
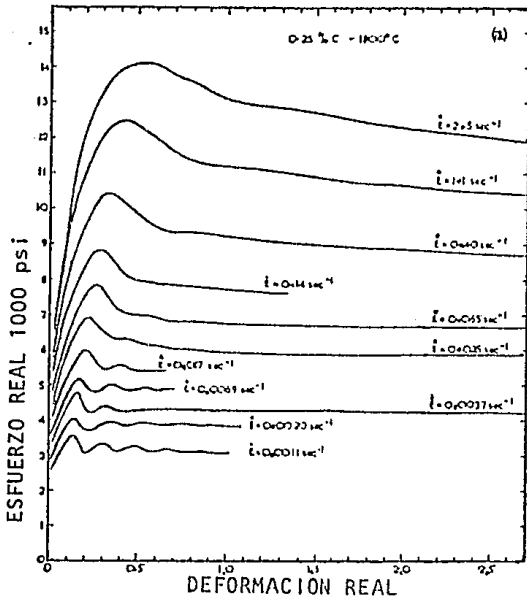


Fig. 11. Influencia de la rapidez de deformación sobre las curvas esfuerzo vs deformación, que se obtuvieron de una prueba de torsión en caliente a  $1100^{\circ}\text{C}$ . (a) acero con 0.25% C (b) aleación Fe - 25% Cr.

coge, el esfuerzo que corresponde al pico de la curva o el esfuerzo de estado estable; también se puede usar el esfuerzo correspondiente a algún valor determinado de deformación.

Así como para los datos de termofluencia, donde la rapidez de deformación puede relacionarse con una ley de potencia  $\propto \sigma^n$  a bajos niveles de esfuerzo y a una ley exponencial  $\propto \exp \beta \sigma$  a altos niveles de esfuerzo; datos de trabajo en caliente obedecen a las mismas leyes. Una ecuación que relaciona esfuerzo, temperatura y rapidez de deformación, para condiciones

de trabajo en caliente, fue propuesta por Sellars y Tegart.

$$\dot{\epsilon} = A (\sinh \alpha \sigma)^{n'} \exp - Q/RT \quad (15)$$

donde A,  $\alpha$ ,  $n'$ , son constantes determinadas experimentalmente, y  $n \sim n'$  y  $n' = \beta$

Reordenando esta ecuación, se obtiene  $(\dot{\epsilon} \exp + Q/RT) = Z$ , que es el parámetro de Zener-Hollomon. Dibujando  $\log Z$  contra  $\log (\sinh \alpha \sigma)$  fig. 12, se obtiene una manera conveniente de presentar los datos, para todas las temperaturas y rapidezces de deformación, y permite interpolar y determinar esfuerzos para calcular cargas de trabajo. Sin embargo, esta ecuación solamente es aplicable, para la misma microestructura inicial y si la energía de activación Q es la misma. Si el proceso de precipitación sucede durante la deformación, o se presenta calentamiento adiabático pronunciado, entonces la relación no debetenerse en cuenta.

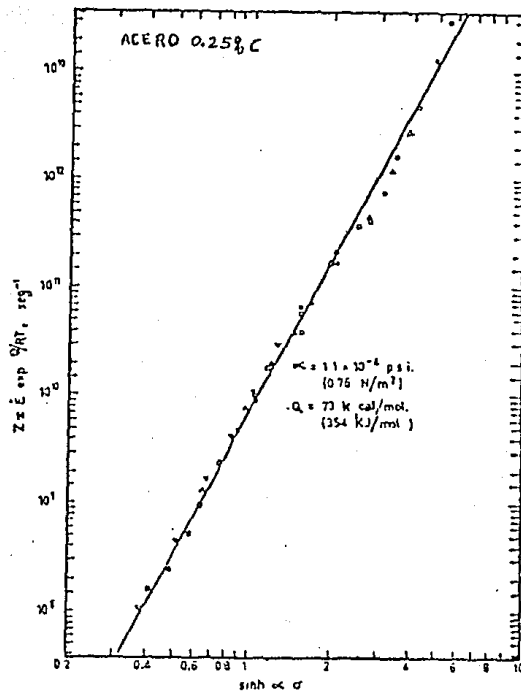


Fig. 12. Diagrama log Z vs log (sinh $\alpha\sigma$ )

Si las muestras probadas a temperatura constante y - bajo condiciones de rapidez de deformación, son rápidamente en friadas al final de la deformación, entonces se puede examinar la estructura.

#### 4.4. CAMBIOS DINAMICOS EN LA MICROESTRUCTURA.

##### 4.4.1. RECUPERACION DINAMICA.

El efecto básico de la recuperación a temperatura -- elevada, es el movimiento de las dislocaciones resultantes de la deformación plástica en subgranos. En muchos casos, este -



proceso puede comenzar realmente durante la deformación plástica. Cuando esto sucede, se dice que el metal sufre una recuperación dinámica.

Durante la deformación los granos llegan a ser alargados, pero conservan su identidad, aún cuando ésta no puede ser evidente en la microestructura. La región del trabajo de endurecimiento de las curvas esfuerzo-deformación, corresponde a el establecimiento de una subestructura, que alcanza un estado de equilibrio, para el comienzo de la región de estado estable. En ésta región los subgranos permanecen poligonales y constante el ángulo del límite de grano, aún después de altas deformaciones y esto indica que los sublímites se están formando; se destruyen y nuevamente se forman, o los sublímites continuamente emigran, para ajustarse a la deformación. Esta estructura constante en estado estable, es una función única del esfuerzo, y es análoga al comportamiento observado en la termofluencia a alta temperatura.

$$\sigma = \sigma_0 + Kt^{-n} \quad (16)$$

donde  $\sigma_0 \sim 0$  y  $n \approx 1 - 1.5$

Esto es importante, puesto que las condiciones de alto esfuerzo, se presentan al final del programa de trabajo, -- cuando la temperatura ha disminuído bastante. De una manera similar, ésta subestructura tiene un efecto pronunciado, so--

bre las propiedades mecánicas a temperatura ambiente. Esto puede ser útil para impartir resistencia a las aleaciones y formar parte de las bases, para operaciones de trabajo en caliente.

#### 4.4.2. RECRISTALIZACION DINAMICA

El término "Recristalización Dinámica", se refiere a la recristalización que tiene lugar durante la deformación.

En metales que presentan procesos de recuperación, se dificulta la parte inicial de la curva esfuerzo-deformación, porque previamente se desarrolla una perjudicial estructura celular. Debido a este aumento de nivel de energía almacenada, una deformación crítica se alcanza justamente antes del pico de esfuerzo de cedencia, cuando la recristalización dinámica se inicia. El esfuerzo de cedencia por consiguiente cae mientras el primer ciclo de recristalización continua, fig. 13.

Sin embargo, los primeros cristales a formar en el primer ciclo, son simultáneamente deformados, y dependen de si la deformación para iniciar un ciclo más de recristalización en estos granos  $\epsilon_c$ , es más grande (o más pequeña) que la deformación que se presenta durante el período de recristalización  $\epsilon_x$ , entonces la curva subsecuente mostrará un período de oscilaciones (o un ligero estado estable).

De una manera similar a los subgranos formados dinámicamente, los granos recristalizados que se forman dinámicamente, presentan una dependencia similar del esfuerzo de cendencia.

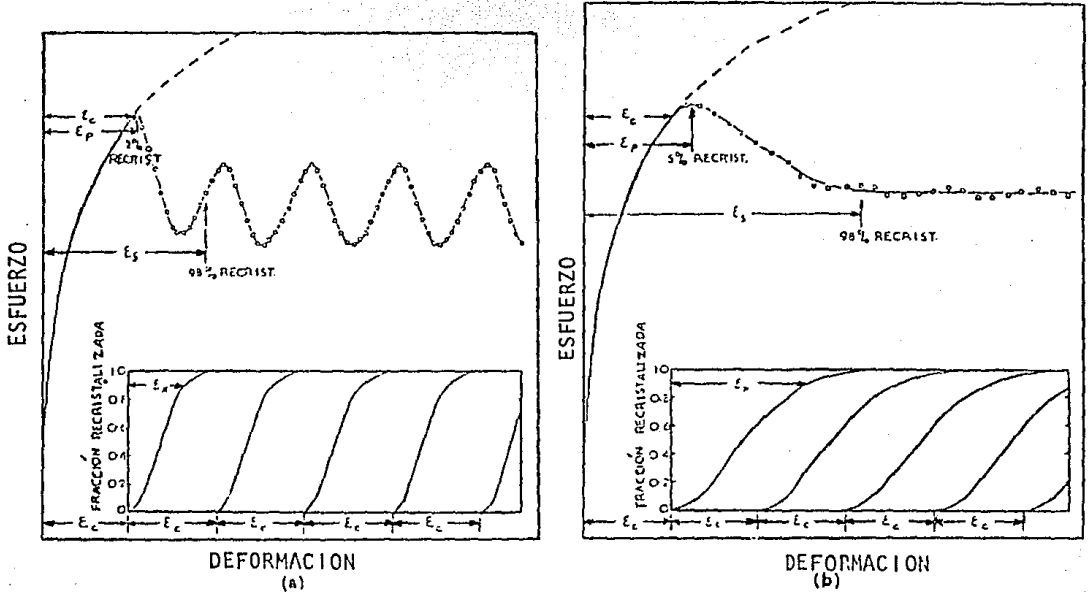


Fig. 13. Curvas esfuerzo-deformación para recristalización dinámica (a) deformación crítica para iniciar la recristalización,  $\epsilon_c > \epsilon_x$ , de formación que ocurre durante el período de una gran fracción de recristalización (b)  $\epsilon_c < \epsilon_x$

La estructura en cualquier tiempo después del pico, contendrá granos que son poligonales, dentro de ellos estará una subestructura, representativa del espectro de los granos exactamente recristalizados y para aquellos próximos a recristalizar, son endurecidos por trabajo.

Las condiciones que favorecen la recristalización dinámica son:

- 1). altas temperaturas de laminado.
- 2). grandes reducciones
- 3). baja rapidez de deformación

#### 4.5. CAMBIOS ESTATICOS EN LA MICROESTRUCTURA

En la mayoría de las operaciones de laminado en caliente, las deformaciones que se aplican son relativamente pequeñas, comparadas con la deformación requerida para alcanzar el pico en la curva esfuerzo-deformación. Existe un tiempo de espera entre el final de un paso y el comienzo del próximo. Esta pausa permite recuperación estática, pero de preferencia recristalización estática.

La cinética de recristalización estática, es muy similar a la que sucede en la recristalización clásica, después del trabajo en frío.

$$X = 1 - \exp(-ct^k) \quad (17)$$

donde  $c$  y  $k$  son constantes y el valor más reciente es 1-2 en condiciones de trabajo en caliente. Sin embargo, aún cuando esto se presenta a alta temperatura, la baja fuerza motriz nos dice que esto se presenta en un período prolongado. En operaciones de trabajo, el tiempo entre pasos fácilmente puede ser-

más corto, que el tiempo para 100% de recristalización y entonces, se producen estructuras mezcladas con tamaño de grano diferente, que es muy difícil de eliminar.

La rapidez de recristalización es muy sensible, tanto para la temperatura como para la deformación real Fig. 14.- El tiempo para 50% de recristalización, disminuye rápidamente-

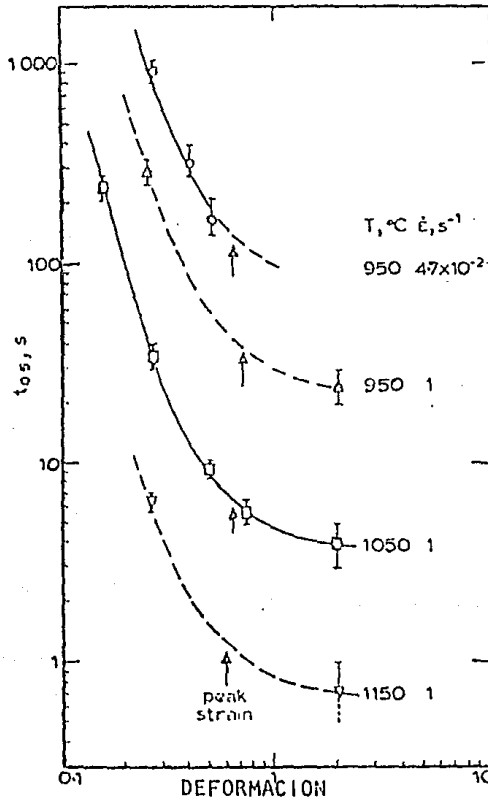


Fig. 14. Efecto de la deformación sobre el tiempo, para 0.5 de fracción volumétrica recristalizada.

a medida que la deformación se aproxima al pico de la curva de flujo y después ésta se nivela y llega a hacer constante (puesto que la fuerza motriz en estado estable es constante). Para deformaciones que se presentan entre pasos de laminado, el dato sugiere que:

$$t_{50} \propto \epsilon^{-4}$$

El tamaño de grano que se produce después de la recristalización estática, depende del valor del esfuerzo de cedencia, puesto que éste controla la estructura de dislocaciones y por lo tanto el número de sitios para la nucleación. A más alto nivel de esfuerzo, más pequeño es el tamaño de grano después de la recristalización. De la misma manera, la cantidad de deformación anterior, tiene una influencia similar, donde el grano llega a engrosarse a medida que la deformación anterior es más baja, Fig. 15. Se encuentra experimentalmente que el tamaño de grano, es relativamente independiente de la temperatura actual y ésta tiene una influencia única e indirecta sobre Z.

En aceros al carbono-manganeso, existe evidencia que la recristalización estática, después de la deformación en caliente, puede presentarse después de deformaciones menores que 7%. De ahí que en el laminado de placas, la recristalización estática se presenta después de un solo paso. La rapidez de ésta recristalización depende de:

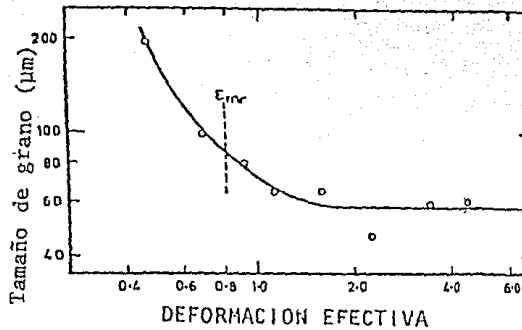


Fig. 15. Efecto de la deformación sobre el tamaño de grano recristalizado estáticamente, - en VM523 después de la deformación a -- 650°C y  $\dot{\epsilon} = 3.8 \times 10^{-2} \text{ seg}^{-1}$ .

- La deformación dada. Puesto que ésta dirige la fuerza motriz.
- El tamaño de grano  $d_0$  y el tamaño del subgrano.- Puesto que estos dos influyen en el número de sitios para nucleación.
- Tanto la deformación como el tamaño de grano, es tan influenciados por el valor de  $Z$ .

El examen de datos publicados sobre aceros al C - Mn, muestran que el tiempo para 95% de recristalización, puede expresarse como el dato más acertado, así:

$$t_{95} = A' Z^{-3/8} d_0^2 \exp\left(\frac{Q_{Rex}}{RT}\right) \text{ para } \epsilon < \epsilon_c \quad (18)$$

Las constantes  $A'$  y  $Q_{Rex}$  se determinan empíricamente.

Sin embargo, el valor de  $Q_{\text{Rex}}$  debe determinarse en ensayos de  $Z$  constante.

De una manera similar, el tamaño de grano recristalizado  $d_{\text{rex}}$ , puede determinarse empíricamente

$$d_{\text{rex}} = A'' \sigma^{-2/3} \epsilon^{-1} d_0^{1/2} \quad \epsilon < \epsilon_c \quad (19)$$

$$o \quad d_{\text{rex}} = A'' \left( \frac{1}{\beta} \ln \frac{Z}{A} \right)^{-2/3} \epsilon^{-1} d_0^{1/2} \quad (20)$$

donde  $\beta$  y  $A$  se han mencionado anteriormente, y la temperatura solamente tiene una influencia indirecta.

#### 4.6. CRECIMIENTO DE GRANO.

Después de la recristalización estática, se presenta rápido crecimiento de grano. El mejor dato disponible para acero al C-Mn es:

$$d^{10} = d_0^{10} + A''' t \exp \left( \frac{-Q_{\text{GG}}}{RT} \right) \quad (21)$$

El valor del exponente no es alto, pero la literatura indica que ésta relación es exacta, a veces comparable con tiempos de interpasos de laminado; para tiempos mayores, el exponente disminuye rápidamente de acuerdo con la teoría de crecimiento de grano.



#### 4.7. DUCTILIDAD EN CALIENTE

##### 4.7.1. EFFECTO DE LA RECUPERACION DINAMICA SOBRE LA DUCTILIDAD

En metales que muestran solamente recuperación dinámica, se forman subgranos y estos impiden el deslizamiento de límite de grano. El deslizamiento de límite de grano es necesario para crear defectos, que conducen a fallas. La formación de subgranos también tienden a reducir el efecto de alguna concentración de esfuerzos en un límite de grano. Si la recuperación es lenta y la recristalización dinámica no se presenta, la ductilidad disminuye con aumento de temperatura; esto se ha observado en níquel y en superaleaciones con base níquel. En aceros austeníticos con adiciones de molibdeno, retardan la poligonización y la recristalización dinámica y lleva a una más baja ductilidad.

##### 4.7.2. EFFECTO DE LA RECRISTALIZACION DINAMICA SOBRE LA DUCTILIDAD.

La recristalización dinámica con frecuencia lleva a un aumento de ductilidad, la fig. 16, muestra el rápido ascenso de ductilidad en la recristalización dinámica, de acero austenítico inoxidable. El efecto no se debe solamente a la eliminación del endurecimiento por trabajo y a la consecuente reducción de esfuerzo, sino también, al aislamiento de grietas de los límites de grano.

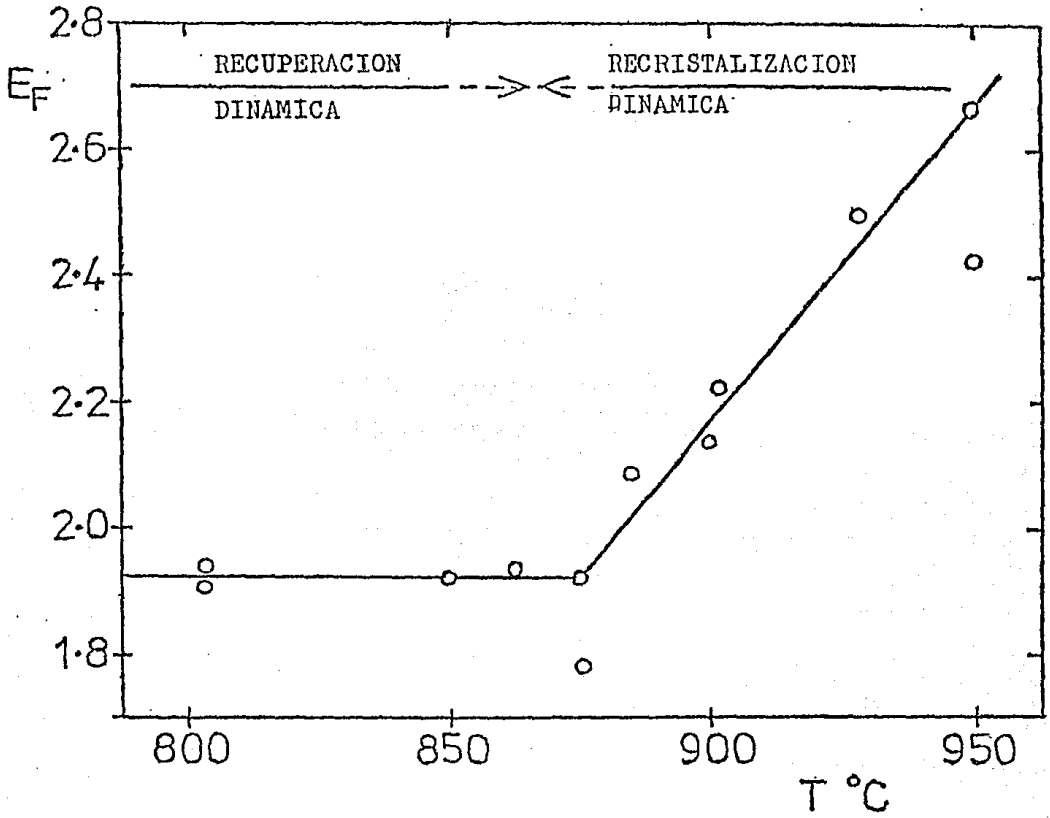


Fig. 16. Efecto de la recristalización dinámica sobre la ductilidad.

C A P I T U L O 5

CAMBIOS ESTRUCTURALES EN LA AUSTENITA

### 5.1 DEFORMACION PLASTICA DE LA AUSTENITA A ALTA TEMPERATURA.

El comportamiento de la austenita fuertemente deformada a altas temperaturas, se puede caracterizar para una composición química dada y rapidez de deformación, por medio de dos parámetros; La dependencia del esfuerzo sobre la deformación y los cambios en la microestructura de la austenita. La curva esfuerzo-deformación muestra los cambios en la austenita, como se observa en la Fig. 17. Se asume que inicialmente el grano poligonal es endurecido por deformación durante el laminado.

Recristalización Dinámica. Se refiere a la recristalización que tiene lugar durante la deformación. Aunque éste tipo de recristalización, afina considerablemente el tamaño de grano austenítico, esto rara vez se presenta en el laminado --

con cuatro rodillos. Favorece la recristalización dinámica si se trabaja con alta temperatura de laminado, grandes reducciones y baja rapidez de deformación.

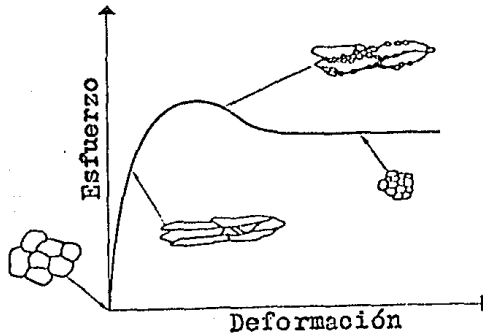


Fig. 17. Cambios esquemáticos en la microestructura de la austenita, durante la deformación y recristalización.

Recristalización Estática. Se refiere a la recristalización que tiene lugar entre pasos del laminado. La recristalización estática normal, se presenta en el máximo de la curva esfuerzo-deformación, después del endurecimiento por deformación, Fig. 17. Mientras que la recristalización estática -- "Postdinámica", corresponde a crecimiento de grano previamente afinado por cristalización dinámica. La recristalización estática normal lleva a refinamiento de grano austenítico, cuando ésta es completa y depende de varios factores, que incluyen la cantidad de deformación, la rapidez de deformación, la temperatura y la composición química de la austenita.

En la recristalización estática, el número de núcleos para recristalizar dependen del área del límite de grano por unidad de volumen y de la cantidad de deformación.

Refinamiento de Grano. Durante el laminado de pasos múltiples, el efecto de algún paso intermedio, depende del tamaño de grano determinado por pasos anteriores. En la recristalización dinámica, un tamaño de grano refinado, disminuye la reducción crítica necesaria para la recristalización, aunque esto no afecta el tamaño de grano recristalizado. Los resultados de Priestner se pueden describir como un caso dinámico. -- Priestner encontró, que el tamaño de grano después de varios pasos de laminado, depende solamente de la temperatura final, bajo condiciones donde la recristalización estática predomina. Encontrada la temperatura y el criterio de deformación para la recristalización, los granos recristalizados se harán más finos, mientras la reducción se aumenta y la temperatura se disminuye.

Pasos Múltiples. Las reducciones normales por paso de laminado, a temperaturas altas e intermedias, son menores de 20%. Por lo tanto, no siempre es posible alcanzar la reducción crítica, para recristalización durante varios pasos. Si la deformación por paso es acumulativa, como en el laminado en frío, es posible obtener la reducción crítica para recristalizar, cuando el laminado se hace en varios pasos. De otro modo, la-

subestructura creada por la deformación, puede recuperarse rápidamente, debido a la alta temperatura.

Bandas de Deformación. A medida que la austenita se deforma bajo la temperatura de recristalización, otro fenómeno se presenta, además de los granos alargados. Esto involucra, la presencia de bandas de deformación dentro de los granos. -- Aunque la naturaleza de las bandas de deformación no se conocen exactamente, por lo general en la estructura se ven como líneas paralelas apareadas, las cuales con frecuencia terminan dentro de un grano, creando una especie de patrón gemelo en -- distribución heterogénea. Las bandas de deformación son importantes como sitios de nucleación, en forma similar a los límites de granos austeníticos.

## 5.2 CALCULO DEL AREA EFECTIVA INTERFACIAL.

Como se dijo anteriormente, en la recristalización - estática el número de núcleos para recristalizar, dependen del área del límite de grano por unidad de volumen y de la cantidad de deformación. Similarmente a los límites de grano austenítico, las bandas de deformación son también importantes como sitios de nucleación.

Si se aumenta el área efectiva interfacial, se produce refinamiento de grano. El área interfacial es la suma del área de los límites de granos austeníticos recristalizados, o-

de los límites de granos austeníticos alargados y el área interfacial de las bandas de deformación. Los límites de grano y las bandas de deformación, son únicamente los casos que pueden medirse metalográficamente. Estas áreas se pueden evaluar de las siguientes ecuaciones:

Para límites de granos alargados:

$$S_{v.gb} = 0.429(N_L)_{\parallel} + 1.571(N_L)_{\perp} \quad (22)$$

Para límites de granos poligonales:

$$S_{v.gb} = 2N_L = 2/D_{\gamma} \quad (23)$$

Para bandas de deformación:

$$S_{v.db} = \rho / \sin \theta \quad (24)$$

$$S_v = S_{v.gb} + S_{v.db} \quad (25)$$

$$D_{eff} = 2/S_v \quad (26)$$

donde:

- $S_v$  : área efectiva interfacial ( $\text{mm}^2/\text{mm}^3$ )
- $S_{v.gb}, S_{v.db}$  : área interfacial del límite de grano y área interfacial de las bandas de deformación respectivamente.
- $(N_L)_{\parallel}, (N_L)_{\perp}$  : número de interceptos por unidad de longitud en dirección del laminado y en dirección del espesor respectivamente.



- $\rho$  : densidad de bandas de deformación ( $\text{mm} / \text{mm}^2$ )  
 $\theta$  : ángulo entre la banda de deformación y el espesor de la placa.  
 $D_\gamma$  : diámetro de grano austenítico  
 $D_{\text{eff}}$  : diámetro de grano efectivo.

### 5.3 CAMBIOS EN LA AUSTENITA DURANTE EL LAMINADO CONTROLADO

Los cambios de los granos de la austenita durante el laminado controlado se muestran en la fig. 18.

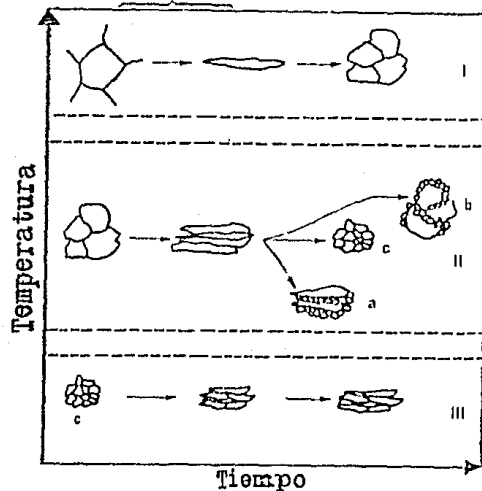


Fig. 18 Cambio en los granos austeníticos durante el laminado controlado.

ETAPA I. A altas temperaturas. El endurecimiento por deformación es seguido por una rápida recristalización en menos de un segundo, los granos crecen a un tamaño de grano normal o justamente grandes. En la práctica, esto corresponde

al desbastado de la plancha y al laminado por el lado ancho.

ETAPA II. A temperaturas intermedias. Si la temperatura y las condiciones de deformación se escogen apropiadamente, el refinamiento de grano sucederá por recristalización estática. (caso c). Si las condiciones no son adecuadas, puede presentarse una lenta e incompleta recristalización estática (caso a) o una rápida recristalización estática seguida por crecimiento de grano (caso b). En los casos a y b, los granos de austenita al final de la etapa II, serán heterogéneos. Esto no es deseable, porque puede llevar a una estructura duplex después de la transformación.

ETAPA III. A bajas temperaturas. Esta es la etapa de endurecimiento por deformación aditiva, donde no hay cambios en el tamaño del grano austenítico promedio. Mientras la cantidad total de deformación a bajas temperaturas, es un factor importante en el laminado controlado, esto no tiene efecto sobre el volumen promedio de los granos de austenita, ni sobre su homogeneidad.

#### 5.4 TIPOS DE TRANSFORMACION DE AUSTENITA A FERRITA.

Estudiando los tipos de transformación de la austenita, se tiene una idea del porqué es importante conocer de una manera adecuada en lo posible, los fenómenos de recristalización durante la laminación.

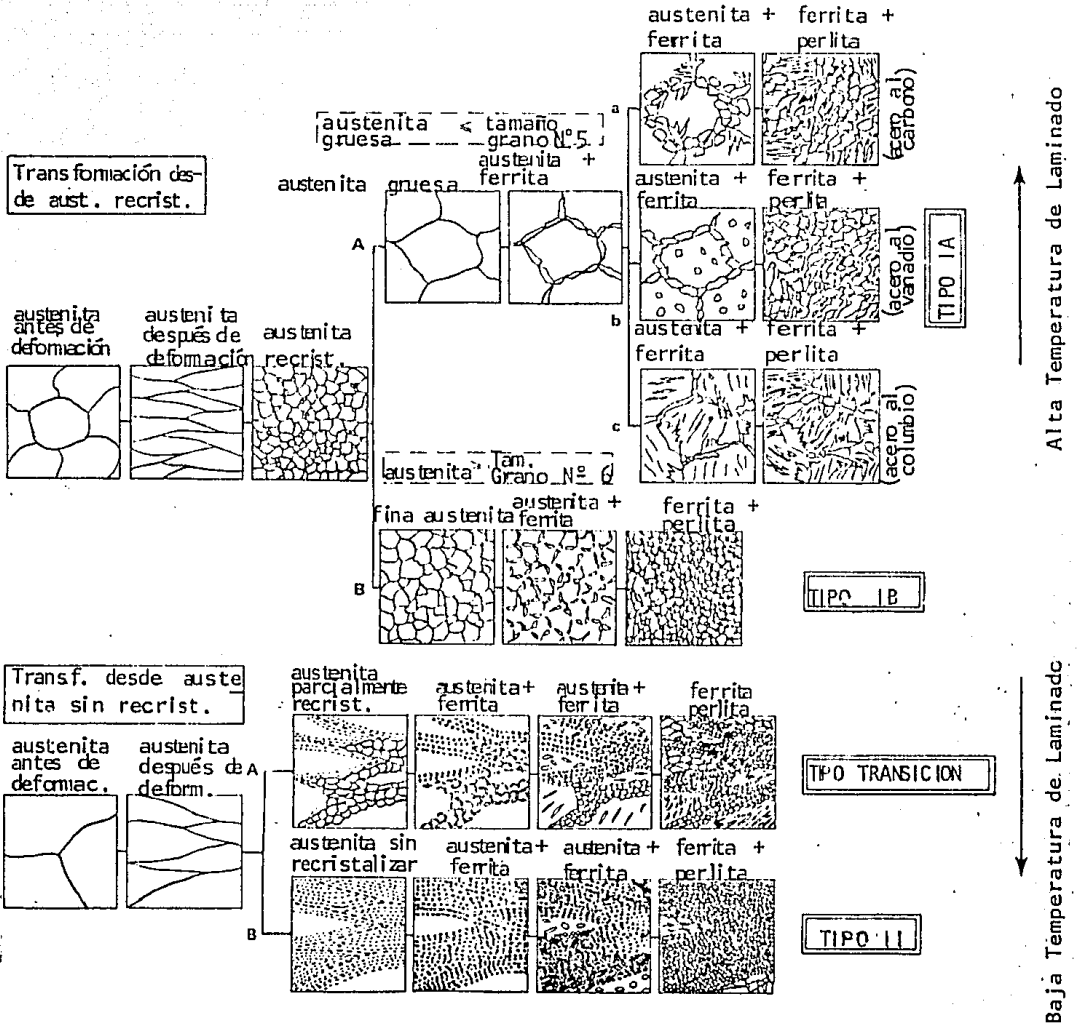


Fig. 19 Diagrama esquemático de los tipos de transformación de austenita a ferrita, para aceros trabajados en caliente.

El principal factor que controla la resistencia y la tenacidad de un acero ferrítico y perlítico laminado en caliente, es el tamaño de grano ferrítico. Para entender los mecanismos de refinación, durante el laminado en caliente, deben ser consideradas las condiciones de los granos austeníticos, - al tiempo que comienzan los granos ferríticos a formarse. Una clasificación esquemática de la transformación de austenita a ferrita se muestra en la Fig. 19.

Se han observado dos tipos de comportamiento de la transformación (Tipo I y II). El refinamiento de grano puede llevarse a cabo por dos rutas diferentes.

(1) Donde la transformación de austenita a ferrita tiene lugar principalmente en los límites de grano de la austenita (transformación Tipo I), granos finos de ferrita se obtienen por refinación de grano austenítico, durante el proceso de recristalización, utilizando laminado controlado por encima de la temperatura austenítica de recristalización (Tipo I B).

(2) Donde la transformación de austenita a ferrita es muy rápida por baja temperatura de laminado y se nuclea dentro de los granos austeníticos no recristalizados en regiones defectuosas, tales como banda de deformación (transformaciones Tipo II); granos ultrafinos de ferrita, se obtienen por una gran reducción por debajo de la temperatura austenítica de recristalización.

Comparando la estructura final de tipo I B y Tipo II de la fig. 19. es evidente que la estructura final de grano fino, obtenida por la transformación tipo I es homogénea, -- mientras la estructura resultante de la transformación Tipo II es algo heterocogénea. El tipo de estructura de transición, la cual presenta muchas regiones burdas, heredadas de la austenita no recristalizada, aún presenta mayor heterogeneidad; el tamaño de grano ferrítico promedio es más grande que el del Tipo I o II. Esta estructura de transición, se desarrolla si el laminado controlado se hace en una región de temperaturas intermedias y si existe recristalización parcial de la austenita y pocos sitios de nucleación, para transformación efectiva tipo II.

C A P I T U L O 6

LAMINADO DE PLACAS DE ACERO  
INOXIDABLE AUSTENITICO CCAC.

#### 6.1 LAMINADO DE PLACAS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENITICO CCaC.

Existe poca información publicada respecto a la anisotropía. Sin embargo, puesto que el metal es cúbico de caras centradas, el gran número de sistemas de deslizamiento, hacen que la textura dificulte el endurecimiento.

Hay tres factores que tienen influencia sobre la formabilidad, que son de gran importancia en la aplicación de aceros inoxidable austeníticos y todos ellos están relacionados a la falla de energía de apilamiento.

- 1) La baja energía de falla de apilamiento de la variedad de aceros 18/8, significa que el exponente de endurecimiento por trabajo es muy grande. Este hecho, significa que éste material es particularmente favorable, para operaciones de

estirado.

- 2) A medida que el contenido de níquel aumenta en la serie de aceros AISI 300, existe una tendencia de baja a alta energía de falla de apilamiento, variando de aproximadamente  $8 \text{ mJ/m}^2$  en el tipo 301, hasta aproximadamente  $20 \text{ mJ/m}^2$  en el tipo 314. Esta variación, puede tener un gran efecto, sobre la textura cristalográfica y por lo tanto sobre la formabilidad.

Se han hecho experimentos, sobre una sola variedad de aceros 304L, a dos temperaturas distintas y han dado texturas muy diferentes, después del laminado y del recocido. A alta temperatura, la textura es similar, a la obtenida en el laminado y recocido del cobre, la cual es característica de muchos metales CCaC, de más alta energía de falla de apilamiento. Por el contrario, a  $200^\circ\text{C}$ , la textura producida es similar a la encontrada en metales CCaC, de baja energía de apilamiento y particularmente en bronce. Las distintas variedades de acero inoxidable, darán texturas muy diferentes, que dependen de la temperatura de trabajo en caliente, de la temperatura de recocido y de la composición. En la actualidad, el aprovechamiento del control de propiedades, por medio del control de la textura, no se ha desarrollado bien. En la práctica, la resistencia de aceros inoxidables, lleva a altas cargas



de laminado y solamente pequeñas reducciones. Por lo tanto, existe una débil textura y así el material es isotrópico.

- 3) Los tipos de aceros inoxidable inestables, por ejemplo, los tipos 301, 302, pueden formar martensita durante la deformación. Puesto que existe un cambio de volumen de aproximadamente 2% en el Paso de CcAc a CCuC,

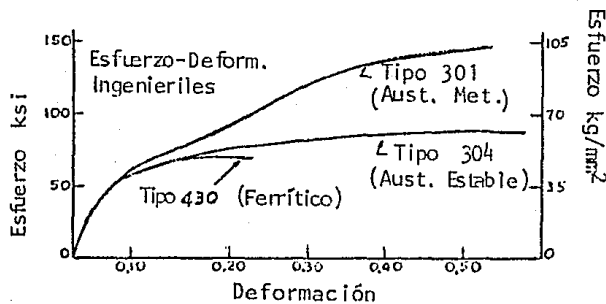


Fig. 20 Curvas esfuerzo-deformación, para aceros inoxidable Tipos 301, 304 y 430.

la transformación se aumenta por esfuerzos tensiles. A más bajo contenido de níquel y más baja energía de falla de apilamiento, más grande será la cantidad de martensita producida por deformación. El efecto sobre las características esfuerzo-deformación, se puede ver en la Fig. 20 Tanto la resistencia del acero como su ductilidad, pueden ser considerablemente mejoradas.

## C A P I T U L O 7

### PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

## 7. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 7.1. MATERIAL EMPLEADO

Se trataron muestras de acero inoxidable 304 austenítico, de tipo solera, de media pulgada de espesor; de la siguiente composición química:

0.064% C, 1.506% Mn, 0.449% Si, 0.035% P,  
0.011% S, 19.564% Cr, 8.386% Ni, 0.121% Mo.

El C y P, se determinaron por métodos de combustión y los demás elementos por análisis químico standard.

La figura 21, muestra las fases a temperatura ambiente de aceros inoxidables, compuestos de Fe - Cr - Ni. De acuerdo al contenido de Cr y Ni, se observa que el acero trata

do, se encuentra dentro de la fase  $\gamma$  (austenita).

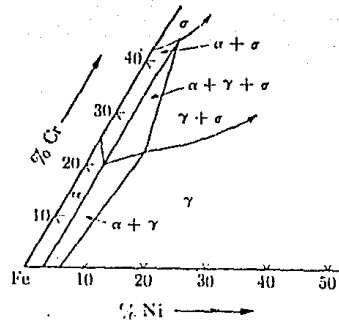


Fig. 21. Diagrama isotérmico (Fases en aleaciones Fe - Cr - Ni, a temperatura ambiente).

## 7.2 APARATOS

Para las principales pruebas se utilizó una laminadora experimental de Marca Hille, Fig. 22. En la cual se puede controlar el grado y la rapidez de deformación y un horno para homogenizar las muestras, provisto de dispositivos para controlar la atmósfera. Fig. 23.

## 7.3 TECNICA EXPERIMENTAL

De acuerdo a un programa predeterminado de ciclos termomecánicos, las muestras se laminaron desde temperaturas de 900 a 1050°C y se enfriaron rápidamente en agua para congelar la estructura. Fig. 24 (a), (b), (c), (d) y (e).

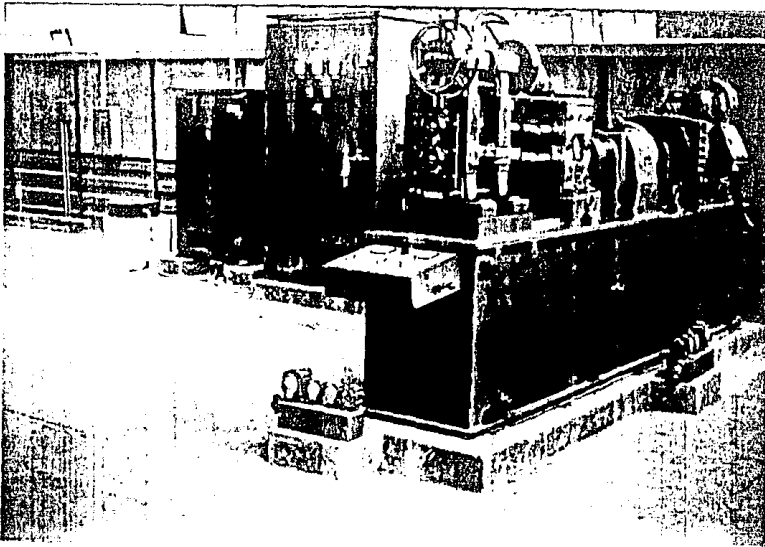


Fig. 22. Laminadora Experimental

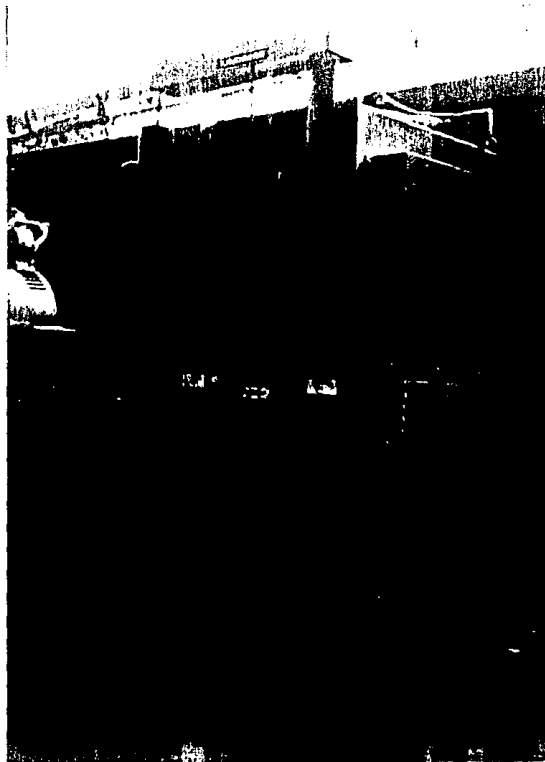


Fig. 25. Horno Lindberg.

Las muestras se deformaron 50% en un sólo paso y a veces se deformaron 37.5% en el primer paso y un 20% en el segundo paso, pero siempre a una deformación total y final de 50%. Después del primero y/o único paso de laminado, las muestras se mantuvieron durante 30 minutos isotérmicamente, a una temperatura de 150°C por debajo de la temperatura inmediatamente antes del laminado. Por ejemplo, la muestra (1) se homogeneizó a 900°C, desde esta temperatura se deformó 50% e inmediatamente se le hizo un enfriamiento rápido en agua para congelar la estructura.

Los números (1), (2), (3) .....(30) de la figura 24, corresponden a la secuencia en que se tomaron las muestras. El muestreo se hizo en sentido transversal y en el mismo sentido de la laminación, como se indica en la fig. 25.- En el presente trabajo se designará por 1T, a la muestra número (1) tomada transversalmente y 1L a la muestra (1) tomada en el mismo sentido de la laminación; de la misma forma se designaron las muestras restantes.

La rapidez de deformación se mantuvo constante,  $0.22s^{-1}$  para las muestras de la (1) a la (13);  $0.45s^{-1}$ , para las muestras de la (14) a la (27);  $0.13s^{-1}$ , para las muestras (28), (29) y (30).

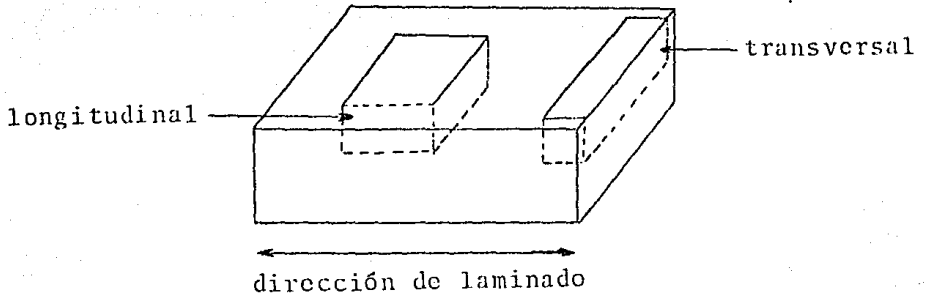


Fig. 25. Forma como se tomaron las muestras.

$$\dot{\epsilon} = 0.22 \text{ s}^{-1}$$

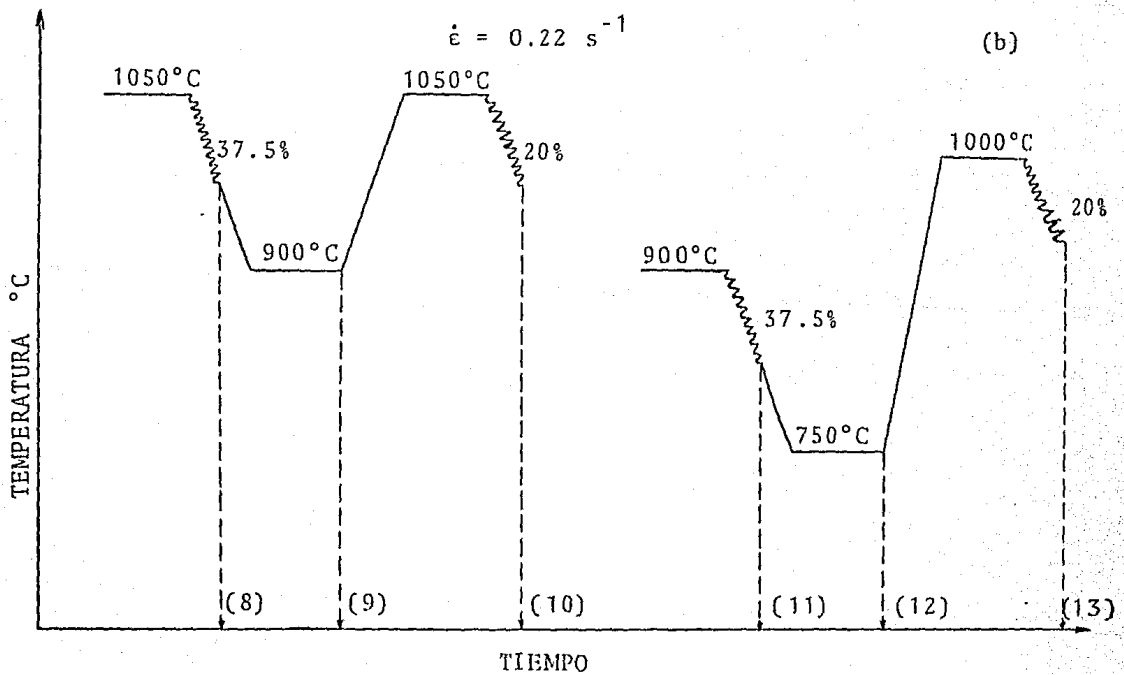
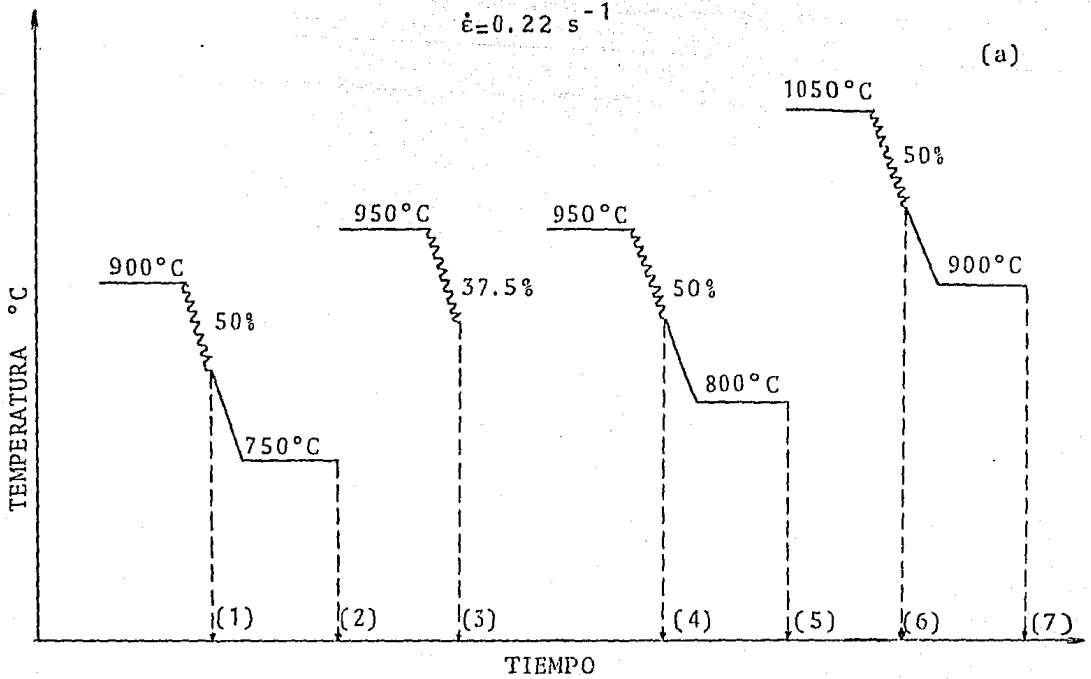


Fig. 24. (a) y (b) Ciclos Termomecánicos



$$\dot{\epsilon} = 0.45 \text{ s}^{-1}$$

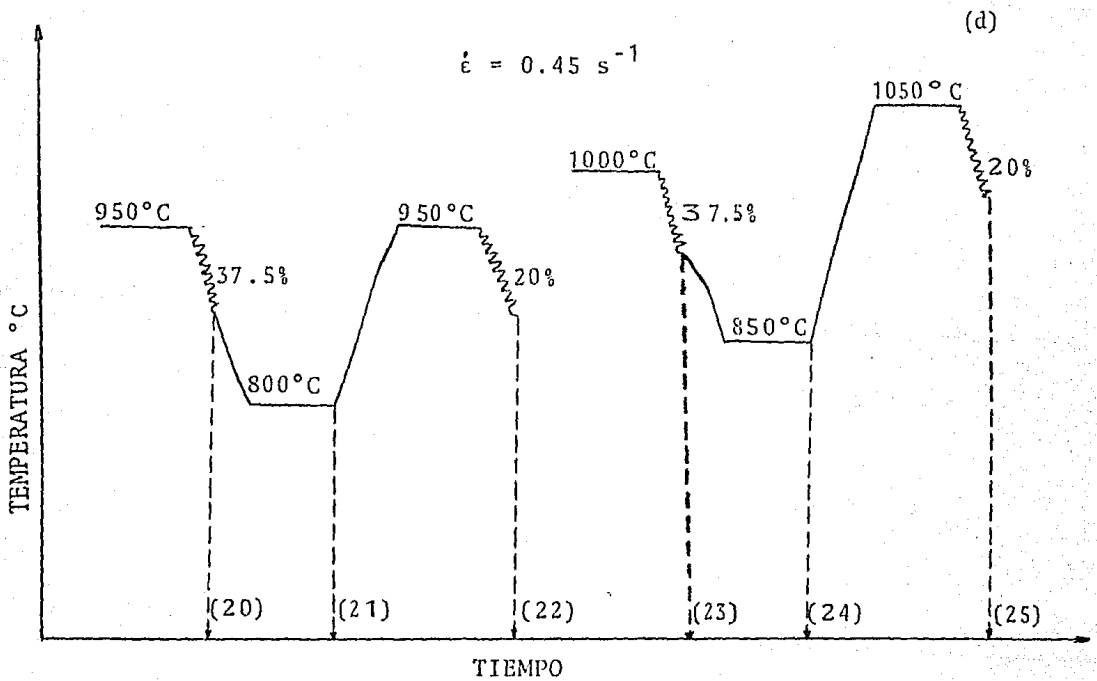
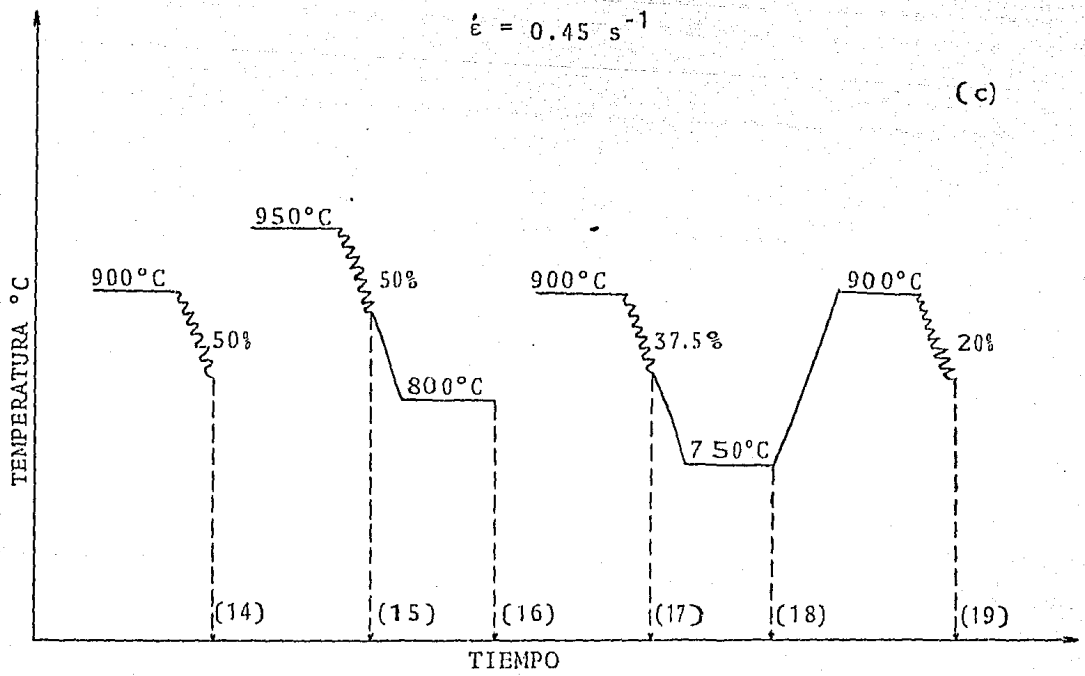


Fig. 24 (c) y (d). Ciclos Termomecánicos

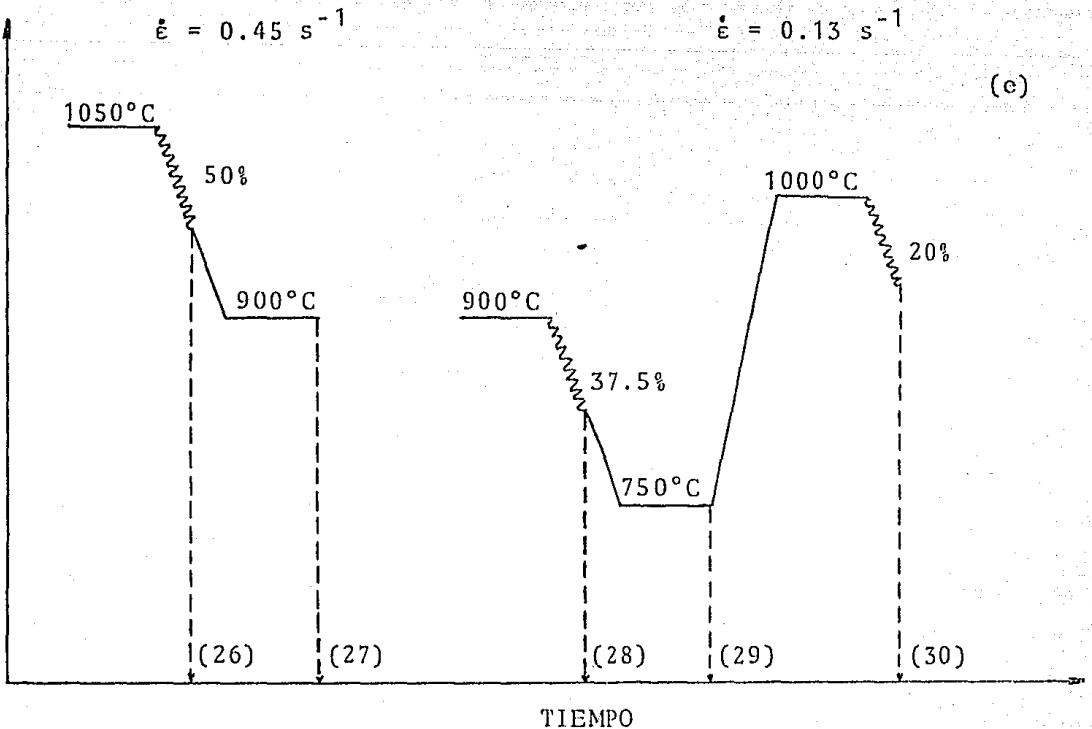


Fig. 24. (e). Ciclos Termomecánicos.

#### 7.4 METALOGRAFIA

El comportamiento de la recristalización del acero austenítico inoxidable 304 durante la laminación, se verificó por análisis metalográfico. La dureza indica una medida del cambio estructural durante la recristalización.

Después del enfriamiento rápido, las muestras fueron montadas y pulidas mecánicamente por procedimientos standard. Se atacaron electrolíticamente a 10V, en una solución de ácido oxálico al 10%, para revelar la estructura.

## 7.5 DISCUSION Y RESULTADOS

En la figura 26 (a) y (b), se muestra la microestructura del acero en su estado original, es decir antes de aplicarle algún ciclo termomecánico. En dicha microestructura se ven granos poligonales de austenita.

La figura 27, muestra la microestructura de la austenita deformada 37.5%, durante el primer paso de laminado. En la figura se ven granos alargados debido a la laminación, que corresponden a las muestras 28L, 11L, 17L. También se observa para estas muestras, que a medida que aumenta la rapidez de deformación, el grano austenítico es más grueso y menor es la recristalización. La microestructura correspondiente a la muestra 28L, presenta un grano más fino, debido a que la rapidez de deformación fué más lenta y por lo tanto, transcurrió un mayor tiempo durante el laminado, favoreciendo en algo la recristalización dinámica. A medida que aumenta la temperatura, el inicio de la recristalización se acentúa, esto se aprecia en la estructura de la muestra 8T, donde se ve la migración de límites de grano inducidos por la deformación, en este caso, un núcleo libre de deformación se forma cuando un límite de grano se mueve hacia su vecino, dejando tras de sí una región libre de esfuerzos. El límite de grano se mueve hacia el grano que contenga la mayor densidad de dislocaciones en la región local.

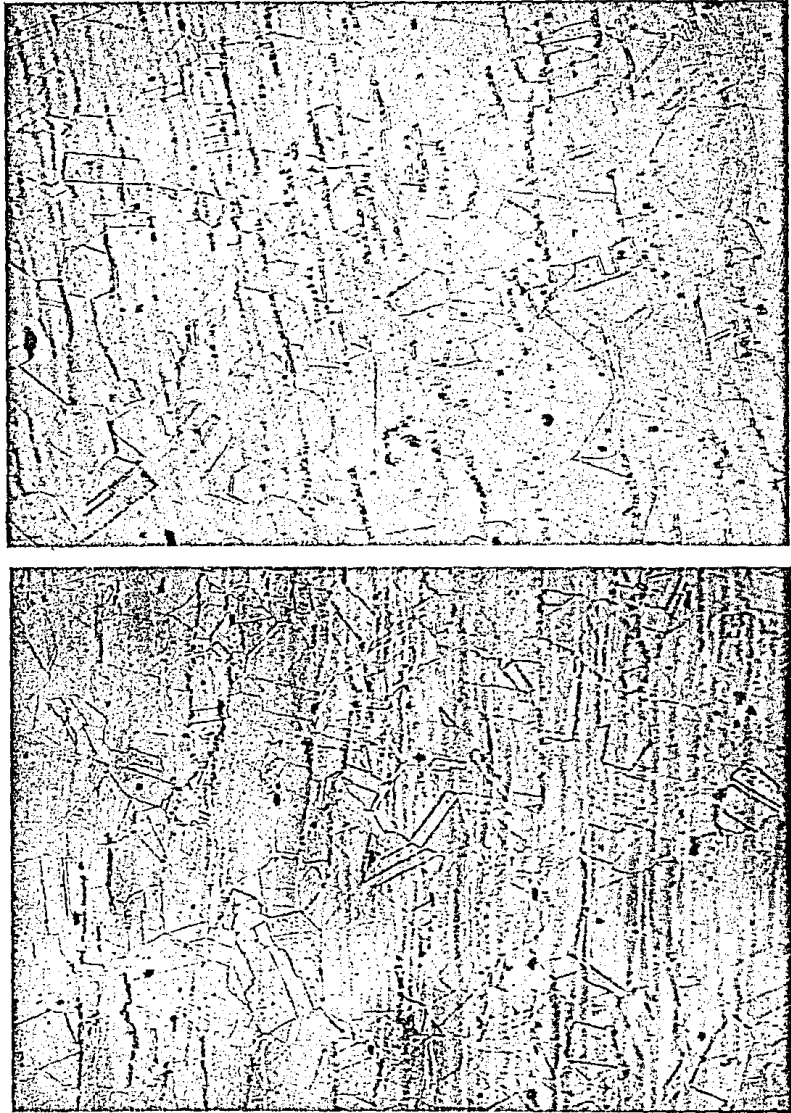


Fig. 26 (a) y (b). Microestructura del acero en su estado original. Granos poligonales de austenita ( 250X ).

La figura 28, muestra la microestructura de la austenita deformada 50% durante el primero y único paso de laminado. En la figura se observa, que a mayor temperatura y menor rapidez de deformación, el inicio y el desarrollo de la recristalización se favorece, tal como se aprecia en la microestructura que corresponde a la muestra 6T.

Si se compara las estructuras de la muestra 8T de la figura 27 y la microestructura de la muestra 6T de la figura 28, se observa que para la 6T, la recristalización ha sido mejorada y los granos recristalizados han comenzado a formarse en los límites de grano. Esta mejora en la recristalización, se debe a que la muestra 6T ha sido deformada a mayor grado.

La figura 29, muestra la microestructura de la austenita, mantenida isotérmicamente durante 30 minutos, a una temperatura de 150°C, por debajo de la temperatura inmediatamente antes del laminado, con el cual previamente se había deformado 35%. En la figura se ve, que para las muestras 29T, 12L y 18L, no se aprecia un cambio importante de la microestructura, en relación con la microestructura de la austenita, que presentan las muestras 28L, 11L y 17L de la figura 27, lo cual nos indica que a temperaturas más bajas de mantenimiento isotérmico, la recristalización estática no se presenta o si se presenta es en un grado mínimo. En cambio, para temperaturas más altas de mantenimiento isotérmico, la recristalización estática se -

ve favorecida, aunque el grano austenítico es heterogéneo y no muy fino, debido al demasiado tiempo de mantenimiento isotérmico, ya que una vez lograda la deformación crítica, para provocar la recristalización estática, la recristalización se completa en pocos segundos.

La figura 30, muestra la microestructura de la austenita, mantenida isotérmicamente durante 30 minutos, a una temperatura de 150°C, por debajo de la temperatura inmediatamente antes del laminado, con el cual previamente se había deformado 50%. En la figura se puede apreciar, que a mayor temperatura de mantenimiento isotérmico, la recristalización estática se ve más favorecida. La nucleación se origina en los límites de grano, como se vé en la estructura de las muestras 7T y 27L . -

Se compara el tamaño de grano austenítico de las figuras 29 y 30, se vé que para las estructuras con mayor grado de deformación anterior, el grano es más fino.

En la figura 31, se muestra la microestructura de la austenita, que tuvo lugar durante el segundo paso del laminado, con un 20% más de deformación. En la figura se observa, que a mayor temperatura y menor rapidez de deformación, el inicio y el desarrollo de la recristalización se favorece, tal como lo muestra la microestructura que corresponde a la muestra 10L. - En cuya microestructura se observan algunos granos grandes re-

cristalizados y los que permanecen aún poligonales comienzan a dejar de serlo y si se completa la recristalización nos dará grano grueso. Esto se debe a que la deformación no es suficiente, para que se produzcan granos finos de austenita. Y también porque el laminado en el primer paso es interrumpido a alta temperatura, para continuar el laminado en un segundo paso, como en este caso.

#### 7.6 CONCLUSIONES

- A medida que la temperatura y/o el grado de deformación disminuye, la velocidad de recristalización disminuye.
- Se favorece la recristalización dinámica cuando se trabaja a alta temperatura de laminado, grandes reducciones y baja rapidez de deformación.
- La recristalización dinámica es un mecanismo de ablandamiento, que opera durante la deformación a altas temperaturas y grandes deformaciones en materiales de baja energía de falla de apilamiento.
- La recristalización dinámica se presenta en parte, por migración de límites de grano y existe preferencia como sitios de nucleación en los límites de grano.

- Para deformaciones menores que la deformación crítica, se presenta migración de los límites de grano inducidas por la deformación, provocando la formación de grandes granos localizados.
- Después del laminado a reducciones intermedias, el progreso de la recristalización estática durante el enfriamiento no continúa en un grado apreciable, como el mostrado por experimentos de mantenimiento isotérmico.
- La recristalización estática se favorece a mayor temperatura de mantenimiento isotérmico y en el presente trabajo se observó además, que si existe una gran deformación previa durante el laminado, se consiguen estructuras con grano más fino.
- Cuando se tiene mejor conocimiento de los fenómenos de recristalización, que se presentan durante el laminado, o cualquier proceso termomecánico; se podrá obtener óptimas propiedades mecánicas y por lo tanto, establecer un adecuado programa de laminado.



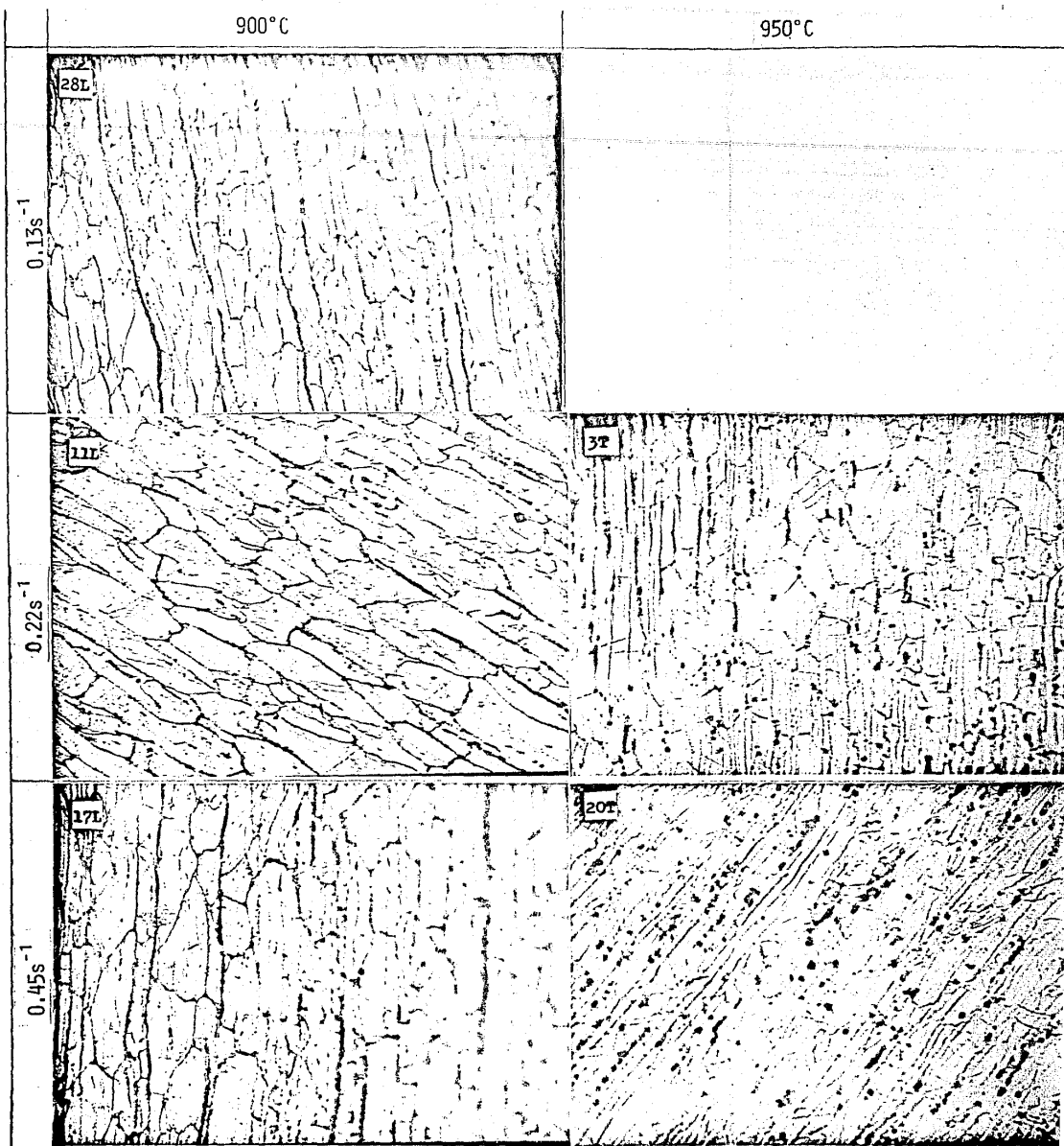
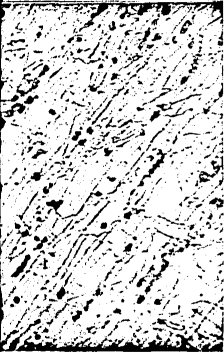


Fig. 27. MICROESTRUCTURA  
 EN UN SOLO PASO,  
 ARRIBA ( 250X )

1000°C

1050°C



27. MICROESTRUCTURA DE LA AUSTENITA DEFORMADA 37.5%  
EN UN SOLO PASO, DESDE LA TEMPERATURA INDICADA  
ARRIBA ( 250X ).

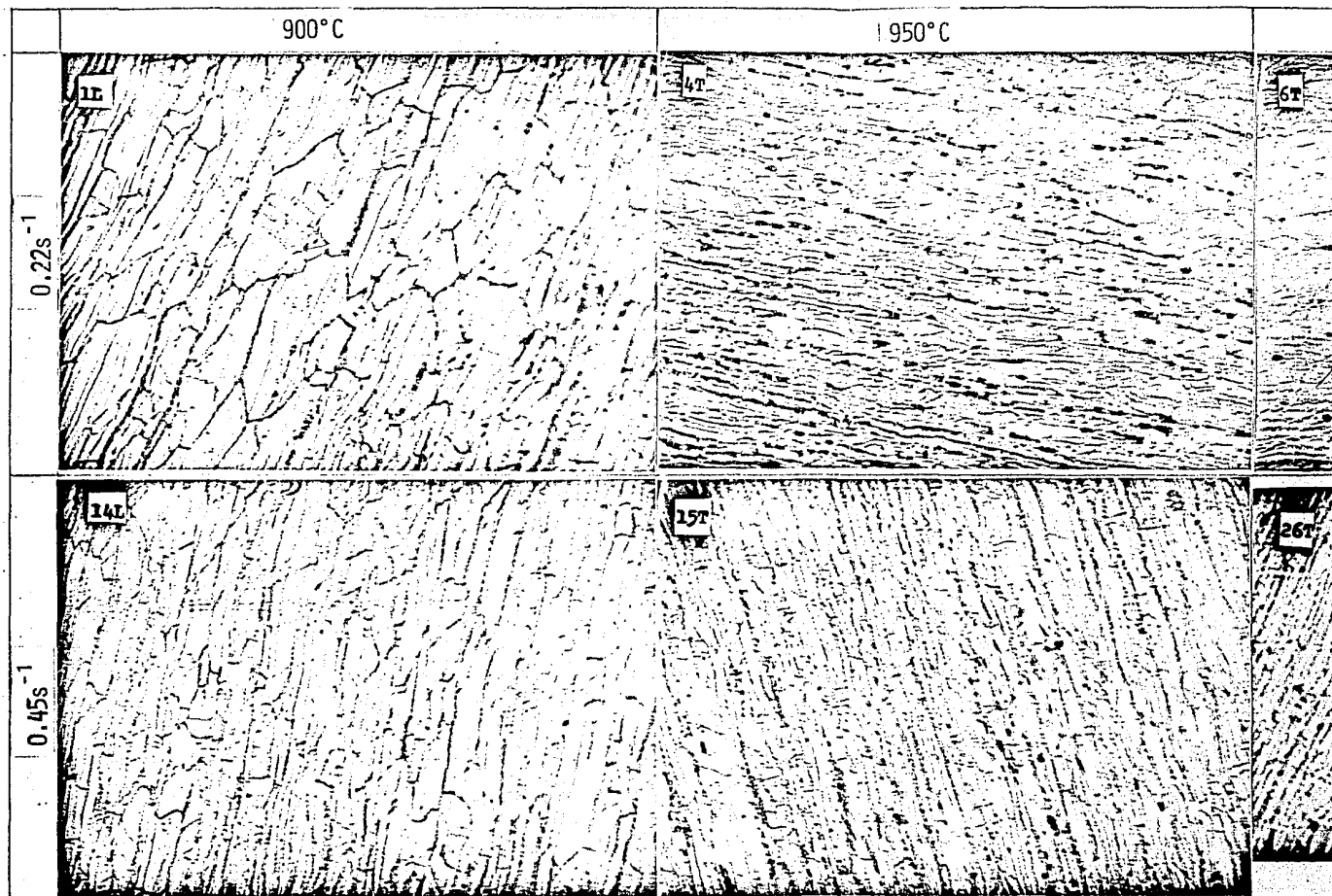


FIG. 28. MICROESTRUCTURA DE LA AUSTENITA DEFORMADA 50% EN UN SOLO PASO, DESDE LA TEMPERATURA INDICADA ARRIBA ( 250X ).

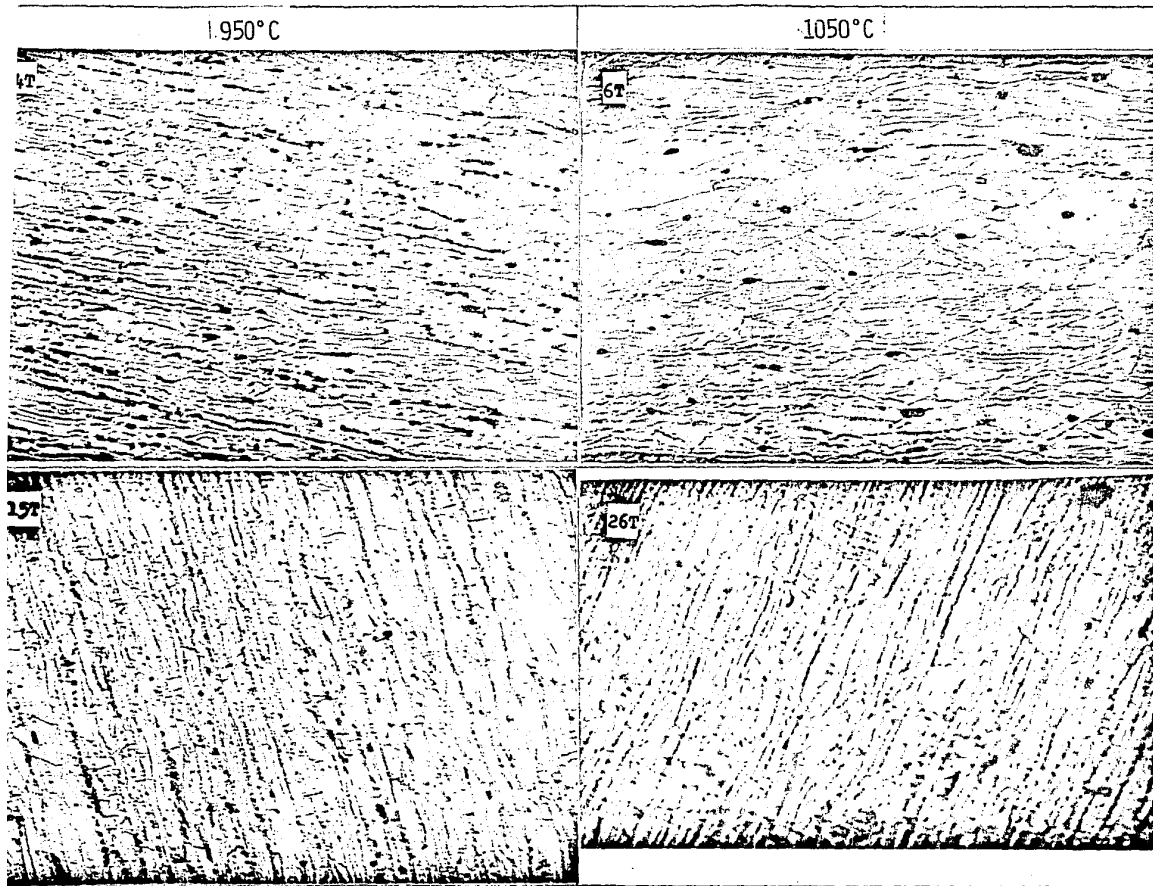


FIG. 28. MICROESTRUCTURA DE LA AUSTENITA DEFORMADA 50% EN UN SOLO PASO, DESDE LA TEMPERATURA INDICADA ARRIBA ( 250X ).

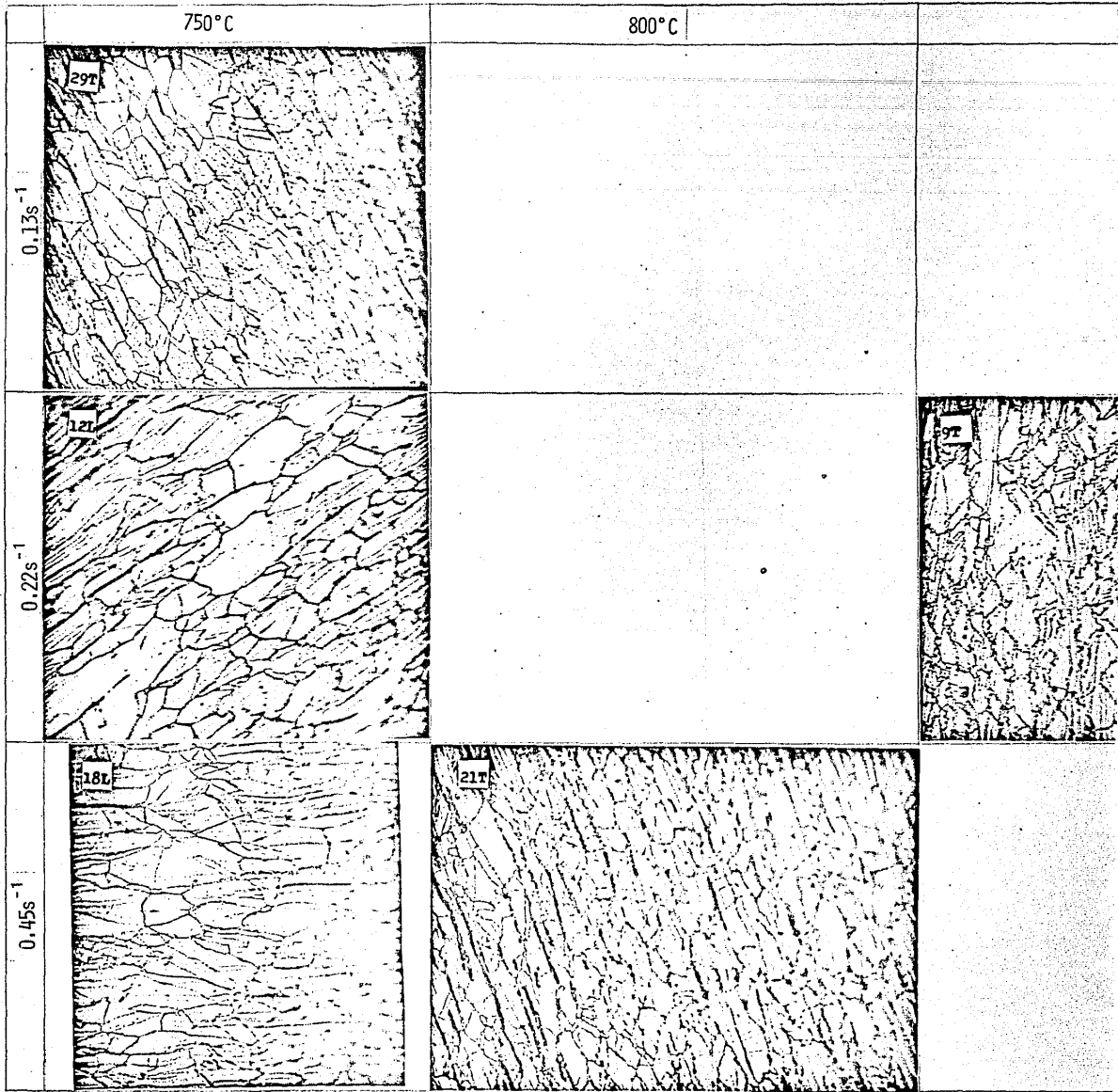


Fig. 29. MICROESTRUCTURA DE LA AUSTENITA MANTENIDA ISOTERMICAMENTE DURANTE 30 MINU TEMPERATURA INDICADA ARRIBA, DESPUES DE UNA DEFORMACION DE 37.5% Y CON RA DEFORMACION QUE SE INDICA A LA IZQUIERDA DE LA GRAFICA ( 250X ).

800°C

900°C



CTURA DE LA AUSTENITA MANTENIDA ISOTERMICAMENTE DURANTE 30 MINUTOS A LA  
A INDICADA ARRIBA, DESPUES DE UNA DEFORMACION DE 37.5% Y CON RAPIDEZ DE  
N QUE SE INDICA A LA IZQUIERDA DE LA GRAFICA ( 250X ).

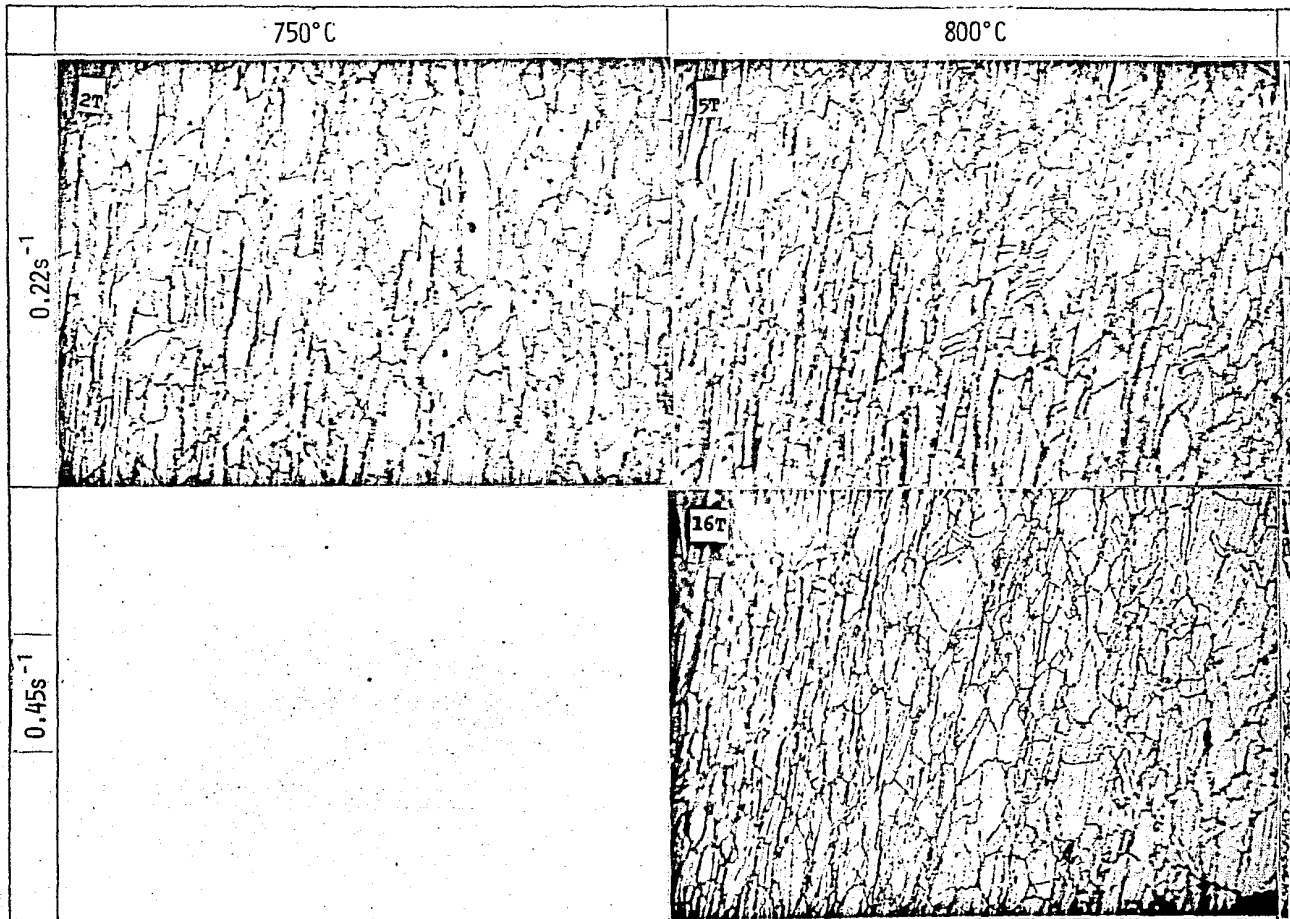
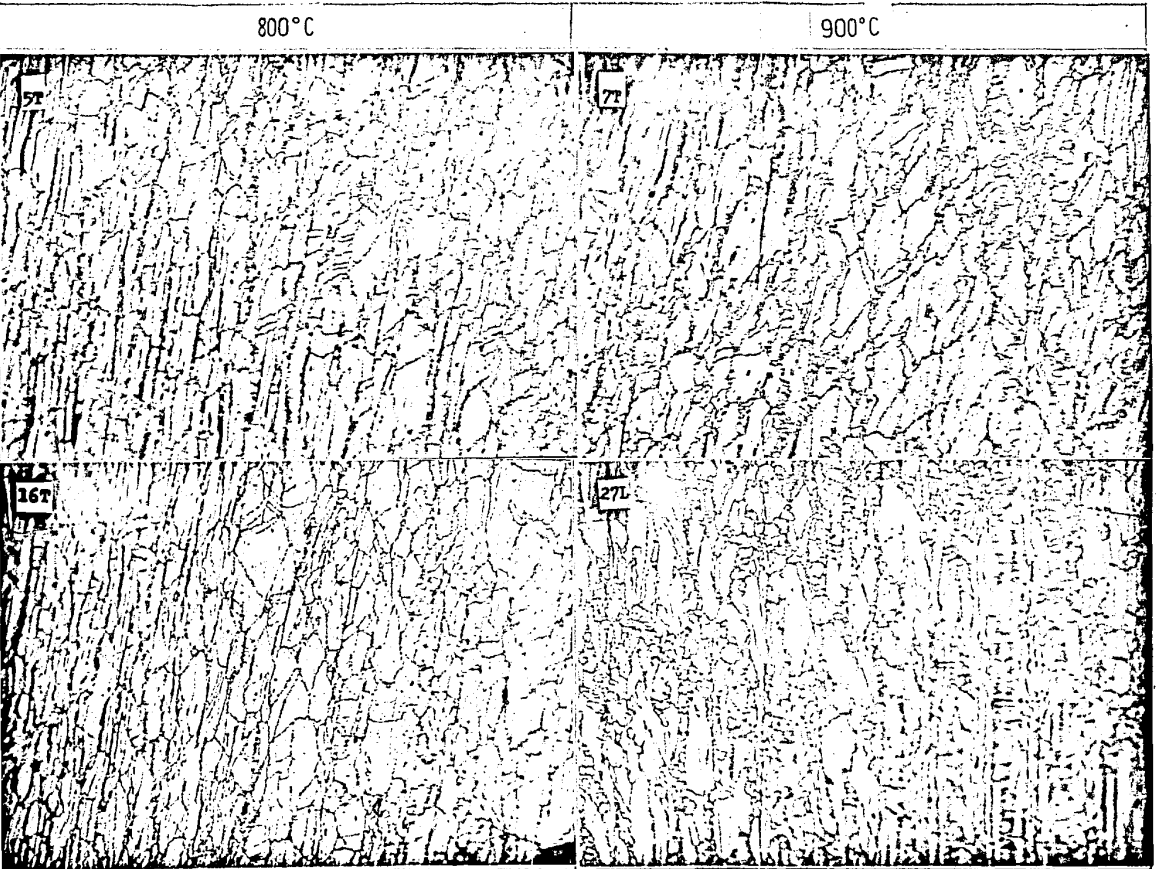


Fig. 30. MICROESTRUCTURA DE LA AUSTENITA MANTENIDA ISOTERMICAMENTE DURANT TEMPERATURA INDICADA ARRIBA, DESPUES DE UNA DEFORMACION DE 50% Y DEFORMACION QUE SE INDICA A LA IZQUIERDA DE LA GRAFICA ( 250X ).



A DE LA AUSTENITA MANTENIDA ISOTERMICAMENTE DURANTE 30 MINUTOS A LA  
DICADA ARRIBA, DESPUES DE UNA DEFORMACION DE 50% Y CON RAPIDEZ DE  
E SE INDICA A LA IZQUIERDA DE LA GRAFICA ( 250X ).



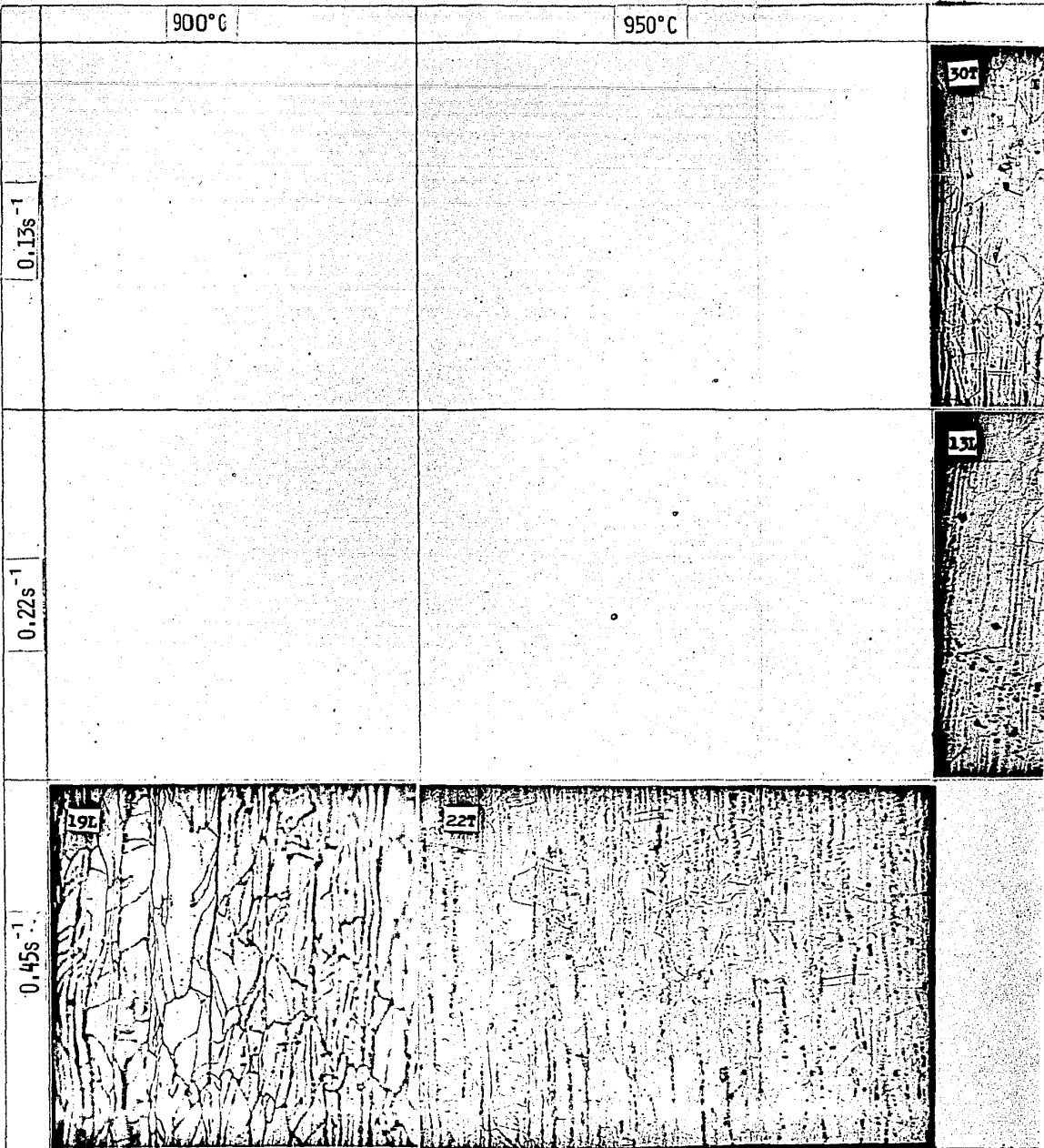
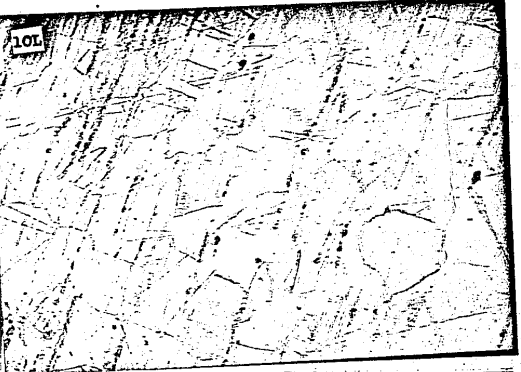


FIG. 31. MICROESTRUCTURA DE L/  
UN SEGUNDO PASO DE L/  
INDICADA ARRIBA ( 250

1000°C

1050°C



MICROESTRUCTURA DE LA AUSTENITA DEFORMADA 20% EN UN SEGUNDO PASO DE LAMINADO, DESDE LA TEMPERATURA INDICADA ARRIBA ( 250X ).

B I B L I O G R A F I A

1. MORRIS COHEN AND WALTER S. OWEN  
"Thermo-Mechanical Processing of Microalloyed Steels"  
Massachusetts Institute of Technology; Cambridge, Massachusetts; U.S.A. 1975.
2. F. B. PICKERING.  
"High-Strength, Low-Alloy Steels - A Decade of Progress"  
Sheffield Polytechnic; Sheffield, England. 1975.
3. THOMAS M. HOOGENDOORN M. J. SPANRAFT.  
"Quantifying the Effect of Microalloying Elements on --  
Structures during Processing".  
Hoogovens Ijmuiden B. V.; Ijmuiden, Holland. 1975.
4. T. L. CAPELETTI, L. A. JACKMAN, AND W. J. CHILDS.  
"Recrystallization Following Hot-Working of a High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steel and a 304 Stainless Steel at the Temperature of Deformation".  
General Motors Res Lab, Warren, Mich Met Trans v 3 n 4 -  
apr 1972.
5. ALAIN B. LeBon  
"Using Laboratory Simulations To Improve Rolling Schedules and Equipment".  
French Iron And Steel Research Institute (IRSID);  
Saint Germain-En-Laye, France 1975.
6. GEORGE E. DIETER  
"Mechanical Metallurgy"  
Mc-Graw Hill, New York, 1976.
7. ISAO KOZAU, CHIAKI OUCHI, TETSUYA SAMPEI, AND TOMOYOSHI OKITA.  
"Hot Rolling as a High-Temperature Thermo-Mechanical --  
Process"

- Nippon Kokan K.K.; Kawasaki, Japan 1975.
8. K.J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN AND F. B. PICKERING.  
"High-Strength Austenitic Stainless Steels"  
Journal of The Iron and Steel Institute October 1961.
  9. MINORU FUKUDA, TAMOTSU HASHIMOTO, AND KAZUTOSHI KUNISHI-  
GE.  
"Effects of Controlled Rolling and Microalloying on Pro-  
perties of Strips and Plates"  
Sumitomo Metal Industries, Ltd.; Amagasaki, Japan 1975.
  10. K.J. IRVINE, T. GLADMAN AND F. B. PICKERING.  
"The Strength of Austenitic Stainless Steels."  
Journal of The Iron and Steel Institute July 1969.
  11. LUTZ MEYER, FRIEDERICH HEINSTERKAMP, AND WOLFGANG MUES--  
CHENBORN.  
"Columbium, Titanium, and Vanadium in Normalized, Thermo-  
Mechanically Treated and Cold-Rolled Steels"  
August Thyssen-Huette Ag; Duisburg-Hamborn, Germani - -  
(BRD) 1975.
  12. D. C. LUDWIGSON AND J.A. BERGER  
"Plastic Behaviour of Metastable Austenitic Stainless -  
Steels"  
Journal of The Iron and Steel Institute January 1969.
  13. OAKWOOD, T.G.; HEITMANN, W.E.; MADRZYK, E.S.  
"Relationships Between Hot Mill Rolling Loads and Auste-  
nite Recrystallization for Nb-Bearing HSLA Steels".  
The hot Deformation of Austenite AIME, New York. 1977.

14. E.J. DULIS  
 "Age-Hardening Austenitic Stainless Steels  
 Metallurgical Developments in High-Alloy Steels. The -  
 Iron and Steel Institute 1964.
  
15. MICHEL L. LAFRANCE, FRANCIS A. CARON AND GUY R. LAMANT  
 "Usinor; Dunkirk, France" 1975.
  
16. TOMO TANAKA, TOKUSHI FUNAKOSHI, MASAO UEDA, JUNICHIRO  
 TSUBOI, TORU YASUDA AND CHIYUKI UTAHASHI.  
 "Development of High-Strength Steel With Good Toughness  
 at Arctic Temperatures for Large-Diameter Line Pipe".  
 Kawasaki Steel Corporation; Chiba, Japan 1975.
  
17. HONEYCOMBE, R. W. K.  
 "Transformation from Austenite in Alloy Steels".  
 Metal Trans A. v 7A n 7 Jul 1976.
  
18. CRAIK, R. L.; MAY, M. J.  
 "Thermomechanical Treatments of Medium And High Strength  
 Low Alloy Steels".  
 American Society for Metals, Metals Park, Ohio USA 1978.
  
19. G. GAUTHIER AND ALAIN B. LeBon  
 "Discussion: On the Recrystallization of Austenite"  
 French Iron And Steel Research Institute (IRSID);  
 Saint Germain-En-Laye, France 1975.
  
20. TEGART, W. J. McG:  
 "Elements of Mechanical Metallurgy".  
 The Macmillan Company, New York, 1966.
  
21. SELLARS  
 "Procesos de Trabajado Mecánico"  
 C.P.M. 1979.

22. AVITZUR, B;  
"Metal Forming: Processes and Analysis".  
McGraw-Hill Book Company New York, 1968.
23. METALS HANDBOOK  
"Properties and Selection"  
Volume 1:8th Edition A. S. M., Metals Park Ohio, U.S.A.
24. METALS HANDBOOK  
"Forming"  
Volume 4:8th Edition A.S.M., Metals Park Ohio U.S.A.
25. METALS HANDBOOK  
"Atlas of Microstructures of Industrial Alloys"  
Volume 7 : 8th Edition A.S.M., Metals Park Ohio U.S.A.
26. ROBERT E. REED-HILL  
"principios de Metalurgia Física"  
C.E.C.S.A. Segunda Edición 1979.
27. LAWRENCE H. VAN VLACK  
"Materials Science for Engineers"  
Addison-Wesley Publishing Company 1970.
28. ZYGMUNT WUSATOWSKI  
"Fundamentals of Rolling".  
Pergamon Press 1969.
29. B.L. PHILLIPO AND F.A.A. CRANE.  
"Journal of Iron and Steel Institute", 1973. Vol. 211.
30. H. SEKINE AND T. MARUYAMA.  
"The Microstructure and Design of Alloys".  
Cambridge, 1973.

31. R.A.P. DJAIC AND J.J. JONAS.  
"Journal of Iron and Steel Institute" 1972 Vol. 210.
32. R.T. DeHOFF AND F.N. RHINES.  
"Quantitative Microscopy"  
McGraw-Hill, New York, 1968.