

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
FACULTAD DE QUIMICA

**DETERMINACION DE TEMPERATURAS Y
TIEMPOS OPTIMOS EN LA RECRISTALI-
ZACION DE ACEROS DEFORMADOS EN
FRIO.**

T E S I S
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO QUIMICO METALURGICO
P R E S E N T A

LUIS ADOLFO LEDUC LEZAMA



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

CLAS 1251

ABO 1975

FECHA 1975

PROC Mt. 184



QUINGA


JURADO ASIGNADO

Presidente	Prof. Kurt H. Nadler Gundeisheimer
Vocal	Prof. Fernando Maldonado Mendoza
Secretario	Prof. Enrique Martínez Martínez
1er. Suplente	Prof. Humberto Malagón Romero
2o. Suplente	Prof. Ma. Eugenia Noguez Anaya.

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA

FACULTAD DE QUIMICA. (LABORATORIO DE METALURGIA).

SUSTENTANTE



Luis Adolfo Leduc Legama

Asesor Del Tema



Enrique Martínez Martínez.

CONTENIDO.

Introducción.

Capítulo I.- Deformación Elástica.

Capítulo II.- Deformación Plástica.

Capítulo III.- Trefilado.

Capítulo IV.- Recocidos de Aceros.

Capítulo V.- Recristalización.

Capítulo VI.- Procedimiento Experimental, Resultados y

Conclusiones.

Bibliografía.

INTRODUCCION.

El alambre de varios diámetros, se requiere para muchos propósitos y en varios metales. Este se produce por trefilados sucesivos a través de dados de diámetro gradualmente decreciente. El proceso se realiza en frío, y el material endurece, lo que plantea la necesidad de recocer el material, para seguir deformando. Este recocido es en realidad una recristalización del material.

En el presente trabajo se tratarán de entender las diferentes variables que influyen en la recristalización, así como de encontrar el ciclo más corto para diferentes grados de deformación, dada una velocidad de calentamiento, en acero de bajo carbono (1010).

- .DEFORMACION ELASTICA.-

Todos los materiales cambian su forma, volumen, o ambas, bajo la influencia de un esfuerzo o cambio de temperatura.

Decimos que la deformación es elástica si el cambio en forma o volumen, producido por el esfuerzo o la temperatura se recupera totalmente cuando se permite al material regresar a su temperatura o sistema de esfuerzos originales.

En las sustancias cristalinas, la relación entre esfuerzos y deformación en la región es lineal, mientras que los materiales no cristalinos con moléculas largas, exhiben generalmente comportamiento elástico no lineal. La fig. 1.1 muestra dos tipos de gráficas de esfuerzo contra deformación.

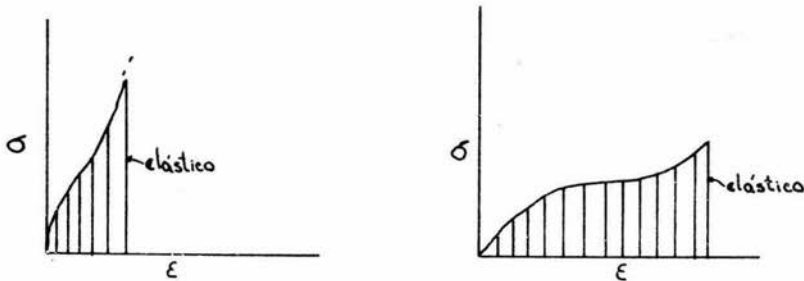


Fig 1.1

La simple teoría matemática de elasticidad lineal, se anticipa considerablemente a cualquier conocimiento detallado sobre las bases atómicas de las observaciones experimentales y trata simplemente con la proporcionalidad, a escala macroscópica entre esfuerzo y deformación, utilizando constantes elásticas; por ejemplo, la ecuación para porción lineal

de la curva de esfuerzo contra deformación en tensión es:

$\sigma = E \epsilon$ donde E es el módulo de Young, Este valor se puede determinar por otros medios; por ejemplo, si v es la velocidad del sonido en un material de densidad ρ . Entonces el módulo de Young, para ese material estará dado por:

$$E = \rho v^2$$

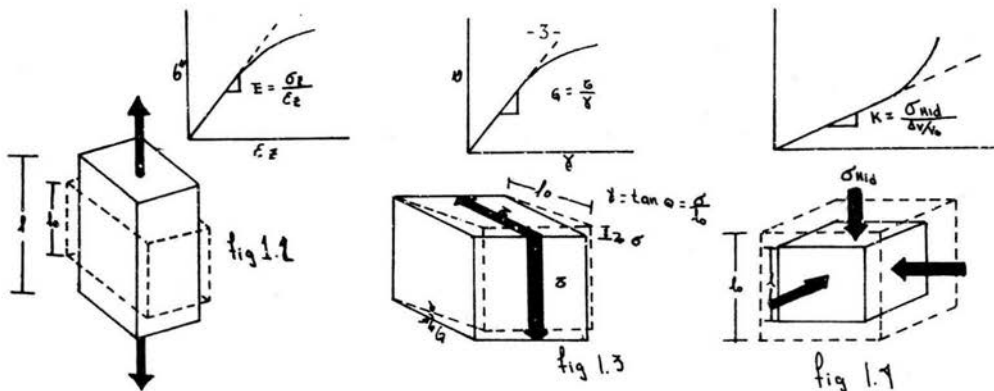
Existen varias constantes elásticas de proporcionalidad, éstas se distinguen únicamente en el esfuerzo y la deformación relacionados.

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} ; G = \frac{\tau}{\gamma} ; K = \frac{\sigma_{hid}}{4\Delta V/V_0}$$

Donde E, representa el módulo de Young, σ el esfuerzo normal, ϵ la deformación unitaria en tracción, G el módulo de corte; τ el esfuerzo cortante, γ la deformación tangencial; K el módulo volumétrico; σ_{hid} es el esfuerzo hidrostático y $\Delta V/V_0$ la deformación volumétrica unitaria.

Las fig. 1.2 y 1.3 y 1.4 ilustran las relaciones geométricas entre esfuerzo y deformación en las tres ecuaciones anteriores.





Existe otra constante elástica, es el coeficiente de Poisson que se determina como la razón de la deformación transversal a la deformación axial.

$$\nu = -\frac{\epsilon_y}{\epsilon_z}$$

Para un material homogéneo e isotrópico, conociendo dos de las constantes elásticas, E , G , K y ν , las otras dos se pueden conocer de:

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)}$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

Bases atómicas del comportamiento elástico.-

La energía potencial V de un par de átomos, puede expresarse como una función de la distancia de separación entre ellas (r):

$$V = -\frac{A}{r^n} + \frac{B}{r^m}$$

En donde A y B son respectivamente, las constantes de proporcionalidad para atracción y repulsión, y n y m son los exponentes que determinan la variación apropiada de V con r . Las ex-

presiones para las fuerzas de atracción y repulsión que existen entre dos átomos serán:

$$F = -\frac{\partial V}{\partial r} = \frac{-nA}{r^{n+1}} + \frac{mB}{r^{m+1}}$$

si: $nA = a$, $mB = b$, $n+1 = N$ y $m+1 = M$

$$F = \frac{-a}{r^N} + \frac{b}{r^M}$$

La fig. 1.5 muestra una gráfica de las curvas representadas por las ecuaciones anteriores, las cuales tienen la misma forma. El valor de r que corresponde al mínimo de energía potencial, es la separación de equilibrio entre los dos átomos, d_0 . La fuerza neta es cero en d_0 y un desplazamiento en cualquier dirección provocará la acción de fuerzas que restauren el equilibrio. A pesar de que estas curvas describen el comportamiento de un par de átomos aislados, la misma clase de comportamiento exhibe un átomo libre que se acerca a una red cristalina ya existente: una fuerza neta de atracción existe al principio, la cual se reduce luego a cero a una distancia d_0 , en donde las fuerzas de atracción y de repulsión están en equilibrio, Si el espacio interatómico se reduce aún más, una fuerza neta de repulsión entrará en acción para restablecer los átomos a su separación de equilibrio.

Por lo tanto, los átomos en una estructura cristalina tienden a estar arreglados en un patrón definido con respecto a sus vecinos.

Las deformaciones macroscópicas, elásticas, son el resultado de un cambio en el espacio interatómico.

La deformación macroscópica en una dirección dada $(l-l_0)/l_0$; es igual al cambio fraccionario promedio en el espacio interatómico en esa dirección $(d-d_0)/d_0$. De esta manera se muestra fácilmente que el, módulo de Young E, es proporcional a la pendiente de la curva de la fuerza Condon-Morse en el valor d_0 o, alternativamente a la curvatura de la curva potencial de Condon-Morse en el mismo valor de separación interatómica. El intervalo normal de deformación elástica en los materiales cristalinos excede muy raramente $\frac{1}{2}$ %. Ya que, como se puede observar en la fig. 1,6, la tangente $\frac{\partial F}{\partial r}$ casi coincide con la curva de fuerzas en ésta región de deformación; queda entonces justificado que, para todas las situaciones prácticas, el esfuerzo es una función lineal de la deformación, tal y como lo expresa la teoría de elasticidad.

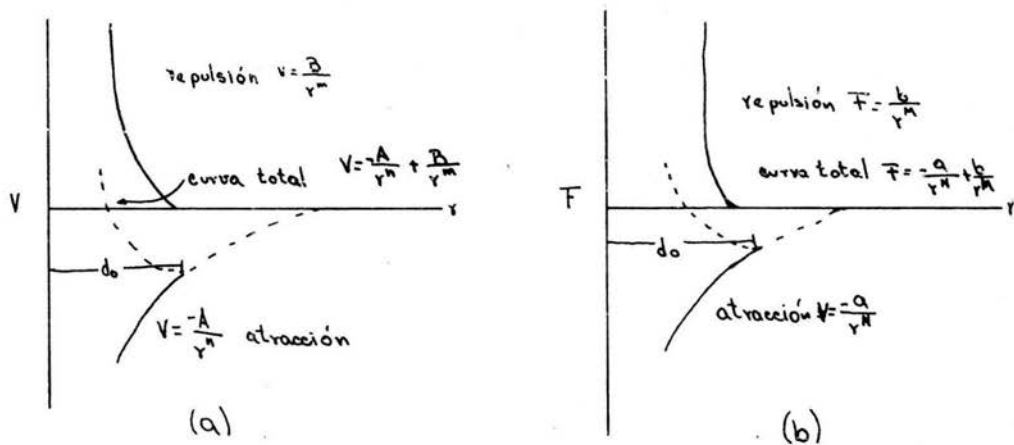


fig 1.5

Fig 1.5 Curvas de Condon-Morse que muestran la variación cualitativa

de: a) energía, y b) fuerza, con la distancia de separación entre los átomos (r).

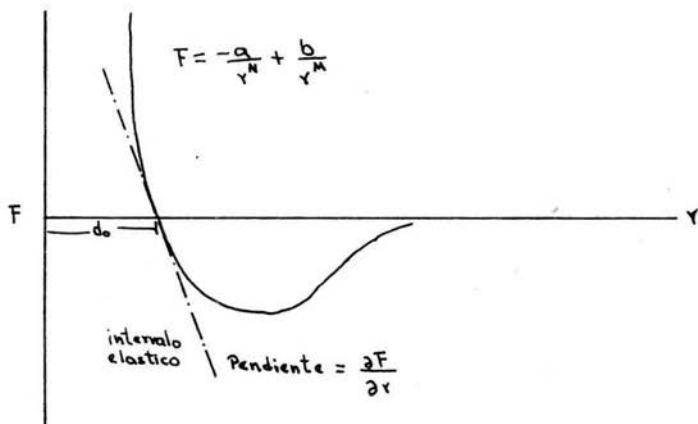


fig 1.6

DEFORMACION PLASTICA.

En contraste con la deformación elástica, que depende principalmente de los esfuerzos aplicados. La deformación plástica es \mathbf{X} típicamente una función del esfuerzo (σ), la temperatura (T) y la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon} \equiv d\epsilon/dt$). La microestructura de un material dado es a menudo también de importancia. Dependiendo de los valores de σ , T y $\dot{\epsilon}$, un material puede mostrar varios mecanismos de deformación plástica. A pesar de que un mecanismo dado puede ser relativamente simple, la operación simultánea de varios mecanismos produce a menudo un comportamiento complejo. Además el orden en que se aplican los diferentes esfuerzos puede ser importante. Por ejemplo, si una probeta de acero es estirada y flexionada en el rango plástico, su resistencia es mayor si primero es estirada y después flexionada, que si primero se flexiona y después se estira o si se aplican simultáneamente los dos esfuerzos. Los mecanismos que contribuyen a los diferentes aspectos de la deformación plástica, se tratan generalmente en dos categorías: los que permiten el desplazamiento relativo de porciones adyacentes de la red a grandes distancias y aquellos que permiten el desplazamiento de solo un espaciado interatómico o menos.

Desplazamientos atómicos de varios espacios atómicos.

Los procesos técnicos de deformación plástica pueden alargar el material en unos cuantos segundos. Las deformaciones plásticas de esta magnitud generalmente ocurren por deslizamiento de partes adyacentes del material, por grandes distancias.

Deslizamiento.- Cuando una dislocación se mueve en su plano de deslizamiento a través de una región del cristal, provoca un movimiento relativo de las dos partes del cristal. Existen varios factores que determinan la relación entre éste mecanismo elemental y la deformación plástica a gran escala de un material policristalino. Primero, El deslizamiento ocurre en un número de sistemas de deslizamiento en un material dado.

Material	Datos de deslizamiento y maclado.						
	Sistema de deslizamiento plano y dirección	Esfuerzo crítico resuelto	Elementos de macla				Deformación tangencial de maclado
			K_1	γ_1	K_2	γ_2	
Cu(FCC)	{111} <101>	1×10^6	{111}	<112>	{111}	<112>	0.707
Mo (BCC) sobre 650 C abajo de 650 C	{112} <111>	7×10^5	{112}	<111>	{112}	<111>	0.707
	{110} <111>						
Cd(HCP)	{0001} <1120>	6×10^5	{1012}	<1011>	{1012}	<1011>	0.175

En un material cúbico centrado en las caras, por ejemplo. El deslizamiento ocurre en cualquiera de los planos {111} y en cualquiera de las direcciones <101>, en total doce sistemas. Suponiendo que al menos pueden operar cinco sistemas independientes, un grano en un material policristalino puede adquirir cualquier forma arbitraria.

Consideremos ahora un grano en un espécimen policristalino. Un esfuerzo de tensión aplicado a la probeta involucra un esfuerzo constante $\bar{\sigma}_i$ en el i -ésimo sistema de deslizamiento. Su magnitud es

$$\bar{\sigma}_i = \sigma \cos \theta_i \cos \varphi_i = \sigma m_i$$

El factor de Schmid m_i está determinado por los ángulos que el esfuerzo hace con la dirección de deslizamiento (θ_i) y con la nor-

mal al plano (γ_i), Las dislocaciones se empiezan a mover en el sistema de deslizamiento primario, aquel para el cual $m_i \gamma_i$ es mayor. La contribución $\dot{\epsilon}_i$ de un sistema a la velocidad del alargamiento en tensión se puede expresar como $\dot{\epsilon}_i = \rho_i b_i v_i m_i$, ρ_i es la densidad de dislocaciones favorablemente orientadas con vector de Burgers b_i . Bajo la acción del esfuerzo σ acunado un tiempo dado, estas dislocaciones se mueven con una velocidad promedio de v_i . El factor Schmid se necesita para resolver la deformación en la dirección del deslizamiento en la deformación, en la dirección de prueba. Además del plano principal de deformación, otros planos $\{111\}$ son activos en la deformación aún en monocristales. Debido a que el cristal gira durante la deformación, el plano conjugado se convierte en un plano activo. Generalmente actúa cooperativamente con el plano principal y produce un deslizamiento doble. Una dislocación se mueve de un plano activo de deslizamiento a uno paralelo, por deslizamiento cruzado.

El principio de la deformación plástica se puede especificar con varios grados de refinamiento (fig, 2.1). Un detector sensitivo mostrará el esfuerzo cortante (τ_e) al cual termina el comportamiento elástico. Arriba de τ_e las dislocaciones existentes se mueven y producen una microdeformación que se suma a la deformación elástica. A esfuerzos mayores (τ_m), los diversos medios de multiplicación de dislocaciones, tales como las fuentes de Frank Read empiezan a actuar. La deformación plástica entonces de incrementa rapidamente con el incremento en esfuerzo cortante y la curva esfuerzo-deformación se vuelve lineal a deformaciones mayores.

pero la desorientación de las celdas adyacentes se incrementa. En materiales con baja energía de fallas de apilamiento, se permite una mayor disociación de las dislocaciones y el deslizamiento cruzado es muy reducido. La estructura de dislocaciones tiende a ser más uniforme y muestra fallas de apilamiento en varios tipos de planos de deslizamiento. El movimiento de dislocaciones puede ser impedido no solo por interacción con otras dislocaciones sino también por obstáculos tales como partículas de segunda fase, límites de macla o límites de grano. Un esfuerzo típico de estos obstáculos en la estructura de dislocaciones es la formación de apilamientos durante la deformación plástica.

Desplazamientos atómicos de fracciones de un espacio atómico.

Maclado. - El mecanismo de maclado da una deformación macroscópica, aún cuando los átomos individuales se mueven menos de una distancia interatómica.

El maclado tiene las diferentes características:

- 1.- El esfuerzo es grande comparado con el requerido para el deslizamiento.
- 2.- Es necesaria una nucleación.
- 3.- El crecimiento ocurre por un mecanismo de dislocaciones.
- 4.- La velocidad de deformación de maclas es muy alta aún a bajas temperaturas.

Aún cuando el esfuerzo requerido para maclar es mayor que el requerido para deslizar, ciertas circunstancias pueden favorecer el maclado. Un caso importante es la deformación de metales hexagonales a baja temperatura; el deslizamiento ocurre entonces solamente en los planos (0001). Si un esfuerzo tensil es casi

perpendicular a ese plano, se necesitará un gran esfuerzo para que el esfuerzo cortante alcance el valor crítico necesario para el deslizamiento en el plano (0001) y el metal se macla. La región maclada tiene una orientación más favorable para el deslizamiento y la deformación continúa por deslizamiento en esa región. En muchos casos el maclado es favorecido también por altas velocidades de deformación.

Desplazamientos a altas temperaturas.- Aún si los esfuerzos aplicados son pequeños, a temperaturas suficientemente altas pueden producirse cantidades apreciables de deformación por dos tipos de desplazamiento. El ascenso de dislocaciones de borde se combina con el deslizamiento y produce creep a altas temperaturas.

El segundo tipo de desplazamiento sucede en los bordes de grano, ya que aunque estos interfieren con la deformación, a temperaturas ordinarias, a temperaturas cercanas a la de fusión hay un rearrreglo de la estructura cristalina en los bordes de grano, lo que provoca el corrimiento de un grano con respecto a otro.

Ecuaciones de plasticidad.

Un tratamiento simple de la deformación plástica de materiales policristalinos se ilustra en la figura 2.2 y describe el flujo plástico por dos ecuaciones. La primera da una curva suave desde el esfuerzo de fluencia hasta el principio de la formación del cuello; la segunda es una línea recta hasta que ocurra la fractura. La primera región que corresponde a una deformación plástica relativamente uniforme sigue una ecuación de la forma $\bar{\sigma} = K\epsilon^n$; K es el coeficiente de resistencia y n el exponente de endurecimiento por deformación; en la tabla 2,2 se dan valores aproximados pa-

ra algunos materiales. El esfuerzo efectivo $\bar{\sigma}$ y la deformación efectiva $\bar{\epsilon}$ se definen por varios propósitos .

1.- Son adecuados para un estado general de esfuerzos y su correspondiente estado general de deformación.

2.- Son consistentes con el hecho experimental de que una presión hidrostática no provoca flujo plástico.

3.- Se reducen a $\bar{\sigma} = \sigma$ y $\bar{\epsilon} = \epsilon$ para una prueba de tracción.

Las definiciones correspondientes son:

$$\bar{\sigma}^2 = \frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]$$

$$\bar{\epsilon}^2 = \frac{2}{9} [(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2]$$

Material	Esfuerzo de fluencia $\sigma_0, 10^7 \text{ N/m}^2$	Coefficiente de resistencia $K, 10^7 \text{ N/m}^2$	Exponente de endurecimiento por deformación, n
----------	--	--	--

Acero de bajo
carbón reco-
cido.

21

50

0.28

Acero de 0.6%
de carbono
templado y
revenido

52

127

0.15

Acero 4135
deformado
en frío.

65

110

0.14

Acero 304
recocido.

59

128

0.45

Cu recocido.

6

32

0.54

Latón (70-30)
recocido.

8

90

0.49

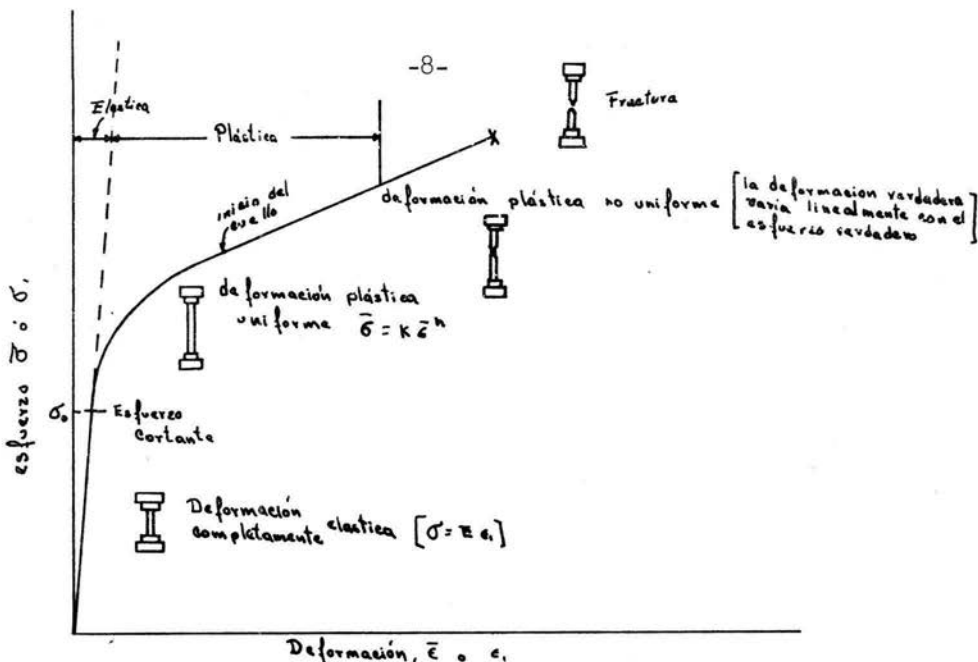
Al recocido.

4

18

0.20

Tabla 2.2



Fluencia y endurecimiento por deformación.-

Un fenómeno que ocurre solo en unos cuantos metales, es una caída en el esfuerzo en el punto de cedencia. Cuando la deformación inicial llega al límite elástico, esta continúa a esfuerzo constante hasta que el cuerpo entero ha sido deformado. EL proceso de deformación requiere entonces un incremento en el esfuerzo para continuar.

En aceros de bajo carbón, el principal metal que muestra un punto de cedencia, el fenómeno es indeseable porque causa rugosidad en la superficie. El mecanismo involucra la atracción de los átomos de carbono y nitrógeno hacia las dislocaciones con el consiguiente anclado de éstas. Cuando un esfuerzo lo suficientemente grande libera algunas dislocaciones de sus correspondientes atmósferas de átomos solutos, estas dislocaciones pueden moverse a esfuerzos mas bajos y generar otras dislocaciones móviles.

El frente de deformación plástica resultante, llamado banda de Líder, se propaga entonces por el espécimen. El fenómeno de cedencia puede eliminarse:

1.- Agregando Ti al acero, que es un formador de carburos y por lo tanto reduce el carbón en solución.

2.- Dando a la lámina de acero una pequeña cantidad de deformación un poco antes del proceso de formado. Esto libera a las dislocaciones de sus atmósferas y el metal fluye uniformemente a esfuerzos un poco menores.

Además del esfuerzo, el comportamiento de fluencia de los materiales se ve afectado también por la velocidad de deformación y la temperatura. La velocidad de deformación es responsable del fenómeno de superplasticidad en ciertas aleaciones. Estas aleaciones se pueden elongar casi indefinidamente bajo condiciones favorables sin adelgazamiento local y por consiguiente sin fractura. La explicación está en una alta sensibilidad de los esfuerzos necesarios para continuar la deformación a la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$, expresado cuantitativamente por el exponente m en la ecuación:

$$\sigma = A \dot{\epsilon}^m$$

A es una constante, m tiene un valor de 0.5 aproximadamente para las aleaciones superplásticas y es menor de 0.2 para aleaciones normales.

Típicamente m varía con la temperatura, la estructura y la velocidad de deformación, tiene un valor máximo para pequeños tamaños de grano y generalmente a una velocidad de deformación elevada. Si un cuello se empieza a formar durante la deformación en tracción de una aleación superplástica, el esfuerzo necesario para

continuar la deformación también aumenta y la deformación sigue en otro lugar. Estas aleaciones superplásticas son aceros inoxidable especiales y muchas aleaciones de base aluminio o titanio.

El esfuerzo crítico requerido para la deformación a una velocidad fija, disminuye con el incremento de la temperatura, en materiales policristalinos ordinarios; la disminución de $\bar{\sigma}_c$ en cristales simples es un fenómeno similar. Esta gran dependencia del movimiento de dislocaciones con la temperatura sugiere que el esfuerzo cortante tiene dos partes;

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}^* (\text{esfuerzo térmico}) + \bar{\sigma}_a (\text{esfuerzo a térmico})$$

Excepto a muy bajas temperaturas, la mayor parte del esfuerzo, $\bar{\sigma}^*$, está actuando contra obstáculos en los cuales las dislocaciones pueden superar con la ayuda de energía térmica. Estos obstáculos, tales como "bosques de dislocaciones", intersectando planos activos de deslizamiento $\bar{\gamma}$ obstruyen a las dislocaciones solo sobre unas cuantas distancias atómicas. Por lo tanto; las vibraciones térmicas de un número relativamente pequeño de átomos pueden ayudar a la dislocación a pasar el obstáculo.

A mayor temperatura el valor de $\bar{\sigma}^*$ requerido para provocar la velocidad de una dislocación correspondiente a una velocidad de deformación dada, es menor.

Algunos obstáculos, como partículas de segunda fase, actúan sobre las dislocaciones en regiones lo suficientemente grandes para hacer inefectiva la activación térmica. Estos obstáculos influyen en el esfuerzo a térmico, $\bar{\sigma}_a$, que es independiente de la temperatura excepto por el pequeño decremento en el módulo de corte con el incremento de temperatura.

El endurecimiento por deformación (o endurecimiento por trabajo) es el incremento en el esfuerzo de flujo de un material

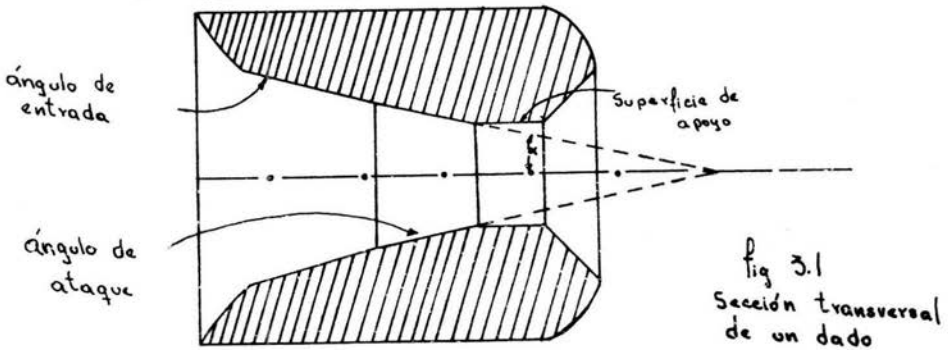
cuando éste se deforma.

Una medida cuantitativa de ésta propiedad es el exponente de endurecimiento por deformación (tabla 2.2). A pesar de que los mecanismos exactos del endurecimiento por deformación aún están en duda, seguramente involucran varios tipos de reacciones entre dislocaciones. La deformación incrementa la densidad de dislocaciones, escalones y dislocaciones **sessiles** (como barreras de Cottrell). A altas temperaturas la activación térmica elimina la mayoría de éstos impedimentos y por lo tanto la velocidad de endurecimiento por deformación es muy reducida.

TREFILADO.

Se llama trefilado al proceso de fabricación de alambre por estirado, en matrices denominadas dados.

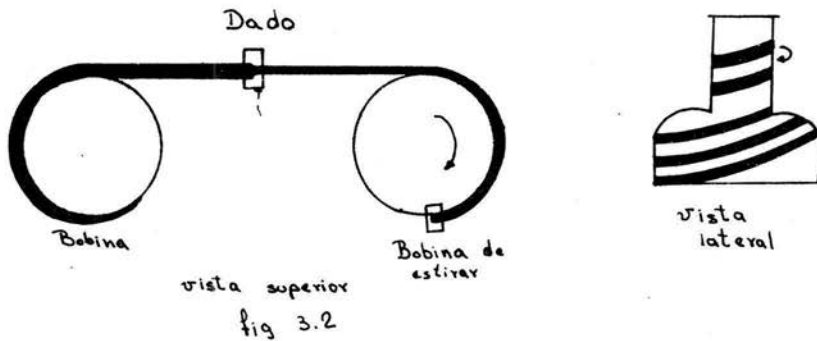
En la figura 3.1 se muestra la sección longitudinal de un dado típico. El ángulo de entrada es suficientemente grande para que pueda pasar el lubricante que ha de entrar en el dado. El ángulo de ataque o de aproximación corresponde a la sección del dado en la que se produce la reducción real del diámetro. La superficie de apoyo sirve de guía cuando la varilla o alambre sale del dado. Otra variable muy importante es el semiángulo α , llamado también ángulo del dado.,



El trefilado se inicia con hilo de máquina laminado o extruido en caliente. El hilo de máquina se limpia primeramente por decapado para eliminar cualquier cascarilla, que originaría defectos en el alambre y excesiva deformación en el dado. En la fabricación de alambre de acero la etapa siguiente consiste en recubrir el hilo de máquina con cal o con una capa muy delgada de metal como Cu o Sn. La cal sirve como absorbente y portador de lubricante en el llamado estirado en seco y también, para neutralizar cualquier resto del ácido procedente del decapado. En el estirado en

en seco los lubricantes suelen ser grasas o polvos de jabón , mientras que en el estirado en húmedo, se sumerge todo el dado en un líquido lubricante de harina de centeno fermentado o en una solución alcalina de jabón. El recubrimiento electrolítico de Cu o Sn se emplea en el estirado en húmedo del alambre de acero. Para estirar el cobre no suele ser necesario recubrirlo. Después de preparado el hilo de máquina se le apunta, se pasa por el dado y se le sujeta a la mordaza de la bobina de estirar (Figura 3.2), cuando se trata de alambre grueso de más de 12 mm de diámetro, se emplea una sola bobina y para el alambre fino se utiliza un número grande de bobinas, como pasando el alambre a través de dados sucesivos hasta alcanzar la reducción final en una operación continua. Para alambre fino se emplean reducciones del 15% al 25% por pasada, mientras para los gruesos puede llegarse a reducciones del 20% al 50%. Las velocidades de los equipos de trefilar modernos pueden ser superiores a los 1500m/min.

Los alambres de metales no ferreos y de acero suave se fabrican con cierto número de grado de dureza, desde el totalmente blando hasta el llamado completamente duro. Según sea el metal y las reducciones empleadas, pueden necesitarse diversos recocidos intermedios. El alambre de acero con mas de 0.25% de carbono se somete a un tratamiento térmico especial llamado patentado. Consiste en calentar por encima de la temperatura crítica superior y luego enfriar a una velocidad controlada o sumergida en un baño de plomo mantenido a 300°C, aproximadamente, para transformarlo en una mezcla de perlita fina y bainita. El patentado proporciona la mejor combinación de propiedades para el trefilado subsiguiente de la cuerda de piano y el alambre de muelles.



Defectos del alambre. Los defectos internos del alambre son las grietas, debidas a pliegues o rechupes del material inicial laminado en caliente, y un defecto especial consistente en la formación de grietas en copa. Las cuales consisten en la rotura del centro del alambre cuando está sometido a tracción. Se pueden reconocer por la formación de una extricción durante el estirado o por la fractura en forma de copa que se observa en el alambre roto. Los problemas relacionados con la formación de estas grietas en copa son más frecuentes cuando se trabaja con dados de ángulo grande y fricción elevada. El agrietamiento de la superficie puede ser el resultado de una lubricación inadecuada. Las rayas longitudinales son producidas por dados defectuosos, mala lubricación o partículas abrasivas arrastradas con el alambre hasta el dado. La presencia de uniones frías y sopladuras en el material inicial laminado en frío dan lugar a la aparición de pliegues en el alambre. La superficie manchada y con óxido incrustado proviene de una preparación defectuosa de la superficie del hilo de máquina.

Variables del trefilado. La fuerza que se requiere para estirar el alambre a través de un dado es la suma de la necesaria

para producir una disminución uniforme del diámetro, la requerida para producir la deformación por cizallamiento no uniforme de las capas superficiales a la entrada y salida del dado (trabajo superfluo), y la destinada a superar la fuerza de fricción entre el alambre y el dado. Las fuerzas primera y última no suponen ninguna dificultad en el análisis teórico del trefilado, pero la deformación no homogénea plantea un problema que no se ha podido resolver adecuadamente. La fuerza total requerida para el trefilado depende de los siguientes factores:

- 1.- El ángulo del dado.
- 2.- El por ciento de reducción.
- 3.- El límite elástico del material.
- 4.- La fricción en el dado, que a su vez, depende del material de dicho dado, la lubricación y la velocidad de estirado.

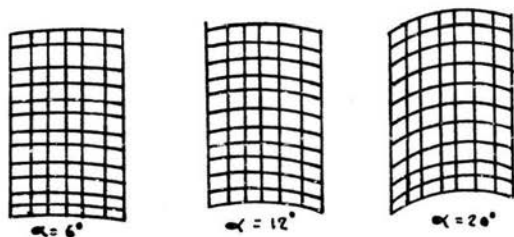


fig 3.3

Los estudios de deformación con retículas grabadas en barras estiradas han puesto en manifiesto la deformación no homogénea producida por la operación. La figura 3.3 muestra que, para una determinada reducción la magnitud de la deformación de cizallamiento, en el sentido opuesto al estirado aumenta con el ángulo del dado. Solo los elementos centrales de la barra sufren alargamiento puro. Cuando los ángulos del dado son grandes se pro-

duce gran deformación por cizallamiento y es necesario aumentar la fuerza de tracción en el centro del alambre, lo que puede ser causa de que, al sobrepasarse la resistencia a la tracción se produzcan grietas en forma de copa. Para un ángulo del dado determinado, disminuye la importancia de la deformación por cizallamiento al aumentar el porcentaje de deformación. Por esta razón para reducciones muy grandes son preferibles los tratamientos teóricos que desprecian la deformación por cizallamiento. Debido a la deformación de cizallamiento de las capas superficiales, los valores de la resistencia a la tracción y el límite elástico de los alambres estirados con dados de ángulo grande son muy grandes. Este efecto es mayor cuanto más pequeñas son las reducciones.

Como la fuerza de estirado es una función complicada, del ángulo del dado, la reducción, el límite elástico y la fricción, existirá un ángulo óptimo para que la fuerza necesaria para una determinada reducción sea mínima. El ángulo óptimo dependerá de la reducción, la lubricación y los materiales implicados. Si los demás factores se mantienen constantes, el ángulo óptimo aumenta con el porcentaje de reducción. La velocidad de estirado afecta poco la fuerza, para velocidades elevadas es mayor el aumento de temperatura y resulta más difícil la lubricación.

Otro factor que hay que tener en cuenta es la existencia de una retrotracción muy elevada, originada por las fuerzas de fricción de las bobinas de estirar de las máquinas múltiples o bien se le puede aplicar a propósito, debido a que se sabe bien la retrotracción aumenta la fuerza necesaria para el estirado, también reduce la fricción con las paredes del dado, disminuyendo apreciablemente el desgaste.

Trefilado sin fricción.- Se puede desarrollar una teoría muy simplificada del estirado, basandose en la hipótesis de que el flujo del metal a través del dado puede asimilarse al flujo radial centripeto de un segmento de esfera y la presencia de fricción y cizallamiento (superfluo) se desprecian.

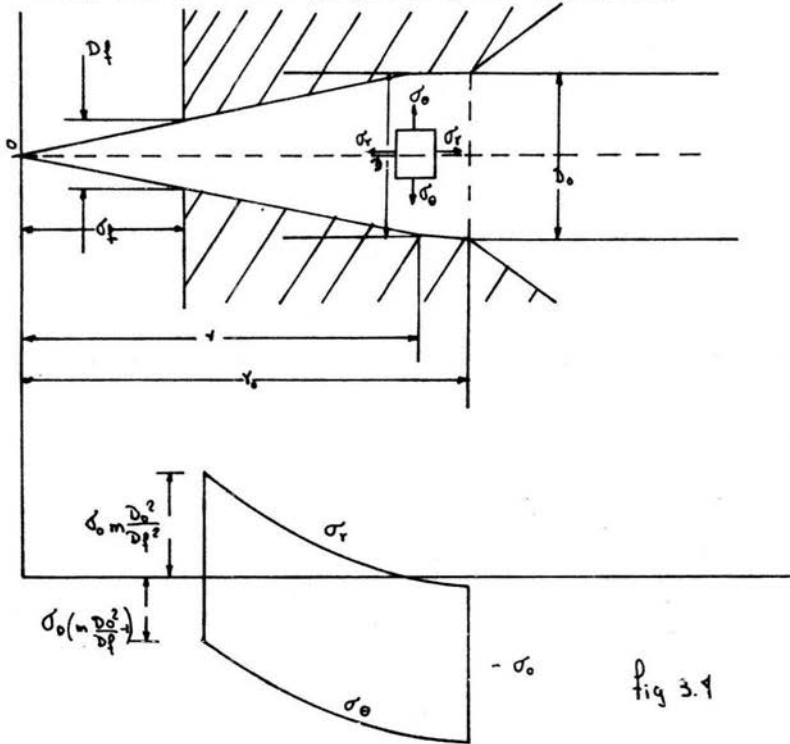


Fig 3.4

En la figura 3.4 las tensiones principales son la longitudinal de estirado, σ_r y la tangencial compresiva (presión del dado), σ_θ . El estado de tensiones es cilíndrico y se aplica el criterio de fluencia de Tresca.

$$\sigma_r - \sigma_\theta = \sigma_0$$

La ecuación diferencial de equilibrio es

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{2\sigma_\theta}{r} = 0$$

en la que r es la distancia, en la dirección del radio de una par-

tícula de una superficie esférica. Integrando:

$$\sigma_r = C - \sigma_0 \ln r^2$$

$$\sigma_\theta = C - \sigma_0 (1 + \ln r^2)$$

Tomando condiciones en la frontera cuando $r=r_0$ la tensión longitudinal σ_r se anula

$$0 = C - \sigma_0 \ln r_0^2$$

O bien .

$$C = \sigma_0 \ln r_0^2$$

Y las ecuaciones para las tensiones principales son;

$$\sigma_r = \sigma_0 \ln \frac{r_0^2}{r^2}$$

$$\sigma_\theta = \sigma_0 \left(\ln \frac{r_0^2}{r^2} - 1 \right)$$

y ya que;

$$\frac{r_0}{r} = \frac{D_0}{D}$$

$$\sigma_r = \sigma_0 \ln \frac{D_0^2}{D^2} ; \quad \sigma_\theta = \sigma_0 \left(\ln \frac{D_0^2}{D^2} - 1 \right)$$

El valor máximo de la tensión longitudinal se presenta en la salida del dado. Cuando se calcula esta tensión para $r=r_f$, el valor de σ_r es igual a la tracción de estirado. La figura 3.4 ilustra sobre las tendencias de σ_r y σ_θ a partir del vértice del dado.

Para un material plástico ideal, la tracción de estirado no puede exceder el límite elástico

$$\sigma_0 \ln \frac{D_0^2}{D_f^2} = \sigma_0$$

y resolviendo con respecto a D_f^2 / D_0^2

$$\frac{D_f^2}{D_0^2} = \frac{1}{e} = 0.37$$

y si la reducción de área, q , producida por el paso a través del dado está dada por

$$q = 1 - \frac{D_f^2}{D_o^2}$$

entonces

$$q_{max} = 1 - \frac{1}{e} = 0.63$$

así pues, suponiendo que el material es plástico ideal, no se pueden obtener reducciones de área superiores al 63%.

Si se analiza el mismo problema desde el punto de vista del trabajo efectuado se puede desarrollar el siguiente análisis:

Si P es la fuerza de tracción y u la velocidad de salida del alambre; el trabajo por unidad de tiempo es Pu, y el volumen por unidad de tiempo es u A₂. Entonces el trabajo por unidad de volumen es P/A₂, que es igual al esfuerzo de tracción t. Si el trabajo total es la suma de:

- 1.- Trabajo útil.
- 2.- Trabajo superfluo.
- 3.- Trabajo para vencer la fricción.

Despreciando los dos últimos términos $t^* = - \int_{A_1}^{A_2} Y \frac{dA}{A} = Y_m \ln \frac{A_1}{A_2}$

donde el asterisco, significa que no hay fricción y Y_m es la media aritmética del esfuerzo de fluencia entre una deformación θero y Ln (A₁/A₂). Se deberá notar que t* debe ser menor que el esfuerzo de fluencia del alambre estirado Y₂ o el alambre se deformaría sin control y rompería. Esto se ilustra en la figura 3.5 en la cual se muestra la curva esfuerzo contra deformación logarítmica; junto con t*, que está dado por el área bajo la curva esfuerzo vs deformación.

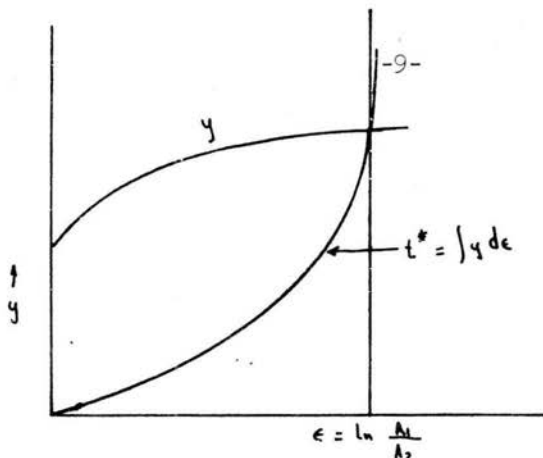


Fig 3.5

El punto donde estas dos curvas se cruzan dá la máxima reducción posible (el efecto de trabajo superfluo y la fricción es elevar la curva t^* y por lo tanto disminuir la máxima reducción posible). Como se vé este analisis concuerda en resultados con el anterior.

Trefilado con fricción.- Hasta en la hilera mejor lubricada se produce fricción y por eso es necesario tenerla en cuenta en el analisis de las fuerzas de trefilado. La fuerza de fricción en cualquier punto de la hilera se supone proporcional a la presión normal en ese punto y actúa en sentido opuesto al movimiento relativo entre la hilera y el alambre.

Para el análisis del trefilado con fricción; el coeficiente de rozamiento se supone constante en toda la intercara hilera-metal y se admite un estado de tensiones cilíndrico a través del alambre.

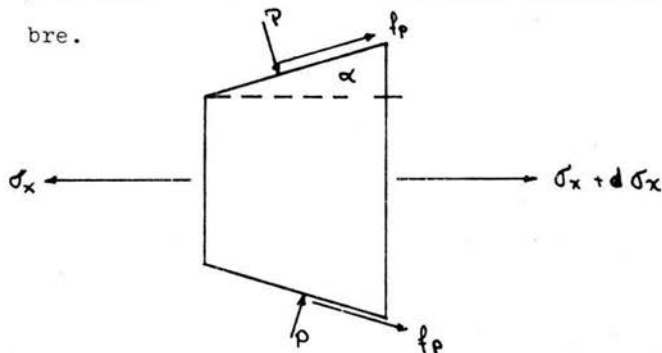


Fig 3.6

La figura 3.6 muestra el esquema de tensiones que actúan sobre un elemento del alambre perpendicular al eje. El equilibrio de fuerzas que actúan a lo largo del eje se establece entre la tensión longitudinal de tracción σ_x , la componente longitudinal de la presión p ejercida entre dado y alambre, y la componente longitudinal de la fuerza de fricción en la intercara entre la últimas(*). Del equilibrio de las fuerzas resulta la siguiente ecuación diferencial para la tensión axial en función del diámetro del alambre D

$$\frac{d\sigma_x}{\sigma_x B - \sigma_0(1+B)} = \frac{2pD}{D}$$

en la que $B=f/\tan\alpha$. Al integrar esta ecuación hay que tener en cuenta la posibilidad de que exista una retrotracción $\sigma_x b$. La condición en la frontera es que, para $D=D_0$, $\sigma_x = \sigma_x b$, con lo que se obtienen las expresiones para σ_x y p :

$$\frac{d\sigma_x}{\sigma_x B - \sigma_0(1+B)} = \frac{2pD}{D}$$

$$\frac{1}{B} \frac{B d\sigma_x}{\sigma_x B - \sigma_0(1+B)} = \frac{2pD}{D}$$

$$\frac{1}{B} \int \frac{B d\sigma_x}{\sigma_x B - \sigma_0(1+B)} = \int \frac{2pD}{D}$$

* Según Sachs.

$$\frac{1}{B} \ln [\sigma_x B - \sigma_0 (1+B)] = 2 \ln D + \ln C$$

$$\ln [\sigma_x B - \sigma_0 (1+B)] = \ln C D^{2B}$$

$$\sigma_x B - \sigma_0 (1+B) = C D^{2B}$$

$$\text{si } D = D_0$$

$$\sigma_x = \sigma_{xb}$$

$$C = \frac{\sigma_{xb} B - \sigma_0 (1+B)}{D_0^{2B}}$$

$$\sigma_x B - \sigma_0 (1+B) = [\sigma_{xb} B - \sigma_0 (1+B)] \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B$$

$$\sigma_x B = [\sigma_{xb} B - \sigma_0 (1+B)] \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B + \sigma_0 (1+B)$$

$$\frac{\sigma_x B}{\sigma_0} = \left[\frac{\sigma_{xb} B}{\sigma_0} - (1+B) \right] \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B + (1+B)$$

$$\frac{\sigma_x}{\sigma_0} = \left[\frac{\sigma_{xb}}{\sigma_0} - \frac{1+B}{B} \right] \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B + \frac{1+B}{B}$$

$$\frac{\sigma_x}{\sigma_0} = \frac{\sigma_{xb}}{\sigma_0} \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B - \frac{1+B}{B} \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B + \frac{1+B}{B}$$

$$\frac{\sigma_x}{\sigma_0} = \frac{1+B}{B} \left[1 - \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B \right] + \frac{\sigma_{xb}}{\sigma_0} \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B$$

y análogamente

$$\frac{\rho}{\sigma_0} = \frac{1}{B} \left[1 + (1+B) \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B - \frac{\sigma_{xb}}{\sigma_0} \left(\frac{D^2}{D_0^2}\right)^B \right]$$

La tracción de estirado $\sigma_{x\phi}$ es la tensión axial en la salida del dado, en la que $D=D\phi$

$$\sigma_{x\phi} = \sigma_0 \frac{1+B}{B} \left[1 - \left(\frac{D\phi^2}{D_0^2} \right)^B \right] + \sigma_{xb} \left(\frac{D\phi^2}{D_0^2} \right)^B$$

cuando no hay retracción

$$\sigma_{x\phi} = \sigma_0 \frac{1+B}{B} \left[1 - \left(\frac{D\phi^2}{D_0^2} \right)^B \right]$$

así la tensión de estirado aumenta con la retracción en una cantidad menor que el valor de ésta. Cuanto mayores son las reducciones y el valor de la constante B tanto más pequeño es el efecto de la retracción sobre la tracción de estirado. El valor de la reducción máxima posible disminuye al aumentar la retracción, puesto que, en presencia de ésta; aumenta la tracción de estirado y se alcanza más pronto el límite $\sigma_{x\phi} = \sigma_0$. Pero la retracción ofrece la ventaja de que disminuye la presión en el dado y aumenta apreciablemente la duración de éste.

Para incluir el endurecimiento por deformación, se emplea un valor medio comprendido entre los del metal antes y después de pasar por el dado.

En el análisis anterior no se tiene en cuenta el trabajo superfluo resultante de la deformación por cizallamiento. Esta deformación no es grande cuando los ángulos del dado son pequeños o cuando las deformaciones son grandes y los ángulos mayores. Estos factores pueden relacionarse mediante el parámetro Δ :

$$\Delta = \text{sen } \alpha \frac{D_0 + D\phi}{D_0 - D\phi}$$

Para valores de $\Delta < 0.9$, el trabajo superfluo no tiene importancia y las ecuaciones anteriores permiten el cálculo bastante exacto de la tracción de estirado.

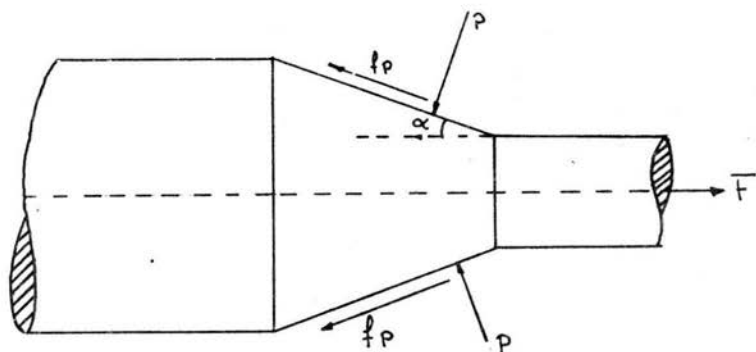


Fig 3.7

Otro análisis hecho por Alexander, considera el diagrama de la figura 3.7 en la que el área de contacto es $\frac{A_1 - A_2}{\text{sen } \alpha}$; del equilibrio de fuerzas en la dirección horizontal.

$$fP \frac{A_1 - A_2}{\text{sen } \alpha} \cos \alpha + P \frac{A_1 - A_2}{\text{sen } \alpha} \text{sen } \alpha = F$$

y si no hay fricción, el término de la izquierda desaparece y:

$$P^* = \frac{F}{\text{sen } \alpha}$$

Para valores pequeños de f, es razonable suponer que p es igual a p* y:

$$t = (1 + f \cot \alpha) t^*$$

Debido a la deformación redundante, el trabajo debe multiplicarse por un factor ϕ que es función de Δ , α , f y r, entonces se llega a la ecuación:

$$t = (1 + f \cot \alpha) \phi \gamma_m \ln \frac{A_1}{A_2}$$

Esta ecuación es instructiva ya que muestra que existe un ángulo óptimo, como se observa en la práctica. Ya que el factor ϕ se incrementa con α , mientras $(1 + f \cot \alpha)$ decrece.

RECOCIDOS DE ACEROS.-

El acero se recuece para reducir la dureza, dar maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura deseada, o para obtener determinadas propiedades mecánicas ó físicas.

El éxito de un tratamiento de recocido depende casi enteramente de dos factores:

- a) La formación de austenita.
- b) La transformación subsiguiente de austenita a altas temperaturas subcríticas.

Entre más cuidado se tenga en el control de ésas temperaturas, mejores resultados tendrá el recocido.

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

Mientras la temperatura de austenización se incrementa, la estructura del acero se hace más homogénea: más ferrita se convierte en austenita, en los aceros hipoeutectoides y más carburos se disuelven en austenita ~~na~~ en aceros hipereutectoides. Este grado de homogeneidad es de una importancia considerable en el desarrollo de las estructuras del recocido y es la base de la primera regla del recocido.

REGLA 1.- ENTRE MÁS HOMOGÉNEA SEA LA ESTRUCTURA DEL ACERO AUSTENIZADO, MÁS LAMINAR SERÁ LA ESTRUCTURA DEL ACERO RECOCIDO. POR OTRA PARTE, ENTRE MÁS HETEROGÉNEA SEA LA ESTRUCTURA DEL ACERO AUSTENIZADO, MÁS ESFEROIDAL SERÁ LA ESTRUCTURA DEL RECOCIDO.

La austenita formada de ferrita y carburo cuando el acero se calienta sobre su temperatura crítica, se transforma otra vez a ferrita y carburo; cuando el acero se enfría abajo de ésta. Esta transformación es relativamente lenta a unas temperaturas, y puede ser muy rápida a otras temperaturas.

El producto de transformación depende en gran parte de la temperatura a la cual se transforma la austenita.

Si se permite a la austenita transformarse a temperaturas justamente abajo de la crítica, el producto de la transformación será: carburos esferoidales muy gruesos, o perlita laminar basta. Estos productos son muy blandos. Sin embargo, usualmente el tiempo requerido para una transformación completa a temperaturas justo por debajo de la crítica es muy largo.

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

Estos hechos son las bases de la segunda y tercera regla de recocido.

REGLA 2.- PARA DESARROLLAR LA CONDICIÓN MÁS SUAVE EN EL ACERO.

AUSTENIZAR A UNA TEMPERATURA MENOR A 40° C SOBRE LA CRITICA Y TRANSFORMAR A UNA TEMPERATURA DE MENOS DE 40° C BAJO LA CRITICA.

REGLA 3.-DEBIDO A QUE EL TIEMPO PARA UNA TRANSFORMACION COMPLETA A TEMPERATURAS DE MENOS DE 40° C ABAJO DE LA CRITICA PUEDE SER MUY LARGO? PERMITASE QUE LA MAYOR PARTE DE LA TRANSFORMACION TENGA LUGAR A LA MAYOR TEMPERATURA, DONDE UN PRODUCTO BLANDOSE FORMA, Y TERMINESE LA TRANSFORMACION A UNA MENOR TEMPERATURA DONDE EL TIEMPO DE TRANSFORMACION ES MENOR.

Después de que el acero ha sido austenizado, se debe enfriar a la temperatura de transformación. Debido a que no hay fenómenos de importancia para el correcto desarrollo de la operación de recocido entre esas dos temperaturas, la 4ª regla del recocido es:

REGLA 4.- DESPUES DE QUE EL ACERO HA SIDO AUSTENIZADO, ENFRIESE TAN RAPIDO COMO SEA POSIBLE A LA TEMPERATURA DE TRANSFORMACION PARA DISMINUIR EL TIEMPO TOTAL DE LA OPERACION DE RECOCIDO.

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

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

Por lo tanto la 5⁰ regla del recocido es:

REGLA 5.- DESPUES DE QUE EL ACERO HA SIDO COMPLETAMENTE TRANSFORMADO, A LA TEMPERATURA QUE PRODUCE LA MICROESTRUCTURA Y DUREZA DESEADAS, ENFRIESE EL ACERO A LA TEMPERATURA AMBIENTE TAN RAPIDAMENTE COMO SEA POSIBLE, PARA DISMINUIR MAS AUN EL TIEMPO TOTAL DE LA OPERACION DE RECOCIDA.

Finalmente hay 2 reglas suplementarias de recocido:

REGLA 6.- PARA ASEGURAR UN MINIMO DE PERLITA LAMINAR EN LA ESTRUCTURA DE ACEROS DE HERRAMIENTAS DE 0.70 A 0.90 % DE CARBONO Y OTROS ACEROS DE MEDIO CARBONO Y BAJA ALEACION, RECOCIDOS, PRECALIENTESE EL ACERO POR VARIAS HORAS A UNA TEMPERATURA ALREDEDOR DE 10⁰C ABAJO DE LA CRITICA, ENTONCES AUSTENIZECE Y TRANSFORMESE NORMALMENTE.

REGLA 7.- PARA OBTENER UN MINIMO DE DUREZA EN ACEROS DE HERRAMIENTA HIPEREUTECTOIDES, RECOCIDOS, CALIENTESE EL ACERO POR UN LARGO TIEMPO ALREDEDOR DE 10 A 15 HORAS; A LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACION Y TRANSFORMESE NORMALMENTE.

Estos procedimientos tienden a estabilizar en la austenita residual carburos que sirven como núcleos para la formación de carburos esferoidales bastos, durante la subsiguiente transformación de austenita.

Diferentes tipos de recocidos.-

Recocido de Recristalización.- Como la dureza del acero se incrementa durante el trabajo en frío, la ductilidad disminuye y una reducción adicional en frío es muy difícil; por lo tanto el material debe sufrir un recocido; esto es, calentarlo para reelevar los esfuerzos introducidos por el trabajo en

frío para restaurar la ductilidad del material.

Este recocido consiste en un calentamiento a una temperatura abajo de AC_1 , permanencia por un tiempo apropiado, y un enfriamiento usualmente en aire. En la mayoría de los casos un calentamiento de 40 a 70°C abajo de AC_1 produce la mejor combinación de microestructura, dureza, y propiedades mecánicas.

En la industria del alambre, este recocido se usa como un tratamiento intermedio entre diferentes reducciones. Este recocido es mas satisfactorio que el globulizado para un material que debido a su composición o tamaño no puede ser llevado a su tamaño final porque pierde su ductilidad o porque no llene los requerimientos físicos.

Globulizado.- Los aceros se pueden globulizar, esto es: calentar y enfriar para producir una estructura de carburos globulares en una matriz ferrítica por los siguientes métodos:

- 1.- Permanencia prolongada a una temperatura justo abajo de AC_1 .
- 2.- Calentamientos y enfriamientos alternados entre temperaturas que están justo arriba y justo abajo de AC_1 .
- 3.- Calentar a una temperatura arriba de AC_1 y AC_3 y entonces enfriar ya sea muy lentamente en el horno, manteniéndolo a una temperatura justo abajo de AC_1 .
- 4.- Enfriar a una velocidad conveniente de una temperatura mínima a la cual todos los carburos se disuelven, y entonces recalentar de acuerdo con los modelos 1 y 2.

La velocidad de globulización en éstos ciclos depende en gran manera de la microestructura anterior, siendo mayor para estructuras templadas en que los carburos son finos y dispersos. El trabajo en frío también incrementa la velocidad de globulización.

La estructura globular es deseable cuando se requiere un mínimo de dureza y un máximo de ductilidad ó, en aceros de alto carbón, una máxima maquinabilidad. Los aceros de bajo carbón raramente se globulizan por maquinabilidad debido a que en la condición de globulizados, son muy blandos y se pegan a la herramienta de corte, Normalmente estos aceros se globulizan para permitir una deformación severa.

Recocido para Maquinabilidad.-

Combinaciones diferentes de microestructura y dureza tienen importancia en términos de maquinabilidad. Diferentes observaciones permiten establecer que una estructura óptima para maquinabilidad de aceros de diferente contenido de carbón es la siguiente:

<u>CARBON EN %.-</u>	<u>MICROESTRUCTURA OPTIMA.--</u>
0.060 a 0.20	Deformado (Mas económico)
0.20 a 0.30	menos de 3 Bulgadas de diámetro y más deformado.
0.30 a 0.40	Recocido para dar perlita basta, mínimo de ferrita.
0.40 a 0.60	Perlita laminar basta y carburos globulares bastos.
0.60 a 1-	100% globulizado basto y fino.

Las estructuras semiglobulizadas se pueden obtener ~~austenizando~~ a menores temperaturas, y algunas veces con menores velocidades de enfriamiento, que aquellas usadas para obtener estructuras perlíticas.

Los aceros de medio carbón representan más dificultad para un globulizado completo que los aceros de alto carbón, tales como 1095 ó 52100.

En la ausencia de un exceso de carburos para nuclear y promover la reacción de la globulización es difícil completar ésta en ciclos de tratamiento térmico prácticos.

m Recocido Isotérmico.- El recocido isotérmico se aplica comunmente para aceros aleados de alto contenido de carbón, dado que, con éstos tratamientos se tienen los mejores beneficios de economía en el tiempo del horno y facilidad para obtener la microestructura deseada, Las reglas a seguir para establecer un ciclo de recocido isotérmico son las siguientes: 1

- 1.- Mayores temperaturas de austenización favorecen la formación de perlita laminar; menores temperaturas de austenización favorecen la estructura esferoidal.
- 2.- La estructura más blanda se obtiene usando las mínimas temperaturas de austenización y máximas temperaturas de transformación.
- 3.- Se ahorra tiempo en el horno enfriando rápidamente de la temperatura de austenización a la de transformación, y, sacando el acero del horno cuando ha sido completamente transformado.

Equipo para recocido isotérmico.-

Un horno continuo es ideal para el recocido isotérmico de grandes cantidades del mismo tipo de acero. El horno continuo deberá ser diseñado con varias zonas para que el acero suba su temperatura, se mantenga a la temperatura adecuada y se enfríe con la velocidad deseada. La velocidad a través del horno y un diseño apropiado de las zonas se deberán coordinar para obtener el ciclo deseado.

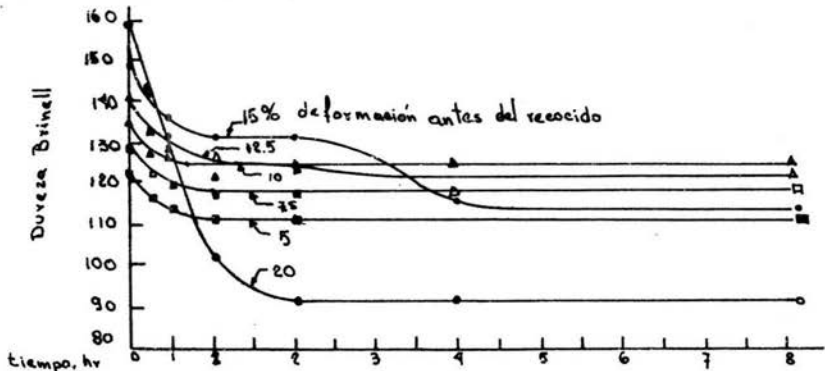
El horno de tipo intermitente se prefiere generalmente para aceros muy aleados que requieren ciclos muy grandes. Se puede tener un ahorro considerable de tiempo austenizando en un horno para la transformación isotérmica.

El control de la temperatura es más importante en el recocido isotérmico que en el convencional enfriamiento continuo, debido a que en el recocido isotérmico la microestructura deseada se obtiene por transformación a una temperatura específica, después de austenizar a una temperatura también específica.

Sin embargo el recocido isotérmico puede ser modificado para compensar gradientes de temperatura en el horno. Para hacer esto, es esencial primero determinar la temperatura en el horno máxima y mínima. El tratamiento entonces se modifica austenizando a una temperatura tal que se tenga la temperatura mínima de austenización en las partes más frías y ajustando la temperatura de transformación para admitir una transformación por pasos (esto es: mantener una temperatura

que e permite transformarse a la parte más fría de ala carga y bajar la temperatura hasta que la parte más caliente de la carga se transforme). Sin embargo, éste método representa un sacrificio en el tiempo del horno y alguna pérdida en la uniformidad de la microestructura a través de la carga.

El acero a bajo carbón deformado en frío se recuece con objeto de ablandar el material para operaciones de formado subsiguientes. Este tipo de recocido, involucra recristalización del acero deformado, a temperaturas entra la temperatura de recristalización y la temperatura crítica inferiores, seguidos por un enfriamiento, lento, hasta cerca de la temperatura ambiente. La dureza del acero recocido depende enormemente de la temperatura y duración del tratamiento, así como de la cantidad de deformación en frío. La fig 4.1 muestra el efecto del tiempo de recocido y la cantidad de deformación previa en la dureza de un acero con 0.08% de carbono recocido a 620°C.



La fig. 4.1 muestra los efectos del tiempo de recocido y cantidad de deformación en la dureza de acero de bajo carbono(0.08).

RECRISTALIZACION.

Energía almacenada en el trabajo en frío.

Cuando un metal se deforma a temperaturas que son bajas en relación a su punto de fusión, se dice que está trabajada en frío. Una regla empírica aproximada, es suponer que el límite máximo de trabajo en frío es la mitad de la temperatura de fusión en una escala absoluta.

La energía gastada en el trabajo en frío, aparece en su mayor parte en forma de calor, pero una fracción de esa energía se almacena en el metal como energía de deformación.

Esta energía de deformación almacenada se debe, a que el trabajo en frío aumenta notablemente el número de dislocaciones en un metal. Así, mientras la densidad de dislocaciones en un metal recocido es del orden de 10^6 a 10^8 dislocaciones/cm², en un metal excesivamente deformado ésta densidad puede alcanzar valores de 10^{12} disl/cm². Como tales dislocaciones representan un defecto del cristal con una deformación reticular asociada, el aumento en la densidad de las dislocaciones aumenta la energía de deformación del metal.

Relación de la energía libre a la energía de deformación.-

El aumento en la energía libre en un metal al deformarse es aproximadamente igual a la energía de deformación almacenada, ya que, aunque aumenta la entropía a causa de la deformación, el efecto es pequeño comparado con el aumento en energía interna; por lo tanto $F = E - TS$ se convierte en $F = E$. Puesto que la energía libre de los metales trabajados en frío es mayor que la de

los metales recocidos, se pueden ablandar espontáneamente. El mecanismo por el cual esto sucede implica una difusión de átomos y vacancias; por lo tanto la temperatura tiene una gran influencia en el ablandamiento.

Etapas de recristalización.

El proceso que se tiene en un tratamiento térmico de recristalización, se puede entender mejor, si se consideran los diferentes estados por los que pasa el material.

Primeramente como ya se ha dicho se introduce una cierta cantidad de energía en el material por deformación plástica en frío, ya sea por la laminación, estampado, trefilado, etc.

Luego, al ser calentada la aleación para permitir la difusión, inicialmente se eliminan las tensiones residuales de tipo elástico. Este primer alivio de tensiones, ocasiona una diferencia de energía y a esto se le denomina RECUPERACION. Las estructuras que se obtienen en esta etapa son "limpias" pues el alivio de tensiones (como ya se dijo) ocasiona una diferencia de energía entre grano y borde de grano.

Al seguir el calentamiento se nuclean los granos nuevos alrededor de las impurezas que se encuentran en los bordes de grano de la estructura deformada. Esta etapa se llama NUCLEACION. Los granos nuevos son equiaxiales y aumentan en número y tamaño hasta cubrir toda la estructura.

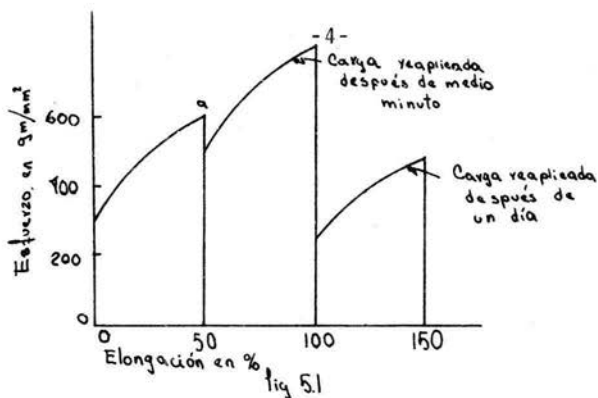
Si continuamos el calentamiento los granos aumentarían de tamaño, produciéndose la etapa de CRECIMIENTO.

Así, con calentamientos prolongados durante la recristalización, o con temperaturas excesivas, obtendremos una estructura de grano grande sumamente plástica pero poco resistente.

Recuperación.- Durante éste periodo de recocido , las propiedades físicas y mecánicas que sufren cambios como resultado del trabajo en frío, tienden a recuperar sus valores originales por muchos años, el hecho de que la dureza y otras propiedades podían ser alteradas sin cambio aparente en la microestructura, fué considerada como un misterio. Aunque no se ha logrado todavía una explicación completa del proceso de recuperación, se ha aprendido mucho sobre éste punto.

Recuperación en cristales simples.- La complejidad del estado de trabajo en frío está relacionada directamente a la complejidad de la deformación que lo produce. En ésta forma la distorsión reticular es más sencilla en un cristal simple deformado por corrimiento fácil, que en un cristal simple deformado por un corrimiento múltiple, y la distorsión reticular será todavía más severa en un metal policristalino que deba soportar una deformación complicada a causa de su propia naturaleza.

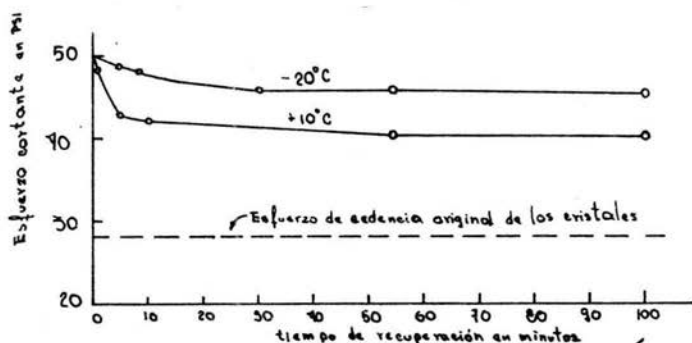
Si un cristal simple es deformado por corrimiento fácil, de tal manera que no flexione a la red , es muy posible recuperar su dureza completamente sin la recristalización de la probeta. La fig. 1 muestra esquemáticamente una curva esfuerzo-deformación para un cristal simple de cinc sometido a tensión a temperatura ambiente. Este metal hexagonal se deforma por deslizamiento sobre un plano simple a temperatura ambiente de tal manera que la deformación es por corrimiento fácil.



Supongamos que el cristal fué cargado originalmente hasta el punto *a* y entonces la carga fué removida. Si se vuelve a aplicar la carga después de una corta distancia de reposo, (alrededor de medio minuto), no fluirá plásticamente hasta que el esfuerzo de tensión casi alcance el valor obtenido justamente antes de suprimir la carga en el primer ciclo. Sin embargo hay una disminución definitiva en el esfuerzo de tensión al cual comienza a fluir el cristal, la segunda vez. Este esfuerzo de deformación plástica, sería igual al obtenido al final del ciclo de tensión previo, únicamente si se le descarga y vuelve a cargar sin pérdida de tiempo. En ésta forma la recuperación del límite de fluencia comienza rápidamente. El límite de fluencia puede recuperarse completamente en un cristal de Zn a temperatura ambiente en el período de un día. Esto se muestra por el tercer ciclo de carga en la fig. 1.

Este diagrama de tensión-deformación indica un hecho bien conocido: la velocidad a la cual se recobra isotérmicamente una propiedad es función creciente del tiempo. La fig. 2 ilustra gráficamente este efecto trazando el límite de fluencia de los cristales de Zn deformados, como una función del tiempo para dos temperaturas diferentes de recuperación. En este caso los cristales fueron deformados plásticamente por corrimiento fácil a -50°C

y recocidos isotérmicamente a las temperaturas indicadas.



Obsérvese que la velocidad de recuperación es mucho más rápida a +10°C que a -20°C. Esto confirma nuestras observaciones previas sobre el efecto de la temperatura sobre la velocidad de recuperación. En efecto puede demostrarse que la recuperación en los cristales de Zn, deformados por corrimiento simple puede ser expresada en términos de una activación simple, o ley tipo Arrhenius de la forma:

$$\frac{1}{\bar{t}} = A e^{-Q/RT}$$

En donde \bar{t} es el tiempo requerido para recuperar una fracción dada de la recuperación total del límite de fluencia; Q la energía de activación; R la constante universal del gas; T la temperatura absoluta, y A una constante.

Supongamos ahora que la reacción ha proseguido en la misma extensión a dos temperaturas diferentes. Entónces tenemos:

$$A e^{-Q/RT_1} \bar{t}_1 = A e^{-Q/RT_2} \bar{t}_2$$

ó:

$$\frac{\bar{t}_1}{\bar{t}_2} = e^{-\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right)}$$

POLIGONIZACION. - La deformación por corrimiento fácil aumenta ciertamente la densidad de las dislocaciones en un metal, y la recuperación en éste caso se considera primordialmente una aniquilación de dislocaciones. Tal aniquilación puede ocurrir al juntarse dos dislocaciones de signo opuesto, (esto es, los bordes negativos con los bordes positivos y helicoidales de mano derecha con helicoidales de mano izquierda). No se han determinado los detalles de éste proceso, pero es probable que mecanismos de deslizamiento y ascenso estén implicados.

Otro proceso de recuperación se encuentra asociado con cristales que han sido flexionados plásticamente. Cuando se recupera un cristal flexionado, el cristal curvado se descompone en cierto número de pequeños segmentos cristalinos íntimamente relacionados. Este proceso ha recibido el nombre de poligonización.

El fenómeno de poligonización se explica en la fig. 3.

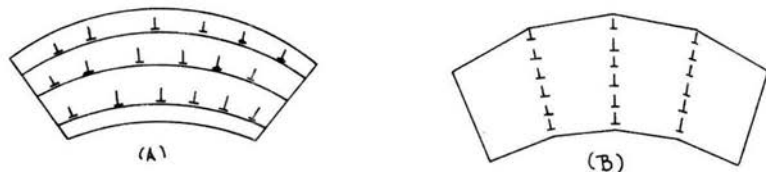


Fig 53 A y B

La figura de la izquierda representa una porción de un cristal flexionado plásticamente. Para simplicidad, el plano de deslizamiento activo se ha supuesto paralelo a la superficie superior

e inferior del cristal. Un cristal deformado plasticamente debe contener un exceso de dislocaciones de borde positivas que quedan a lo largo de planos deslizantes activos de la manera sugerida en la figura. La configuración de la dislocación en la figura 3a es de una energía de deformación elevada.

En la fig 3b la disposición de dislocaciones posee una energía de deformación más baja. En éste caso el exceso de dislocaciones de borde se encuentra en formaciones que corren en una dirección normal en los planos de deslizamiento. Las configuraciones de ésta naturaleza constituyen sublímites de grano. Cuando las dislocaciones de borde del mismo signo se acumulan sobre el mismo plano de deslizamiento, sus campos de dislocación son aditivos, como se indica en la fig.4A, en donde C significa compresión y T tensión.

Obviamente las regiones adyacentes a los planes de deslizamiento en la fig 4A, son áreas de intenso esfuerzo de tensión y compresión. Sin embargo, si se disponen las dislocaciones en una secuencia perpendicular al plano de deslizamiento como se muestra en la fig 4B, los campos de dislocaciones adyacentes se cancelan parcialmente unos a otros, pues la deformación de la tensión en la región por debajo del plano extra de una dislocación, traslapa el campo de deformación en compresión de la dislocación inferior.

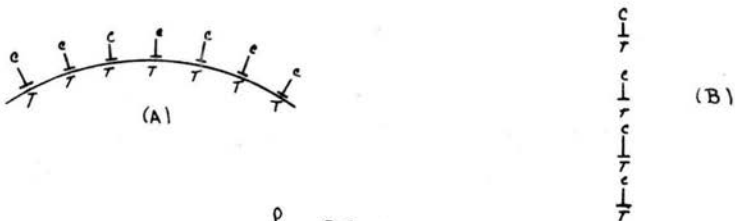


Fig 5.1 A, B

Además de bajar la energía de deformación, el reagrupamiento de las dislocaciones de borde en sublímites de grano tiene un segundo efecto importante.

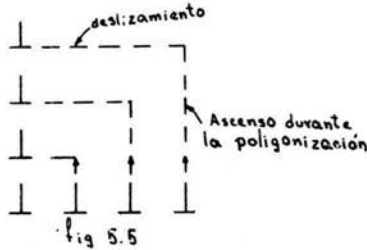
Este es la remoción de la curvatura reticular general. Como resultado de la poligonización los segmentos cristalinos que quedan entre un par de sublímites de grano se acercan al estado de cristales de energía libre con planos sin curvar. Sin embargo, cada cristalito posee una orientación ligeramente diferente de la de sus vecinos debido a los sublímites de grano que separan a unos de otros.

El tamaño, forma y disposición de los subgranos, constituye la subestructura del metal. Es importante la diferencia entre los conceptos de granos y subgranos: Los subgranos quedan en el interior de los granos. Debido a que la diferencia de orientación entre los primeros es usualmente muy pequeña (menos de 1°), su presencia en el cristal no evita que consideremos éste como una entidad. Sin embargo la presencia de subgranos afecta la resistencia y otras propiedades físicas de los metales.

Movimientos de dislocación en la poligonización.-

Una dislocación de borde es capaz de moverse por uno de dos métodos distintos: Por deslizamiento sobre su plano de deslizamiento, o por ascenso en una dirección perpendicular a su plano de deslizamiento. Ambas formas de movimiento son requeridas en la redistribución de las dislocaciones observadas en la poligonización. Es-

to se muestra esquemáticamente en la fig5, en donde el movimiento vertical indicado por cada dislocación representa ascenso, y el movimiento horizontal deslizamiento.



La fuerza impulsora para éste movimiento se encuentra en la energía de deformación de las dislocaciones, que decrece como resultado de la poligonización.

Desde un punto de vista equivalente, podemos decir que el campo de deformación de dislocaciones agrupado sobre los planos de deslizamiento produce una fuerza efectiva que les hace moverse dentro de los sublímites. Esta fuerza existe a todas las temperaturas, pero a bajas temperaturas las dislocaciones de borde no pueden ascender. Sin embargo, como el ascenso de las dislocaciones de borde depende del movimiento de los lugares vacantes, el grado de poligonización aumenta rápidamente con la temperatura. El aumento en la temperatura ayuda también al proceso de poligonización en otra forma, pues el movimiento de las dislocaciones por deslizamiento también se vuelve más fácil a temperaturas elevadas. Este hecho es observable en la caída del esfuerzo cizallante crítico resultado para deslizamiento con elevación de temperatura.

Recristalización.- La recuperación y la recristalización son dos fenómenos basicamente diferentes. En un recocido isotérmico la velocidad a la que ocurre un proceso de recuperación disminuye siempre con el tiempo. Por otra parte, la cinética de la recristalización es bastante diferente, pues ocurre por procesos de nucleación y crecimiento. De acuerdo con los procesos de este tipo, la recristalización durante un recocido isotérmico comienza lentamente y llega a una velocidad máxima, después de la cual termina lentamente.

Efecto que tiene la temperatura y el tiempo sobre la recristalización.

Un medio para estudiar el proceso de recristalización es graficar las curvas de recristalización isotérmica del tipo mostrado en la fig.6. Cada curva representa el dato para una temperatura dada y muestra la cantidad de recristalización con respecto al tiempo. Los datos para cada curva de este tipo se obtienen manteniendo cierto número de probetas trabajadas en frío en forma idéntica, a una temperatura constante, por periodos de tiempo distintos. Después de retirar del horno, se examina cada probeta metalográficamente para determinar la extensión de la recristalización.

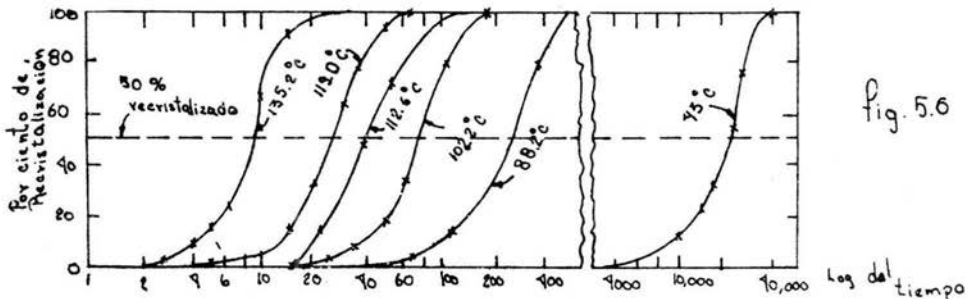


Fig. 5.6

Este porcentaje se grafica contra el logaritmo del tiempo.

Una línea horizontal sobre la fig.6 corresponde a una fracción de recristalización constante. La intersección de esta línea con las curvas de recristalización isotérmica da el tiempo a una temperatura determinada requerido para recristalizar un porcentaje dado. Designemos este intervalo de tiempo por el símbolo τ . La fig.7 muestra a τ graficado como una función de la recíproca de la temperatura absoluta. La fig.7 es una línea recta, la cual muestra que los datos de recristalización pueden ser expresados como una ecuación empírica de la forma:

$$\frac{1}{\tau} = K \log_{10} \frac{1}{\tau} + C$$

Una ecuación para esta forma puede escribirse como:

$$\frac{1}{\tau} = A e^{-\frac{K'}{\tau}}$$

Esta última ecuación puede expresarse también de la forma:

$$\frac{1}{\tau} = A e^{-\frac{Q_R}{RT}}$$

En donde $K' = \frac{Q_R}{R}$, R es la constante para gas (2 cal/mol⁰K) y Q_R es la energía de activación para la recristalización.

La ecuación anterior se determina con muestras de cobre puro y, aunque no es posible generalizar esta ecuación a todos los metales, podemos considerar que describe en forma aproximada la relación entre el tiempo y la temperatura de recristalización.

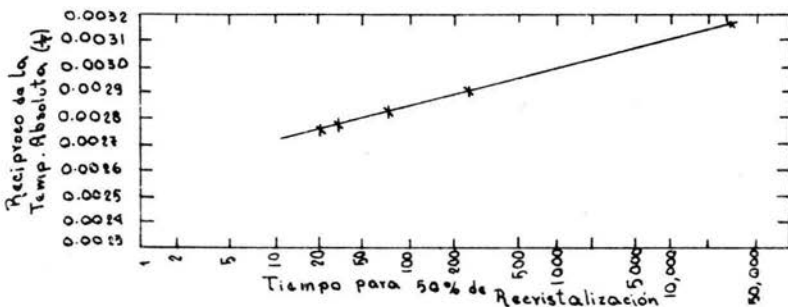


fig. 5.7

El efecto de la deformación sobre la recristalización.-

En la fig.8 se han graficado dos curvas proporcionales de la recristalización, similares a la de la fig,7. Pero difieren en que el metal utilizado fué circonio y, que para la comodidad la abscisa y la ordenada están expresada en grados centígrados y en horas respectivamente. Las dos curvas representan datos de probetas trabajadas en frío, a diferentes porcentajes.

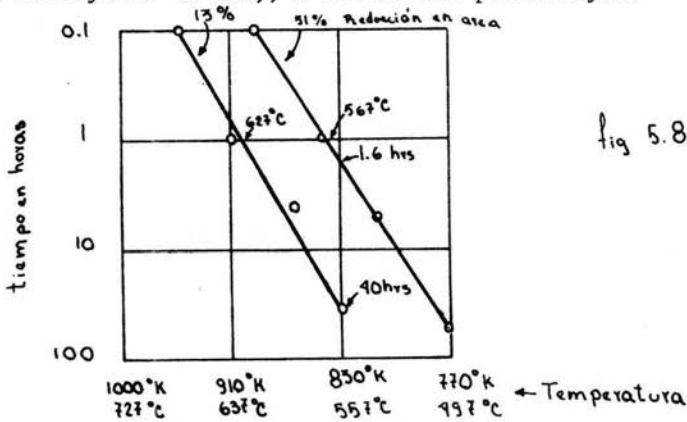


fig 5.8

Las dos curvas muestran claramente que la deformación es promovida aumentando la cantidad de trabajo en frío.

Un examen más detallado, muestra que estas líneas no tienen la misma pendiente. Esto significa que la dependencia de la recristalización sobre la temperatura varía con la cantidad de trabajo en frío, o que la energía de activación es una función de la cantidad de deformación. Este hecho se evidencia por los datos de la fig.9, que muestra la variación de la energía de activación como una función de la reducción de área en por ciento.

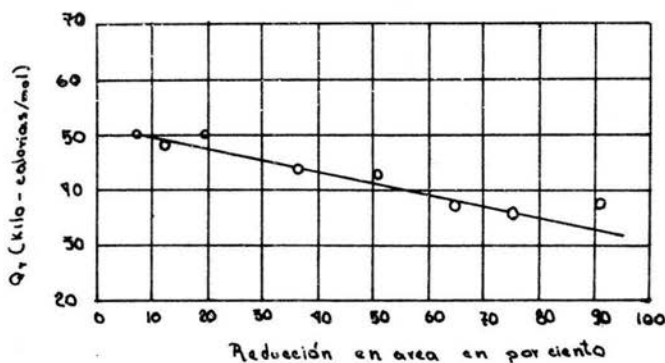


Fig 5.9

El hecho que la energía de activación Q_r , varíe con la cantidad de trabajo en frío, proporciona una confirmación adicional a la aseveración previa sobre la naturaleza compleja de Q_r .

Fuerza impulsora para la recristalización.- La fuerza impulsora para la recristalización procede de la energía almacenada del trabajo en frío. En los casos en que la poligonización se completa esencialmente antes de que comience la recristalización, . Puede suponerse que la energía almacenada está confinada a las dislocaciones en las paredes poligonales.

La eliminación de los sublímites de grano es una parte básica del proceso de recristalización.

Tamaño de grano recristalizado.- Este factor se refiere al tamaño del cristal antes de que empiece el crecimiento de grano.

La fig.10 muestra que el tamaño de grano recristalizado depende de la cantidad de deformación dada a las probetas antes del recocido. La parte importante de esta curva es que el tamaño de grano crece rápidamente con el aumento de la deformación.

Sin embargo una deformación demasiado pequeña hará imposible la recrystalización en cualquier periodo de tiempo razonable. Esto conduce al concepto de la cantidad crítica de trabajo en frío, la cual puede definirse como la; cantidad mínima de deformación que permite a la probeta de recrystalizar.

La deformación crítica, como la temperatura de recrystalización, no es una propiedad de un metal. Por otro lado su valor varía con el tipo de deformación(tensión, torsión, compresión, laminación, etc.).

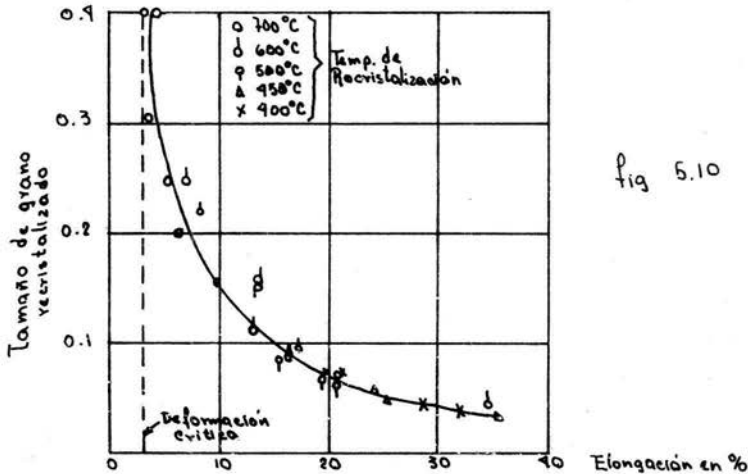


Fig 5.10

La deformación crítica es importante debido a que el tamaño de grano tan grande asociado con ella es indeseable usualmente en los metales comerciales que deban ser deformados posteriormente. Si el tamaño de grano de un metal es pequeño, la deformación plástica ocurre con regularidad sin rugosidad apreciable de la superficie.

Por otra parte, si el diámetro de los granos promedio es grande, el trabajo en frío produce una rugosidad objetable de la superficie. Tal fenómeno se identifica con frecuencia por el término: cáscara de naranja. La naturaleza anisotrópica de la tensión plástica en el interior del cristal, es directamente responsable del efecto de cáscara de naranja y cuanto más grandes sean los cristales, más evidente será la naturaleza heterogénea de la deformación.

Otras variables en la recristalización.-

1) PUREZA DEL METAL.- Es bien conocido el hecho de que los metales extremadamente puros tienen velocidades de recristalización muy rápidas. Este hecho es aparente en la fuerte dependencia de la temperatura de recristalización sobre la presencia de átomos disueltos en la red.

El efecto de los átomos de impureza en solución sólida sobre la velocidad de recristalización, es más aparente a concentraciones muy bajas.

El efecto de que un número muy pequeño de átomos disueltos tenga tal efecto pronunciado sobre las velocidades de recristalización, se cree que indica una interacción de los átomos solutos con los límites de grano. Esta interacción es similar a la que existe entre dislocaciones y átomos solutos. Cuando un átomo extraño emigra a un límite de grano se reduce tanto su campo elástico como el del límite. En la recristalización no ocurre el movimiento de límites de grano según se forman y crecen los núcleos.

La presencia de átomos extraño en atmósferas asociadas con éstos límites retarda fuertemente sus movimientos, y en consecuencia, las velocidades de recristalización.

Tamaño inicial de grano.- Cuando se trabaja en frío un metal policristalino, los límites de grano acúan para interrumpir los procesos de deslizamiento que ocurren en los cristales. Como consecuencia, la red adyacente a los límites de grano está, en promedio mucho más distorsionada que la del centro de los granos. La disminución del tamaño de grano aumenta el área de límite de grano y en consecuencia, el número de posibles lugares de nucleación y, por lo tanto, mientras más pequeños sean los granos del metal antes del trabajo en frío, mayor será la velocidad de nucleación y más pequeño el tamaño de grano recristalizado para un grado dado de deformación.

Crecimiento de grano.- En esta última etapa de la recristalización, la fuerza impulsora para el crecimiento del grano está en la energía de superficie de los límites de grano. Según crecen en tamaño los granos y su número decrece, el área de límite de grano disminuye y la energía de superficie también.

Como los átomos de un cristal sobre un lado cóncavo del límite están más cercanos unos de otros, que los del lado convexo, la concentración de vacancias en el lado convexo es mayor que la del lado cóncavo, mientras que la concentración de intersticiales, es mayor en el lado cóncavo que en el convexo. Esto favorece la difusión en la dirección,

cóncavo-convexo a expensas de la difusión en la dirección convexo-cóncavo.

Esto provoca que la velocidadde migración de los límites de grano sea mayor de los lados convexos a los cóncavos, que de los cóncavos a los convexos. Entonces, entre mayor sea la curvatura del límite, más rápida deberá ser el movimiento del límite de grano, y por lo tanto la rapidez de cambio de diámetro promedio de partícula, será proporcional a la curvatura.

$$\frac{dD}{dt} = K'c$$

Si la curvatura del límite es inversamente proporcional al diámetro del grano.

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

Integrando:

$$D^2 = Kt + C$$

Si D_0 es el tamaño de grano promedio en el inicio de la observación($t=0$):

$$C = D_0^2 \quad \text{y:}$$

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

Si la difusión de los átomos a través de un límite de grano se considera un simple proceso activado;

$$K = K_0 e^{-Q/RT}$$

$$\text{y: } D^2 - D_0^2 = K_0 t e^{-Q/RT}$$

Si se comparan los valores de D_0 y D . El primero resulta

muy pequeño y por lo tanto la ecuación anterior se puede aproximar a:

$$D = K t^{1/2} \quad \text{donde } K = \sqrt{K_0 e^{-Q/RT}}$$

Muchos de los datos experimentales sobre el crecimiento de grano isotérmico, corresponden a ecuaciones empíricas de la forma: $D=kt^n$ en donde $n \leq \frac{1}{2}$. Los datos experimentales, fallan también en conformarse a una ley de activación simple pues la dependencia sobre la temperatura del crecimiento del grano no proporciona de ordinario un valor constante para Q en la expresión:

$$K = \sqrt{K_0 e^{-Q/RT}}$$

Átomos de impureza en solución sólida.- Los átomos de impureza en una red pueden interactuar con los límites de grano. Como el tamaño de un átomo extraño y los del cristal original son diferentes, se introduce un campo de esfuerzo elástico dentro de la matriz, por la presencia de cada átomo extraño. Sin embargo, como los límites de grano son regiones de desajuste de la red, es bastante concebible que la energía de deformación del límite, así como la de la red, que rodea a un átomo extraño, puede ser reducida por la emigración de un átomo extraño a la vecindad del límite de grano. Este hecho limita el movimiento de los límites de grano.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Se trabajó con alambre de acero 1010, trefilado a tres diferentes reducciones de área (30%, 50%, 60%). El cual se cortó en segmentos de $1\frac{1}{4}$ de pulgada aproximadamente. La velocidad de calentamiento fué de 200°C/hr para todas las probetas. Una vez alcanzado el tiempo de permanencia, las probetas fueron retiradas del horno y enfriadas al aire; montadas en baquelita, pulidas y observadas al microscopio, determinándose así: por observación visual, el porcentaje transformado; y a continuación se tomaron pruebas de dureza del material que mostraba alguna recristalización.

RESULTADOS.

Tabla 6.1

30% de reducción de área.

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno. hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²	Transformación
550	2½	166	inicia
600	1	141	inicia
650	0	143	inicia
650	0	187	50%
700	0	187	inicia
700	1	167	50%
700	4	170	termina

Tabla 6.2

50% de reducción de área.

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²	Transformación
550	1/2	227	inicia
550	3 1/2	177	50%
600	0	205	inicia
600	2 1/4	170	50%
650	0	169	inicia
650	1 1/4	181	50%
700	0	170	50%
700	3	166	termina.

Tabla 6.3

60% de reducción de área.

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno. hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²	Transformación.
450	7 1/4	225	inicia
500	3 3/4	146	inicia
500	5 1/2	185	50%
500	7 1/4	228	termina
550	0	189	inicia
550	1	143	50%
550	2 3/4	134	termina
600	0	209	inicia
600	2 3/4	202	50%
600	3 3/4	179	termina

... Tabla 6.3 (continuación).

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²	Transformación
550	0	168	termina
700	0	162	termina

Tabla 6.4

30% de reducción de área.

Dureza del estado de recepción= 201 Kg/mm²

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²
550	0	235
550	1/2	225
550	1	235
550	1 1/2	228
550	2	235
550	2 1/2	166
550	3	175
550	3 1/2	179
550	4	136
600	0	235
600	1/2	175
600	1	141
600	1 1/2	180
600	2	133
600	2 1/2	160
600	3	140
600	3 1/2	162

...Tabla 6.4 (continuación).

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²
600	4	166
650	0	143
650	1/2	172
650	1	164
650	1 1/2	164
650	2	138
650	2 1/2	162
650	3	170
650	3 1/2	172
650	4	187
700	0	187
700	1/2	179
700	1	167
700	1 1/2	160
700	2	165
700	2 1/2	170
700	3	175
700	3 1/2	169
700	4	170

Tabla 6.5

50% de reducción de área.

Dureza del estado de recepción= 216 Kg/mm²

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno--hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²
550	0	233
550	1/2	212
550	1 1/4	215
550	1 3/4	173
550	2 1/4	167
550	3	172
550	3 1/2	177
550	4	170
550	4 3/4	168
600	0	205
600	1/2	173
600	1 1/4	169
600	1 3/4	162
600	2 1/4	170
600	3	170
600	3 1/2	173
600	4	166
600	4 3/4	172
650	0	169
650	1/2	165
650	1 1/4	181
650	1 3/4	181
650	2 1/4	166
650	3	178

... Tabla 6.5 (continuación).

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²
650	3 1/2	170
650	4	165
650	4 3/4	169
700	0	170
700	1/2	170
700	1 1/4	162
700	1 3/4	162
700	2 1/4	151
700	3	166
700	3 1/2	166
700	4	158
700	4 3/4	166

Tabla 6.6

60% de reducción de área.

Dureza del estado de recepción= 228 Kg/mm²

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²
450	0	312
450	1	218
450	1 3/4	212
450	2 3/4	262
450	3 3/4	218
450	4 1/2	201
450	5 1/2	280
450	6 1/2	198

... Tabla 6.6 (continuación).

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²
450	7 1/4	225
500	0	203
500	1	196
500	1 3/4	235
500	2 3/4	266
500	3 3/4	146
500	4 1/2	238
500	5 1/2	185
500	6 1/2	162
500	7 1/4	228
550	0	189
550	1	143
550	1 3/4	140
550	2 3/4	134
550	3 3/4	138
550	4 1/2	130
550	5 1/2	120
550	6 1/2	130
550	7 1/4	136
600	0	209
600	1	240
600	1 3/4	138
600	2 3/4	202
600	3 3/4	179
600	4 1/2	170
600	5 1/2	172

...Tabla 6.6 (continuación).

Temperatura °C	Tiempo de permanencia en el horno hrs/in	Dureza Vickers Kg/mm ²
600	6 1/2	172
600	7 1/4	179
650	0	168
650	1	137
650	1 3/4	156
650	2 3/4	164
650	3 3/4	162
650	4 1/2	168
650	5 1/2	128
650	6 1/2	168
650	7 1/4	156
700	0	162
700	1	156
700	2 3/4	168
700	2 3/4	150
700	3 3/4	158

CONCLUSIONES.

De los resultados anteriores son interesantes los siguientes puntos:

1.- En las tablas 6.4 y 6.6 se observa que generalmente el material tiene un aumento de dureza hasta justo antes del inicio de la recristalización.

Este hecho parece indicar que el material está envejeciendo.

Este fenómeno se presenta en aceros de bajo carbono deformados en frío incluso a temperatura ambiente; pero al elevarse la temperatura, disminuye notablemente ~~aa~~ tiempo necesario. El fenómeno se debe a la difusión de los átomos de carbono que forman atmósferas alrededor de las dislocaciones anclándolas.

2.- En las tablas 6.1 a 6.3 puede verse que el tiempo necesario para la recristalización, a una temperatura dada, es mayor cuando las reducciones son menores. Esto se debe a que la fuerza impulsora para la recristalización es la energía almacenada en el trabajo en frío.

3.- Las tablas 6.1 a 6.3 y la figura 6.1 muestran que es necesario un cierto tiempo de incubación, para que el material empiece a recristalizar, lo cual era de esperarse ya que la recristalización es un proceso de nucleación y crecimiento. Por otro lado, durante el tiempo de incubación el material recupera y los límites de ángulo pequeño formados durante la poligonización puede servir de núcleos para la recristalización posterior.

4.- En la curva 6.2 se observa que la dureza no varía linealmente con el porcentaje de fases presentes. Esto puede deberse a heterogeneidad ~~en~~ la deformación del material con que se trabajó o a errores humanos en la determinación del porcentaje de fases y en la medida de las durezas.

5.- Otra desviación se observa en la figura 6.4 en la cual hay una gran dispersión de los puntos correspondientes al material con 60% de reducción de área, este hecho puede deberse a diferencias en la deformación o en la composición química del material.

6.- Aunque se sabía de antemano que la temperatura para la recristalización es aproximadamente la mitad de la temperatura de fusión en grados absolutos, que para el caso del acero, es 630°C. En esta tesis se trató de checar ése punto, encontrándose recristalización incluso desde los 450°C, sin embargo los tiempos requeridos fueron excesivamente grandes.

7.- El hecho de que en el material no se observara ninguna señal de descarbonización a pesar de que no se tomó ninguna medida para evitarla, se explica, dado que el material era alambre muy delgado y se tenía un área muy pequeña para la reacción de oxidación del carbono, además de que por ser tan pequeña la sección, el material pudo homogeneizarse por difusión.

8.- Si la recristalización sigue una ley del tipo

$$\frac{1}{t} = A e^{-Q/RT}$$

ésta se puede arreglar

$$\frac{R}{Q} \ln t + \frac{R}{Q} \ln A = \frac{1}{T}$$

o bien

$$\frac{R}{Q} 2.303 \log t + \frac{R}{Q} 2.303 \log A = \frac{1}{T}$$

o

$$K \log t + C = \frac{1}{T} ; \text{ donde } K = \frac{2.303 R}{Q}$$

en la figura 6.4 se vé que para cada reducción .

30%	K=0.5425	y	Q=8.41
50%	K=1.0948	y	Q=3.16
60%	K=1.1388	y	Q=4.00

Estos resultados están graficados en la figura 6.5 y la desviación que se nota puede deberse a que la nucleación se realiza normalmente en los bordes de grano, pero también se vé favorecida por inclusiones y el material con 50% de reducción de área tenía una gran cantidad de éstas.

9.- De las tablas 6.1 a 6/3 y considerando una velocidad de calentamiento de 200°C/hr se observa que con una reducción de área del 30% no es conveniente hacer un recocido de recristalización y que para el material con 50% de reducción de área el recocido debe ser lo más cercano posible a A_{c1} . Mientras que para el material con 60% de reducción de área, el recocido más conveniente es a 650°C

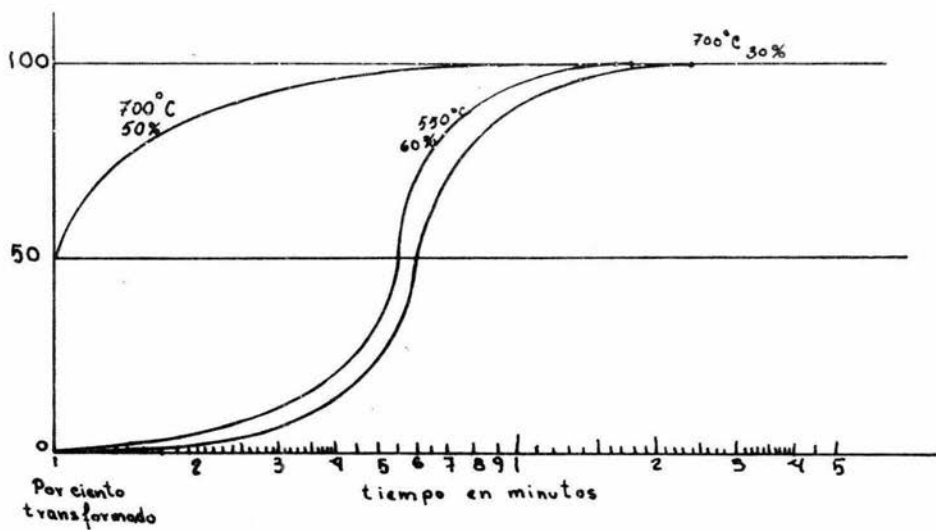


fig 6.1

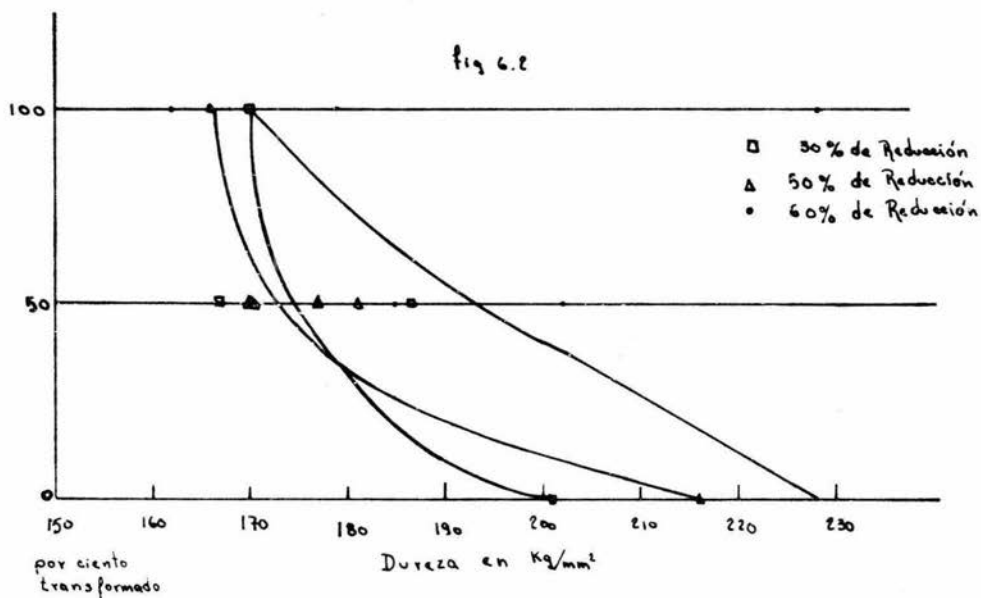


fig 6.2

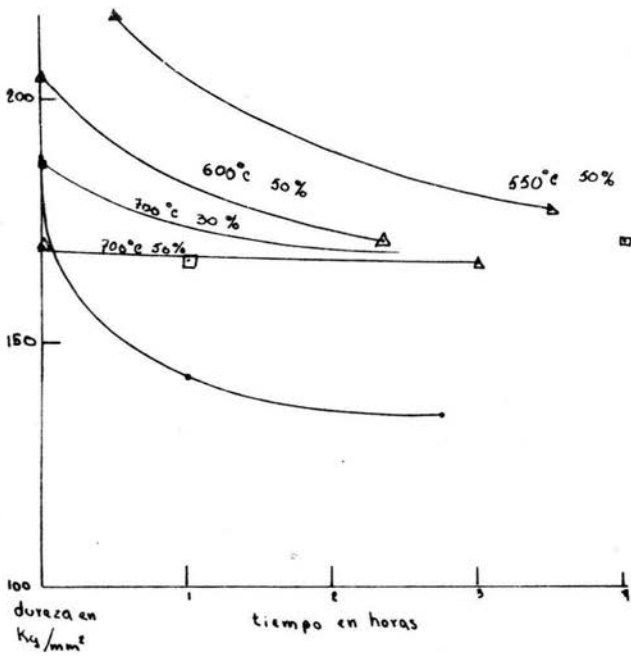
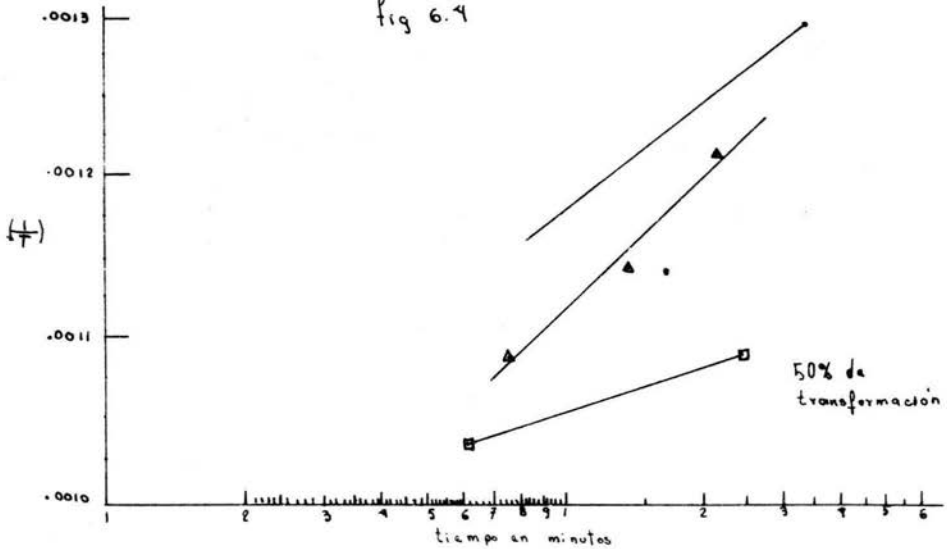


Fig 6.3

Fig 6.4



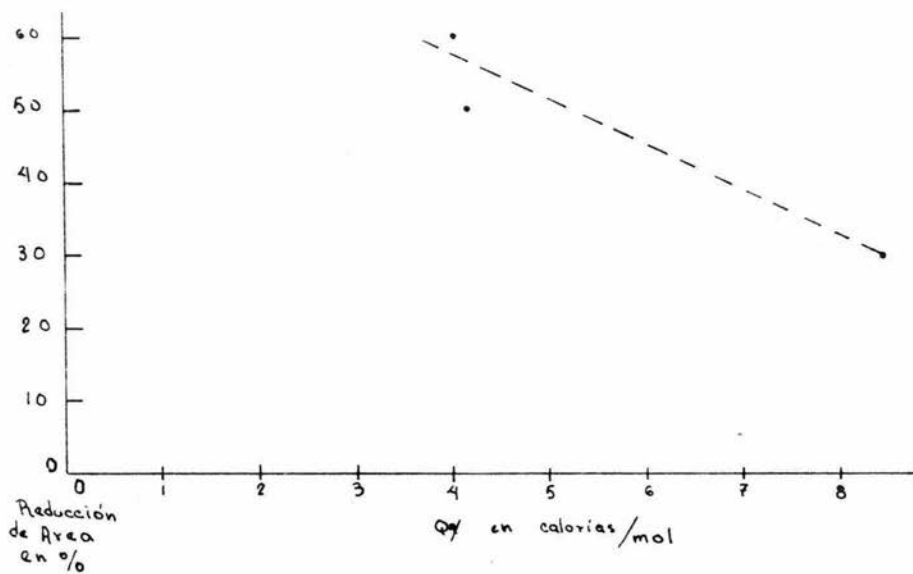
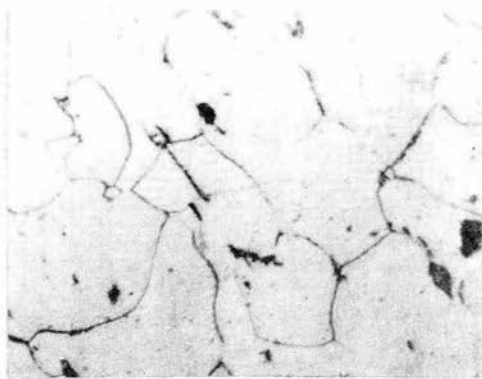
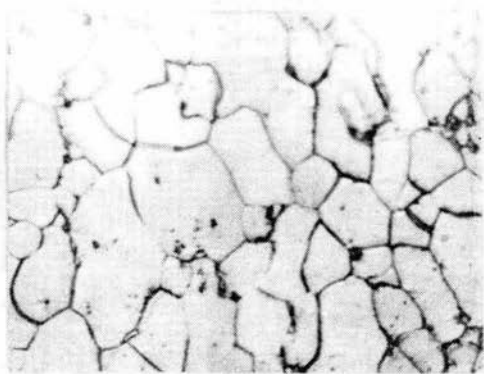


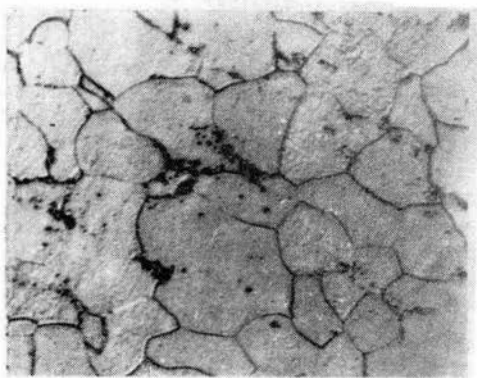
fig 6.5



Photomicrografia 1.



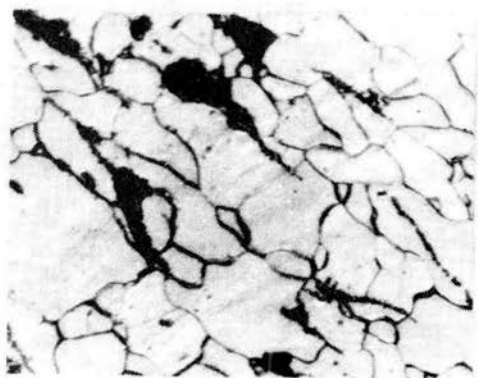
Photomicrografia 2.



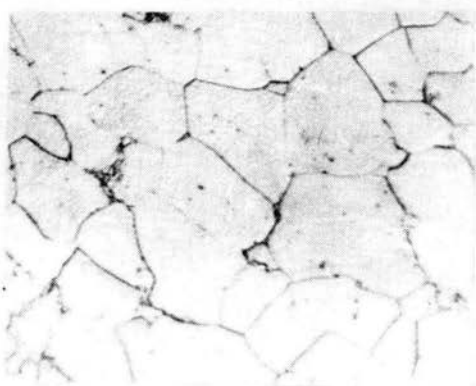
Photomicrografia 3.



Fotomicrografia 4.



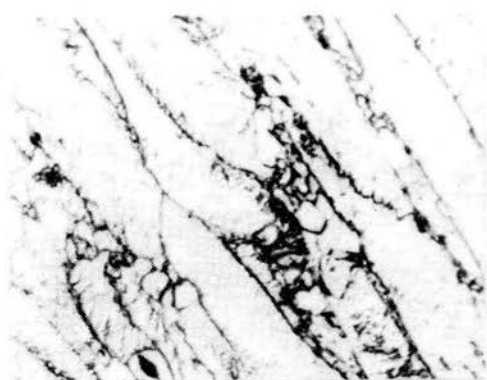
Fotomicrografia 5.



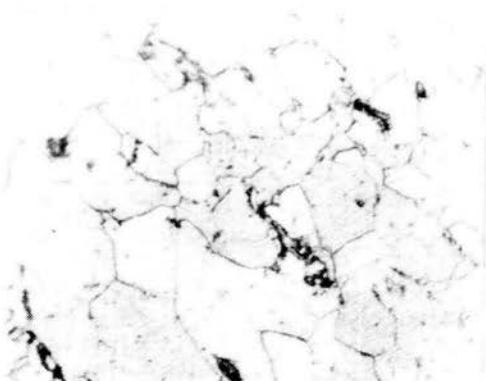
Fotomicrografia 6.



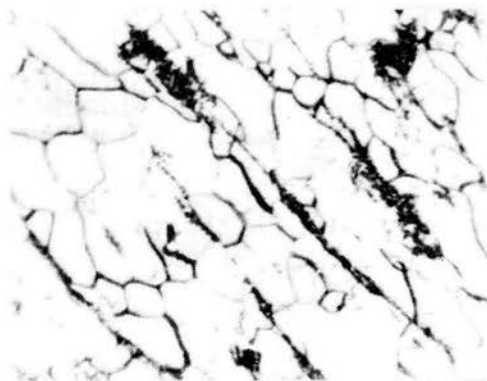
Fotomicrografia 7



Fotomicrografia 8



Fotomicrografia 9



Fotomicrografia 10

Fotomicrografía 1.- 30% de reducción de área. Temperatura = 600 C,
tiempo de permanencia = 1 hr/in. Inicio de transformación.

Fotomicrografía 2.- 30% de reducción de área. Temperatura = 650 C,
tiempo de permanencia = 4 hr/in. 50% transformado.

Fotomicrografía 3.- 30% de reducción de área. Temperatura = 700 C,
tiempo de permanencia = 4 hr/in. Fin de transformación.

Fotomicrografía 4.- 50% de reducción de área. Temperatura = 650 C,
tiempo de permanencia = 0 hr/in. Inicio de transformación.

Fotomicrografía 5.- 50% de reducción de área. Temperatura = 650 C,
tiempo de permanencia = 1 1/4 hr/in. 50% transformado.

Fotomicrografía 6.- 50% de reducción de área. Temperatura = 700 C,
tiempo de permanencia = 3 hr/in. Fin de transformación.

Fotomicrografía 7.- 60% de reducción de área. Estado de recepción.

Fotomicrografía 8.- 60% de reducción de área. Temperatura = 550 C,
tiempo de permanencia = 0 hr/in. Inicio de transformación.

Fotomicrografía 9.- 60% de reducción de área. Temperatura = 500 C,
tiempo de permanencia = 5 1/2 hr/in. 50% de transformado.

Fotomicrografía 10.- 60% de reducción de área. Temperatura = 650 C,
Tiempo de permanencia = 0 hr/in. Fin de transformación.

Estas Fotomicrografías fueron
tomadas a X.

BIBLIOGRAFIA.

- 1.- R.E.Reed-Hill, Physical Metallurgy Principles, Van Nostrand, Londres (1973).
- 2.- O.E. Dieter, Mechanical Metallurgy, Mc Graw-Hill, Nueva York (1961).
- 3.- A.G. Guy, Introduction to Materials Science, Mc Graw-Hill Nueva York (1971).
- 4.- Metals Handbook, Vol. II, American Society for Metals, Cleveland (1968):
- 5.- J.M. Alexander , Manufacturing Properties of Materials, Van Nostrand, Londres (1971).
- 6.- H.W. Hayden, La Ciencia de los Materiales, Limusa Wiley, México (1968).