Métodos de endurecimiento

Para iniciar la deformación plástica en un metal se tiene que superar cierto esfuerzo de cedencia. Para continuar deformando el material este esfuerzo incrementa de manera no lineal debido a los mecanismos de endurecimiento presentes en el material (Figura 1).

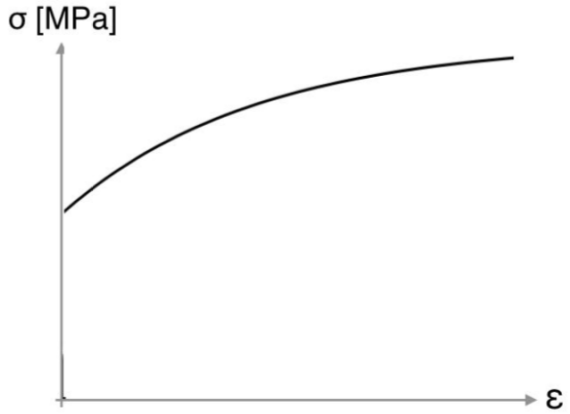

Figura 1. Gráfica de esfuerzo-deformación reales. Como se puede observar, el esfuerzo incrementa conforme aumenta la deformación

Se explicará brevemente la fenomenología detrás de los distintos de mecanismos de endurecimiento, los cuales son técnicas para incrementar la dureza por medio de obstáculos que actúan como límites para el movimiento de dislocaciones. Entre estos obstáculos se encuentran: átomos solutos (sustitucionales e intersticiales), otras dislocaciones, fronteras de grano, y precipitados. El comportamiento de las dislocaciones dependerá del tipo de obstáculo que se tenga. Los mecanismos de endurecimiento dependen del tipo de defecto que se encuentre en la red cristalina.

Endurecimiento por solución sólida

Los átomos del soluto se distribuyen en la red del solvente. De manera general, este mecanismo aumenta la resistencia del material debido a la distorsión de la red según:

$$\boldsymbol{\sigma_{SS} = H\ C^{n}} \qquad (1)$$

Donde:

$\boldsymbol{C}$: concentración de átomos de soluto distribuidos homogéneamente en la matriz

$\boldsymbol{H}$ y $\boldsymbol{n}$: constantes del material

De acuerdo con su tamaño, y por ende, su posición en la red, se pueden clasificar como:

Átomos intersticiales

Los átomos se colocan en espacios intersticiales. En algunos casos pueden difundir a las dislocaciones ya que el campo de esfuerzos alrededor de ellas les permite acercarse a su posición de equilibrio (atmósferas de Cotrell). Estas atmósferas hacen que el esfuerzo para deslizar una dislocación sea mayor. En un ensayo de tracción, al inicio, sólo las dislocaciones que estén en granos favorablemente orientados se liberarán de sus atmósferas. Debido a que el esfuerzo para liberarse es mayor que el esfuerzo para deslizar, ellas podrán correr libremente hasta quedarse atoradas en algún obstáculo. El esfuerzo continúa aumentando, y estas dislocaciones atoradas se podrán liberar, y otra porción de dislocaciones se podrá liberar de sus atmósferas de Cotrell y correr libremente. Este proceso se repite hasta que todas las dislocaciones estén libres de sus atmósferas. Esto ocasiona una "inestabilidad" en la curva de tracción al inicio de la zona plástica (Figura 2a) y la aparición de bandas macroscópicas en la probeta (Figura 2b). Estas bandas se conocen como bandas de Lueders.

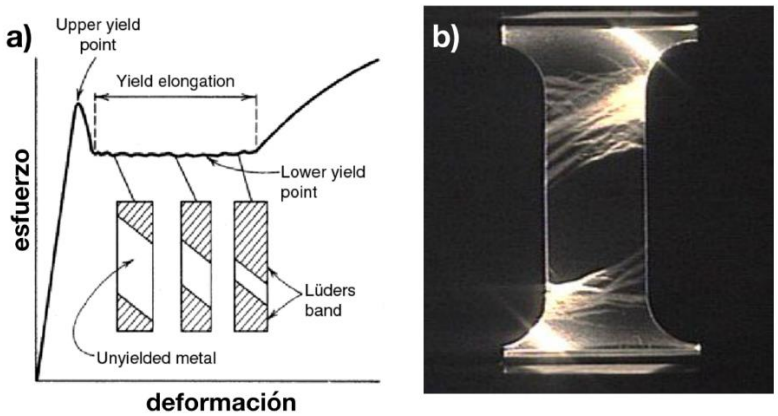

Figura 2 a) curva de tracción para un material con atmósferas de Cotrell [de Tamini, Andrade-Campos & Pinho de Cruz, 2015] y b) Bandas de Lueders en una probeta de tracción.

Átomos sustitucionales

Los átomos se colocan en posiciones atómicas de la red. En algunos casos, se pueden colocar cerca de las dislocaciones.

En un proceso de deformación plástica las dislocaciones se logran liberar de ellos, pero posteriormente vuelven a quedar atrapadas, y así consecutivamente.

En un ensayo de tracción esto puede observar como una curva de tracción acerrada (Figura 3), donde el tipo de flujo que se tenga depende de la temperatura y velocidad de deformación. Este efecto se conoce Portevin-Le Chatelier.

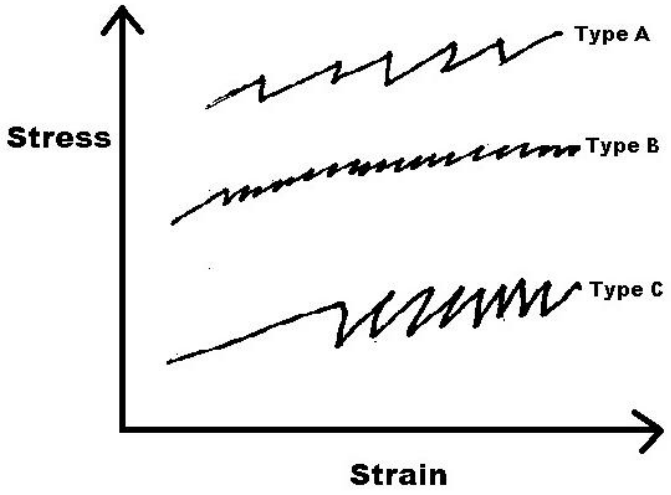

Figura 3. Efecto de Portevin-Le Chatelier. El tipo de flujo depende de la temperatura y velocidad de deformación

Endurecimiento por trabajo en frío

También se le conoce como endurecimiento por deformación, y se debe principalmente a la interacción de dislocaciones con otras dislocaciones. A medida que el material se satura con nuevas dislocaciones, se crea una resistencia a la formación de nuevas dislocaciones y a su movimiento. Esta resistencia a la formación y movimiento de las dislocaciones se manifiesta a nivel macroscópico como una resistencia a la deformación plástica.

En este tipo de mecanismo juega un papel muy importante la densidad de dislocaciones (ρ) la cuál se puede relacionar con tasa de endurecimiento ($\frac{d\tau}{d\gamma}$) de la siguiente manera:

2

$$\frac{d\tau}{d\gamma} = \frac{d\tau}{d\rho}\frac{d\rho}{d\gamma}$$

El término ($\frac{d\tau}{d\rho}$) es fácilmente obtenible de la ecuación de Taylor:

3

$$\tau = \frac{\alpha G b}{l}$$

Para una distribución homogénea de dislocaciones la ecuación de Taylor se puede escribir como:

4

$$\tau = \alpha\, G\, b\, \sqrt{\rho}$$

Para el segundo término ($\frac{d\rho}{d\gamma}$) se hace uso del Modelo de Kocks-Mecking el cual contempla la evolución de la densidad de dislocaciones con un término de almacenamiento/generación ($\rho +$) y otro de anulación ($\rho -$). El primero incluye, entre otras cosas, la activación de Fuentes de Frank-Read.

Aunque ya no se utiliza comúnmente, el concepto de etapas de endurecimiento es útil para explicar la física detrás de este mecanismo de endurecimiento:

- **Etapa I:** El deslizamiento se da en un solo sistema de deslizamiento, por lo que casi no hay interacción de dislocaciones. Generalmente sólo se observa en monocristales.
- **Etapa II**: Se da deslizamiento en múltiples sistemas de deslizamiento. Aumenta la densidad de dislocaciones y la tasa de endurecimiento se mantiene casi constante. En materiales con alta SFE se forman patrones celulares.

- **Etapa III:** El aumento en la densidad de dislocaciones se ve contrarrestado por la anulación de dislocaciones por diversos mecanismos. La tasa de endurecimiento disminuye. Se empieza a formar una subestructura debido a la desorientación que ocurre entre distintas regiones del grano.
- **Etapa IV:** Las LAGB se convierten en HAGB ocasionando refinamiento de la microestructura. Esto se aprovecha para el uso de otro mecanismo de endurecimiento del que se hablará más adelante (endurecimiento por tamaño de grano).

El comportamiento de la tasa de endurecimiento se puede resumir en la Figura 4.

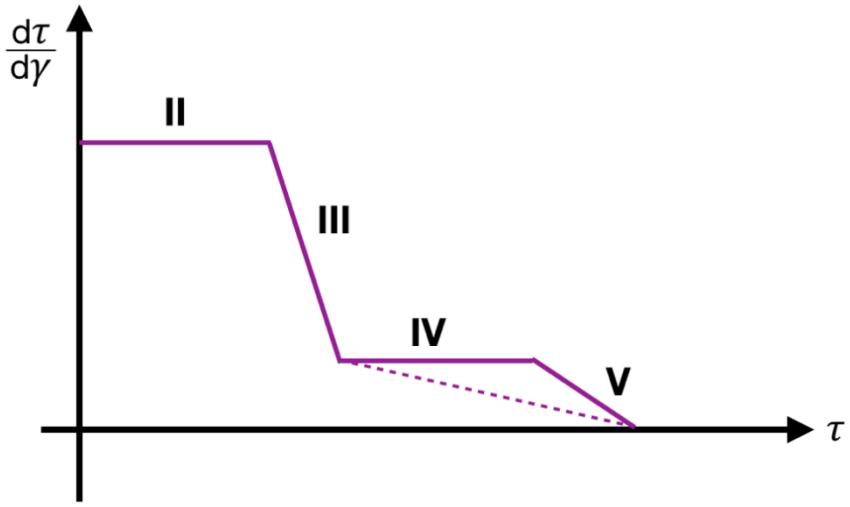

Figura 4. Tasa de endurecimiento para endurecimiento por trabajo en frío

Endurecimiento por tamaño de grano

Para este tipo de mecanismo, la resistencia del material es inversamente proporcional al tamaño de grano. Se encuentra regido por la Ley de Hall-Petch

5

$$\boldsymbol{\sigma_y = \sigma_0 + K\, dg^{-1/2}}$$

Donde:

σ_y: esfuerzo de cedencia

σ_0: esfuerzo para iniciar el movimiento de dislocaciones (esfuerzo de Peierls)

K: coeficiente de endurecimiento (específico para cada material)

dg: tamaño de grano

O de manera más general:

6

$$\boldsymbol{\sigma_y = \sigma_0 + K\, dg^{-n}}$$

La explicación comúnmente dada para este efecto procede de los apilamientos de dislocaciones, los cuales se acomodan junto a los límites de granos. Estos apilamientos causan backward stress (que contrarresta el esfuerzo cortante resuelto en el grano) y forward strees (que promueve el esfuerzo cortante resuelto en el grano vecino). Ya que el campo de esfuerzos está relacionado con el número de dislocaciones en el apilamiento, reducir el tamaño de grano reduce el número de dislocaciones que pueden apilar.

La explicación anterior, sin embargo, no considera qué ocurre en aquellos granos lo suficientemente pequeños para contener muy pocas dislocaciones (a veces sólo una), ni la desorientación entre granos.

Debido a lo anterior resulta atractivo tener granos pequeños, inclusive nanométricos. Una de las técnicas para conseguir esto es Severe Plastic Deformation (SPD) la cual mediante deformaciones en frío muy grandes (superior a 6 - 8) consigue *"dividir"* granos grandes en granos más pequeños. Una de las aplicaciones de esta técnica es Equal Channel Angular Pressing (ECAP) donde una muestra del tamaño del canal se hace pasar múltiples veces a través de este mediante un punzón.

Hay un límite a la relación convencional de Hall-Petch que se alcanza aproximadamente en los metales a los 20nm.

Endurecimiento por precipitados

Para este mecanismo, el endurecimiento depende de la resistencia, estructura, espaciamiento, tamaño, forma, y distribución de los precipitados. Según lo anterior una dislocación desplazándose en una región con precipitados tiene dos opciones:

- **Dislocación corta al precipitado:** Generalmente se da cuando los precipitados son pequeños y débiles.
- **Dislocación evita al precipitado:** Generalmente se da cuando son precipitados grandes y fuertes. La dislocación los puede evitar mediante mecanismos de cross-slip o climb. Para este caso, la dislocación pasa entre dos partículas según Orowan como:

7

$$\boldsymbol{\tau = \frac{\propto G\ b}{\Lambda}}$$

Donde:

$\propto$: constante del material

Λ: distancia entre partículas del precipitado

El endurecimiento por precipitados puede ser aproximado por otra ecuación de Orowan, siempre y cuando los precipitados tengan un tamaño mayor a 5nm.

8

$$\boldsymbol{\sigma = \frac{\alpha\ M\ G\ b}{\pi\ \Lambda\ \sqrt{1-\upsilon}} Ln[\frac{D}{b}]}$$

Donde:

α: una constante con un valor aproximado de 0.4

M: factor de orientación de Taylor (cercano a 2)

υ: coeficiente de Poisson

D: diámetro medio de las partículas

Sería natural pensar que para conseguir el máximo endurecimiento de un material se debería de conseguir el máximo endurecimiento por cada uno de los métodos explicados anteriormente. Esto no es tan sencillo ya que algunos métodos se

contraponen, haciendo así difícil obtener el máximo para todos. Adicionalmente, máximo endurecimiento no es algo que siempre se quiera, ya que suele estar asociado a una disminución en la ductilidad.

Resumen

La deformación plástica se da por movimiento de dislocaciones, por lo que cualquier afectación al deslizamiento de dislocaciones la afectará también. Este principio ha sido utilizado para endurecer los materiales mediante la colocación de obstáculos que impidan el libre movimiento de dislocaciones. El tipo de endurecimiento que se tenga dependerá del tipo de obstáculo con el que interactúe la dislocación.

Referencias

- Hirth, J., & Lothe, J. (1967). *Theory of dislocations [by] John Price Hirth [and] Jens Lothe*. New York: McGraw-Hill.
- Hull, D., & Bacon, D. (2011). *Introduction to dislocations*. Amsterdam: Butterworth-Heinemann.
- Haasen, P. (2003). *Physical metallurgy*. Cambridge: Cambridge University Press.
- Verliden, B., Driver, J., Samajdar, I., & Doherty, R. (s.f.). Termo-Mechanical Processing of Metallic Materials. Elsevier
- Carlton, C. E.; Ferreira, P. J. What is Behind the Inverse Hall− Petch Effect in Nanocrystalline Materials? Acta Mater. 2007, 55, 3749−3756.