

DEFECTOS DE REDES

» Teoría de dislocaciones

Los materiales metálicos, antes de romperse, sufren una deformación plástica o permanente, que implica un movimiento de átomos de una posición estable a otra, donde se quedan.

En la tabla 3.1., en la primera columna, vemos un orden de magnitud de la fuerza de cortadura necesaria para que los átomos se moveran una unidad atómica hasta otra posición de equilibrio. Vemos que son valores excesivos, que contrastan con los obtenidos experimentalmente y que se reflejan en la segunda columna: ¿qué es lo que ocurre? Obviamente algo falla en la teoría, y una explicación sencilla la encontramos en la figura 2.54 con el ejemplo de la alfombra. En el caso (a), ha de aplicarse un gran esfuerzo para deslizar la alfombra sobre el suelo (gran tensión de cortadura), pues se está realizando la cizalladura simultánea de toda la superficie. En el caso (b), sin embargo, con poco esfuerzo se consigue deslizar la alfombra la misma cantidad, debido a que se está realizando una cizalladura progresiva. [El mismo ejemplo lo encontramos en un gusano: se va desplazando poquito a poquito, no hace avanzar todo su cuerpo de golpe!]

Definimos entonces una dislocación como la línea que separa la zona que ya se ha desplazado (ha azallado) de la que no, y se ve muy bien este concepto en el caso (b) de la fig 2.54. Esta línea tiene acumulada una grau cantidad de energía, que obliga a los átomos adyacentes a saltar de una posición a otra.

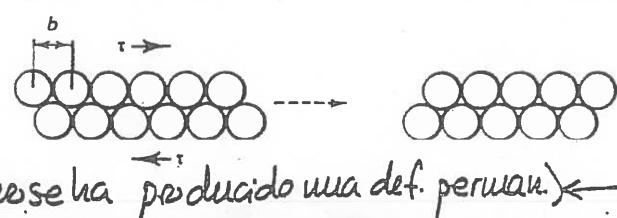
Una dislocación es, por tanto, un defecto inestable, pues aunque si no varía mucho, tiene una grau cantidad de energía elástica acumulada, como hemos dicho; $G = E - TS$
→ aumenta con las dislocaciones.

Para que una dislocación se mueva por los planos cristalográficos, es necesaria una tensión de azalladura suficiente, por encima de un valor mínimo. Si este valor

- es pequeño, se tendrá fácil deformación plástica
- es elevado, no será tan fácil, y puede que incluso no sea.

Todos los materiales contienen dislocaciones, aunque algunos materiales, como p.e. los cerámicos, alcanzan antes la tensión de rotura que la necesaria para desplazar las dislocaciones, luego no llegan a deformarse plásticamente, rompen antes. Otros, como los metales, admiten una gran deformación plástica.

LOCACIONES



M/47

mov. planos compactos:
se mantiene la misma
ordenación atómica

TABLE 3.1 Values of the theoretical, experimental, and frictional yield strengths for several materials

Material	τ_{th} (10^9 N/m^2)	τ_{exp} (10^6 N/m^2)	τ_{exp}/τ_{th}	τ_f (10^6 N/m^2)*
Ag	1.0	0.37	0.00037	20
Al	0.9	0.78	0.00087	30
Cu	1.4	0.49	0.00035	51
Ni	2.6	3.2	0.0070	121
α -Fe	2.6	27.5	0.011	150

*Overestimate, based on narrow dislocation width, cf. Eq. (3.5).

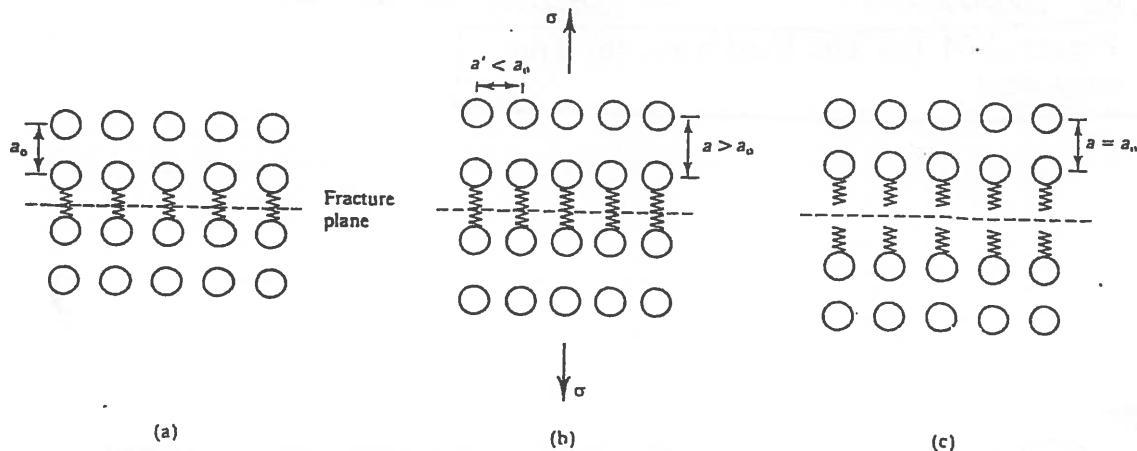


FIGURE 9.1 Atomistic model of tensile fracture. Upon application of a tensile force (b), the equilibrium structure (a) with interatomic spacing a_0 is perturbed. The interatomic spacing is increased in the direction parallel to the applied force and decreased in the transverse directions. On fracture (c), the load is released and the atoms revert to their equilibrium spacing, but two surfaces are formed by the fracture event.

TABLE 9.2 Estimated theoretical fracture strengths for several materials

Material	$E/10$ (GN/m^2) [= σ_{th} , Eq. (9.4)]	$(\gamma E/a_0)^{1/2}$ (GN/m^2) [= σ_{th} , Eq. (9.6)]
Au	7.8	17.7
Cu	12.1	24.8
Ni	22.5	37.2
NaCl	3.7	6.3
MgO	31	40.8
TiC	~45	28.5
Si	16	28.5

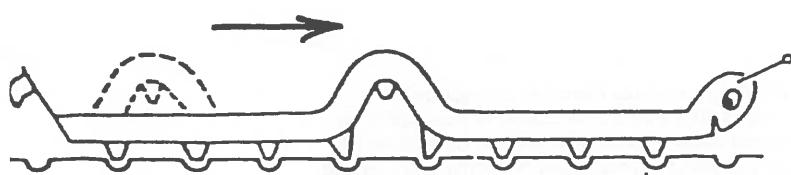
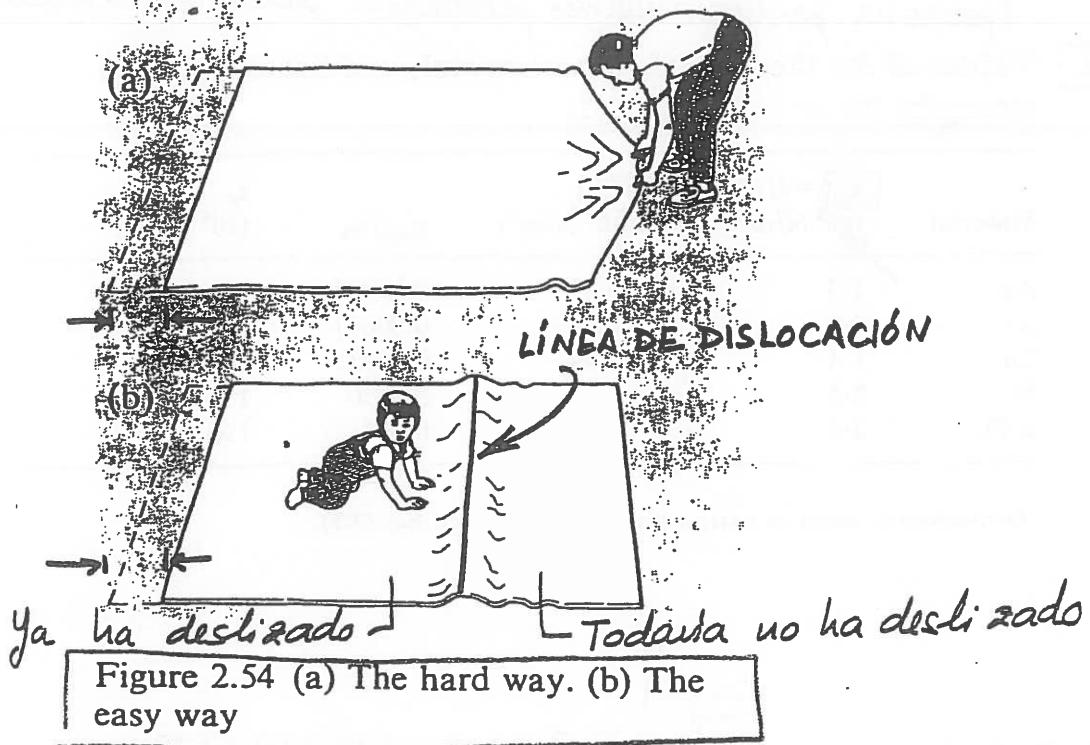


Fig. 8. Bewegung einer Raupe (aus Nabarro)

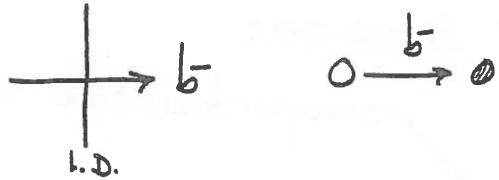
Fig. 8. Caterpillar walk (from Nabarro)

El vector que une la posición inicial de un átomo con la posición final de su salto (cuando pasa la línea de dislocación) se denomina vector de Burgers, b

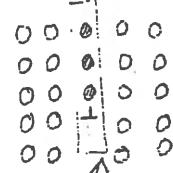
Tipos básicos de deslizamientos

En función de cómo sea el vector de Burgers, tenemos:

- Dislocación en ansta (o de borde, o de Taylor)
- . b es perpendicular a la línea de dislocación



- . b y la línea de dislocación definen un único plano de deslizamiento



- . presencia de un semiplano extra

- Dislocación helicoidal

- . b es paralelo a la línea de dislocación

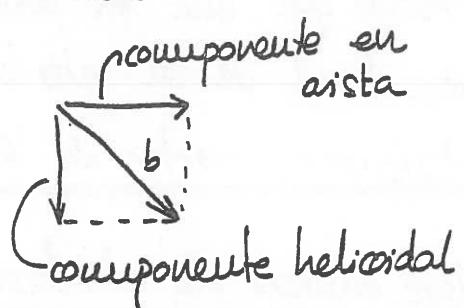
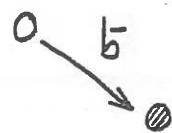
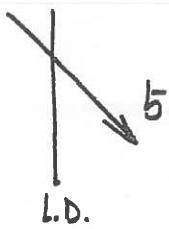


- . entre ambos no definen un plano

- . distorsión en hélice alrededor de la linea.

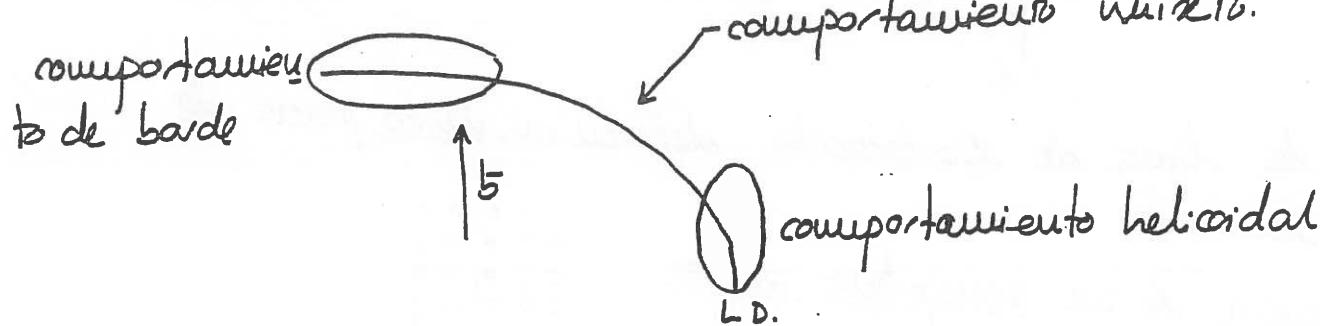
- Deslizamiento mixto.

- b forma un ángulo cualquiera con la linea



- produce un comportamiento intermedio entre los dos tipos básicos.

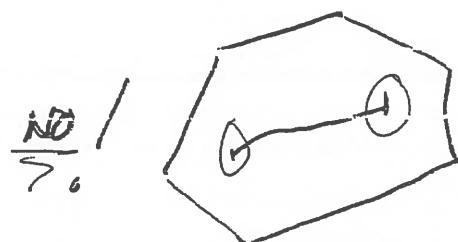
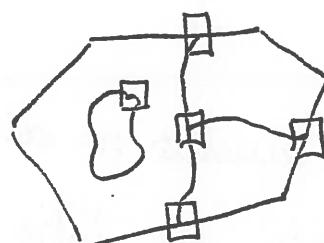
- una misma linea puede tener distinto carácter en diferentes zonas de la misma:



* Sea cual sea el tipo de deslizamiento, para que avance tenemos de aplicar una tensión suficiente de cizalladura en la dirección del vector b .

* Una deslizamiento puede acabar:

- } En una superficie libre
- } En un borde de grano
- } En otra deslizamiento
- } Cerriéndose sobre si misma.

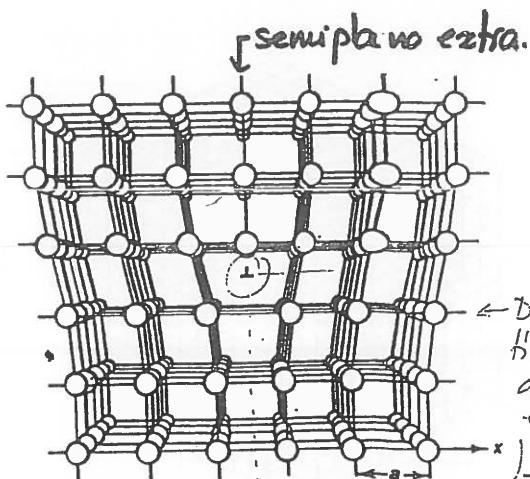


TIPOS DE DISLOCACIONES

FIGURE 3.2

dislocación en
arista

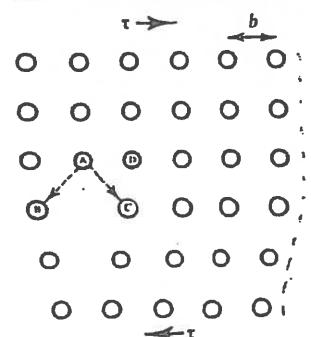
A schematic of an edge dislocation, represented by a partial atomic plane, in a simple cubic structure. The "core" of the edge dislocation is localized at the partial plane termination. Atomic positions are distorted in the region of the dislocation core. (Adapted from A. G. Guy and J. J. Hren, Elementary Physical Metallurgy, 3d edn., Addison-Wesley, Reading, Mass., 1974. Reprinted with permission.)



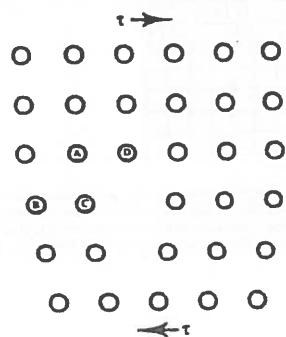
11/49

FIGURE 3.3

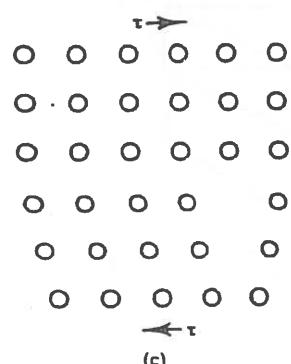
Motion of an edge dislocation in response to an applied stress. (a) The stress biases atom A to lie closer to atom C than to B. (b) As a consequence the location of the dislocation core moves to atom D. (c) The process repeats and the dislocation line moves to the right until (d) it moves out of the crystal effecting a displacement, b , of the top part of the crystal with respect to the bottom portion. (For clarity atoms in only one plane of the crystal are shown.)



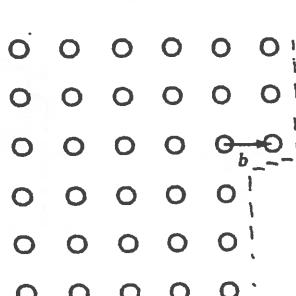
(a)



(b)



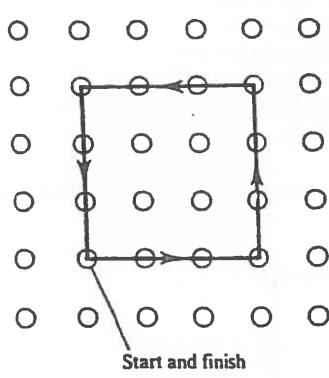
(c)



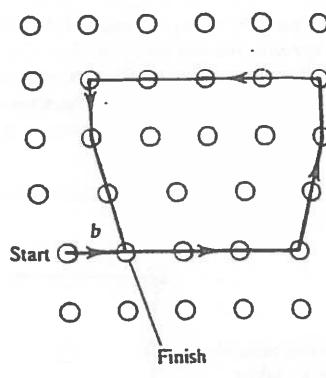
(d)

\uparrow : el plano extra está por encima
 \downarrow : por debajo

deformación plástica



(a)



(b)

FIGURE 3.9 Determination of the slip vector of an edge dislocation by application of a Burgers circuit. In (a) a complete circuit, obtained by traversing equivalent (and reversed) interatomic distances in two mutually perpendicular directions, closes on itself in a "perfect" crystal. In (b) a similar circuit applied around an edge dislocation does not close on itself. The closure fault is the Burgers vector, b ; b defines the slip direction of the dislocation and is normal to the edge dislocation line. The

islocación
helicoidal

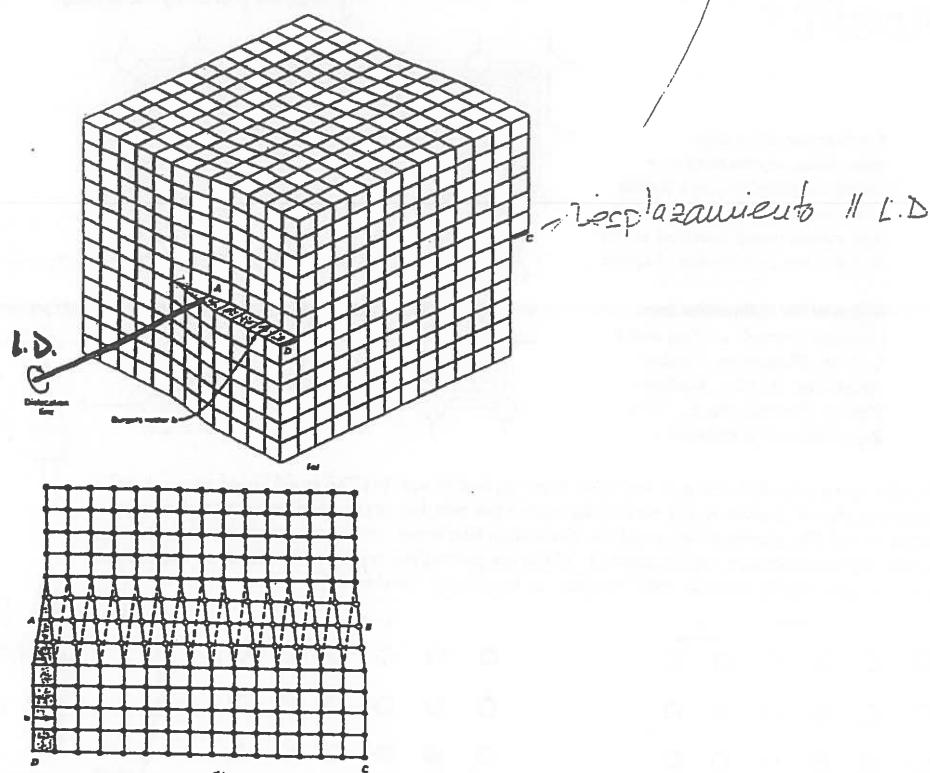


Figure 4.4. (a) A screw dislocation within a crystal. (b) The screw dislocation in (a) as viewed from above. The dislocation line extends along line AB. Atom positions above the slip plane are designated by open circles, those below by solid circles. (Figure (b) from W. T. Read, Jr., *Dislocations in Crystals*, McGraw-Hill Book Company, New York, 1953.)

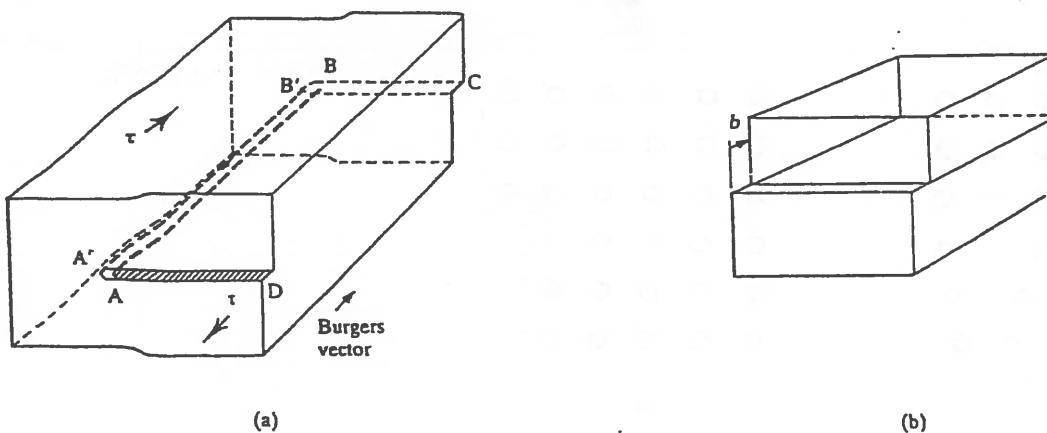


FIGURE 3.12 Motion of the screw dislocation of Fig. 3.11 in response to an imposed stress. The open-circle atoms of Fig. 3.11 move preferentially in the direction of the stress applied on the top of the crystal, and the solid-circle atoms in the opposite direction. Only small atomic displacements are necessary for the dislocation line to move in the direction *normal* to the applied stress (e.g., to the position A'B'). (b) When the dislocation has reached the edge of the crystal, slip of the top half of the crystal with respect to the lower half, and in the direction of the applied stress, is accomplished.

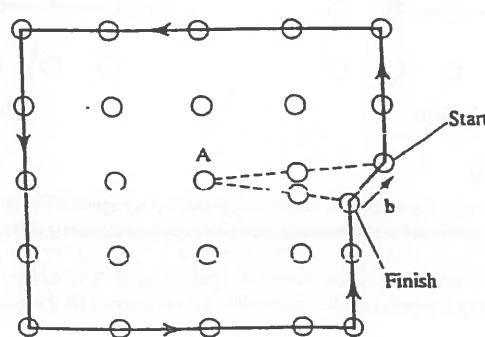


FIGURE 3.13

A Burgers circuit taken around a screw dislocation (e.g., taken around the front face of the crystal of Fig. 3.11b) produces a closure fault parallel to the line. The vector is in the slip direction but, unlike for an edge dislocation, the vector and the dislocation line do not define a unique plane.

Dislocación mixta

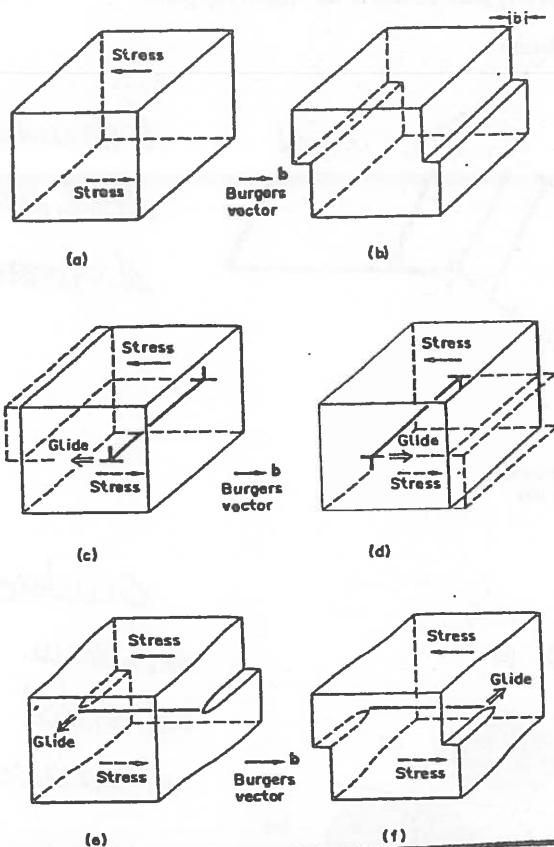


FIG. 3.7. Plastic deformation by glide of edge and screw dislocations under the applied shear stress shown.

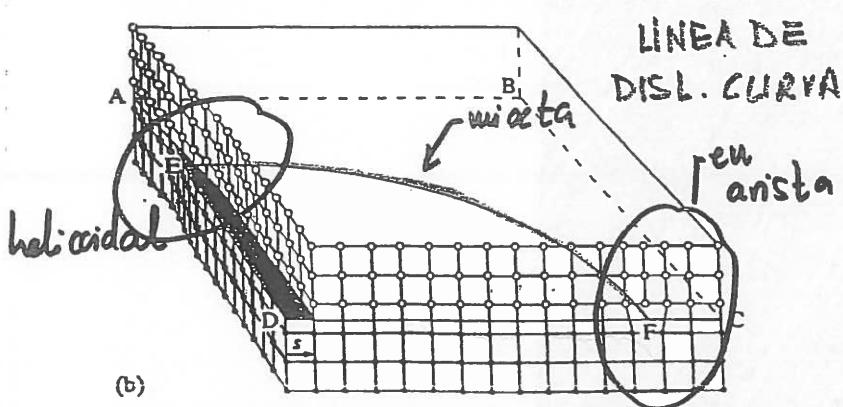
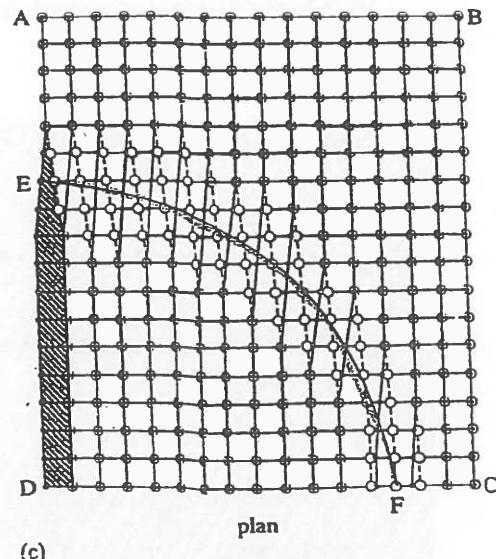
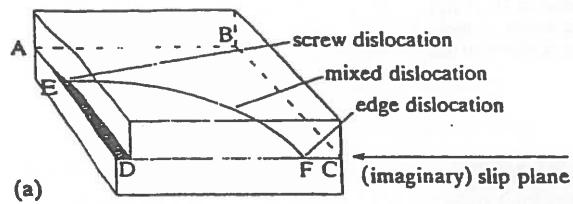
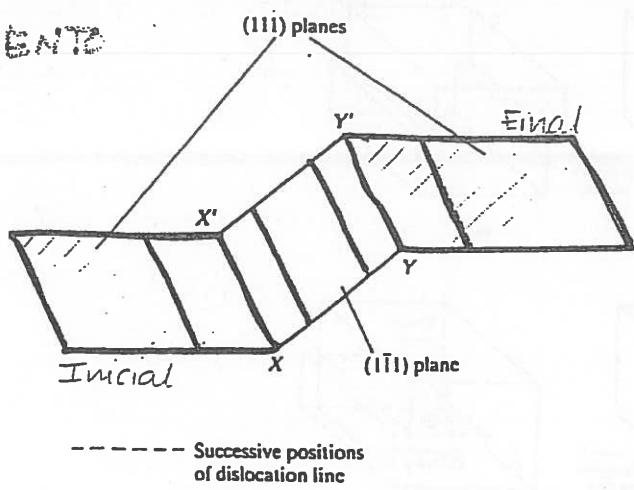


Figure 2.56 (a) Slip part way across the plane ABCD in block model. (b) and (c) show atomic model. In (c) atoms below the slip plane are represented by a dot. Those above are represented by a circle. A circle with a dot indicates atoms in register

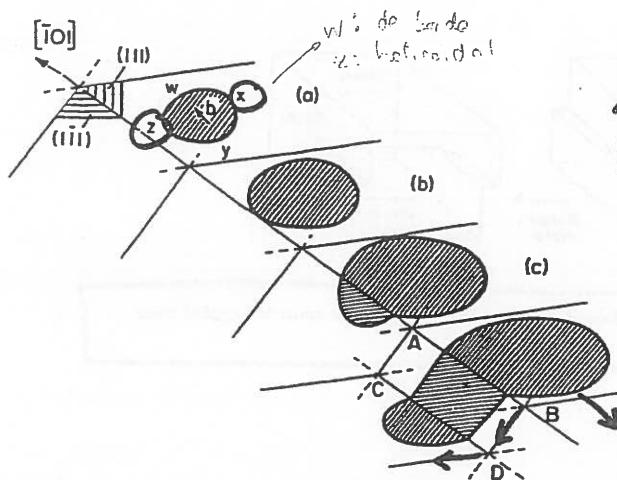
FIGURE 3.15 Schematic of a screw dislocation cross-slipping in a fcc lattice. The dislocation (with $\bar{b} = (a/2)[\bar{1}01]$) originally is moving on a (111) plane until it encounters an obstacle along the line XX'. It then cross-slips to a (1̄1̄1) plane (which also has a [1̄01] slip direction) and proceeds to glide on it until, at YY', it cross-slips again onto a (111) plane parallel to the original slip plane.

RESUMEN:

CRUZADO



(Cambio de plano de deslizamiento de una dislocación helicoidal)



Cambio de plano de deslizam. para la componente helicoidal de un bucle de dislocaciones

par aquí no puede a avanzar: componente en aspa!

FIG. 3.9. Cross slip in a face-centred cubic crystal. The [101] direction is common to (111) and (1̄1̄1) close-packed planes. A screw dislocation at z is free to glide in either of these planes. Cross slip produces a non-planar slip surface. Double cross slip is shown in (d).

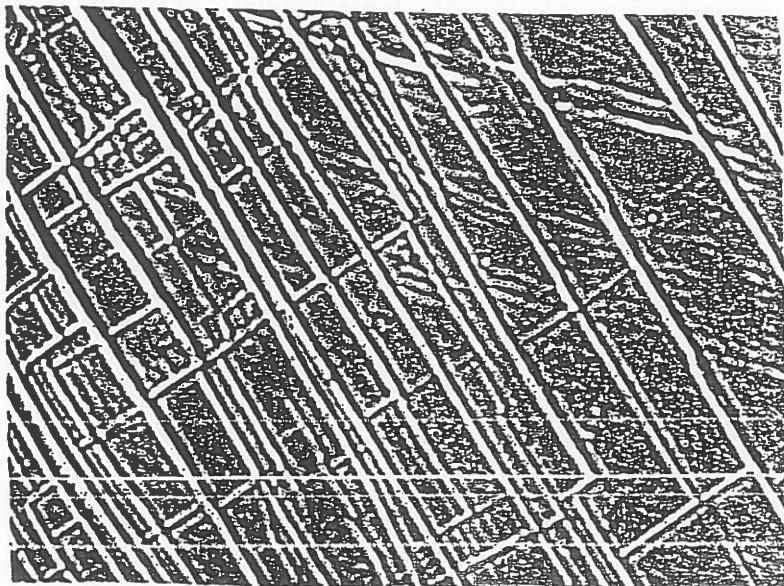


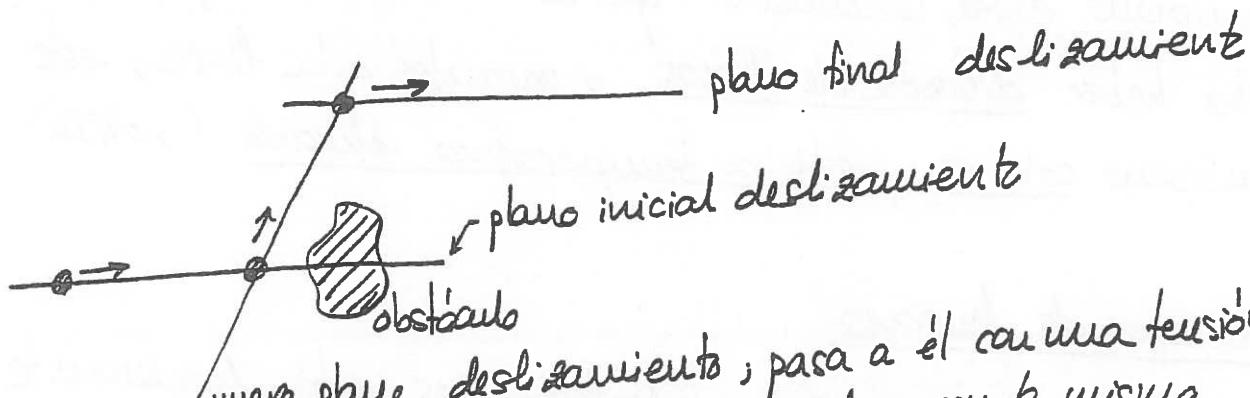
FIG. 3.10. Cross slip on the polished surface of a single crystal of 3.25 per cent silicon iron.

• Cambio de plano de deslizamiento

Una línea de dislocación sólo puede moverse por el plano que define ella y su vector de burges, b ; por tanto, cuando una dislocación en avance se encuentra con un obstáculo, como su plano de deslizamiento es único en principio se frena, pero en una dislocación helicoidal, como la línea y b son paralelos, definen infinidad de planos, luego cuando se encuentra un obstáculo no tiene más que continuar por otro plano, o más difíciles de frenar.

- Dislocaciones helicoidales

La dislocación puede deslizar por cualquier plano que la contenga, luego si en su avance por el plano en el que desliza se encuentra un obstáculo, puede empezar a deslizar por otro que lo corte. Este mecanismo de cambio de plano se denomina deslizamiento avanzado.



Generalmente, una vez salvado al obstáculo, la dislocación vuelve a cambiar el plano de deslizamiento para situarse en uno paralelo al inicial, pues si antes se movía por ese y no por el que ha tenido que deslizarse, seguramente sea porque

le resultaba más "fácil", energéticamente hablando.

En la figura 3.9. vemos el avance de una línea cerrada de dislocación, un bucle de dislocación, donde la zona interior es la que ya ha avanzado. Vemos en la figura (a) que las zonas z y z' son paralelas a b , luego corresponden a una dislocación helicoidal, mientras que la w e y son perpendiculares (en crista). La linea de dislocación se expande, y si se encuentra un obstáculo, sólo la zona de componente helicoidal puede cambiar de plano, como vemos en las figuras (c) y (d).

- Dislocación en crista

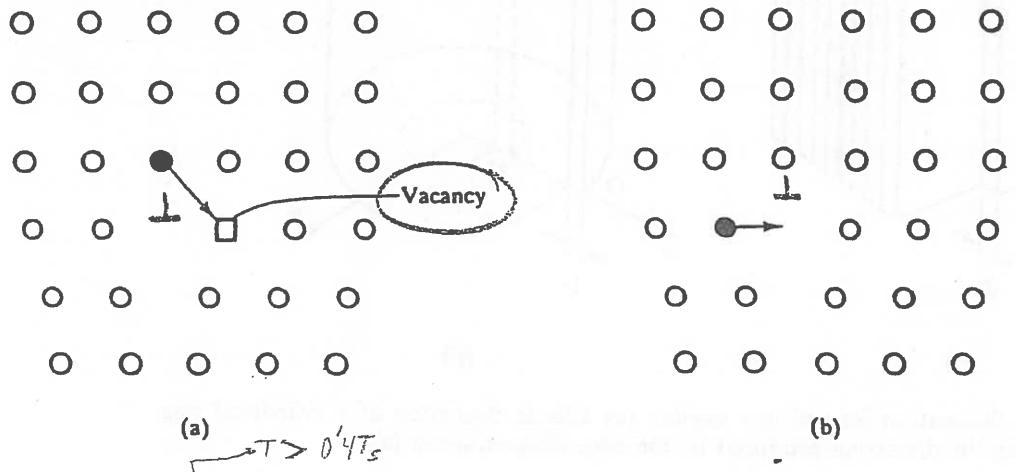
Como sólo tiene un plano de deslizamiento, no puede abandonarlo fácilmente; para subir o bajar a un plano paralelo hay que añadir o quitar una fila de átomos en el borde del semiplano extra, mecanismo que se denomina trepado. Debe haber difusión de átomos o vacantes a la línea; este fenómeno sólo es posible a temperatura elevada ($> 0^{\circ}\text{C}$)

○ Campos de tensiones

La red alrededor de las dislocaciones está localmente distorsionada, y esta distorsión lleva asociada, lógicamente, un campo de tensiones

TREPADO (Desplazamientos en anillos)

FIGURE 3.7 (a) A dislocation can climb up and out of its slip plane by interchange of atomic sites along its core with an adjacent vacancy. "Reverse" climb is shown in (b). Here, an adjacent atom moves into the dislocation core leaving behind, in the process, a lattice vacancy.



A ALAS T: difusión \rightarrow movilidad \rightarrow posible

Condiciones: (1) \downarrow en la vecindad alrededor de la dislocación \uparrow (2) \downarrow en la \Rightarrow + vacancia \uparrow Hasta T_c

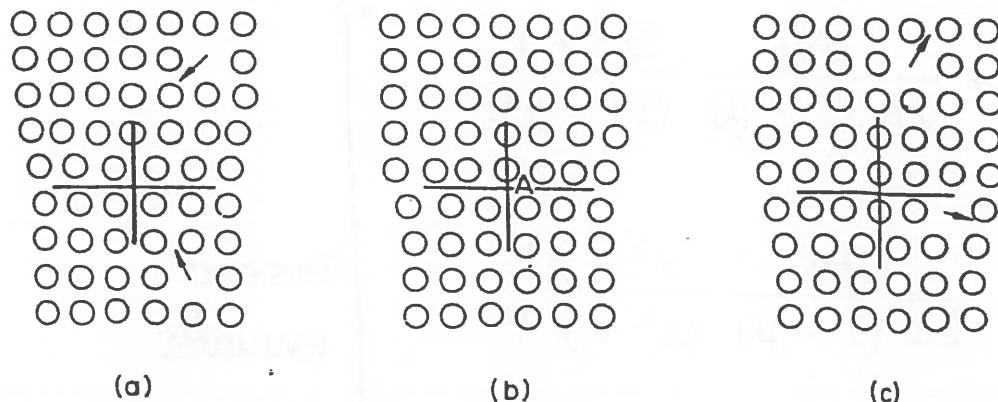


FIG. 3.13. Positive and negative climb of an edge dislocation. In (b) the dislocation is centred on the row of atoms A normal to the plane of the diagram. If the vacancies in the lattice diffuse to the dislocation at A the dislocation will climb in a positive sense as in (a). If vacancies are generated at the dislocation line and then diffuse away the dislocation will climb in the negative sense as in (c).

CAMPO DE TENSIONES DE UNA DISLOCACIÓN EN ARISTA

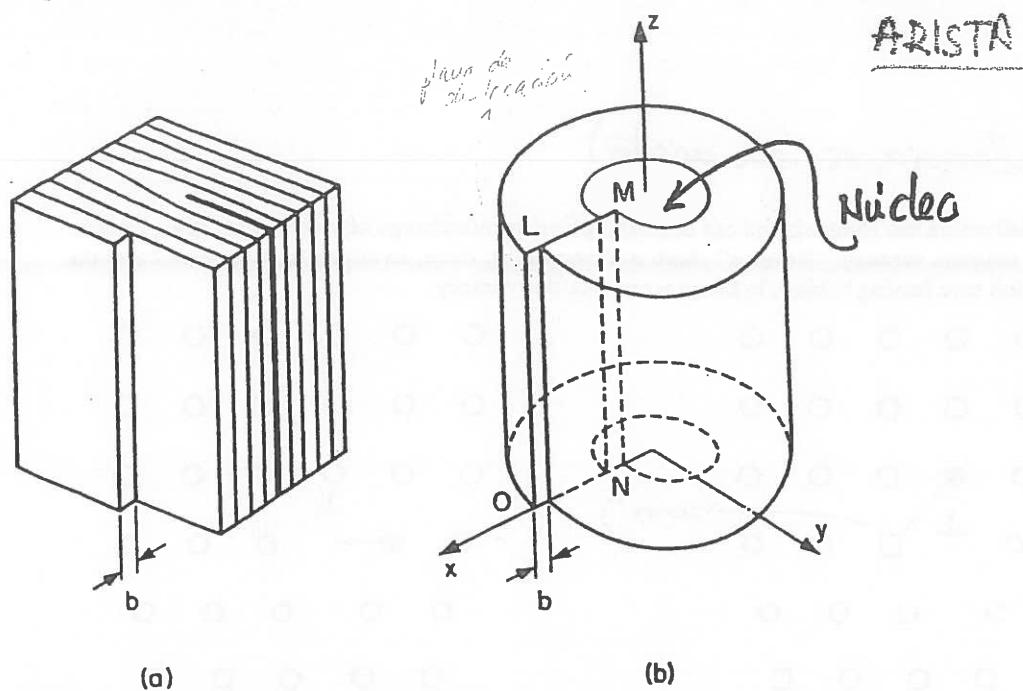


FIG. 4.6. (a) Edge dislocation formed in a crystal. (b) Elastic distortion of a cylindrical ring simulating the distortion produced by the edge dislocation in (a).

Intuitivamente apunta a la dislocación holocida!

$$\tau_{xz} = \tau_{zx} = \tau_{yz} = \tau_{zy} = 0$$

No aprender EXPRESIONES, pero si el tipo de tensión que se presenta!

$$\sigma_x = -\frac{Gby}{2\pi(1-\mu)} \frac{3x^2 + y^2}{(x^2 + y^2)^2}$$

$\rightarrow |\sigma_x| > |\sigma_y|$

$$\sigma_y = \frac{Gby}{2\pi(1-\mu)} \frac{x^2 - y^2}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_z = \mu(\sigma_x + \sigma_y)$$

Tensiones normales

$$\tau_{xy} = \tau_{yx} = \frac{Gbx}{2\pi(1-\mu)} \frac{x^2 - y^2}{(x^2 + y^2)^2}$$

Tensión cortadura

El valor de ese campo de tensiones puede estimarse mediante teoría de plasticidad, aunque los valores obtenidos no son aplicables en la proximidad inmediata, "núcleo", de la línea de dislocación.

- Dislocación helicoidal

- Campo con simetría radial.
- No tiene componentes de tracción o compresión
- Sólo tensiones de cizalladura

- Dislocación en aista

- Campo con tensiones normales y de cizalladura (pero sólo la tensión de cizalladura que no tiene la helicoidal)
- Tensiones de compresión en la zona del semipabilo extra y de tracción al otro lado (figura 7.4)

Como se ve en las figuras 4.6 y 4.5, y a la vista de la forma de los campos, se ve que los campos de tensiones que aparecen en ambos tipos de dislocaciones están completamente desacoplados: las tensiones que aparecen en uno son las que le faltan al otro y viceversa

Para una dislocación mixta, el campo de tensiones que se obtiene es la suma de los dos anteriores.

Debido a la forma de las expresiones, vemos que, en cuanto a tensiones normales, son más importantes las tensiones σ_x que las σ_y , pues la σ_y es proporcional a una diferencia, mientras que σ_x lo es a una suma.

Además, vemos que:

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_x = \text{cte.} \cdot (-y) \cdot \text{algo positivo} \\ \sigma_y = \text{cte. } y \cdot \text{ algo variable} \end{array} \right. \quad \left\{ \begin{array}{l} y > 0 : \text{compresión} \\ y < 0 : \text{tracción} \end{array} \right.$$

depende su valor de la
región en que nos encontremos.
como se ve en la fig 3.21.

- los campos de tensiones y deformaciones implican una energía elástica almacenada, por unidad de longitud de valor:

$$E = \alpha \cdot G \cdot b^2$$

→ Esta si que hay que
explicar esto

$$\left\{ \begin{array}{l} \alpha = \text{cte. proporcionalidad} \\ G = \text{módulo elástico acortadura} \\ b = \text{vector de Burgers: (módulo)} \end{array} \right.$$

Lo normal es que las dislocaciones que existen en una red son las de $|b|$ menor, que son las que minimizan energía. Un vector de Burgers de menor módulo implica una dislocación que intenta "mover poco" cada vez, la que implica un movimiento de átomos una distancia más corta.

CAMPO DE TENSIONES DE UNA DISLOCACIÓN

M154

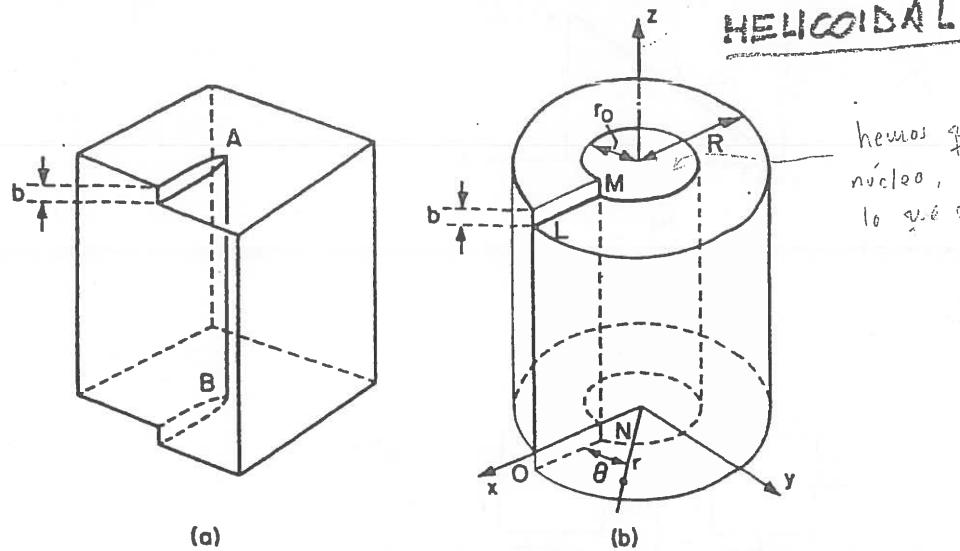


FIG. 4.5. (a) Screw dislocation AB formed in a crystal. (b) Elastic distortion of a cylindrical ring simulating the distortion produced by the screw dislocation AB .

ESTO ES LO
IMPORTANTE DEL
ASÍLIO!

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy} = \tau_{yx} = 0$$

(* lo que no era nulo
en la de arista!!)

$$\tau_{xz} = \tau_{zx} = -\frac{Gb}{2\pi} \frac{y}{x^2 + y^2} = -\frac{Gb}{2\pi} \frac{\sin \theta}{r}$$

No aparecerá:

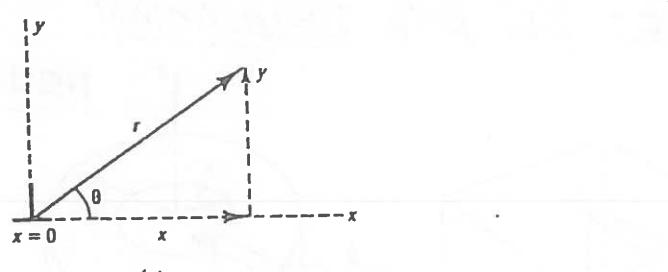
$$\tau_{yz} = \tau_{zy} = -\frac{Gb}{2\pi} \frac{x}{x^2 + y^2} = -\frac{Gb}{2\pi} \frac{\cos \theta}{r}$$

En coordenadas cilíndricas, solo queda una componente de tensión

vectores de Argot

$$\gamma_{\theta z} = \gamma_{z\theta} = \frac{b}{4\pi r} \quad \tau_{\theta z} = \tau_{z\theta} = \frac{Gb}{2\pi r}$$

El campo de tensiones no tiene componentes de tracción o compresión, sino sólo de cizalladura, con simetría radial.



(a)

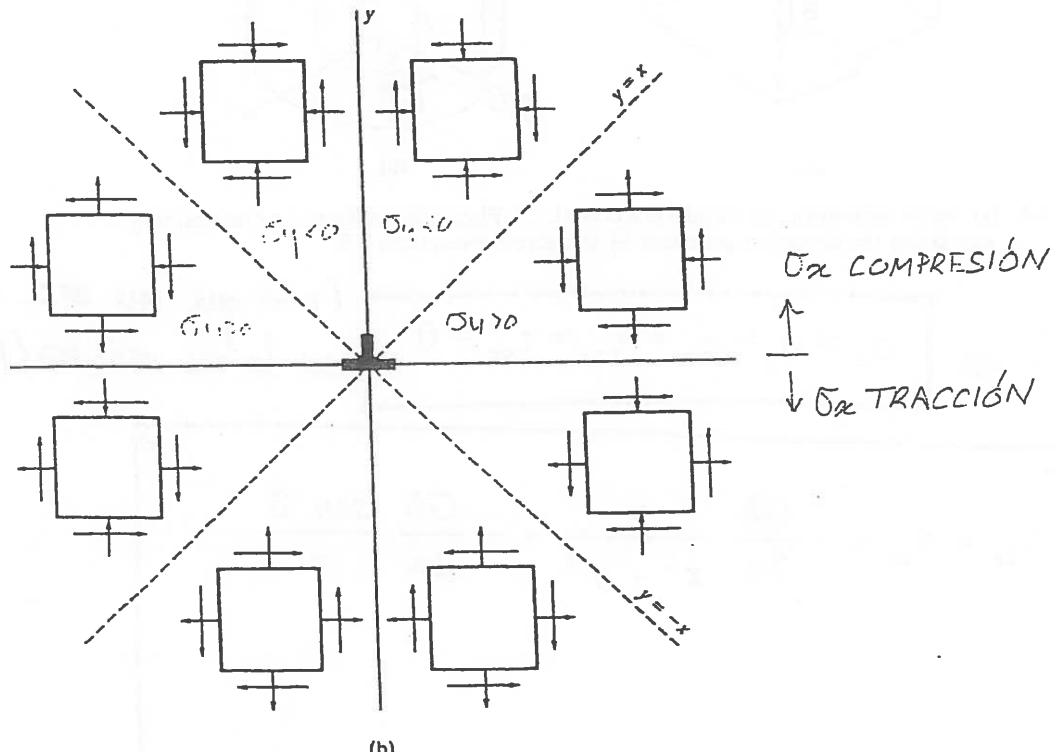


FIGURE 3.21

(a) Coordinate system used to describe the stress state of an edge dislocation located at the origin. The cartesian coordinates are x, y ; cylindrical coordinates are defined by r and θ ($y = r \sin \theta, x = r \cos \theta$). (b) The sense of the shear (τ_{xy}) and dilational (σ_x, σ_y) components of stress of an edge dislocation for the dislocation of (a). (Part (b) adapted from W. T. Read, Jr., *Dislocations in Crystals*, McGraw-Hill, New York, 1953.)

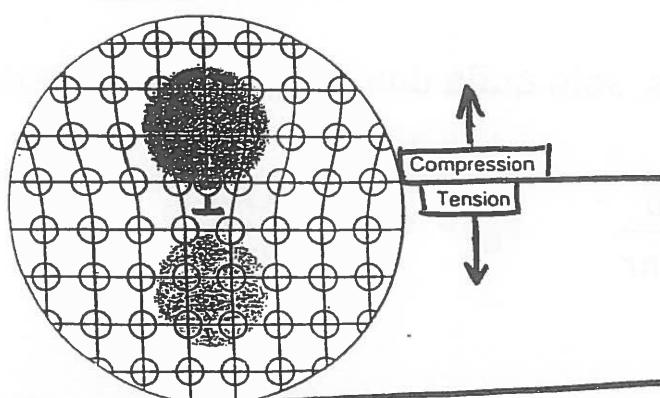
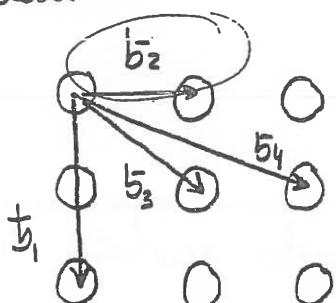


Figure 7.4 Regions of compression (dark) and tension (colored) located around an edge dislocation. (Adapted from W. G. Moffatt,

G. W. Pearsall, and J. Wulff, *The Structure and Properties of Materials*, Vol. I, *Structure*, p. 85. Copyright © 1964 by John Wiley & Sons, New York. Reprinted by permission of John Wiley & Sons, Inc.)

Así, si tenemos



Dislocación
reforzada:
se lo combina
no define
un plano

Dislocación
agresta:
junto con el
desplazamiento
que define un plano
de movimiento

⇒ dislocación con vector
de Burges b_s : menor
movimiento de átomos ⇒
menor energía!

Las dislocaciones se crean por los planos que
están en la red cristalina que hace falta
menos tensión para moverse dentro de dislocación)

Esto también nos va a dar una idea de los planos que más
van a favorecer el movimiento de dislocaciones: los planos compactos, aquellos en los que se tiene la menor distancia
interatómica → mayor facilidad de movimiento de disloca-
ciones por tener una energía asociada menor

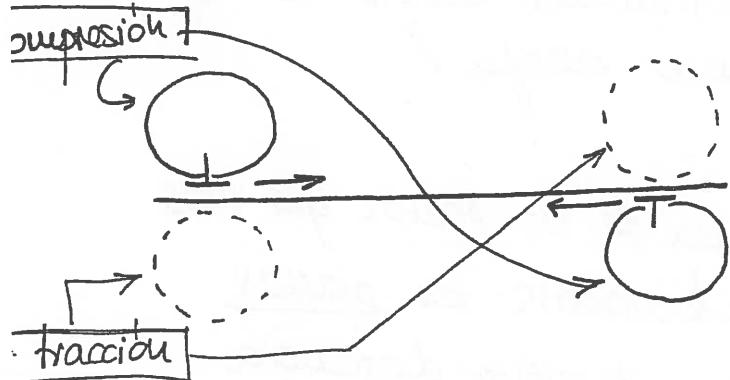
• Fuerzas entre dislocaciones

En un cristal real, no vamos a tener una única dislocación,
ni dos ni tres; tendremos muchísimas, luego tenemos de
tener en cuenta la interacción entre ellas. Cuando dos
dislocaciones se aproximan, se produce una interacción entre
sus campos de tensiones, que provoca la aparición de fuerzas
entre ellas; si al interactuar disminuye la energía
elástica total, se producirá una fuerza de atracción, pues
al sistema le "interesa" disminuir su energía; si por el
contrario esa interacción hace que aumente la energía
elástica total, se producirá una fuerza de repulsión.

- Consideremos en primer lugar dos deslizamientos paralelos en el mismo plano:

(a) Las dos en anista

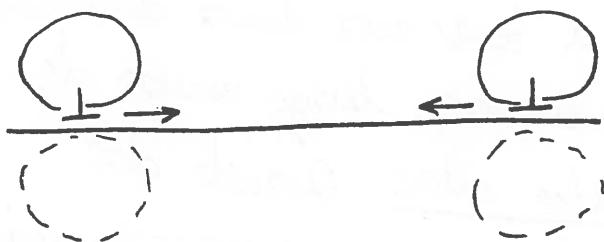
DISTINTO SIGNO



cuando ambas deslizaciones se aproximan, la distorsión total de la red tiende a disminuir (pues se compensan los campos de tracción y compresión)

Por tanto, al acercarse, la red disminuye su energía
(le interesa) → se produce una fuerza de atracción entre ellas *

MISMO SIGNO

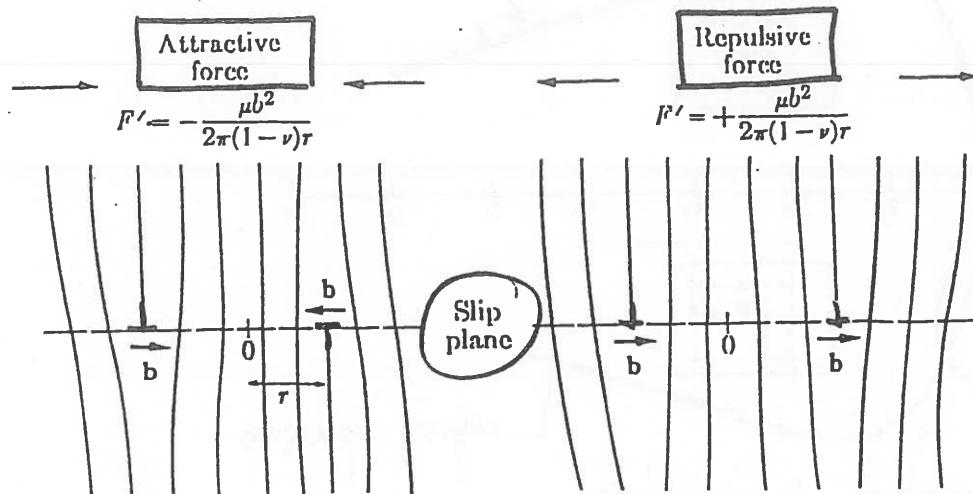


según se aproximan la distorsión de la red va aumentando, con lo que también aumenta la

energía total, provocando una fuerza de repulsión que intenta separarlas (a la red no le "interesa" que se acerquen pues se distorsiona más y aumenta su energía!)

* Lo ideal es que se approximen tanto que se acaben compensando totalmente y se destruyan mutuamente.

FUERZAS ENTRE DISLOCACIONES



(a) Attraction of a pair of dislocations of opposite sign.

(b) Repulsion of a pair of dislocations of the same sign.

Fig. 3.9 Schematic illustration of (a) attraction, and (b) repulsion of a pair of edge dislocations on the same slip plane.

↑
Mismo plano
Planos diferentes
↓

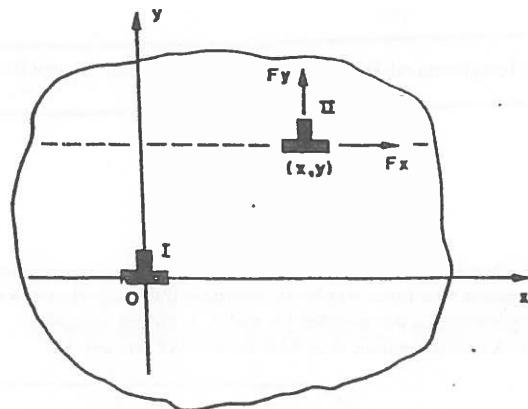
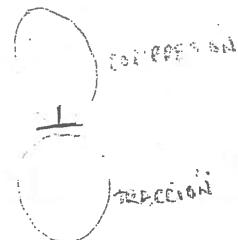


Fig. 4.11. Interaction between two edge dislocations. (After Cottrell (1953), *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Oxford University Press.)

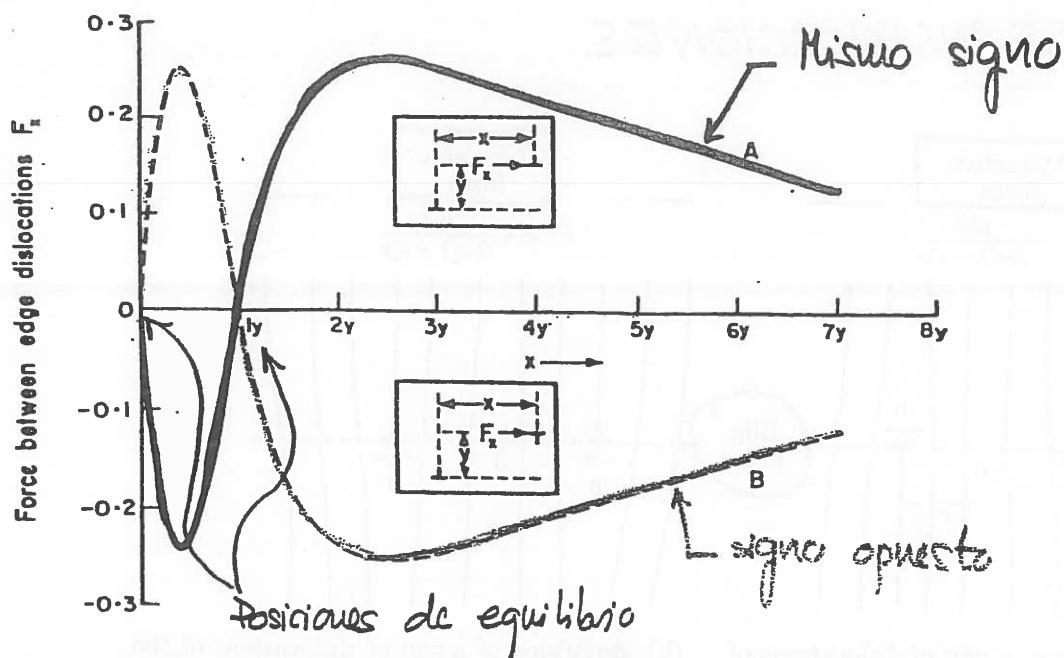


FIG. 4.12. Force between parallel edge dislocations with parallel Burgers vectors from equation (4.36). Unit of force F_x is $Gb^2/2\pi(1-v)y$. The full curve A is for like dislocations, and the broken curve B for unlike dislocations. (After Cottrell (1953), *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Oxford University Press.)

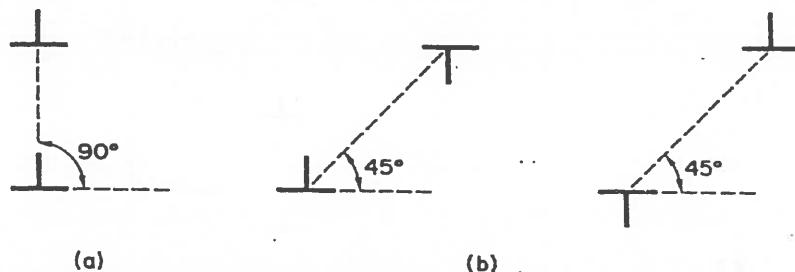
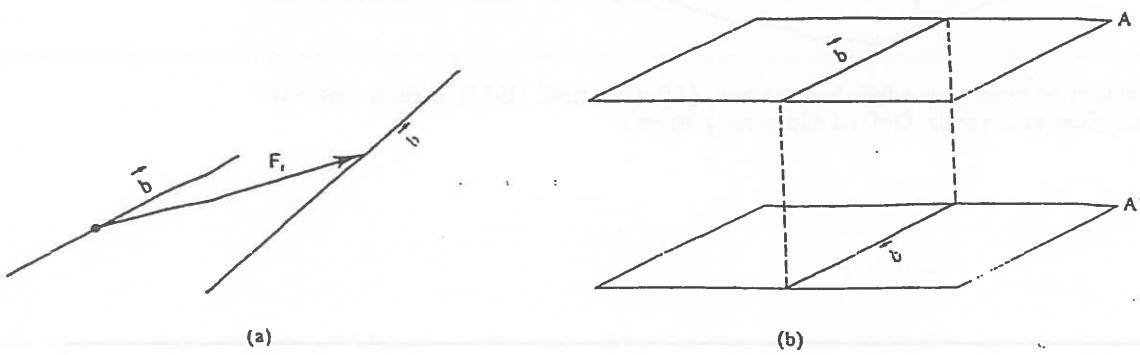


FIG. 4.13. Stable positions for two edge dislocations of (a) the same sign and (b) opposite sign.

FIGURE 3.23 (a) A repulsive force, acting along a line between the dislocation centers, exists between two screw dislocations with parallel Burgers vectors (the force would be attractive if the slip vectors were antiparallel). (b) If the dislocation glide planes are parallel (A and A'), dislocations with antiparallel Burgers vectors glide to a position where they lie directly over one another.



(b) Las dos helicoidales, se tiene un comportamiento totalmente análogo:

mismo signo



Fuerza repulsiva

signo contrario



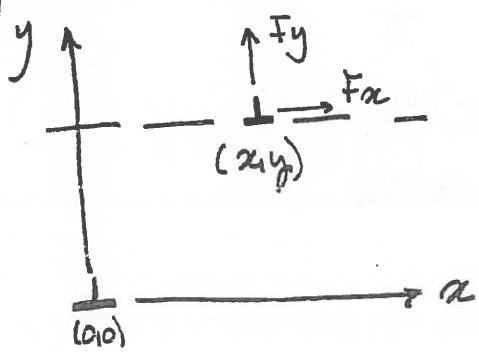
Fuerza atractiva

(c) Una helicoidal y otra en arista

Como hemos visto, sus campos de fuerzas están completamente desacoplados, luego NO INTERACCIONAN

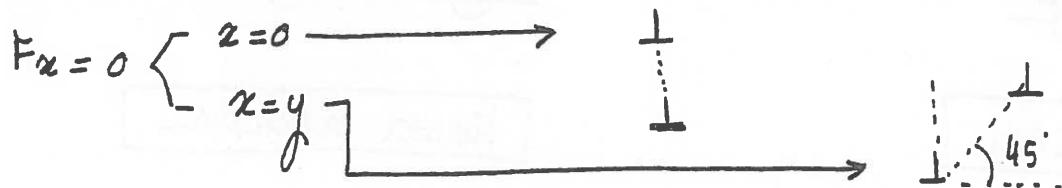
- Consideremos ahora dos distorsiones paralelas pero en planos de deslizamiento diferentes:

- Aparecen fuerzas atractivas o repulsivas según sea la posición relativa entre ellas (cuando se sitúan en planos suficientemente próximos como para que haya interacción entre sus campos de fuerzas, que son locales). En la figura 4.12 vemos cómo varían las fuerzas en función de esa posición relativa.



Se analiza la componente de fuerza F_x , pues es la que va a favorecer o entorpecer el deslizamiento. Veamos en la figura que tenemos dos posiciones de equilibrio: $F_x=0$ (estables o inestables)

- Línea continua: dislocaciones del mismo signo



$\left\{ \begin{array}{l} z=0 \text{ es una posición de equilibrio } \underline{\text{estable}}; \text{ si nos} \\ \text{desplazamos un poco de esa posición, la fuerza que} \\ \text{actúa es } F_x < 0, \text{ luego es atractiva: el sistema tiende} \\ \text{a devolverla a su posición de equilibrio.} \\ z=y \text{ es, por contra, } \underline{\text{inestable}}; \text{ en cuanto nos movemos de} \\ \text{allí aparece una fuerza de } \underline{\text{repulsión}} \text{ que tiende a} \\ \text{alejarla de esa posición} \end{array} \right.$

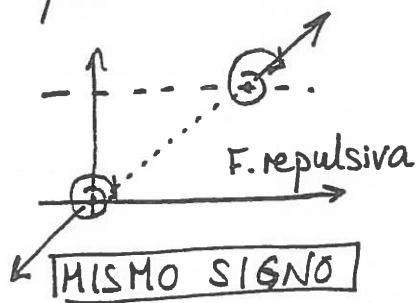
- Línea discontinua: disloc. de signo contrario

Obtenemos las mismas posiciones de equilibrio pero con la estabilidad cambiada:

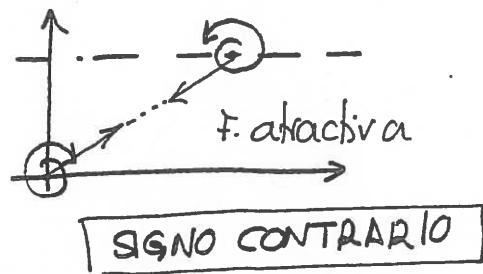
$\begin{array}{c} \text{---} \\ \text{---} \\ \text{instable} \end{array}$

$\begin{array}{c} \text{---} \\ \text{---} \\ 45^\circ \\ \text{stable} \end{array}$

* Cuando las deslocaciones son helicoidales, las fuerzas que aparecen, atractivas o repulsivas, son radiales, dando lugar a una posición de equilibrio, $\alpha=0$, estable o inestable dependiendo de su signo:



→ Equilibrio en $\alpha=0$
INESTABLE



→ Equilibrio en $\alpha=0$
ESTABLE

MECANISMOS DE DEFORMACIÓN PLÁSTICA

Por lo que hemos visto en el tema anterior, sabemos que las deslizaciones que van a ser más frecuentes son aquellas que implican menor "gasto" de energía. Como $E = \alpha g b^2$, existirán preferentemente aquellas con un vector de Burgers de menor módulo, las que implican una distancia de salto pequeña: las que se mueven por planos compactos en direcciones compactas.

- Denominamos sistema de deslizamiento al conjunto de un plano de deslizamiento más una dirección de deslizamiento.
- Como sabemos, las deslizaciones avanzan bajo tensiones de cizalladura en su plano y en la dirección de b , y se mueven preferentemente en planos y direcciones para los que el γ preciso es menor. En general, esto se cumple para los planos más compactos y las direcciones más compactas de los mismos.
- Denominamos tensión de cizalladura efectiva, τ_e , a la que actúa sobre el plano en la dirección de deslizamiento; para un monocristal bajo carga uniaxial.

- Esfuerzo de tracción $\rightarrow 0$

$$\tau_e = \frac{F \cdot \cos h}{A_s} = \frac{F}{A_0} \cos \phi \cdot \cos \lambda = \frac{\sigma}{m} \quad \rightarrow m = \frac{1}{\cos \phi \cos \lambda}$$

Ley de límite
deslizamiento: contiene la dirección de

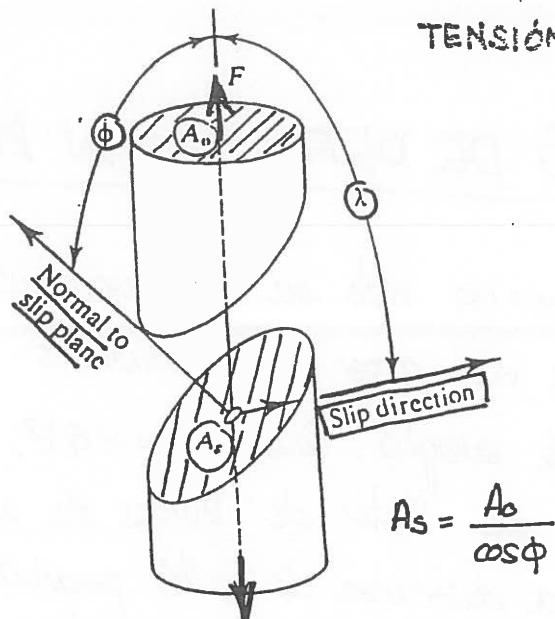
ley de límite

$$\tau_{e, \text{crítico}} = \frac{\sigma_a}{m}$$

→ El límite elástico no es de un sólido. Depende de la dirección que tensiona (no es una propiedad isotrópica)

TENSIÓN EFECTIVA

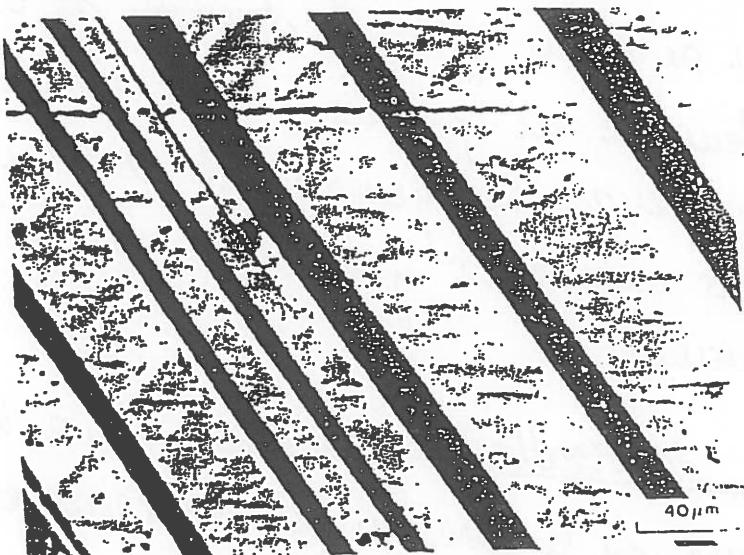
Resolution of an applied tensile stress ($\sigma = F/A_0$) into a shear stress acting in the slip direction on an active slip plane in a single crystal. The slip plane area A_s is given by $A_0/\cos \phi$, where ϕ is the angle between the tensile axis and the slip-plane normal. The resolved force (F_r) in the slip direction is $F \cos \lambda$, where λ is the angle between the tensile axis and the slip direction. Thus, the resolved shear stress, $\tau_{RSS} = F_r/A_s$, is given by $\sigma \cos \phi \cos \lambda$. Slip on this slip system occurs when the resolved shear stress attains a critical value, τ_{CRSS} , characteristic of the material.



$$A_s = \frac{A_0}{\cos \phi}$$

Macrystal de forma cilíndrica sometido a una tracción longitudinal.

$$\tau_e = \frac{F \cos \lambda}{A_s} = \frac{F}{A_0} \cos \phi \cos \lambda = \frac{\sigma}{m}$$



Deslizamiento de planos a 45°

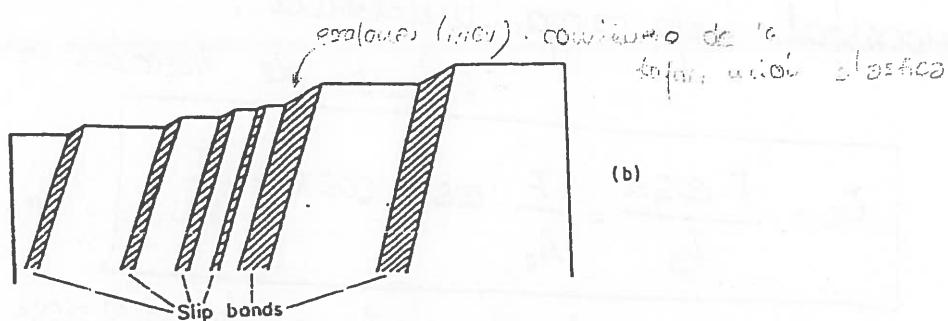


FIG. 3.2. (a) Straight slip bands on a single crystal of 3.25 per cent silicon iron. (From Hull, Proc. Roy. Soc. A274, 5, 1963.) (b) Sketch of a section across the slip bands normal to surface shown in (a). Each band is made up of a large number of slip steps on closely spaced parallel slip planes.

se varía, en función de la orientación del plano de deslizamiento y de la dirección de deslizamiento; para un valor de σ dado, el mínimo valor de μ me dará la τ máxima.

los planos por los que antes se producirá el movimiento de las dislocaciones, para un σ dado, son aquellos en los que $\lambda = \phi = 45^\circ$ ($m=2$), pues antes se alcanzará la τ necesaria.

En la figura 3.2. vemos la deformación plástica producida al aplicar una carga F : líneas a 45° .

Vamos a ver cómo varía la tensión necesaria para producir deformación plástica (permanente) según el tipo de red que presenta el material.

En la figura 4.35 vemos la diferencia entre tener planos compactos o no compactos:

(a) planos separados, con lo que se tienen menos planos, pero en ellos los átomos están muy juntos $\rightarrow b$ más pequeño \Rightarrow facilidad de movimiento de dislocaciones.

(b) plano no compacto. tenemos muchos planos, no muy separados, pero en ellos los átomos si están bastante separados $\Rightarrow b$ mayor \Rightarrow movimiento de

dislocaciones más complicadas.

tabla 6.3. Número de sistemas de deslizamiento según el tipo de red.

• **FCC** Desde el punto de vista de compacidad, es la red "ideal" pues tiene planos compactos $\{111\}$: 4 sistemas de planos] y cada uno de esos planos tiene tres direcciones compactas $\langle110\rangle$ (ver fig 7.6) : distancia interatómica mínima. Tenemos, por tanto, $4 \times 3 = 12$ sistemas de deslizamiento, combinaciones de plano y dirección compactos.

• **BCC** (i) Esta red no tiene planos compactos, luego el movimiento de las dislocaciones no será tan sencillo como en el caso anterior. Así así, si tiene direcciones compactas (los diagonales dibujadas en la figura), luego las dislocaciones se van a mover en los planos "suficientemente" compactos, $\{110\}$, que contengan direcciones compactas. Obtenemos, entonces, $6 \times 2 = 12$ sistemas de "bastante fácil" deslizamiento.

(2) En este caso se tienen también planos razonablemente compactos con una dirección de deslizamiento, dando lugar a 12 sistemas de "buen" deslizamiento (12×1)

(3) Planos un poco menos compactos, aunque muchos, con 1 dirección: 24 sistemas de "razonable" deslizamiento

FIGURE 6.35
 Comparison of atomic slip on (a) a close-packed plane and (b) a non-close-packed plane. Slip is favored on the close-packed plane because less force is required to move the atoms from one position to the next closest one, as indicated by the slopes of the bars on the atoms. Note that dislocations move one atomic slip step at a time. (After A. H. Cottrell, *The Nature of Metals, "Materials,"* Scientific American, 1967, p. 48. Copyright © by Scientific American, Inc. All rights reserved.)

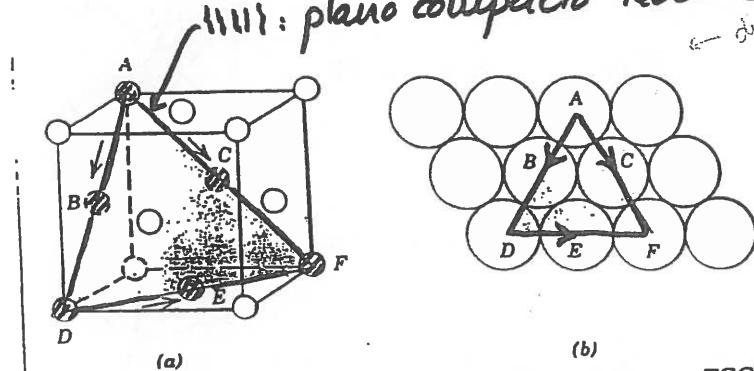
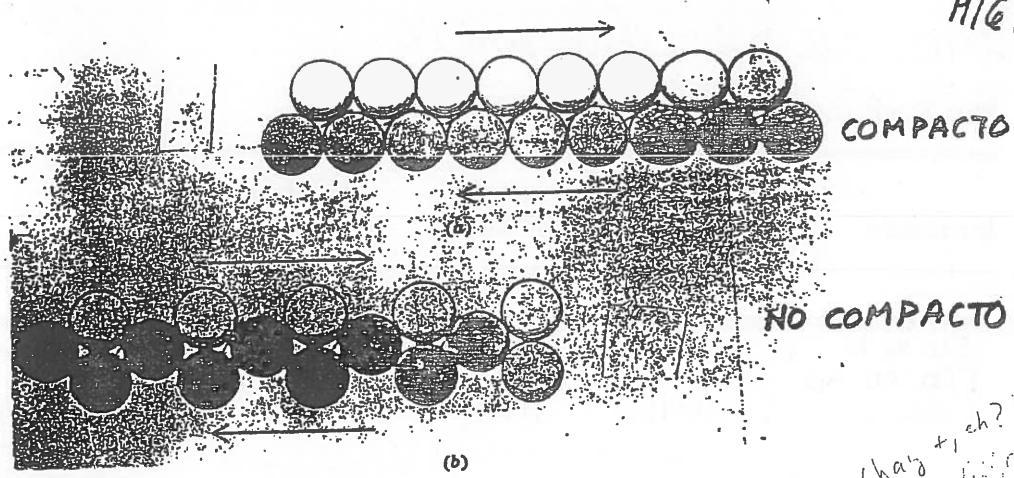


Figure 7.6 (a) A $\{111\} \times \{110\}$ slip system shown within an FCC unit cell. (b) The $\{111\}$ plane from (a) and three $\langle 110 \rangle$ slip directions (as indicated by arrows) within that plane comprise possible slip systems.

TABLE 6.4 Room-Temperature Slip Systems and Critical Resolved Shear Stress for Metal Single Crystals

Metal	Crystal structure	Purity, %	Slip plane	Slip direction	Critical shear stress, g/mm ²
Zn	HCP	99.999	(0001)	[1120]	18
Mg	HCP	99.996	(0001)	[1120]	77
Cd	HCP	99.996	(0001)	[1120]	58
Ti	HCP	99.99	$\langle 1010 \rangle$	[1120]	1400
		99.9	$\langle 1010 \rangle$	[1120]	9190
Ag	FCC	99.99	(111)	[110]	48
		99.97	(111)	[110]	73
		99.93	(111)	[110]	131
Cu	FCC	99.999	(111)	[110]	65
		99.98	(111)	[110]	94
Ni	FCC	99.8	(111)	[110]	580
Fe	BCC	99.96	(110) (112) (123)	[111]	2800
Mo	BCC	...	(110)	[111]	5000

Source: After G. Dieter, "Mechanical Metallurgy," 2d ed., McGraw-Hill, 1976.

H/61
 COMPACTO
 NO COMPACTO
 3 direcciones de deslizamiento en un plano compacto de la red FCC
 → dirección compacta (hay + ch?)
 vector burgoSE (no es vertical, es diagonal)
 → dirección (vertical)
 → dirección (diagonal)

bajos
 valores
 muy elevados

SISTEMAS DE DESLIZAMIENTO

TABLE 6.3 Slip Systems Observed in Crystal Structures

Vale la idea de los sistemas de movilidad
que implican una óptima (física, química, etc.)
en FCC, BCC, HCP.

Structure	Slip plane	Slip direction	Number of slip systems
FCC: Cu, Al, Ni, Pb, Au, Ag, γ Fe, ...	{111}	(110)	$4 \times 3 = 12$ B.C. Compacidad
BCC: α Fe, W, Mo, (1) β brass	{110}	(111)	$6 \times 2 = 12$
(2) α Fe, Mo, W, Na	{211}	(111)	$12 \times 1 = 12$
(3) α Fe, K	{321}	(111)	$24 \times 1 = 24$
HCP: Cd, Zn, Mg, Ti, Be, ...	(0001)	(1120)	$1 \times 3 = 3$
Ti (prism planes)	{1010}	(1120)	$3 \times 1 = 3$
Ti, Mg (pyramidal planes)	{1011}	(1120)	$6 \times 1 = 6$

Source: After H. W. Hayden, W. G. Moffatt, and J. Wuiff, "The Structure and Properties Of Materials," vol. III, Wiley, 1965, p. 100.

→ en general, esta red presenta "buena" capacidad de deformación.

• **HCP** los metales con esta red se deforman, aunque es una red bastante más problemática: tienen pocos sistemas de deslizamiento, unos fáciles y otras más difíciles.

Los planos basales con compactos, por debido a la axial simetría, sólo hay un sistema de planos compactos aunque con tres direcciones; si se orientan adecuadamente, las dislocaciones se mueven bien, pero si no, la cosa se complica mucho como, p.e. en el caso de un policristal → plasticidad deficiente. Sin embargo, la experiencia nos dice que el Titánio, que cristaliza en esta red, tiene buena plasticidad!. Lo que ocurre es que la red del Titánio es un tanto especial, es lo que se denomina una red hexagonal heteroédrica: no mantiene las proporciones de una red hexagonal perfecta, sino que es un poco achatada. Como los átomos de la base han de separarse para permitir ese achataamiento, deja de ser un plano compacto, y las dislocaciones se mueven por los planos laterales del prisma, dando un comportamiento bastante plástico. Tiene, además, una segunda forma de deformación plástica (por machado) que veremos en breve, y que compensa la deficiencia de deformación primaria.

En la Tabla 6.4. se muestra la tensión necesaria para mover dislocaciones en los planos más favorecidos. Veamos que en el caso del Zn, Mg, Cd se tienen valores muy bajos de tensión, pues se produce el deslizamiento por sus planos compactos; que la plata, FCC, presenta poca resistencia a ese movimiento, y que para el caso del titanio, se tienen valores muchísimo más elevados, pues la deformación se produce en planos no compactos (heterodíodos). Veamos también los elevados valores de los materiales con red BCC, como Fe y Mo.

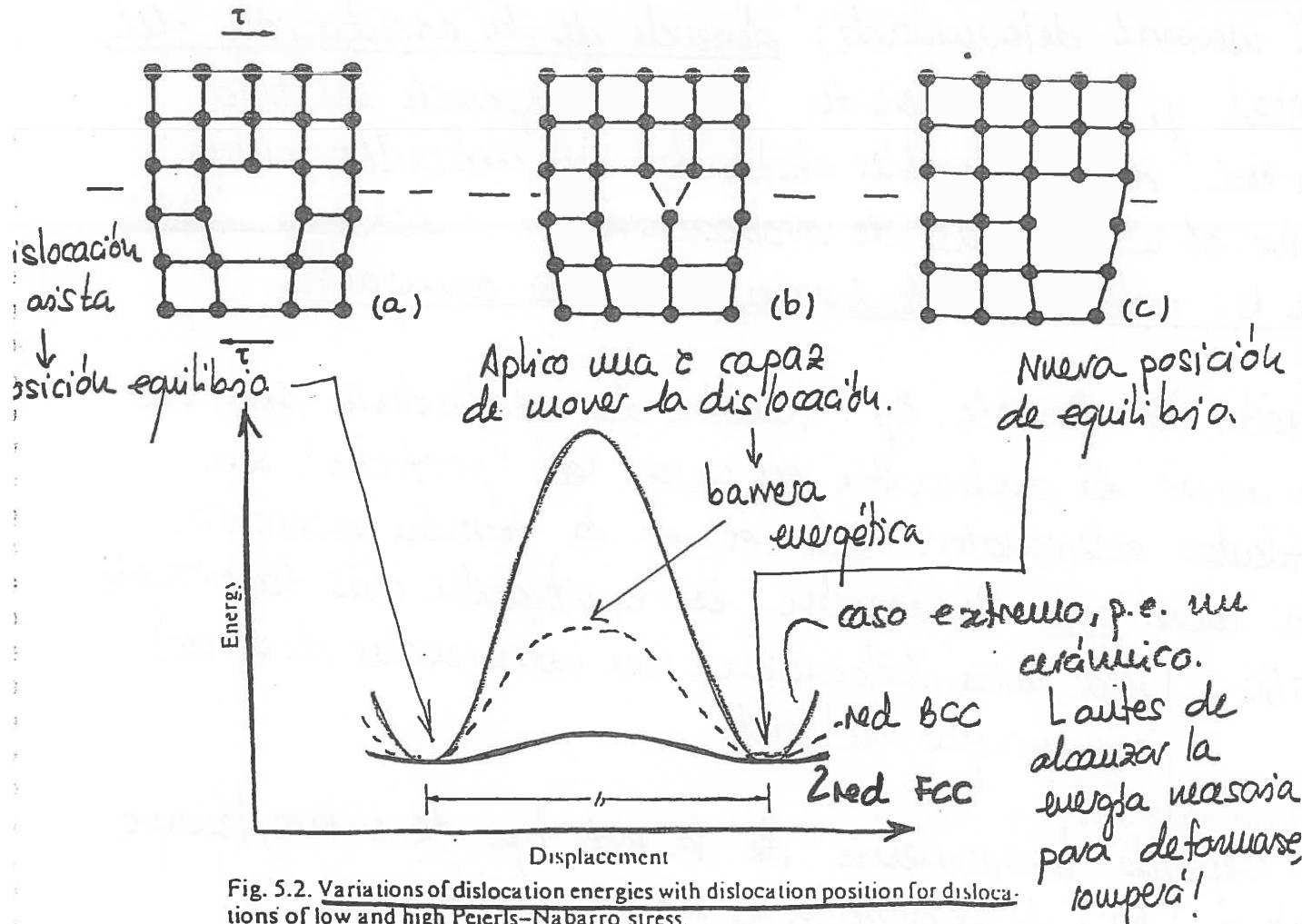
- ley de Schmid: la deformación plástica del monocristal comienza cuando en algún sistema de deslizamiento se alcanza un valor igual a un valor crítico característico [Hasta que se alcanza ese valor crítico, lo que se tiene en el material es deformación elástica; no hemos alcanzado la tensión de cortadura necesaria para comenzar a mover las dislocaciones y, por tanto, deformar plásticamente el material.]

En el momento en que alcanzamos ese valor crítico, σ_y , hemos llegado al límite elástico del monocristal:

$$\sigma_y = \text{m. } \tau_{cr}$$

σ_y = límite elástico monocristal

τ_{cr} = tensión de cizalladura precisa para mover una dislocación en un sistema de deslizamiento.



Metales FCC:

Metales BCC y HCP (sistemas duros):

Haluros alcalinos:

Oxidos:

Sólidos covalentes:

$$\begin{aligned} \tau_f/G &< 10^{-5} \\ \tau_f/G &\approx 5 \cdot 10^{-3} \\ \tau_f/G &\approx 10^{-2} \rightarrow 2 \cdot 10^{-2} \\ \tau_f/G &\approx 10^{-2} \rightarrow 3 \cdot 10^{-2} \\ \tau_f/G &\approx 2 \cdot 10^{-2} \rightarrow 5 \cdot 10^{-2} \end{aligned}$$

τ_f = tensión de Peierls o de fricción

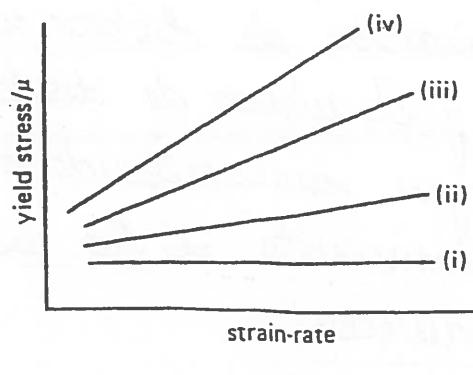
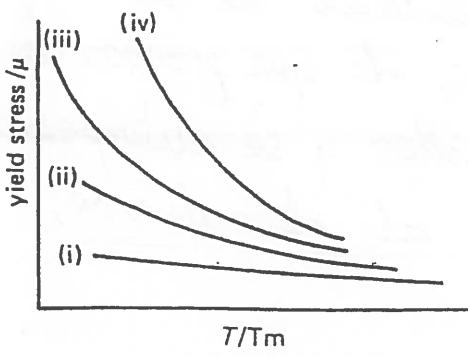


Figure 8.3 Variation of yield stress with (a) temperature, (b) strain-rate, for crystals with (i) FCC (ii) BCC (iii) ionic-bonded (iv) co-valent-bonded structure

* Oy no es un valor constante para un monocristal de un material determinado; depende de la orientación del cristal y, al ser fricción de C.R., depende del tipo de red, de los posibles obstáculos que dificulten o impidan el movimiento de deslizamiento, C.R. será menor en los sistemas de deslizamiento más compactos.

Tensión de Peierls, ζ_p : tensión de cizalladura precisa para mover la dislocación en una red "perfecta", sin obstáculos adicionales. Esto es, es la tensión necesaria para mover una dislocación en la situación más favorable posible: una única dislocación (sin interferencias de otras) sin ningún obstáculo

Depende básicamente de la red, tipo de enlace, temperatura ($\uparrow T$: la dislocación se mueve mejor) y de la velocidad de deformación.

● Multiplicación de dislocaciones ***

cuando las dislocaciones se mueven provocan dos efectos:

- Deformación plástica, como ya hemos visto
- Multiplicación de dislocaciones: aumento de la longitud total y el número de dislocaciones, lo que provoca que se vayan sumarando entre ellas y se entrelazan el movimiento \Rightarrow los metales, al deformarse, se endurecen!

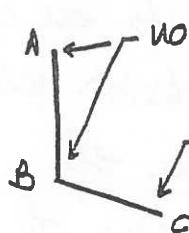
Existen diversos mecanismos responsables de este incremento:

- Deslizamiento ondulado múltiple.

Las dislocaciones helicoidales hacen deslizamiento ondulado, extendiéndose por varias plazas a la vez; se produce un aumento de longitud, pero no de número.

- Fuentes de Frank-Read

- Con un punto de anclaje: giro alrededor del mismo aumentando la longitud (pero no el número)



no se puede mover por tensión insuficiente.
este extremo si se puede mover, pero al estar el punto B fijo, lo único que puede hacer es girar, enrollándose sobre sí mismo → aumento de longitud de la linea de dislocación, con el consiguiente aumento de def. plástica, pero no aumenta en número.



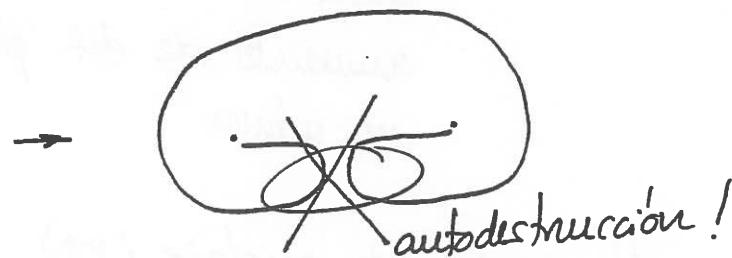
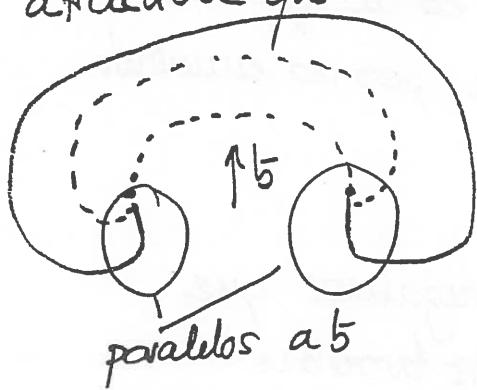
- con dos puntos de anclaje (**). Supongamos que tenemos dos puntos de la línea de dislocación fijos, enganchados. Cuando aplicamos una tensión de cortadura en dirección paralela a b, y se alcanza el valor suficiente, trata de moverse, pero al estar anclado, lo que hace es combarse:



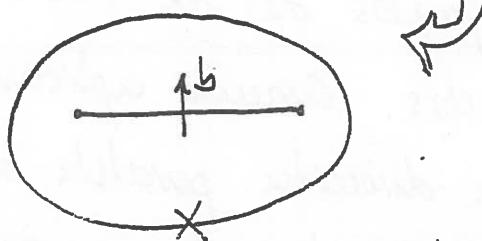
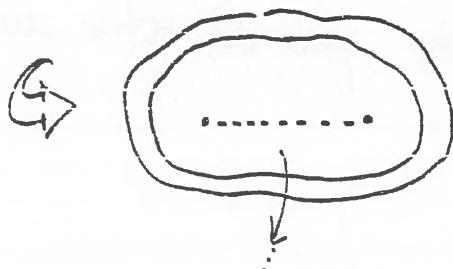
Si seguimos aumentando la tensión aplicada, la linea se sigue curvando, disminuyendo el radio de curvatura hasta el mínimo, el de una circunferencia:



Si aumenta aún más la tensión de cortadura, la linea sigue su camino, ahora "enrollándose al rededor de los puntos de anclaje", hasta que llega un momento en que la linea tiene dos tramos paralelos a b (disloc. helicoidal) \rightarrow tenemos dos dislocaciones paralelas, en el mismo plato y opuestas \rightarrow se produce una fuerza de atracción que las destruye inmediatamente:



mejor a empezar \leftarrow



$\rightarrow \left\{ \begin{array}{l} \text{aumento de la longitud} \\ \text{aumento de n.º de líneas} \\ \text{de dislocación!} \end{array} \right.$

FUENTES DE RANK - READ

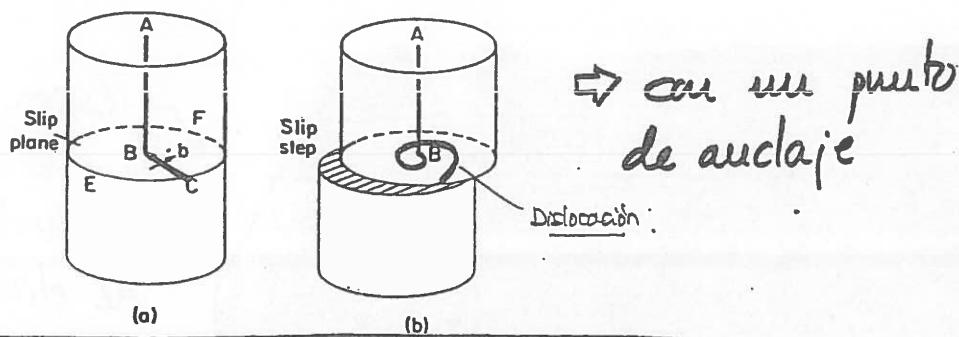
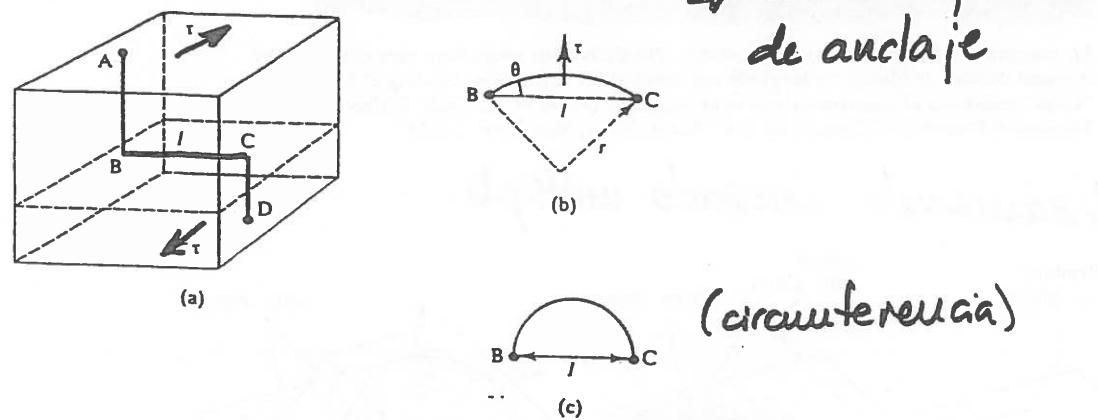
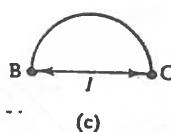


FIG. 8.5. Single ended Frank-Read source. (a) Dislocation lying partly in slip plane CEF. (b) Formation of a slip step and spiral dislocation by rotation of BC about B.



(circunferencia)

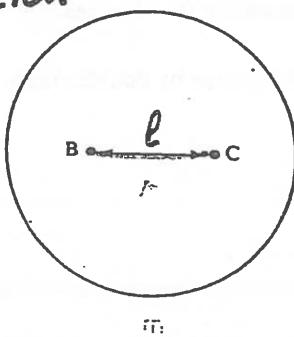


(c)

~ nueva dislocación!
Volverá a crecer...

* La tensión precisa para activar la fuente es

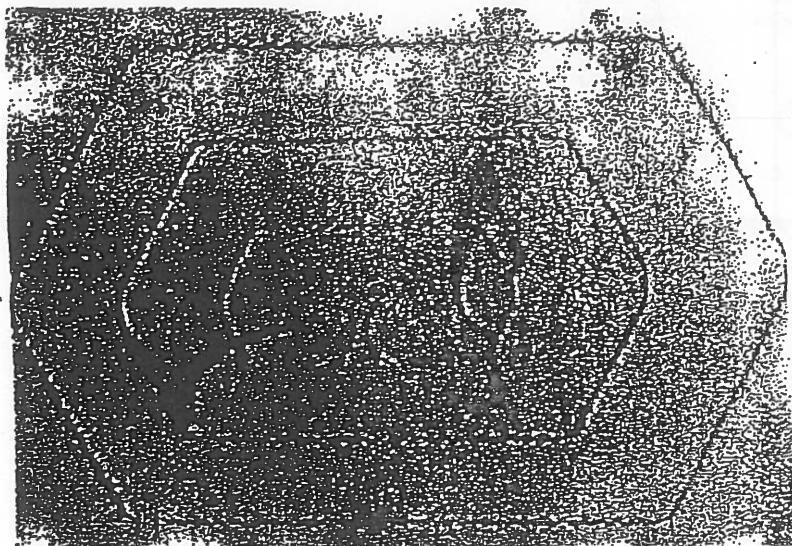
$$\tau_e \approx 2G \frac{b}{l}$$



IT:

FIGURE 3.38

(a) A segmented dislocation line ABCD in a crystal. The line is an edge dislocation for which only the component BC is driven to move when the shear stress shown is applied. (b)-(f) Successive shapes of the segment BC as viewed on its slip plane. The dislocation initially bows out in a circular arc (b) and attains the shape of a semicircle (c). To attain this shape, the maximum shear stress is required; beyond this point, the shape is unstable and winds about itself (d). The portions of the line near X and X' meet and annihilate (e). Finally (f), the cusps on the line are removed by the dislocation line tension. The result is net production of a dislocation loop that continues to glide (f); i.e., dislocation multiplication has occurred.



✓ Una foto cruzada de este mecanismo de multiplicación de deslizamientos.

FIGURE 3.40 An example of a Frank-Read source in silicon. The dislocation loops have been delineated by chemical etching. In silicon, the loops are not circular; the anisotropic bonding of Si creates "loops" composed of approximately straight segments. (From W. G. Dash, *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*, ed. J. C. Fisher, Wiley, New York, 1957.)

Deslizamiento cruzado múltiple.

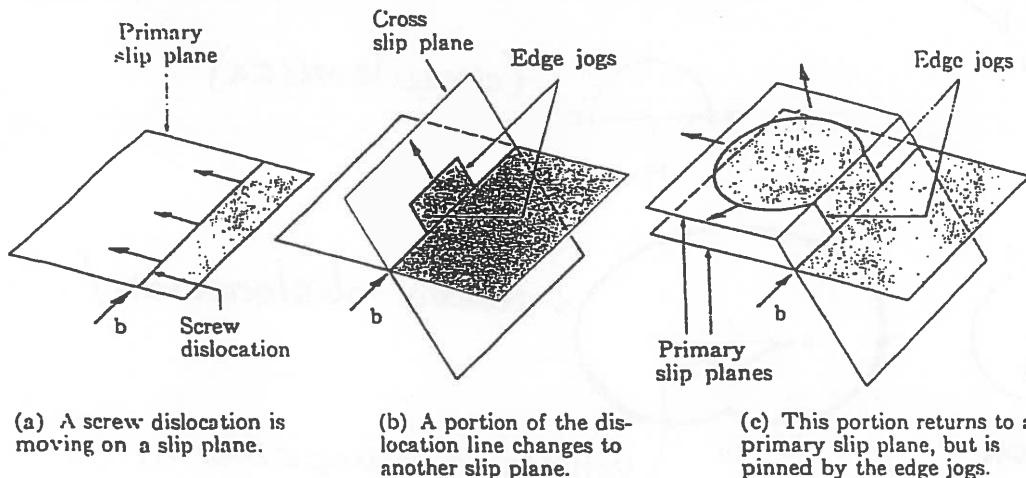


Fig. 3.20 Schematic illustration of the formation of a Frank-Read source by double cross-slip of a screw dislocation.

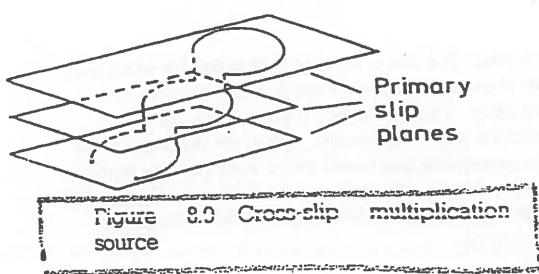
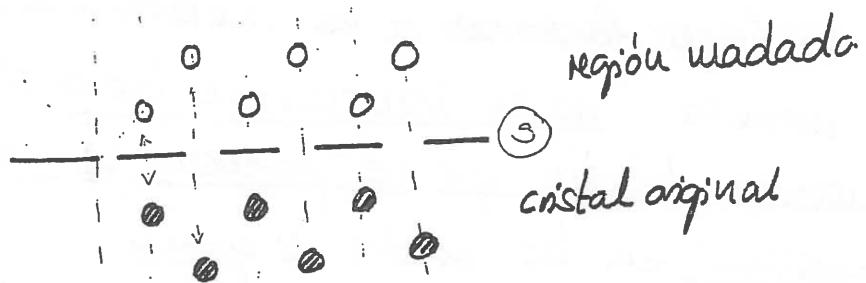


Figure 8.0 Cross-slip multiplication source

• Deformación por mazado

Hemos visto que cuando una dislocación se mueve, los átomos iban pasando de una posición de equilibrio a otra. En este caso, un paquete de planos paralelos se cizallan respecto a los "vecinos" la misma cantidad todos ellos, siendo el desplazamiento relativo un válor inferior a la distancia interatómica en esa dirección (se mueven de una posición de equilibrio a otra de no equilibrio).

Estos planos así desplazados reproducen la misma red original, pero "girada" en el espacio, y simétrica respecto al plano de la maza [ver fig. 3.32]



Maza: Región dentro de un cristal que sufre una cizalladura simultánea formando una red simétrica.

Es un proceso muy raro en metales alípicos centrados en las caras, aunque posible en cúbicos centrados en el centro e importante en ciertos metales hexagonales.

Tiene un papel doble en el proceso de deformación:

- Genera deformación plástica.
- Reordena porciones de cristal, colocando en posición favorable nuevos sistemas de deslizamiento.

• Deformación plástica del policristal

Generalmente, lo que nos encontraremos en la realidad serán policristales, luego el límite elástico no se alcanzará únicamente cuando se empieza a mover una dislocación en una dirección, tendrás que moverse todas!

Cuando una dislocación que desliza se acerca a un borde de grano, se frena, primero porque supone una barera energética, y segundo porque aunque tuviera la energía suficiente para superarlo, se encuentra con que los átomos están colocados según otra orientación. Por tanto, cuando una dislocación llega a un borde de grano, se queda ahí; se van acumulando dislocaciones creando un notable campo de tensiones, que actúa en el propio grano y en el vecino. Esas tensiones forzarán a las dislocaciones del grano vecino a moverse: no se transmiten las dislocaciones, sino las tensiones locales que se producen por el aplastamiento de las mismas en los bordes de grano.

Cuanto mayor sea el tamaño del grano, más dislocaciones se pueden acumular en el borde de grano, mayor tensión local se produce en ellos y, por tanto, menor tensión tenemos que aplicar exteriormente para la deformación. ↳ el límite elástico disminuye al aumentar el tamaño de grano! [A menor tamaño de grano, menor aplastamiento → se precisa mayor tensión exterior para deformar].

EFORACIÓN POR MACLADO

H/67

debe haberse
ido en el de
lado, pero se
da un poco antes
y los se unen
misma
cantidad!

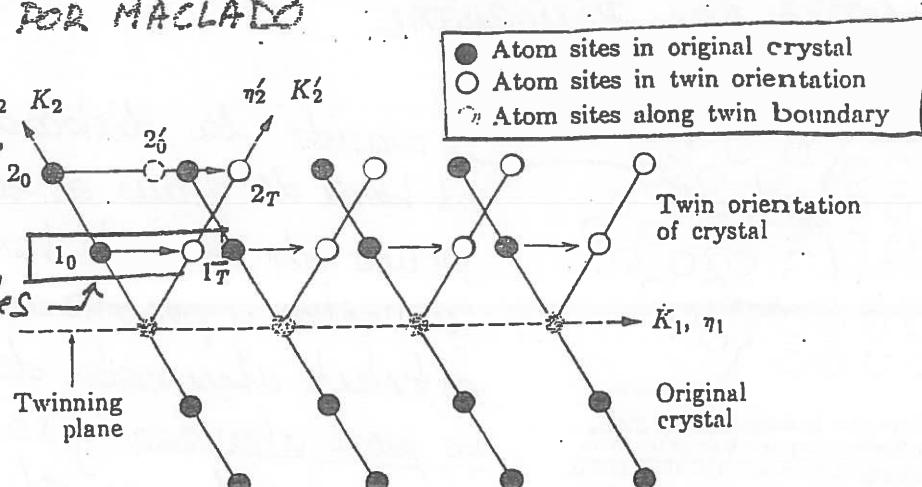


Fig. 3.32 Schematic illustration of a reflection twin and of the twinning transformation that produces the twin orientation in a portion of the original crystal.

Deslizamiento

Vs.

Maclado

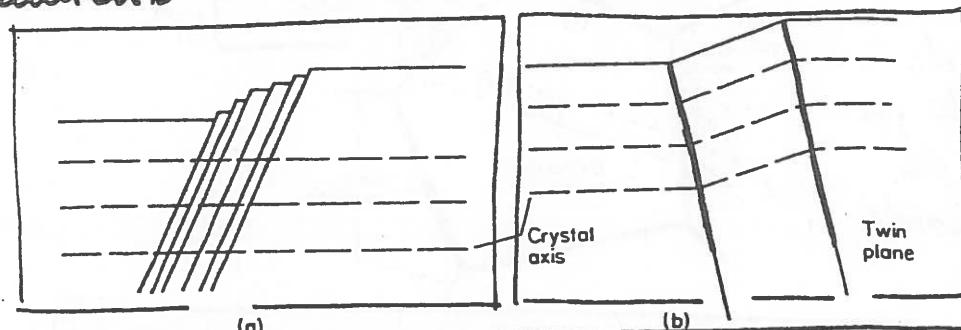


Fig. 8.7 Difference between, (a) slip and, (b) twinning (schematic)

Generalmente, antes de alcanzar la tensión necesaria para este mecanismo, se llega a la tensión que produce el mov. normal de las dislocaciones, excepto en algunos HCP donde esa tensión es muy grande!

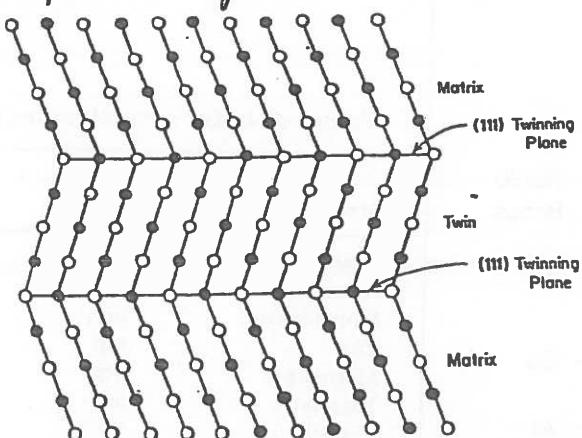


Fig. 16.16 Atomic arrangement at the twinning plane in a face-centered cubic metal. Black and white circles represent atoms on different levels (planes). (After Barrett, C. S., ASM Seminar, *Cold Working of Metals*, 1949, Cleveland, Ohio, p. 65.)

DEFORMACIÓN PLÁSTICA DEL POLICRISTAL.

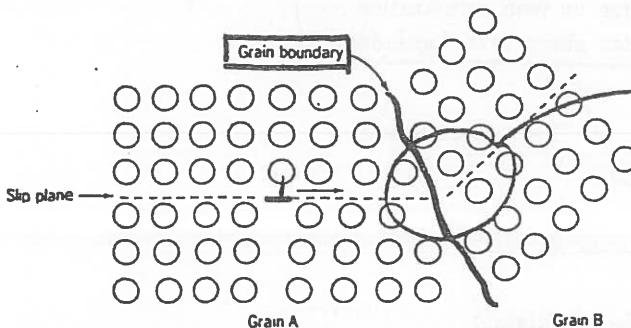


Figure 7.14 The motion of a dislocation as it encounters a grain boundary, illustrating how the boundary acts as a barrier to continued slip. Slip planes are discontinuous and change directions across the boundary. (Adapted from Lawrence H. Van Vlack. A Textbook of Materials Technology. © 1973 by Addison-Wesley Publishing Company, Inc. Reprinted with permission of the publisher.)

cuando la dislocación llega al borde de grano se encuentra por un lado con la barera energética y por otro con una diferente orientación de la red: no puede atravesar y se van acumulando en el borde!

Concentración de tensiones -

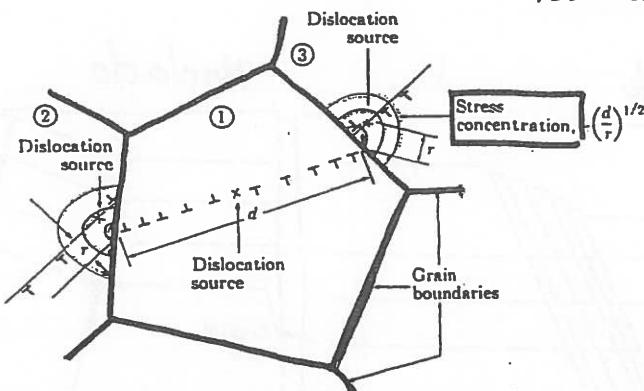
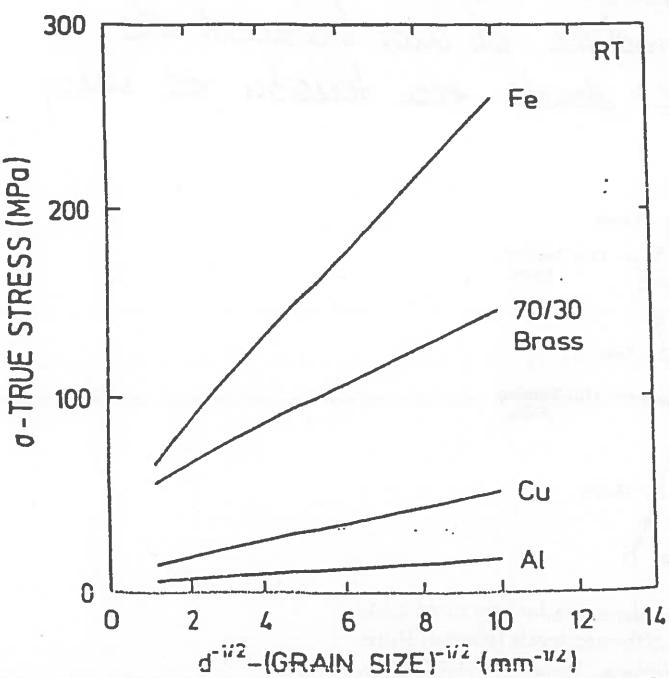


Fig. 10.7 Schematic illustration of the interaction between dislocations in adjacent grains, which leads to the Hall-Petch relation.



Values of k_y for several materials*

Material	Crystal structure	k_y (MN/m ^{3/2})
Low-carbon steel	bcc	0.307
Armco iron	bcc	0.583
Molybdenum	bcc	1.768
Zinc	hcp	0.220
Magnesium	hcp	0.279
Titanium	hcp	0.403
Copper	fcc	0.112
Aluminum	fcc	0.068

Fig. 9 — Yield stress-grain size relationship at room temperature for aluminum, " copper, " 70:30 brass, " and iron. "

Ecuación de Hall-Petch: nos da la relación entre el tamaño de grano del polícrystal y su límite elástico:

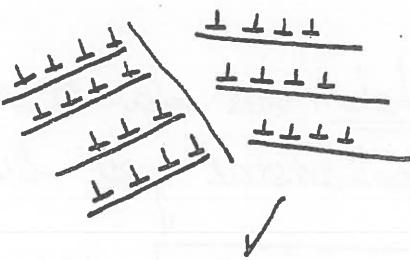
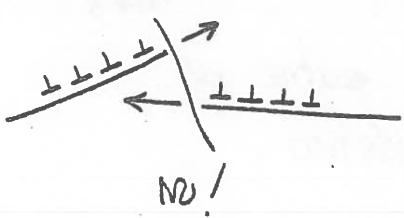
$$R_p = R_{p_0} + k \cdot d^{-1/2}$$
IMPORTANTE.

donde R_{p_0} y k son constantes y d es el tamaño medio del grano

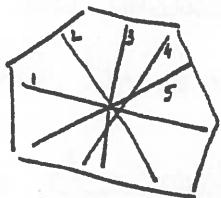
- k grande \Rightarrow límite elástico que varía mucho con el tamaño de grano, como en la red bcc (Fe, Mo, ...)
- k pequeño \Rightarrow límite elástico que no varía demasiado con el tamaño de grano, como en fcc (Al, ...)

☞ generalmente buscamos límites elásticos altos, luego nos interesan tamaños de grano pequeño \rightarrow mejores propiedades mecánicas! ojo: todo lo que estamos analizando es a bajas temperaturas; más adelante veremos qué ocurre cuando la temperatura es elevada, la cosa cambia mucho.

Para que al deformarse una estructura polícrstalina, no se rompa por el borde de grano (dado sabemos que se genera un gran campo de tensiones local), es necesario que a lo largo del borde de grano los dos cristales se deformen en la misma dirección y sentido y la misma cantidad. Para ello se precisa la participación conjunta de varios sistemas cristalográficos: no basta con que se unen las dislocaciones en una dirección, han de unirse muchas dislocaciones por muchas direcciones.



Condición de Von Mises: para que haya continuidad de deformación plástica, deben actuar en ambos grano cinco sistemas de deslizamiento independientes.



Experimentalmente se obtiene que no siempre son necesarios los cinco, dependiendo de la orientación relativa entre granos puede bastar con tres, cuatro,... lo que es seguro es que con los cinco se produce deformación plástica!

⇒ el límite elástico del paloistal se alcanza cuando la tensión aplicada sea suficiente para que cinco sistemas de deslizamiento se puedan mover:

$$\sigma_{\text{paloistal}} \Rightarrow \sigma_{\text{monocristal}}$$

Otra gran diferencia en el límite elástico del mono y paloistal es que para el monocristal no podemos dar un único valor pues depende de la orientación relativa red-carga (anisotropia: ⇒ límites elásticos!). Sin embargo, en un paloistal, lo que tengo son infinitud de diferentes orientaciones cristalinas, luego a nivel macroscópico, el valor del

límite elástico isotópico: en cualquier orientación

que midamos se obtiene el mismo límite elástico

(OJO: siempre y cuando las orientaciones dentro del polícrystal
sean aleatorias!)

• Texitura → orientación preferente de una gran mayoría de los
granos del polícrystal

Lo más común, en un polícrystal es que la disposición de los granos no sea totalmente aleatoria; los granos tienden a orientarse de una forma concreta adoptando una posición preferente en una dirección de la red dando lugar a una anisotropía en propiedades → texitura (orientación no aleatoria).

En un polícrystal con orientación granular aleatoria → propiedades macroscópicas isotrópicas

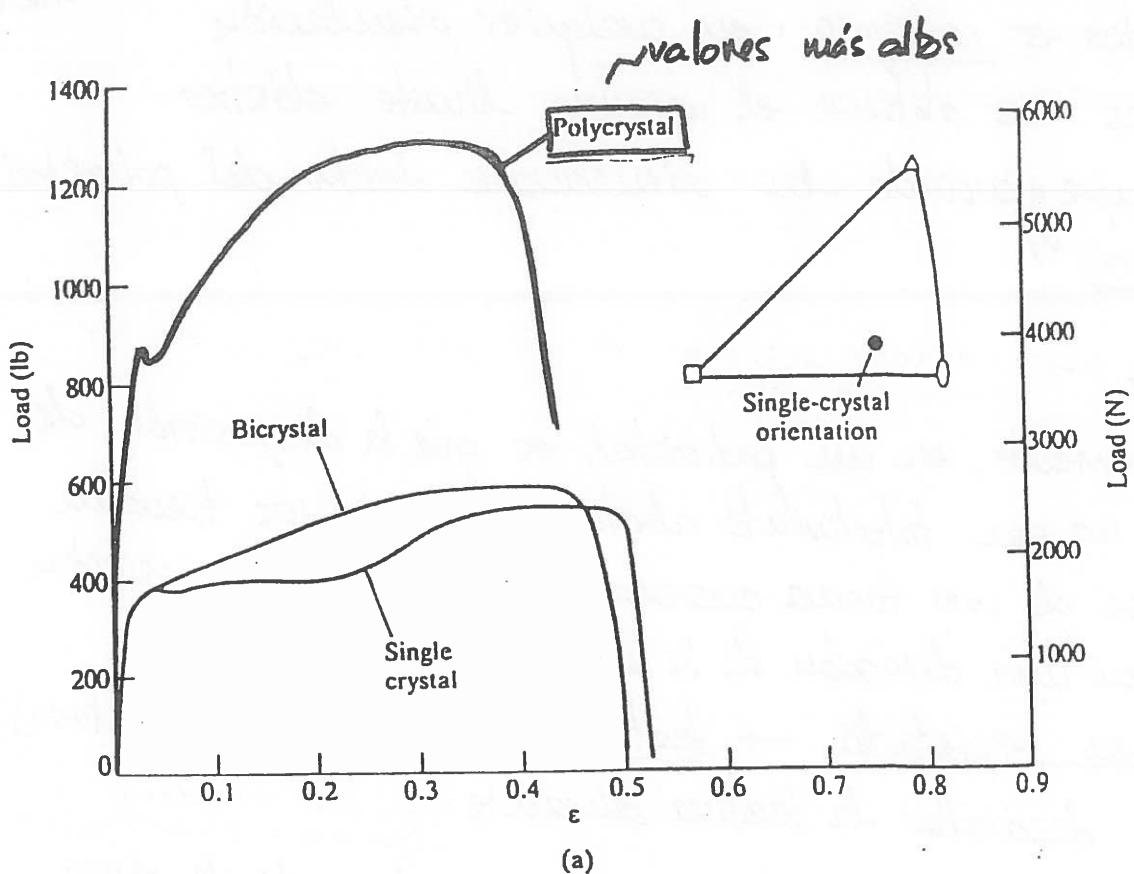
se puede desarrollar la texitura durante:

- Solidificación: mas veces si y otras no, depende de cómo se realice el proceso

- Procesos de deformación plástica: los granos pueden girar su red para orientarse de una forma concreta. [p.ej: laminación]

- Tratamientos térmicos: al formarse las nuevas redes pueden orientarse de alguna forma concreta, o no.

Controlando las variables de proceso, pueden conseguirse texturas favorables a nivel industrial: en algunas aplicaciones puede que nos interese la anisotropía!



Room-temperature tensile force or stress-strain curves of single crystals, bicrystals and polycrystals of (a) niobium

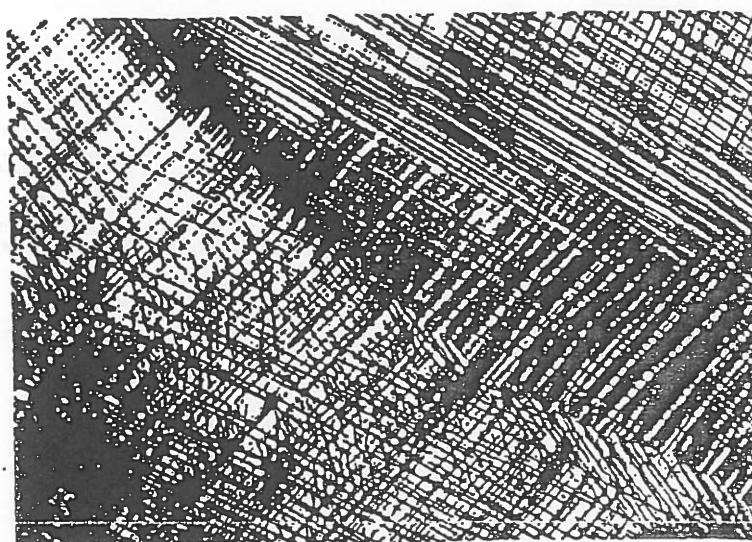


Fig 9.4. Multiple slip in lightly deformed polycrystalline aluminium.
Micrograph $\times 200$

En esta foto se aprecia el límite de grano entre dos granos de aluminio y las múltiples líneas por las que se han movido las deslocalizaciones.