

# Cours de déformation

## MSE-310

### IV. Dislocations

Roland Logé

Laboratoire de Métallurgie Thermomécanique (LMTM)



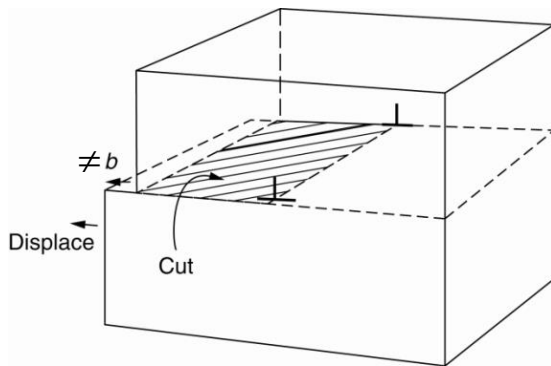
ÉCOLE POLYTECHNIQUE  
FÉDÉRALE DE LAUSANNE

# Plan

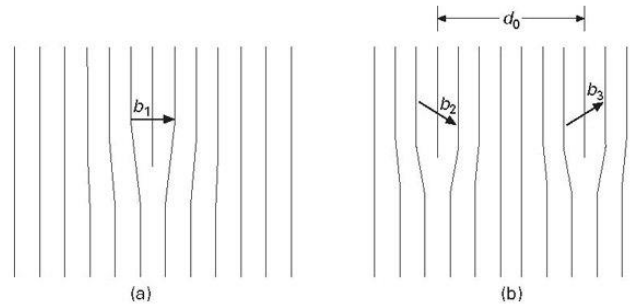
1. Le glissement des dislocations dans un monocristal
2. Description et propriétés des dislocations
- 3. Dislocations partielles et énergie de défaut d'empilement**
4. Ecrouissage

### 3. Dislocations partielles et énergie de défaut d'empilement

- Une dislocation partielle dans un cristal CFC ou HC correspond, comme pour une dislocation classique, à une coupe suivie d'un glissement entre deux zones, mais cette fois le **vecteur de décalage  $b$**  n'appartient pas au **réseau cristallin**. La dislocation partielle (ou imparfaite) peut venir de la décomposition d'une dislocation « parfaite ».



[Engineering Materials 1, Ashby & Jones]



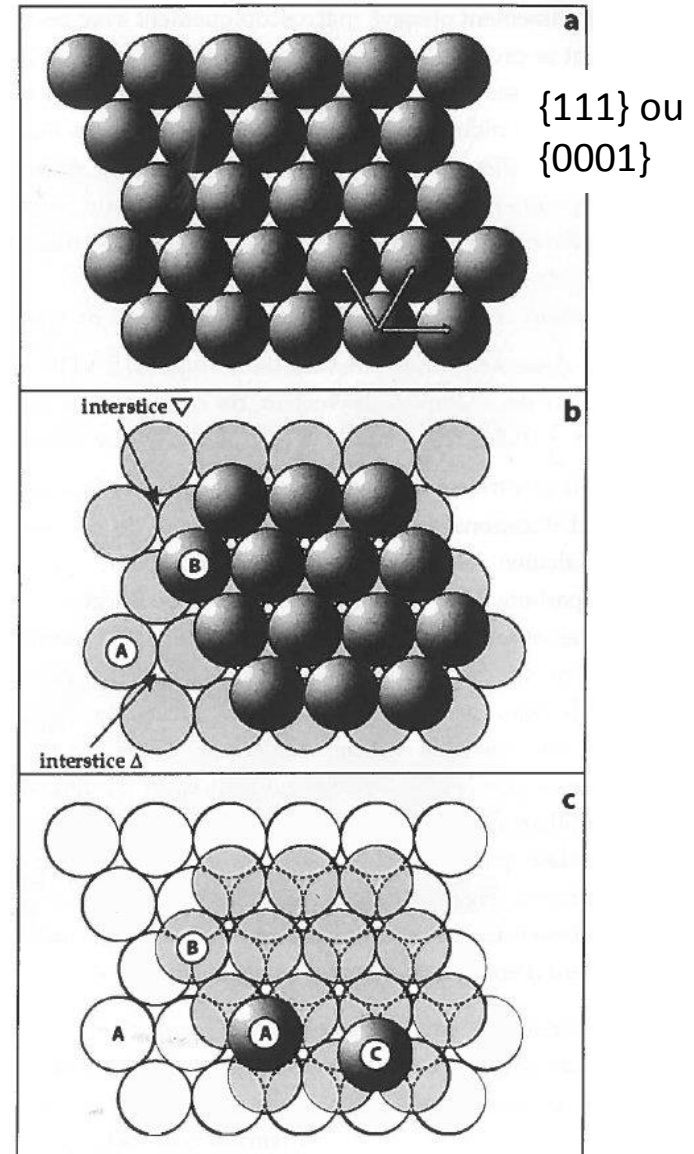
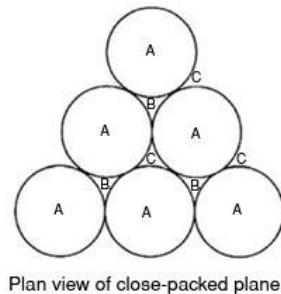
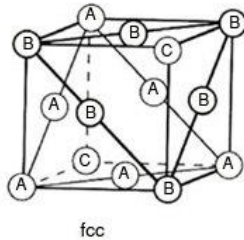
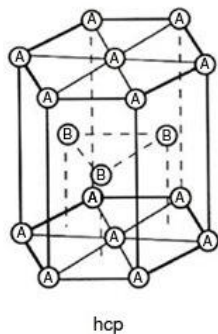
[Mechanical Behavior of Materials, Meyers & Chawla]

Metal	$\gamma$ (mj/m <sup>2</sup> )
Aluminum	166
Copper	78
Gold	45
Nickel	128
Silver	22

- Une zone surfacique est créée sur la zone de décalage des positions atomiques (cas (b) : entre les deux dislocations partielles), d'où il résulte un « **défaut d'empilement** », qui mène à une **énergie** (de défaut d'empilement)  $\gamma$  de l'ordre de 0.1 J/m<sup>2</sup>. Cette énergie est supérieure à l'énergie d'une macle (~ facteur 2, voir chap. V), mais inférieure à celle d'un joint de grain (~ facteur 0.5 à 0.1).

## Cristal CFC ou HC

- Le **plan dense** est  $\{111\}$  pour un cristal CFC, et le plan basal  $\{0001\}$  pour un cristal HC.
- L'empilement des plans suit l'ordre ABCABCABC pour le cristal CFC. Si l'empilement est ABABAB, cela donne un cristal HC.
- Une **faute d'empilement** donne pour un cristal CFC : ABCAB-ABCABC (voir Figure (c)).
- En terme d'emplacements des interstices entre les atomes, CFC =  $\nabla\nabla\nabla\nabla\nabla\nabla$ , HC =  $\Delta\nabla\Delta\nabla\Delta\nabla$ , tandis qu'une faute d'empilement =  $\nabla\nabla\nabla\nabla\nabla\nabla\Delta\nabla\nabla\nabla\nabla\nabla\nabla$  (voir Figure (b)).
- Sur la Figure (a), les **directions denses** sont  $\langle 011 \rangle$  pour CFC et  $\langle 11-20 \rangle$  pour HC.



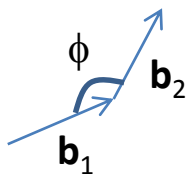
[Déformation et rupture des matériaux à basse température, tome 1, A. Mortensen & T. Kruml]

## Cristal CFC : dislocations partielles de Shockley

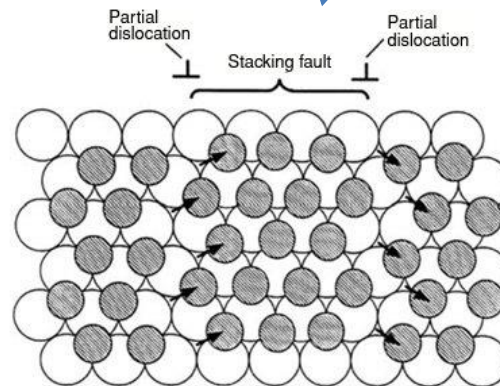
- Le vecteur le plus court  $\mathbf{b}$  est  $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$ , et le plan le plus dense est  $\{111\}$ , ce qui définit le système de glissement CFC.
- La trajectoire de glissement des atomes passe par une **position intermédiaire** (position **A** au lieu de **C**), ou interstice  $\Delta$  au lieu de  $\nabla$ . Cela définit un vecteur  $\frac{1}{6} \langle 11-2 \rangle$ . Ainsi on peut décomposer  $\mathbf{b}$  :

$$\frac{1}{2} [01\bar{1}] = \frac{1}{6} [11\bar{2}] + \frac{1}{6} [\bar{1}2\bar{1}] \quad (\text{dislocation mixte})$$

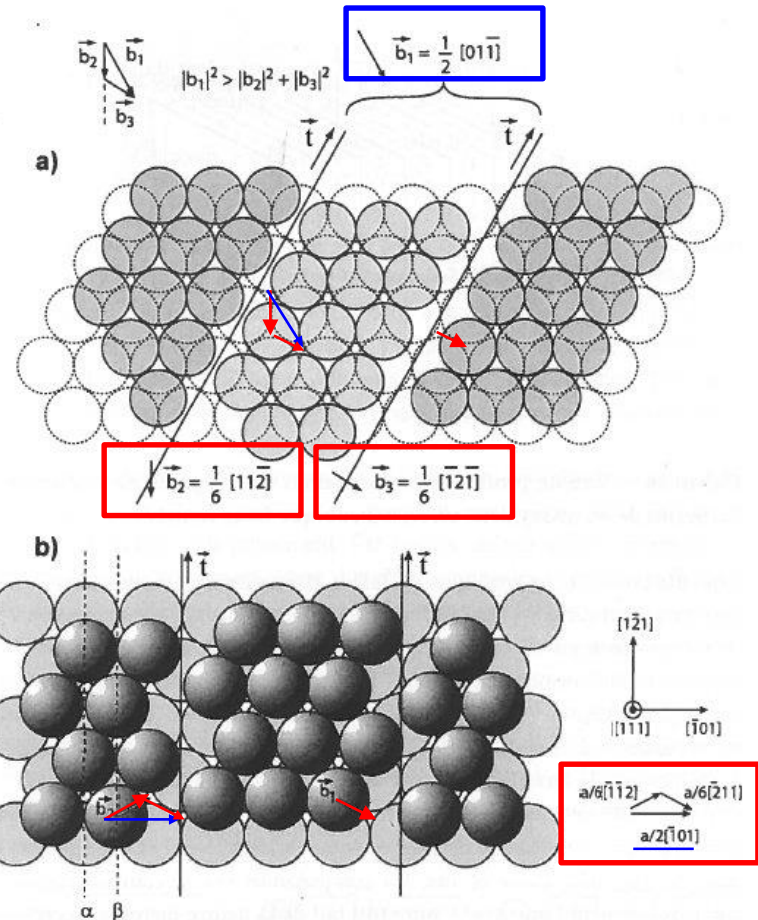
$$\text{ou } \frac{1}{2} [\bar{1}01] = \frac{1}{6} [\bar{2}11] + \frac{1}{6} [\bar{1}\bar{1}2] \quad (\text{dislocation coin})$$



Loi de Frank :  $\phi > 90^\circ$   
 → Pas de recombinaison (répulsion)



[Mechanical Behavior of Materials, W.F. Hosford]



[Déformation et rupture des matériaux à basse température, tome 1, A. Mortensen & Tomas Kruml]

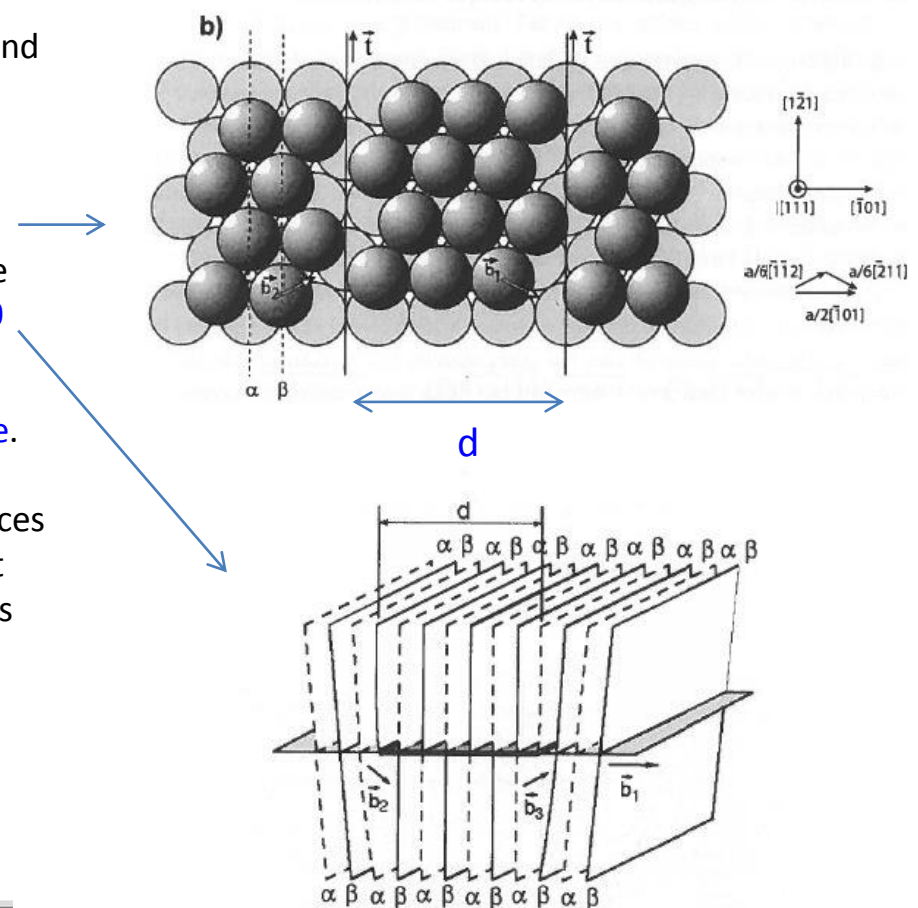
## Cristal CFC : dislocations partielles de Shockley

- La répulsion élastique entre dislocations partielles tend à les éloigner, mais la présence d'un défaut d'empilement exerce une force linéique  $F$  qui au contraire tend à les rapprocher :  $F = \gamma$ . Il s'en suit une **distance d'équilibre  $d$**  entre les dislocations.
- La distance d'équilibre est observable en microscopie électronique en transmission, typiquement de **1 à 10 nm**.
- La distance  $d$  est d'autant plus **grande** que  $\gamma$  est **faible**. Elle est par exemple beaucoup plus élevée pour le cuivre que pour l'aluminium, ce qui a des conséquences sur l'**écrouissage** de ces deux métaux (plus important pour le cuivre), et sur la manière dont les dislocations s'organisent au cours de la déformation.

$$\gamma = \frac{Gb_1b_2}{2\pi d} \left( \cos \theta_1 \cos \theta_2 + \frac{\sin \theta_1 \sin \theta_2}{2 - \nu} \right) \sim 1/d$$

( $\theta_i$  = angle entre  $\mathbf{b}_i$  et  $\mathbf{t}_i$ )

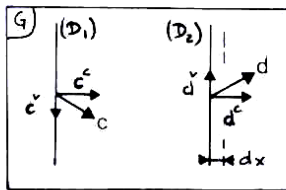
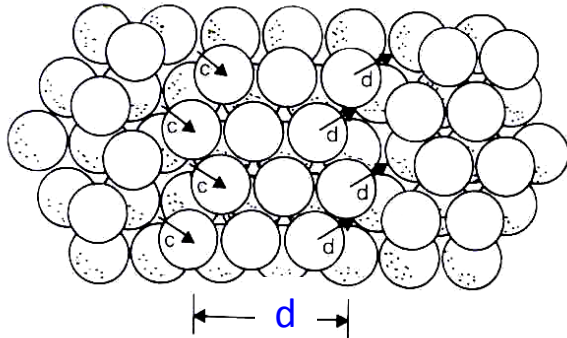
Metal	$\gamma$ (mj/m <sup>2</sup> )
Aluminum	166
Copper	78
Gold	45
Nickel	128
Silver	22



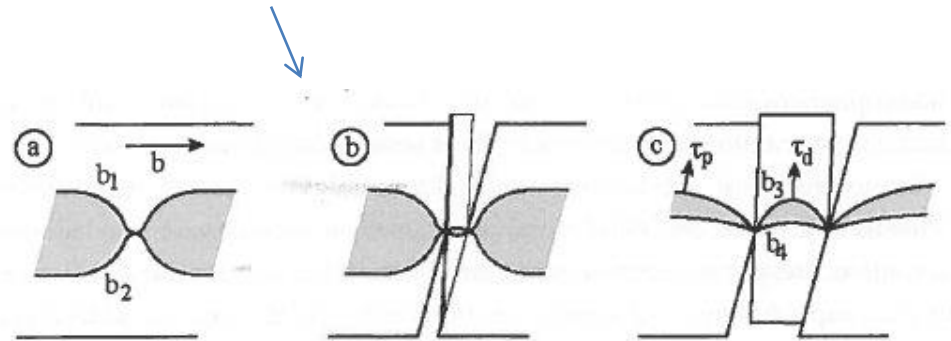
[Déformation et rupture des matériaux à basse température, tome 1, A. Mortensen & Tomas Kruml]

## Cristal CFC : énergie de défaut d'empilement $\gamma$ et écrouissage

- Les dislocations partielles n'ont pas des vecteurs  $\mathbf{b}$  parallèles l'un à l'autre, donc si l'une est de caractère vis, l'autre ne l'est pas. Inversement, si la dislocation parfaite est vis pure, après dissociation les deux dislocations partielles ont une **composante coin**.
- Pour faire un **glissement dévié**, il faut donc que les **partielles se recombinent** sur au moins un point (a), pour se re-séparer ensuite dans un autre plan de glissement (b,c). Activé thermiquement.



Dislocation coin dissociée, chaque dislocation partielle a deux composantes coin et vis

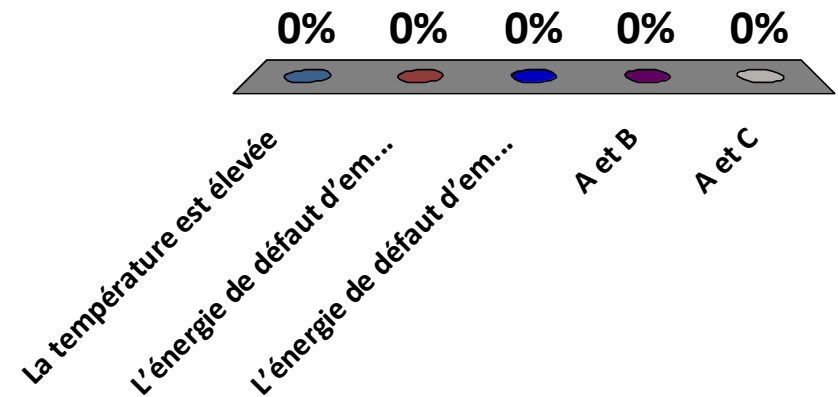


[Déformation et rupture des matériaux à basse température, tome 1, A. Mortensen & Tomas Kruml]

L'énergie  $\gamma$  contrôle la facilité de glissement dévié, car les dislocations partielles doivent se recombinaison est d'autant **plus difficile** que **d est grand**.  
 ➡ si  $\gamma$  diminue, le taux d'écrouissage augmente (ex: Cu)

Les dislocations se réorganisent bien au cours de la déformation plastique, pour former des « cellules » si :

- A. La température est élevée
- B. L'énergie de défaut d'empilement est élevée
- C. L'énergie de défaut d'empilement est faible
- D. A et B
- E. A et C



## Dislocations sessiles et glissiles

- Les décompositions donnent des dislocations partielles qui glissent dans le même plan que celui pour lequel le défaut d'empilement créé est de faible énergie. Les dislocations partielles sont dans ce cas **glissiles** (elles peuvent glisser).
- Si le plan du défaut surfacique (faute d'empilement) ne coïncide pas avec le plan de glissement, les dislocations sont dites **sessiles** (elles ne peuvent pas glisser, et peuvent bouger uniquement par montées).

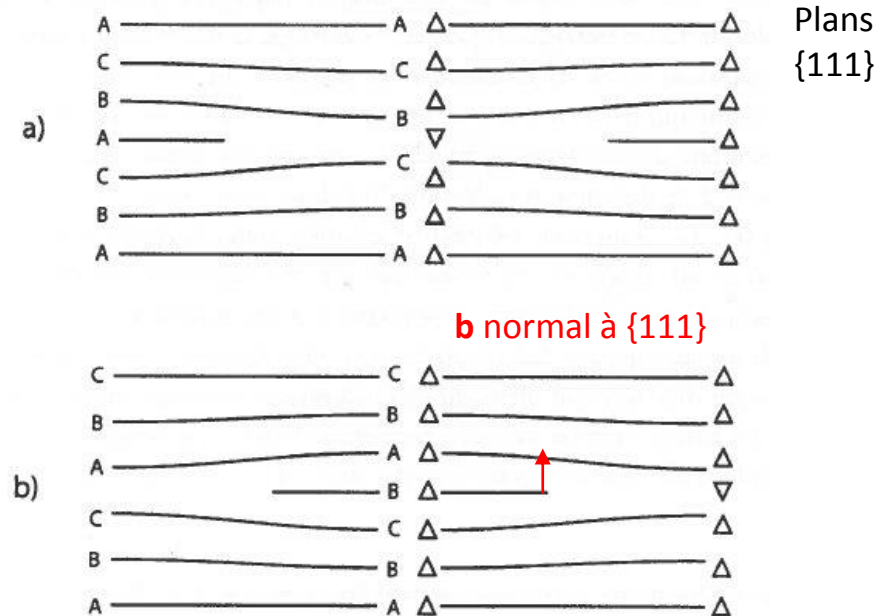
### Exemple :

**Dislocation partielle de Frank** (boucle prismatique),  
**sessile**

Condensation de lacunes ou atomes interstitiels dans un plan {111}

$\mathbf{b} = 1/3 \langle 111 \rangle$ ,  $\notin$  réseau cristallin ( $\langle 111 \rangle$  le plus court dans cette direction)

Ne peut glisser car défaut surfacique serait  $\perp$  plan {111} et ne serait donc pas un défaut d'empilement



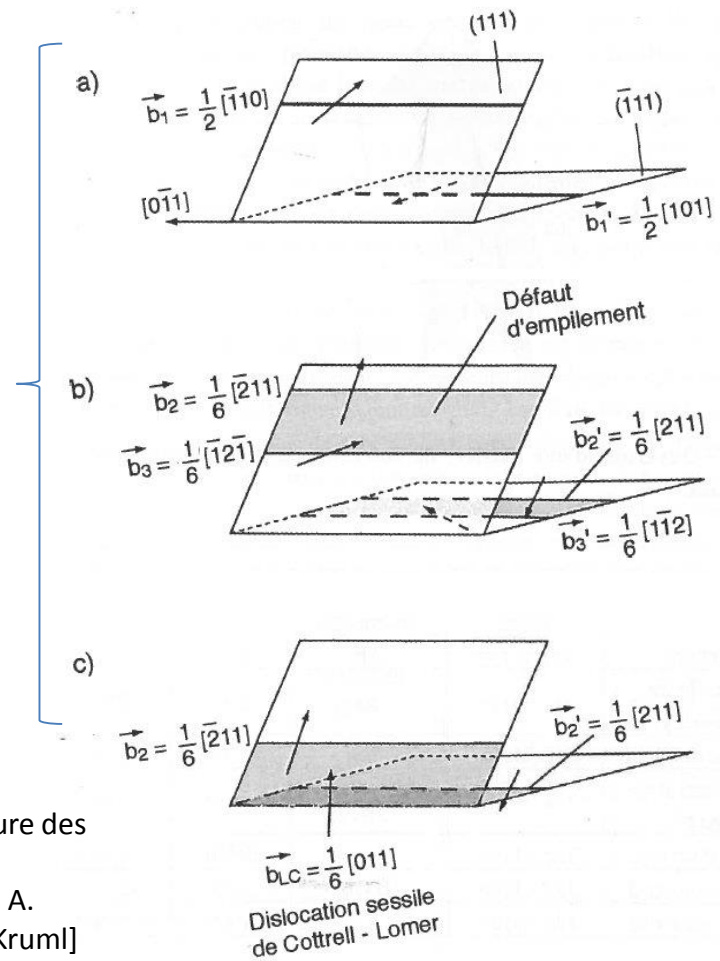
[Déformation et rupture des matériaux à basse température, tome 1, A. Mortensen & Tomas Kruml]

## Combinaisons de dislocations partielles

- Si la réaction est favorable selon la loi de Frank, les dislocations partielles de Shockley peuvent se combiner :

$$\frac{1}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{1}{6}[1\bar{1}2] \rightarrow \frac{1}{6}[011]$$

Barrière (lock) de Cottrell-Lomer



ou

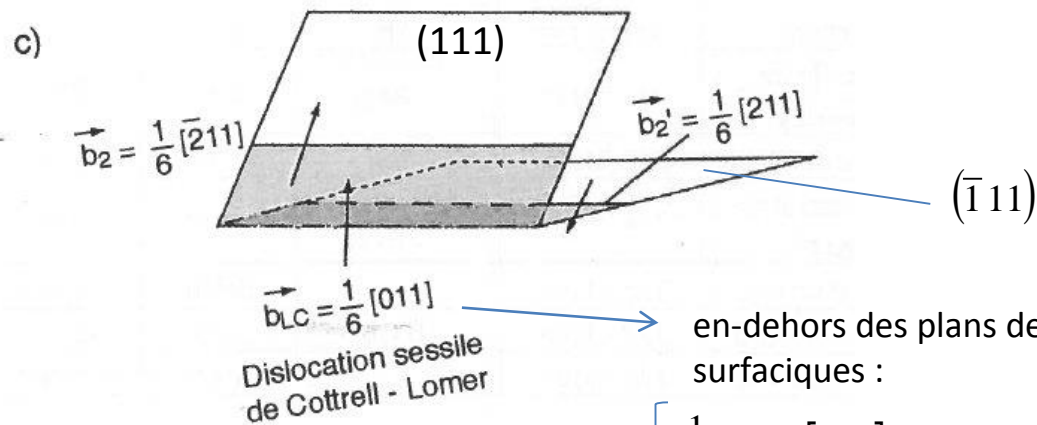
$$\frac{1}{6}[\bar{2}\bar{1}\bar{1}] + \frac{1}{6}[2\bar{1}1] \rightarrow \frac{1}{3}[0\bar{1}0]$$

Barrière (lock) de Hirth

[Déformation et rupture des matériaux à basse température, tome 1, A. Mortensen & Tomas Kruml]

## Combinaisons de dislocations partielles

- Ces dislocations imparfaites sont **sessiles** car le vecteur **b** obtenu ne se trouve pas dans le plan des défauts surfaciques. On les appelle « dislocations **en barreau d'escalier** » (stair-rod dislocations), du fait de leur position entre les deux défauts surfaciques.
- Ces barrières constituent des obstacles à la déformation plastique et donc une **source d'écroutissage**.



en-dehors des plans des défauts surfaciques :

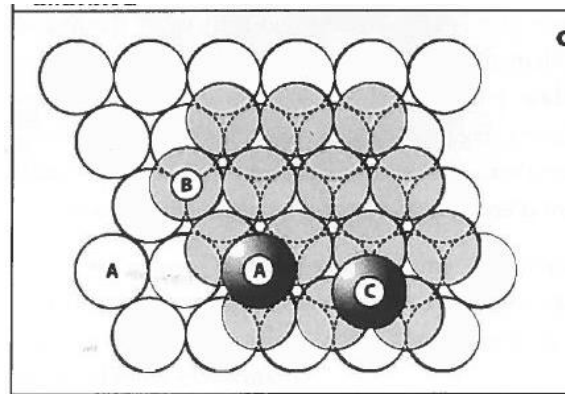
$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{1}{6} [011] \cdot [\bar{1}11] \neq 0 \\ \frac{1}{6} [011] \cdot [111] \neq 0 \end{array} \right.$$

## Cristal HC

- Les dislocations partielles de Shockley des cristaux CFC trouvent un équivalent dans les cristaux HC, avec la **décomposition de  $\mathbf{b}$**  suivante :

$$\frac{1}{3}[\bar{1}2\bar{1}0] = \frac{1}{3}[\bar{1}100] + \frac{1}{3}[01\bar{1}0]$$

- Le plan  $\{0001\}$  est l'équivalent du plan  $\{111\}$ . Le **défaut d'empilement** se caractérise alors par **ABACBCB** au lieu de ABABAB.

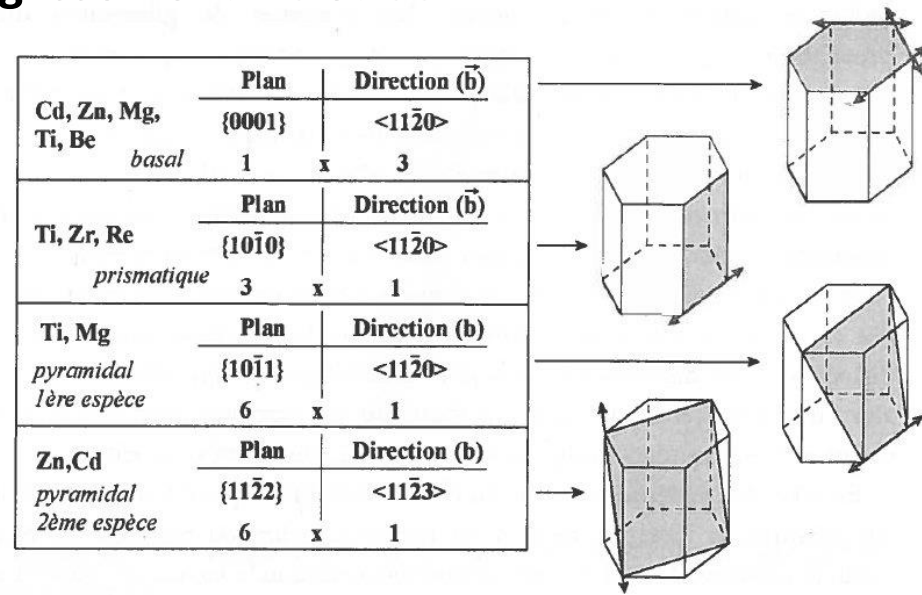


- Il y a **moins de réactions entre dislocations partielles** possibles, car le plan basal  $\{0001\}$  n'a pas 4 équivalents d'orientations différentes, comme le plan  $\{111\}$ .
- Les **autres plans de glissement** possibles sont les plans **prismatiques et pyramidaux**. Les plans de cisson critique les plus faibles dépendent en particulier du **rapport  $c/a$**  de la maille hexagonale. Il peut y avoir aussi dissociation de dislocations dans le plan prismatique  $(10\bar{1}0)$ , si l'énergie de défaut d'empilement y est réduite (ex: Zr)

# Systèmes de glissement HC et CC

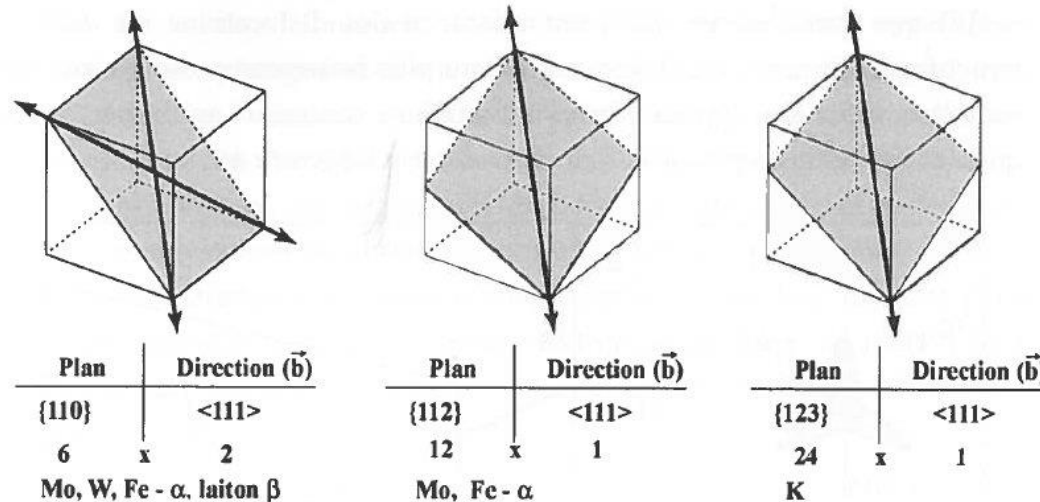
## Cristal HC

- Le **choix** est assez **réduit**, ce qui peut promouvoir l'activation de systèmes à cissions critiques plus élevées, comme les systèmes **pyramidaux**.
- Au plus basses températures, le **maclage** permet également d'accommoder la déformation plastique



## Cristal CC

- Le plus court vecteur est  $\mathbf{b} = \frac{1}{2} \langle 111 \rangle$ , qui appartient à **3 familles** de plans assez denses : {110}, {112} et {123}. Une dislocation vis peut donc passer d'un plan à l'autre : glissement dit en faisceau (**pencil glide**).

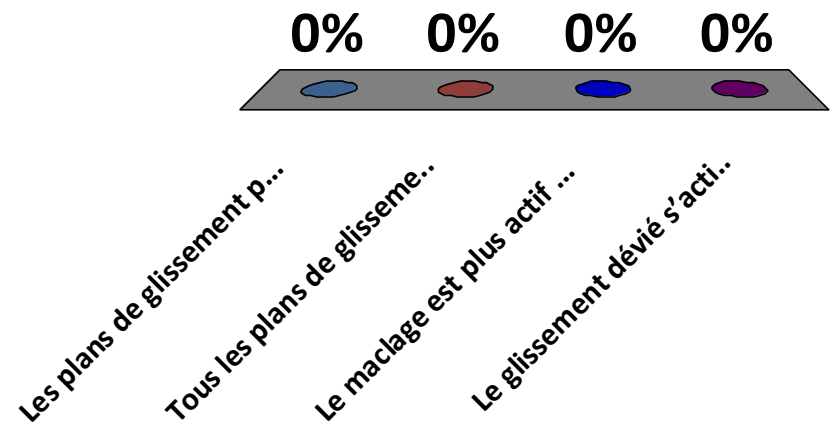


48 systèmes de glissement au total

[Déformation et rupture des matériaux à basse température, tome 1, A. Mortensen & Tomas Kruml]

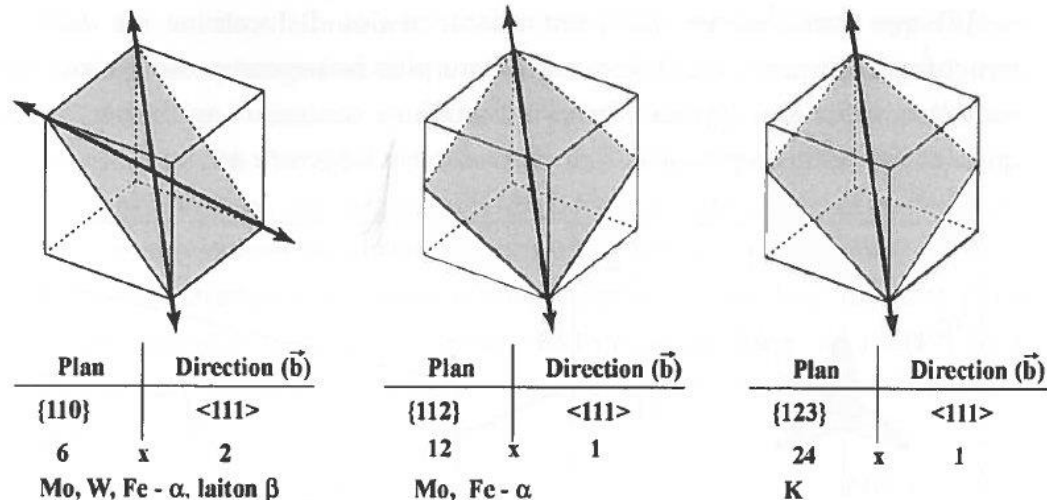
## Dans un cristal à maille hexagonale :

- A. Les plans de glissement pyramidaux s'activent aux basses températures
- B. Tous les plans de glissement ont le même vecteur **b**
- C. Le maclage est plus actif aux basses températures
- D. Le glissement dévié s'active aux basses températures



## Cristal CC

- **Dissociation** de dislocation théoriquement possible en **3 partielles**, réparties sur plus d'un plan (donc non glissiles). Néanmoins la dissociation n'a jamais été observée. Par contre le cœur des dislocations (vis surtout) semble séparé en 3 partielles de vecteur  $1/6 \langle 111 \rangle$ . Ce cœur « étendu » doit se recombinaison pour que le glissement soit possible, ce qui passe par une activation thermique, d'où :
  - Existence d'une température de **transition ductile-fragile**, et tendance au maclage aux basses T
  - La cission critique peut être différente suivant le **sens du glissement**, car la structure de cœur de la dislocation n'est pas symétrique → courbe traction/compression non symétrique
  - **Prépondérance de dislocations vis** dans les structures déformées, car plus difficiles à déplacer

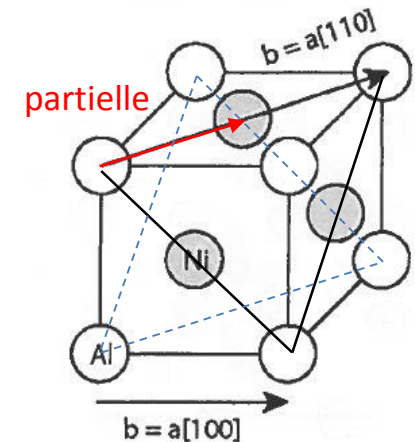


## Liaisons ioniques ou covalentes

- L'énergie des dislocations est alors bien plus grande que dans les métaux, car :
  - liaisons covalentes plus **directionnelles**, et difficiles à interrompre
  - vecteurs **b** plus **longs**
  - Dislocations **chargées électriquement** dans certaines directions pour les cristaux ioniques, ce qui restreint les systèmes de glissement possibles (et rend les dislocations sensibles aux champs électriques/magnétiques)
- D'où possibilité de fabriquer des monocristaux de Si sans dislocations (quasi impossible pour métaux) ! **Forte activation thermique nécessaire** pour bouger des dislocations; par ex. le Si est fragile jusqu'à 900°C environ.

## Intermétalliques et superdislocations

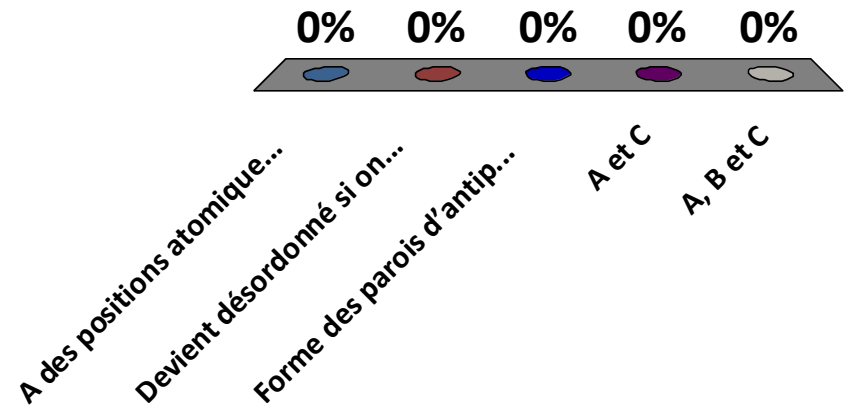
- Dans les intermétalliques ordonnés, les vecteurs **b** sont **longs** et unissent plusieurs types d'atomes (superdislocations).
- Les **superdislocations** peuvent se décomposer en partielles qui ne sont imparfaites ( $a/2 [110]$ ) que parce qu'elles relient des atomes différents du cristal ordonné (alors qu'elles sont parfaites du point de vue position atomique). Le **défaut d'empilement** vient donc d'un mauvais agencement chimique (et non positionnel) → appelé **parois d'antiphase**, énergie de l'ordre de 0.01 à 0.1 J/m<sup>2</sup>.



Ni<sub>3</sub>Al, et  
superdislocation  $a\langle 110 \rangle$

## Un matériau cristallin ordonné :

- A. A des positions atomiques précises pour chaque type d'atome
- B. Devient désordonné si on refroidit lentement depuis une température élevée
- C. Forme des parois d'antiphase si on est pas 100% ordonné
- D. A et C
- E. A, B et C



# 4. Ecrouissage

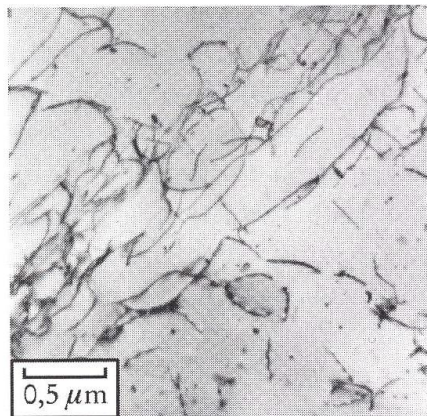
- La production de cristaux sans dislocations est difficile. Même pour un matériau comportant des liaisons covalentes (e.g. silicium), on trouve

$$\rho \propto 10^4 - 10^6 \text{ m/m}^3$$

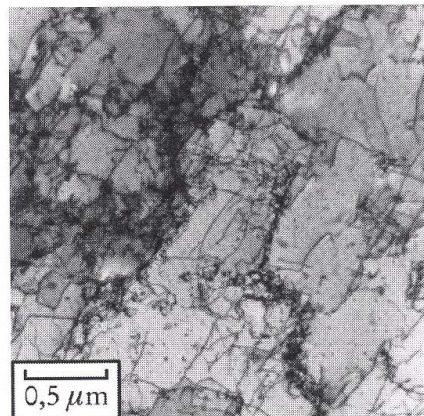
Interprétation : dans un litre, entre 10 mètres et 1 km de dislocations.

Métal : état recristallisé, valeur basse autour de  $10^{10} \text{ m}^{-2}$ . Soit 10'000 km/litre !

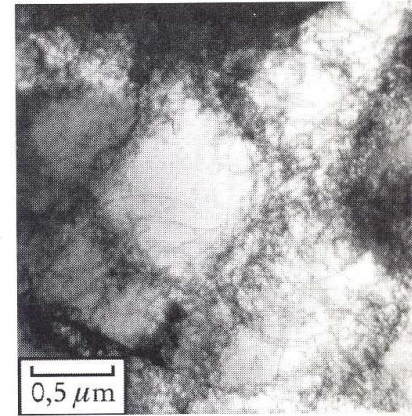
- Evolution de la densité de dislocations  $\rho$  avec la déformation  $\varepsilon$  :



$$\varepsilon = 2\%$$
$$\rho = 2 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$$



$$\varepsilon = 10\%$$
$$\rho = 2 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$$



$$\varepsilon = 20\%$$
$$\rho = 2 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$$

Cas du Fer

# 4. Ecrouissage

- Les dislocations **ne germinent pas spontanément** :
  - L'**entropie** générée par leur apparition ( $\sim$  nombre de positions possibles dans le cristal) est de l'ordre de quelques kT, soit à l'ambiante autour de **1/40 eV**.
  - L'**enthalpie** est de l'ordre de  $Gb^2$  par unité de longueur (comme vu précédemment), soit environ **5 eV** par atome.  
→ **Apport énergétique nécessaire**, la dislocation ne peut apparaître sous simple activation thermique
- Apport énergétique = **contrainte externe**. Germination d'une **boucle d'Orowan**, rayon  $r$  ?

$$U \propto \frac{Gb^2}{4\pi} \ln\left(\frac{R}{r_c}\right) \quad \text{Soit } R = 2r \rightarrow \quad E_{el} \propto 2\pi r \frac{Gb^2}{4\pi} \ln\left(\frac{2r}{r_c}\right) = \frac{Gb^2 r}{2} \ln\left(\frac{2r}{r_c}\right)$$

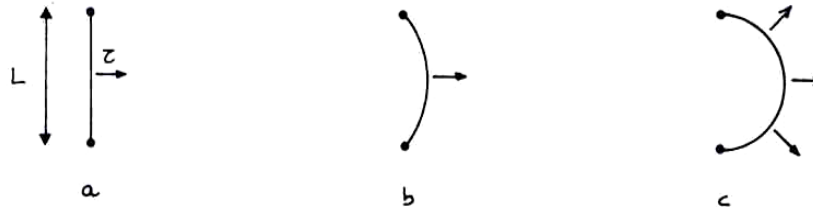
Energie relâchée lors de la formation de la boucle :  $E_{rel} = \pi r^2 b \tau$

**Energie totale** =  $E_{el} - E_{rel}$  **croissante** pour les petites valeurs de  $r$  et finit par atteindre un maximum. Pour que la **germination** soit possible aux petites valeurs de  $r$ , il faudrait  $\tau > G/10$  environ, ce qui est (on l'a vu) de loin  $>$  aux limites élastiques usuelles dans les métaux. On atteindra donc jamais cette valeur de contrainte, et **l'origine des dislocations est donc autre**.

# 4. Ecrouissage

## Origine des dislocations

- Au cours de la **solidification**, les dislocations peuvent aider à la croissance de phases (ex: croissance de plans atomiques favorisées par des dislocations vis), et accommoder des désorientations cristallographiques entre cristaux (sous-joints de grain).
- Sites de concentration de contraintes à l'intersection **entre phases ou grains**, qui ont des propriétés mécaniques/thermiques différentes. L'amplification des contraintes peut permettre d'émettre des dislocations. Un **changement de phase** à l'état solide peut aussi induire un changement de **densité** (maille **modifiée**), et l'incompatibilité avec la phase parente peut conduire à l'émission de dislocations (= plasticité induite par la transformation).
- **Multiplication des dislocations**, sous l'influence d'une contrainte extérieure.



Dislocation ancrée en deux points, par ex. par interaction avec d'autres dislocations (formation de dislocation sessile, ou immobilisée). La contrainte  $\tau$  **courbe la dislocation**.

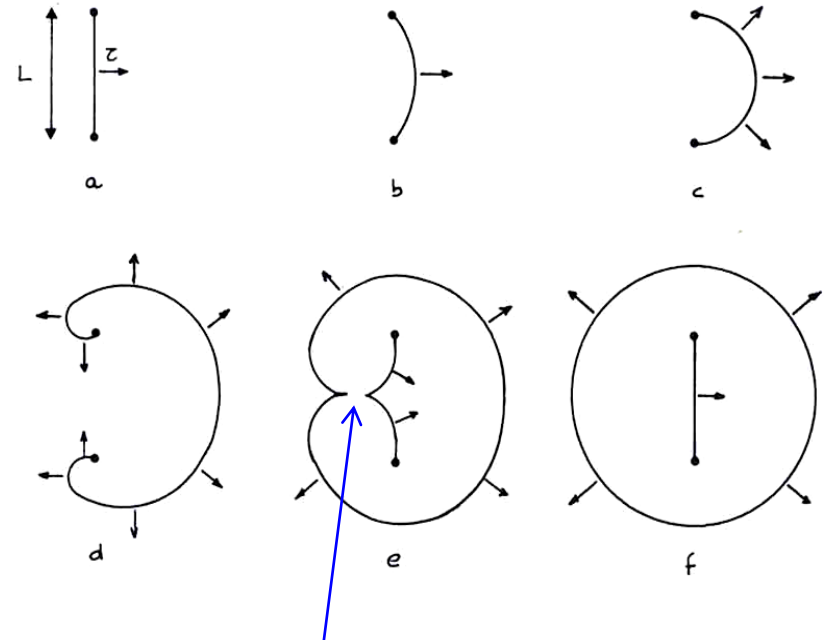
# 4. Ecrouissage

## Multiplication des dislocations

- a : dislocation ancrée sur 2 obstacles (autres dislocations, précipités, joints de grain, etc.)
- b : courbure induite par  $\tau$ ,  $F_u = \tau b$
- c : forme semi-circulaire = point d'instabilité (courbure max),  $\tau = \tau_c$  passe par un maximum
- d, e : si  $\tau$  excède  $\tau_c$ , annihilation d'un segment
- f : émission d'une boucle de dislocation et récupération du segment initial

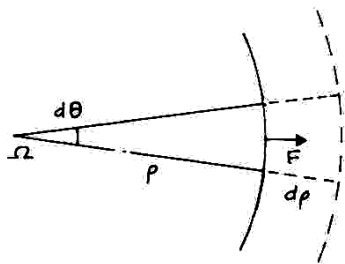
→ « Moulin à dislocations »

## Mécanisme de Frank & Read



Annihilation car vecteurs  $\mathbf{t}$  opposés (équivalent à  $\mathbf{t}$  identiques et  $\mathbf{b}$  opposés)

## Point d'instabilité



$$\tau = \frac{Gb}{2\rho} \rightarrow \rho = L/2$$



$$\tau_c = \frac{Gb}{L}$$

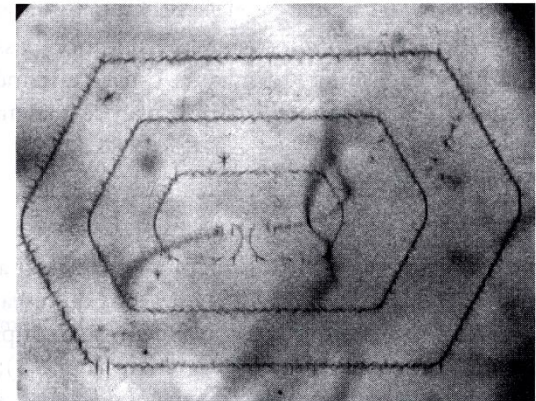
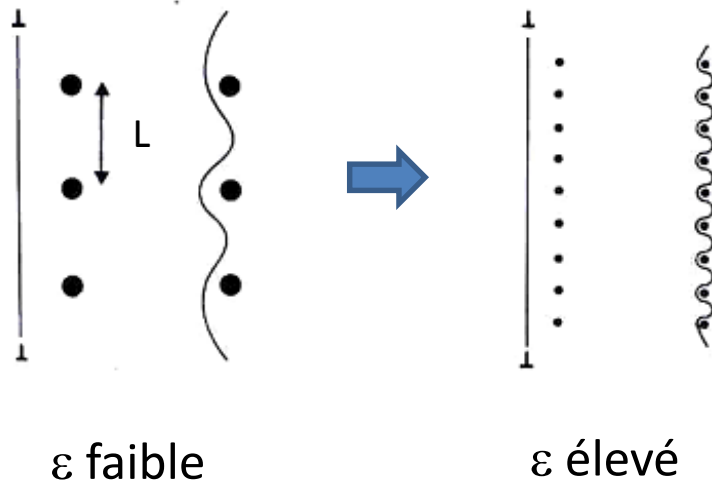
Valeurs typiques :

$G \sim 200 \text{ GPa}$ ,  $b \sim 0.5 \text{ nm}$ ,  
 $L = 1 \text{ }\mu\text{m}$   
 $\rightarrow \tau_c \sim 100 \text{ MPa}$  (faible !)

# 4. Ecroissage

## L'écroissage à partir du mécanisme de F&R

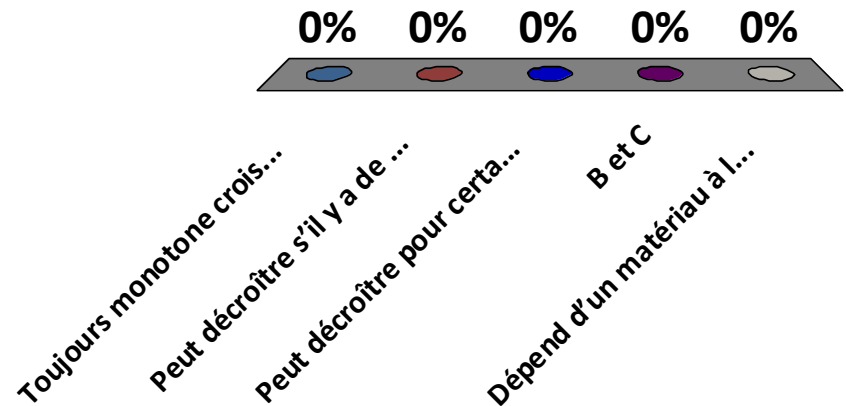
- Une **source de F&R** peut émettre plusieurs milliers de boucles de dislocations par seconde
- Les **obstacles** au mouvement de dislocations peuvent être de natures diverses et seront examinés par la suite.
- Si la distance entre obstacles  $L$  diminue, la contrainte d'écoulement plastique augmente
- Or les dislocations se multiplient avec la déformation,  $L$  diminue, donc la **contrainte augmente**. C'est le principe de l'**écrouissage**.



Boucles de F&R (TEM)

# Une courbe contrainte-déformation vraies pour un matériau cristallin est :

- A. Toujours monotone croissante
- B. Peut décroître s'il y a de l'endommagement
- C. Peut décroître pour certaines réorganisations microstructurales
- D. B et C
- E. Dépend d'un matériau à l'autre



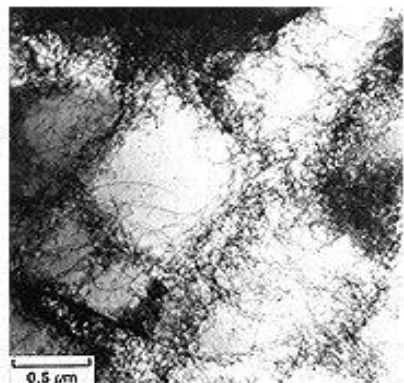
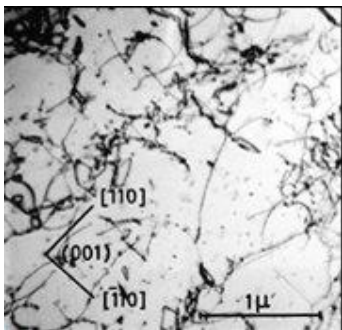
# 4. Ecrouissage

**Phénomène d'écrouissage:**

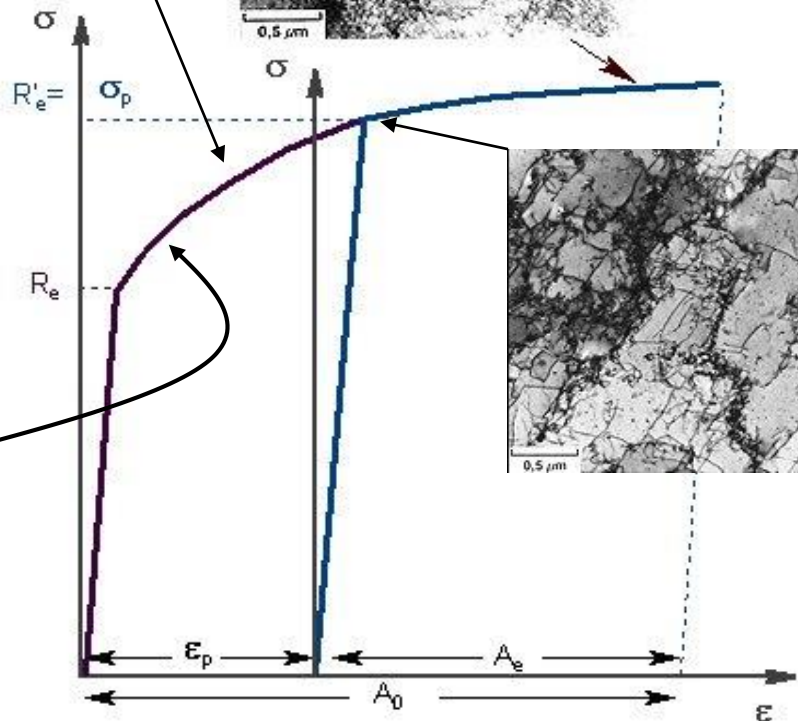
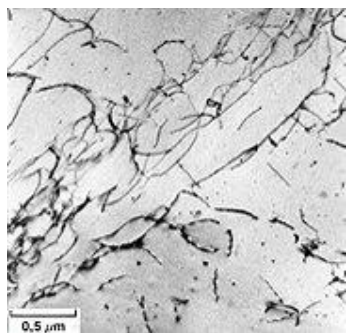
La densité de dislocations et leur enchevêtrement devenant de plus en plus élevés quand la déformation plastique croît, il faut appliquer une contrainte sans cesse croissante pour poursuivre la déformation plastique.

**Durcissement par écrouissage:**

Augmentation de la limite d'élasticité du matériau à la suite d'une prédéformation. Diminution concomitante de la ductilité.



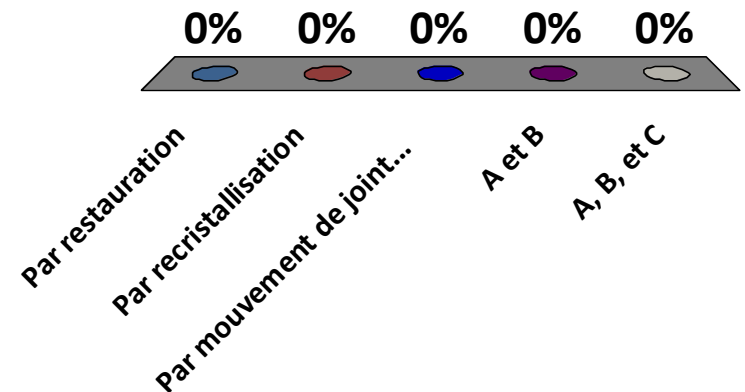
Cellules (restauration)



[Des Matériaux, Bailon & Dorlot]

# Comment réduire l'écroutissage dans un matériau cristallin :

- A. Par restauration
- B. Par recristallisation
- C. Par mouvement de joint de grain
- D. A et B
- E. A, B, et C



## Les dislocations vues en TEM



Mouvement de dislocations

Empilement de dislocations



## Les dislocations vues en TEM



Obstacle au mouvement d'une dislocation

Source de dislocations

