

Cours de déformation

MSE-310

VII. Sollicitations cycliques

Roland Logé

Laboratoire de Métallurgie Thermomécanique (LMTM)

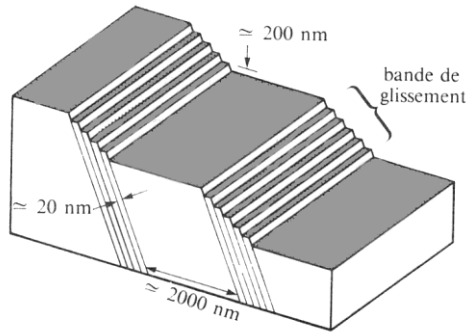
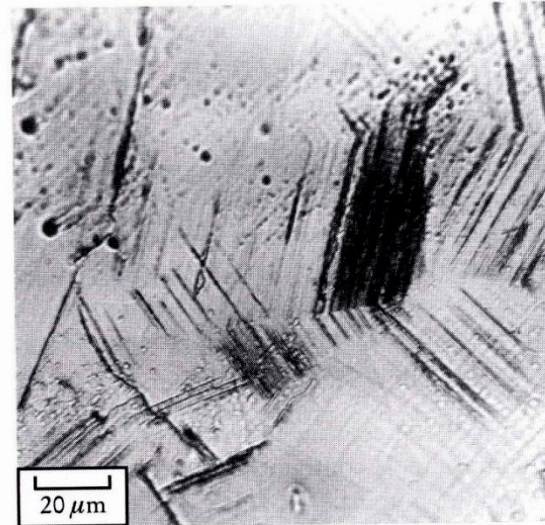
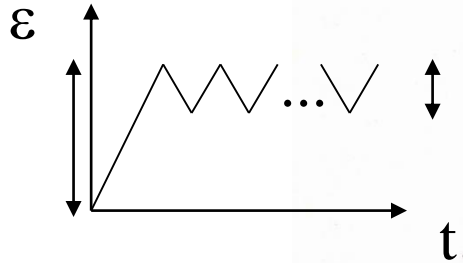
The logo of EPFL (École Polytechnique Fédérale de Lausanne) is displayed in a bold, red, sans-serif font. The letters are stylized, with the 'E' and 'F' having a unique, blocky appearance.

Plan

1. Sollicitations cycliques et phénomène de fatigue
2. Déformation plastique sous sollicitation cyclique
3. Mesure de la résistance mécanique à la fatigue

1. Sollicitations cycliques et phénomène de fatigue

- La **fatigue** est le processus par lequel la **résistance mécanique** d'un matériau est altérée (**dégradée**) sous sollicitation dite cyclique, par comparaison avec sa valeur mesurée en sollicitation monotone.
- Les **sollicitations cycliques** concernent presque tout ce qui bouge : ailes et trains d'atterrissage d'un avion, roues, vilebrequins, turbines, etc.
- Les **contraintes** sont généralement **inférieures** à la **limite d'élasticité**. Elles sont suffisantes pour dégrader la pièce localement, ce qui finit par engendrer localisation de déformation et endommagement puis rupture, après un certain nombre de cycles.
- Lorsque les cycles de déformation impliquent de la **plasticité**, le comportement à l'**écrouissage** est **différent** du cas de sollicitation monotone.

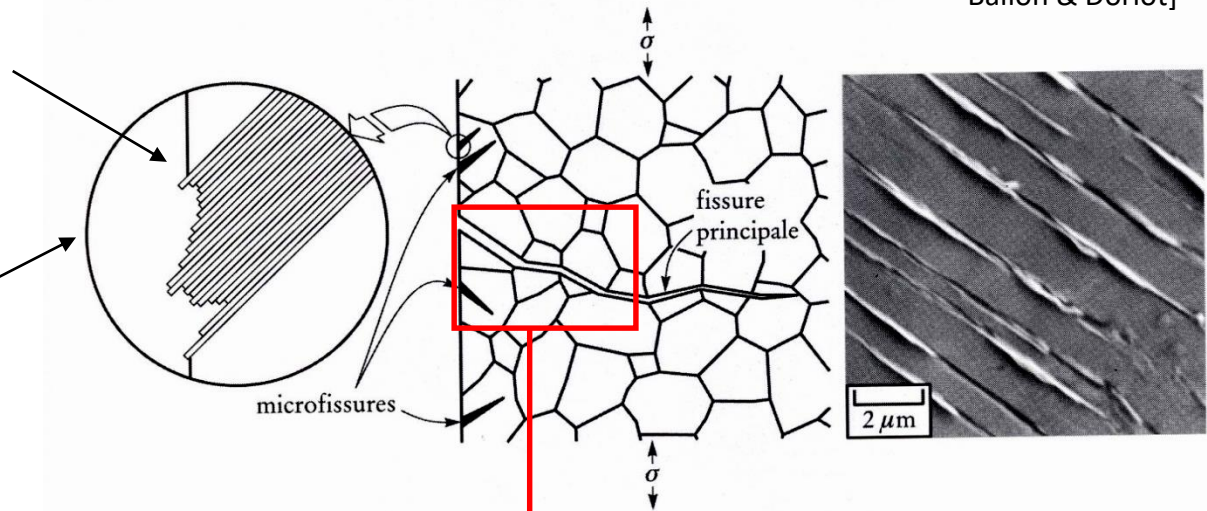


Aspect de la surface d'une éprouvette de laiton soumise à la fatigue, après un millier de cycles. On remarque la formation de bandes persistantes de glissement qui donneront naissance à des microfissures.

[Des Matériaux, Bailon & Dorlot]

Glissement cristallographique pas parfaitement symétrique

Les mouvements d'aller-retour des dislocations en régime cyclique créent des zones en surface qui peuvent initier des microfissures



Zone de transition microstr. → macroscopique

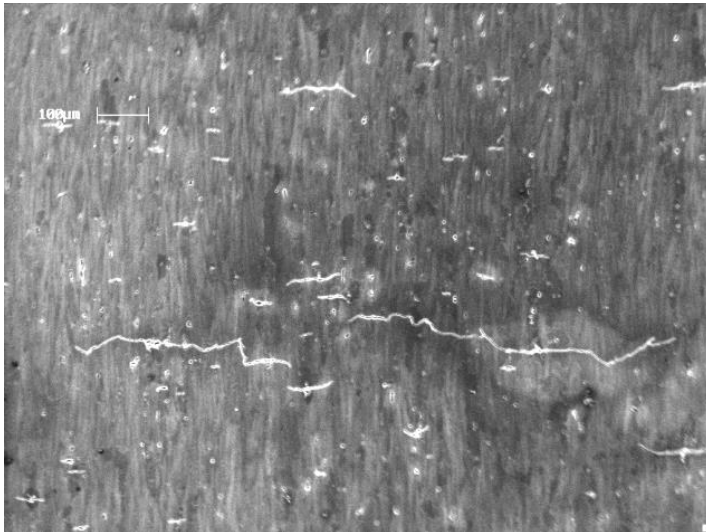
FATIGUE : exemples



Aile d'avion en sollicitation cyclique



Propagation de fissure à partir d'un défaut

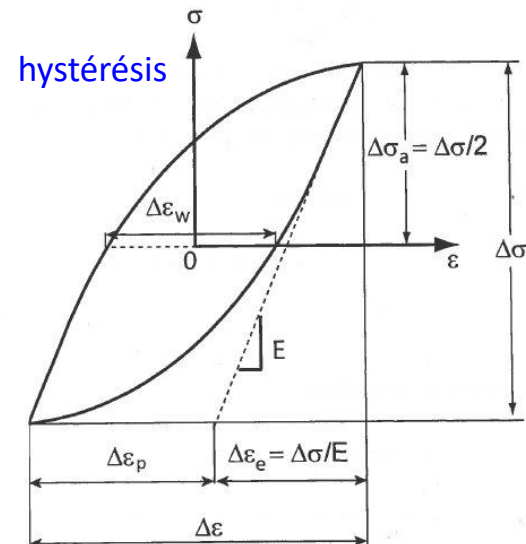
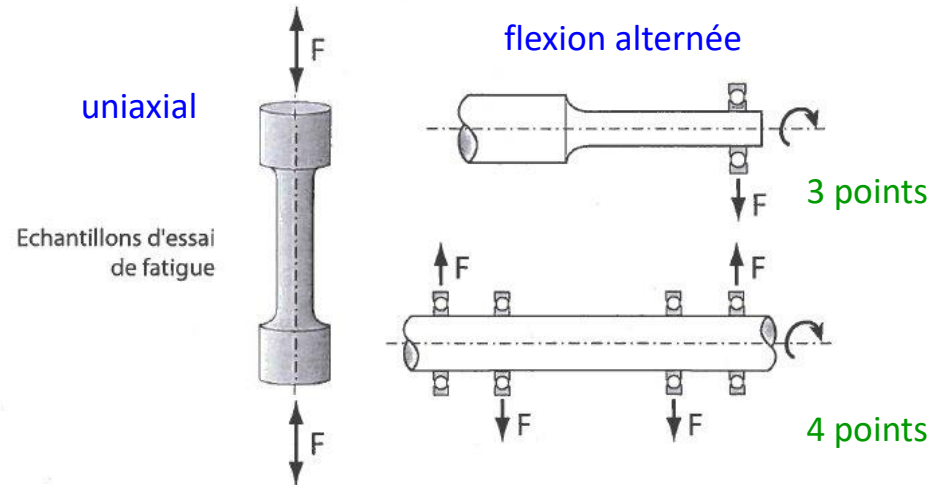
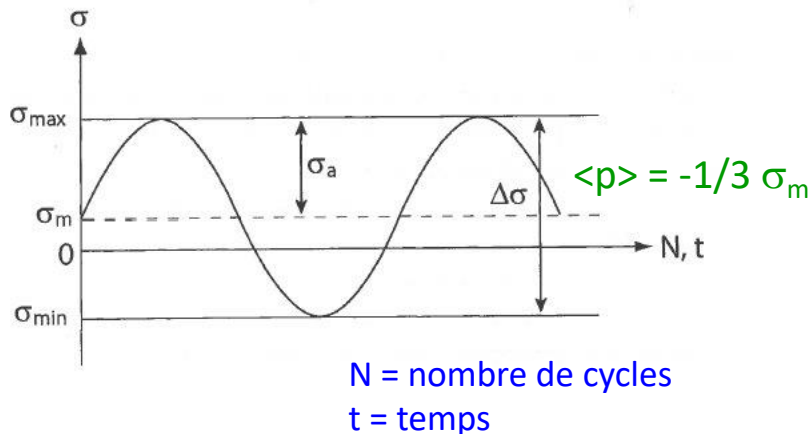


Surface d'un alliage d'aluminium (7075 T6) après chargement cyclique

2. Déformation plastique sous sollicitation cyclique

Essais cycliques

- Essai uniaxial, flexion alternée, etc.
- Sollicitation périodique avec contrôle de la **contrainte** ou de la **déformation**, entre une valeur min. et une valeur max.
- Variation sinusoïdale, triangulaire
- Si on dépasse la limite élastique, boucle avec **hystérésis**.



[Déformation et rupture des matériaux, tome 2, A. Mortensen & T. Kruml]

Essais cycliques - vocabulaire

- L'écart de contraintes :

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

- L'amplitude de variation des contraintes :

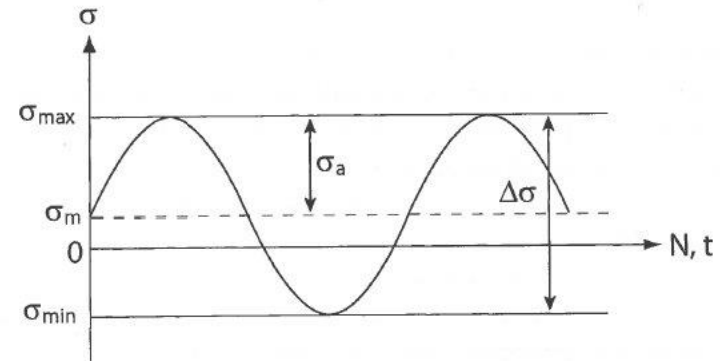
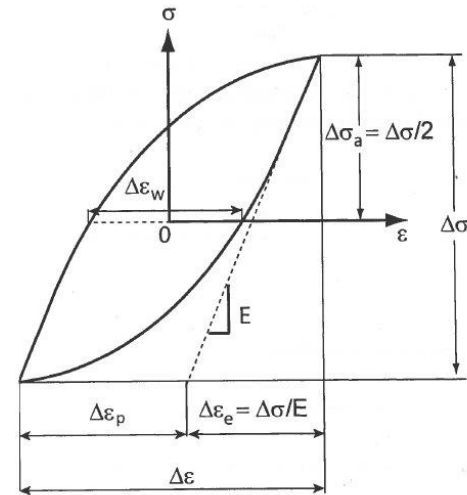
$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

- La contrainte moyenne :

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$

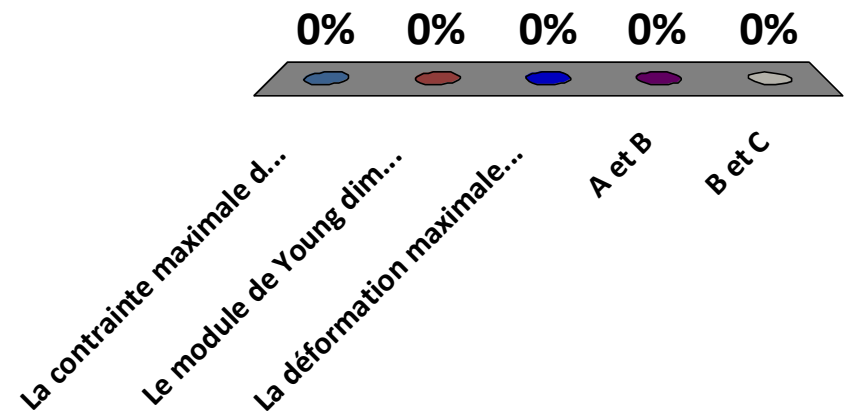
- Le rapport R des contraintes :

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$



Comment le cycle d'hystérésis évolue-t-il lorsque le matériau s'endommage ?

- A. La contrainte maximale diminue
- B. Le module de Young diminue
- C. La déformation maximale augmente
- D. A et B
- E. B et C



Essais cycliques – rapport R

Types de chargement cyclique à amplitude constante :

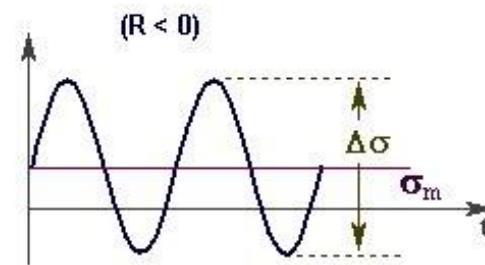
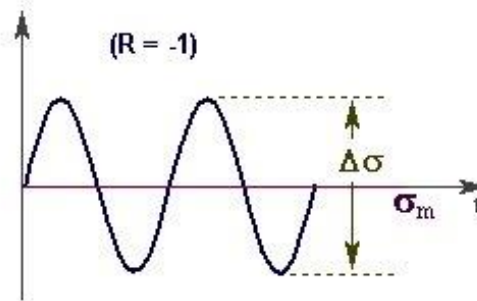
$$\text{Rapport } R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$$

Si $R = -1$, contraintes alternées symétriques ($\sigma_m = 0$)

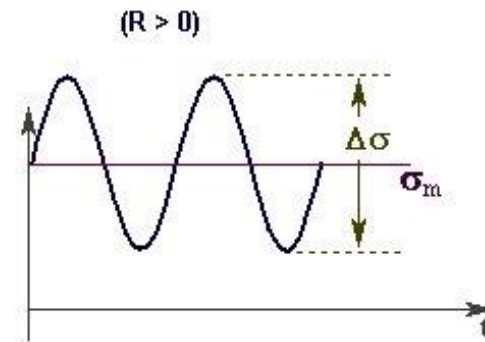
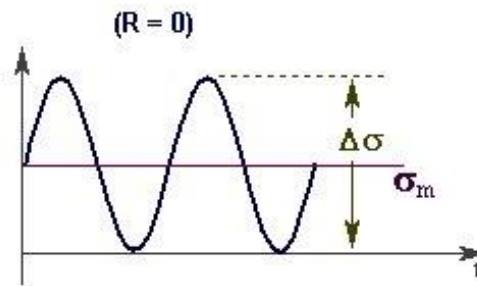
Si $R > -1$, contraintes alternées asymétriques ($\sigma_m > 0$)

Si $R \geq 0$, contraintes alternées ondulées ($\sigma_m > 0$)

Quand R croît de -1 et tend vers 1 , la contrainte moyenne statique σ_m en traction augmente



[Des Matériaux, Bailon & Dorlot]



Essais cycliques – contrôle de la déformation

- On peut définir les mêmes quantités qu'en contrainte, mais lorsque l'on va chercher à quantifier les phénomènes d'endommagement, on souhaite souvent garder constante non pas la déformation totale, mais la **déformation plastique** :

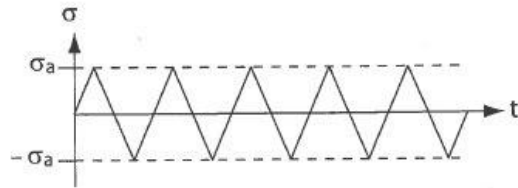
$$\varepsilon_p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}$$

- Ceci nécessite un contrôle à la fois de la déformation (totale) ε et de la contrainte σ .

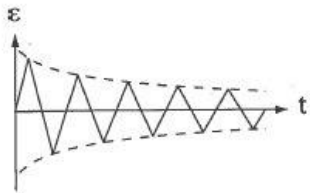
Comportement cyclique des matériaux

- Au cours des premiers cycles, le matériau voit sa **structure de dislocations** changer, et il s'en suit une évolution du comportement mécanique.
- Evolution de type **durcissement** (cyclic hardening), ou **adoucissement** (cyclic softening)
- Au bout d'un certain nombre de cycles, en général le comportement se stabilise (il existe cependant des cas où la **stabilisation** n'a pas lieu).

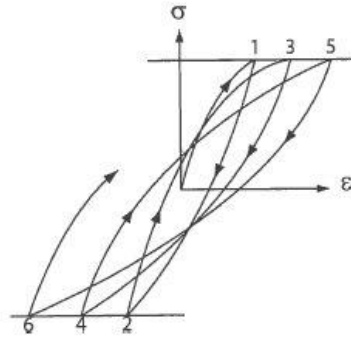
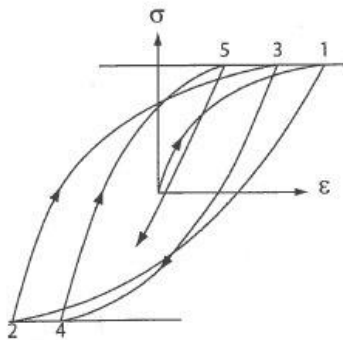
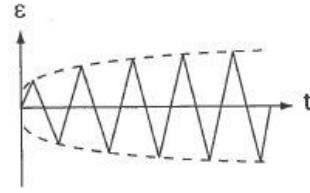
Contrôle de la contrainte



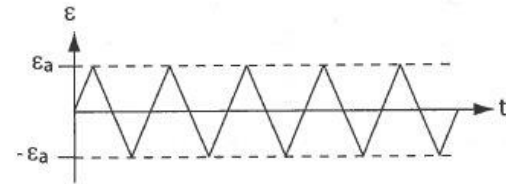
Durcissement cyclique



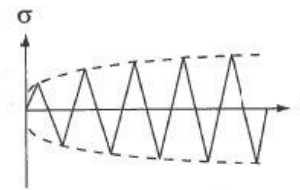
Adoucissement cyclique



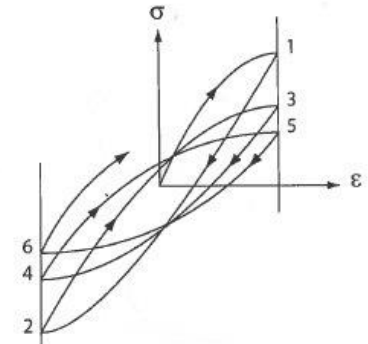
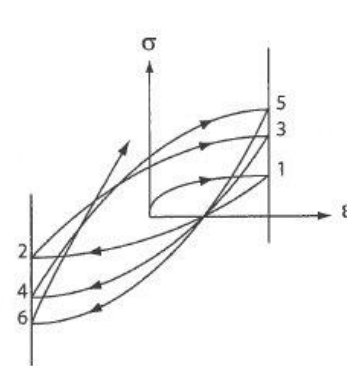
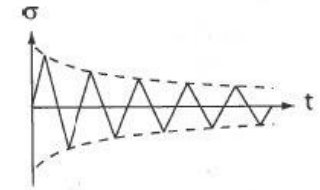
Contrôle de la déformation



Durcissement cyclique



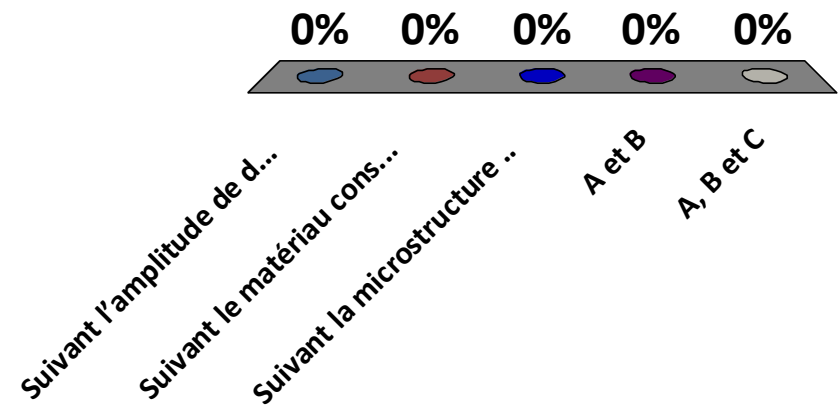
Adoucissement cyclique



[Déformation et rupture des matériaux, tome 2,
A. Mortensen & T. Kruml]

Comment expliquer qu'une structure s'adoucisse ou se durcisse en condition cyclique ?

- A. Suivant l'amplitude de déformation
- B. Suivant le matériau considéré
- C. Suivant la microstructure de départ
- D. A et B
- E. A, B et C

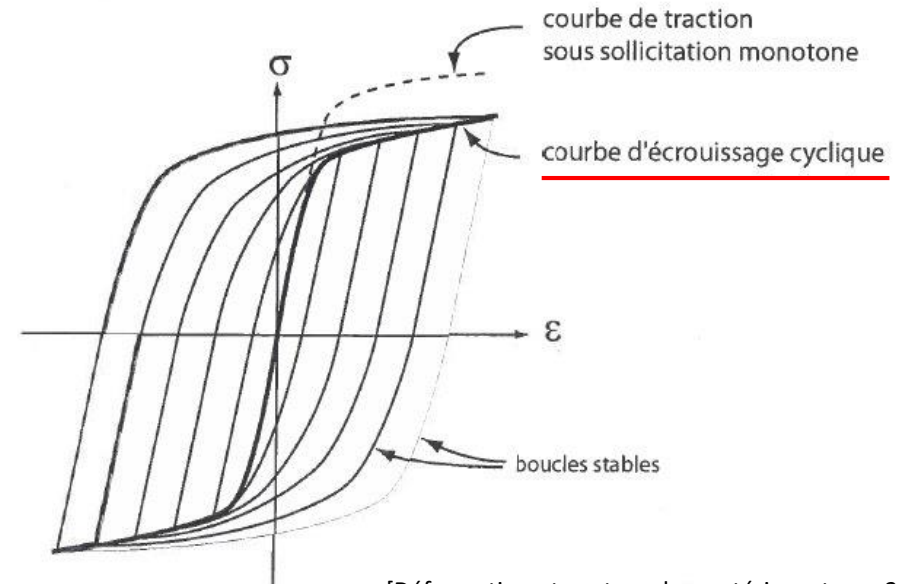


Représentation de la réponse stabilisée

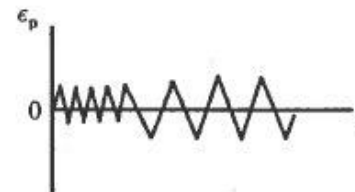
Soit $R = -1$ (traction/compression symétrique)

Ex : cas d'un **adoucissement cyclique**, courbe stabilisée située **en-dessous** de la courbe de traction **monotone**

- Le tracé nécessite de faire **plusieurs tests** avec différentes amplitudes
- On peut aussi sur **un même échantillon** augmenter l'amplitude après chaque stabilisation
 - Méthode souvent valable si les **amplitudes** sont **croissantes**, car la structure de dislocations est souvent dictée par les contraintes max.
 - Si les amplitudes sont décroissantes, on garde souvent la structure de dislocations générée au début, par la plus grande amplitude



[Déformation et rupture des matériaux, tome 2, A. Mortensen & T. Kruml]



multiple step,
increasing plastic
strain limit after
saturation at each
step

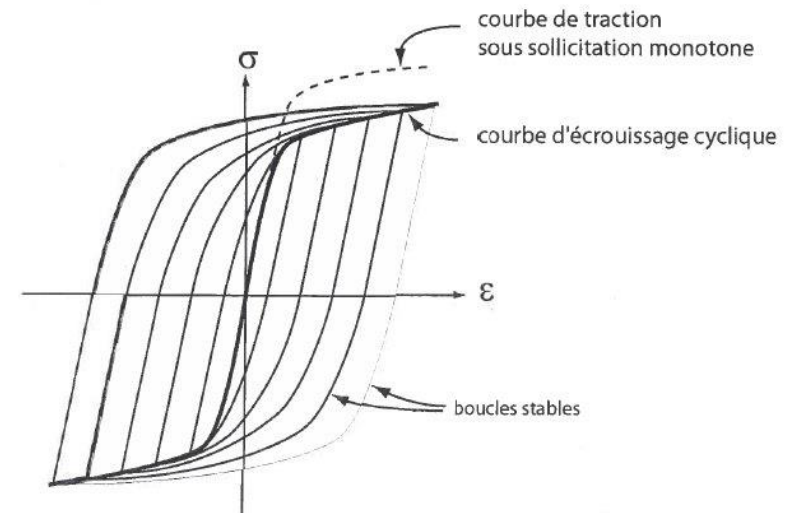
Loi de comportement

- Lois classiques des métaux en **conditions monotones** élasto-plastiques :

$$\sigma = \sigma_0 (\varepsilon_p)^n \quad \text{Hollomon}$$

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n} \quad \text{Ramberg-Osgood}$$

(n = coefficient d'écrouissage, $0 < n < 0.5$)



[Déformation et rupture des matériaux, tome 2,
A. Mortensen & T. Kruml]

- Par analogie, en **conditions cycliques** :

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 (\Delta\varepsilon_p)^{n'}$$

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = \frac{\Delta\sigma}{E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{K'} \right)^{1/n'}$$

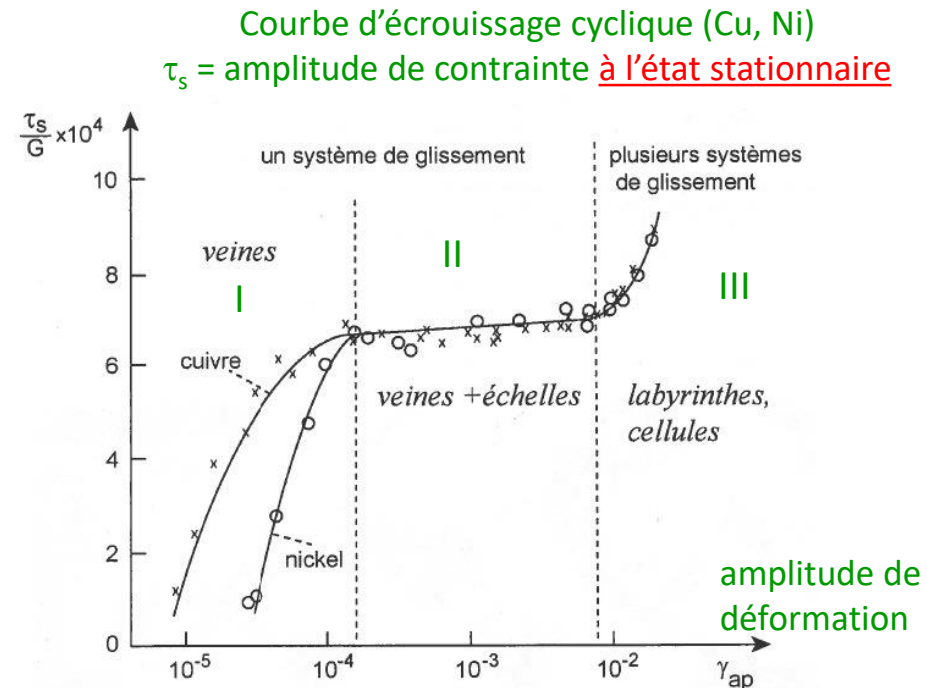
(n' = coefficient d'écrouissage cyclique, $0.1 < n' < 0.25$)

Evolution des structures de dislocations pendant la déformation cyclique

- L'évolution de la **contrainte d'écoulement** avec la déformation cyclique traduit une évolution de la **structure de dislocations**.
- L'évolution a pour conséquence une modification de la capacité à multiplier les dislocations, ou à les faire bouger. Si l'on part d'une structure initialement très écrouie, habituellement elle tend à s'adoucir. Inversement, si on part d'une structure recuite, elle tend à s'écrouir. On **atteint progressivement une structure de dislocations stationnaire** où un équilibre existe entre création, déplacement et annihilation des dislocations.

Monocristaux CFC

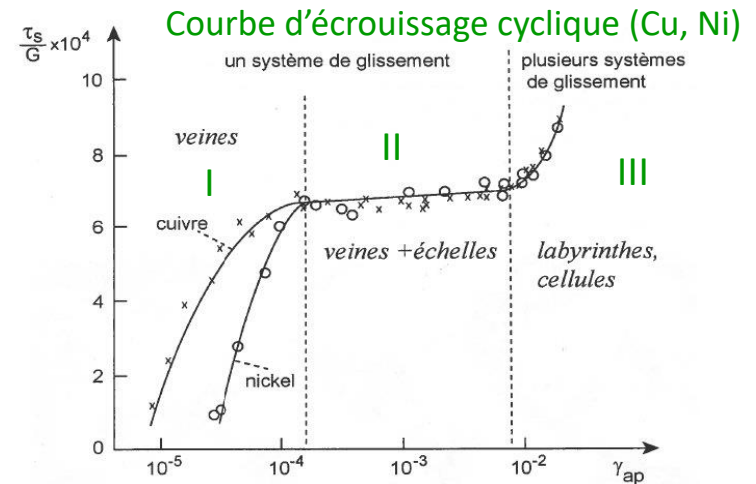
- 3 tendances, suivant la valeur d'amplitude de **déformation plastique** γ_{ap} . **Décroissance (I)**, **stabilisation (II)**, puis **croissance (III)** de l'écrouissage.
- En **zone I**, on trouve des densités de dislocations élevées ($\sim 10^{15} \text{ m}^{-2}$) \gg qu'en déformation monotone. Régions dites « **veines** » où des **dislocations coin** organisées en **dipôles** (paires de vecteurs de Burgers opposés) sont concentrées. Entre les veines, on parle de « **canaux** », où la densité de dislocations est fortement réduite ($\sim 10^{12} \text{ m}^{-2}$).



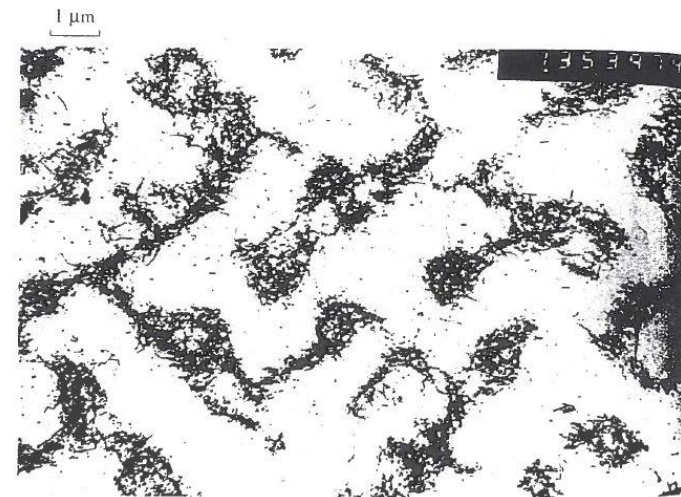
Evolution des structures de dislocations pendant la déformation cyclique

Monocristaux CFC

- En **zone I**, la structure de veines et canaux peut évoluer par de petits mouvements de va et vient des dislocations, dans chaque région.
- Comme en stade I des sollicitations monotones, **un seul système de glissement** est activé (pas de rotation du cristal), et les **dislocations coin** sont donc **parallèles**.
- La fraction volumique de veines et de canaux est similaire. Les paires de **dislocations coin** dans les veines s'attirent (vecteurs **b** opposés, distance proche), et sont donc **stables**. Par comparaison les **dislocations vis** peuvent s'annihiler par glissement dévié, et **survivent** donc **moins** à la déformation cyclique, et forment peu de dipôles stables.



[Déformation et rupture des matériaux, tome 2, A. Mortensen & T. Kruml]



Phase «matrice» pour les faibles amplitudes de déformation dans le cuivre pur fatigué. cliché de microscope électronique en transmission (J. Lepinoux, LMP Poitiers)

Zone I

Evolution des structures de dislocations pendant la déformation cyclique

Monocristaux CFC

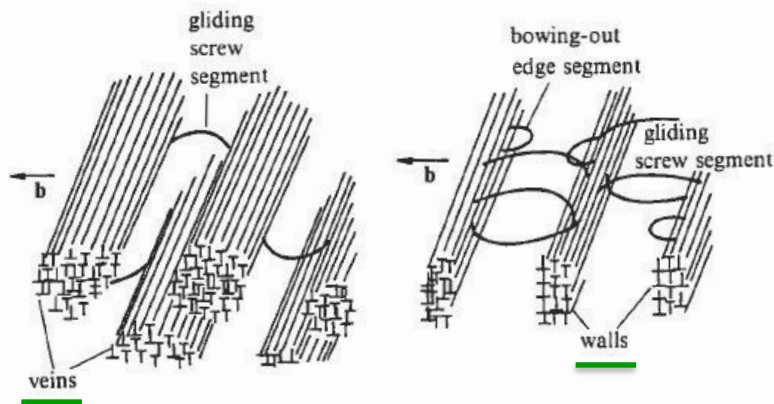
- En **zone II** : apparition de structures « en échelles » (ladder structure). Bandes planes (PSB, Persistent Slip Bands) avec des rangées parallèles de **murs de dislocations**, similaires aux veines, faites de dipôles de dislocations coin. Les **canaux** possèdent une densité de dislocations 100 fois moindre environ, où on trouve **plus de dislocations vis** qu'en zone I.
- La zone II est une **déstabilisation de la structure en veines**, où les dislocations coin s'alignent selon des murs (walls) = les barreaux de l'échelle (voir figure en bas).
- **Coexistence** des structures en **veines et en échelles**, toutes deux parallèles au plan de déformation en cisaillement. Sur tout le plateau, la fraction volumique de structures en échelles augmente.



Cu zone II
 $\gamma_{ap} = 1.5 \cdot 10^{-3}$

Axe de sollicitation

[Fatigue of Materials, S. Suresh]



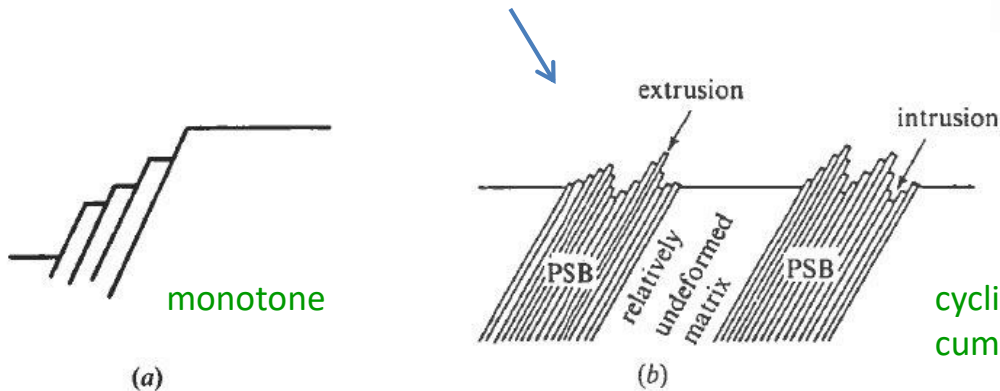
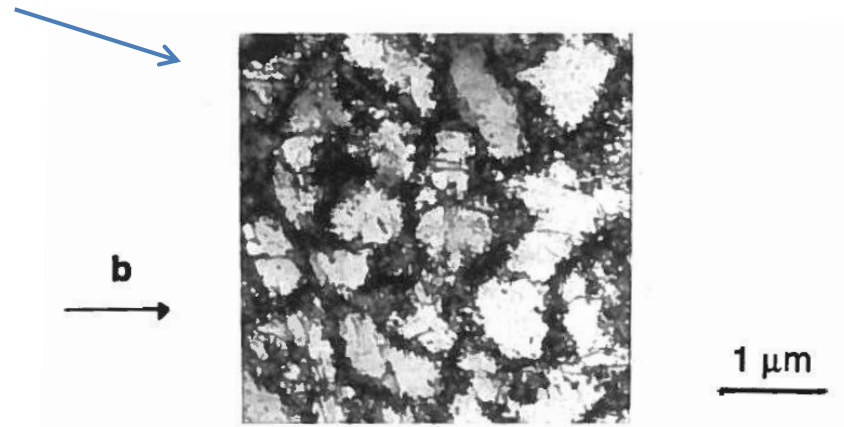
Cu zone II
 $\gamma_{ap} = 5 \cdot 10^{-3}$

Evolution des structures de dislocations pendant la déformation cyclique

Monocristaux CFC

- En **zone III** : on augmente le nombre de systèmes de glissement (2 ou plus). On forme alors des **structures dites en cellules**, qui ressemblent à celles obtenues dans les stades II et III en sollicitation monotone.
- Les **PSB** (Persistent Slip Bands) localisent la déformation, et sont responsables de la formation, au cours des cycles, de **déformations surfaciques** : extrusions et intrusions. C'est un mécanisme de concentration de contraintes à la surface du matériau, et peut être l'origine de **germination de fissures**.

Cu zone III
 $\gamma_{ap} = 1.45 \cdot 10^{-2}$

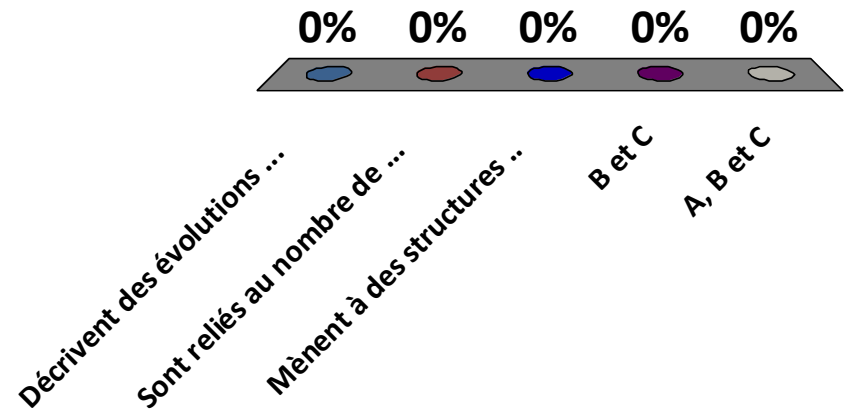


[Fatigue of Materials, S. Suresh]

(a) A series of steps resembling a staircase pattern produced by monotonic plastic strain. (b) A rough surface consisting of hills and valleys produced by cyclic plastic strain.

Stades d'écrouissage du monocristal en déformation monotone, et zones d'écrouissage cyclique :

- A. Décrivent des évolutions similaires
- B. Sont reliés au nombre de systèmes de glissement actifs
- C. Mènent à des structures en cellules pour les déformations importantes
- D. B et C
- E. A, B et C



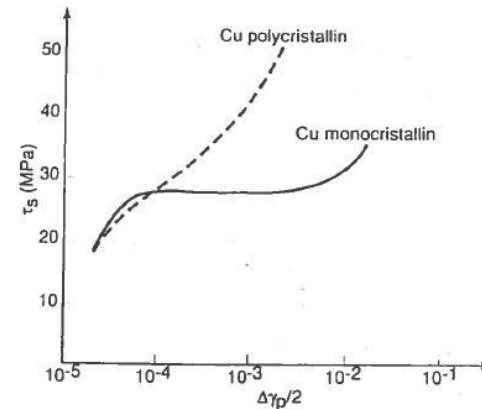
Evolution des structures de dislocations pendant la déformation cyclique

Monocristaux HC et CC

- Structures HC assez similaires aux cristaux CFC
- Les structures de dislocations coin des CFC ne sont plus présentes dans les CC purs, car à basse T on a bien plus de dislocations vis (du fait de leur cœur décomposé). Pas de structures en échelles, mais néanmoins des PSBs apparaissent.
- Les CC légèrement alliés peuvent présenter des structures en échelles.
- Au fortes amplitudes, on retrouve des structures cellulaires dans les CC.

Polycristaux

- Structures en échelles toujours présentes.
- Les PSBs peuvent traverser les joints de grain.
- La nécessité de maintenir la compatibilité des déformations aux joints de grain induit l'activation de plus d'un système de glissement. Donc le plateau de contrainte de la zone II disparaît.

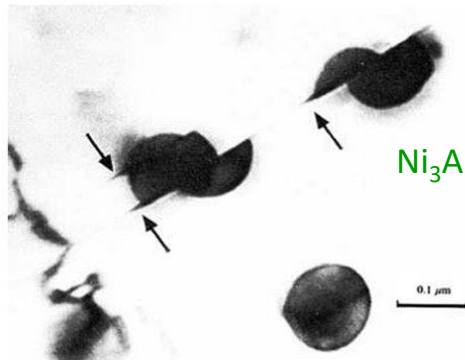


Courbe d'érouissage cyclique de monocristaux de cuivre orientés pour le glissement simple comparée avec la courbe d'érouissage cyclique du cuivre polycristallin (d'après H. Mughrabi, Erlangen, Allemagne).

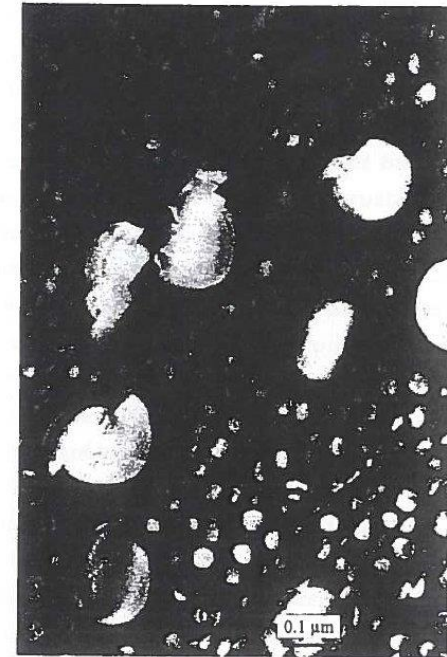
Evolution des structures de dislocations pendant la déformation cyclique

Matériaux polyphasés

- Matériaux durcis par des précipités fins et cohérents : les dislocations peuvent traverser les précipités. En général, les **précipités** sont des intermétalliques à structure ordonnée, qui deviennent ainsi **moins résistants après leur cisaillement**, car :
 - ils deviennent désordonnés au niveau du plan cisailé
 - leur section se réduit
- Le **glissement s'y localise** par conséquent. La surface spécifique augmente ainsi que le désordre, ce qui réduit leur stabilité thermodynamique → **possible dissolution** des précipités, et **re-précipitation** sur d'autres précipités.
- Explique la **concentration de déformation** suivant certains plans, équivalente aux PSBs.



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



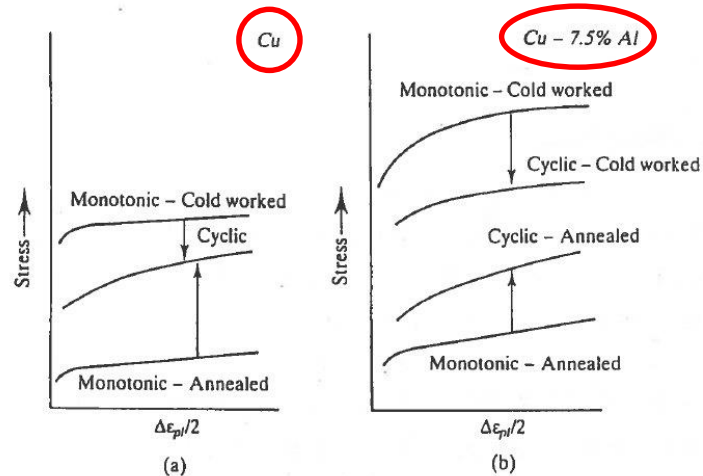
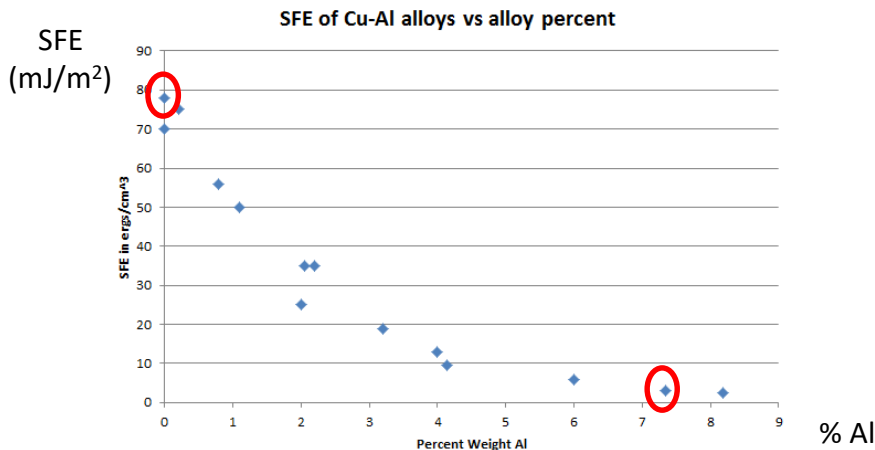
A dark-field TEM micrograph of Waspaloy fatigued at a plastic strain amplitude of 2×10^{-3} at 650°C. Note the shearing of γ' particles by dislocations. (From Clavel & Pineau, 1982. Copyright Elsevier Sequoia S.A. Reprinted with permission.)

[Déformation et rupture des matériaux, tome 2, A. Mortensen & T. Kruml]

Evolution des structures de dislocations pendant la déformation cyclique

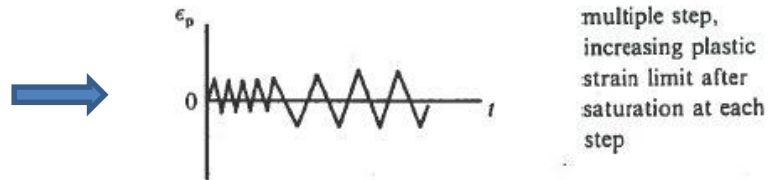
Rôle de la température, vitesse de déformation, et de l'énergie de défaut d'empilement

- Dépendance plus marquée de la contrainte (et de l'échelle des structures de dislocations) en fonction de la T et vitesse de déformation, par rapport aux sollicitations monotones.
- L'état stabilisé en déformation cyclique est indépendant de la structure de départ si les dislocations sont mobiles, donc si l'énergie de défaut d'empilement (SFE) est suffisamment élevée. Sinon, l'état initial joue un rôle.



[Déformation et rupture des matériaux, tome 2, A. Mortensen & T. Kruml]

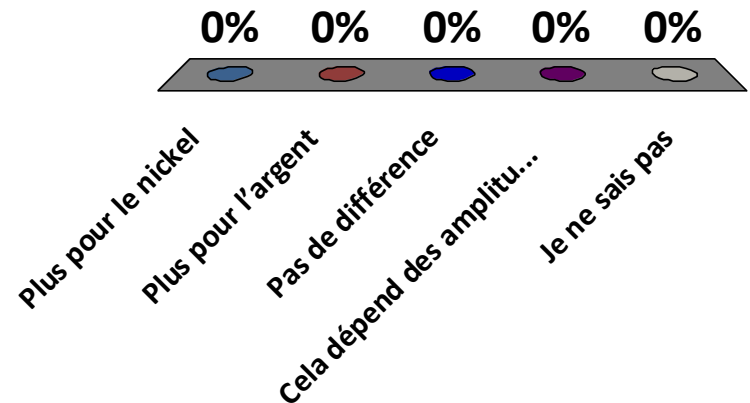
Comparison of the monotonic and cyclic stress-strain curves for (a) copper and (b) Cu-7.5% in two different initial states. Copper displays wavy slip. Thus, its cyclical stress-strain curve independent of the initial condition (i.e., of whether it is cold-worked or annealed). This is not the case for the copper-aluminum alloy. It manifests planar slip and its cyclical behavior is history-dependent. (From C. E. Felner and C. Laird, *Acta Metall.*, 15, 1621, 1967.)



Seulement si SFE assez élevé

Le nombre d'éprouvettes à prévoir pour établir la courbe d'écrouissage cyclique du nickel et de l'argent :

- A. Plus pour le nickel
- B. Plus pour l'argent
- C. Pas de différence
- D. Cela dépend des amplitudes de déformation considérées
- E. Je ne sais pas

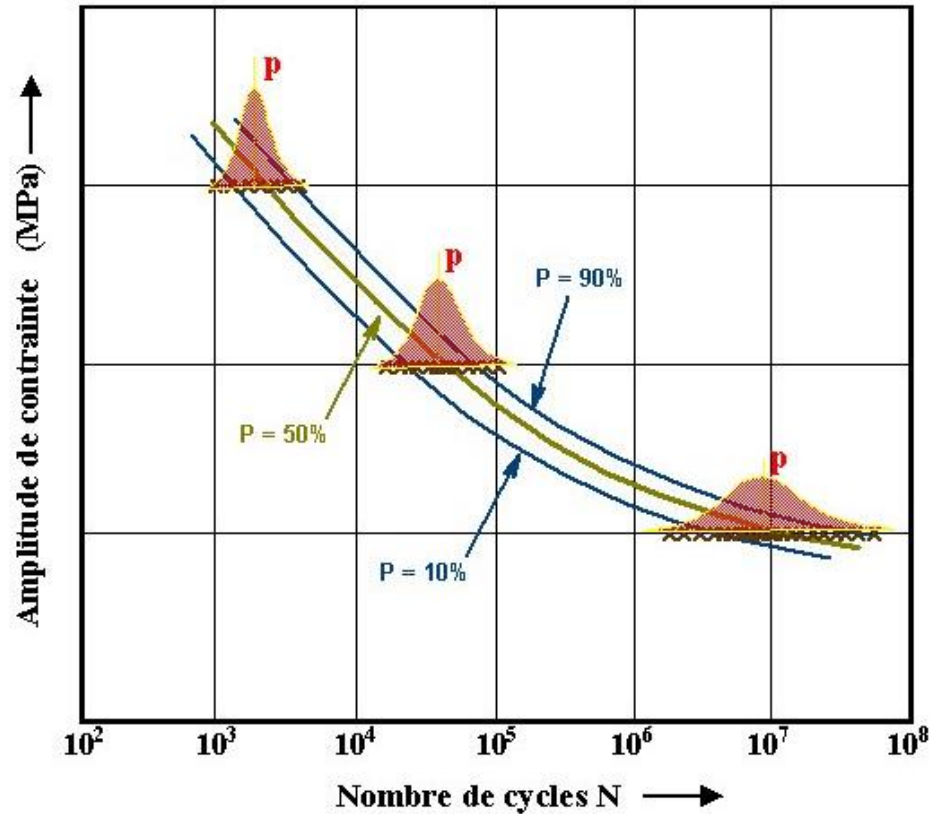


3. Mesure de la résistance mécanique à la fatigue

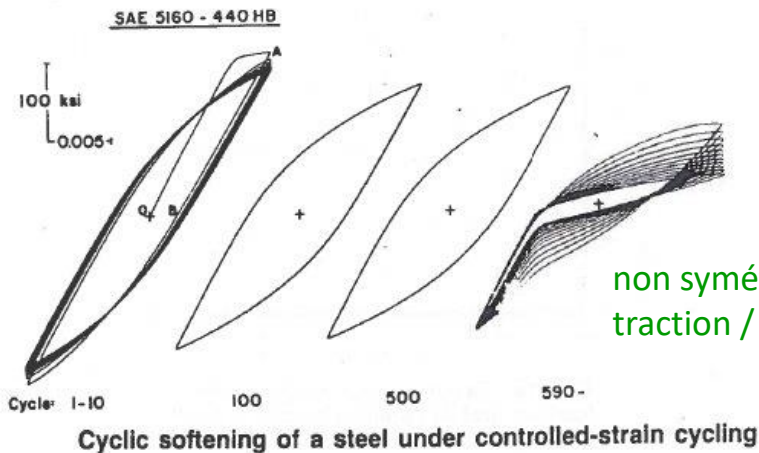
Courbe de Wöhler :

Cette courbe représente la variation de la durée de vie en fatigue du matériau selon le niveau de l'amplitude de contrainte cyclique qui lui est appliquée

Pour obtenir une courbe d'endurance statistiquement significative et tracer des courbes d'équiprobabilité de rupture, il faut réaliser un très grand nombre d'essais, ce qui peut s'avérer coûteux.



Évolution du cycle en fin de vie



[Des Matériaux, Baillon & Dorlot]

[Déformation et rupture des matériaux, tome 2, A. Mortensen & T. Kruml]

Courbe de Wöhler :

σ_D varie entre 35% et 60% de la résistance mécanique en traction

Aciers doux, mais aussi certains alliages de Cu, de Ti...

Alliages d'Al, Mg, aciers ou alliages de Ti, Cu à haute résistance...

Courbe de fatigue-endurance (courbes de Wöhler) :

a) Courbe présentant une asymptote :

$\sigma_D =$ limite d'endurance

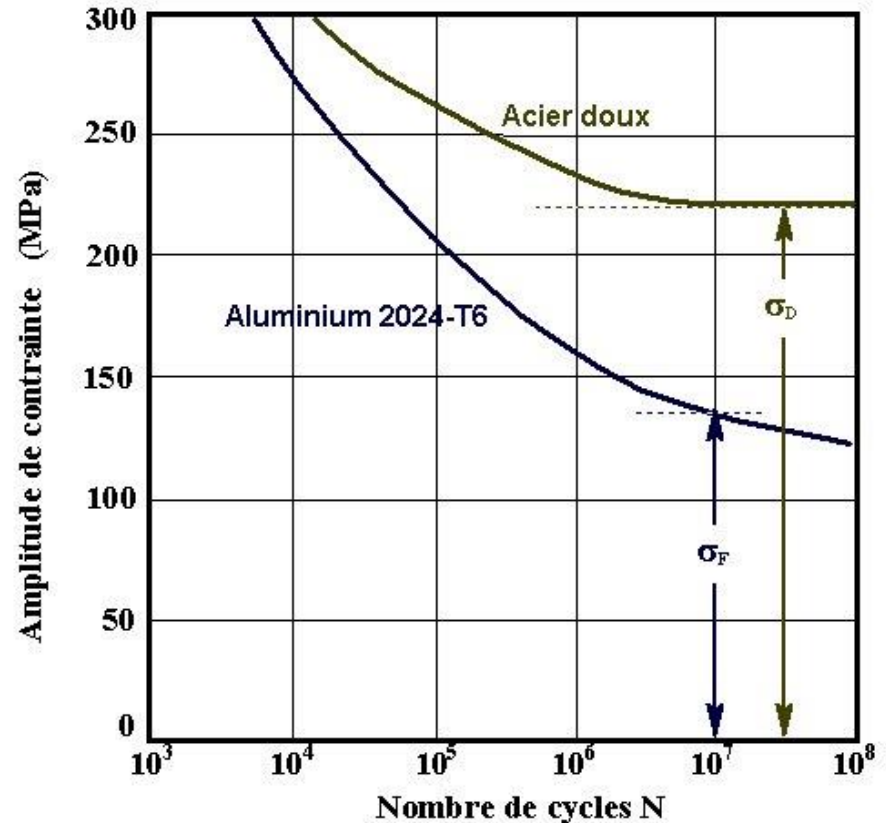
Si $\sigma_A < \sigma_D$, la durée de vie du matériau en fatigue est infinie.

Ex : métaux C.C.
(aciers au carbone)

b) Courbe sans asymptote :

Limite de fatigue σ_F définie arbitrairement pour un nombre donné de cycles. ($\sim 10^7$ - 10^8)

Ex. : métaux C.F.C.
(alliages d'aluminium et de cuivre)



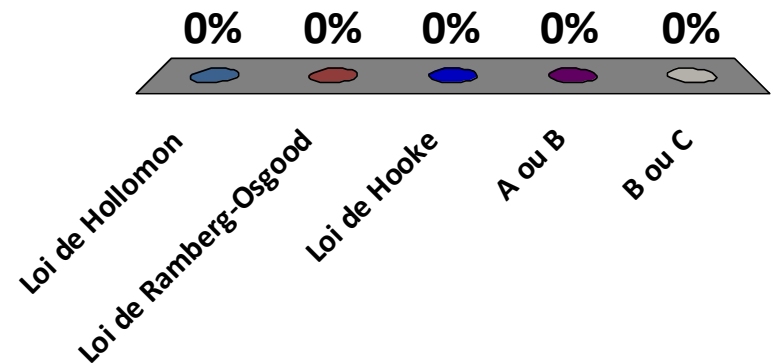
Deux régimes dans le nombre de cycles

- $\sigma_{\max} < \sigma_0$ (limite élastique) : fatigue à **grand nombre de cycles** (high cycle fatigue); nombre N à rupture $> 10^2$ - 10^4 . Exemple : pièces mobiles d'un moteur.
- $\sigma_{\max} > \sigma_0$: fatigue **oligocyclique** (low cycle fatigue). Cette fois $N < 10^2$ - 10^4 . Exemples : mises en marche, arrêt, atterrissage avion, etc.

[Des Matériaux,
Baillon & Dorlot]

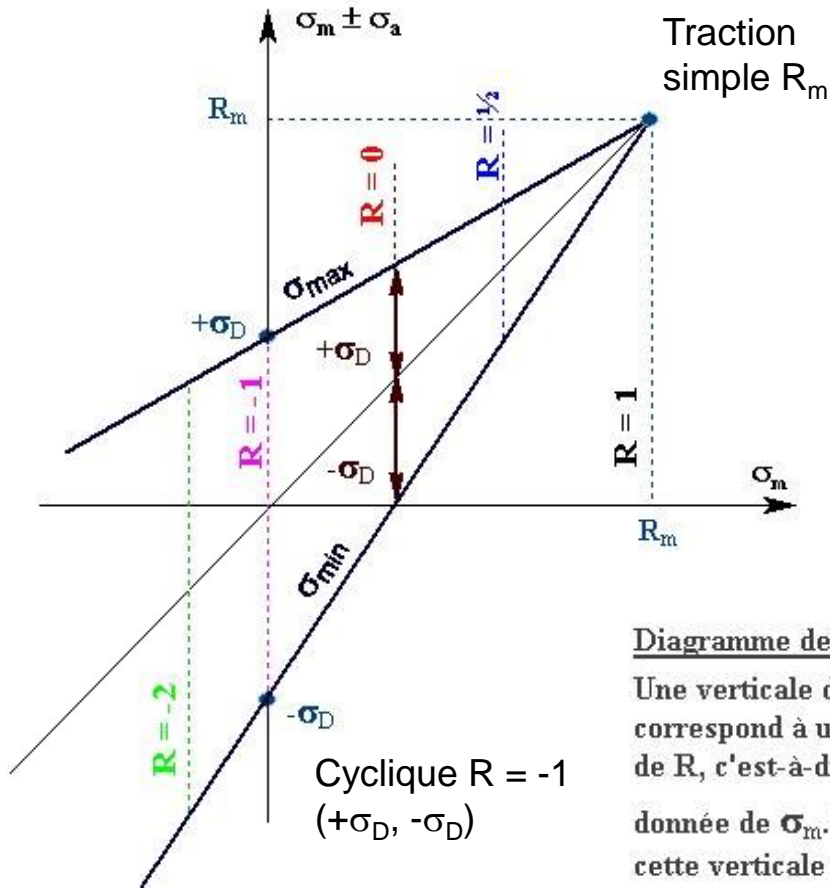
En régime « high cycle fatigue », quelle loi de comportement utiliser pour décrire le cycle ?

- A. Loi de Hollomon
- B. Loi de Ramberg-Osgood
- C. Loi de Hooke
- D. A ou B
- E. B ou C



Influence de R sur la courbe de Wöhler

Diagramme de Goodman : utilisation de 2 essais
($R = -1$ et $R = 1$)

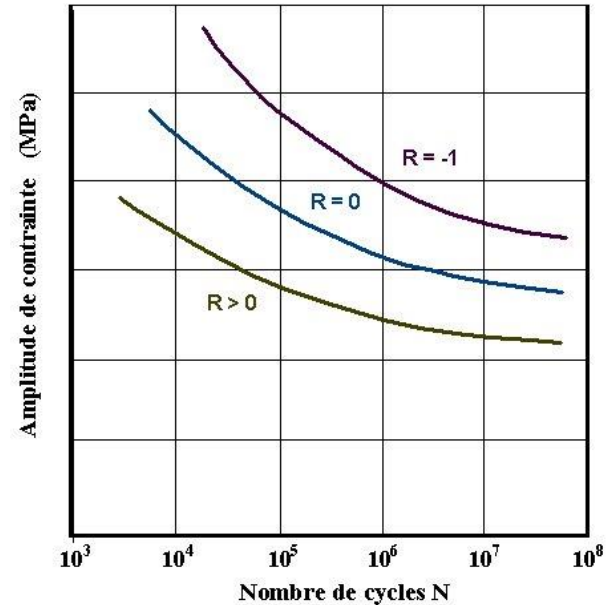


Cyclique $R = -1$
($+\sigma_D, -\sigma_D$)

(méthode pragmatique)

Diagramme de Goodman :

Une verticale du diagramme correspond à une valeur donnée de R , c'est-à-dire une valeur donnée de σ_m . L'intersection de cette verticale avec les droites $+\sigma_D$ et $-\sigma_D$ permet d'en déduire l'amplitude de contrainte cyclique, correspondant à la limite de fatigue ou d'endurance pour ce rapport R .



→ Faire des essais (statistiques !) pour chaque valeur de R ??

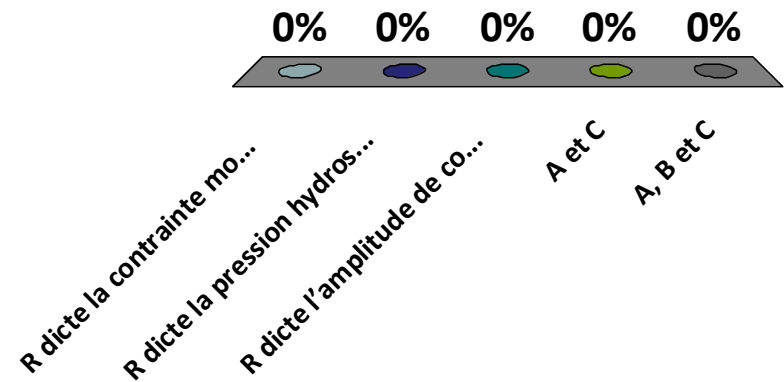


[Des Matériaux, Bailon & Dorlot]

→ on pose $N = N_0$ (limite de fatigue), ou $N = \infty$ (endurance)

Pourquoi le nombre de cycles à rupture dépend-il de R ?

- A. R dicte la contrainte moyenne
- B. R dicte la pression hydrostatique
- C. R dicte l'amplitude de contrainte
- D. A et C
- E. A, B et C

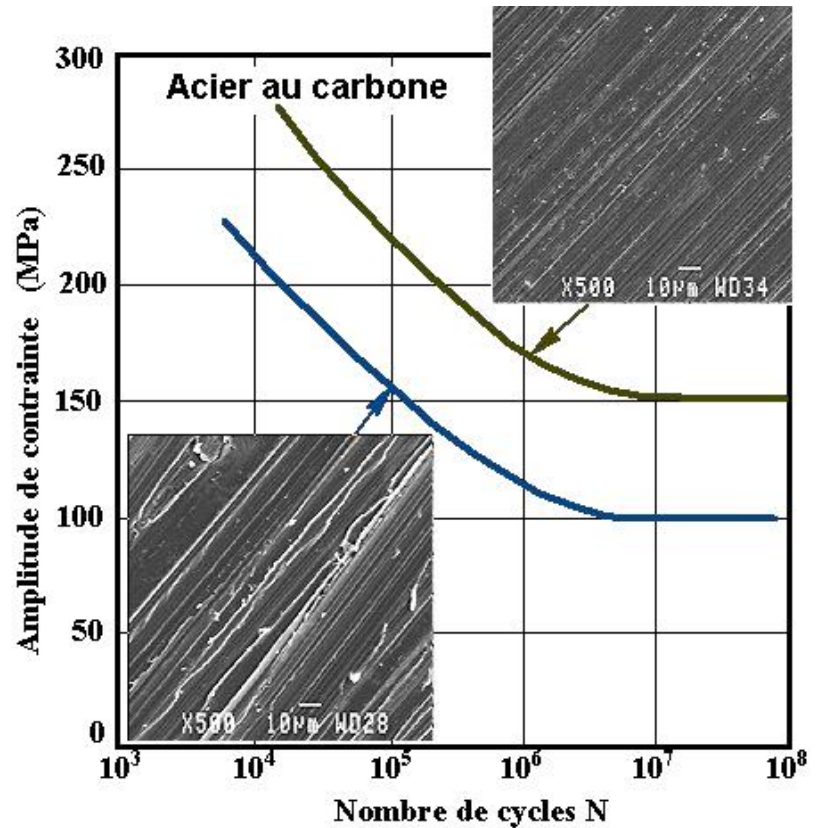
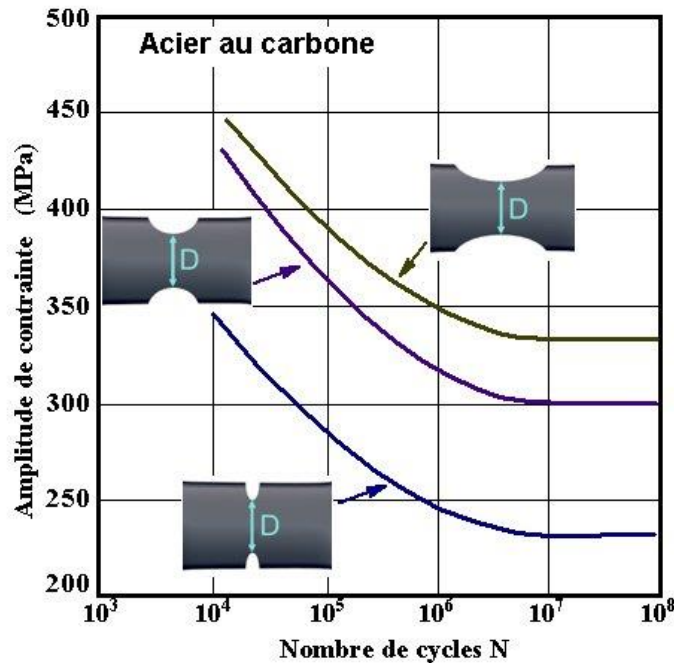


Influence de l'état de surface et des concentrations de contraintes

Influence des zones de concentration de contraintes sur la courbe de fatigue-endurance :

À l'échelle microscopique, état de surface du matériau (rayures d'usinage)

Un usinage grossier entraîne une diminution de la durée de vie pour une amplitude donnée de la contrainte cyclique.



À l'échelle macroscopique, la présence de zones de concentration de contraintes entraîne une diminution de la durée de vie.

Tout changement de section (réduction de diamètre, congé, logement de clavette, etc.) entraîne une diminution de la durée de vie pour une amplitude donnée de la contrainte cyclique

[Des Matériaux, Bailon & Dorlot]

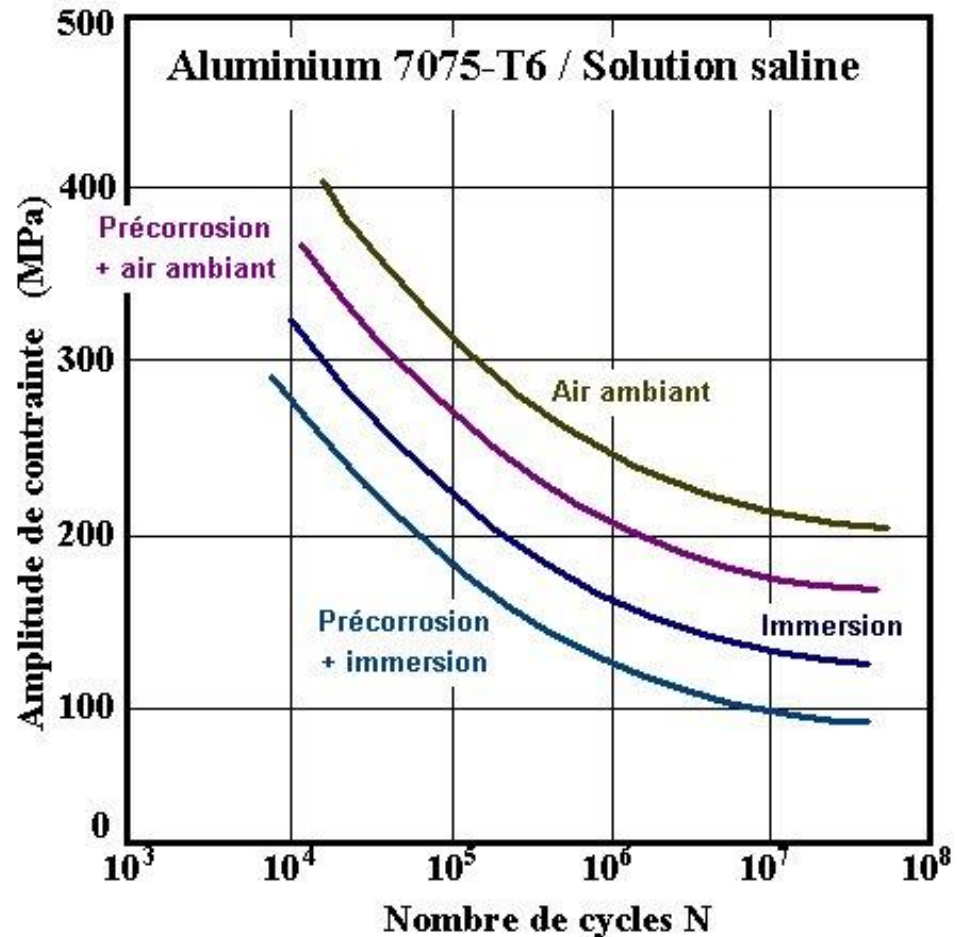
Influence de l'environnement

Influence de l'environnement sur le comportement en fatigue-endurance :

1) Le milieu corrosif peut entraîner la formation de piqûres de corrosion qui agissent comme sites privilégiés d'apparition précoce des fissures.

2) Le milieu corrosif entraîne une augmentation de la vitesse de propagation des fissures

Conclusion : le milieu corrosif peut réduire la durée de l'étape d'amorçage des fissures et accélérer leur propagation.



[Des Matériaux,
Bailon & Dorlot]