

# Métaux -

## V. Propriétés mécaniques

Anne Marie Habraken  
Mécanique des Solides et des  
Matériaux



Anne Mertens  
Matériaux Métalliques Spéciaux



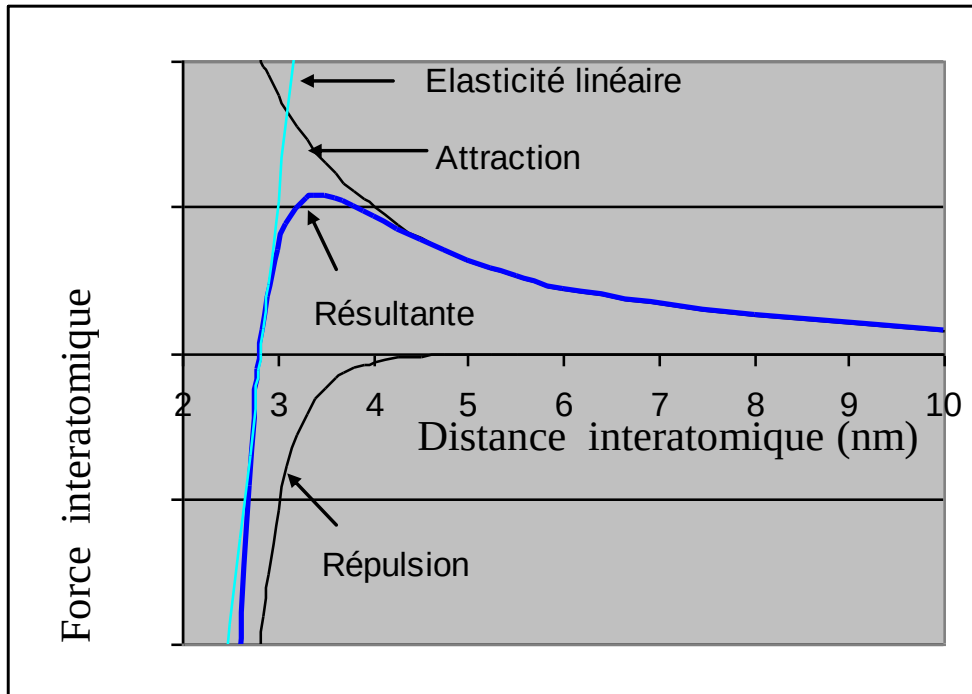
# Rappel - Structure du cours

1. Les liaisons entre atomes, le cristal Cours I
2. Propriétés (mécanique) des cristaux parfaits Cours II
3. Les défauts cristallins (liens avec propriétés) Cours III
4. Les alliages (solution solides, changement de phase, aluminium, acier, fonte) Cours IV
5. Liens entre les facteurs microstructuraux et les propriétés mécaniques Cours V

# Plan

- Propriétés élastiques
  - Module de Young, Coefficient de Poisson
- Limite élastique
- Elasto-plasticité
- Rupture
- Fluage
- Fatigue

# Comportement élastique – 1. Monocristal



- Déformation réversible
- Le **module de Young** (**E**) dépend
  - du matériau,
  - de la température,
  - de la direction cristalline
- Le **coefficient de Poisson** ( **$\nu$** )

$$\sigma_x = E \varepsilon_x$$

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z = -\nu \varepsilon_x$$

$$\Delta V \approx V_0 \varepsilon_x (1 - 2\nu)$$

Met I slide 11  
Met II slide 25

$$\nu \approx 0,33$$

# Les phénomènes élastiques

ni totalement réversibles,  
ni instantanés

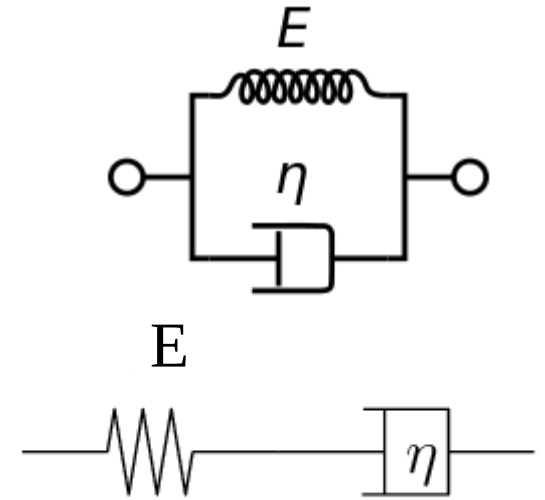
## 1. Monocristaux, frottement interne

- Origines possibles:
  - Thermique
  - Magnétique (magnéto-striction)
  - Modification de la position des atomes (solutés, surtout interstitiels) dans le réseau cristallin
- Modélisation (lois de Voigt ou de Maxwell)

# Modèles de Voigt et Maxwell

$$\sigma = E \varepsilon + \eta \frac{d\varepsilon}{dt} \quad \text{Voigt}$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{1}{E} \frac{d\sigma}{dt} + \frac{\sigma}{\eta} \quad \text{Maxwell}$$



Visco- Elasticité

Ressort → élasticité      Dashpot → viscosité

Relaxation de contrainte

Fluage

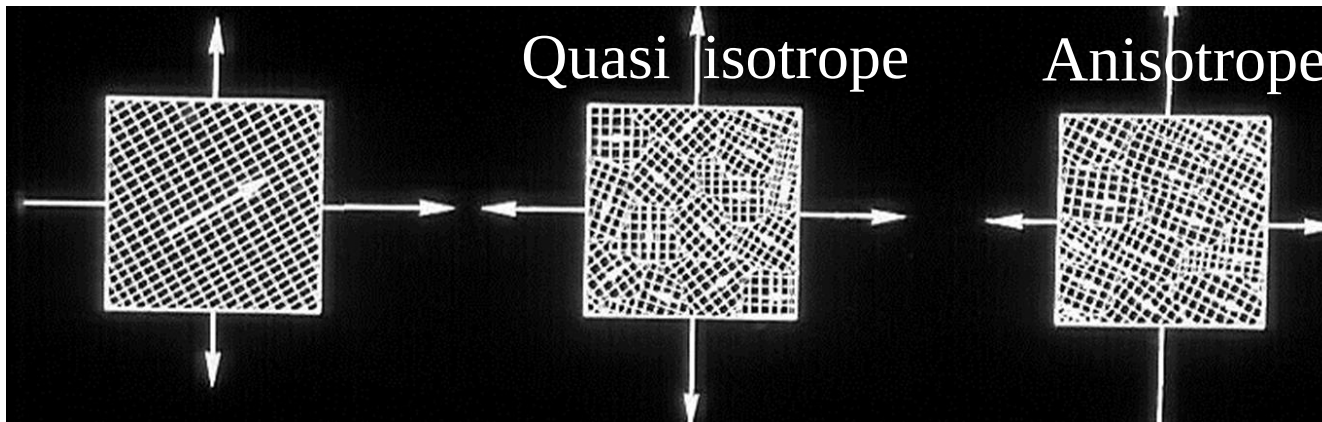
Techniques dynamiques

# Les phénomènes élastiques

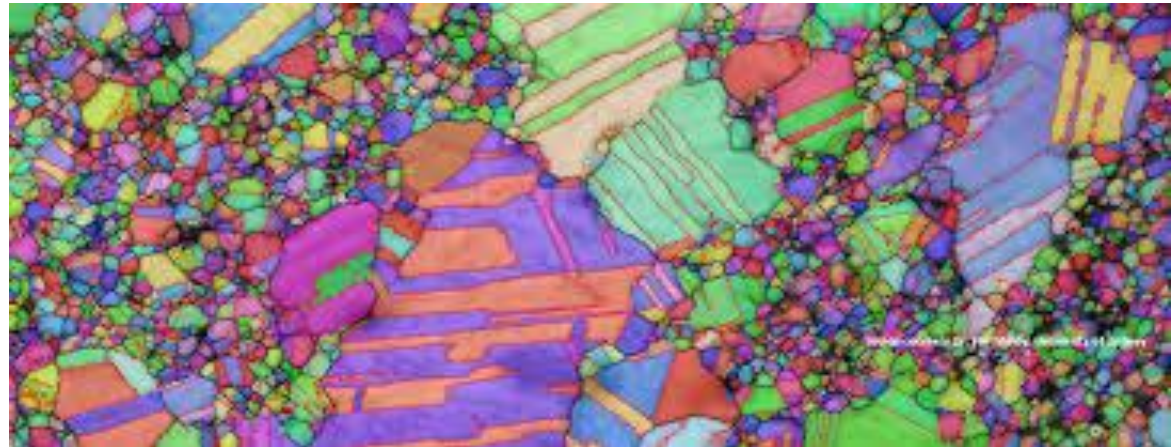
ni totalem<sup>t</sup> réversibles, ni instantanés

## 2. Polycristaux

– Impact de la texture = orientation des cristaux de même

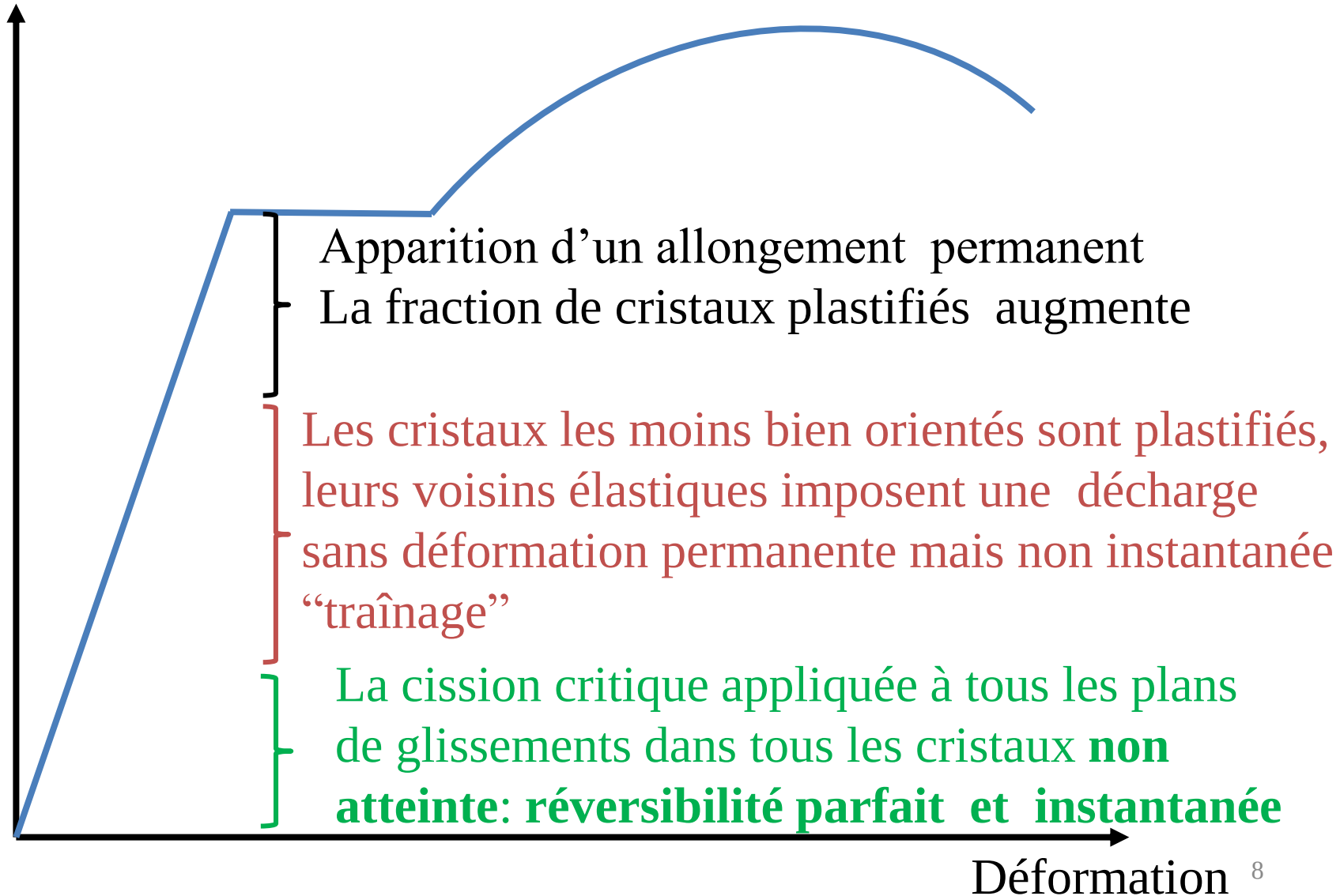


Résultat d'une mesure EBSD qui distingue les orientation des plans cristallins



# Limite élastique

Contrainte





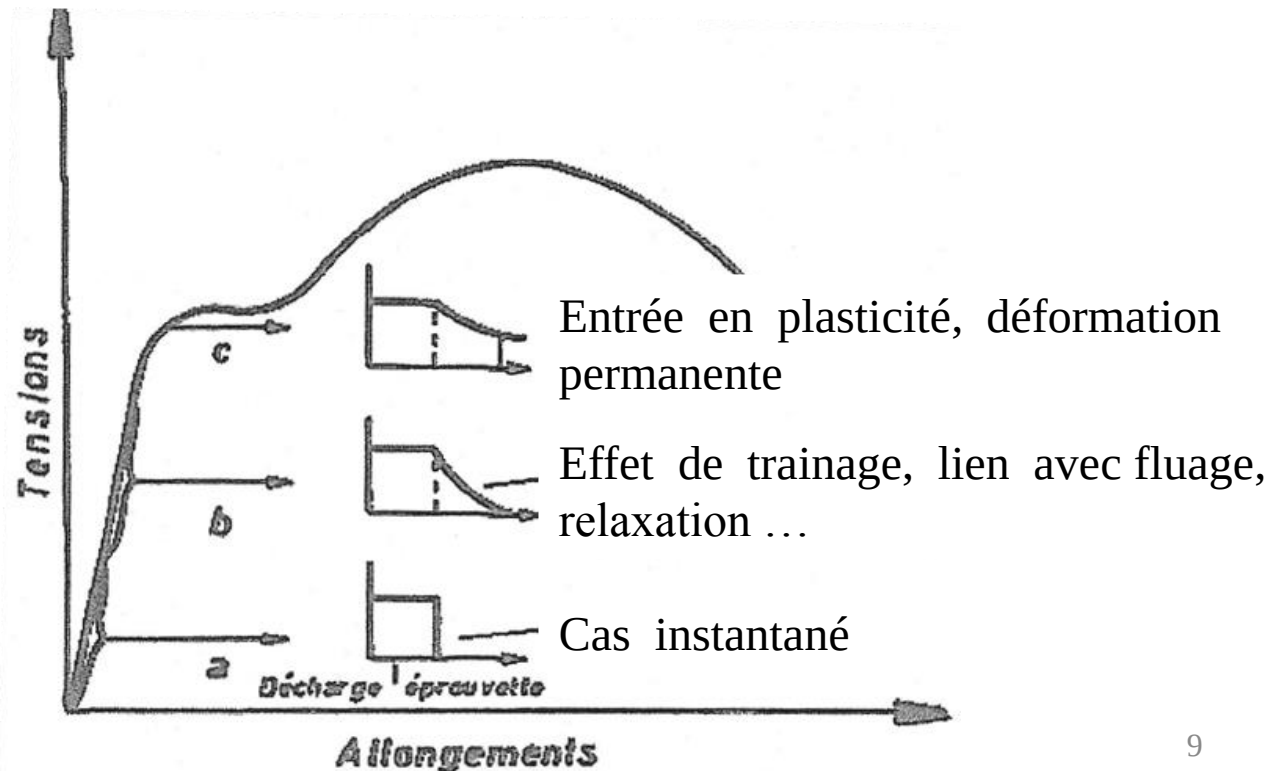
## 2. Polycristaux comportement élastique

ni totalem<sup>t</sup> réversibles, ni instantanés

– Effet de la texture → **traînage**:

La tension critique de cisaillement peut être dépassée pour quelques grains (=f(orientation))

Lorsque la tension est relâchée, ces grains reprennent leur état initial sous l'action des grains voisins déformés élastiquement



# Plan

- Propriétés élastiques
- Limite élastique
- Elasto-plasticité
- Rupture
- Fluage
- Fatigue

# Limite élastique 4 particularités

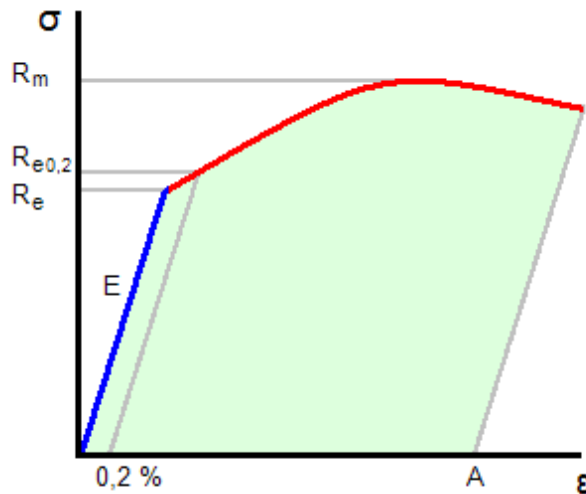
1. Définition arbitraire → limite élastique conventionnelle
2. Facteurs d'influence internes (joints de grains, atomes en solution, dislocations, 2ème phase non cisailable)

$$R_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} + \sum_i a_i [A_i \text{ \%}] + \alpha G b \sqrt{\rho} + \sum_j \frac{c_j G b (f_j)^{1/3}}{d_j}$$

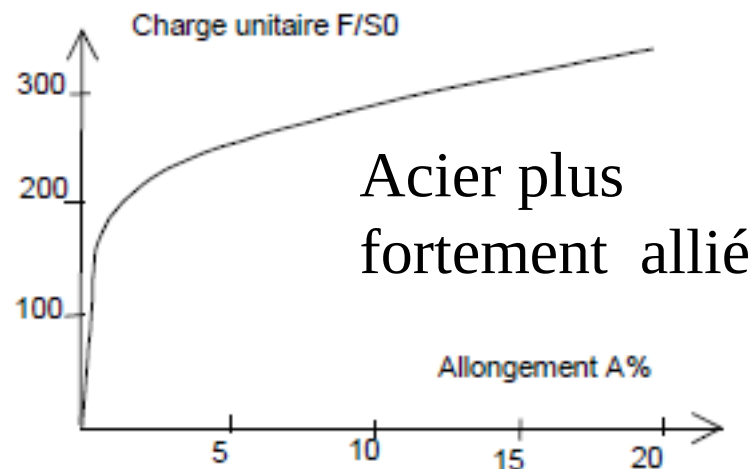
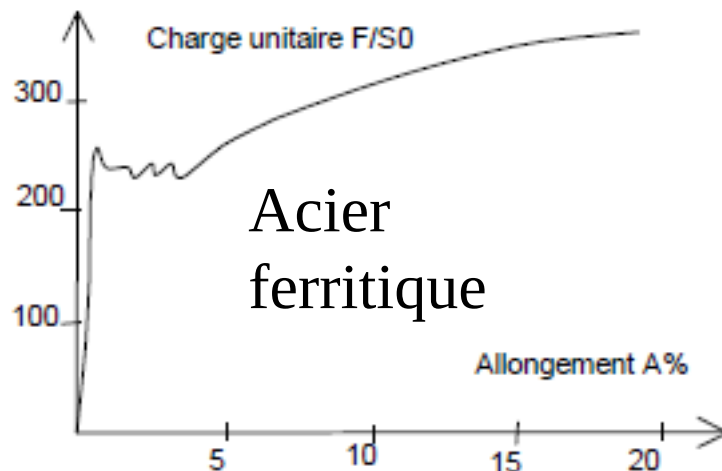
3. Facteurs d'influence externes (T, vitesse)
4. Limite élastique 'variable' supérieure et inférieure (formation d'atmosphères de Cottrell)

# Limite élastique

- Définition arbitraire → limite élastique conventionnelle



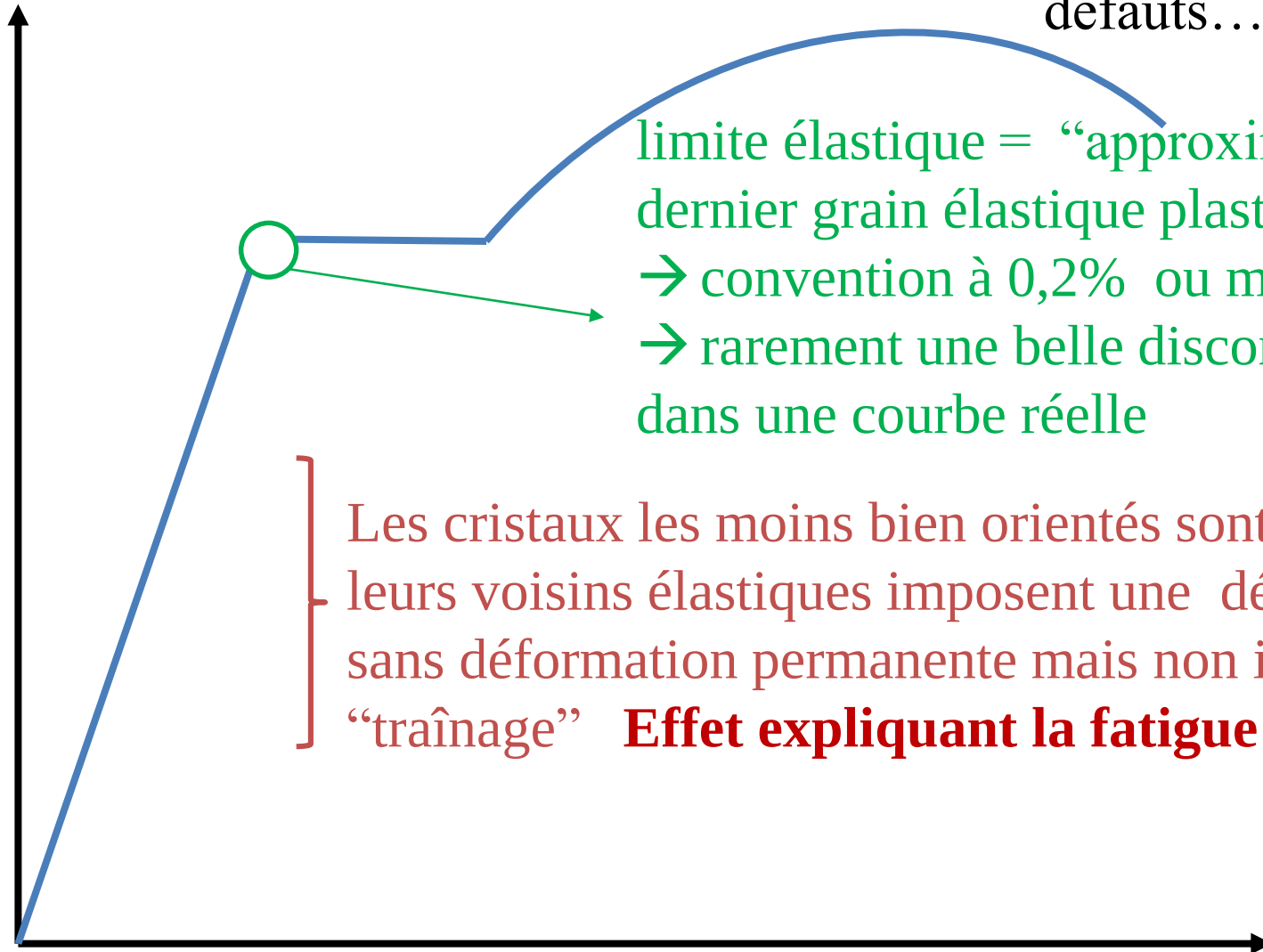
Transition élastique-plastique floue → convention **Eurocode**,  
La limite élastique  $R_{e0,2}$  = *valeur de la contrainte qui laisse 0,2 % de déformation plastique lorsqu'elle est retirée*



# Limite élastique

Notion idéale issue  
des mono cristaux  
avec peu de  
défauts...

Contrainte



limite élastique = “approximation”  
dernier grain élastique plastifie  
→ convention à 0,2% ou moins,  
→ rarement une belle discontinuité  
dans une courbe réelle

Les cristaux les moins bien orientés sont plastifiés,  
leurs voisins élastiques imposent une décharge  
sans déformation permanente mais non instantanée  
“traînage” **Effet expliquant la fatigue**

Déformation

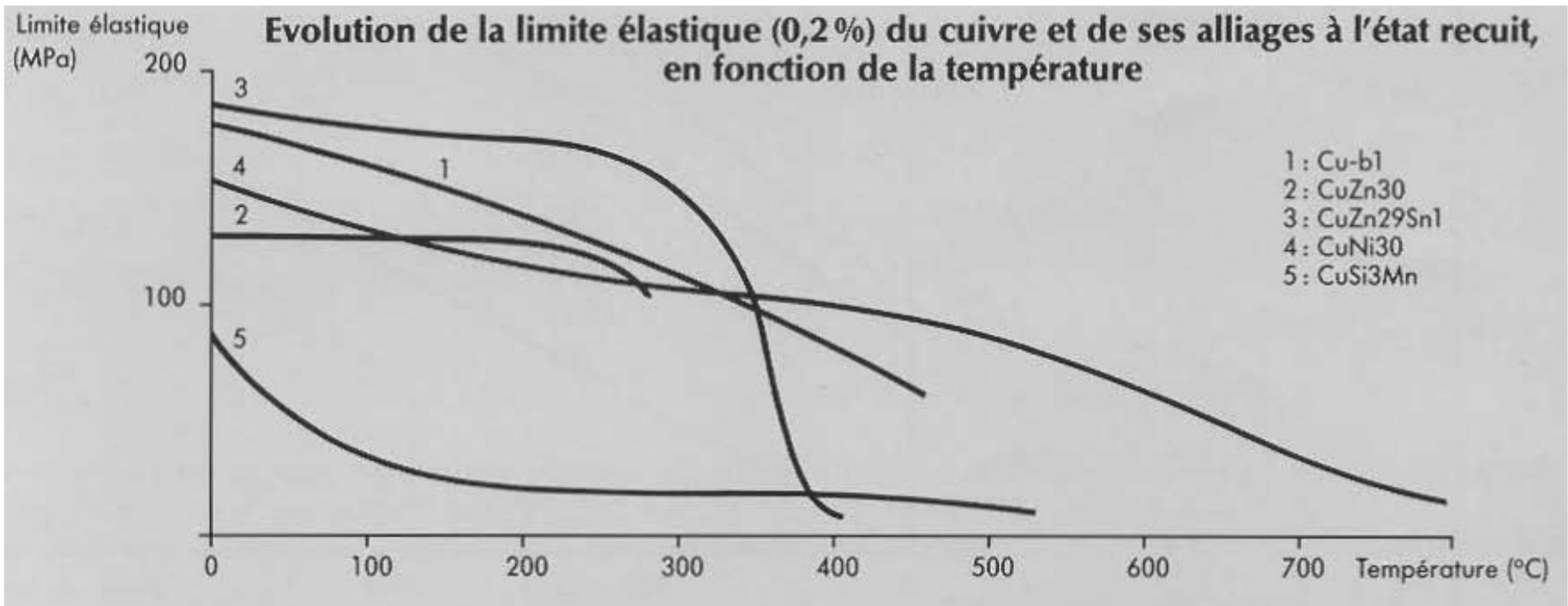
# Limite élastique - effet de la température

$R_e \downarrow$  si la température  $\uparrow$

(Cission critique  $C_{critical}$   $R_{resolved}$   $S_{shear}$   $S_{stress}$  ou CRSS  $\downarrow$  si l'effet de température accroît le nombre de lacunes...)

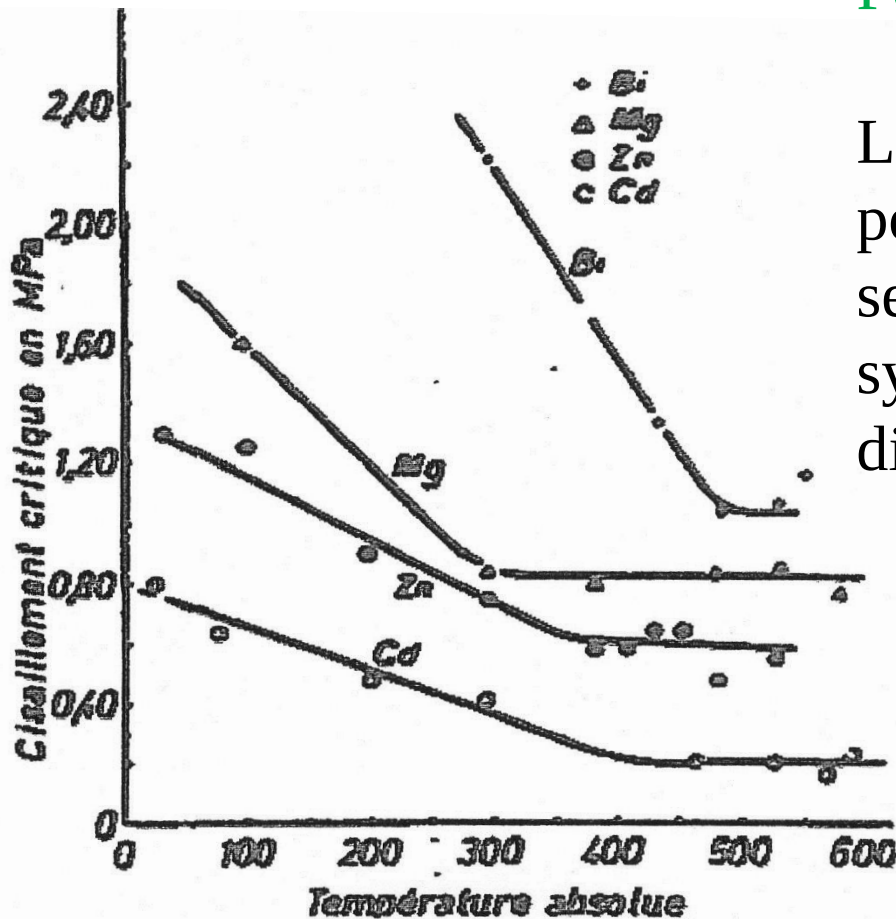
$\Rightarrow$  Intérêt d'effectuer la mise en forme à  $T > T_{ambiante}$

Forgeage, Extrusion, Laminage....



# Limite élastique

Pour un monocristal



Limite élastique = tension pour laquelle une dislocation se met en mouvement sur un système de glissement (plan et direction)

Si  $T \nearrow$

nombre de lacunes  $\nearrow$

nombre de dislocations  $\nearrow$

Limite élastique  $\searrow$

Monocristaux hexagonaux Mg, Zn, Cd, Bi

# Limite élastique - effet de la température

200°C = haute ou basse température ??

Toujours travailler par rapport à la température de fusion

Au dessus de  $0,3 T_{\text{fusion}}$  (en K) c'est chaud...

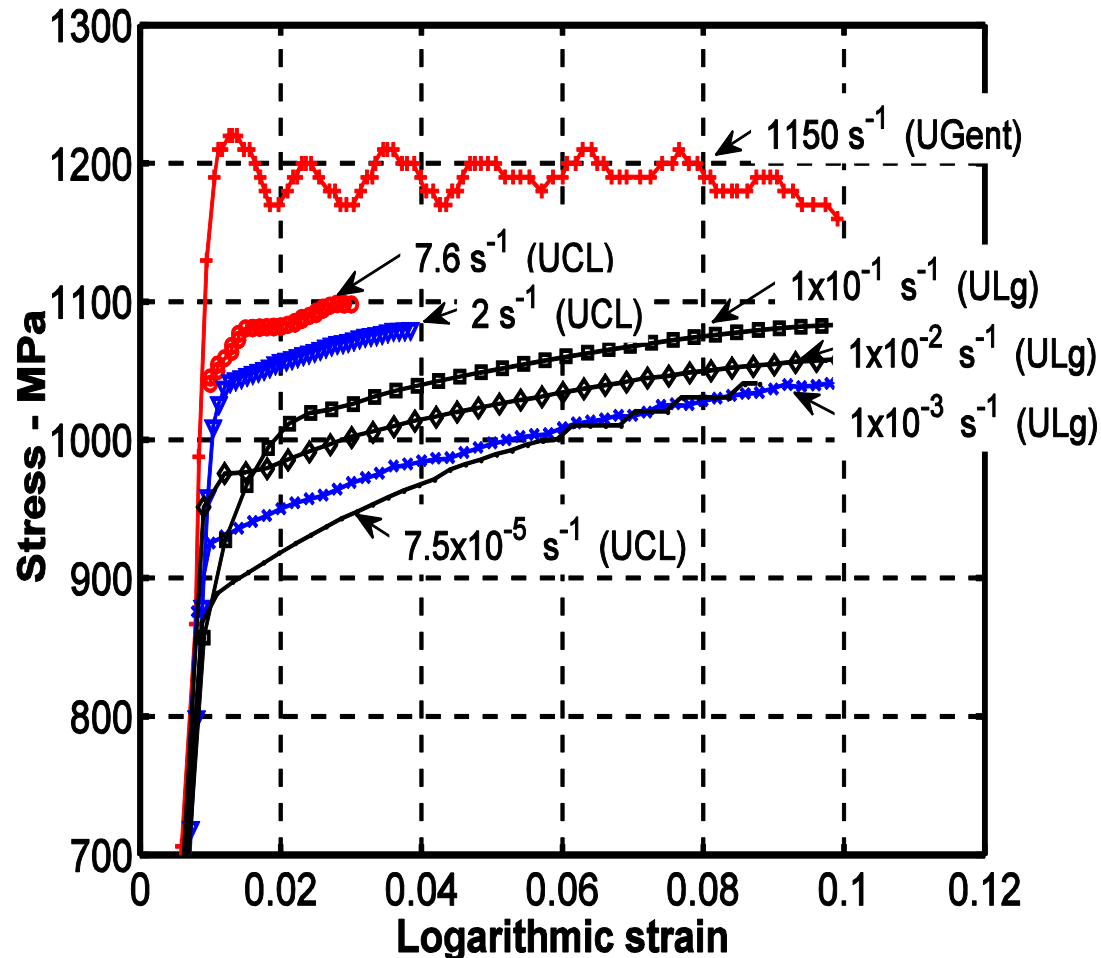
Pour l'acier 200°C ( $T_{\text{fusion}}$  1500°C), c'est froid

Pour le Pb ( $T_{\text{fusion}}$  327°C), c'est chaud...

Et l'ambiante pour l'un ou l'autre ?



# Limite élastique



Comportement  
du TA6V

**effet de vitesse  
de déformation ?**

basse vitesse  
& haute vitesse  
limité  
moyenne vitesse  
important

CRSS  $\uparrow$  lorsque la vitesse de déformation  $\uparrow \rightarrow$  laisser les probabilités « jouer » selon les dislocations, les lacunes...

# Limite élastique: « simple » règle additivité

$$R_e = \underbrace{\sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}}_{\text{Effet taille de grain } d \text{ (Hall Petch) et } \sigma_0 \text{ contrainte interne provoquant le glissement de disloc.}} + \underbrace{\sum_i a_i [A_i \%]}_{\text{Effet solutions solides } a_i \nearrow \text{ si élément } i \text{ fort } \neq \text{ atomes de base}} + \underbrace{\alpha G b \sqrt{\rho}}_{\substack{\rho \text{ densité de dislocations} \\ b \text{ vecteur de Burger associé} \\ G \text{ module de cisaillement (écrouissage)}}} + \underbrace{\sum_j \frac{c_j G b (f_j)^{1/3}}{d_j}}_{\substack{\text{Durcissement matrice par précipités} \\ f_j \text{ fraction volum.} \\ d_j \text{ diamètre} \\ c_j \text{ fct de la distribution du précipité } j}}$$

Paramètres affectés par (Tp°, vitesse)

# Limite élastique - Effet du matériau

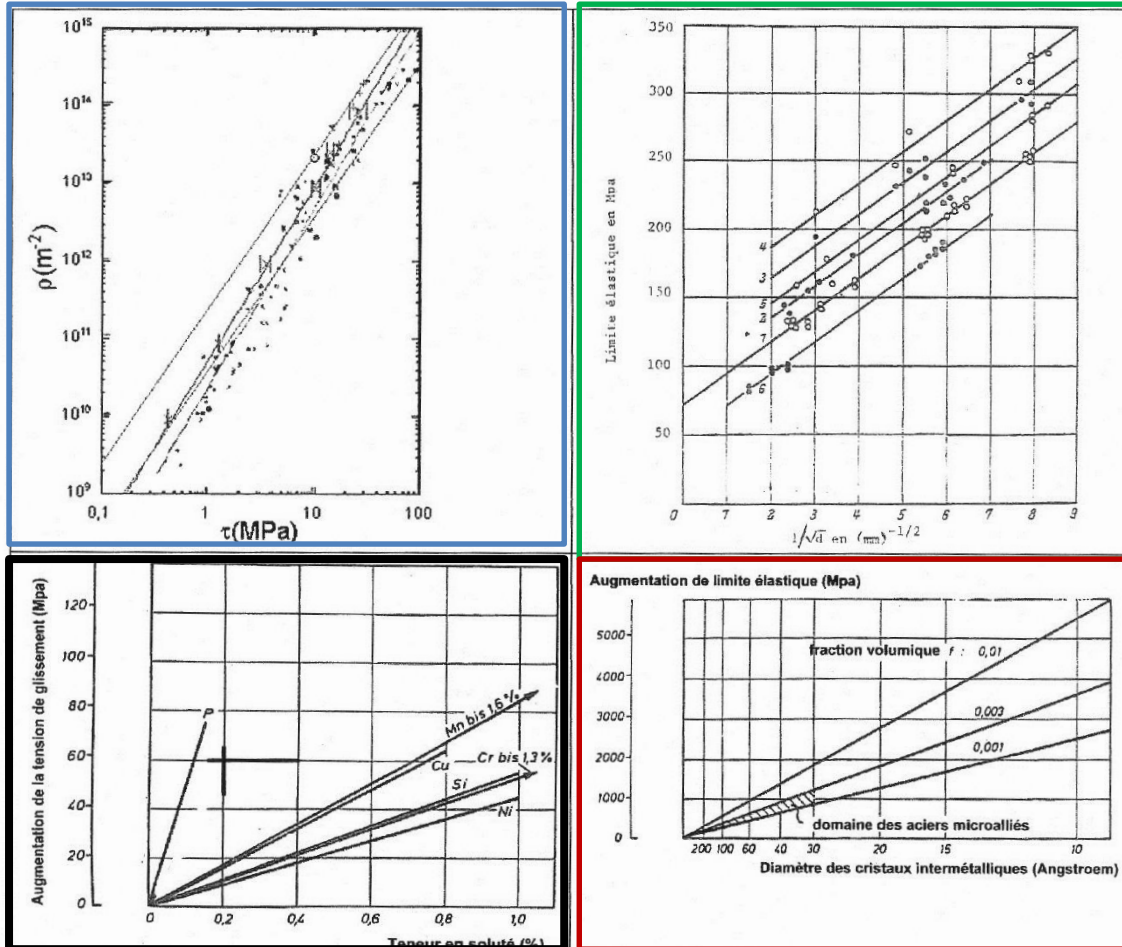


Figure V.8 : Influence des facteurs matériaux sur la limite élastique des polycristaux

- densité de dislocations
- taille des grains
- éléments en solution
- précipités incisaillables.

$$R_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} + \sum_i a_i [A_i \text{ \%}] + \alpha G b \sqrt{\rho} + \sum_j \frac{c_j G b (f_j)^{\frac{1}{3}}}{d_j^{1.9}}$$

# *Rappel:*

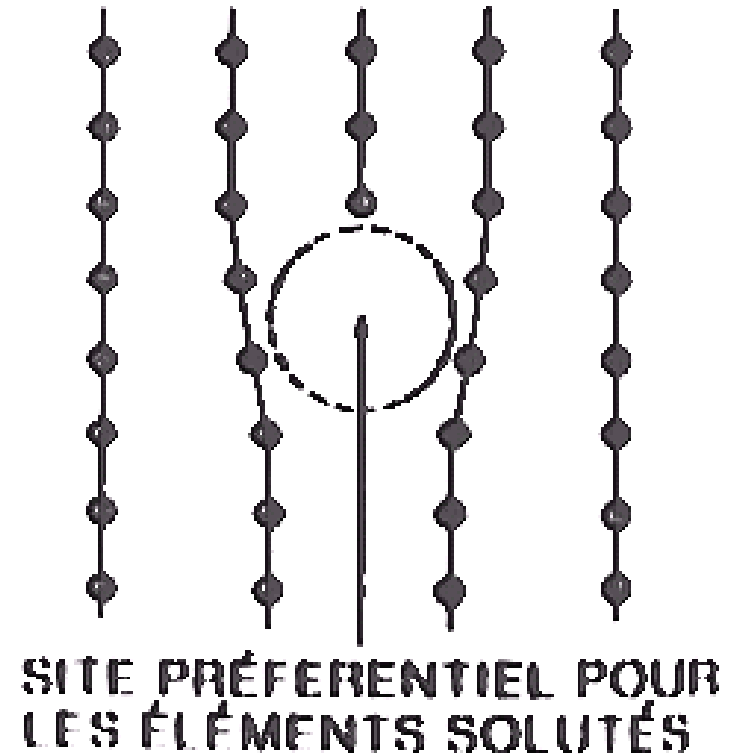
## Solutions d'insertion- Nuages de Cottrell

Pour les éléments en solution d'insertion, une particularité importante : le réseau les chasse vers les défauts comme les dislocations où il y a plus de place.

Il se forme ainsi des associations dislocations/atome en insertion que l'on appelle nuages de Cottrell

La formation de ces nuages demande

- beaucoup de dislocations (elle s'observe surtout sur les métaux déformés)
- du temps



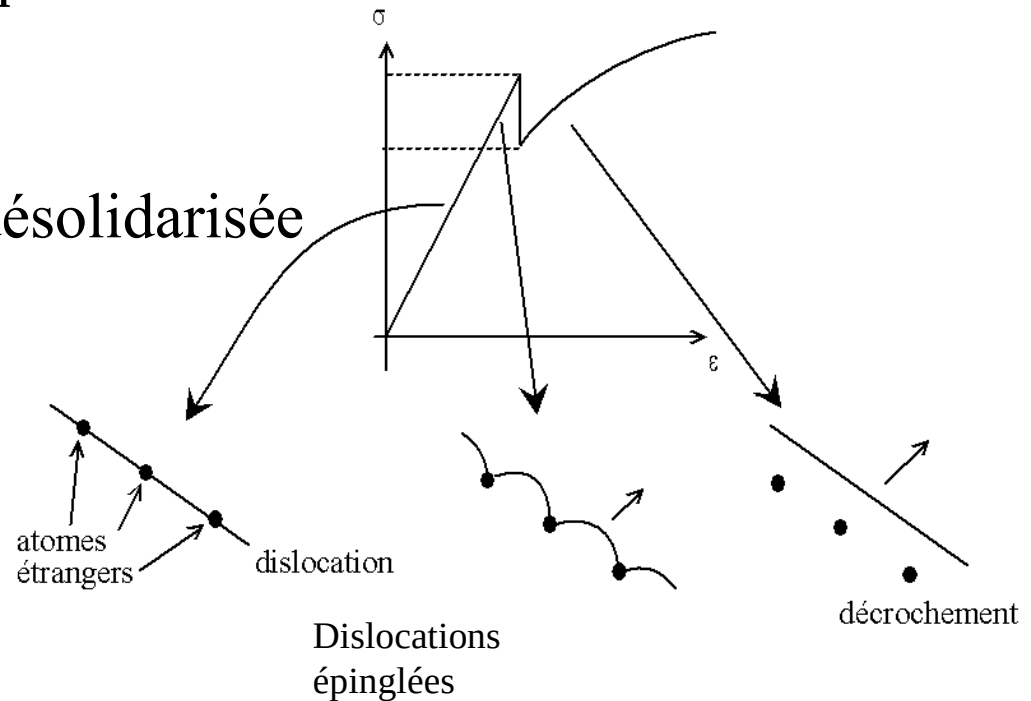
# Effet des nuages de Cottrell sur $R_e$

Les atomes en insertion entravent le mouvement de la dislocation

→ Supplément de tension

lorsque la dislocation s'est désolidarisée de l'atome en insertion

→ Réduction de tension.



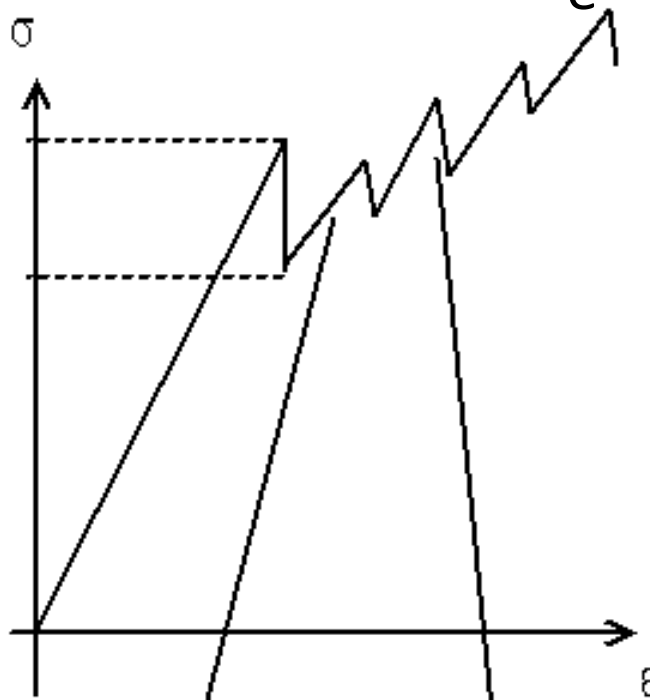
Phénomène lié à la diffusion  
des atomes → pas instantané  
X pas le temps



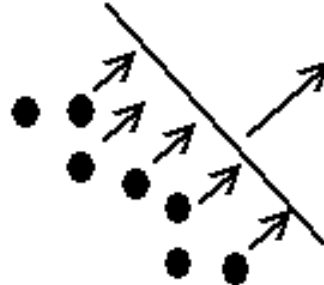
limites élastiques supérieures et  
inférieures pour certains métaux.

# Effet Portevin –Lechatelier sur $R_e$

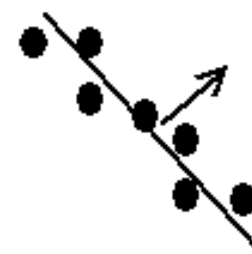
La dislocation se décroche de son nuage de Cottrell, mais les atomes diffusent suffisamment vite pour rattraper la dislocation et l'épingler à nouveau



 oscillations sur la courbe de traction.



dislocation libre,  
poursuivie par  
le nuage de Cottrell



dislocation épinglée,  
essayant d'échapper  
au nuage de Cottrell

# Plan

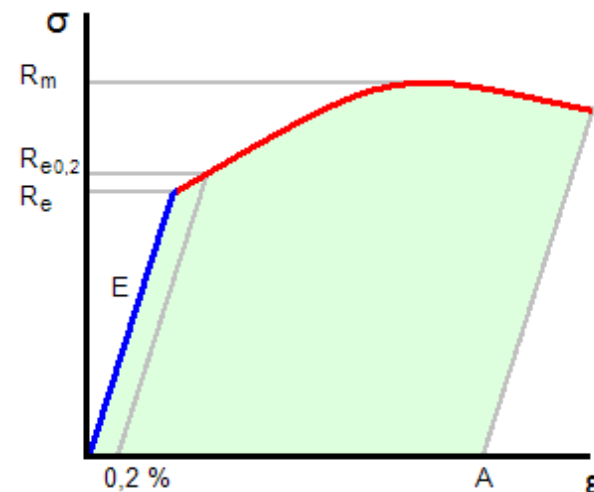
- Propriétés élastiques
- Limite élastique
- Elasto-plasticité
  - écrouissage, restauration
  - modèle, Voce, Swift
  - Anisotropie, Lankford
- Rupture
- Fluage
- Fatigue

# Domaine élasto-plastique

Superposition

- **élasticité** (linéaire)
- **plasticité** (non linéaire) Écrouissage si ↗  
Adoucissement si ↘

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + f(\sigma)$$

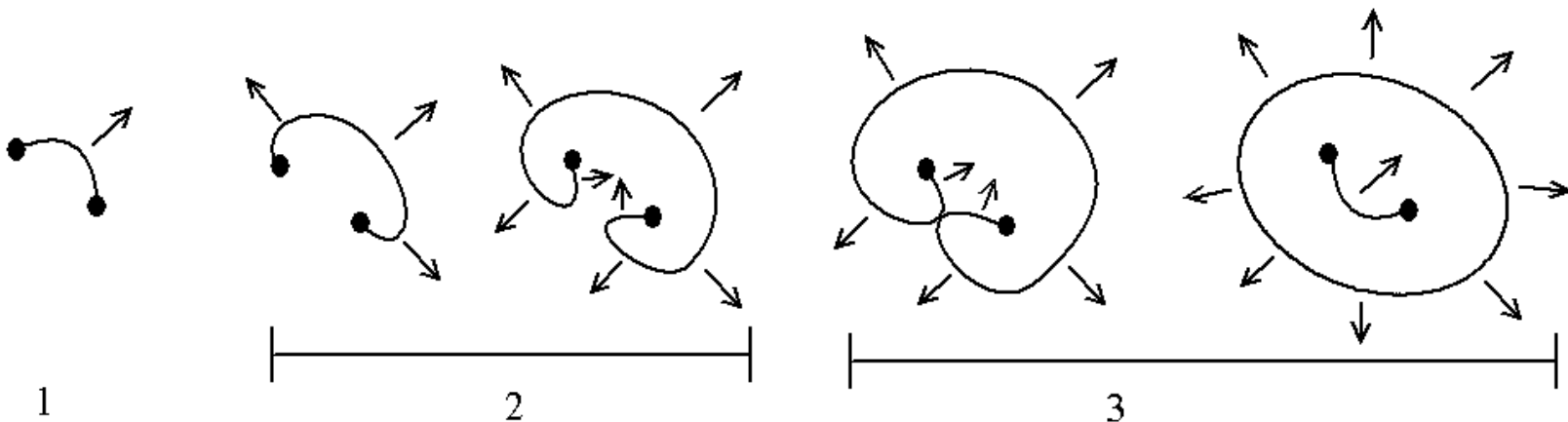




# Domaine élasto-plastique

Multiplication des dislocations par le mécanisme de Franck et Read → **écrouissage**

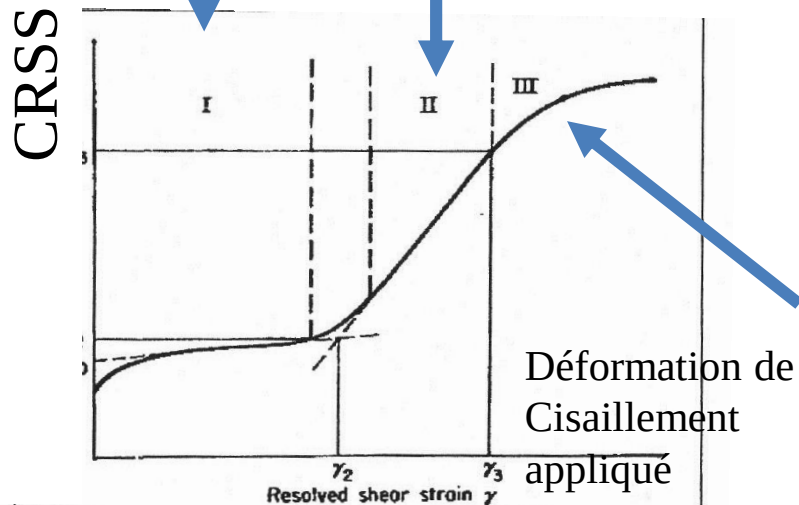
1. une dislocation est épinglée à ses extrémités ;
2. la liaison est trop forte pour qu'elle puisse se libérer → elle propage la déformation en se tordant ;
3. lorsque deux portions se rejoignent, la dislocation se sépare
  - une boucle de dislocation qui part propager la déformation,
  - un segment linéaire qui va pouvoir recommencer le mécanisme.



# Domaine élasto-plastique monocristal (CFC)

I - Zone de Frank-Read, activation des sources de dislocations les + favorables

II - Consolidation par l'accumulation des dislocations déjà créées. La déformation se poursuit en activant des sources – favorables



III - Zone de Frank-Read secondaire: création de points d'ancrage (par croisement de dislocations) et donc de nouvelles sources

Figure V.15 : Les 3 zones de déformation plastique d'un métal cubique à faces centrées.

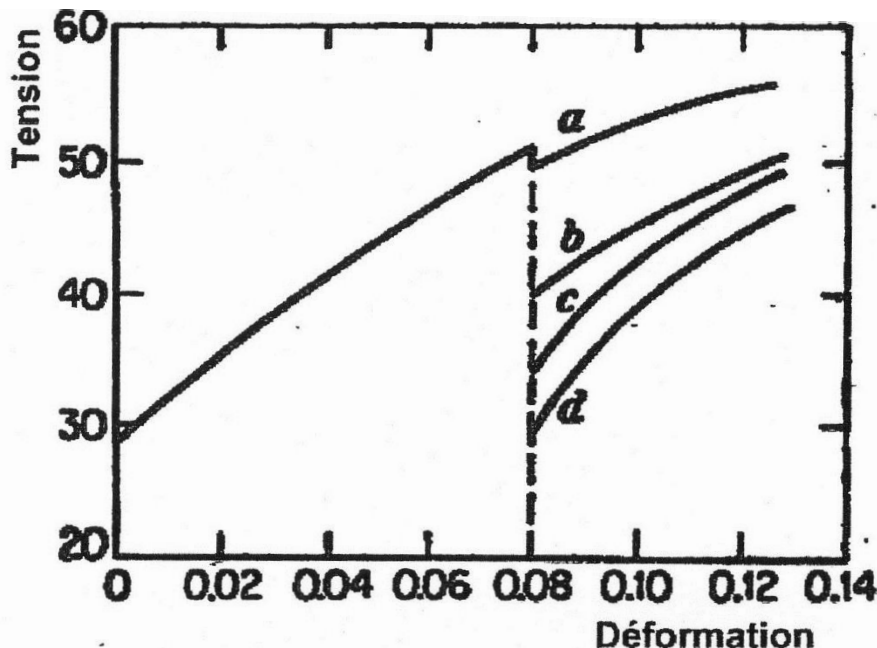
# Domaine élasto-plastique

Effet de la **restauration**

(rencontre de dislocations de signe opposé)

Effet de la recristallisation

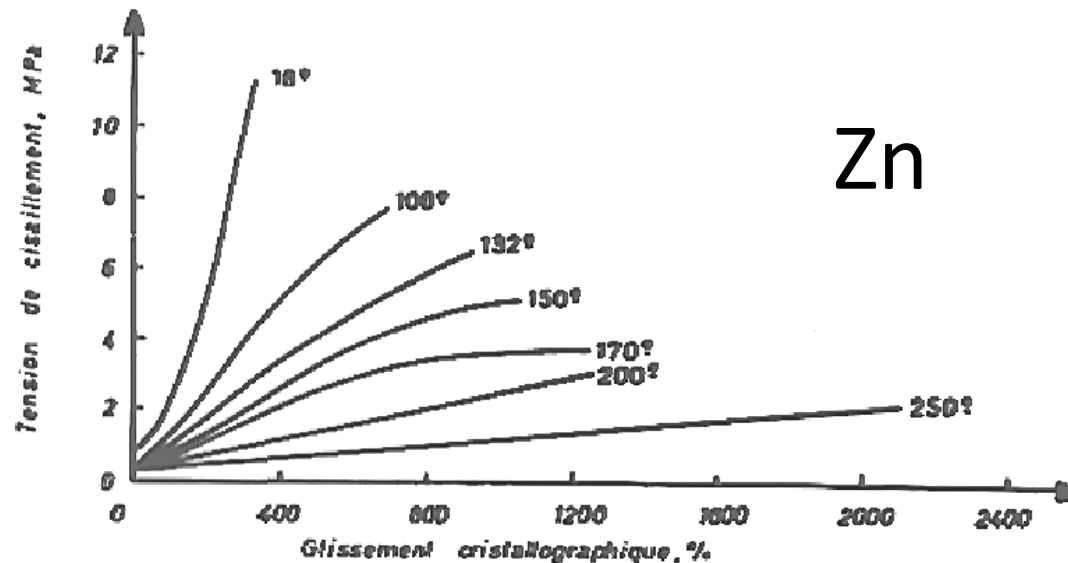
→ densité de dislocations réduite



→ écrouissage réduit

Phénomène présent si  
température assez élevée

# Domaine élasto-plastique- Effet de T



Augmentation de la température

→ Diminution de la tension de glissement (CRSS)

A très haute T (ici: 250°C!!!),  
restauration et consolidation (écrouissage) s'équilibrent  
⇒ Superplasticité

# Modélisation

- Formules empiriques

*élasticité Hooke  $\sigma = E\varepsilon$*

*puis pour la plasticité, nombreux choix :*

$$\sigma = \sigma_0 + h\varepsilon^m \text{ Ludwick}$$

$$\sigma = K\varepsilon^n \text{ Hollomon ou Norton}$$

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \text{ Swift}$$

$$\sigma = B - (B - A) \exp(-n\varepsilon) \text{ Voce}$$

Sens physique ??

Consolidation = Ecrouissage

Restauration = décroissance de l'écrouissage

- Théorie de Bergström: soit  $\rho$ , la densité de dislocations

$$d\rho = h d\varepsilon - r \rho dt$$

Consolidation  
Ecrouissage

Restauration

(Adoucissement si pente négative de  $d\rho$  en finale)

$$\text{Si } \frac{d\varepsilon}{dt} = c^{ste} \quad r \rightarrow r \rightarrow d\rho = (h - r\rho)d\varepsilon$$
$$\rightarrow \rho = h/r(1 - e^{-r\varepsilon})$$

De plus :

$$\sigma = c^{ste} + \alpha G b \sqrt{\rho}$$

$$= c^{ste} + \alpha G b \sqrt{h/r (1 - e^{-r\varepsilon})}$$

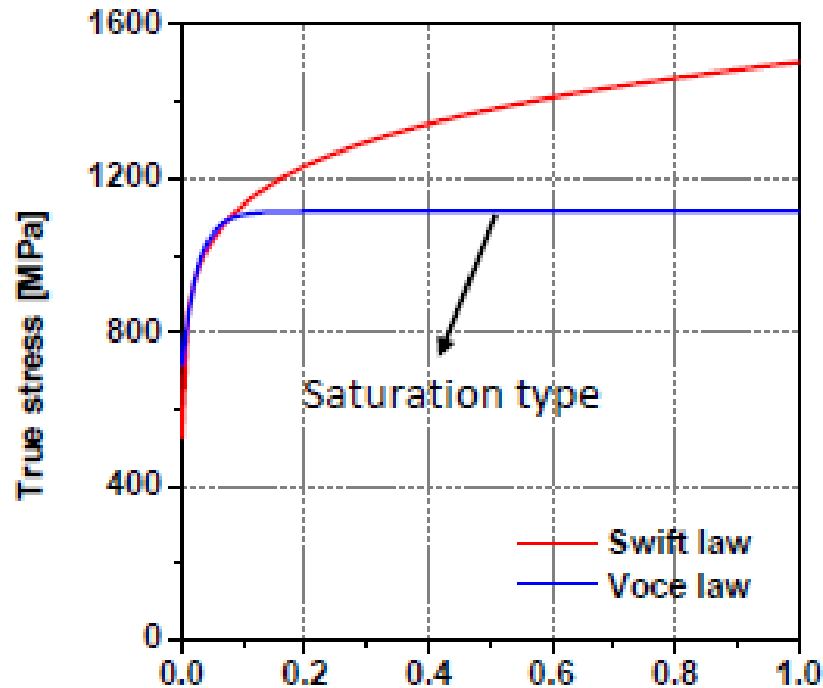
$$\Rightarrow \sigma = cste + \sigma_{ss} \sqrt{(1 - e^{-re})}$$

Cas d'un matériau avec  
écrouissage qui stagne

Loi avec une asymptote  
horizontale

→ Raison du sens  
physique attribué à Voce

# Modèles écrouissage de Swift et Voce



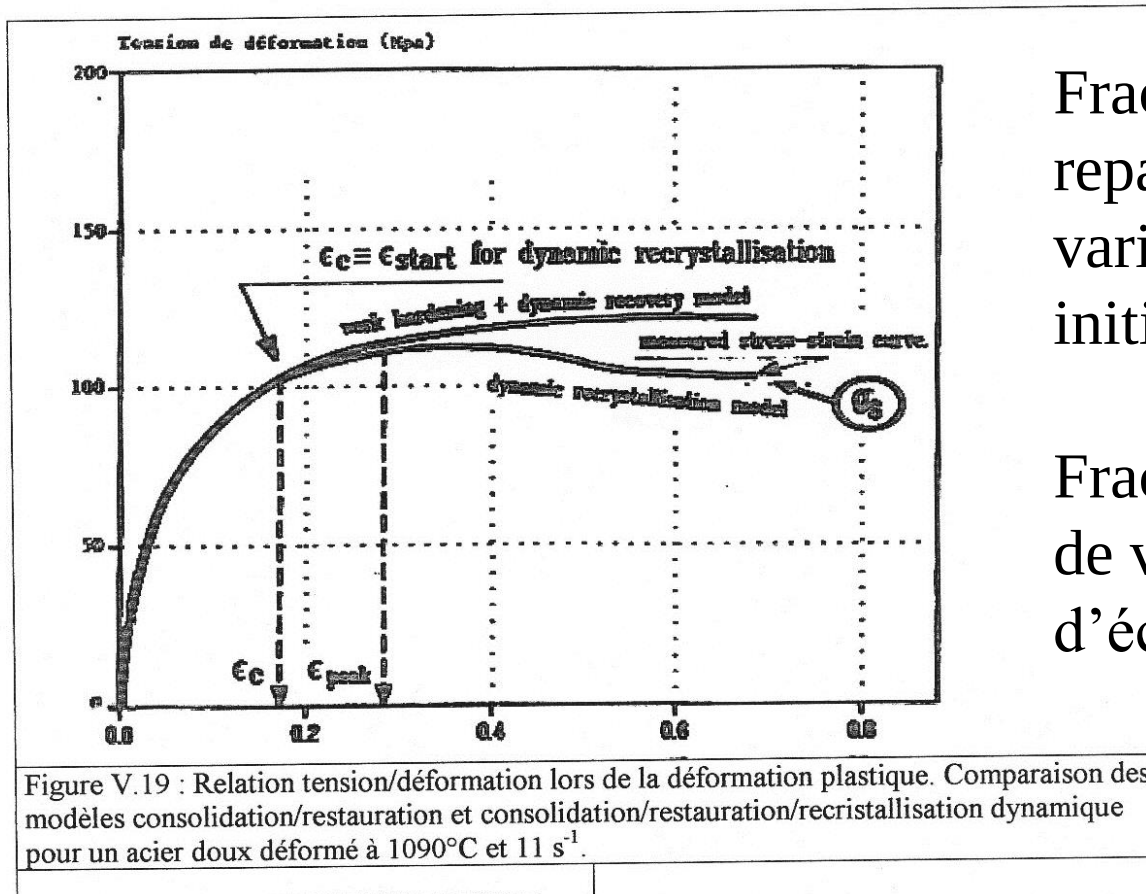
$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \text{ Swift}$$

$$\sigma = B - (B - A) \exp(-n \varepsilon) \text{ Voce}$$

# Domaine plastique - Modélisation

- Théorie de Bergstöm avec recristallisation

Loi de mélange : comport<sup>t</sup> de fraction  $X$  recristallisée  
+ comport<sup>t</sup> de la fraction  $1-X$  non recristallisée



Fraction  $x$  recristallisée  
repart avec une  
variable d'écrouissage  
initiale  $\rho$  faible

Fraction  $1-X$  continue  
de voir sa variable  
d'écrouissage croître



# Déformation plastique isochore

Déformation plastique  $\Rightarrow$  Conservation du volume  $\Delta V=0$

- Cas isotrope, un cube d'arête  $L_1 L_2 L_3$ , traction direction 1

$$\Delta V = V - V_0 = L_1 L_2 L_3 - (1 + \varepsilon_x) L_1 (1 - \nu \varepsilon_x) L_2 (1 - \nu \varepsilon_x) L_3 = 0$$

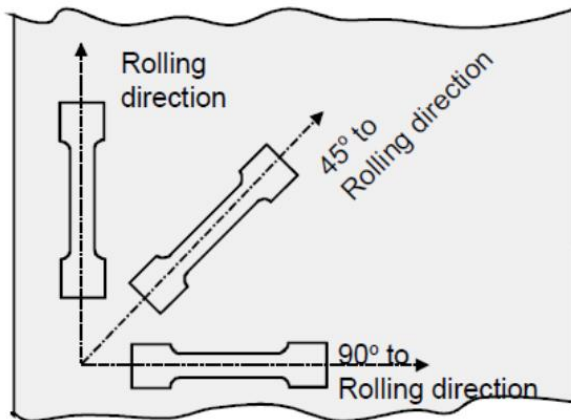
$$\ln(V/V_0) = \varepsilon_x (1 - 2\nu) = 0 \text{ soit } \nu = 0,5$$

- Si le métal est anisotrope  $\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = 0$ 
  - Orientation préférentielle des cristaux = Texture

# Domaine plastique – anisotropie?

Emboutissage: déformer une tôle dans son plan ( $\varepsilon_1$  et  $\varepsilon_2$ ) sans trop réduire l'épaisseur ( $\varepsilon_3$ )

*éviter la déchirure*



$r_0, r_{45}, r_{90}$



→ coefficient de Lankford ( $r$ )

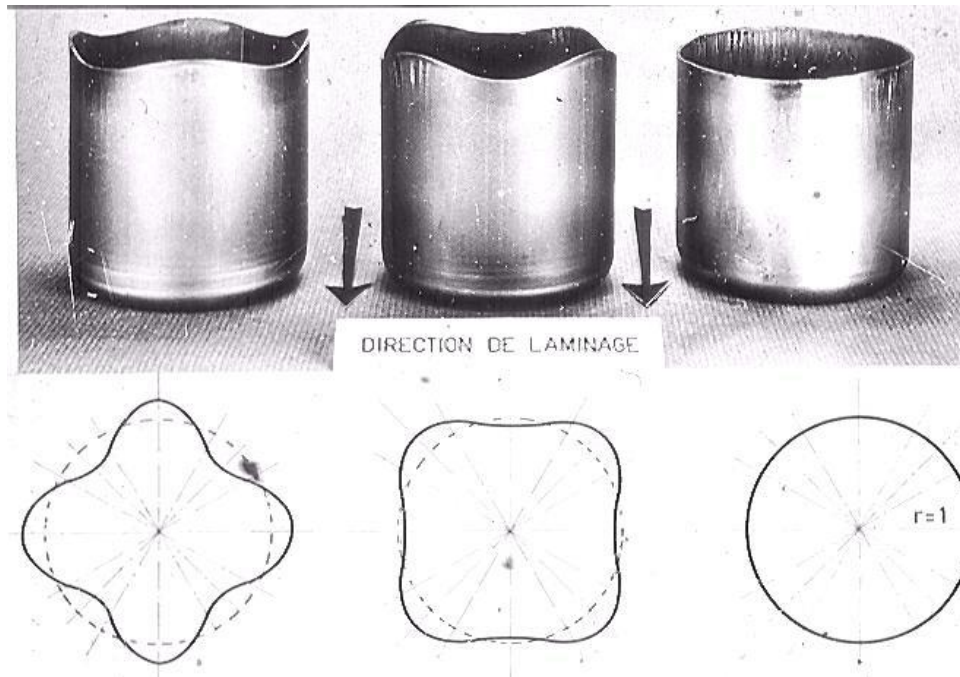
=  $\frac{\text{déformation transversale à la direction de traction}}{\text{déformation selon l'épaisseur}}$

→ Pour une tôle laminée, valeur moyenne  $> 2$  souhaitée:

$$r_m = \frac{1}{4}(r_0 + 2r_{45} + r_{90}) > 1$$

# Domaine plastique - anisotropie

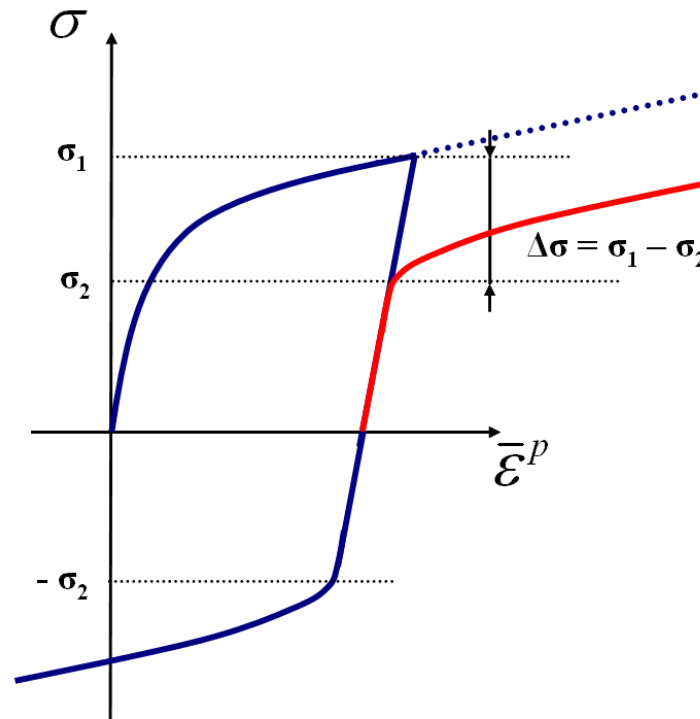
Pour éviter les becs, oreilles, cornes:  
déformation homogène en plan  $r_0 = r_{90} = 2r_{45}$   
 $\rightarrow \Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})$  doit être minimum



# Domaine plastique – effet **Bauschinger**

*Modification des lois d'écoulement plastique en cas d'inversion des efforts*

Si on change le sens de déformation,  
la remise en plasticité s'opère à un niveau inférieur à celui observé avant le changement



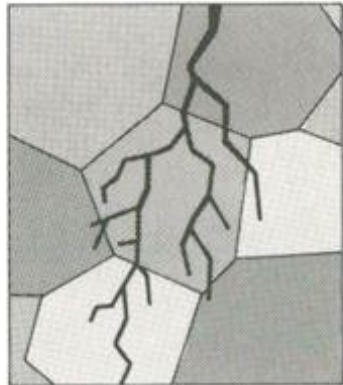
# Domaine plastique – effet Bauschinger

Pourquoi ?? → théorie des dislocations:

- L'écrouissage est liée à l'épinglage des dislocations
- Lorsqu'on change de sens de déformation, **un obstacle peut cesser d'en être un, et de nouvelles sources de dislocations peuvent être activées.**
- L'effet est plus marqué si la déformation initiale est faible.
- Pour des déformations élevées, l'écrouissage (nbre de dislocation) et les blocages de dislocations deviennent trop importants

# Plan

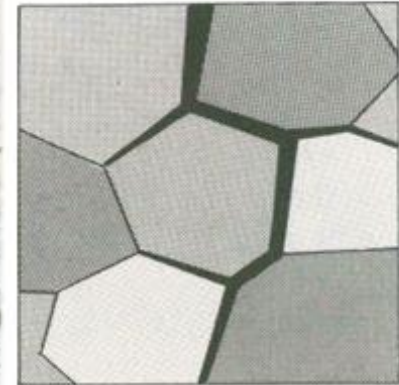
- Propriétés élastiques
- Limite élastique
- Elasto-plasticité
- Rupture
- Fluage
- Fatigue



fissures transgranulaires dans un acier inoxydable austénitique (DIN 1.4541) exposé à un milieu chlorure à 100°C

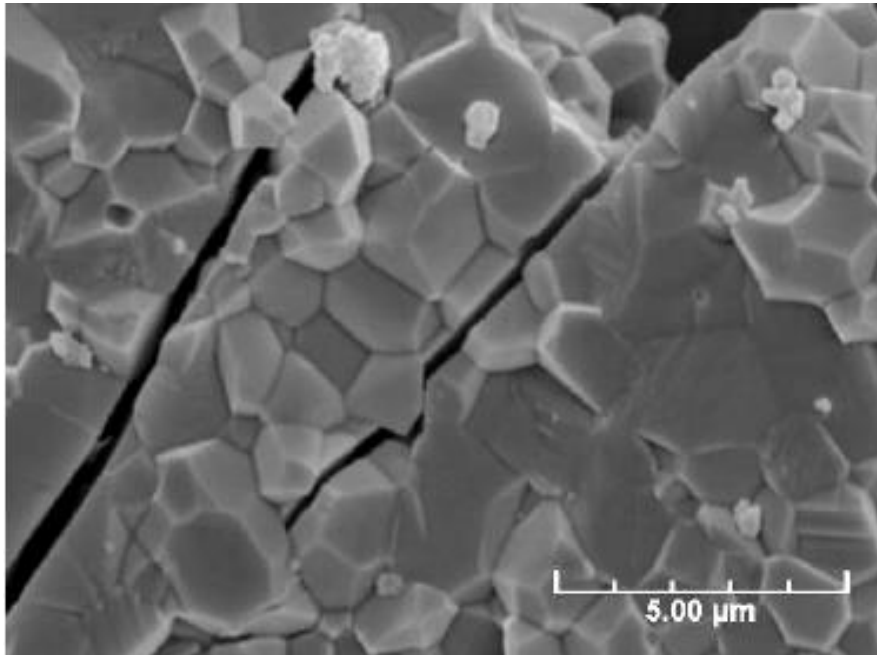


Fissuration sous contrainte: fissures intergranulaires dans un acier inoxydable austénitique (DIN 1.4571) exposé à un milieu alcalin à 80°C



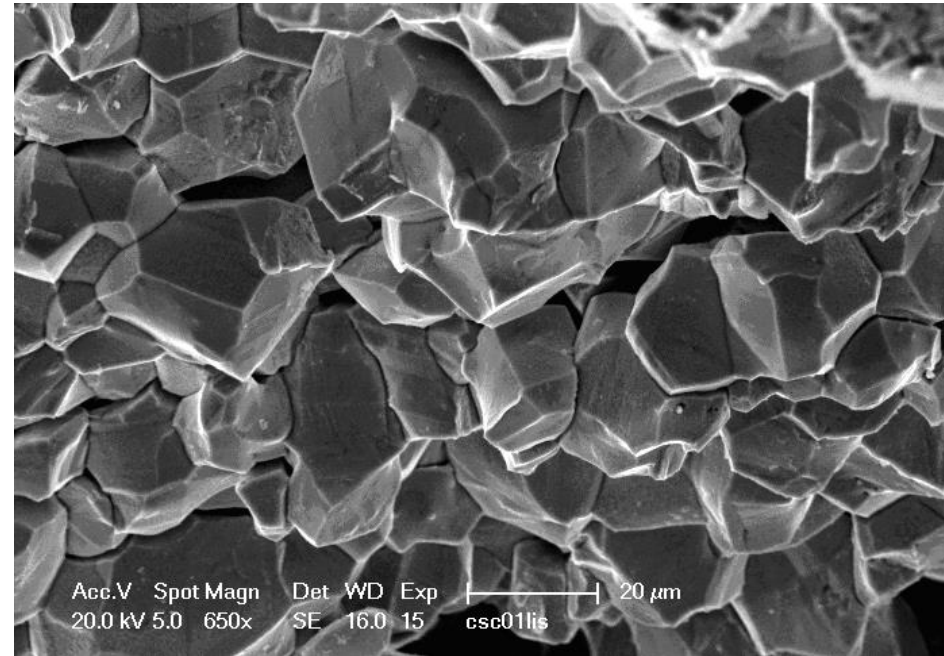
# Rupture

## Transgranulaire



[<https://www.researchgate.net/publication/262942142>]

## Intergranulaire

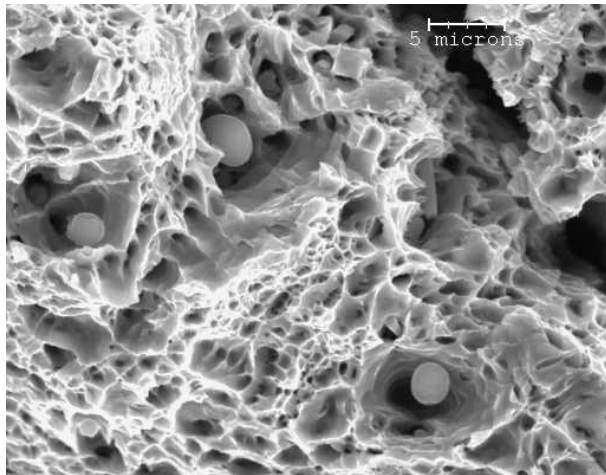
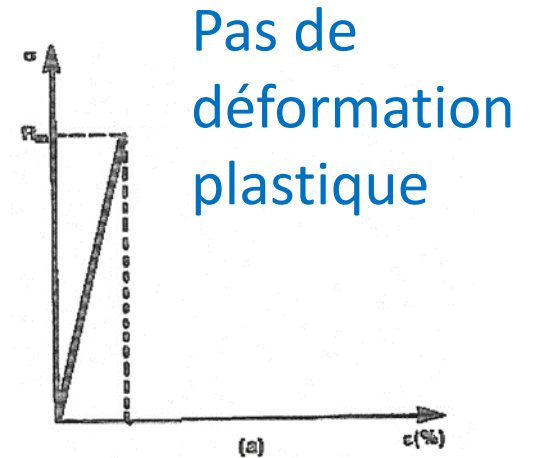
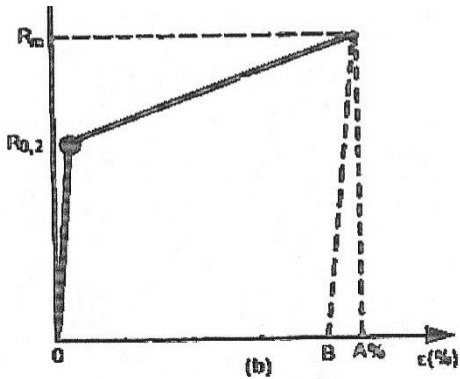


[INSA Lyon, J. Picas, 2012]

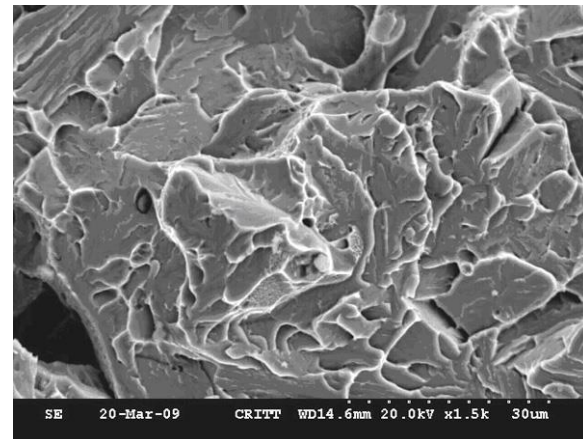


# Rupture

- Rupture ductile vs fragile



[<https://www.universite-paris-saclay.fr/fr/actualite/smemag-cest-entre-autres-de-la-mecanique-des-materiaux>]



[<http://www.analyses-surface.com/Expertise-fractographique>]

# Rupture fragile d'un métal

Tension de clivage d'un  
**cristal parfait (E/10)**

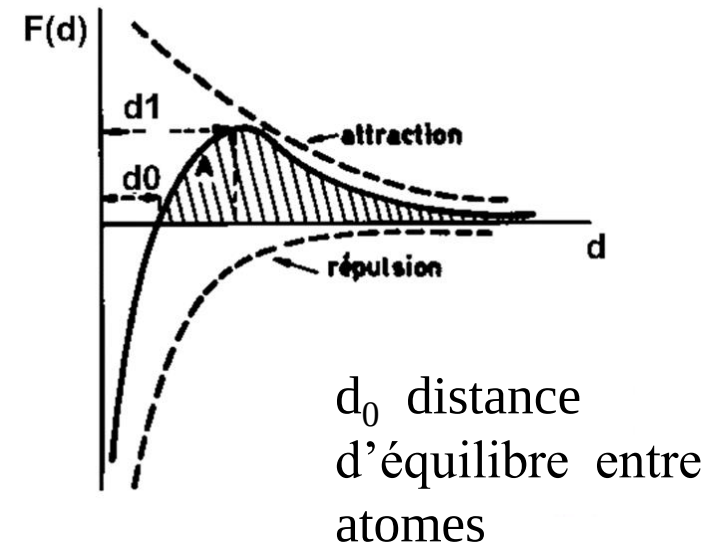
no dislocations

Décohésion Slide 45Met II

E Module de Young

S Energie de liaison

$$\sigma^2 = \frac{ES}{d_0}$$

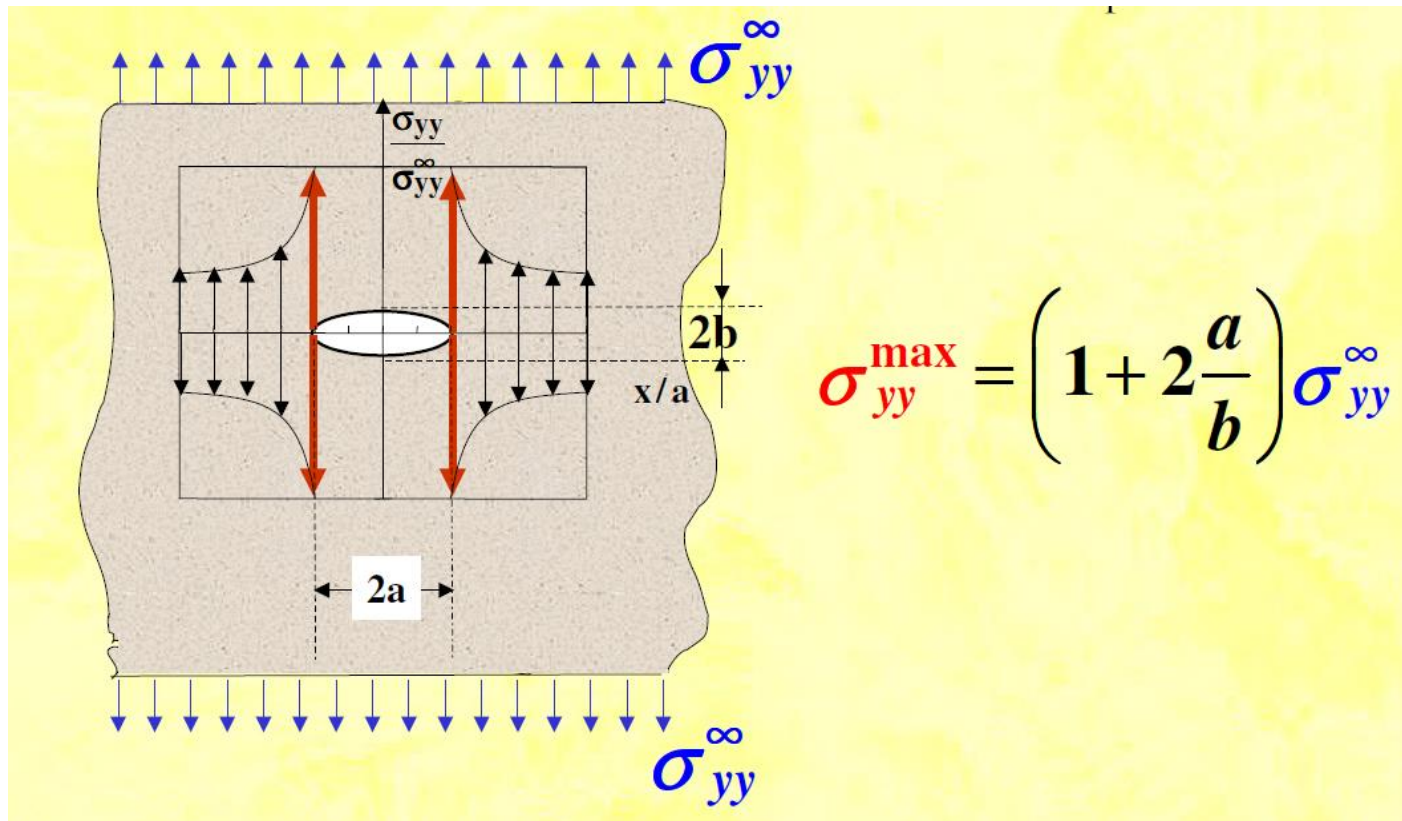


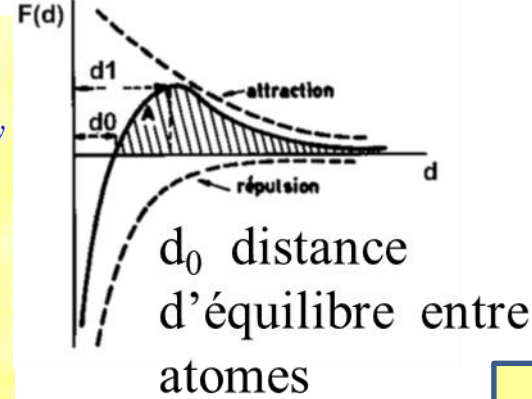
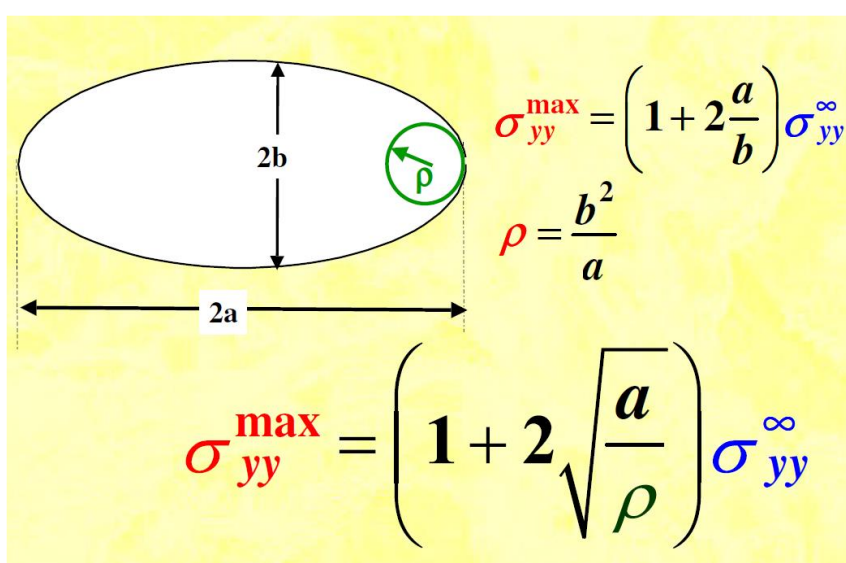
Comment faire le lien avec la mécanique de la rupture ???

# La mécanique de la rupture

1 On suppose qu'on reste en élasticité

(sinon  $\sigma_{yy}^{max}$  sera limité à  $R_e$ )



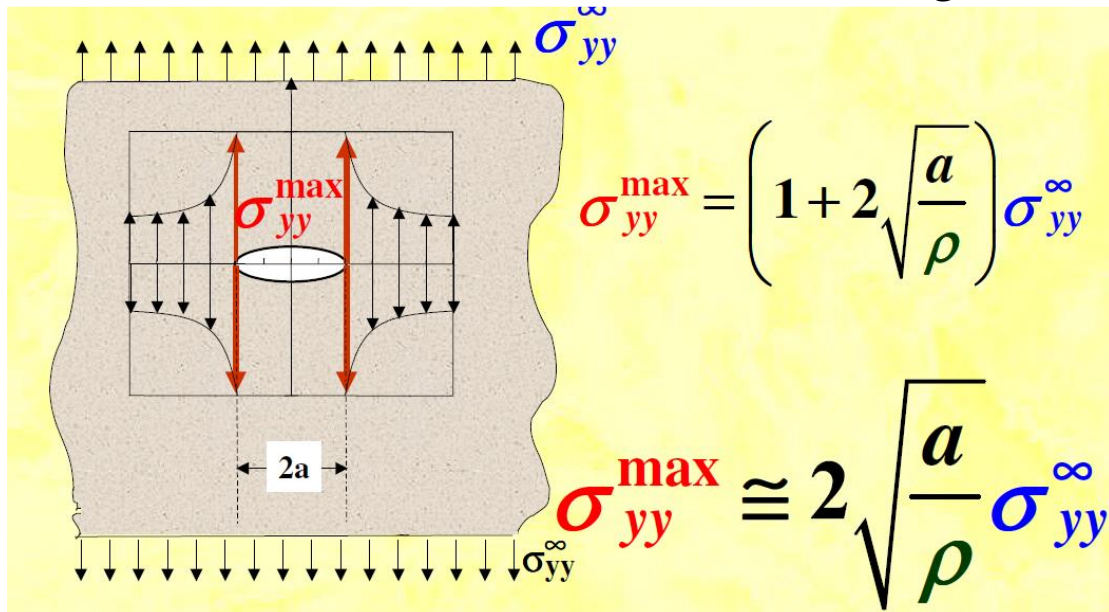


Contrainte appliquée conduisant à rupture

$$\sigma^2 = \frac{ES}{d_0}$$

E module Young  
 S Energie de liaison

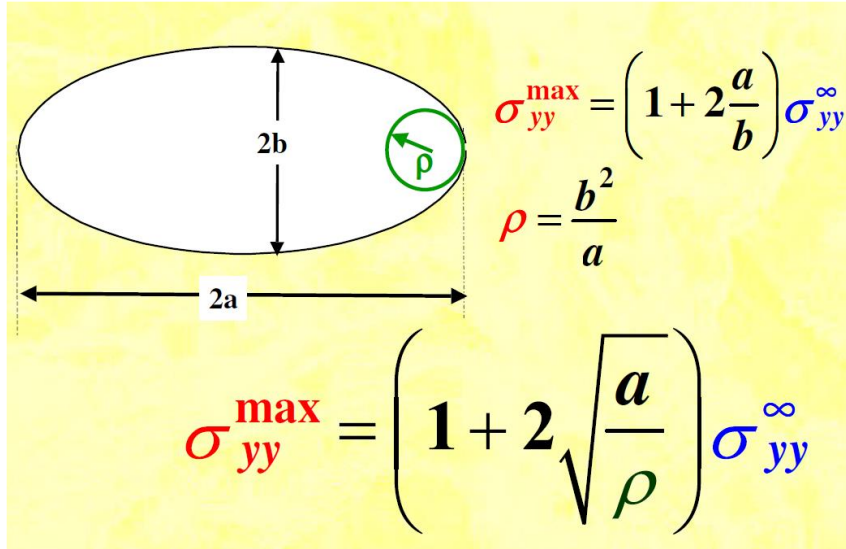
$$\sigma_{yy}^{\infty} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{ES\rho}{d_0 a}}$$



La contrainte rupture  $\nearrow$   
 Si  $E \nearrow$  (Acier > Al)  
 Si  $S \nearrow$  (ballon renforcé)

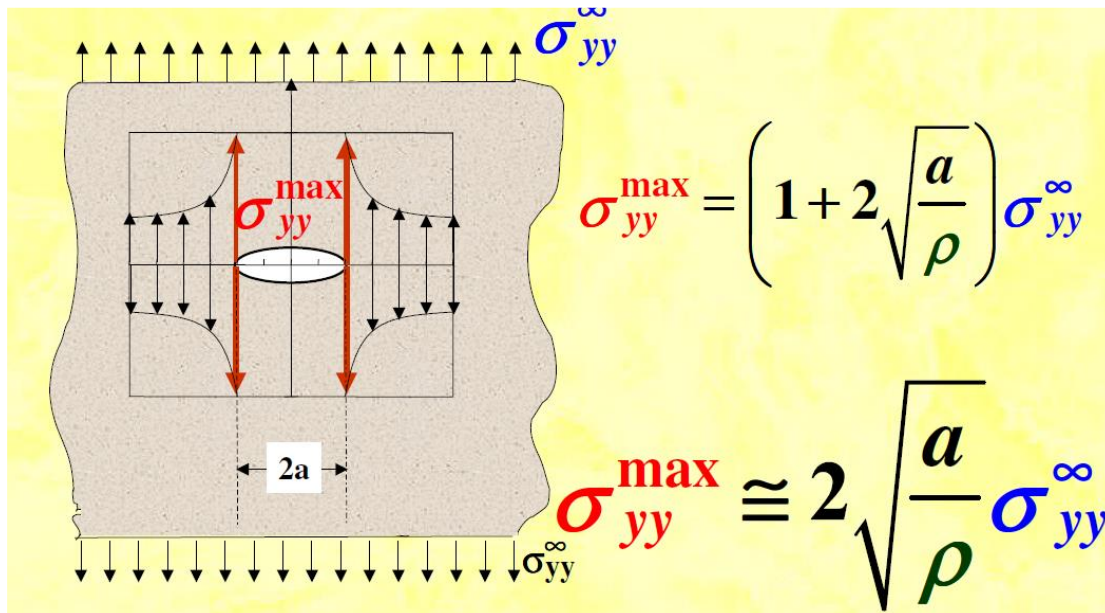
La contrainte rupture  $\searrow$   
 Si taille d'un défaut  $\nearrow$   
 (ballon troué)





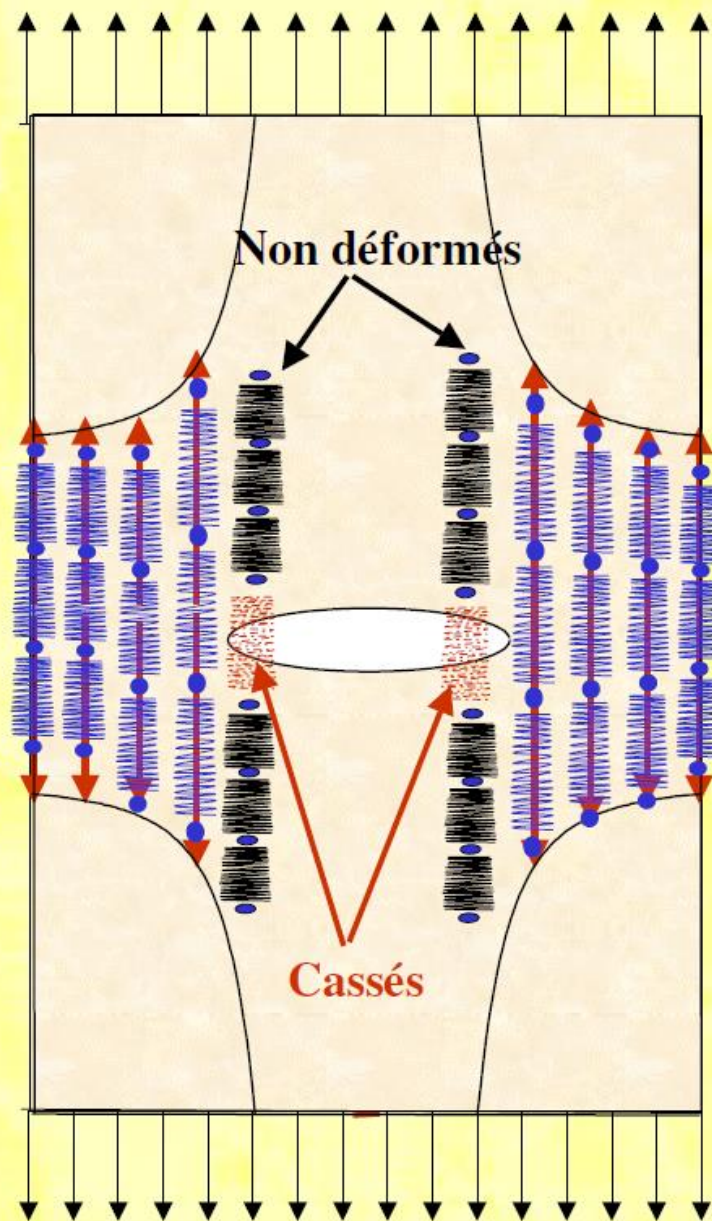
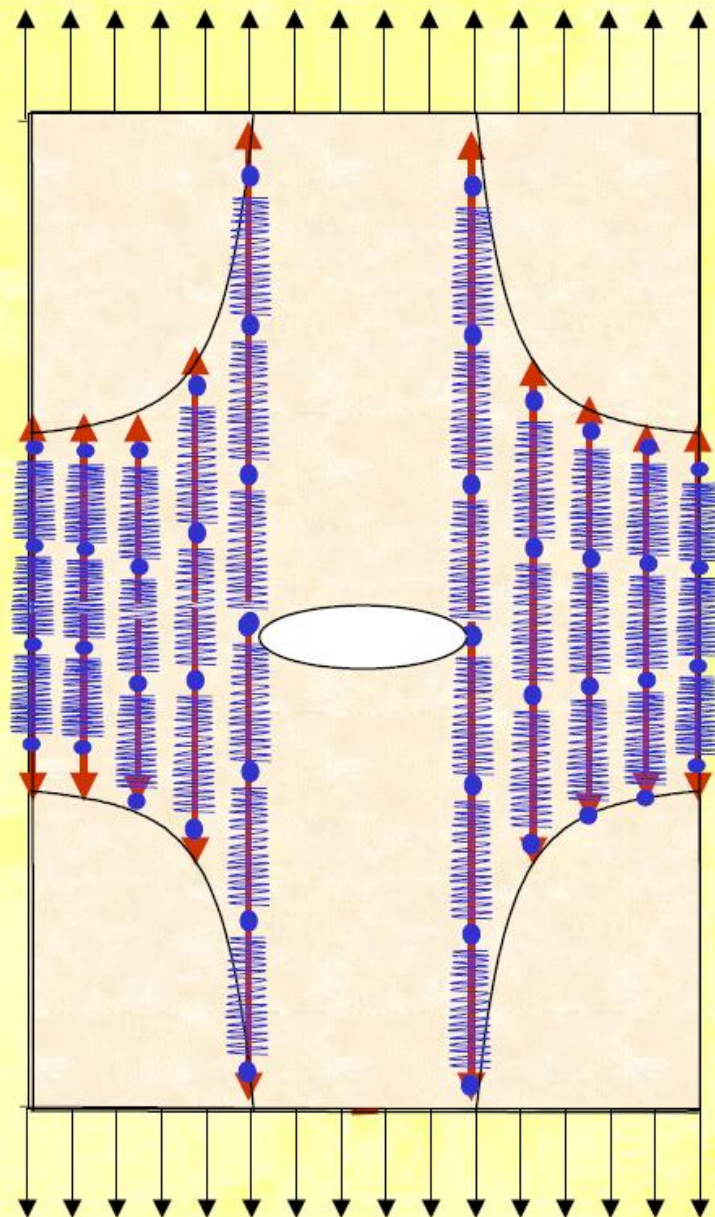
Si micro fissure plate  $\rho = 0$

Aucune contrainte ne peut être appliquée



$$\sigma_{yy}^{\infty} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{ES\rho}{d_0 a}}$$

Irréaliste →  
approche  
énergétique



# Force mortice de propagation de fissure F

L'énergie élastique libérée par l'accroissement de taille de fissure

$$F = \frac{\partial U_{\text{élastique}}}{\partial \text{longueur fissure}}$$

Doit égaler l'énergie pour créer 2 lèvres de fissures plus longues

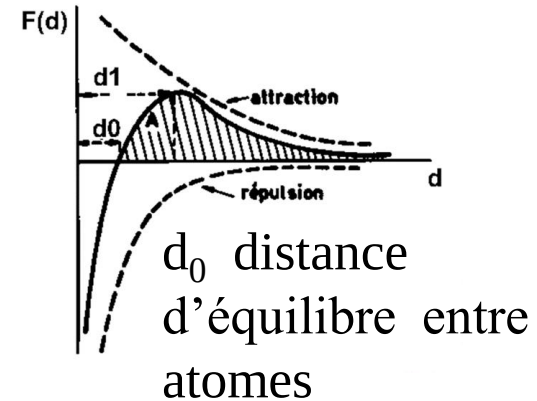
Pour rester en rupture fragile, il faut que cette énergie soit plus faible que la propagation de la plastification...

# Rupture fragile d'un métal micro-fissuré

Tension de clivage d'un **cristal parfait (E/10)**  
**no dislocations**

Décohésion Slide 45Met II  
E Module de Young

$$\sigma^2 = \frac{ES}{d_0}$$



**Si présence de dislocations** → Microfissure  
→  $\sigma$  (rupture) diminue fortement (**E/500 voir E/1000**)

L'énergie à fournir est  $2\gamma$  au lieu de  $2S$  ( $2\gamma \ll 2S$ )

↓  
Tension superficielle liant  
les 2 lèvres de la microfissure  
(N/m ou J/m<sup>2</sup>)

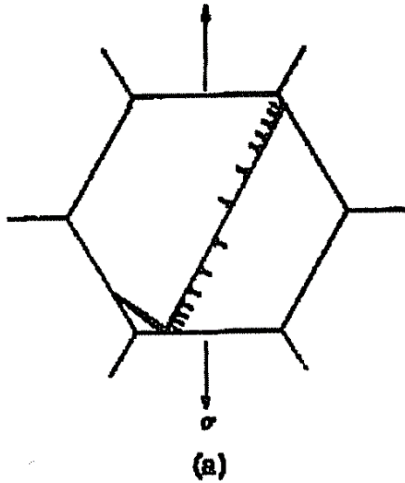
↘  
Energie de liaison



# Critère de formation d'une fissure

Travail effectué par  $\sigma$ / unité de surface de microfissure de longueur ( $n a$ ):

$$\beta \sigma n a > 2\gamma$$

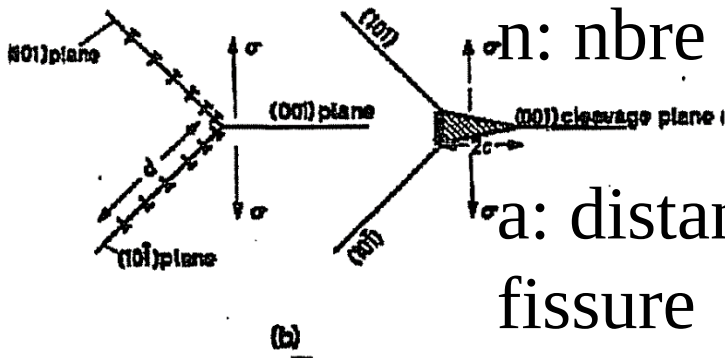


$\beta$ : facteur de concentration de contraintes  
 = f(état de contrainte, effet d'entaille)

$n$ : nbre de dislo. dans la microfissure

$a$ : distance interatomique dans le plan de fissure

$\gamma$  : tension superficielle liant les 2 lèvres de la microfissure



# Critère de propagation de fissure

G module de cisaillement

b vecteur de Burgers

l longueur de dislocation

$$\beta \sigma n a \geq 2\gamma$$

Analogie  
Franck-Read

$$\Delta\sigma = \frac{Gb}{l} \Rightarrow \Delta\sigma = \frac{Gna}{d}$$

Surcroît de tension requis pour que la microfissure d'ouverture (n a) créée dans un grain de diamètre d passe dans les grains voisins

$$\beta \sigma \Delta\sigma \frac{d}{G} \geq 2\gamma \quad \text{soit} \quad \sigma \Delta\sigma \geq \frac{2\gamma G}{\beta d}$$

↑  
na

# Critère de rupture fragile

$$\sigma \Delta \sigma \geq \frac{2\gamma G}{\beta d}$$

Propagation Rupture

$$\sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

Loi de Hall Petch  
(slide 50 Met III)  
définissant le seuil  
plastique

Rupture fragile si  $\Delta\sigma$  favorise la rupture fragile

( $\Delta\sigma$  pour propager la microfissure de façon fragile  
<<  $\Delta\sigma$  pour propager la plasticité de grains en grains)

$$\Delta\sigma \leq \frac{k}{\sqrt{d}}$$

→  $\sigma \frac{k}{\sqrt{d}} \geq \frac{2\gamma G}{\beta d}$

ou

$$\sigma \geq \frac{2\gamma G}{k\beta\sqrt{d}}$$

# Critère de rupture fragile

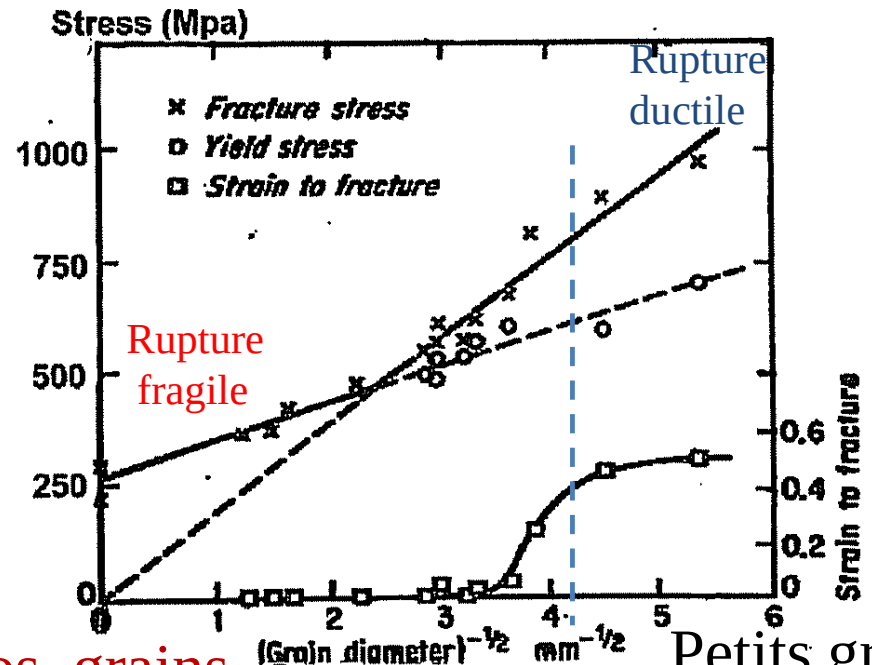
$$\sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \geq \frac{2\gamma G}{k\beta\sqrt{d}}$$

Plasticité

Rupture  
fragile

Gros grains

Petits grains



Facteurs augmentant  $\sigma_0 \Rightarrow$  Rupture fragile  $\uparrow$

- $T \downarrow$
- Vitesse de chargement  $\uparrow$
- Consolidation par dislocations
- Durcissement de solution
- Durcissement de précipitation

# Basse Température → rupture fragile

Température critique:  $\sigma_0 = B e^{-AT}$  (hypothèse forme exp)

Rupture fragile si  $\sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \geq \frac{2\gamma G}{k\beta\sqrt{d}}$

$$\ln \sigma_0 \geq \ln\left(\frac{2\gamma G}{k\beta} - k\right) - 0,5 \ln d$$

$$\ln B - AT \geq \ln\left(\frac{2\gamma G}{k\beta} - k\right) - 0,5 \ln d$$

$$T \leq \frac{1}{A} [\ln B - \ln\left(\frac{2\gamma G}{k\beta} - k\right) + 0,5 \ln d] = T_{cr}$$

La température critique  
(rupture fragile et non ductile si  $T < T_{cr}$ )

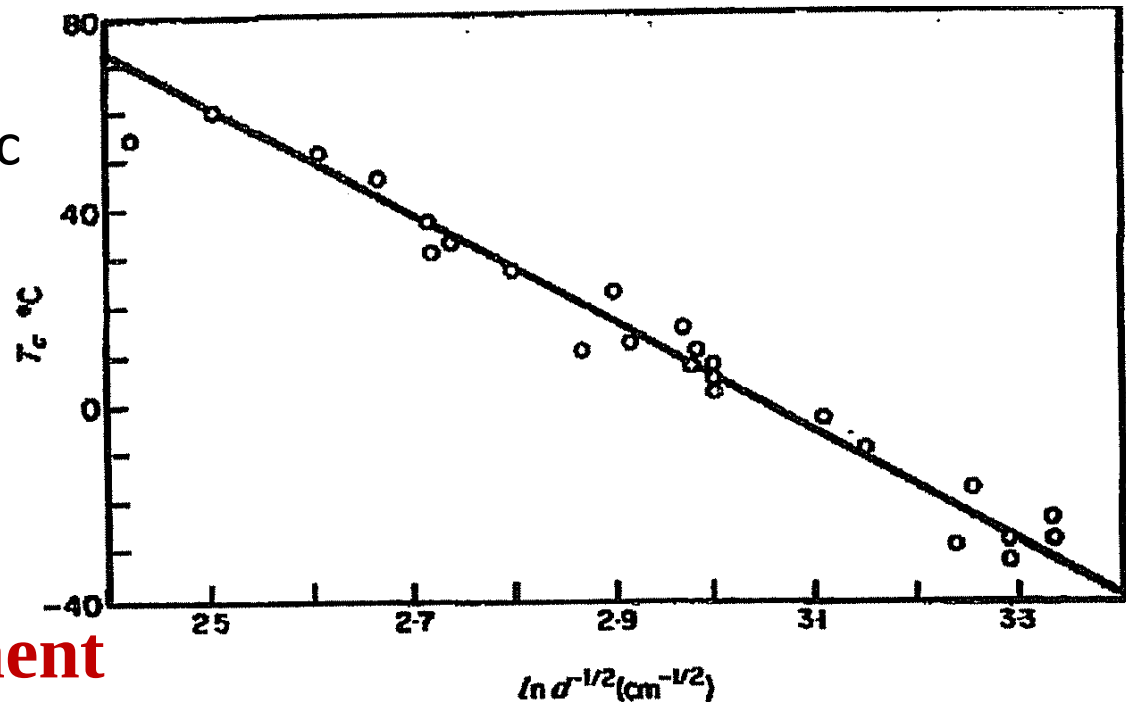
$$T \leq \frac{1}{A} \left[ \ln B - \ln \left( \frac{2\gamma G}{k\beta} - k \right) + 0,5 \ln d \right]$$

- augmente avec la taille des grains
- augmente avec le facteur d'entaille ( $\beta$ )
- augmente avec tous les défauts du métal,  
(autre que les **joints de grains!**)

# Facteurs favorisant la rupture fragile

$$T \leq \frac{1}{A} \left[ \ln B - \ln \left( \frac{2\gamma G}{k\beta} - k \right) + 0,5 \ln d \right]$$

Augmentation de  $T_{cr}$  avec  
la taille des grains



**En pratique comment  
mesurer  $T_{cr}$  ?**

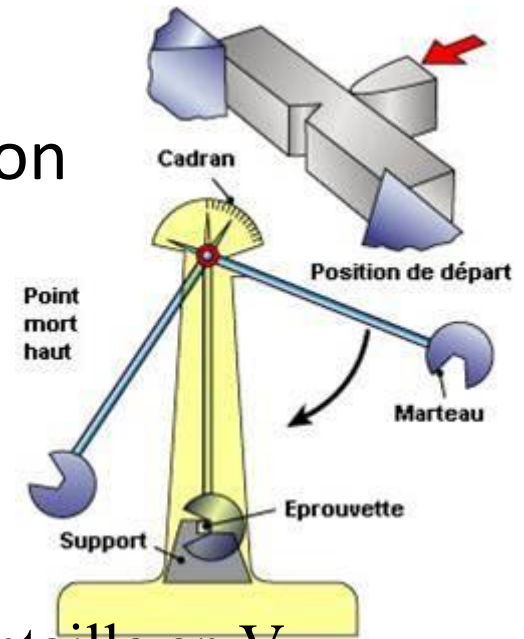
# Les tests de rupture fragile

## L'essai Charpy

- mesure l'énergie absorbée par une éprouvette entaillée soumise à l'action d'un marteau pendulaire

$$E = mg(h_{\text{départ}} - h_{\text{arrivée}})$$

- mesure la **Résilience** (= énergie nécessaire pour réaliser la rupture)



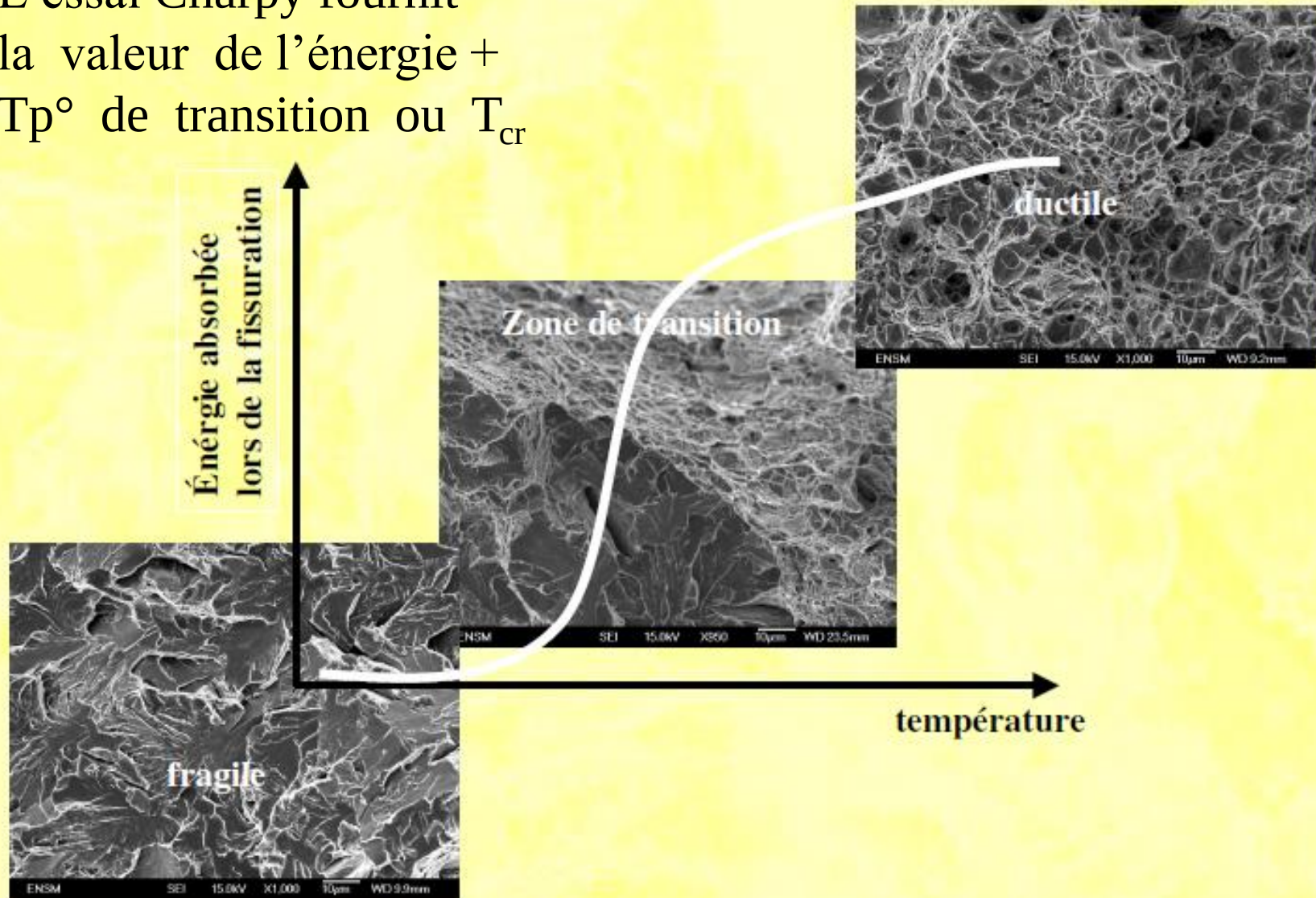
**KCV** ou **KV** pour l'essai sur éprouvette avec entaille en V,

**KCU** ou **KU** pour l'essai sur éprouvette avec entaille en U

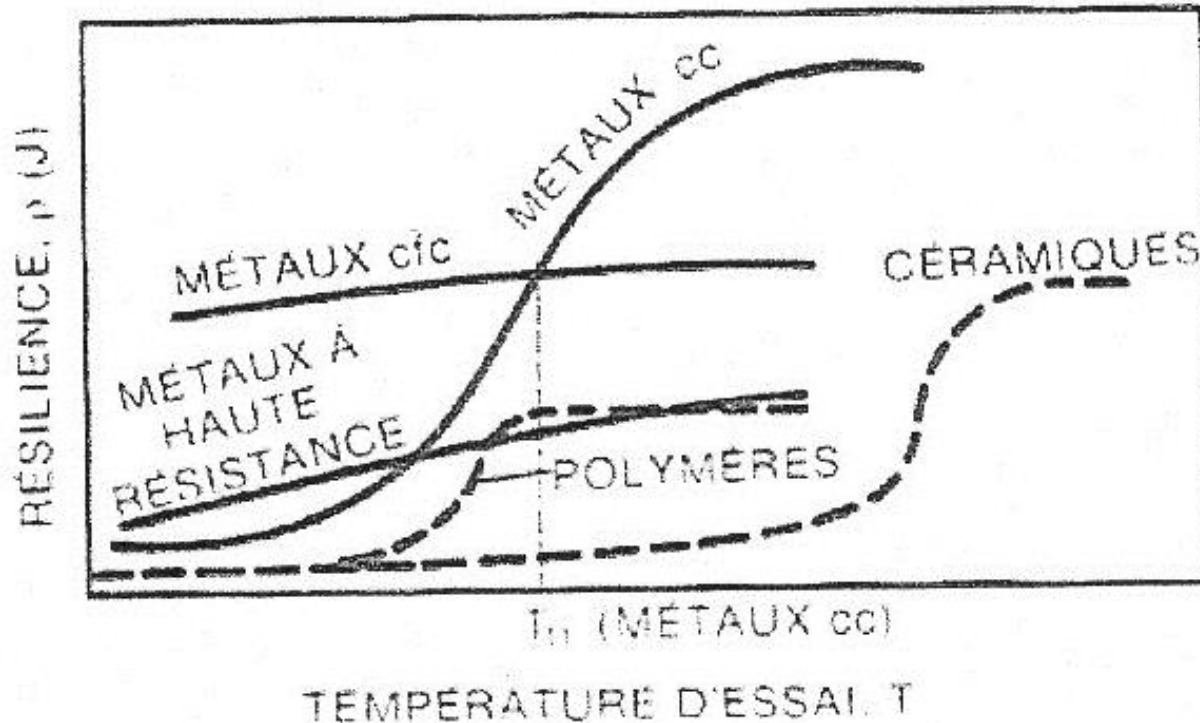
On définit alors la **résilience** comme l'**énergie absorbée par l'éprouvette pendant le choc**  $K_V$  ou  $K_U$ , rapportée à la surface de la section à fond d'entaille  $S$



L'essai Charpy fournit  
la valeur de l'énergie +  
 $T_p^\circ$  de transition ou  $T_{cr}$



# Température de transition



Effet de la nature du matériau, structure cristalline etc...

↓  
Structure CFC résiliente  
à basse T

# L'essai Charpy

L'essai Charpy est simple, mais

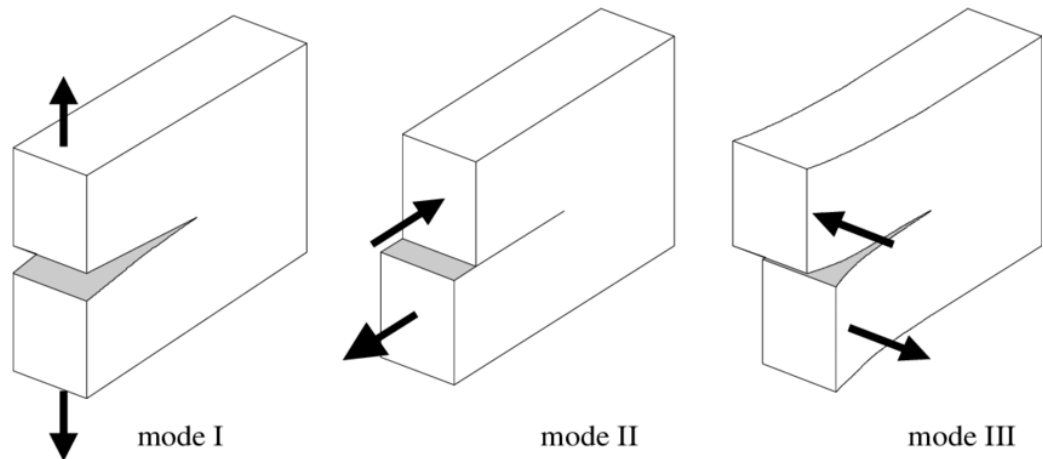
- ne donne pas de charges limites.
- classement des métaux par  $T$  de transition
- norme NF EN 10 025, sur les aciers de construction laminés à chaud: seuils de résultat avec l'entaille en V à 27, 40, et 60 Joules pour  $T_p^\circ$  de + 20 à – 60°C.
- effets géométriques des éprouvettes et des dispersions structurales du matériau

# L'essai Charpy

L'énergie de rupture mesurée par l'essai Charpy (Résilience) n'est pas directement un paramètre matériau → **autre essai donnant une caractéristique intrinsèque Ténacité.**

La ténacité= paramètre caractéristique de chaque matériau, **Valeur proportionnelle à la racine carrée de l'énergie de rupture.** Elle s'exprime par un facteur dénommé  $K_{iC}$

Facteur d'intensité de contraintes  $K_{iC}$  définit la taille critique d'une fissure qui mène à la rupture brutale du matériau.

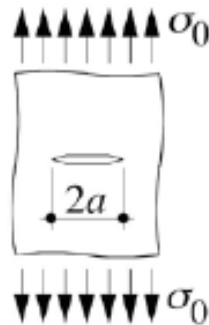


Lien Résilience Ténacité : voir **Techniques de l'ingénieur . Relation résilience – ténacité-** C.BERDIN, C. PRIOUL 2007

# K for different geometries

2D

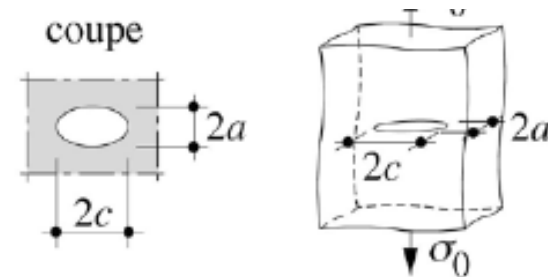
Infinite plate



$$K = \sigma_0 \sqrt{\pi a}$$

3D

3D crack shape  
taken into account

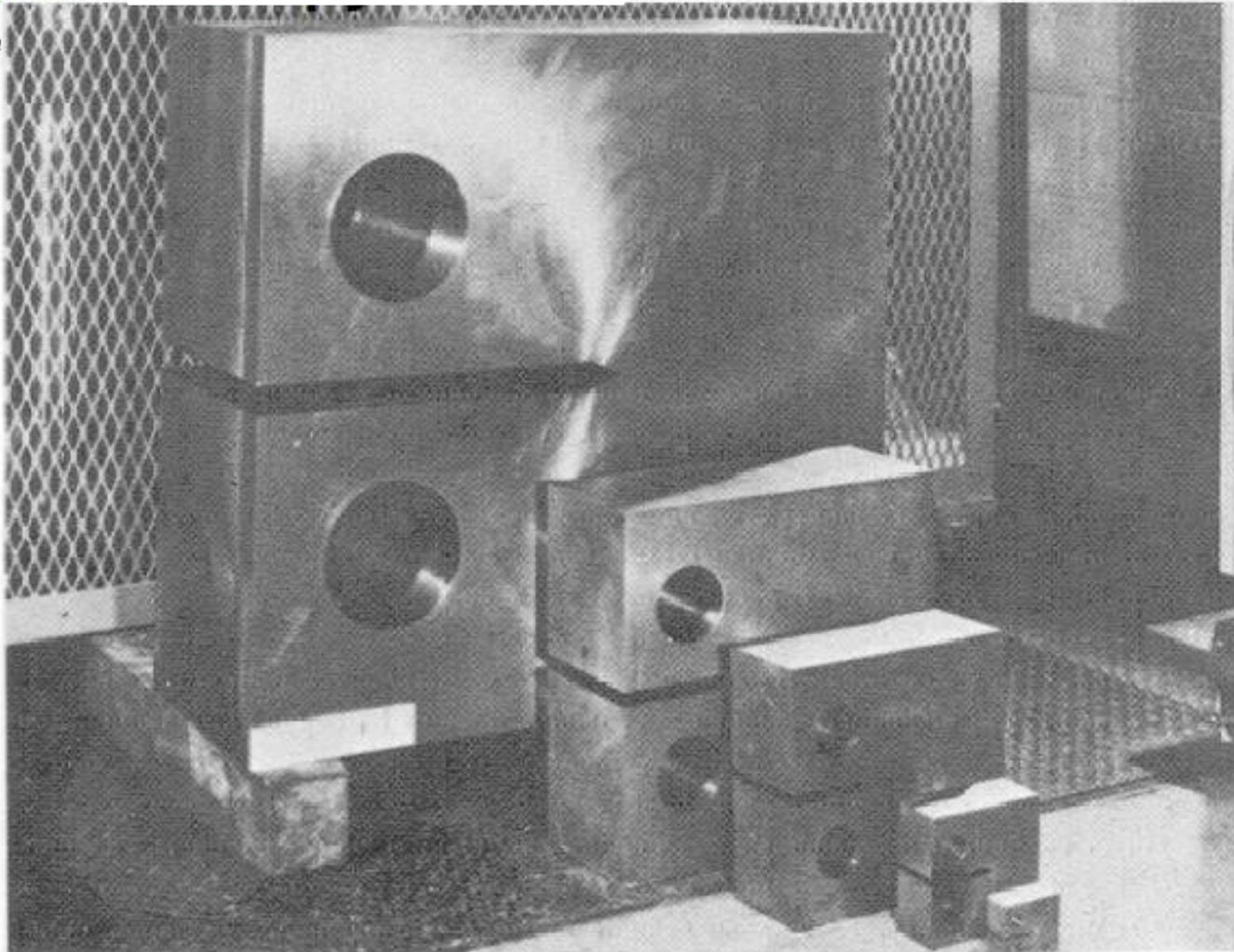


$$Y_e = \frac{1}{\int_0^{\pi/2} \left[ 1 - \frac{c^2 - a^2}{c^2} \sin^2 \theta \right]^{1/2} d\theta}$$

$$K_I = Y \cdot \sigma_0 \cdot \sqrt{\pi a}$$

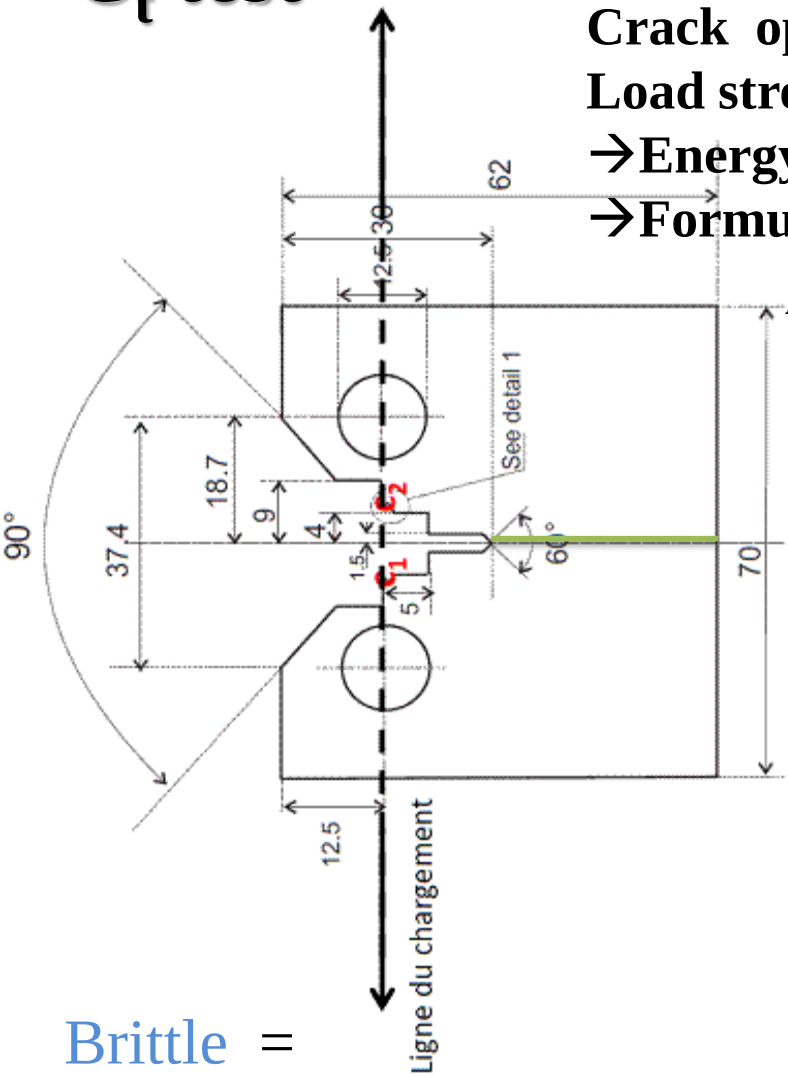


# Test pour identifier la ténacité et le facteur $K_{1C}$



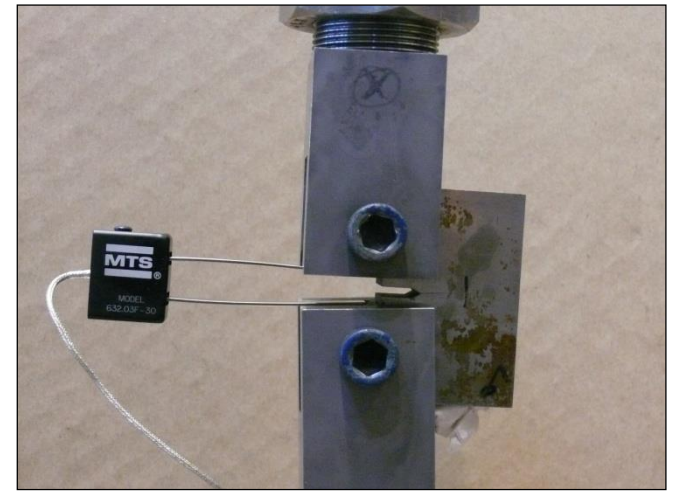
(from Broek, 1991)

# C<sub>t</sub> test



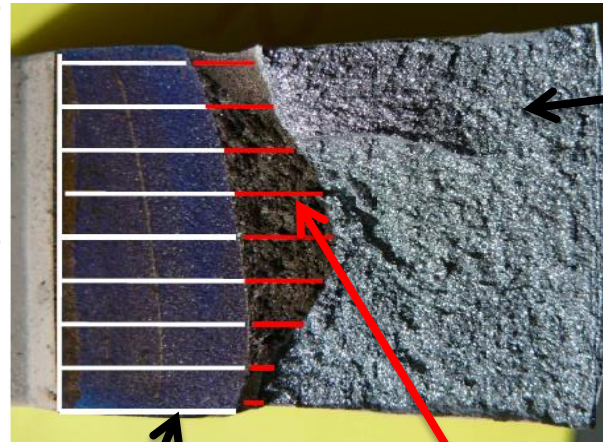
Accurate  
Crack opening  
Load stress  
→ Energy  
→ Formulae to reach  $K_{1C}$

ASTM E 1820 96



Brittle =  
fragile  
Load =  
chargement

Fatigue pre crack  
due to low cyclic  
loads



Quick brittle  
fracture

Crack  
propagation due  
to cyclic loads  
during CT test

# Ténacité à rupture à TP° ambiante

| Material                   | Specifity             | Elastic<br>limit     | Toughness $K_{1C}$     |
|----------------------------|-----------------------|----------------------|------------------------|
|                            |                       | [N/mm <sup>2</sup> ] | [N/mm <sup>3/2</sup> ] |
| <b>Steel</b>               |                       |                      |                        |
| S 235                      | acier carbone         | 235                  | > 5000                 |
| S 355                      | acier carbone         | 355                  | > 5000                 |
| 4340                       | acier durci           | 1810                 | 1470                   |
| <b>Titanium</b>            |                       |                      |                        |
| 6Al-4V                     | ( $\alpha+\beta$ )STA | 1100                 | 1200                   |
| 13V-11Cr-3Al               | STA                   | 1130                 | 870                    |
| <b>Aluminium</b>           |                       |                      |                        |
| 7075                       | T651                  | 540                  | 920                    |
| 2014                       | T4                    | 450                  | 880                    |
| 2014                       | T3                    | 390                  | 1080                   |
| <b>Non-métall</b>          |                       |                      |                        |
| PVC                        | chlorure de vinyle    | 45                   | 60-250                 |
| Résine époxyde             |                       | 30-100               | 16                     |
| Polymethyl<br>methacrylate | Plexiglas             |                      | 22 to 50               |
| Glass                      | Soda-lime glass       | 3600                 | 22                     |

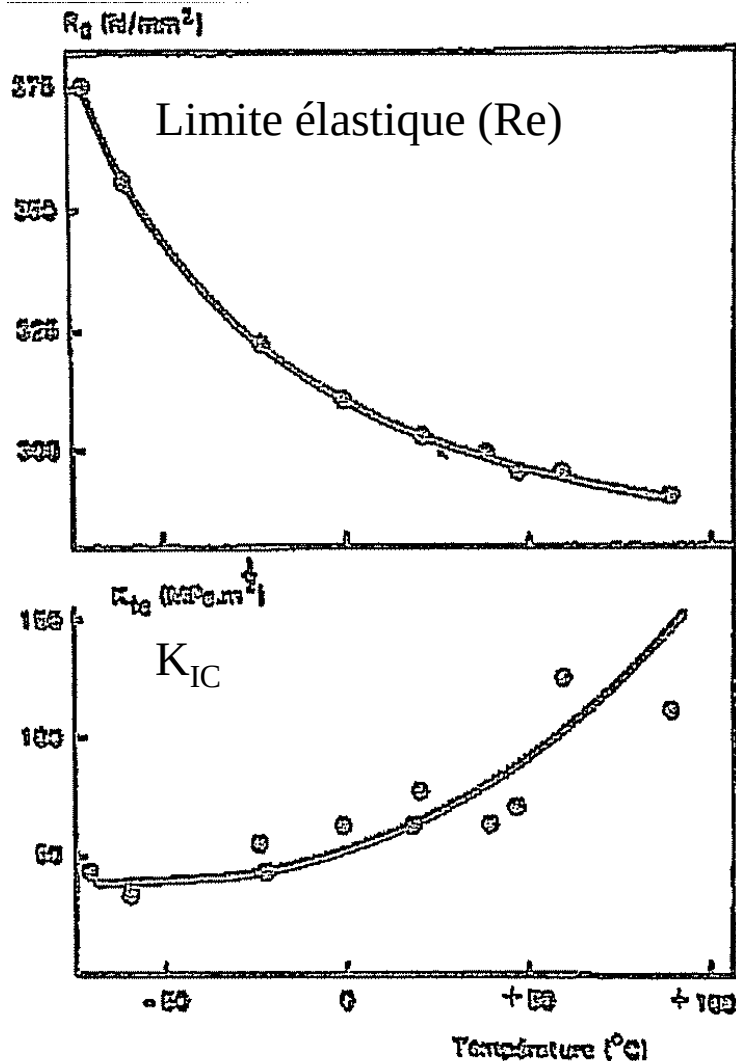
**Hautes  
valeurs →  
rupture  
ductile**

**Basses  
valeurs →  
rupture  
Fragile**

Unités  $K_{1C}$ : MPa $\sqrt{m}$



# Ténacité - Température

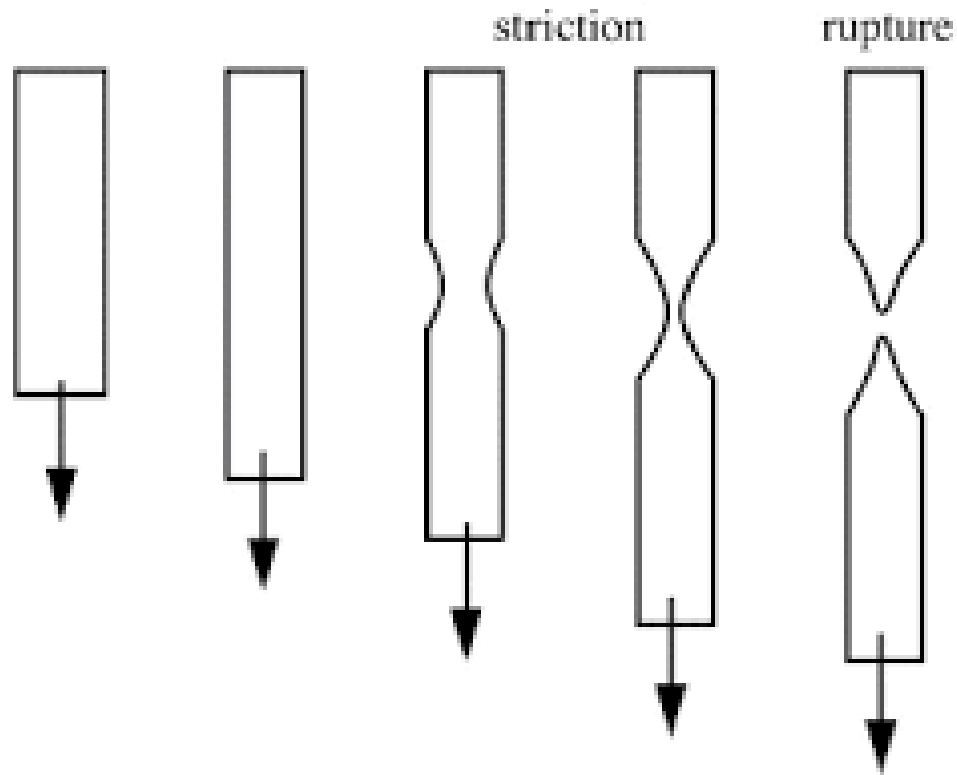


$R_e$  Limite élastique  $\searrow$  si  $T \nearrow$

Réaction inverse à la  $tp^\circ$  de la limite élastique et de la ténacité

$K_{IC}$  Ténacité  $\nearrow$  si  $T \nearrow$

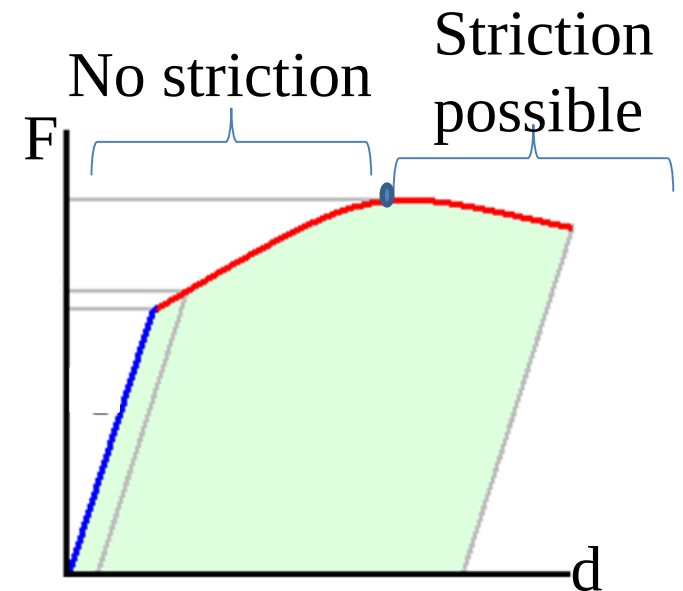
# Rupture ductile $\rightarrow$ Striction



# Rupture ductile

Rupture suite à la striction

Quand la striction apparait- elle?



Possible si l'effort à appliquer pour poursuivre la déformation commence à diminuer soit après  $dF=0$

Soit le maximum de la courbe

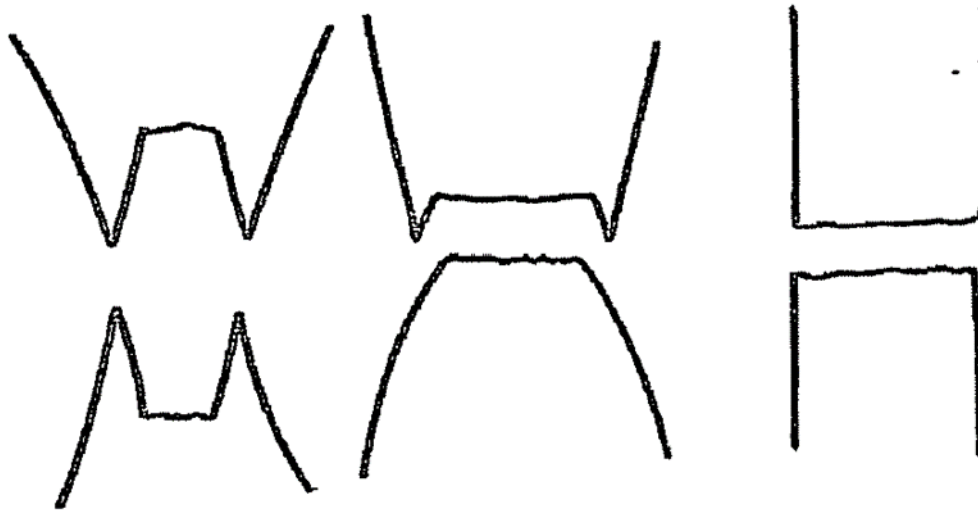
Force F déplacement d

Critère de Considère

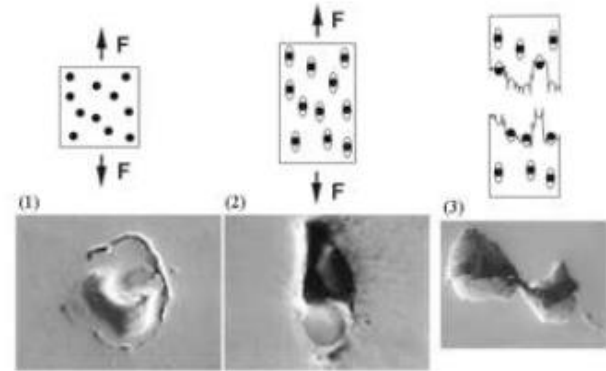
pour identifier la déformation à striction

# Rupture ductile

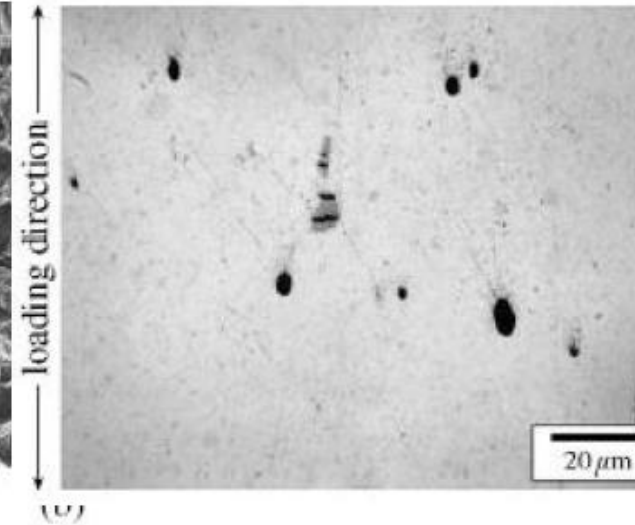
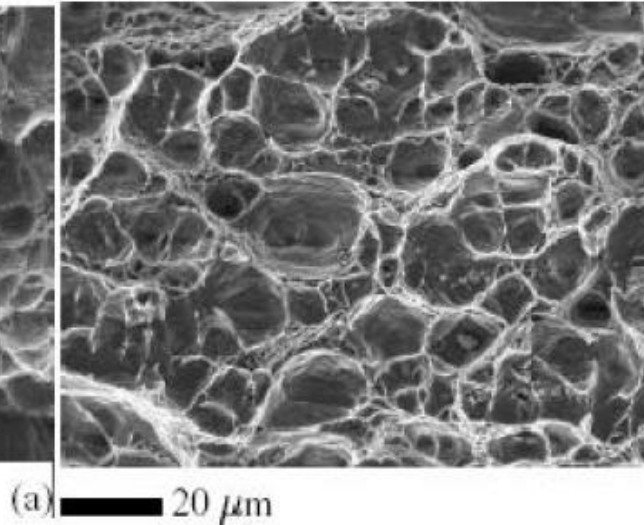
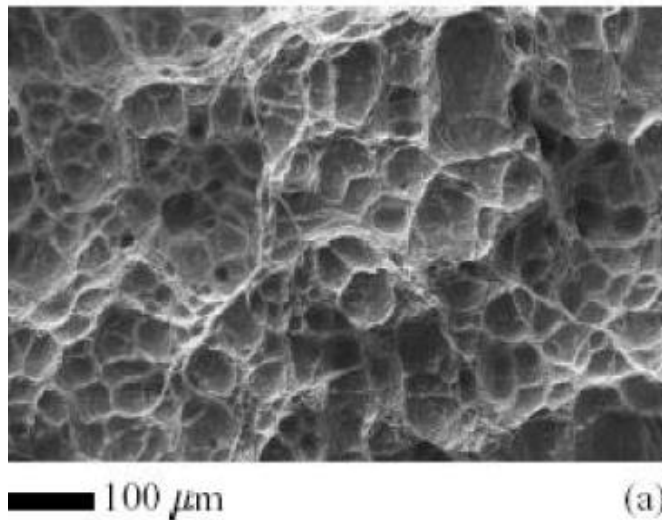
- En réalité, formation et croissance de cavités au sein du matériau
  - la conservation de volume n'est pas vérifiée
  - Les 2 morceaux de la cassure ne s'emboîtent pas parfaitement



# Les étapes de ruptures ductiles



mms2.ensmp.fr Endommagement\_Rupture.pdf



*acier pour gazoducs (T.T. Luu)*

*alliage d'aluminium 2024 (F. Bron)*

# Les étapes de ruptures ductiles

1 : initiation d'un vide par la fracture de particules ou par la décohésion des particules avec la matrice.

2 : grossissement des vides par augmentation de la déformation plastique

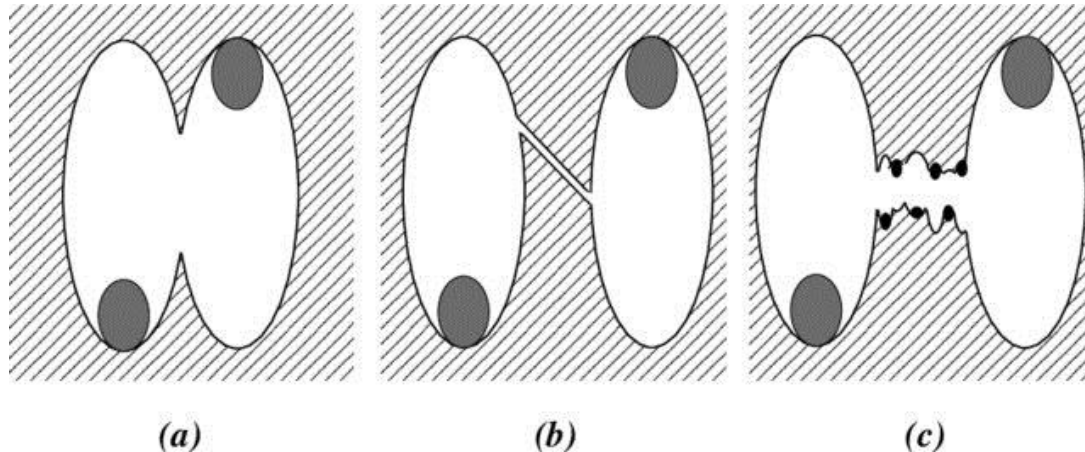
3 : coalescence des vides

(a) empiètement géométrique traduit de l'anglais « direct impingement

(b) coalescence par propagation d'une bande de cisaillement

(c) coalescence de vides nucléés à partir d'une population d'inclusions plus petites.

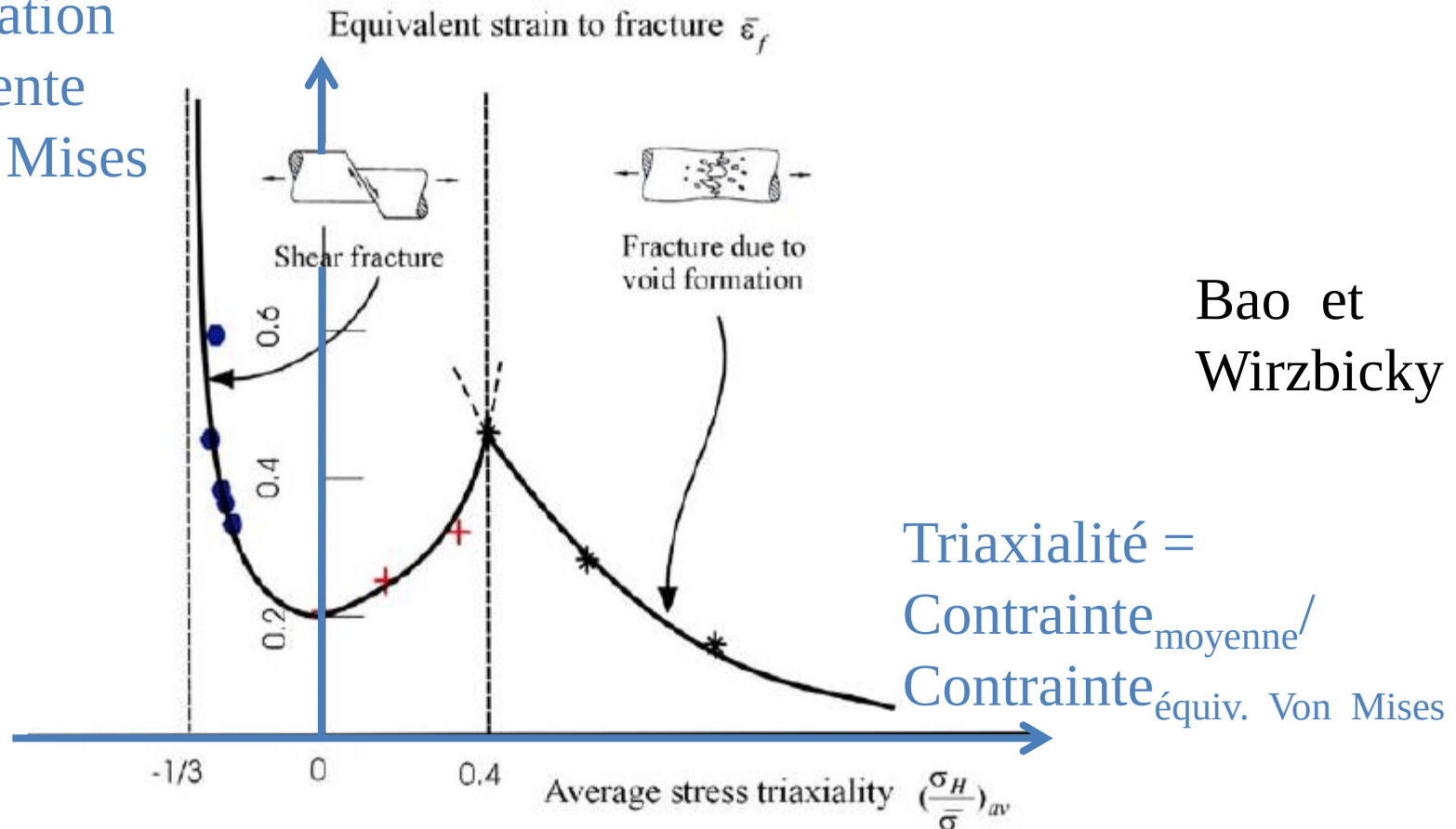
Coalescence



# Critères de rupture : fonction du chargement et de paramètres matériaux

- Compression (round)
- \* Tension (round)
- + Shear, combined loading and tension (flat)

Déformation  
équivalente  
de Von Mises



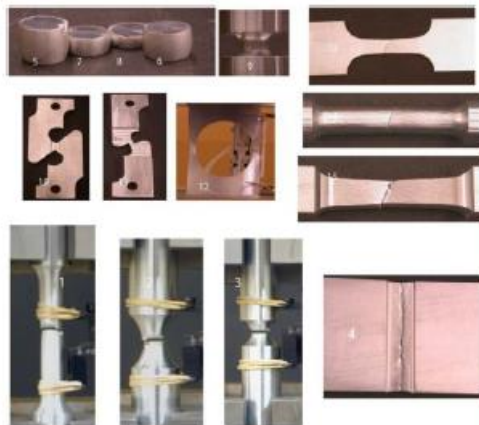
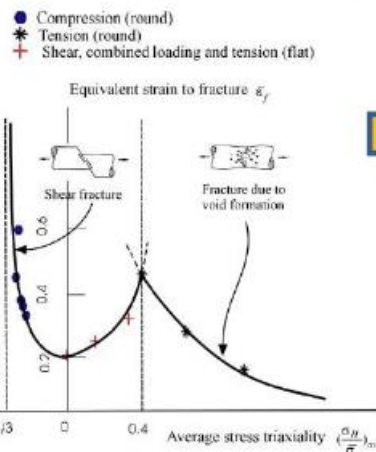
Bao et  
Wirzbicky

Fig. 20. Dependence of the equivalent strain to fracture on the stress triaxiality.

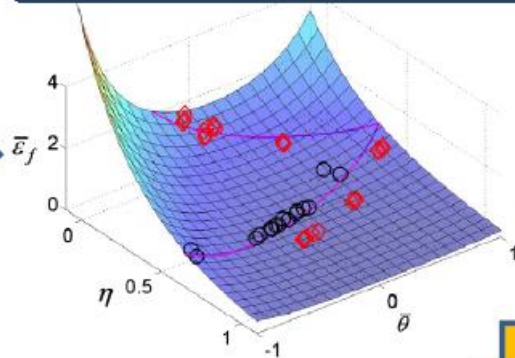


# Critères en évolution IDENTIFICATION!

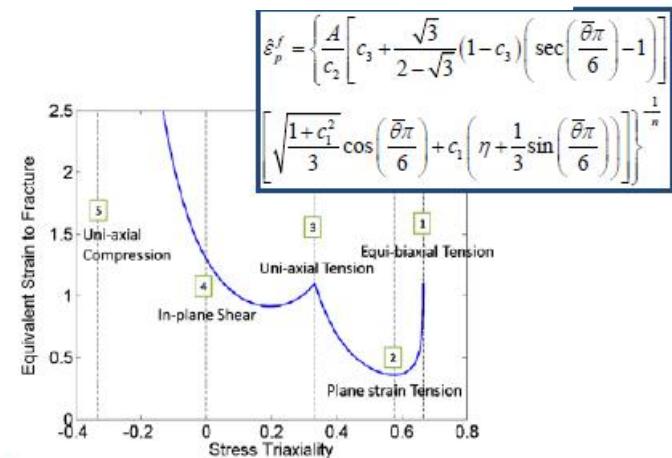
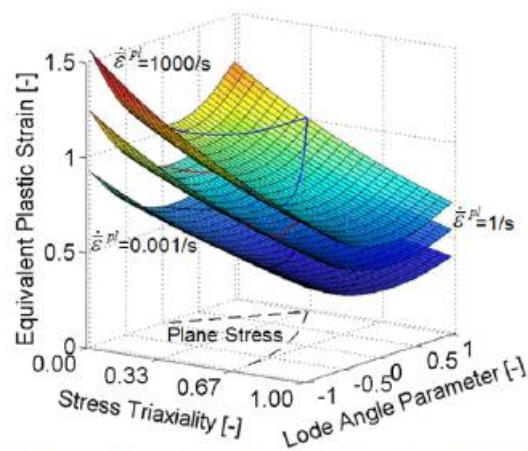
## Three-branch fracture model<sup>(1)</sup>



## Modified Mohr-Coulomb model (2010)<sup>(2)</sup>



## Extended Mohr-Coulomb model (2014)<sup>(3), (4)</sup>



$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p^f} \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\bar{\varepsilon}_p^f(\eta, \bar{\theta})}$$

$$\bar{\varepsilon}_p^f(\eta, \bar{\theta}) = b(1+c)^{\frac{1}{n}} \left[ \frac{1}{2} \left( (f_1 - f_2)^a + (f_2 - f_3)^a + (f_3 - f_1)^a \right)^{\frac{1}{a}} + c(2\eta + f_1 + f_3) \right]^{-\frac{1}{n}}$$

$$b = \begin{cases} b_0 & \text{for } \dot{\varepsilon}_p < \dot{\varepsilon}_0 \\ b_0 \left( 1 + \gamma \ln \left[ \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \right) & \text{for } \dot{\varepsilon}_p \geq \dot{\varepsilon}_0 \end{cases}$$

<sup>(1)</sup>Bao and Wierzbicki, "On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space", International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 46, pp. 81-98, 2004.

<sup>(2)</sup>Bai and Wierzbicki, "Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture", International Journal of Fracture, Vol. 161, pp. 1-20, 2010.

<sup>(3)</sup>Mohr and Marcadet, "Hosford-Coulomb model for predicting the onset of ductile fracture at low stress triaxialities", submitted for the publication.

<sup>(4)</sup>Roth and Mohr, "Effect of strain rate on ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modeling", International Journal of Plasticity, Vol. 56, pp. 19-44, 2014.



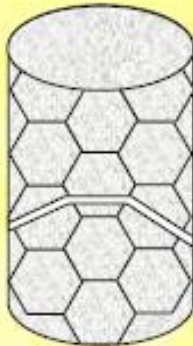
# Rappel - Structure du cours

- Propriétés élastiques
  - Module de Young, Coefficient de Poisson
- Limite élastique
- Elasto-plasticité
- Rupture
- Fluage: déformation dans le temps
- Fatigue: effets de la répétition de charges

# Partie 1 rupture fragile et ductile

fragile  $\longrightarrow$  ductilité

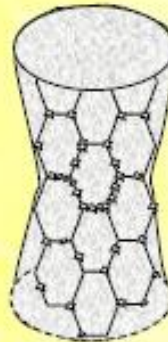
$T < 0.3T_f$



Clivage



rupture  
intergranulaire



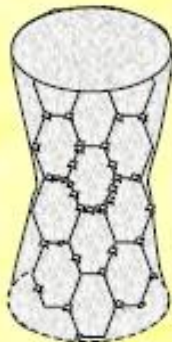
intergranulaire



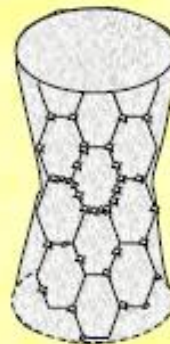
Rupture ductile par cavitation

$\longrightarrow$  Fluage

$T > 0.3T_f$



Fluage  
transgranulaire



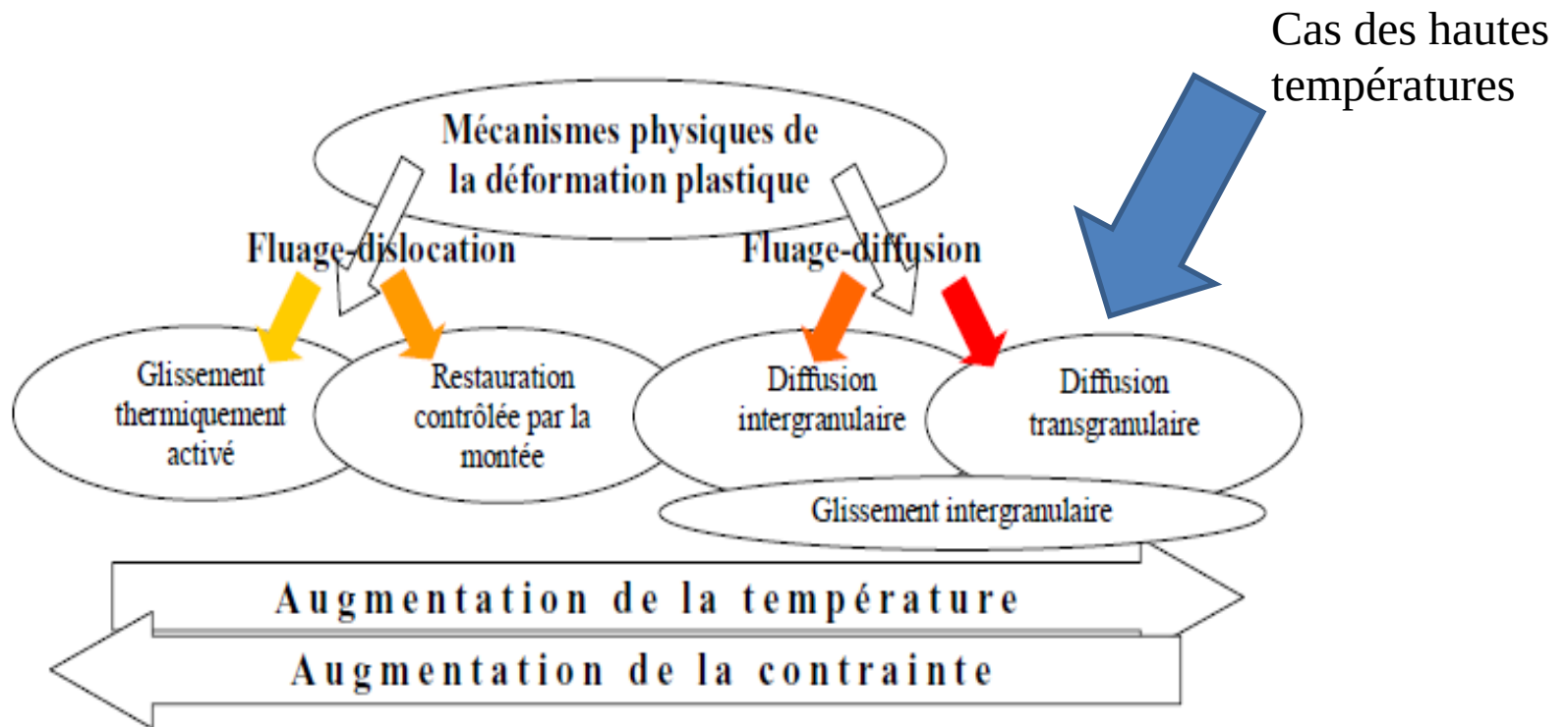
Rupture par cavitation  
Fluage secondaire



Rupture avec  
recristallisation

# Mécanismes de fluage

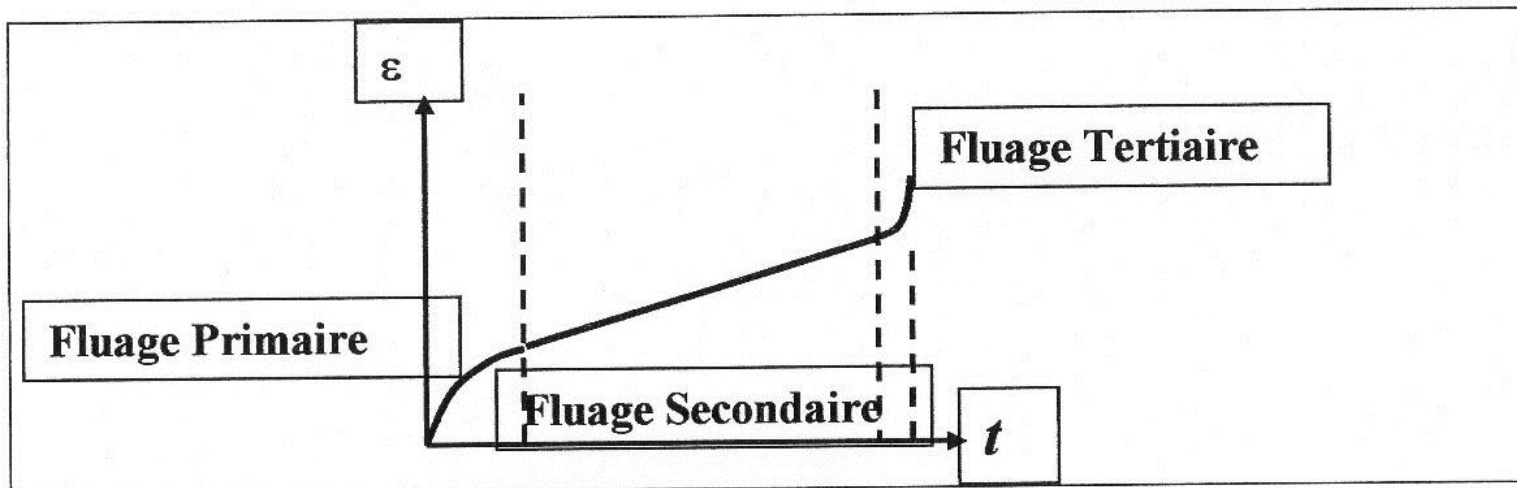
PhD Ecole des Mines de Paris S. Dubiez Le Goff 2003



Mécanismes prédominants mais ils s'ajoutent, se couplent..., frontières à identifier

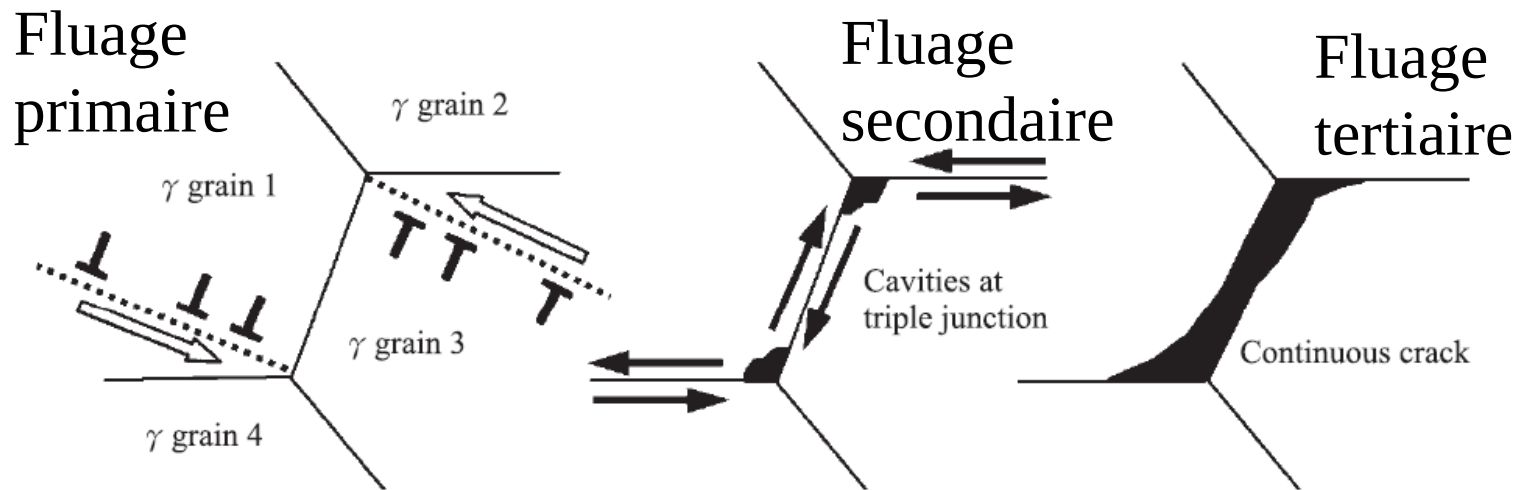
# Le fluage

Fluage = déformation plastique  
d'un métal soumis à une sollicitation  $< R_e$   
pour  $T \nearrow$  et  $t \nearrow$   
→ 3 stades = f(vitesse de déformation)



# Mécanismes de fluage *simplifiés* (*quid lacunes intragranulaires, précipités...*)

China Steel Technical Report N°27 relative au 800H  
, 64-69 (2014)



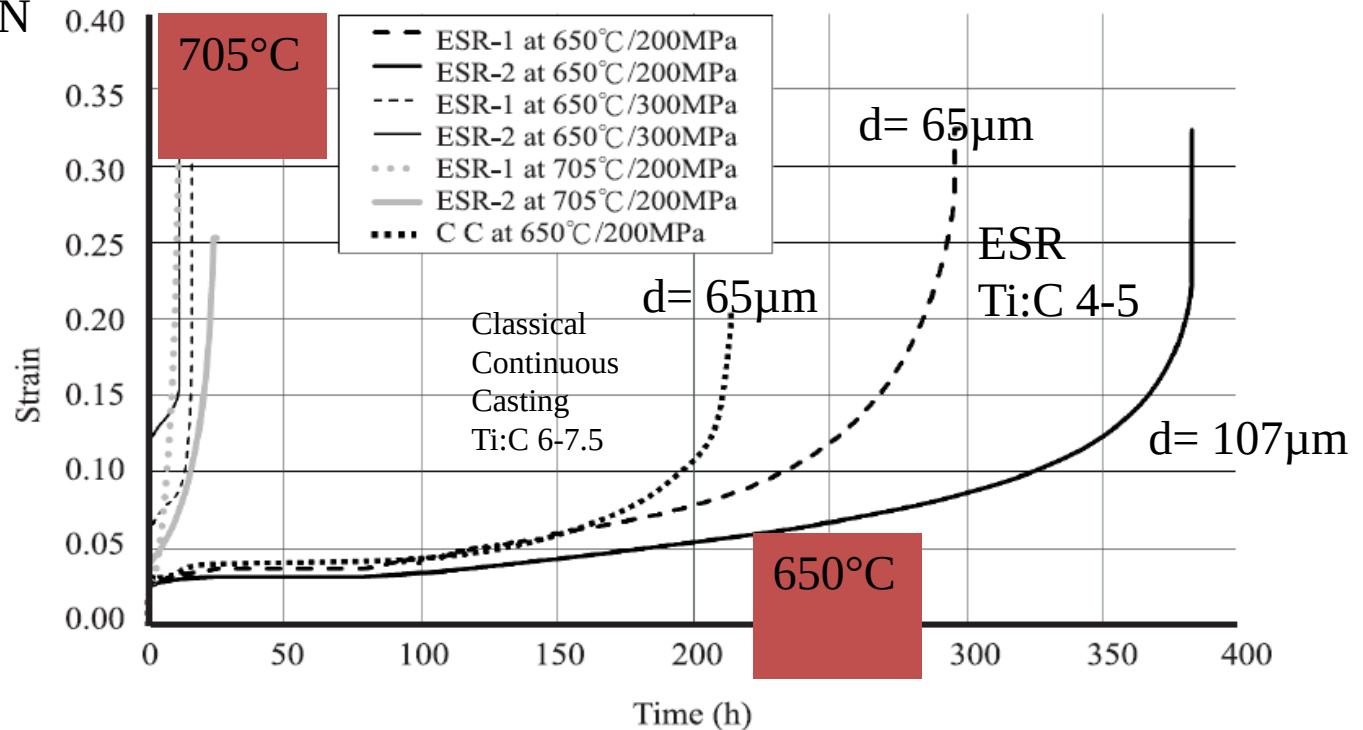
Multiplication des dislocations dans le grain  
Accumulation aux joints de grains, aux points triples

Formation de lacunes aux points triples sous  
Croissance et localisation aux joints de grains des lacunes, des dislocations

Via l'effet de  $\dot{\epsilon}$  et contraintes, **glissement au niveau des joints de grains**,  
genèse de micro cracks  
→ **macrocracks**

# Impact de la taille de grain sur le fluage

+ Thèse de BENJAMIN GARDINER, UNIVERSITY OF CANTERBURY 2014



*“Unfortunately no data was obtained regarding the effect of non-uniform grain size distributions on creep performance, a microstructure property often seen to result in early (3 years) failures.”*

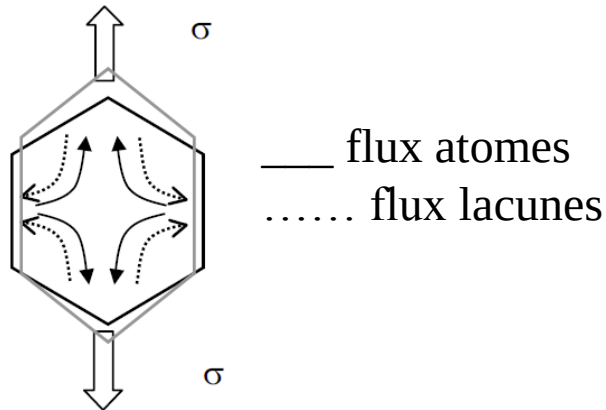
→ Ce PhD développe un **“Combined Creep Model for Alloy 800H based on grain size”**.

# Mécanisme prépondérant selon conditions

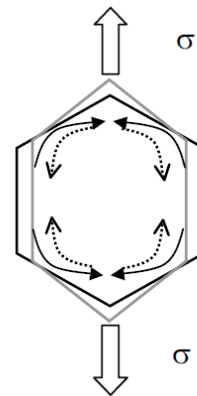
- Déformation par le glissement des dislocations: aux  $tp^\circ$  intermédiaires et fortes  $\sigma$  (Kocks Mecking)
- Déformation par la montée des dislocations & la restauration: prédominant aux  $tp^\circ$  plus élevées

Si le **mouvement des dislocations intra**granulaire domine (**fluage**  $\propto d^{-2}$ )

Si la diffusion **inter**granulaire: domine à **très** haute  $tp^\circ$  (**fluage**  $\propto d^{-3}$ )



Schémas de déformation  
par **fluage-diffusion**  
**trans**granulaire

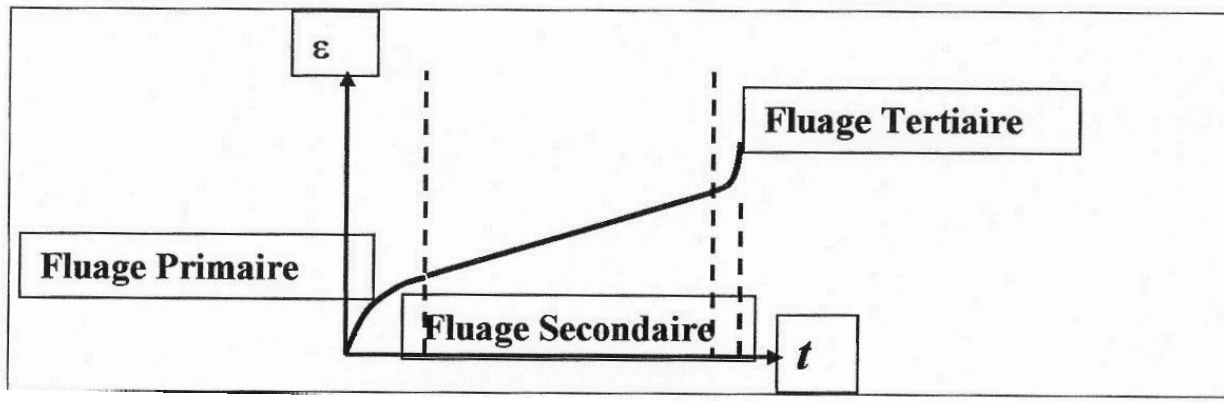


**Taille de grain optimale est fct de la  $tp^\circ$**   
si taille de grain  $\nearrow$   
-favorable si glissement intergranulaire  
-défavorable si joint de grain = barrière et  
entraîne le durcissement

Schémas de déformation par  
**fluage-diffusion inter**granulaire

# Le fluage – fluage primaire

- Effet probaliste: Déformation plastique possible car vitesse de sollicitation très faible
- Ecrouissage s'oppose au fluage primaire
- Possible aussi bien à chaud qu'à froid ( $T_{\text{ambiante}}$ )





# Le fluage – fluage secondaire

Requiert un certain niveau de température (fluage à chaud) pour que la **restauration** se produise.

La restauration annihile les effets de l'écrouissage

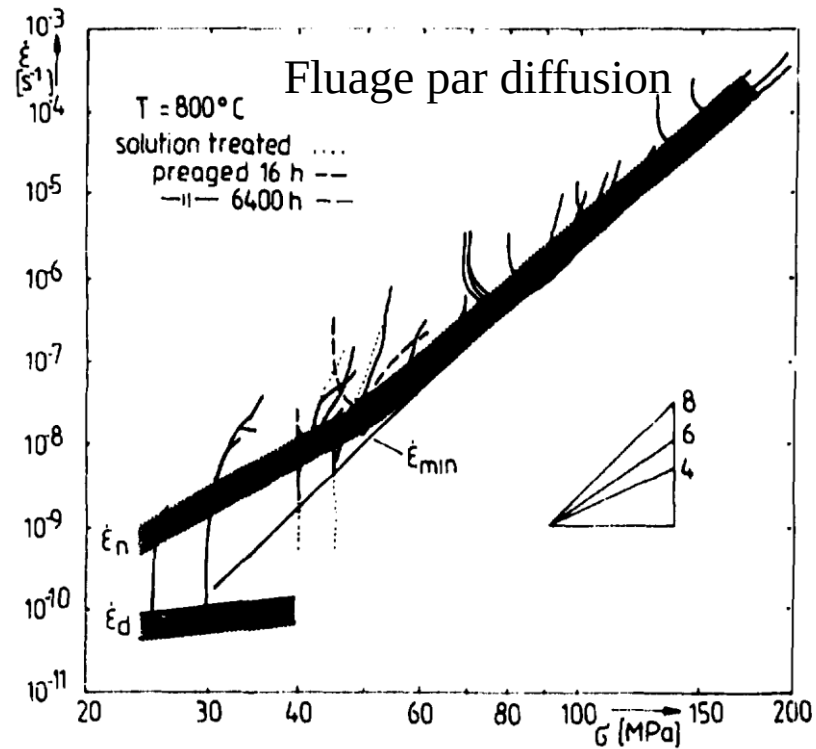
$$(d\sigma)_{\text{consolidation-écrouissage}} + (d\sigma)_{\text{restauration}} = 0$$

$$(d\sigma/d\varepsilon)d\varepsilon = -(d\sigma/dt)dt$$

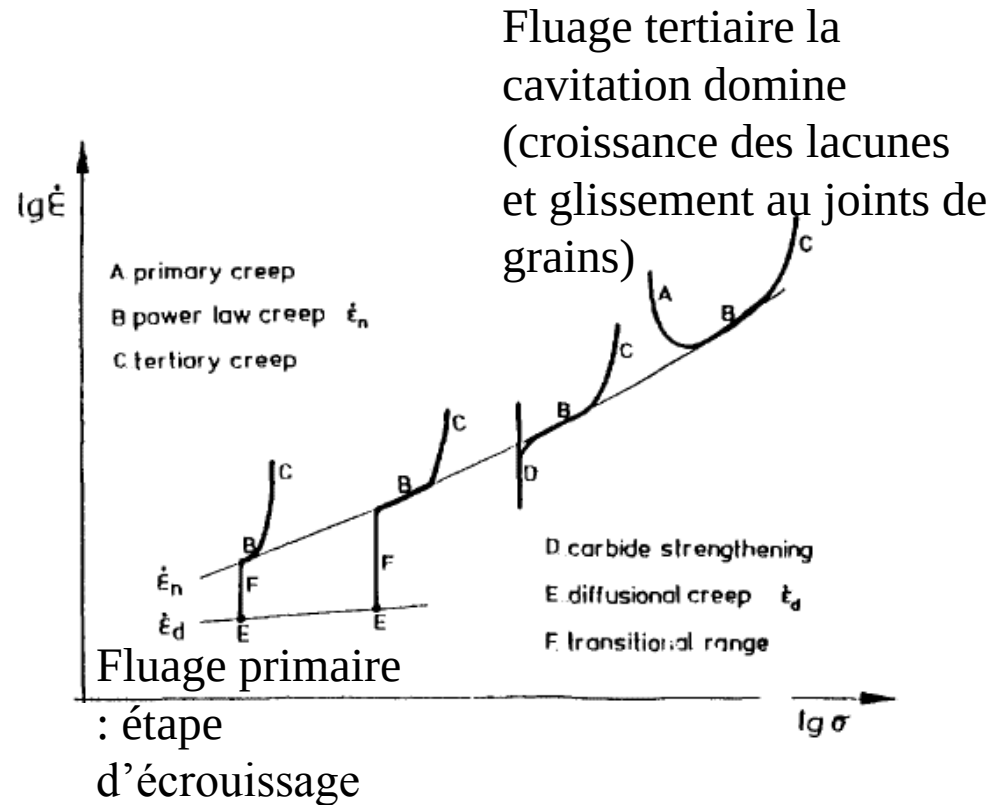
$$d\varepsilon/dt = -(d\sigma/dt) / (d\sigma/d\varepsilon)$$

$$d\varepsilon/dt = A e^{-(E/RT)} \sigma^m$$

# Mécanismes de fluage 800 HT



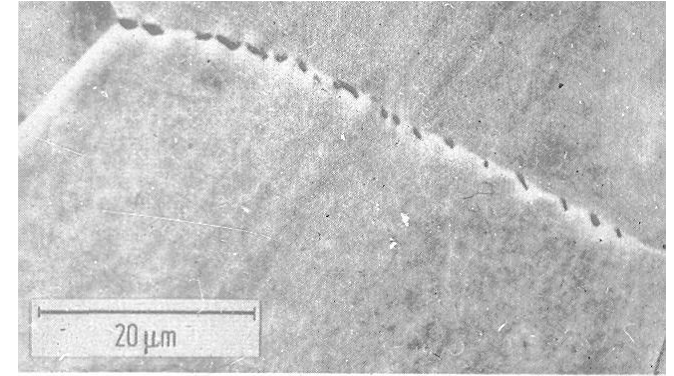
Fluage secondaire: les mvts des dislocations sont arrêtés aux carbures ou autres “défauts”.  
 Le mvt et la multiplication des dislocations est équilibré par la restauration (rencontre de dislo opposées)



Vitesse de deformation versus contrainte

# Le fluage – fluage tertiaire

Si  $T \uparrow$ , nombre de lacunes  $\uparrow$



Celles-ci s'accumulent aux joints de grains

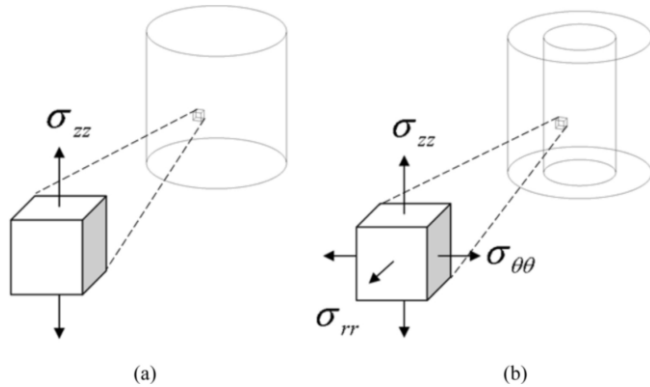
→ Rupture inter cristalline

→ Conditions: température et temps

$$t_{\text{rupture}} = C / (d\varepsilon/dt)$$

où  $(d\varepsilon/dt)$ : vitesse du fluage secondaire

# Effet du type de sollicitations

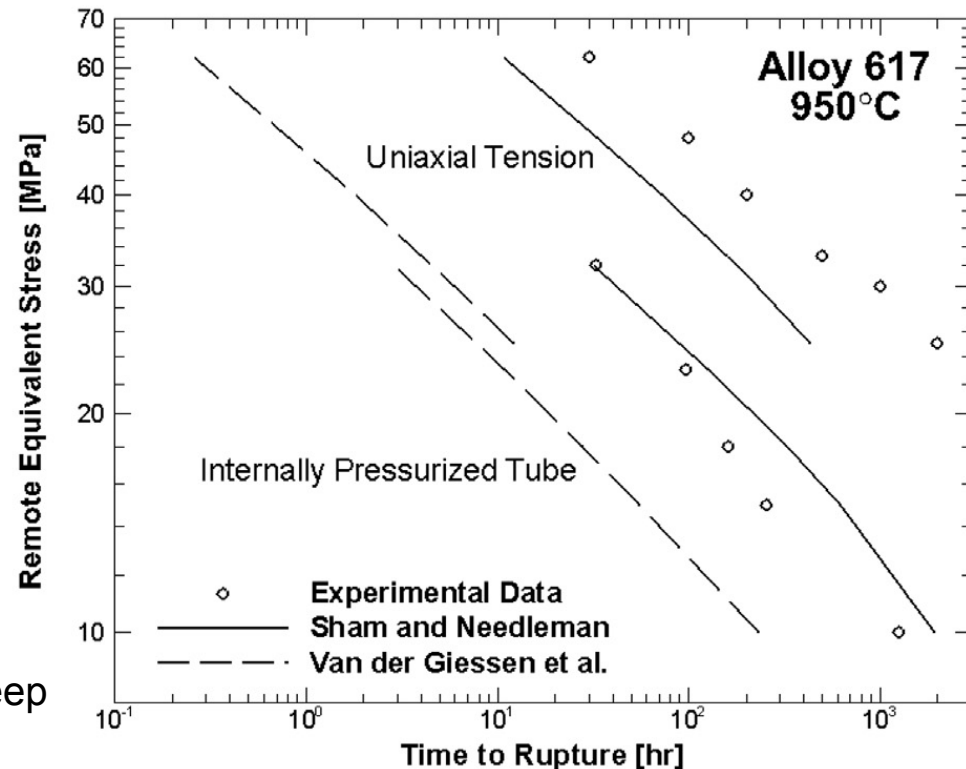


Courbes linéaires & parallèles  
si les effets de cavitation et GB dominant.  
Courbes non linéaires  
Si cavitation intra granulaire et GB sont en  
compétition

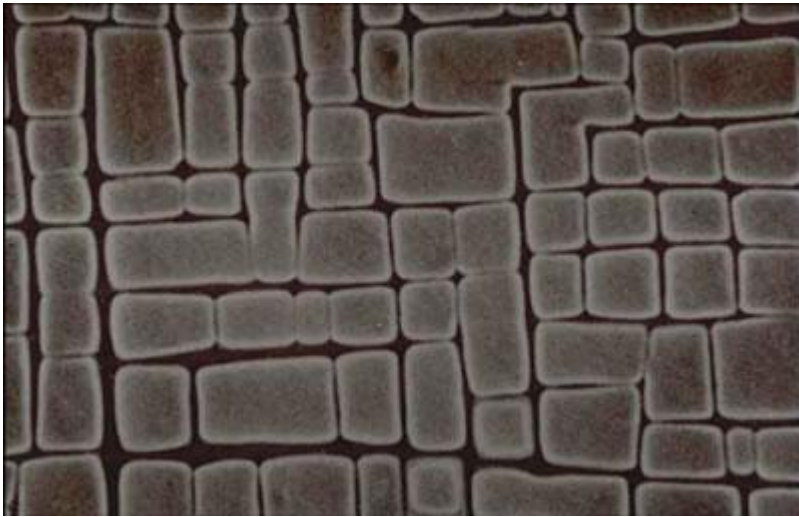
“On the fracture of high temperature alloys by creep  
cavitation under uniaxial or biaxial stress states”

Sanders et al. J of the Mechanics and Physics of Solids  
98(2017)49–62

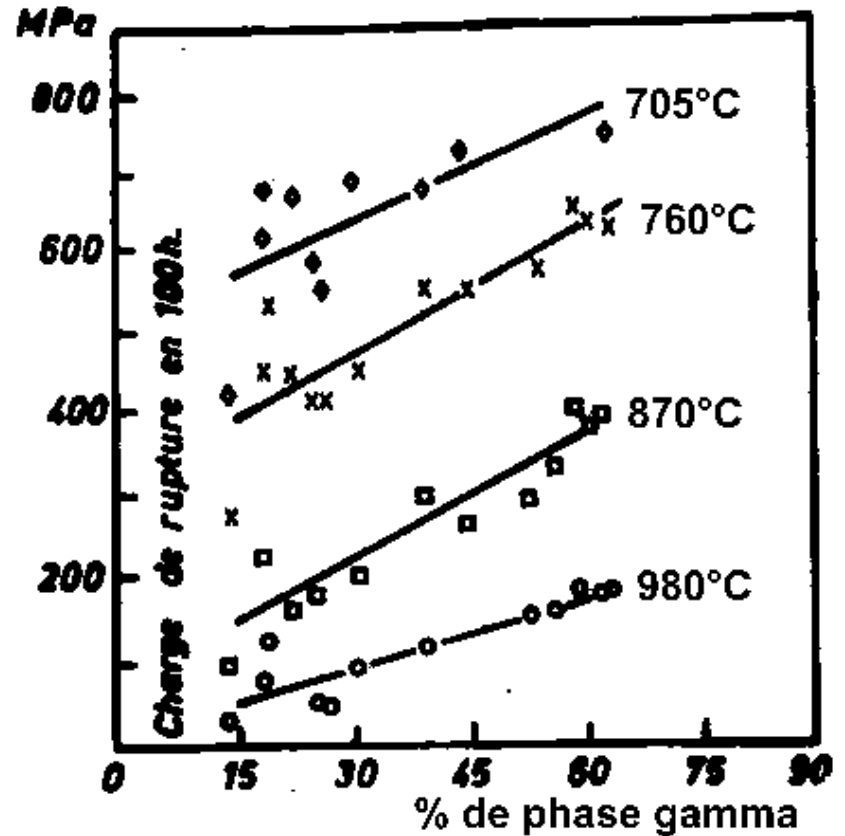
Sham & Needleman void growth model,  
+ Sander's rupture model



# Effet des précipités



Superaliage de nickel  
avec phase  $\gamma$



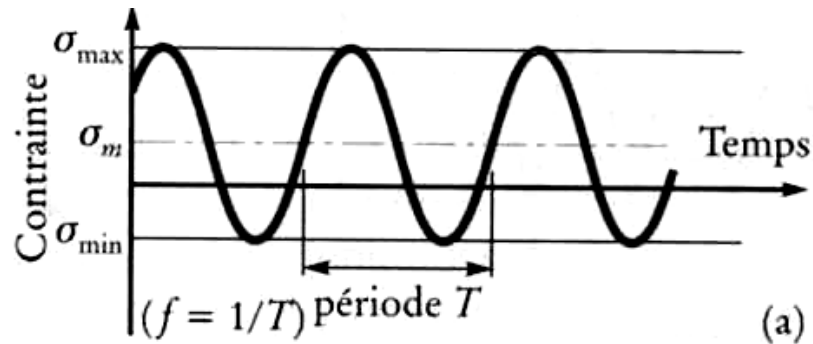
# Rappel - Structure du cours

- Propriétés élastiques
  - Module de Young, Coefficient de Poisson
- Limite élastique
- Elasto-plasticité
- Rupture
- Fluage: déformation dans le temps
- Fatigue: effets de la répétition de charges

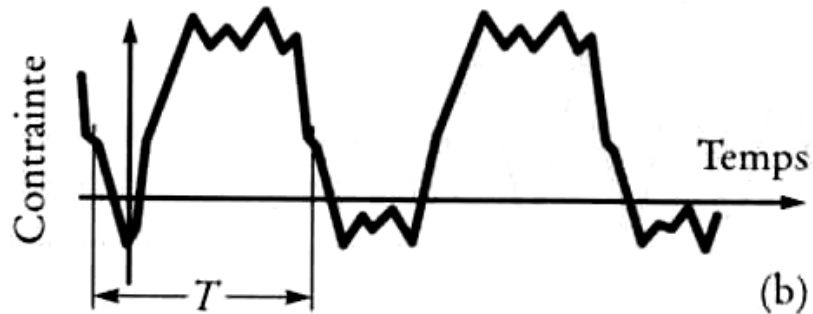
# La fatigue

Sollicitation cyclique qui peut amener à la rupture même pour des contraintes inférieures aux limites de rupture

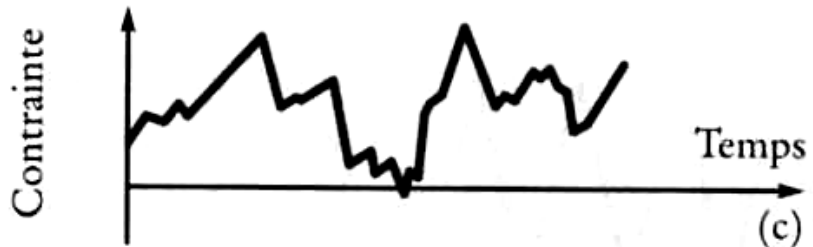
- Sinusoïdale



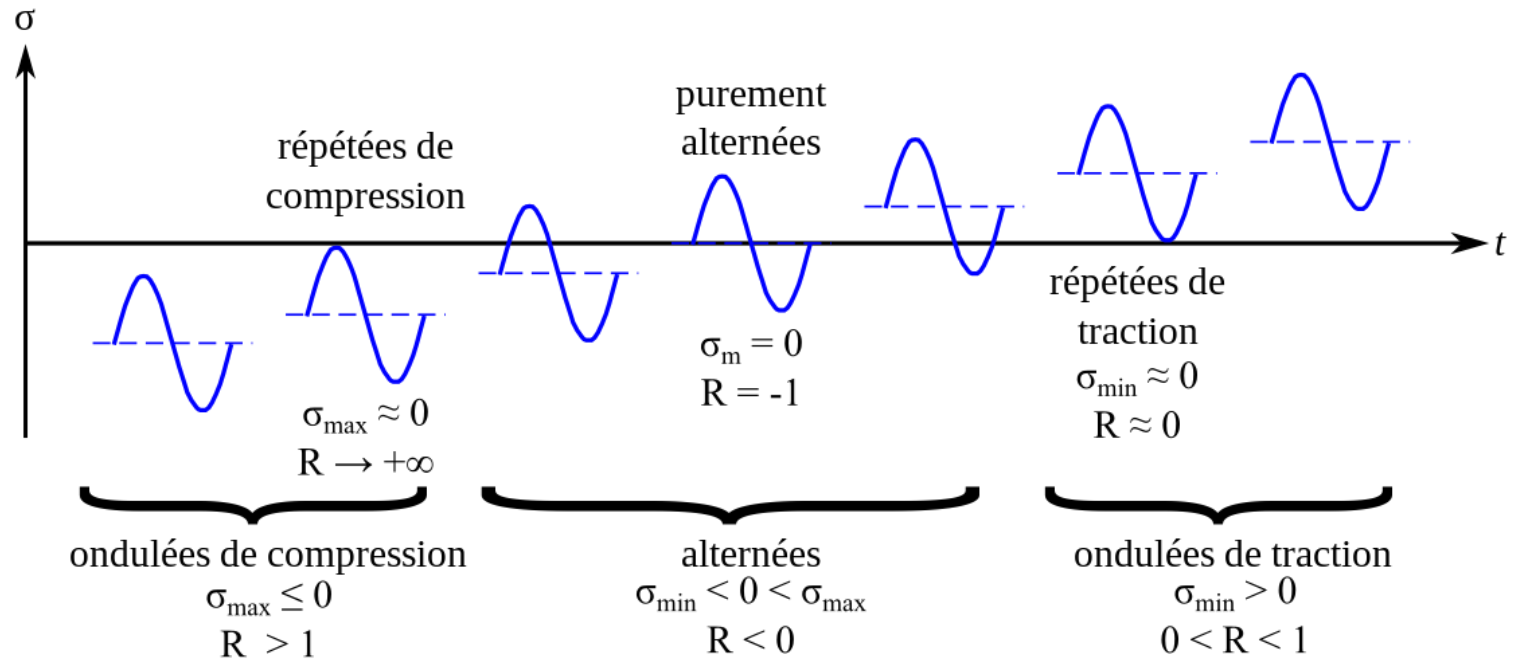
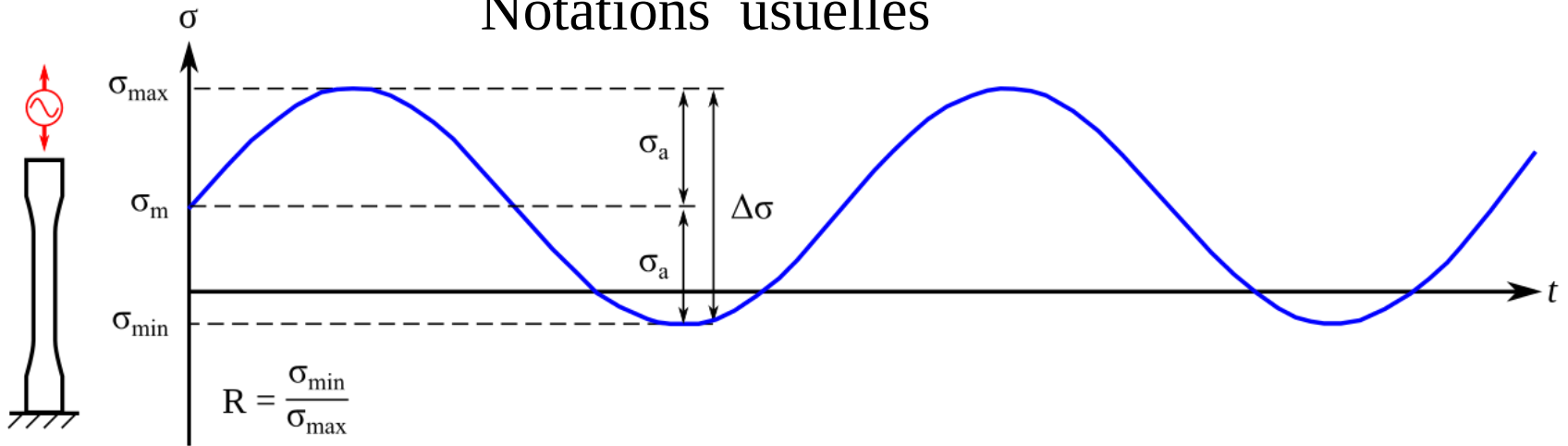
- Périodique



- Aléatoire



# Notations usuelles



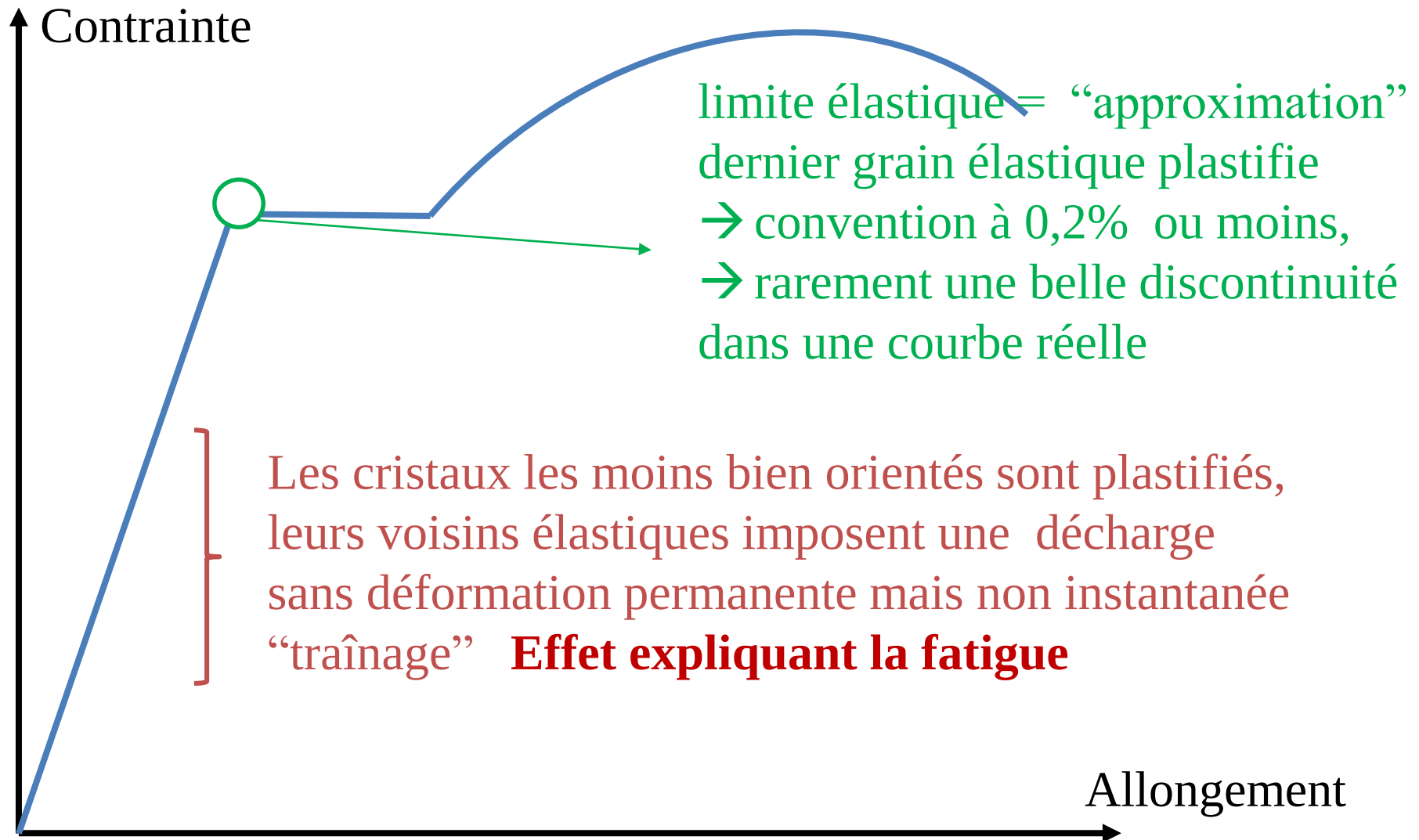


# La fatigue- Caractéristiques

- 4 stades
  - Multiplication des dislocations
    - Hétérogénéité du domaine élastique
    - Effet Bauschinger
  - Formation de microfissures
  - Propagation des microfissures
  - Rupture ductile de la section résiduelle
- Aspect de la rupture

Zone lisse – zone d'arrachement

# Les grains plastifiés → dislocations → des propagations locales de rupture



# Expérience + DDD Discrete Dislocation Dynamics

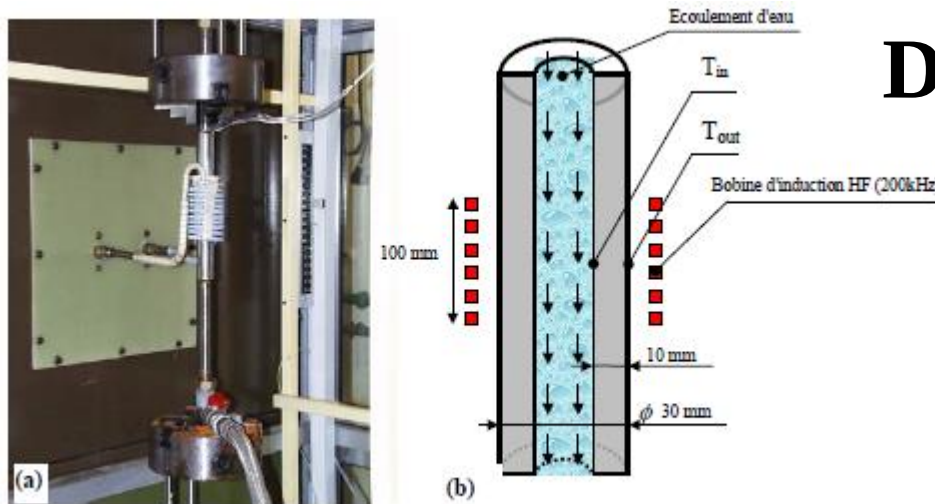


Figure 1: Essai CYTHIA. a- Dispositif expérimental. b- Schéma de principe

Tube chauffé cycliquement par

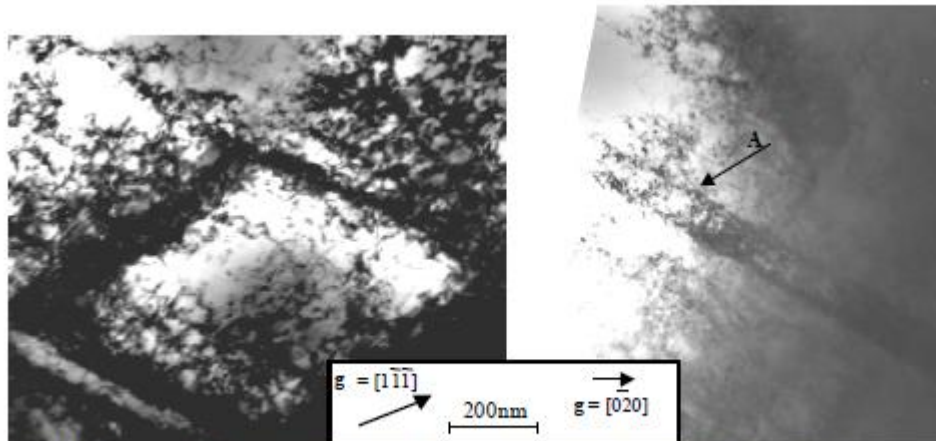
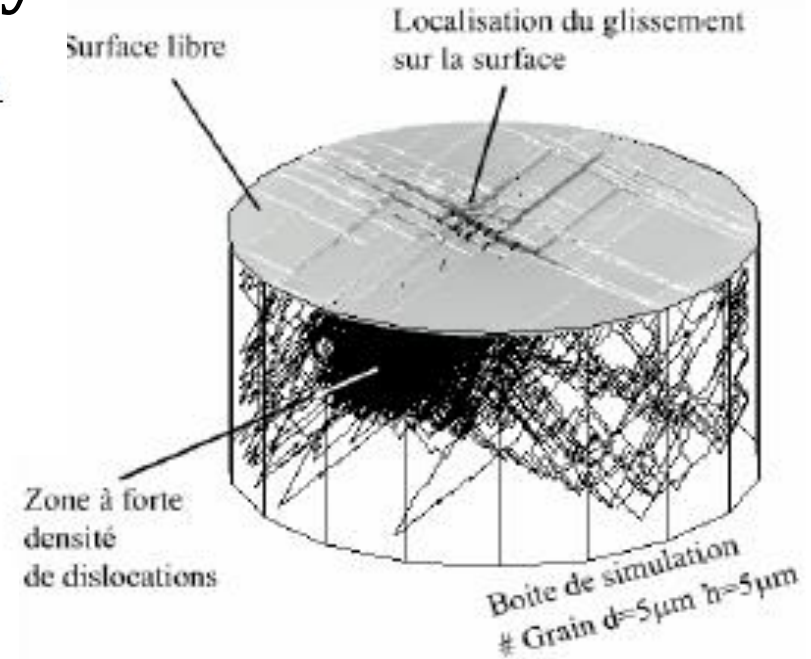
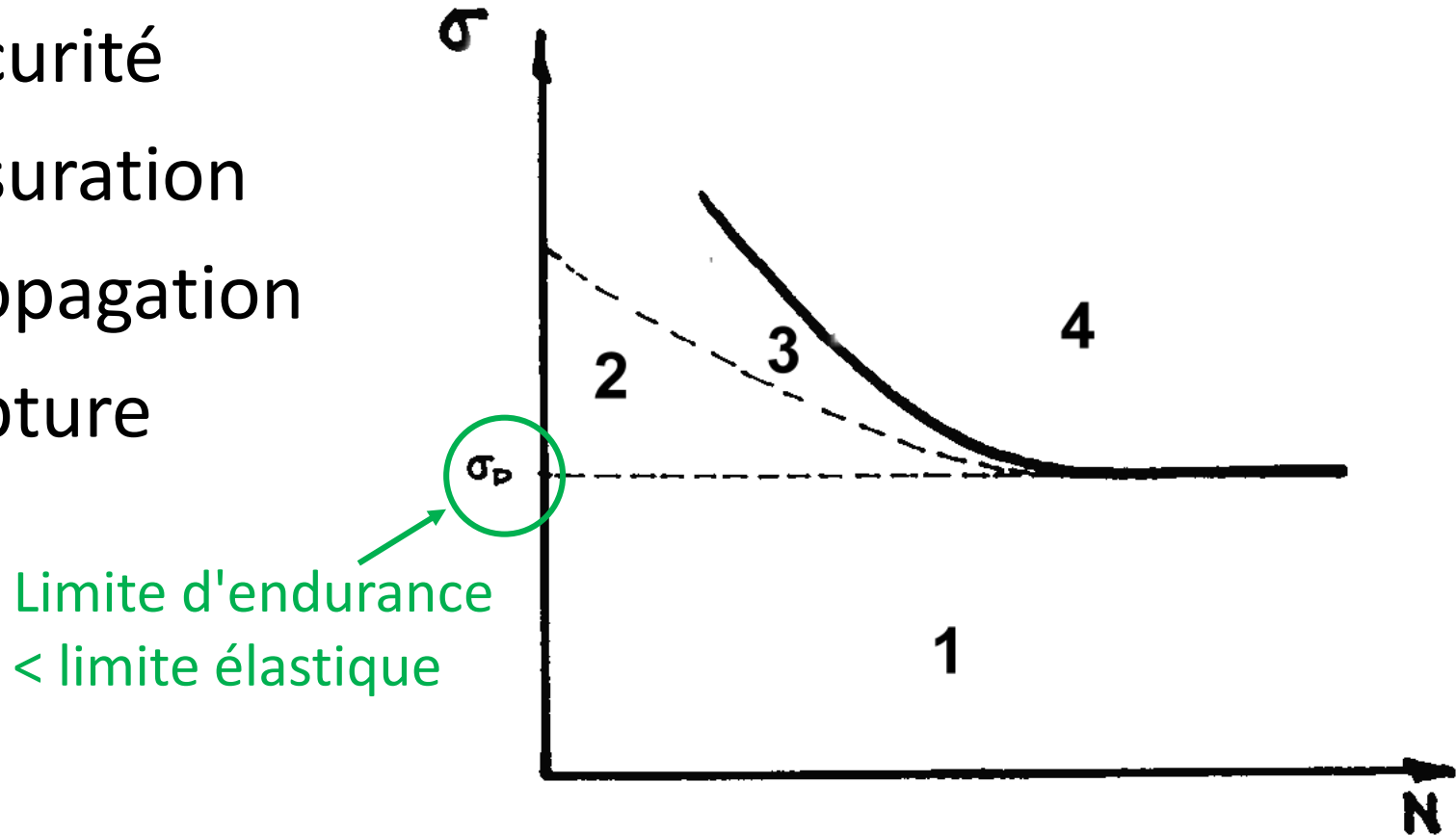


Figure 3: Observations en microscopie électronique en transmission des bandes de glissement intenses dans un grain de surface.

Validation par observation  
microscopie électronique en  
transmission

# Courbe de Wöhler

- 1 sécurité
- 2 fissuration
- 3 propagation
- 4 rupture

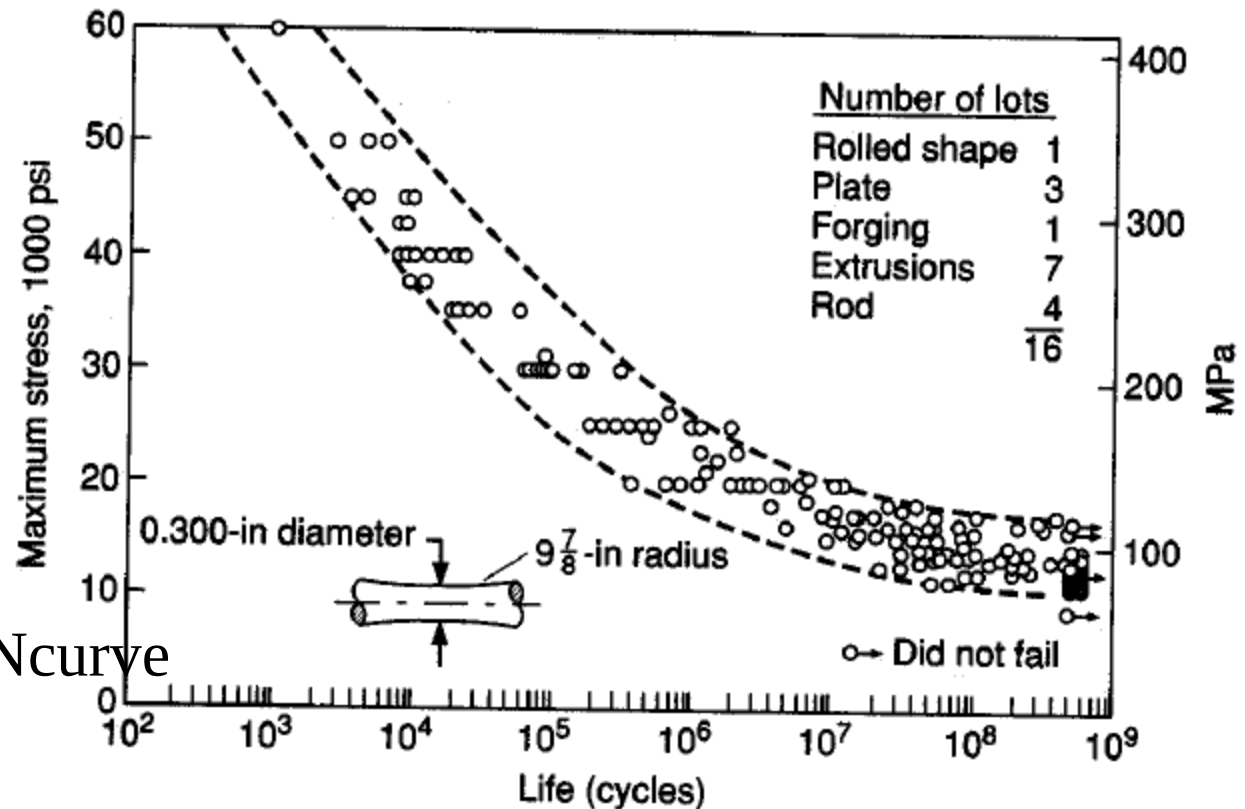


# SN curve simplification

SN curves // linear models in log space

$$S_{Nf} = A (N_f)^B$$

B = slope log-log S-N curve



Sharpe et. al. Fatigue Design of Aluminum Components and Structures . 1996

## 6061-T6 Aluminum Test Data

# SN curve simplification

SN curves // linear models

Miracle



all the technical details in all the steel grades

→ slope = 3, 5

$$S_{Nf} = A (N_f)^B$$

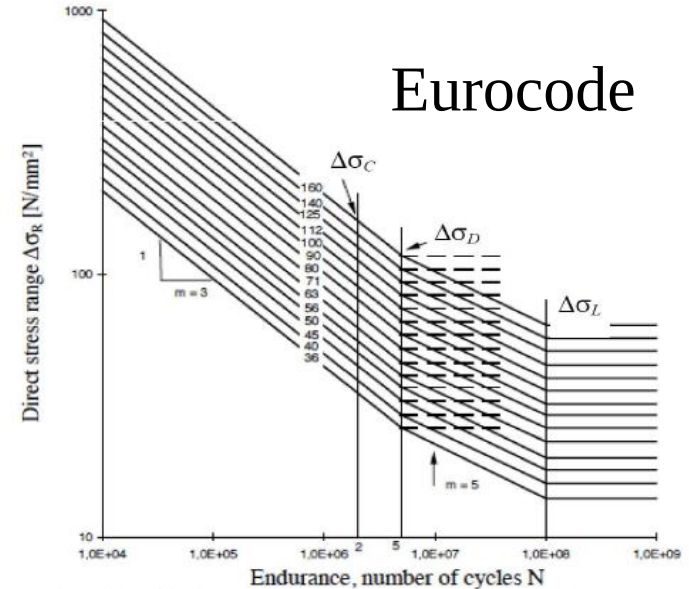
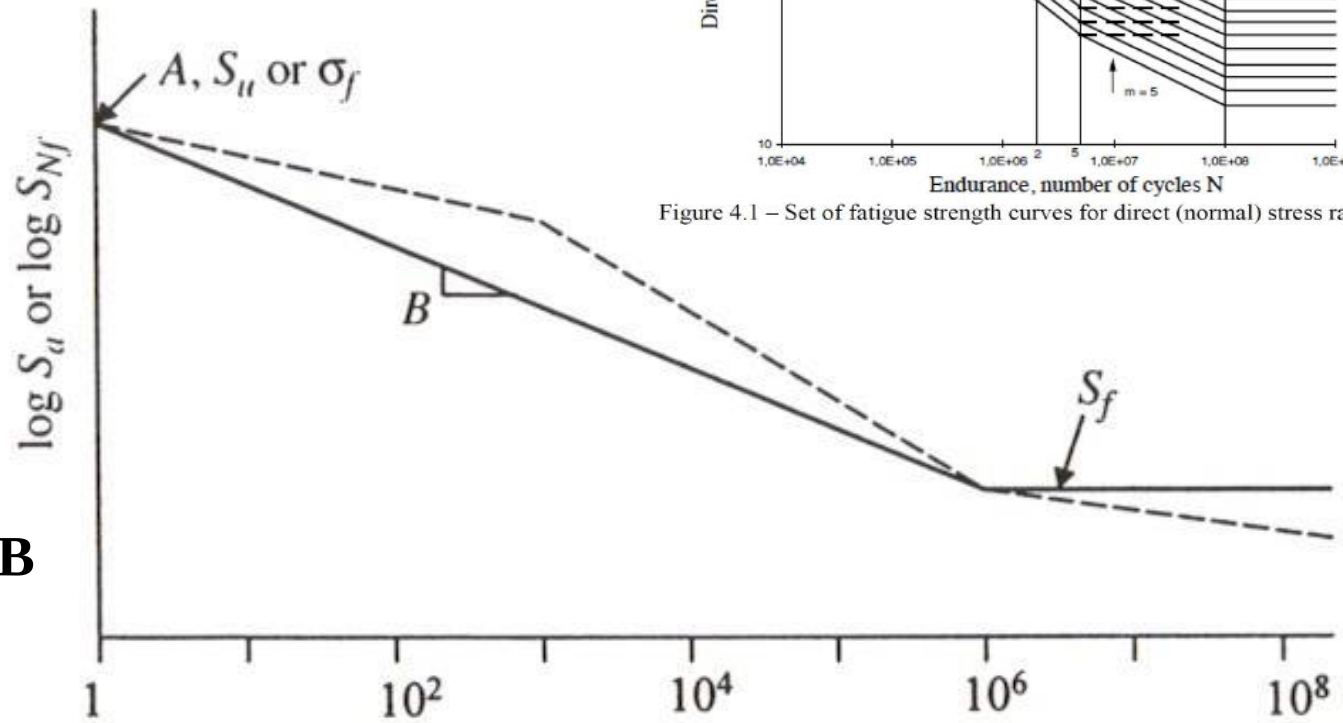
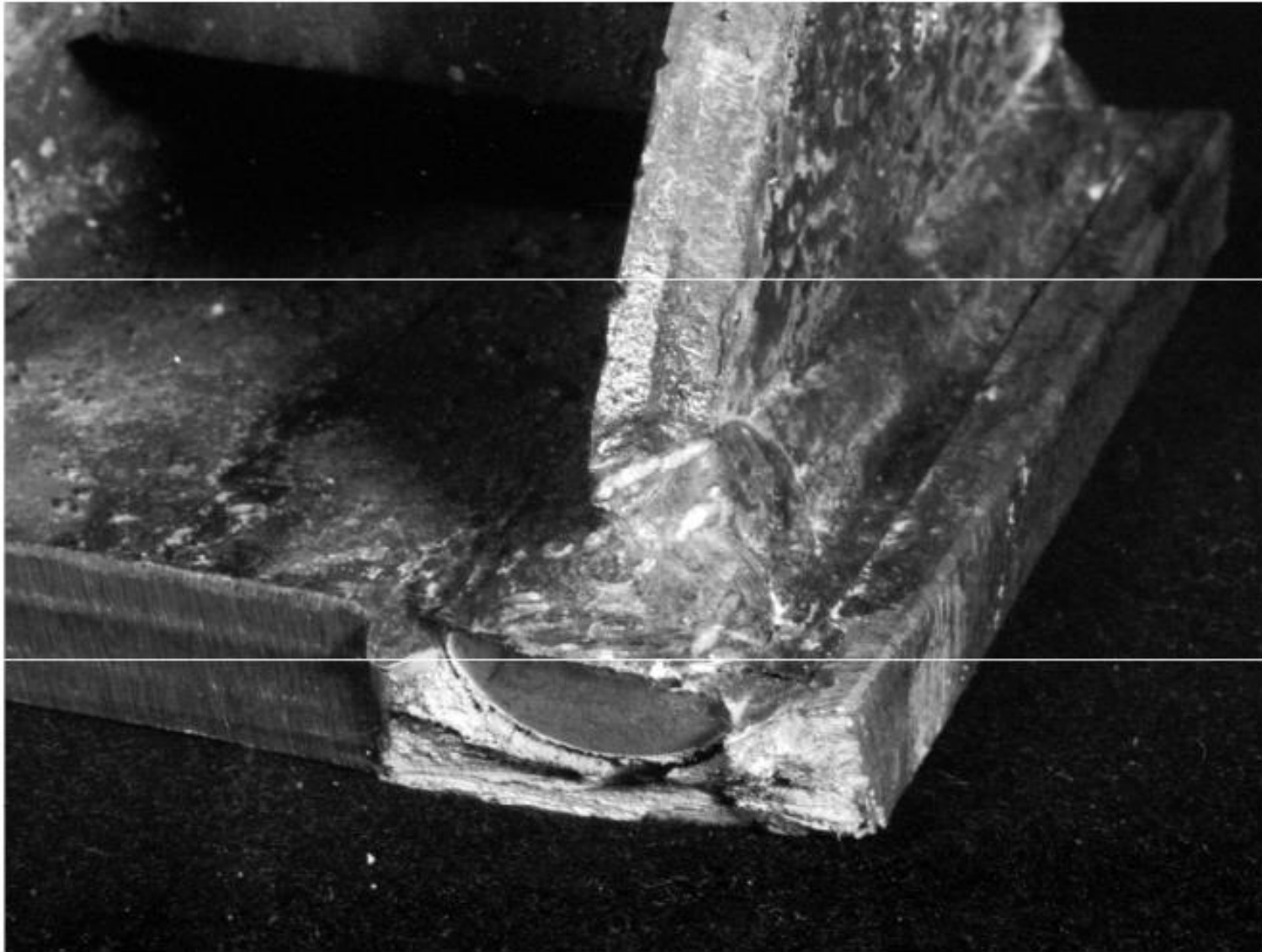
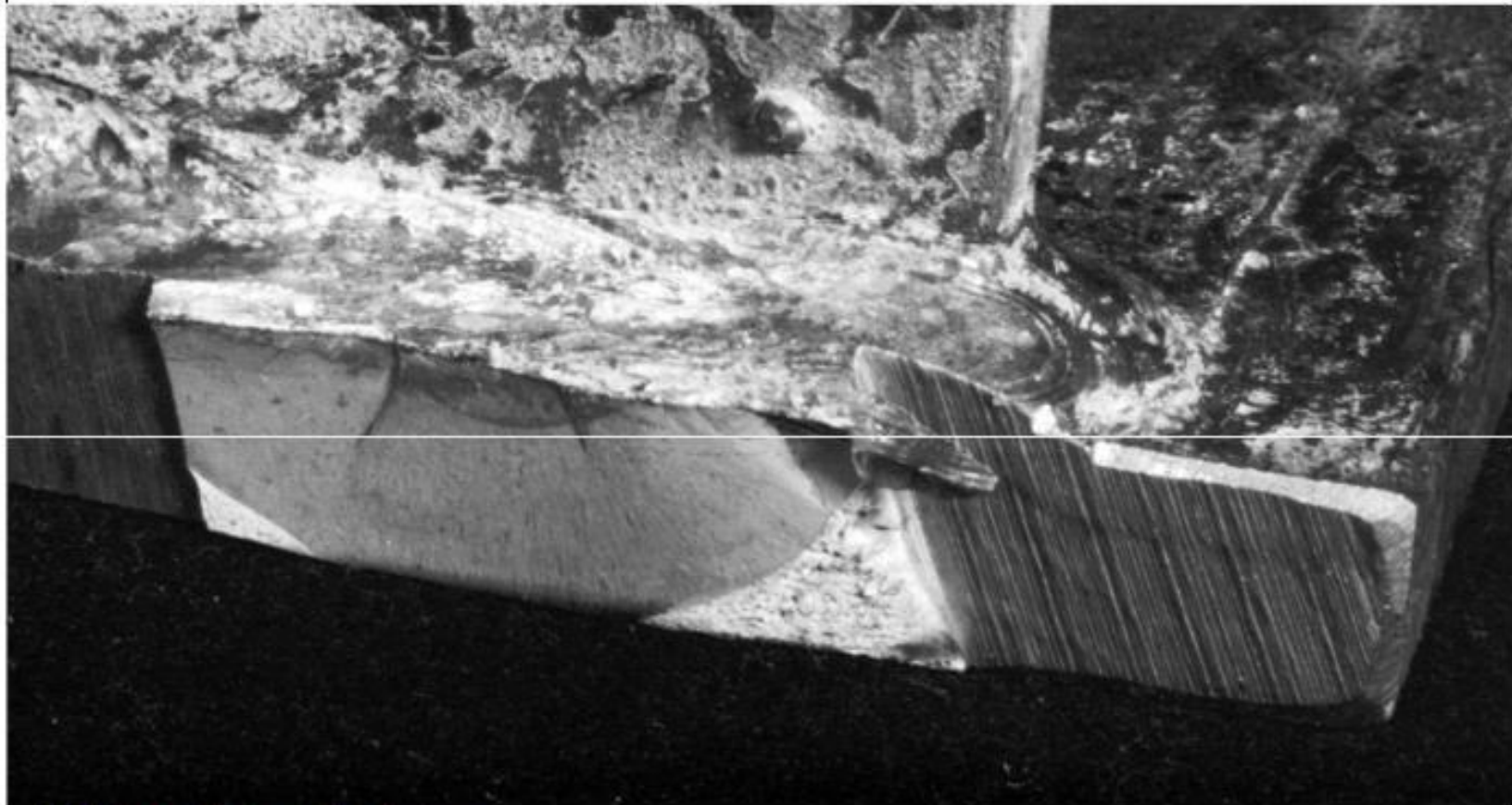


Figure 4.1 – Set of fatigue strength curves for direct (normal) stress ranges

Eurocode



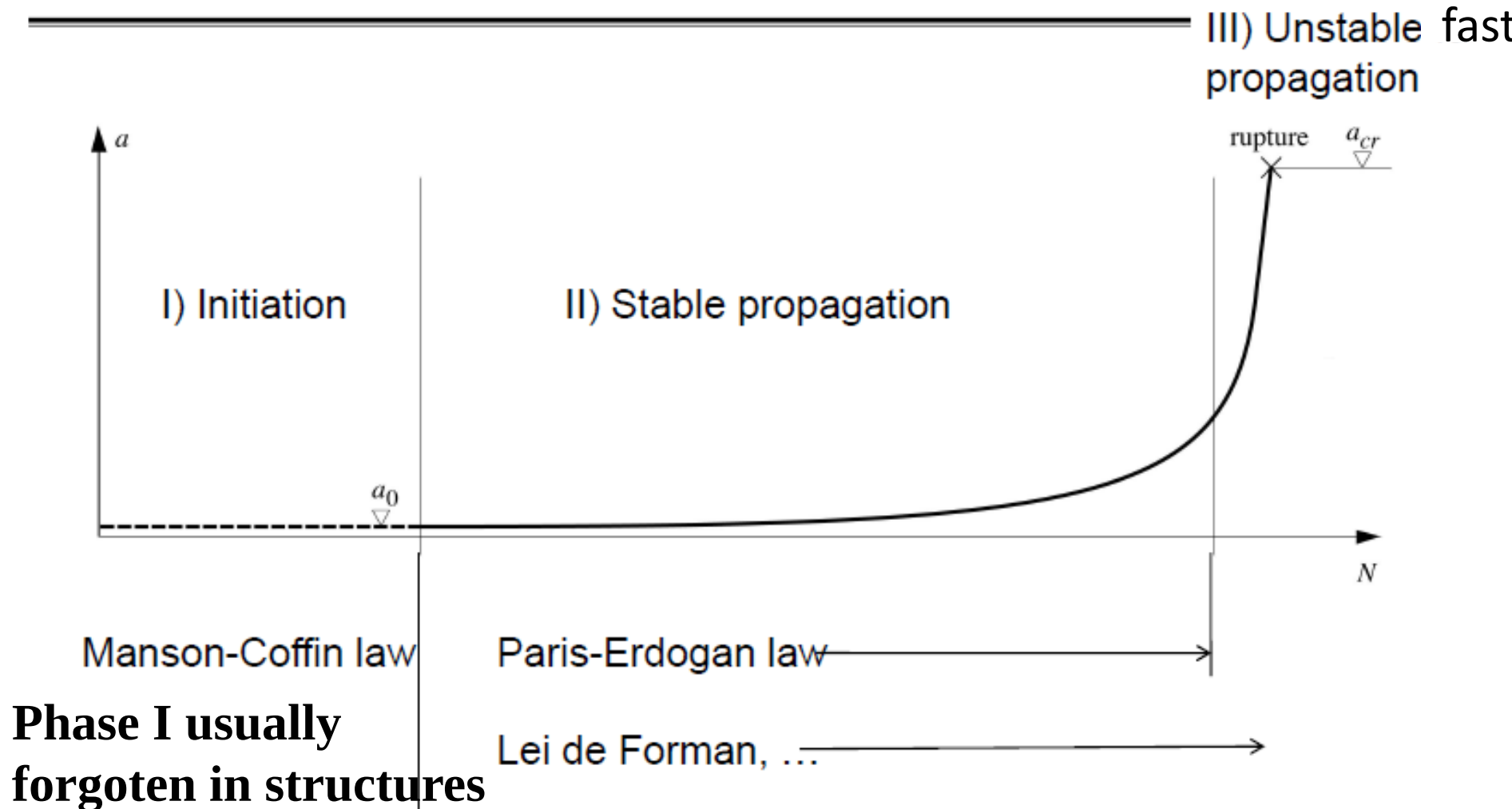




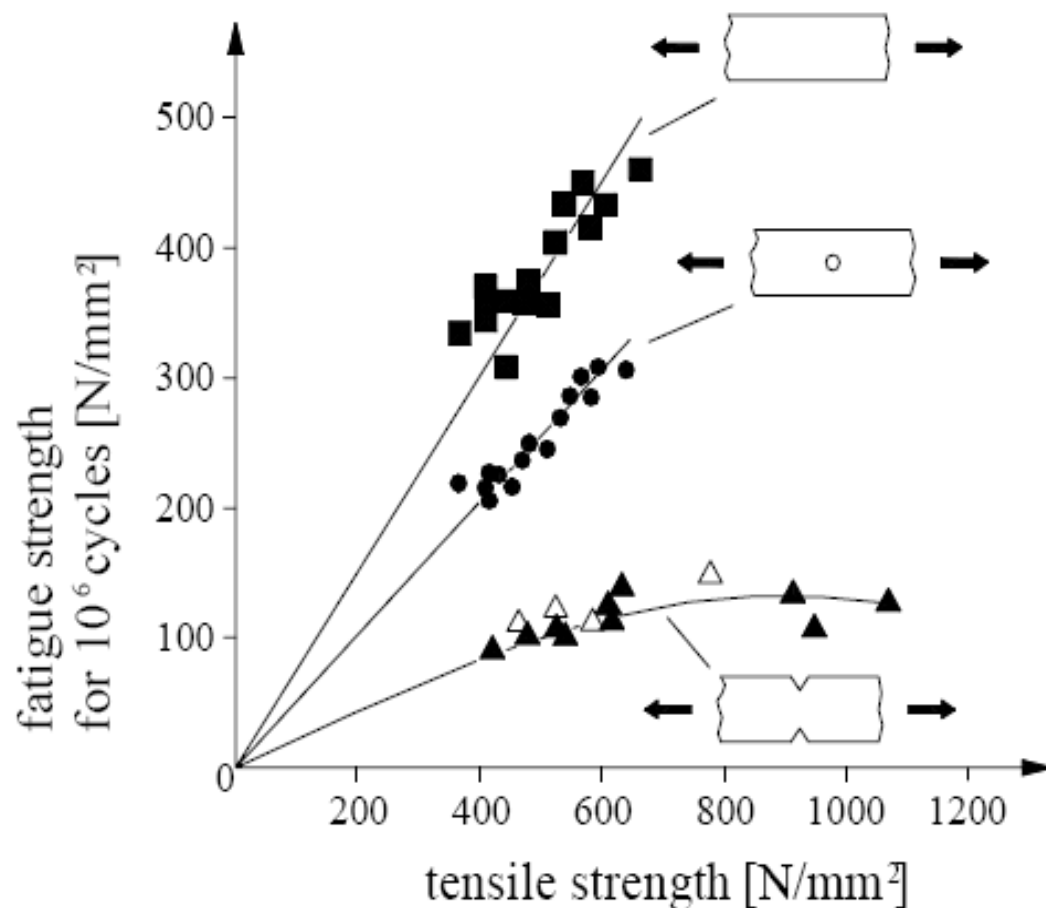
L30 – Fatigue and fracture of steel structures



# Les stades d'une rupture par la fatigue



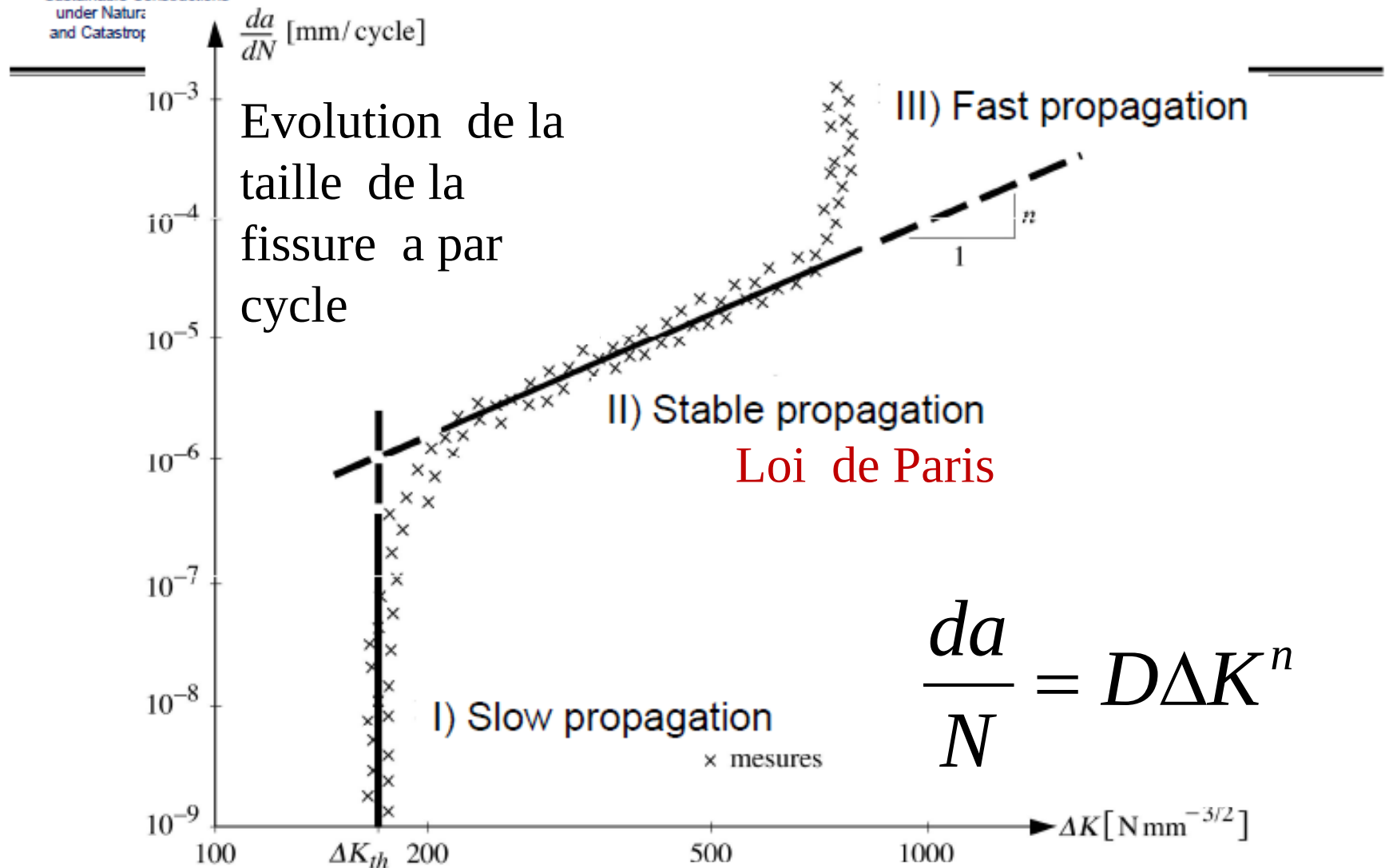
# Rupture pour $10^6$ cycles



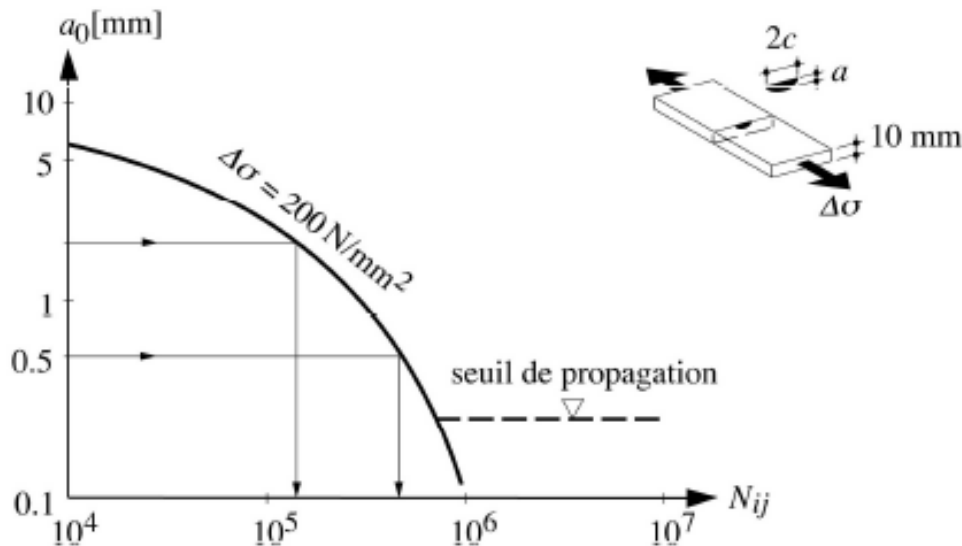
Le phénomène de propagation est indépendant de la nature de l'acier

L'effet des défauts est plus fort si la limite élastique augmente

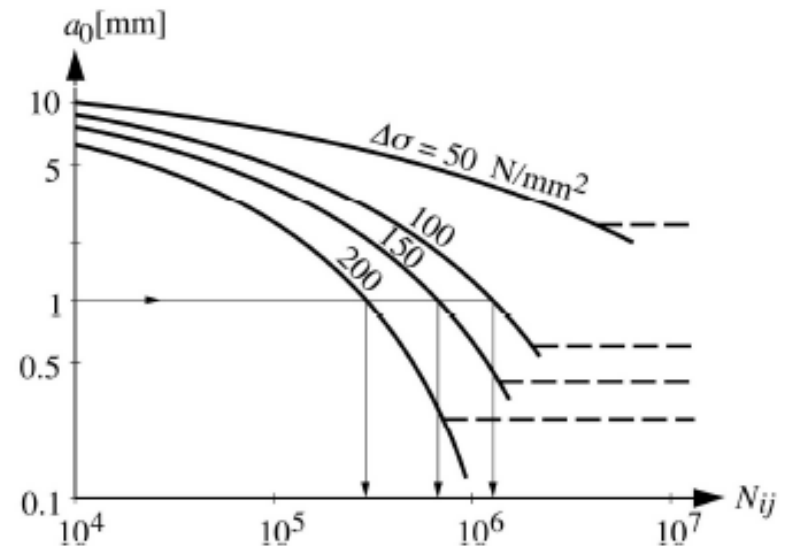
# Loi de Propagation de la fissure



# Paramètres affectant la durée de vie



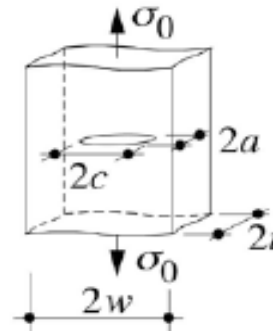
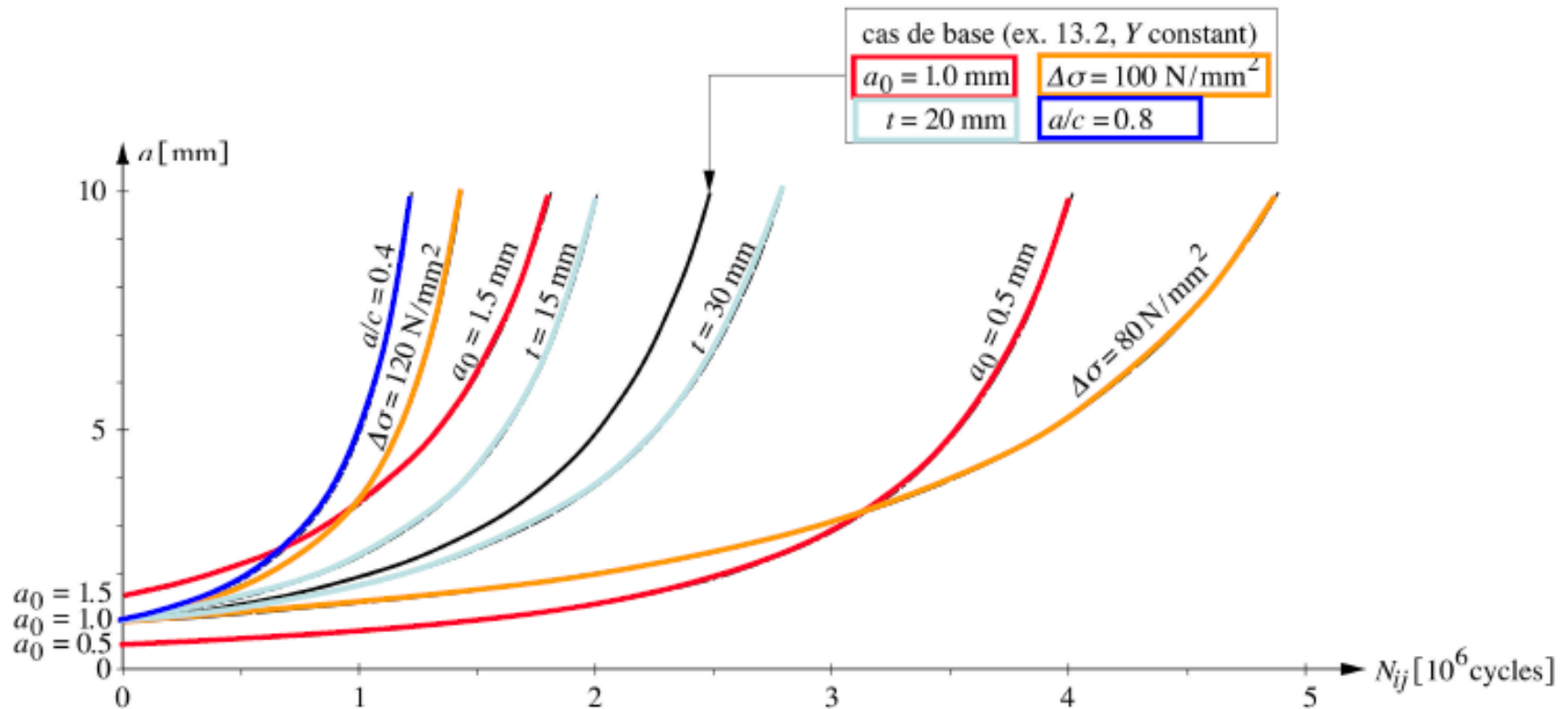
**Effet de la taille de fissure initiale  $a_0$**



**Effet of l'amplitude de la contrainte**

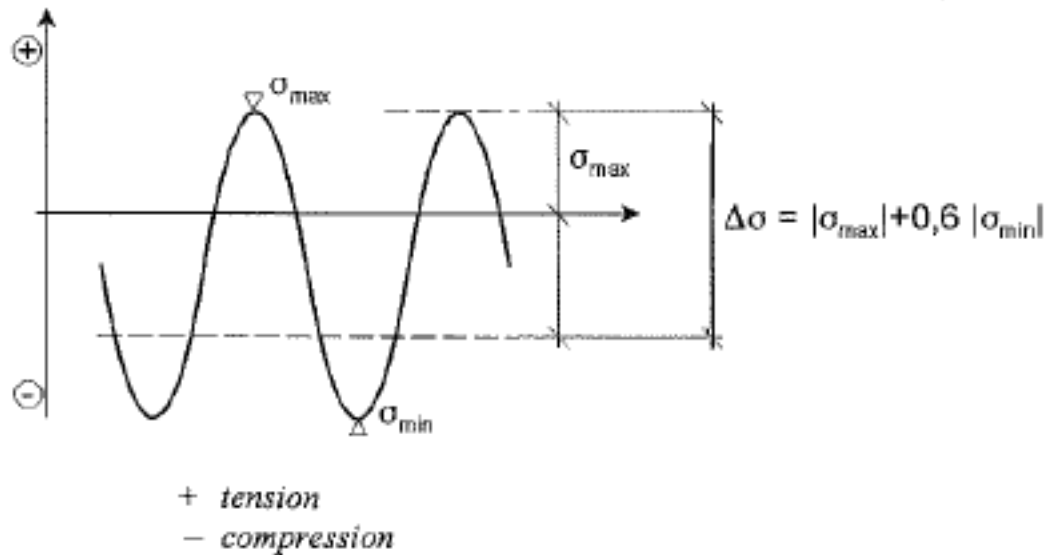
Fonte: *Traité de Génie Civil vol. 10*

# Comparaison de différents effets



Fonte: Traité de Génie Civil vol. 10

# Effect of mean stress $S_m$



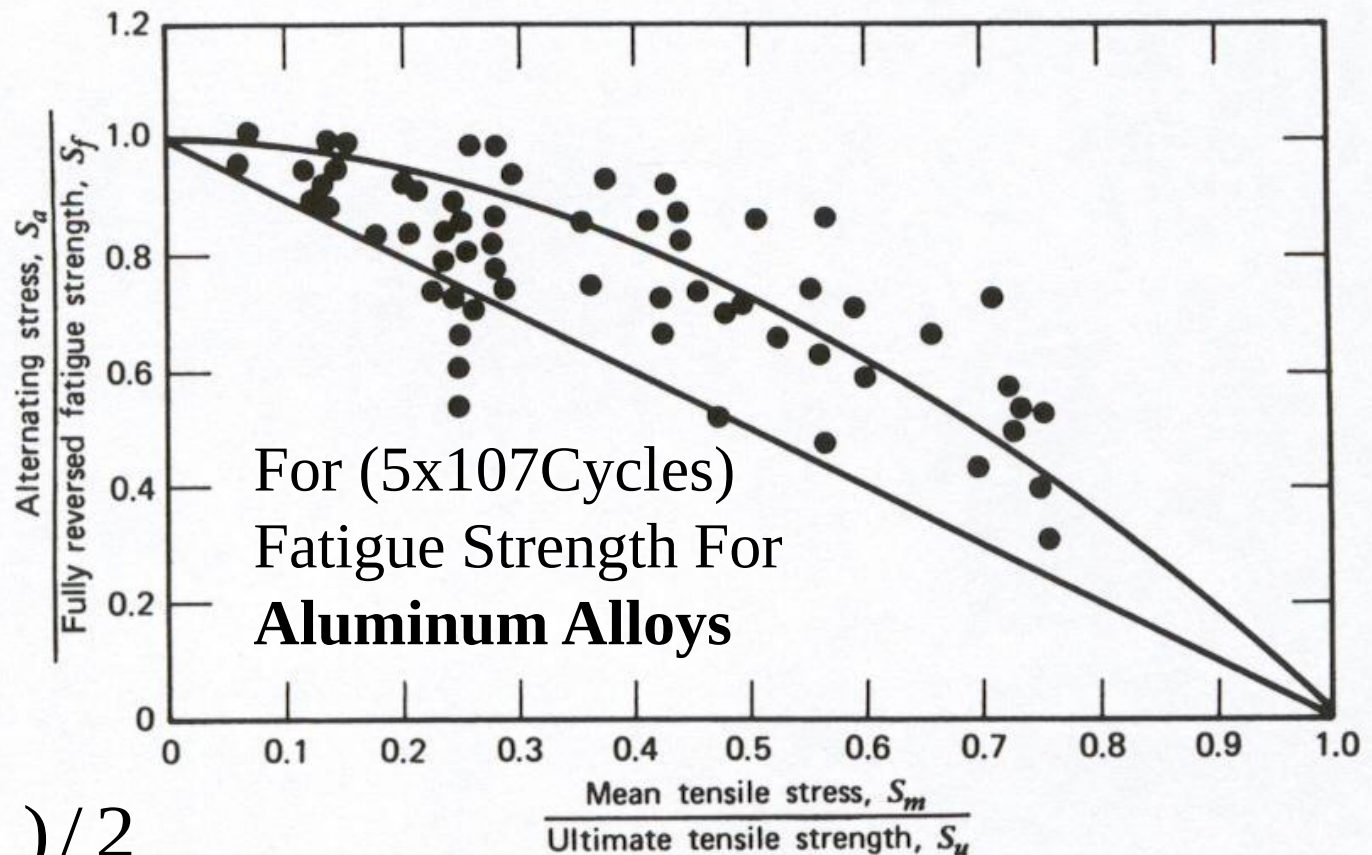
$$S_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2$$

# Effect of mean stress $S_m$

Gerber  
Goodman  
Morrow  
Soderberg

...  
models

to predict  
the  
phenomena



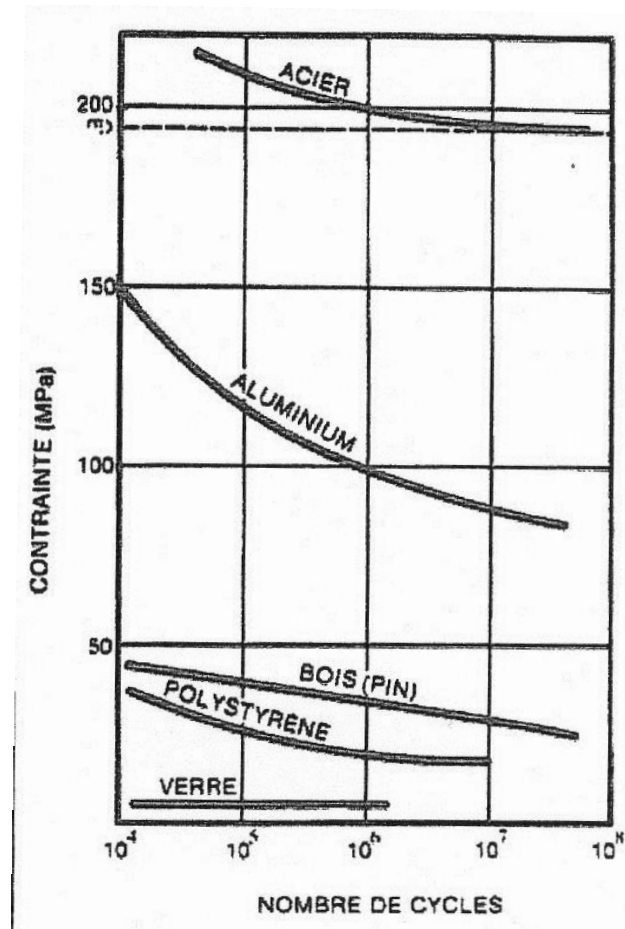
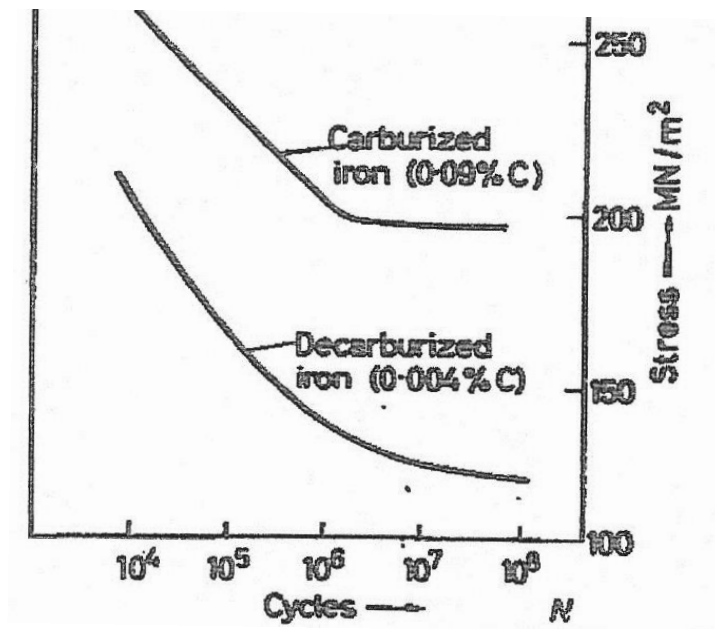
(b)

$$S_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$$

$$S_f = \text{fatigue limit for } S_{\max} = -S_{\min}$$

# Influence du matériau

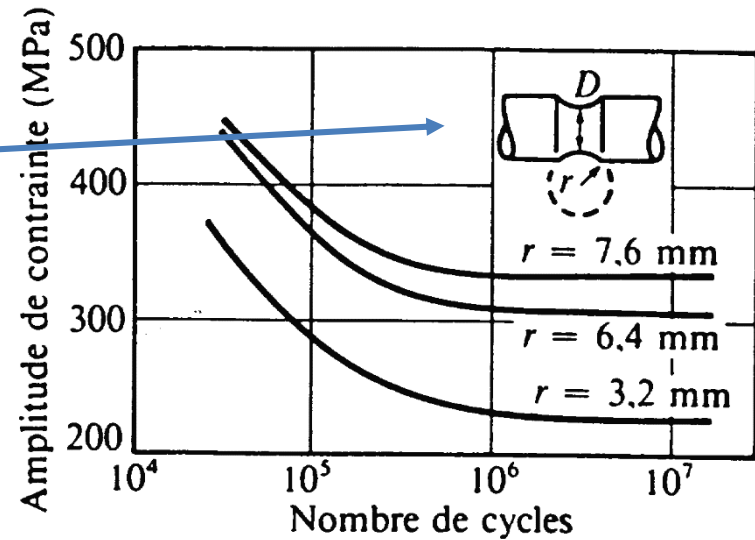
- Tous les matériaux ne présentent pas une limite d'endurance!



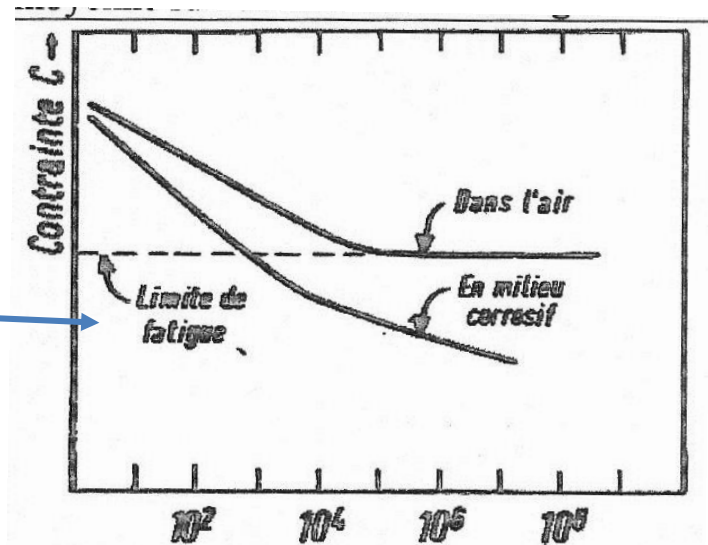


# Facteurs externes

- Concentration de contraintes



- Agressivité du milieu.



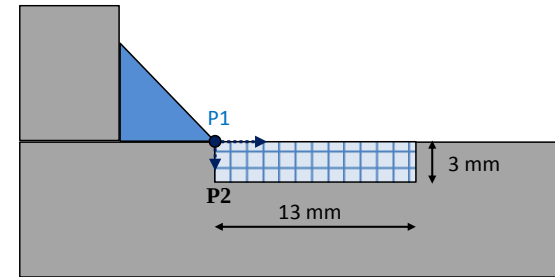
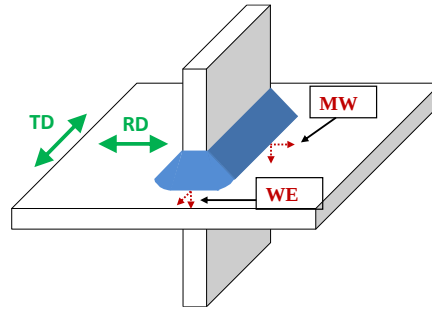
# Mesure de contraintes résiduelles - Soudures Post traitées

- 3 geometries: G1, G2, G3
- 3 cases: PIT, TIG remelting, no post-treatment
- 2 positions: Mid-weld (MW), weld edge (WE)
- 2 directions: RD, TD

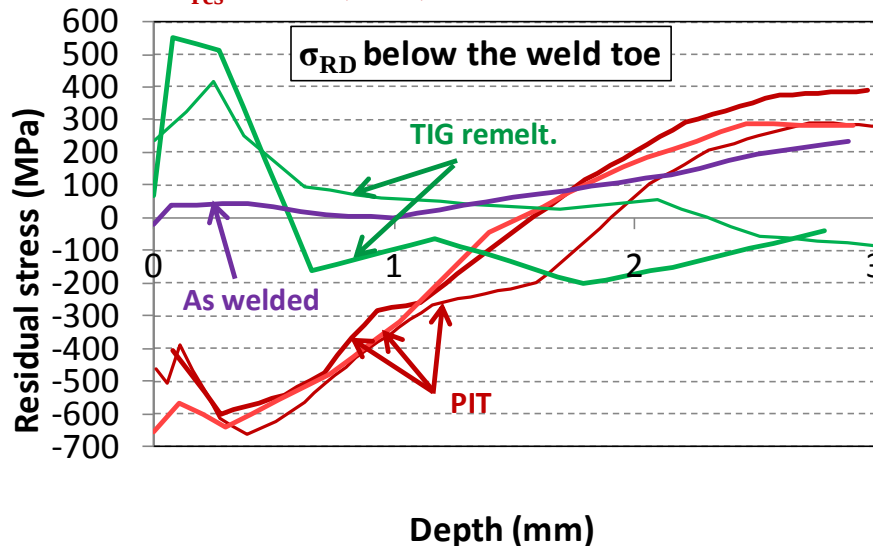


## Welding & post-treatment effects:

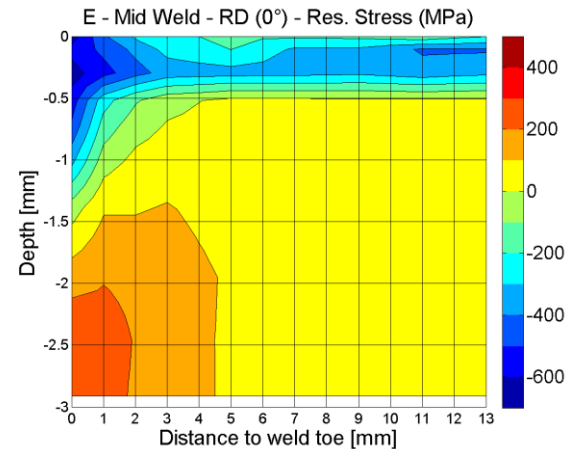
- up to depth  $\approx 3-4$  mm
- up to weld toe distance  $\approx 6-7$  mm



## $\sigma_{res}$ at MW, RD, between P1 & P2



## $\sigma_{res}$ at MW, RD, PIT



# Campagne de tests de fatigue illustrant les paramètres modifiant la tenue en fatigue (OPTIBRI Uliège European project 2017)

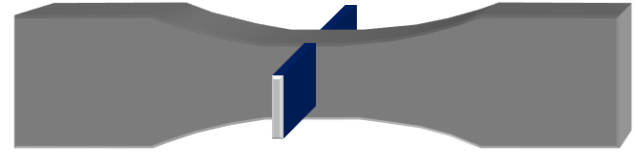
Small samples



Plates



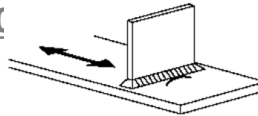
Welded plates + PIT or Tig rem. or nothing



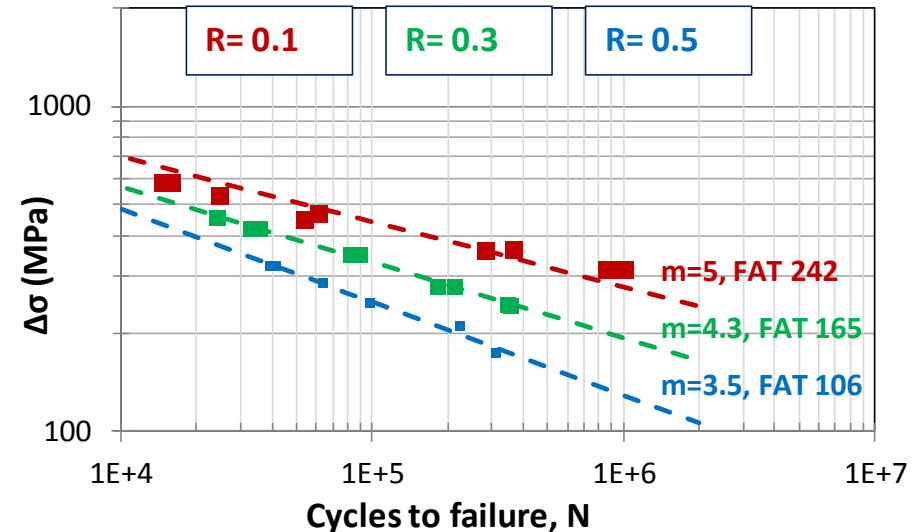
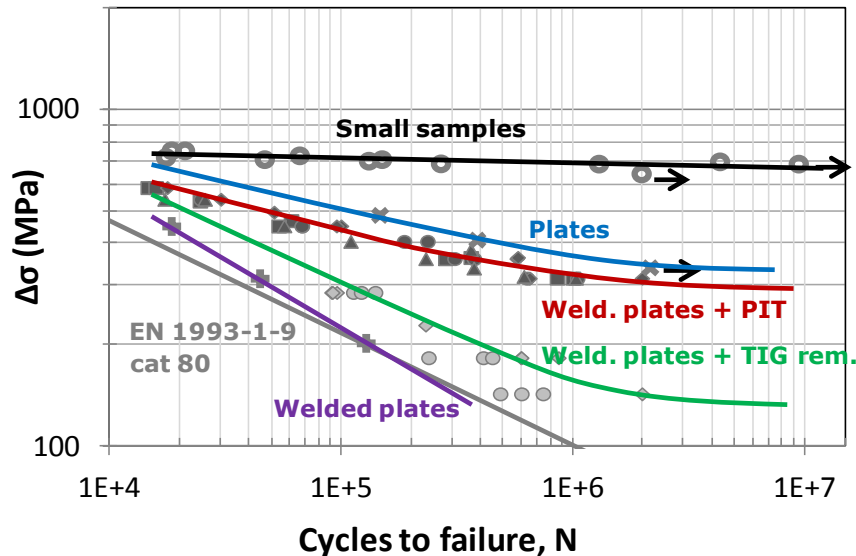
## Effet de:

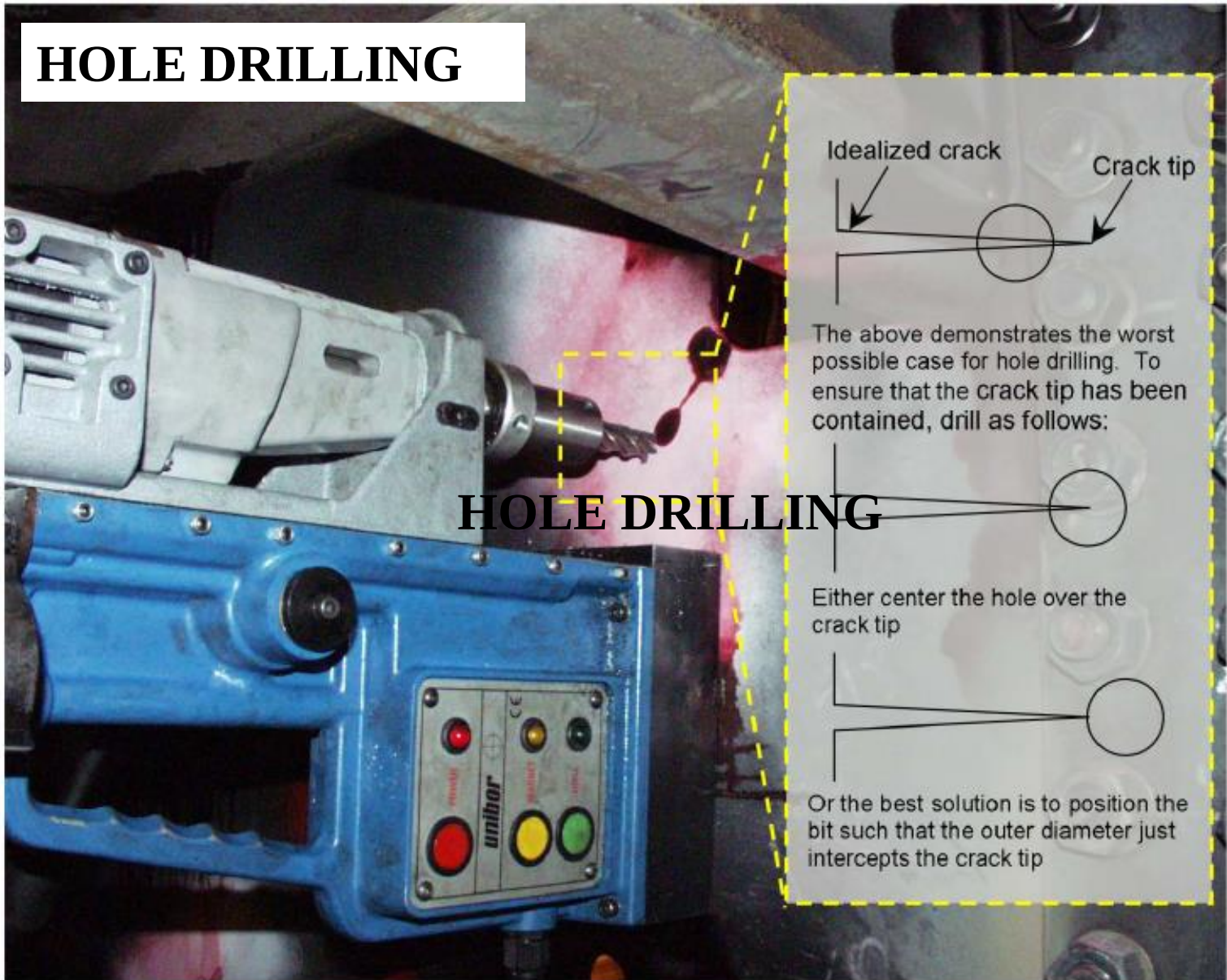
- taille, état de surface
- welding (HAZ,  $\sigma$  concentration,  $\sigma_{res}$ )
- post-treatment (PIT or TIG rem.)

Comparaison avec EN 1993-1-9 cat 80



## Effet de la contrainte moyenne (cas PIT)





Crack tip identification with red dye penetrant and proper drill bit placement.