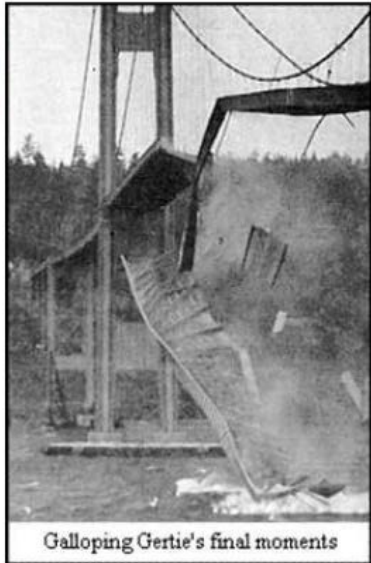

Mécanismes et Mécanique de la Rupture

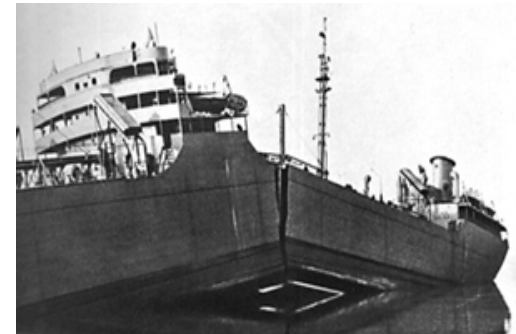


Anne-Laure HELBERT

ICMMO, UMR 8182

Bât. 410, Université Paris-Sud, Orsay

Tel: 01 69 15 47 85



Chapitres :

- I. Introduction
- II. Mécanique de l'endommagement
- III. Ductilité- fragilité
- IV. Mécanique de la rupture
- V. Fatigue des métaux
- VI. Fluage des métaux

I-Introduction

- Ce cours vise à donner les connaissances nécessaires pour prévoir les ruptures dans les constructions industrielles.
- Pour cela, il faut décrire convenablement les ruptures, d'une façon qualitative, c'est-à-dire au niveau des **processus** de rupture, mais aussi d'une façon quantitative, en donnant la **taille** des défauts tolérables ou les **charges** maximales admissibles.

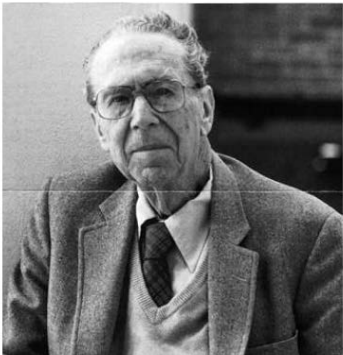


- En 1920, **A.A. GRIFFITH** a étudié
 - les défauts qui amorcent la rupture, dans le verre ou dans des matériaux analogues, et qui sont, en particulier les bulles incluses dans la pâte.
 - l'énergie nécessaire pour créer une nouvelle surface, au niveau de la cassure.



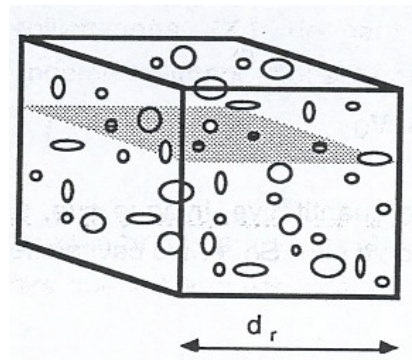
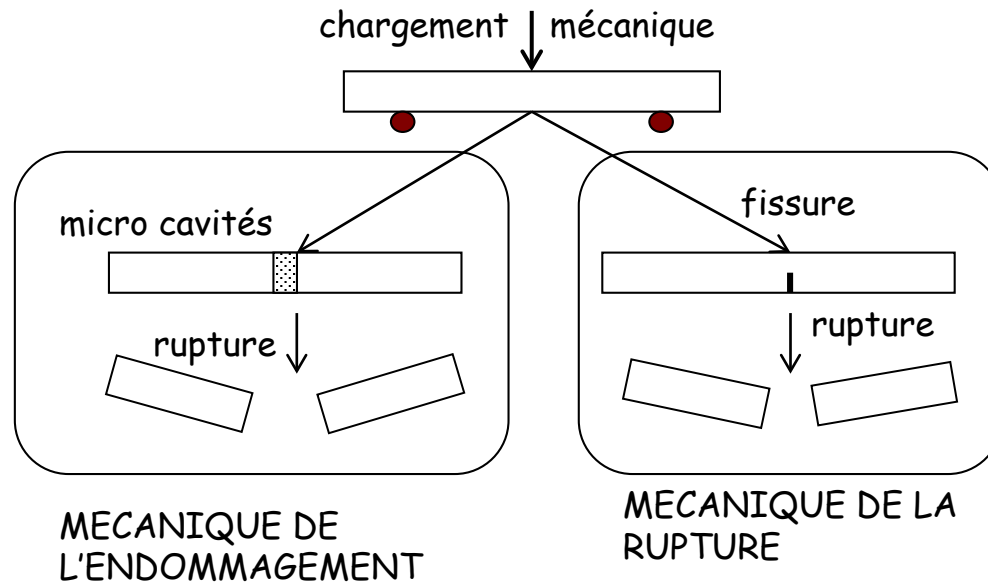
- En 1940, **G. IRWIN** a travaillé sur
 - la rupture fragile des aciers, puis il a amélioré le modèle de GRIFFITH. C'est ainsi qu'est née la mécanique de la rupture qui considère à la fois les caractéristiques intrinsèques du matériau (métallurgie, etc.) et les aspects mécaniques (charges appliquées, etc.).

IRWIN 1907-1998



- Ces modèles sont très déterministes. Mais il existe une autre approche, telle celle de **G. WEIBULL** (1939), qui considère qu'une rupture est un phénomène probabiliste. Dans ce cours, le choix a été fait de ne pas développer ces modèles probabilistes qui nécessitent un long développement mathématique.
- Les modèles explicatifs de la rupture se classent maintenant en deux grandes familles complémentaires : la mécanique de l'endommagement et la mécanique de la rupture.

- **Endommagement : dommage homogénéisé**
 - Solide + sollicitation => cavités (irréversibles). Ex : décohésions aux interfaces inclusions/matrice
 - Conséquence : modification de la loi de comportement, baisse des propriétés mécaniques. On considère que les cavités ne supportent pas l'effort (défauts de taille négligeable).
- **Rupture : défaut de la taille de l'EVR** (élément de volume représentatif)
 - Présence de fissures (défauts créés par plasticité ou endommagement, coalescence de cavités,...) qui atteignent des valeurs critiques => rupture.
 - Conséquence : modification des champs de contraintes en pointe de fissure.



II- Mécanique de l'endommagement

Section efficace :

$$S_{eff} = S_0 (1 - D)$$

Contrainte effective :

$$\sigma_{eff} = \frac{F}{S_{eff}} = \frac{F}{S_0} \frac{S_0}{S_{eff}} = \sigma_{ij} \frac{1}{1 - D}$$

En élasticité :

Si on écrit que la contrainte et la déformation restent les mêmes, qu'un matériau soit sain ou endommagé, mais que l'endommagement modifie la raideur, l'équation devient :

$$\sigma_{ij} = \sigma_{eff} (1 - D) = c_{ijkl} (1 - D) \varepsilon_{kl} \quad \text{et} \quad c_{ijkl}^D = (1 - D) c_{ijkl}$$

En traction simple :

$$E^D = (1 - D)E \quad \text{Relation de KACHANOV- RABOTNOV}$$

En élasto-plasticité :

Lois de comportement plus complexes, on remplacera la contrainte par la contrainte effective.

III- Ductilité - Fragilité

III-1 Introduction

III-2 Rupture par clivage

III-3 Rupture ductile

III-4 Transition ductile-fragile

III-1 Introduction

Modes de rupture des matériaux : il y a plusieurs types de classification.

Classification 1:

- * rupture fragile = absence de plasticité.
- * rupture ductile = présence de plasticité précédente ou concomitante à l'endommagement.

Contre exemple: caoutchouc pur, classé dans les matériaux fragiles car pas de plasticité.

Classification 2:

- * rupture fragile est pilotée par la plus grande contrainte principale.
- * rupture ductile est pilotée par le déviateur des contraintes et la triaxialité.

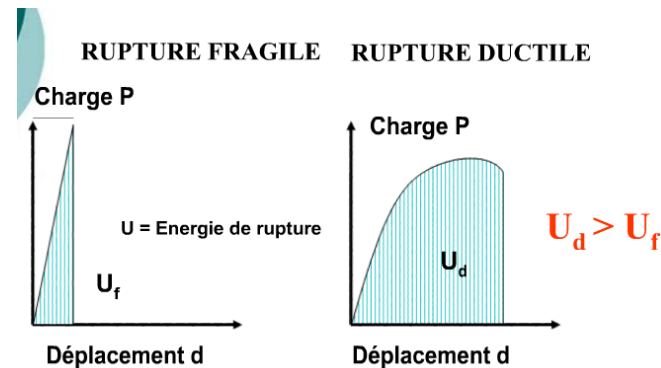
Contre exemple: polymères rangés dans les matériaux fragiles car l'endommagement apparaît perpendiculairement à la plus grande contrainte principale. Ancienne classification (1940-50), difficulté de classer les nouveaux matériaux.

Classification 3: Finale ...

Considérations plus microscopiques :

- * rupture fragile = clivage, séparation des plans atomiques. Basse énergie de rupture.
- * rupture ductile = ruine plastique: **écoulement complet** du matériaux (cas des matériaux purs) ou **ruine ductile à cupules**. Forte énergie de rupture.

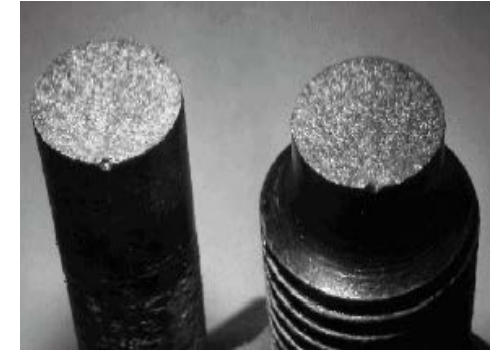
Contre exemple: certains amorphes sont fragiles, mais ne clivent pas...



III-2 Rupture par clivage

Clivage dans solides cristallins: métaux, céramiques...

Dans les verres ou dans les bétons, dans les polymères, la rupture se produit de façon analogue, bien que son plan ne suive pas de directions cristallographiques puisqu'elles n'existent pas.



Clivage = séparation des plans atomiques denses à l'intérieur des grains.

Structure	plan de clivage	quelques matériaux correspondants
cubique centré	{100}	aciers ferritiques, Mo, W, Ta ...
cubique à faces centrés	{111}	très rarement observé
hexagonal	{0001}	Be, Mg, Zn, Ti, graphite
diamant	{111}	C diamant, Si, Ge
NaCl	{100}	NaCl, LiF, MgO, AgCl ...
ZnS	{110}	ZnS, BeO...
CaF ₂	{111}	CaF ₂ , UO ₂ , ThO ₂ ...



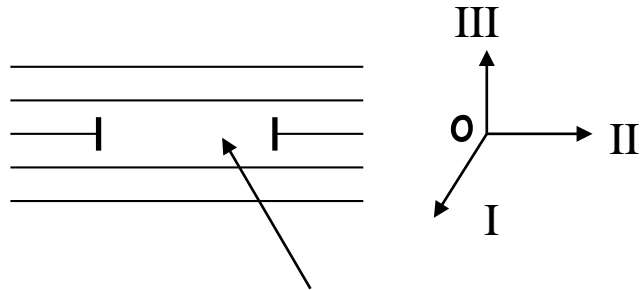
Tableau 2.II. Plans de clivage

•Remarques: Clivage:

- Pas de clivage pour les CFC : car plus de systèmes de glissement indépendants et cission critique plus faible entraînent une plus grande mobilité des dislocations.
- Rupture sans plasticité: $Re = Rm$

III-2-1 Force motrice du clivage

Comme le clivage = séparation des plans atomiques alors utilisation d'une analogie pour effectuer les calculs: la boucle lacunaire de dislocation coin.



Amorce de clivage = boucle lacunaire dans le plan (x0y)

Soit le tenseur des contraintes dans le repère principal:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{III} \end{pmatrix}$$

La ligne de dislocation est contenue dans le plan x0y

$$\vec{L} = \begin{pmatrix} X \\ Y \\ 0 \end{pmatrix} \text{ et vecteur de Burgers } \vec{b} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ b_z \end{pmatrix}$$

Pour avoir propagation du clivage, il faut agrandir la boucle donc avoir une force sur la boucle contenue dans le plan x0y.

La force qui agit sur la dislo est :

$$\vec{F} = \underline{\underline{\sigma}} \cdot \vec{b} \wedge \vec{L} \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{\sigma}} \cdot \vec{b} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ \sigma_{III} b_z \end{pmatrix}$$

D'où

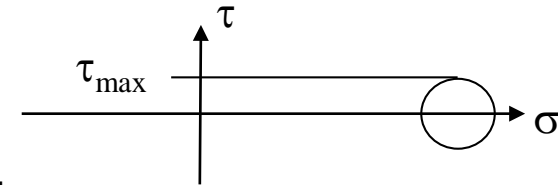
$$\vec{F} = \underline{\underline{\sigma}} \cdot \vec{b} \wedge \vec{L} = \begin{pmatrix} -\sigma_{III} b_z Y \\ \sigma_{III} b_z X \\ 0 \end{pmatrix}$$

La force est toujours dans le plan x0y mais dépend de σ_{III} c'est à dire de la composante normale au plan de la boucle (donc au plan de clivage).

Par extension, c'est un mode qui prendra place par décohesion des plans orthogonaux à la plus grande contrainte principale → rupture fragile.

La rupture fragile est donc favorisée par des trajets de chargement présentant peu de plasticité:

- faible déviateur
- caractère hydrostatique fort (σ_m grand) → forte triaxialité = σ_m / σ_{equ}



III-2-2 Nucléation et propagation du clivage

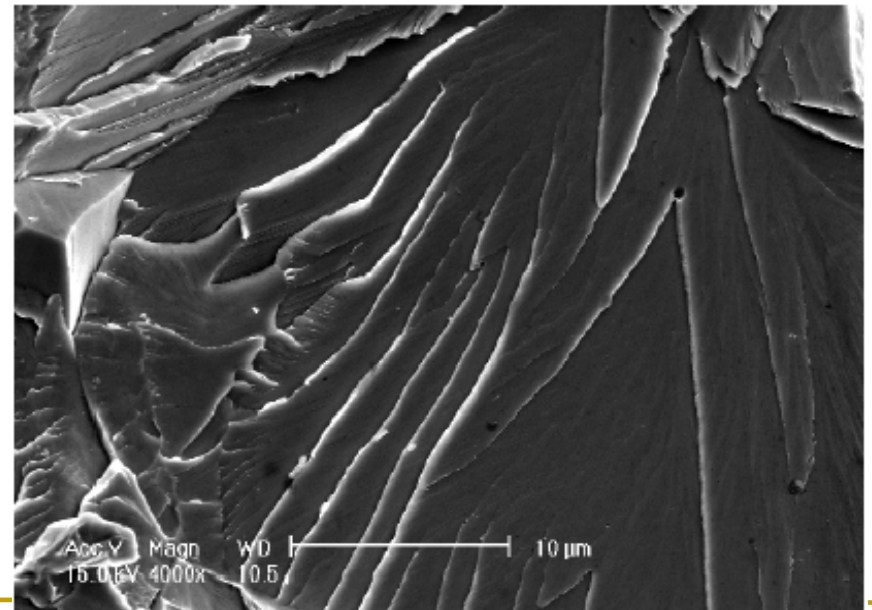
Le clivage = problème de germination.

Très grande contrainte pour amorçage + propagation rapide.

On peut calculer l'énergie, ou la contrainte théorique de clivage dans un monocristal (cela correspond à la création de nouvelles surfaces). Cette contrainte théorique est bien plus élevée que la contrainte qu'on mesure expérimentalement → nécessité d'avoir une concentration de contraintes locale (amplification) produite:

- soit de manière extrinsèque. Le trajet de chargement du type hydrostatique (pas de plasticité)
- soit intrinsèque au matériau. Amorçage sur des défauts comme : empilements de dislocations, macle, sous joint de grains...

Le faciès de rupture est très caractéristique:
rivières de clivage →



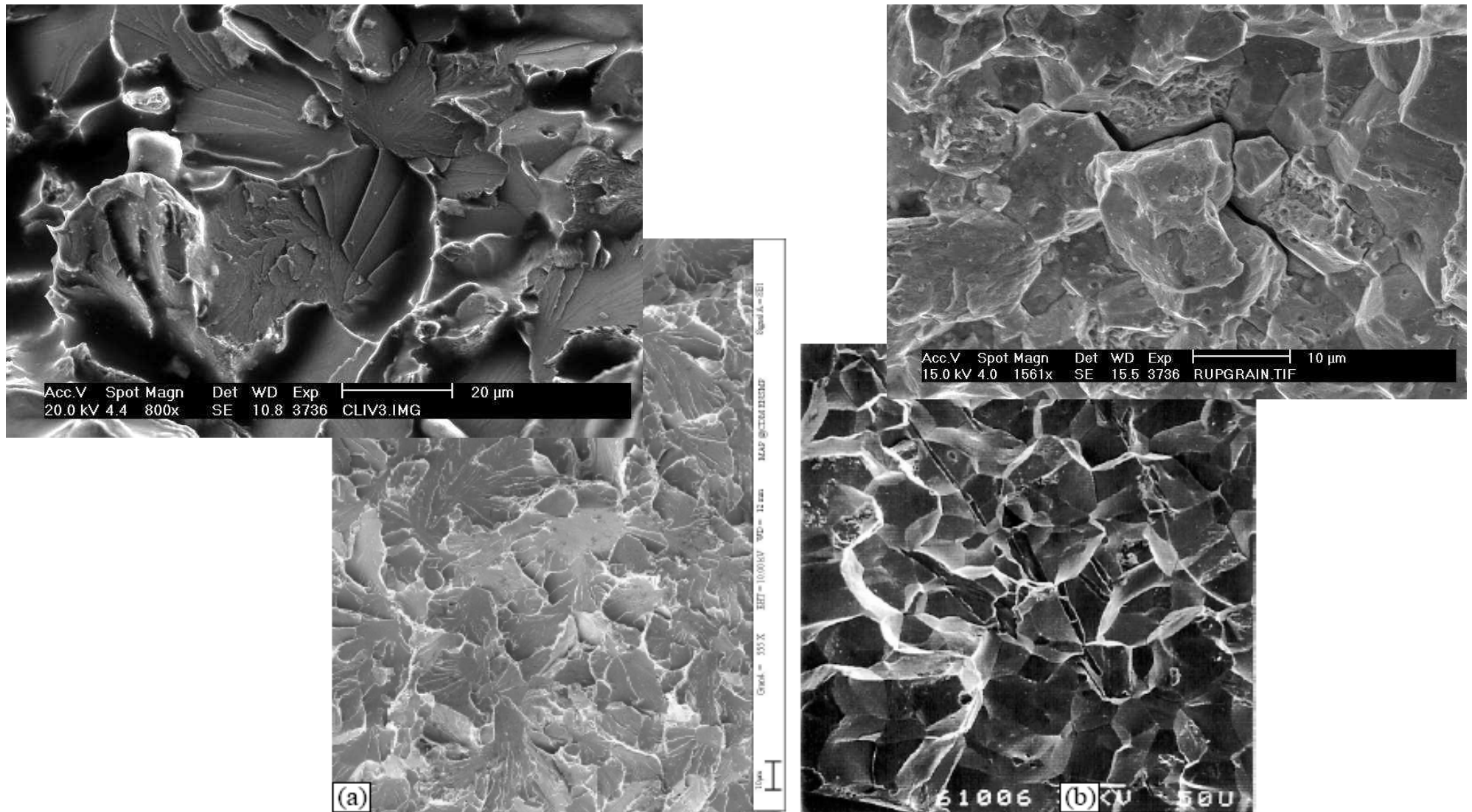


Figure XXII.5: Exemples de rupture fragile dans les métaux : (a) rupture en clivage (intragranulaire), (b) rupture intergranulaire.

III-3 Rupture ductile

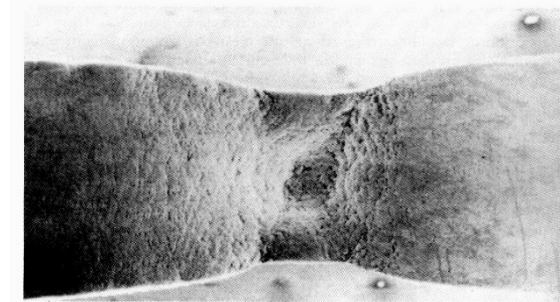
Rupture après déformation plastique importante. Approche théorique plus difficile (hors du domaine de la mécanique linéaire élastique de la rupture : M.L.E.R.)

III-3-1 Ruine par écoulement plastique complet

C'est le mécanisme opérant sous des **trajets de chargement parfaitement déviateurs**.

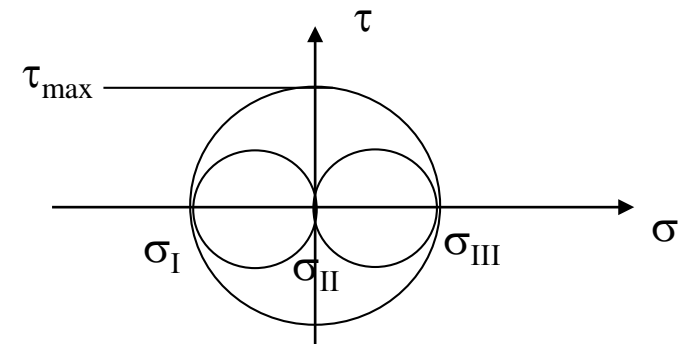


→ Plan de rupture = plan subissant la plus grande cisssion
(τ_{\max}).



Tricerclle de Mohr:

Plan de cisaillement max = 45° des vecteurs propres (contraintes principales extrêmes).



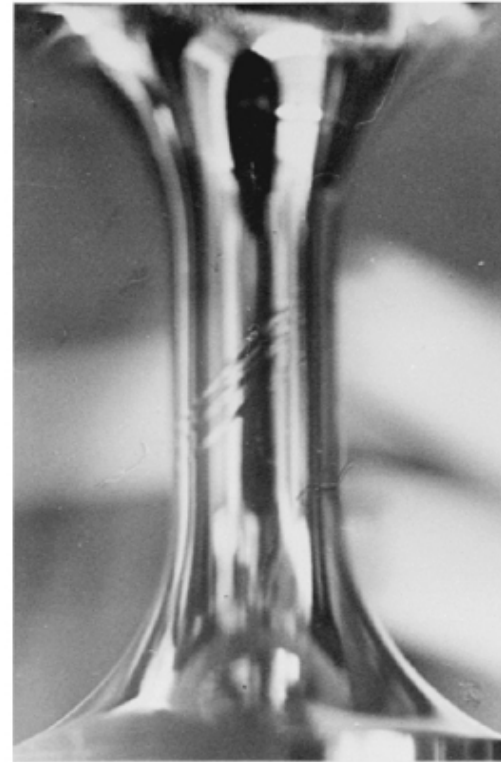
C'est un mode de rupture rarement observé. Uniquement pour les matériaux très purs (propres).

Systeme de glissement dans un monocristal



N = 3/4 de cycle

5 mm



N = 2 cycles

5 mm



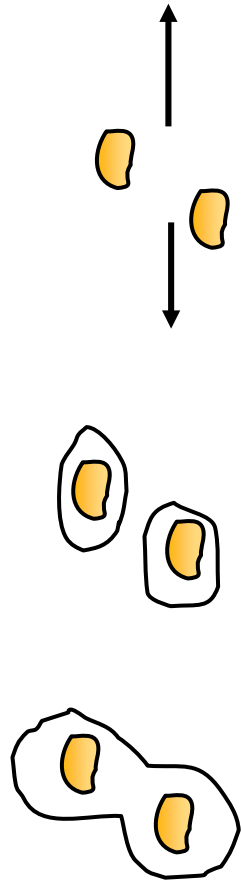
N = 11 cycles

Thèse F. Hanriot (ENSMP-CDM, Evry)

III-3-2 Rupture ductile à cupules

Initialement étudiée pour l'aéronautique et le nucléaire.

Étude d'un matériau modèle : matériau à deux phases avec différentes propriétés entre la matrice et l'inclusion.

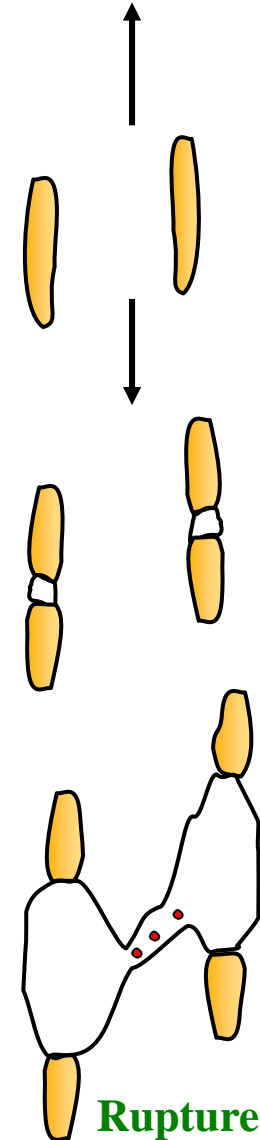


Rupture d'interface

Aspects microstructuraux de la rupture ductile

Mécanisme de base : formation de cavités autour d'inclusions ou de particules. On distingue:

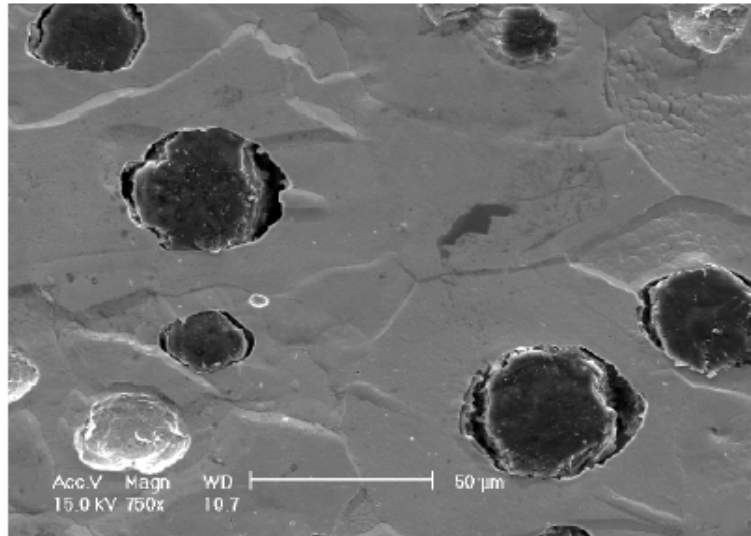
- Germination des cavités** par **décohésion** de l'interface particule/matrice ou **rupture** des particules.
- Croissance des cavités** sous l'effet de la **déformation plastique** (et de la **triaxialité**).
- Coalescence** : les cavités se touchent, une **instabilité** de cisaillement se produit entre grosses cavités.



Rupture d'inclusion

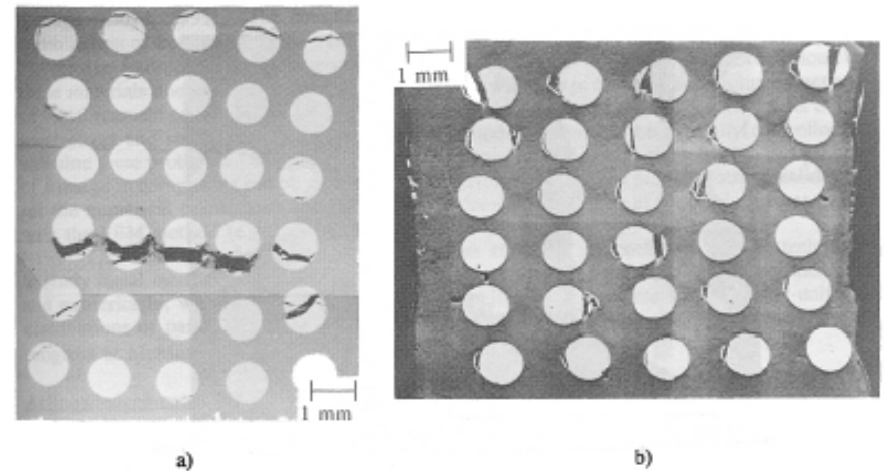
III-3-2a Germination des cavités (mécanismes)

Rupture d'interface



Fonte GS

Rupture d'inclusion



Exemples de dommage dans un échantillon de cuivre contenant des fibres de tungstène. (a.) après une traction de 0,06. (b.) après une compression de 0,2. (W.J. POOLE, J.D. EMBURY, *Investigations of high strain deformation using model composite systems*, in *Dislocations 93* ed. by J. RABIER, A. GEORGE, Y. BRÉCHET, L. KUBIN, Solid State Phenomena, vol. 35-36, Scitec Publications, Suisse, 1994, p. 217-230)

La rupture ductile

Décohésion de la matrice

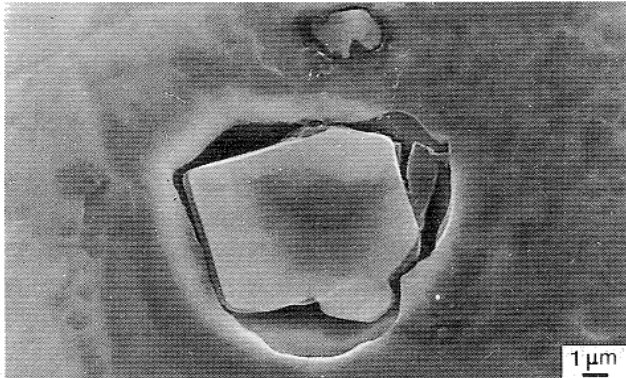


Figure 1: Endommagement par décohésion entre une inclusion d'alumine et la matrice d'un acier biphasé à haute limite d'élasticité.

Rupture d'inclusion

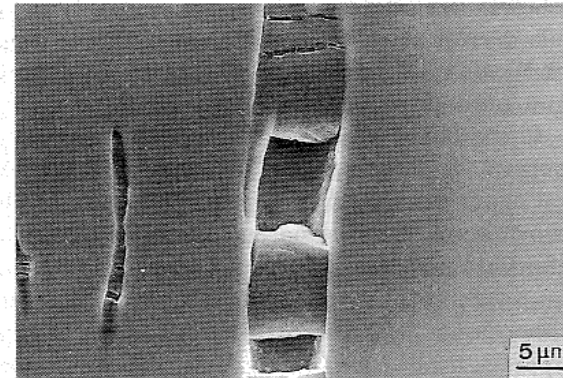


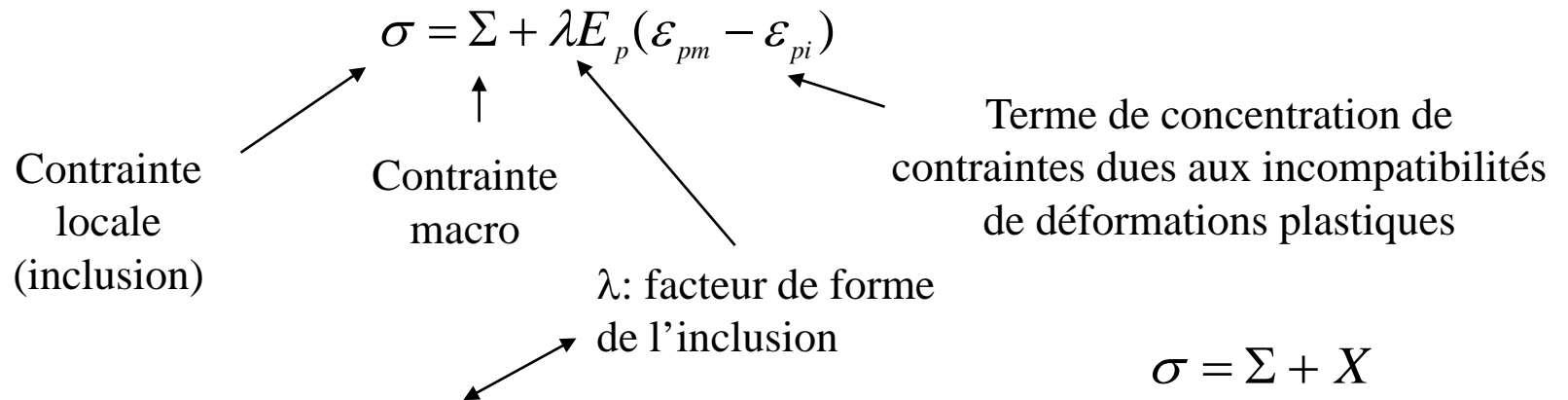
Figure 2: Endommagement par fissuration d'une inclusion de sulfure de manganèse dans un acier inoxydable austénitique.

Le mécanisme de germination = f (taille des inclusions)

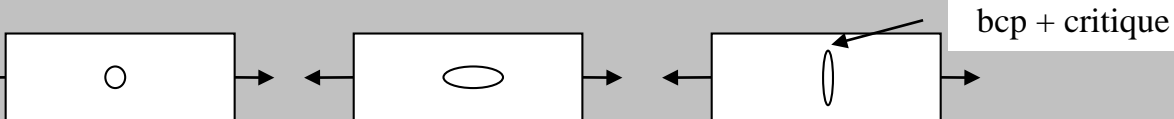
Critère de germination :

en déformation si $\phi < 1 \mu\text{m}$ (accumulation de dislocations)
 en contrainte si $\phi > 1 \mu\text{m}$ (mécanique des milieux continus)

• Application générales => critère en contrainte:



La rupture de l'interface aura lieu pour une certaine contrainte critique qui dépend du facteur de forme.



X: facteur lié aux incompatibilités de déformation plastique matrice/inclusion (écrouissage cinématique, contrainte interne).

III-3-2b Croissance des cavités

Les cavités sont formées mais le matériau résiste toujours => croissance des cavités avec variation de volume (trε non nul).

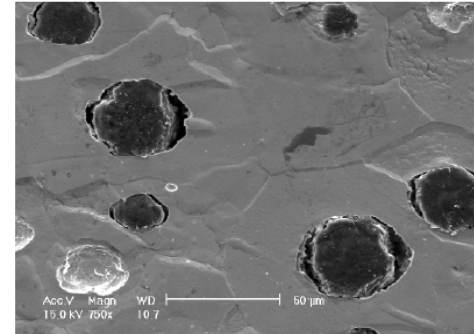
Importance de la contrainte hydrostatique.

Croissance pilotée par la triaxialité des contraintes et la déformation plastique.

Loi de croissance: **Rice et Tracey** :

$$\frac{dR}{R} = \frac{1}{2} \exp\left(\frac{3}{2} \chi\right) d\varepsilon_{eq}$$

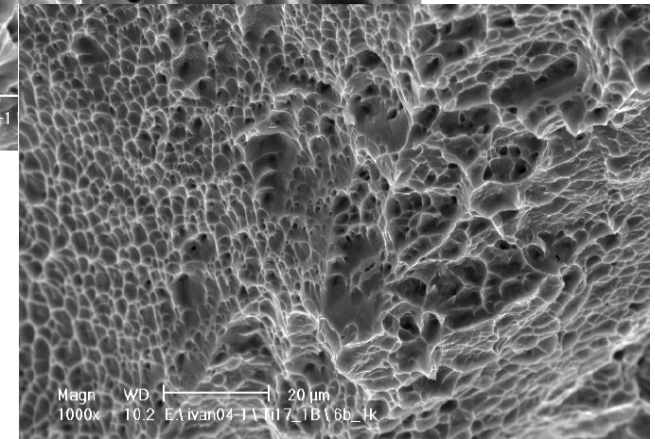
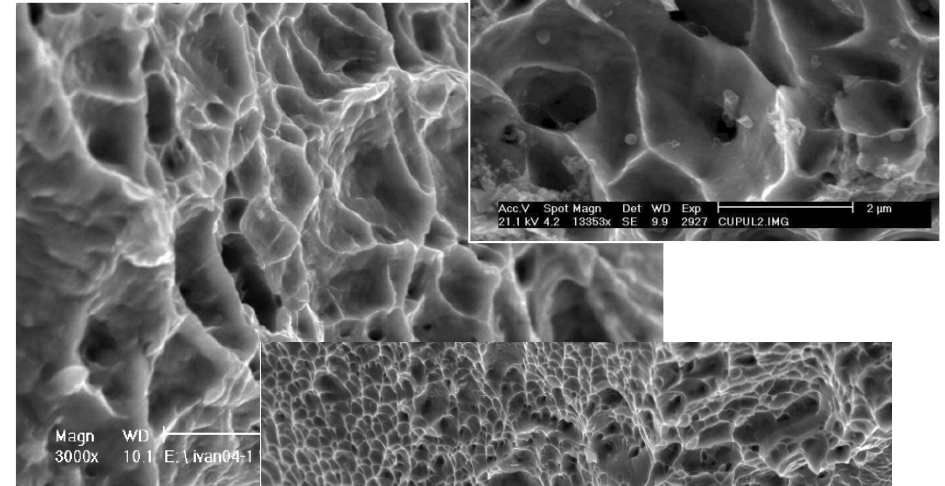
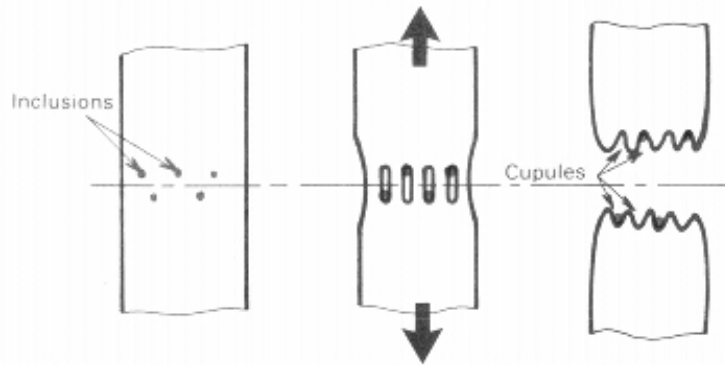
R : rayon actuel de la cavité, et χ le taux de triaxialité.



III-3-2c Coalescence des cavités

- Problème non résolu => on ne dispose pas vraiment de critère.
- On suppose que l'accroissement maximal de la taille des cavités est de l'ordre de 20%.
- Mais, parfois un autre phénomène de rupture intervient au cours d'une rupture à cupules.

III-3-3 Rupture ductile et faciès

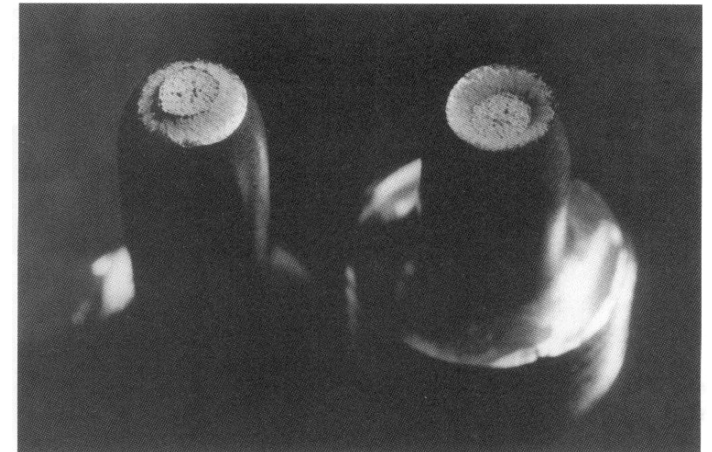


On identifie souvent les deux modes de rupture ductile sur une même faciès:

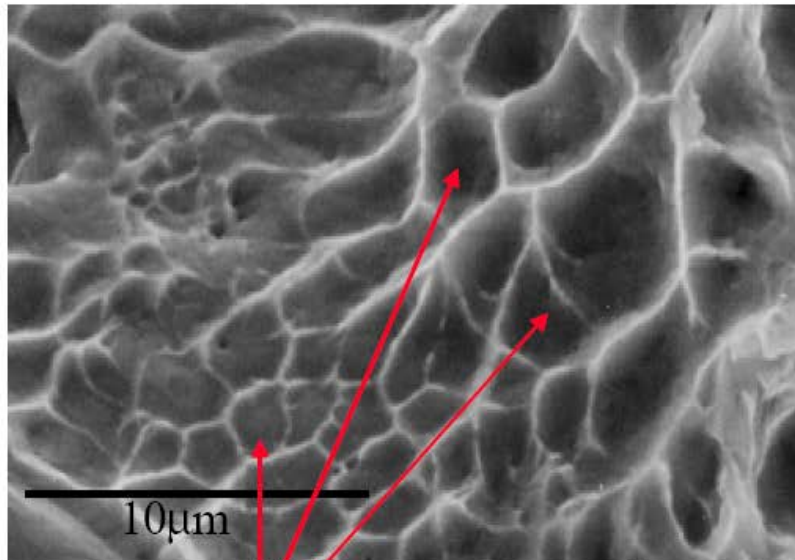
a) À cœur forte triaxialité => **cupules** (il faut en général 2 phases: les cavités se forment autour de la phase dure puis coalescent, ex: fontes GS)



b) Au bord faible triaxialité mais fort déviateur => **écoulement** complet



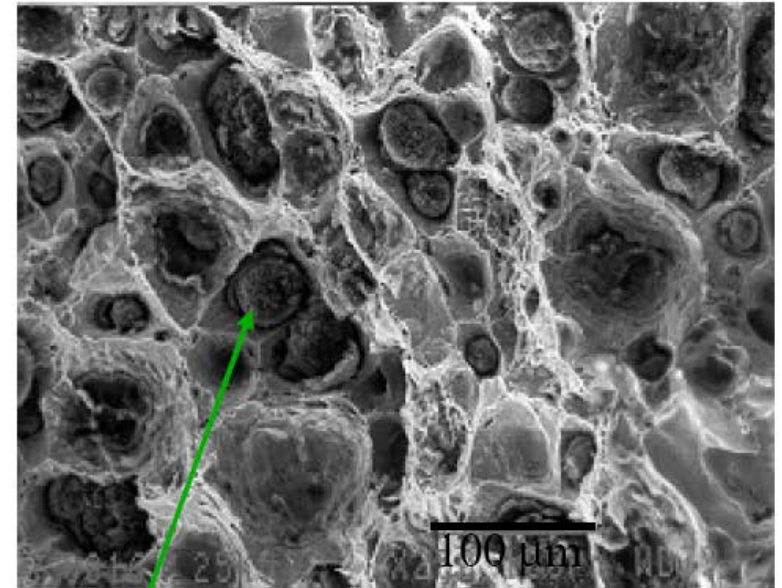
Cisaillement au bord



cupules plates

acier

Cupules au centre



nodule de graphite

Fontes GS

La rupture ductile

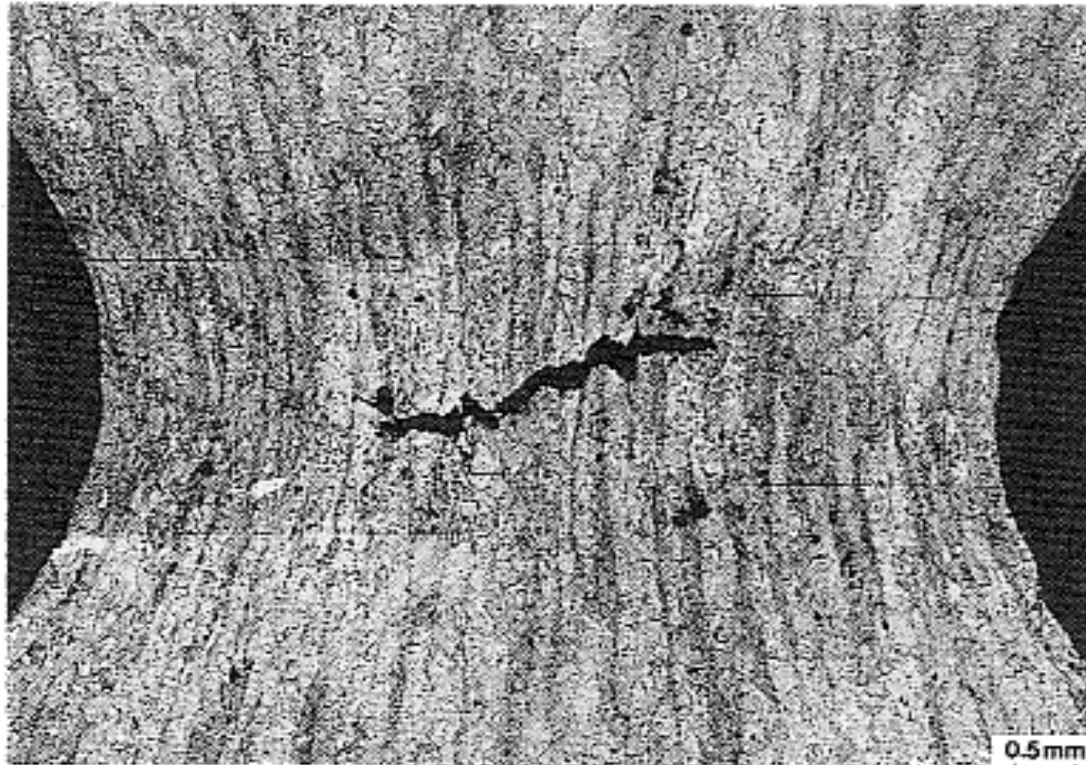
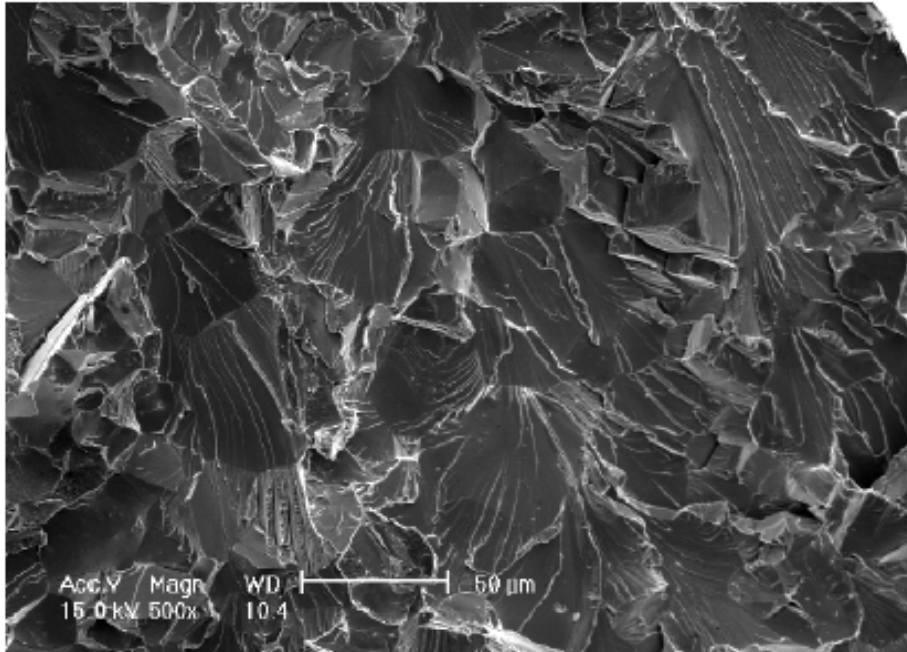


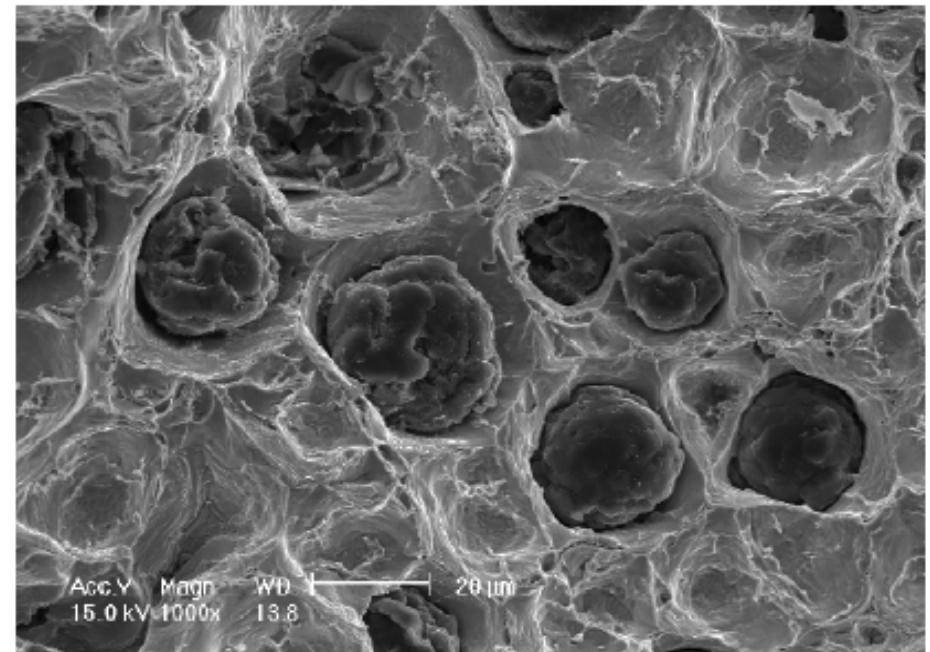
Figure 8: Rupture dans une éprouvette de traction entaillée.

Rupture fragile



Alliage base cobalt

Rupture ductile



Fonte à graphite sphéroïdal

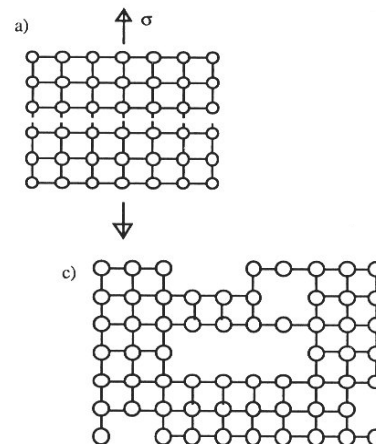
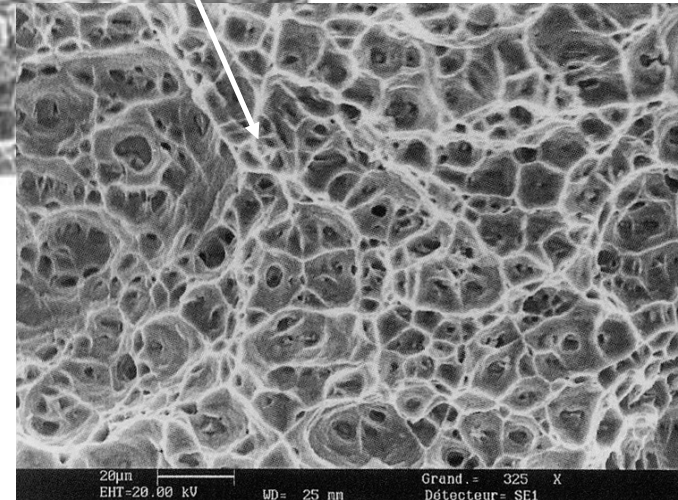
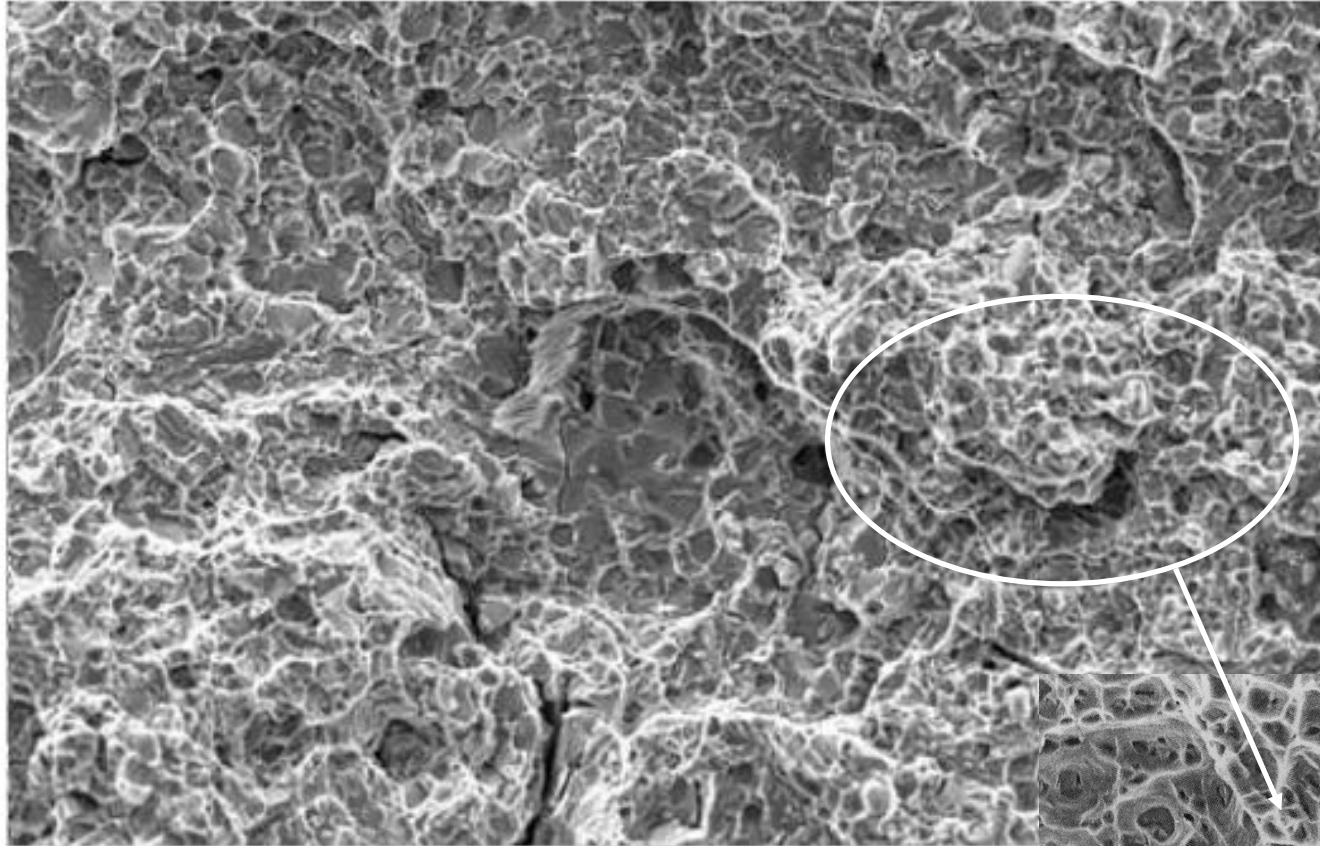


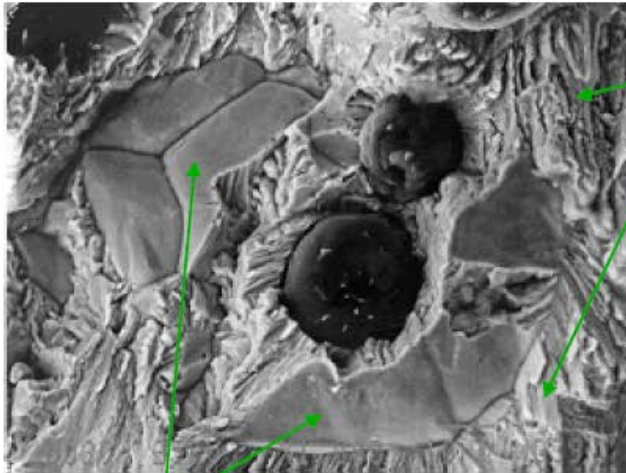
Figure 2.1. Schéma montrant les trois mécanismes élémentaires d'endommagement à l'échelle des atomes, a) clivage, b) glissement, c) cavitation



Rupture transgranulaire ductile à cupules dans un alliage d'aluminium contenant des particules intermétalliques au fer. (J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, *Métallurgie : du minerai au matériau*, Paris, Masson, 1998, p. 834)



Plusieurs de ces aspects caractéristiques (voire tous) peuvent coexister sur un même faciès.

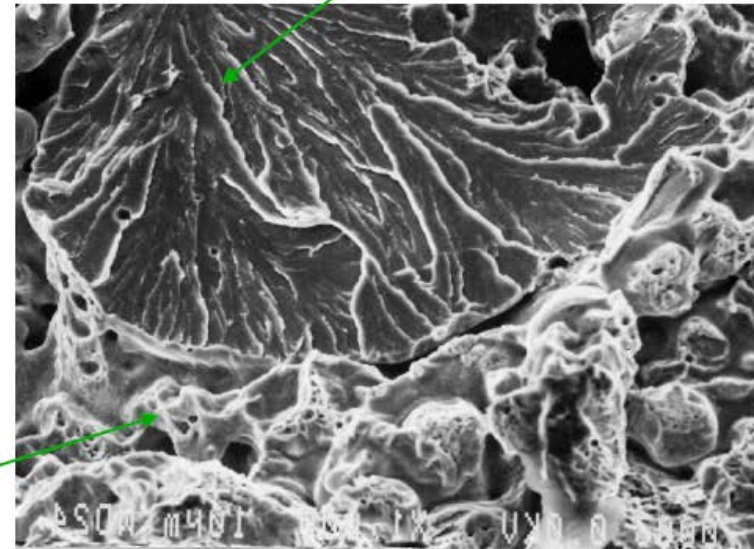


Fontes GS

Rupture intergranulaire

Rupture intragranulaire

clivage



acier

cupules

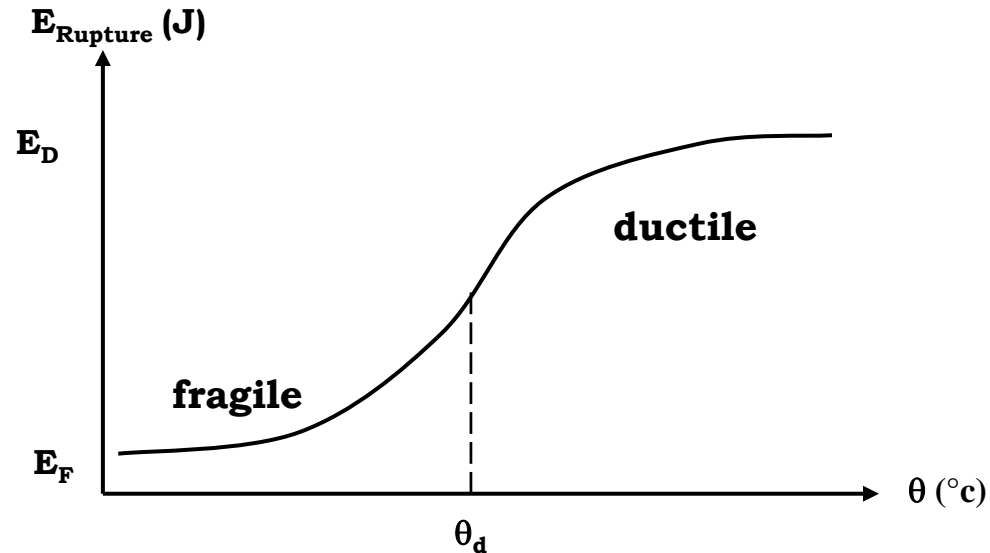
III-4 Transition ductile-fragile

III-4-1 Transition

Passage de comportement ductile à comportement fragile :

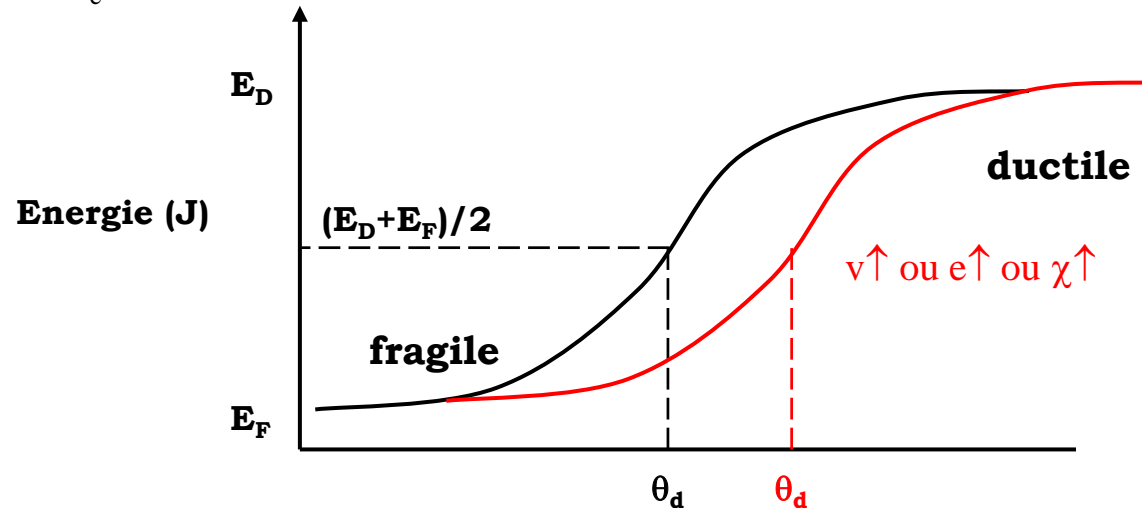
Paramètre de référence : température de transition

- **Transition de propagation** : de progressive à brutale
- **Transition de faciès** : de cupules, cisaillement à clivage
- **Transition dans l'énergie de rupture** qui diminue rapidement



III-4-2 Facteurs extrinsèques fragilisants

- **Abaissement de la température** : Effet de température
 $T^\circ \downarrow \quad R_e \uparrow, R_e = R_m \rightarrow$ existence d'une température de transition de ductilité.
- **Elévation de la vitesse de déformation** : Effet de vitesse
 $v \uparrow \quad R_e \uparrow, R_e = R_m \rightarrow$ existence d'une vitesse de transition de ductilité pour une température donnée.
- **Augmentation de la prédéformation** : Effet de prédéformation
 $e \uparrow \quad R_e \uparrow, R_e = R_m \rightarrow$ épuisement de la ductilité par prédéformation pour une température donnée.
- **Augmentation de la triaxialité des contraintes** : Effet de triaxialité
 $\chi \uparrow \quad s_y \uparrow \sim R_e \uparrow \rightarrow$ élévation de la contrainte d'écoulement et diminution de la ductilité.



III-4-3 Facteurs intrinsèques (matériau) influençant la transition

a) La taille de grain

Une diminution de la taille de grains augmente la limite d'élasticité du matériau selon la loi de Hall et Petch mais encore plus la contrainte de clivage → une diminution de la température de transition.

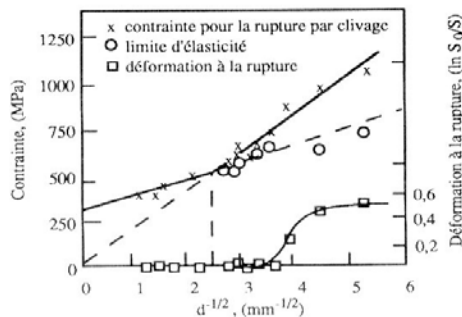


Figure 2.17. Variation de la contrainte de clivage, de la limite d'élasticité et de la déformation à la rupture en fonction de la taille de grain pour un acier doux

b) Les éléments interstitiels (C, N...)

Une augmentation du taux de carbone fait croître la limite d'élasticité → augmentation de la température de transition et abaissement notable du palier ductile.

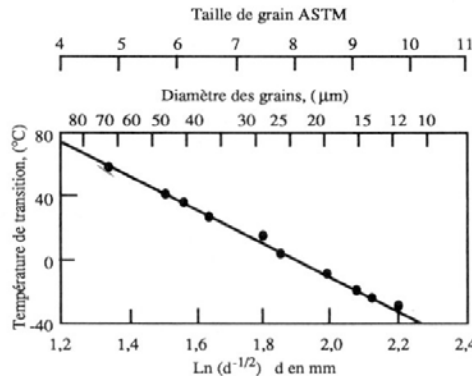


Figure 2.48. Effet de la taille de grain sur la température de transition fragile-ductile d'un acier à 0,11% de carbone

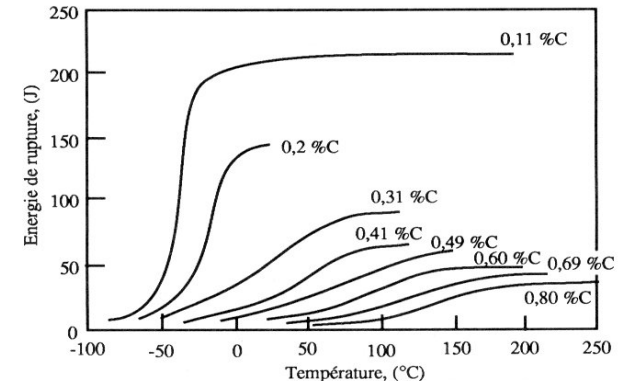


Figure 2.50. Effet du carbone sur la température de transition fragile-ductile des aciers

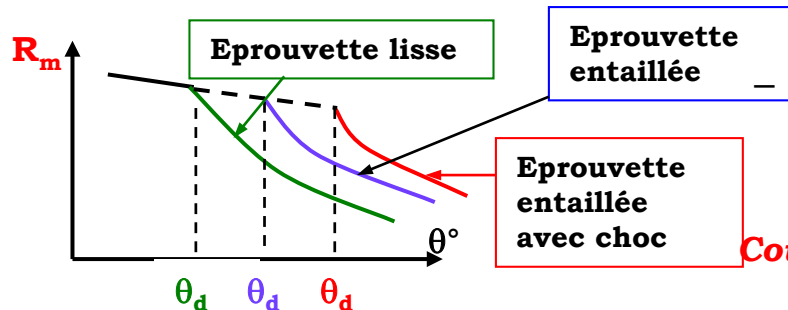
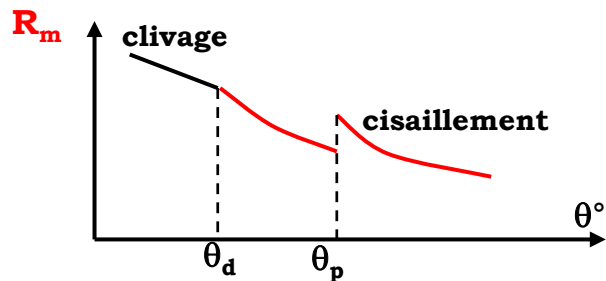
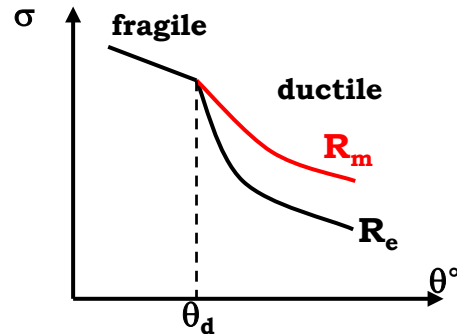
c) Les éléments gammagènes (Ni, Mn...)

Ils abaissent la température de la transformation de l'austénite et favorisent la formation de petits grains → diminution de la température de transition.

ex: aciers au nickel pour les emplois à très basses températures (en revanche, les éléments alphas comme le Cr ou le Mo augmentent la température de transition).

III-4-4 Mise en évidence de la transition

III-4-4a. Par essai de traction



– Sur éprouvette lisse

- * $\theta < \theta_d$ rupture pour R_e **sans déformation plastique**
- * $\theta > \theta_d$ rupture pour R_m **après déformation plastique** entre R_e et R_m

Cas particulier

- * *acier extra-doux à palier de limite d'élasticité*
 $\theta < \theta_d$ rupture par clivage sans déformation plastique
 $\theta_d < \theta < \theta_p$ rupture par clivage, dans le palier après déformation plastique hétérogène (effet d'entaille des bandes Piobert-Lüders).
 $\theta_p < \theta$ rupture ductile par cisaillement après déformation plastique homogène.

Pour avoir θ_d dans domaine de θ° accessibles, il faut forte triaxialité (ép. Entaillée) et/ou grande vitesse (choc)

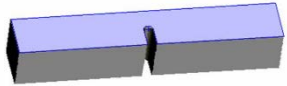
Sur éprouvette entaillée à grande vitesse

- Vitesse traction normale 0.1 – 50 mm/mn
- par choc 5 m/s (= 300000 mm/mn)

Courbes pour R_m car pas R_e sur éprouvette entaillée

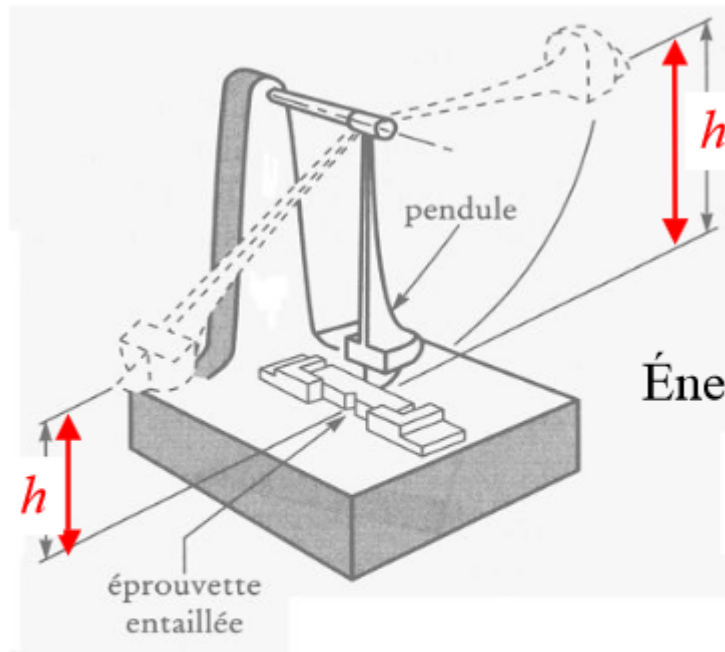
III-4-4b. Par essai de Résilience (flexion sous entaille)

- **essai de résilience (Georges Charpy 1901)**
 - **Eprouvette de résilience**



1. Barreau parallélépipédique

10 x 10 x 55 en mm



Masse du marteau : m

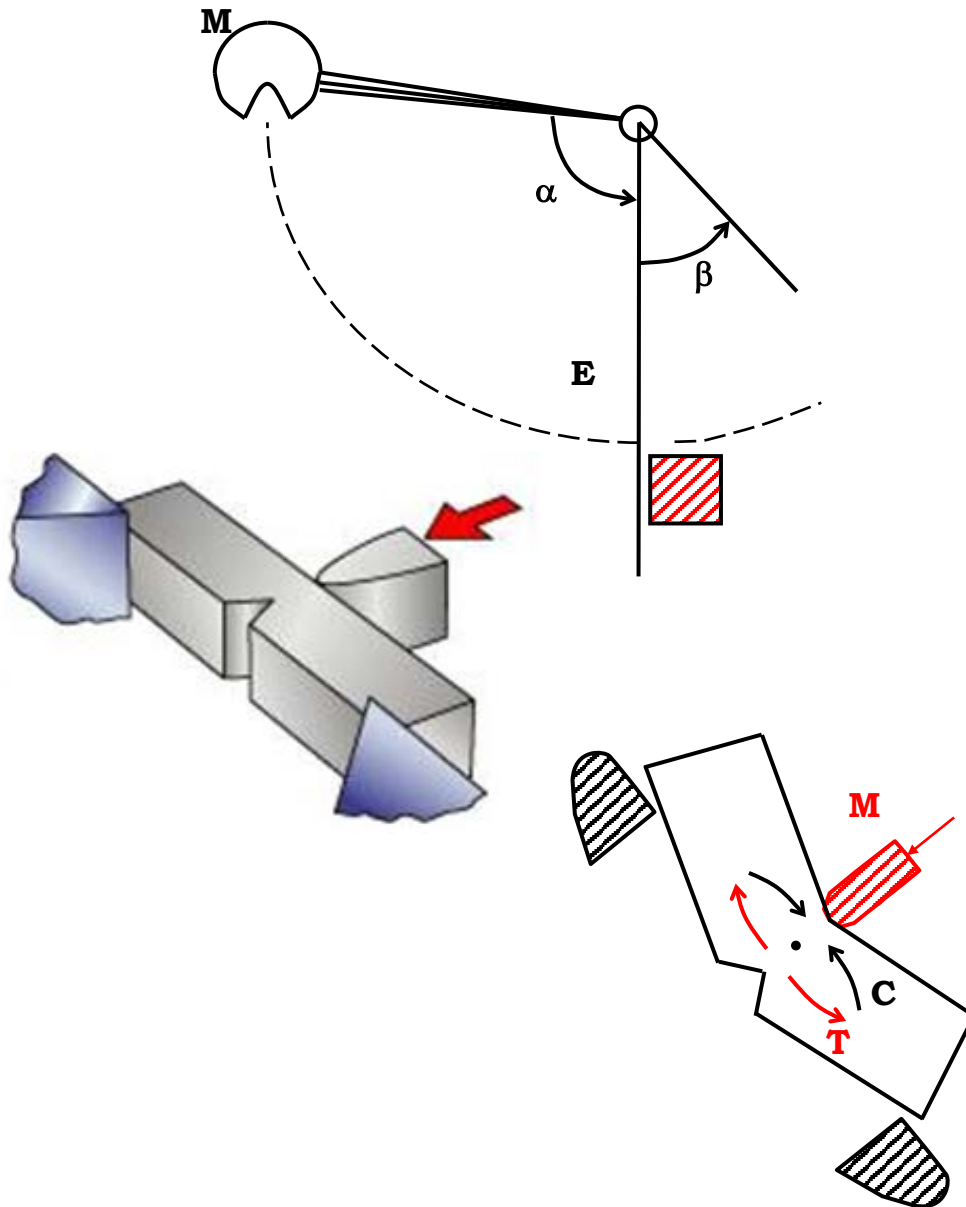
Énergie consommée pour la rupture

$$W = mg(h_0 - h)$$

$$\text{Résilience : } KCV = \frac{W}{\text{section droite}} \text{ en } J/cm^2$$



Caractéristiques de l'essai Choc Charpy



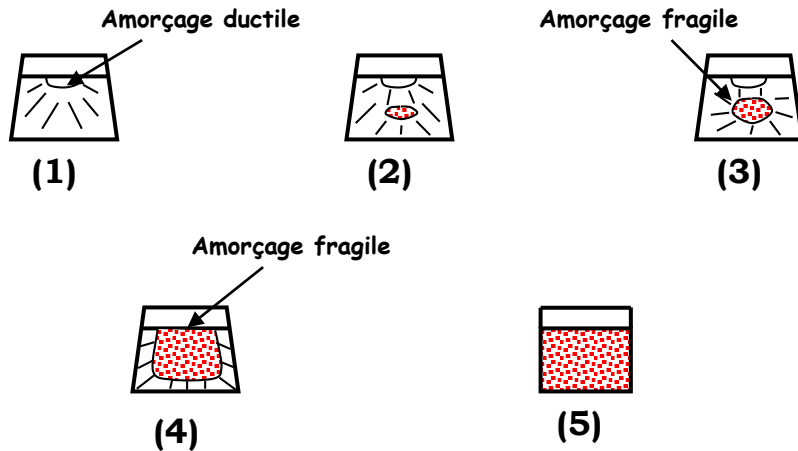
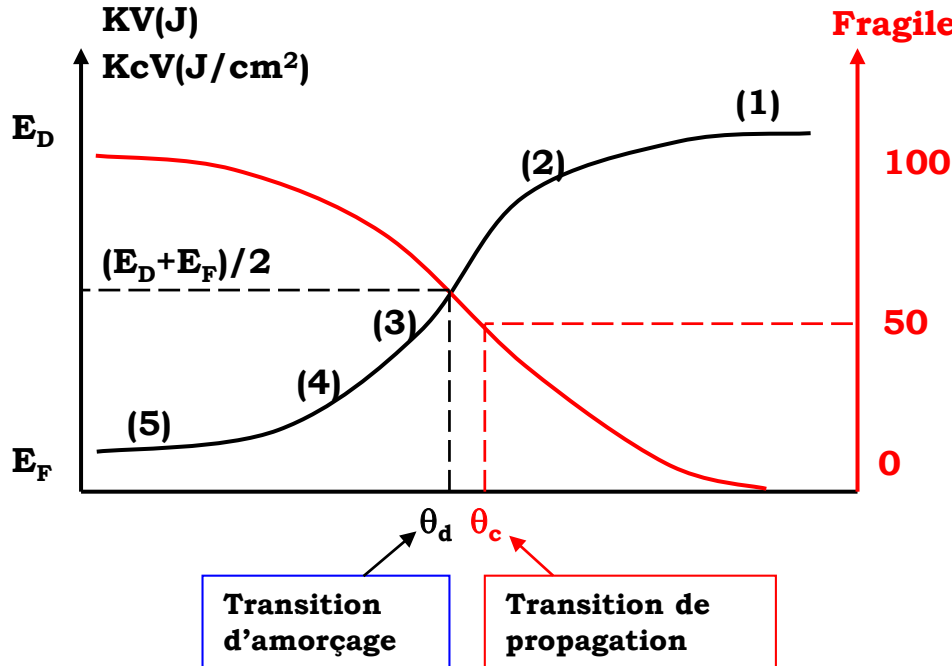
– Essai de résilience (Choc Charpy)

- * Flexion 3 points sur appui
- * Choc : mouton, pendule :
5 m/s = 300000 mm/mn
- * Influence de θ° : éprouvette mise à θ°
- * Mesure : énergie absorbée par rupture
Kv en Joules (J)
ou K_{cv} en Joules/section (résilience) (J/cm²)

Déformation d'ensemble

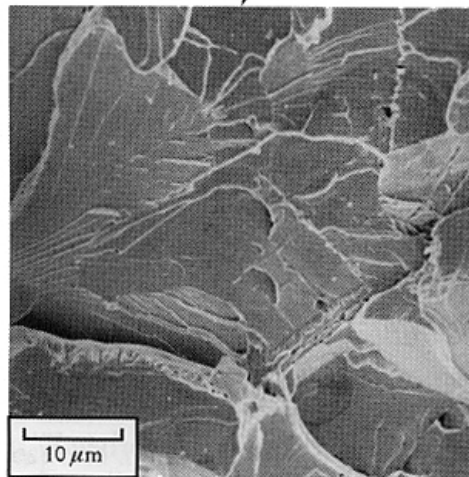
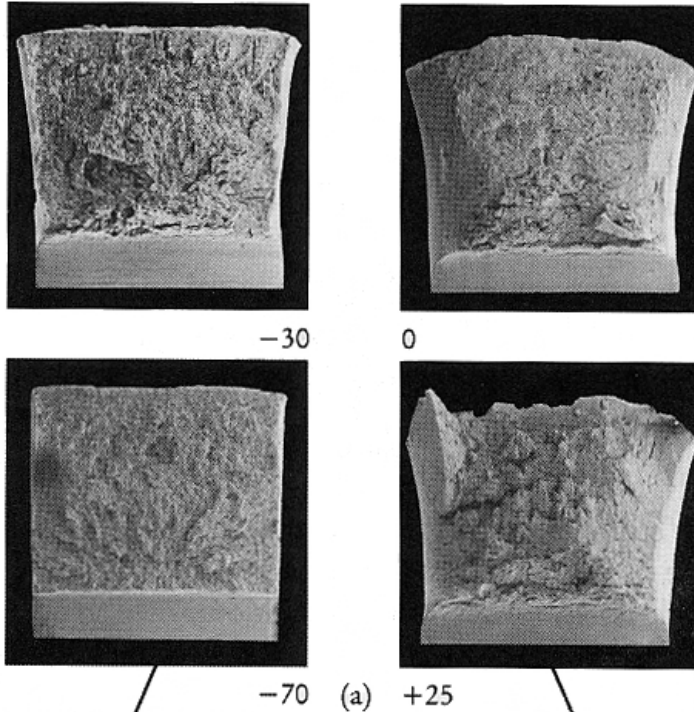
- * Rotation des 2 ailes / C (avec C un point de la fibre neutre)
- * Au dessus de C → traction
- * En dessous de C → compression

Mécanismes de rupture des éprouvettes de résilience

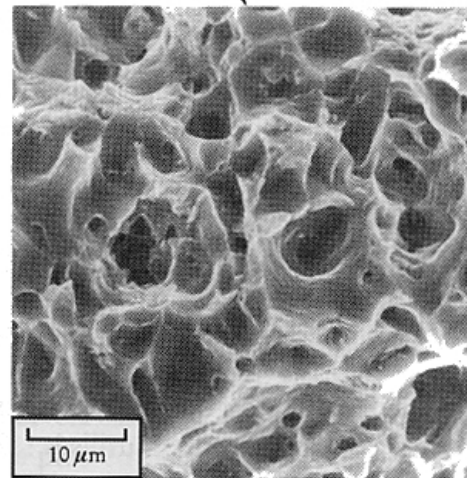


- * **Palier supérieur** : amorçage en fond d'entaille ductile = (cisaillement ~striction, faciès à cupule)
propagation ductile
énergie de rupture élevée
- * $\theta \rightarrow \theta_c$ amorçage ductile en fond d'entaille, mais angle de pliage diminuant avec la θ°
propagation d'abord ductile puis fragile, % zones de cassures cristallines (fragiles) croissant lorsque θ° baisse
énergie de rupture diminuant avec augmentation plages fragiles (clivage). Pour $\theta = \theta_c$ transition de propagation : propagation majorité ductile \rightarrow propagation majorité fragile
- * $\theta \rightarrow \theta_d$ déformation plastique (pliage) conduisant à amorçage fragile interne (effet θ° , vitesse, triaxialité, écrouissage)
propagation fragile vers l'entaille, puis ductile vers l'autre extrémité (relaxation). Pour $\theta = \theta_c$ transition d'amorçage
Chute brutale de l'énergie de rupture
- * $\theta_d > \theta$ déformation plastique (pliage) limitée amorçage fragile interne, se rapprochant du fond de l'entaille quand θ baisse
propagation fragile de plus en plus étendue (liserés ductiles)
- * **Palier inférieur** : amorçage fragile à fond d'entaille, sans déformation plastique préalable
propagation fragile (clivage) à travers toute la section

Température d'essai (°C)



(b)



(c)

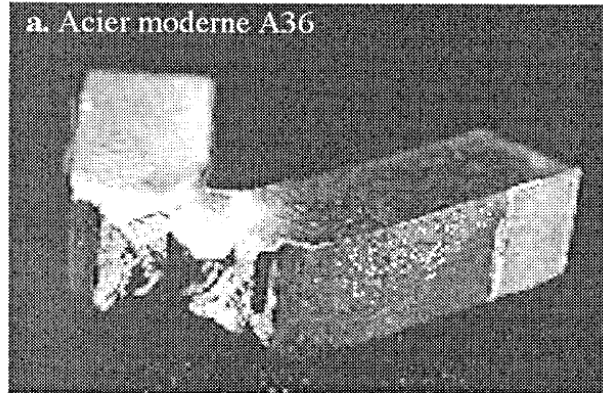


(a.) Variation du faciès de rupture d'éprouvettes de résilience Charpy, pour un acier doux (0,10% C), en fonction de la température d'essai.

(b.) Aspect fractographique de la rupture par clivage; comportement fragile (MEB).

(c.) Aspect fractographique de la rupture ductile (MEB). (J.P. Bailon, J.M. Dorlot, Des Matériaux, 3ème ed., Presses internationales, Polytechniques de Montréal, 2000.

Faciès de rupture des éprouvettes de résilience



Éprouvettes Charpy rompues à 0°C

Acier du Titanic : observations au MEB de la surface rompue de l'éprouvette Charpy

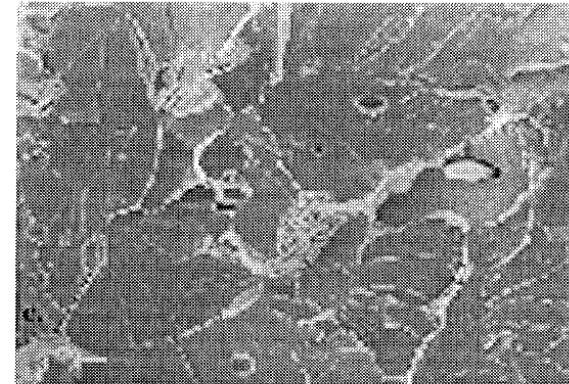
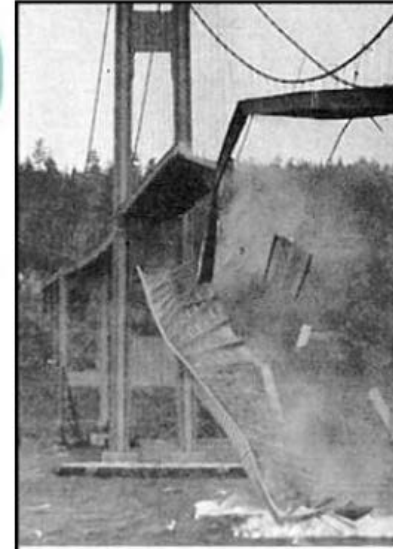


FIG. 3 - Faciès de rupture à 0°C.

Cas de rupture fragile

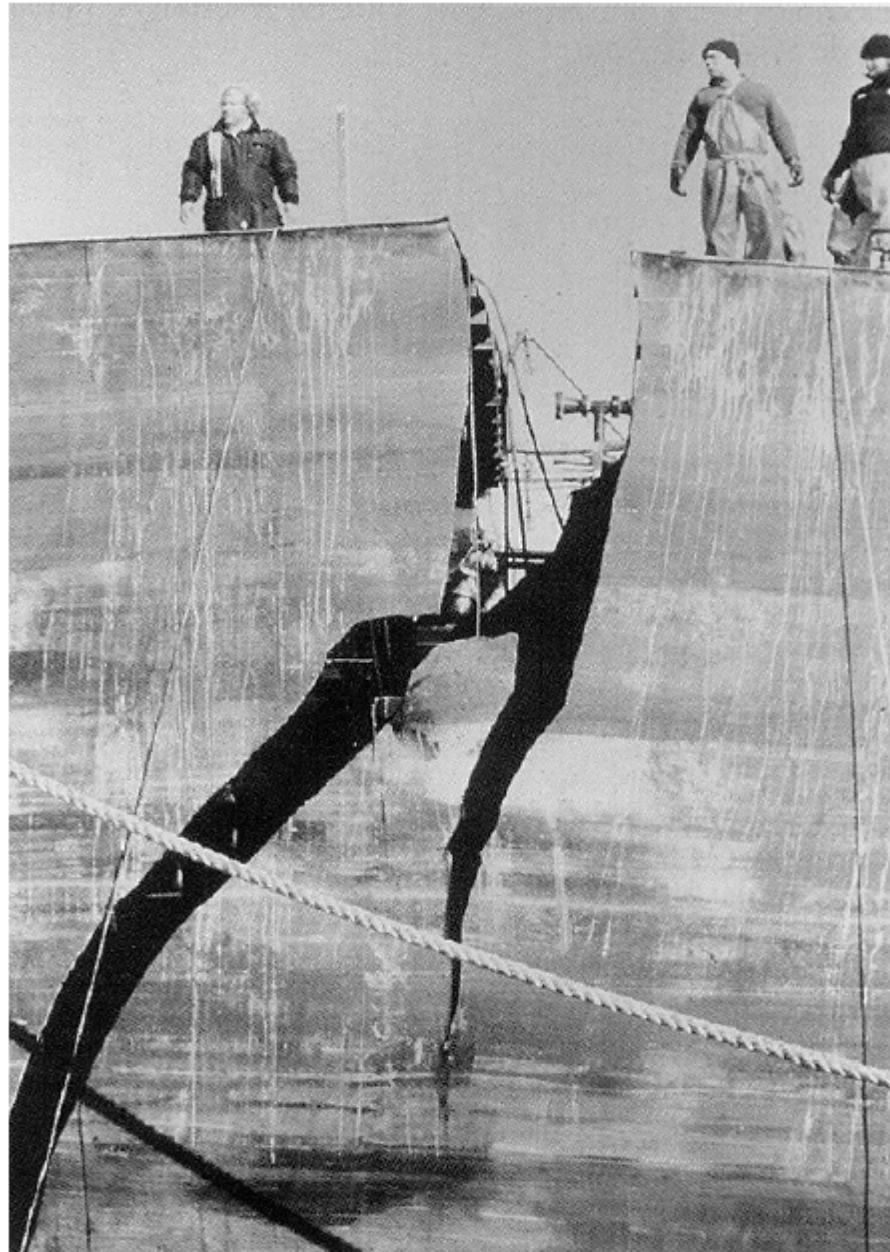
- **Historique** : Problème de rupture fragile du au passage de constructions boulonnées puis rivetées aux constructions soudées monolithiques. Pas assez d'attention portée à la microstructure des matériaux.
 - **Ponts soudés** : Zoo Berlin 1936, Rudersdorf 1938, Canal Albert, Hasselt 1939, pont des Trois-rivières 1953 → sans surcharge, à très basse température (-25°C), rupture explosive. Souvent la taille de grains était un peu forte et les structures présentaient des défauts d'usinage (concentration de contraintes).
 - **Cylindres sous pression** : réservoirs, oléoducs → sans déformation plastique, effet choc
- **Navires 1942-45**: Liberty Ship, pétroliers T2 (ravitaillement des alliés en Europe)
 - 4694 bateaux → 1289 ruptures graves
 - 233 ruptures complètes du navire
 - Rupture en majorité l'hiver
 - 38 cas en Déc-Janv
 - 2 cas en Avril-Mai



Pont de Takoma (USA)
Vibration du vent



Aucun obstacle ne pouvait arrêter la propagation d'une fissure contrairement aux constructions rivetées.



Rupture d'une barge due à la transition ductile-fragile de l'acier (Cliché R. Pelloux). (J. PHILIBERT, A. VIGNES, Y. BRÉCHET, P. COMBRADE, *Métallurgie : du minerai au matériau*, Paris, Masson, 1998, p. 881)

Température de transition

EFFONDREMENT DU PONT DE SULLY SUR LOIRE 16 janvier 1985



Température de transition

RUTURE DU PONT DE TROIS-RIVIERES 31 janvier 1951

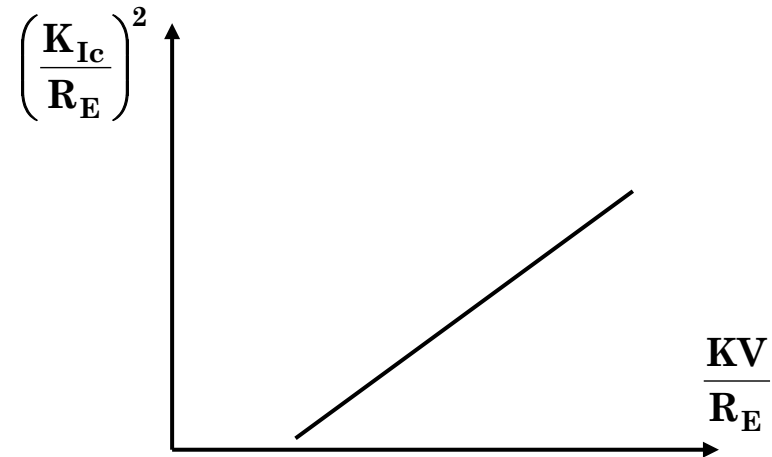


La structure métallique s'est rompue fragilement par une nuit d'hiver (-30°C), alors que le pont n'était que faiblement chargé.

III-4-5 Amélioration de l'estimation de la fragilité

- **Insuffisance des essais de résilience et de rupture fragile**
 - Ne donne qu'un classement des aciers à partir de corrélation ($TK_{3,5} = T^{\circ}$ au $K_{cV}=3.5J/cm^2$).
 - Ne permet pas le calcul des structures ni de connaître la taille des défauts (fissures) admissibles.
 - Nécessité d'introduire la notion de défaut critique (les soudures ont toujours des défauts) pouvant provoquer la rupture.
 - Nécessité d'introduire la notion de ténacité en plus de la limite d'élasticité et de la résistance, liée à la dimension des défauts critiques.
 - Ne pas se contenter d'entaille mécanique mais introduire des fissures réelles (fissure de fatigue).
 - Avoir des épaisseurs suffisantes pour être en état de déformations planes.

III-4-6 Corrélation entre Ténacité et Résilience



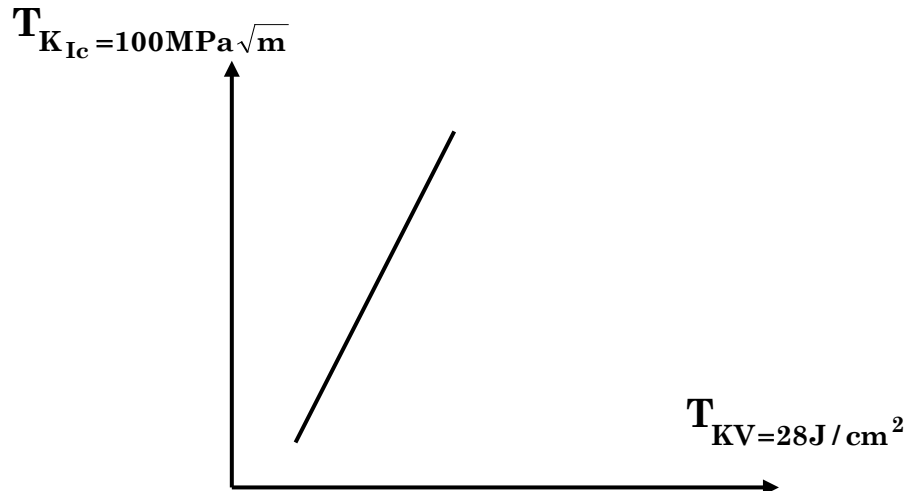
- **Pour les aciers à très haute résistance**
($R_E > 1000\text{MPa}$)

Il y a corrélation entre K_{IC} et KV au plateau ductile

KV : proportionnel au travail dépensé (K_{IC}^2) et inversement proportionnel à l'énergie emmagasinée (R_E^2)

- **Pour les aciers à moyenne et haute résistance**

Il y a corrélation entre les températures de transition de K_{IC} et KV



$$T_{K_{IC}=100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}} = 1,4 T_{KV=28\text{J}/\text{cm}^2}$$

Note : Pour les aciers suffisamment résistants, on peut envisager des essais sur petites éprouvettes.

IV-Mécanique de la rupture

IV-1 Introduction

IV-2 Entaille - Facteur de concentration de contrainte : K_T

IV-3 Facteur d'intensité de contrainte : K

IV-4 Approche énergétique de la rupture

IV-5 Relation entre G et K en statique

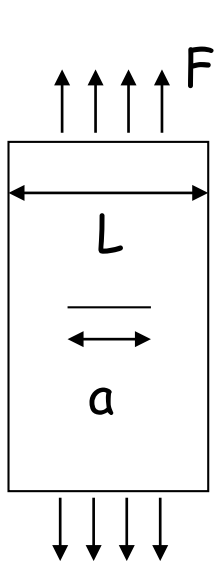
IV-6 Fissures en élasto-plasticité- Plasticité confinée

IV-7 Problème des matériaux ductiles - Plasticité non confinée

IV-1 Introduction

- La mécanique de la rupture est une philosophie de conception visant à développer un critère de ruine prenant en compte l'existence de fissures dans le matériau.
- Étude de la répartition des σ_{ij} et des ε_{ij} dans un matériau pour lequel l'endommagement a la taille de l'élément de volume représentatif.
- Les mécanismes de rupture décrits précédemment restent les mêmes.

Par ex : défaut de longueur a



Si on assimile ce défaut à un dommage homogénéisé : $D = a/L$

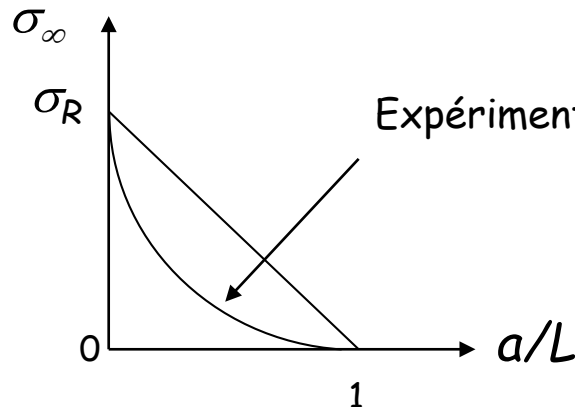
la section efficace : $S_{eff} = S_0(1 - D)$

la contrainte effective : $\sigma_{eff} = \frac{F}{S_{eff}} = \frac{F}{S_0} \frac{S_0}{S_{eff}} = \sigma_{ij} \frac{1}{1 - D}$

où σ_{ij} correspond au matériau sain.

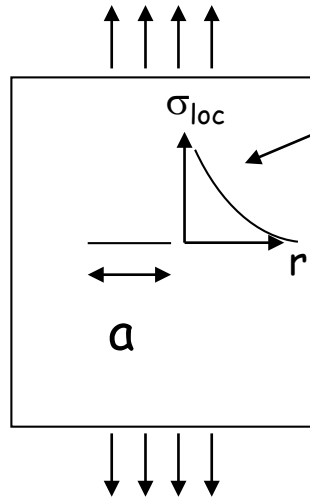
Contrainte de rupture: $\sigma_{eff} = \sigma_R$

$$\sigma_\infty = \sigma_{eff}(1 - D) = \sigma_R(1 - a/L)$$



Les singularités de la contrainte en pointe de fissure n'ont pas été prises en compte

Fissure => défaut sévère



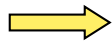
Singularité des contraintes

Ce sont les σ_{loc} qui imposent la rupture



Objet de la mécanique de la rupture = description des singularités de contrainte

D'où la définition d'un facteur caractérisant la sévérité de la situation d'une pièce soumise à un chargement.



Obtention de ce facteur en considérant la répartition des contraintes et des déformations en fond de fissure.

$$F(\text{charg.} + \text{géom.}) \rightarrow (\sigma_{\infty}, a) \xrightarrow{f} \sigma_{loc}$$

Plusieurs hypothèses :

a) La MLER : Mécanique linéaire élastique de la rupture

$$(\sigma_{\infty}, a) \xrightarrow{K} \sigma_{loc} \quad K = \text{facteur d'intensité de contrainte}$$

b) Prise en compte de la plasticité (élasticité non-linéaire)

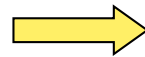
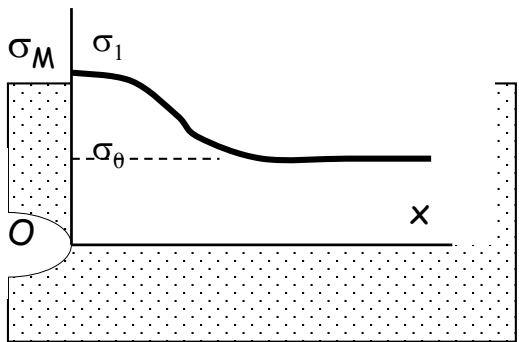
$$(\sigma_{\infty}, a) \xrightarrow{J} \sigma_{loc} \quad \text{Intégrale J}$$

IV-2 Entaille - Facteur de concentration de contrainte : K_T

IV-2-1 Facteur de concentration de contrainte : K_T

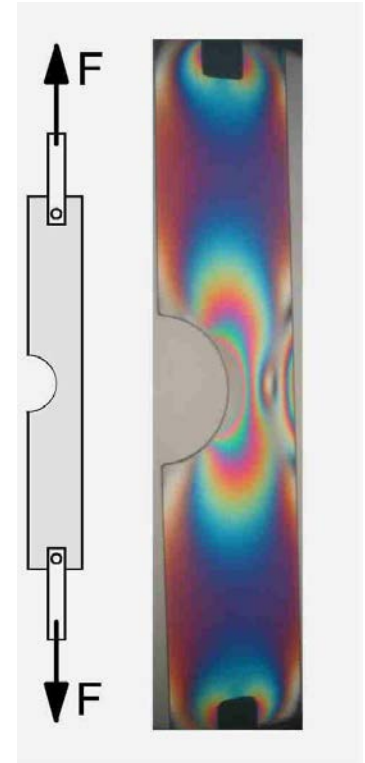
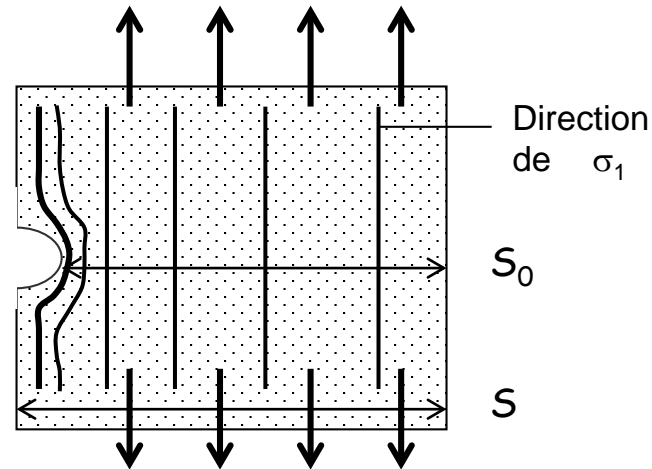
Soit une plaque entaillée soumise à une contrainte σ_∞

Cette étude ne relève pas de la mécanique de la rupture \Rightarrow notions utiles



$$K_T = \sigma_M / \sigma_0 = \sigma_{\max} / \sigma_{\text{nom}}$$

= Facteur de concentration de contrainte



Visualisation par photoélasticimétrie de la concentration de contraintes en fond d'entaille.

Les calculs montrent que K_T dépend du rayon de courbure ρ du défaut : il croît quand ce rayon diminue et à la limite, K_T tend vers l'infini, quand ρ tend vers zéro (fissure).

Exemples d'abaques donnant K_t

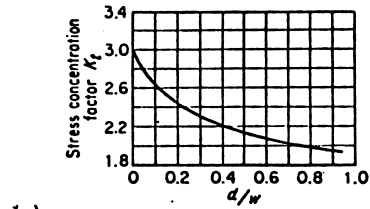
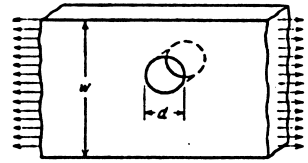
48 Mechanical Fundamentals

[Chap. 2

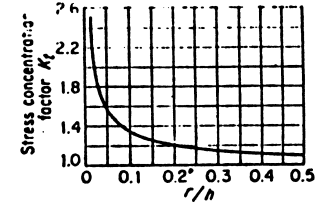
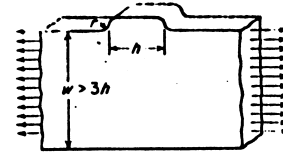
Sec. 2-13]

Stress and Strain Relationships for Elastic Behavior

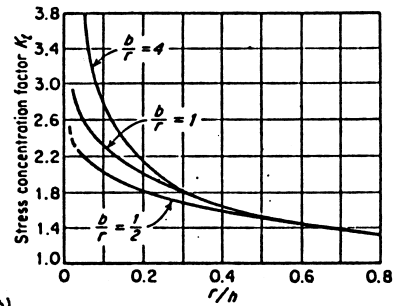
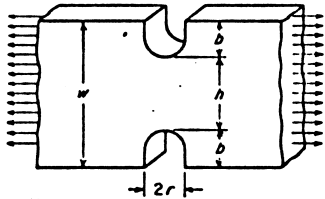
49



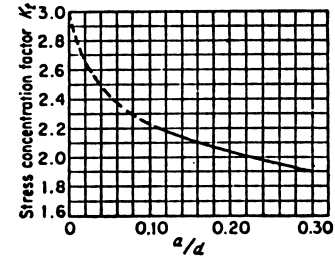
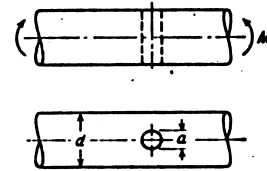
(a)



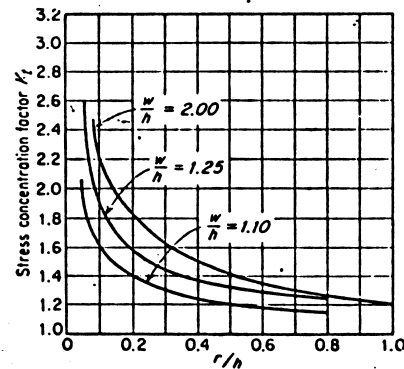
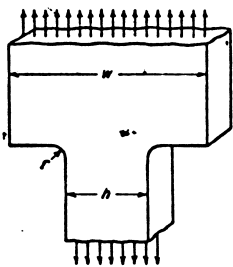
(d)



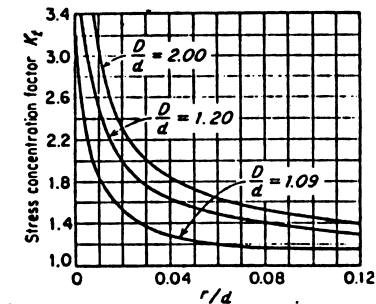
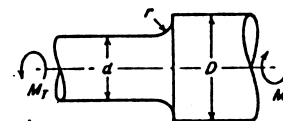
(b)



(e)



(c)



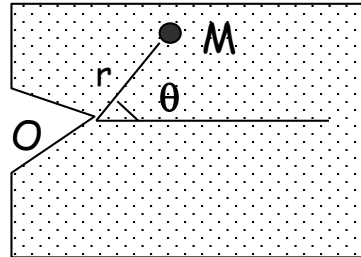
(f)

Fig. 2-16. Theoretical stress-concentration factors for different geometrical

shapes. (After G. H. Neugebauer, *Product Eng.*, vol. 1-1, pp. 82-87, 1913.)

IV-2-2 Puissance d'une discontinuité

Soit un solide élastique comportant un défaut géométrique qui, en au moins un point de son front, a un rayon de courbure nul, c'est-à-dire que ce défaut a un front qui comporte une ligne avec des arêtes anguleuses.



Défaut à fond anguleux

Les calculs montrent que la plus grande contrainte principale est infinie au niveau du front anguleux et s'écrit:

$$\sigma_{ij}(M) = \frac{\alpha}{r^p}$$

L'exposant p est appelé puissance de la discontinuité.

IV-3 Facteur d'intensité de contrainte : K

IV-3-1 Fissure

La fissure = entaille fine dont les caractéristiques sont les suivantes :

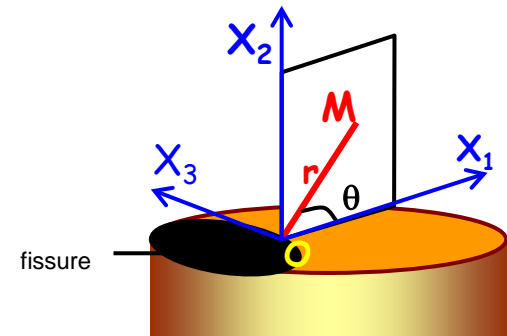
- grandes dimensions ($> \text{EVR}$)
- front = ensemble de points anguleux
- puissance de discontinuité = 0.5 pour des défauts plans

IV-3-2 Facteur d'intensité de contrainte : K

Soit un solide élastique fissuré.

Un point M de coordonnées polaires r et θ .

Si la composante hydrostatique de la contrainte appliquée est négligeable, les contraintes $\sigma_{ij}(M)$ s'écrivent :

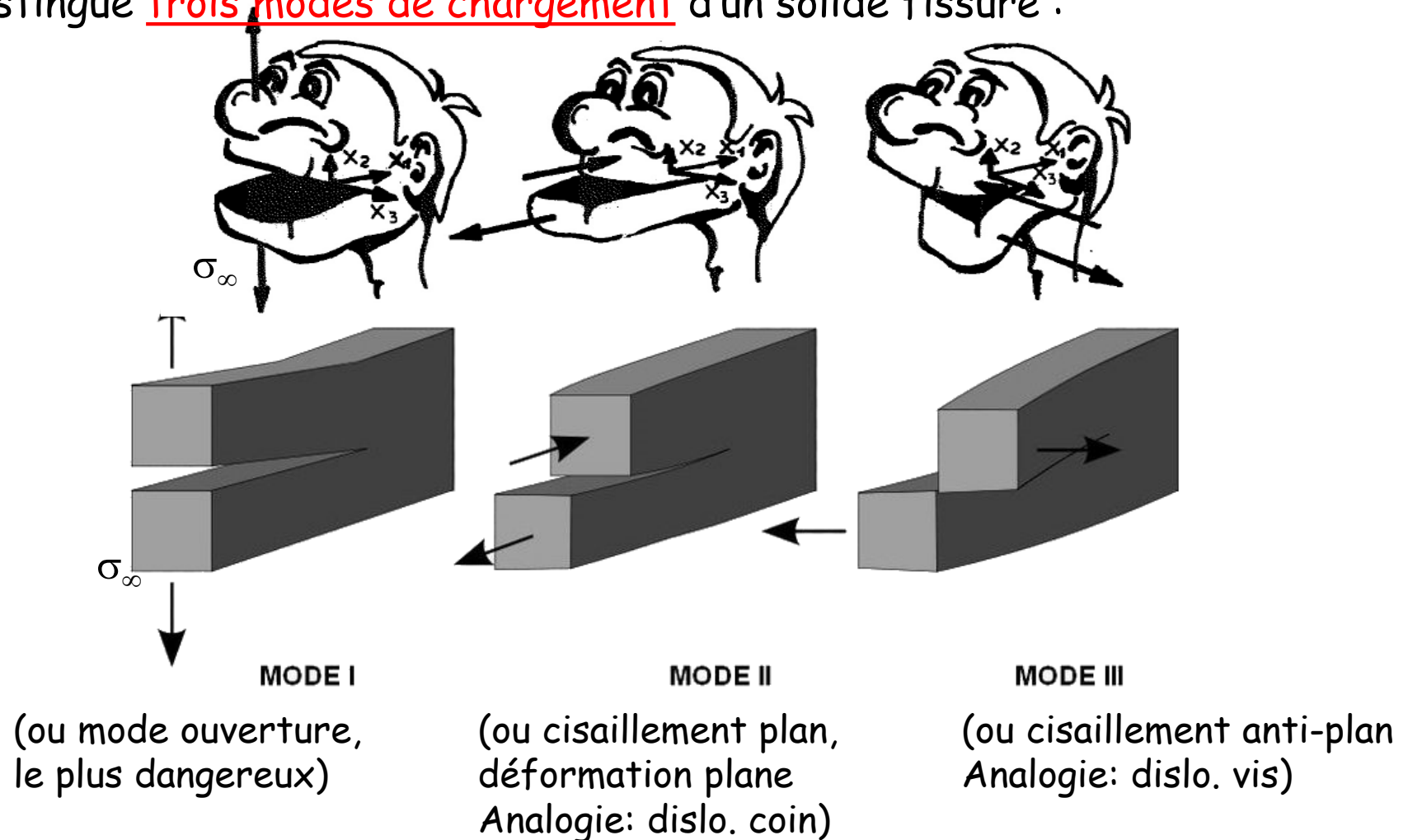


$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta)$$

K : dépend de la **géométrie** (taille défaut $2a$ centré) et de la **sollicitation**

$$K = \alpha \sigma_{\infty} \sqrt{\pi a} \quad (\text{en MPa}\sqrt{\text{m}})$$

On distingue **trois modes de chargement** d'un solide fissuré :



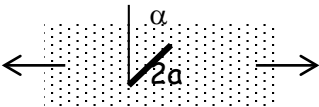
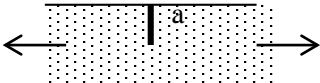
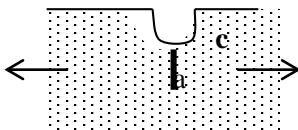
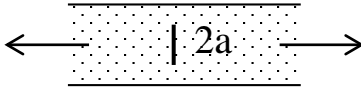
On parle donc de K_I , K_{II} et K_{III}

En mode I, fissure = 2a centrée dans massif infini, on a :

$$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \quad (\text{en MPa}\sqrt{\text{m}})$$

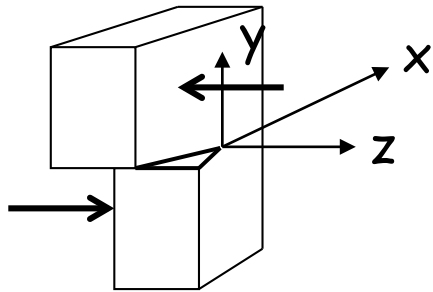
où σ_∞ est la contrainte de traction appliquée.

Dans la pratique, on utilise des tables ou des formulaires :

Solide	Schéma	Facteur d'intensité de contrainte pour une contrainte appliquée σ_0
<u>Milieu infini</u> : Fissure centrale inclinée		$K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \cos^2 \alpha$ $K_{II} = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \sin \alpha \cdot \cos \alpha$
<u>Milieu semi-infini</u> : Fissure latérale		$K_I = 1,122 \cdot \sigma_0 \sqrt{\pi a} \approx 2\sigma_0 \sqrt{a}$
Fissure dans entaille de profondeur c de rayon de courbure R avec $a > 0,4 R$		$K_I = 1,1215 \cdot \sigma_0 \sqrt{\pi a} \sqrt{1 + \frac{c}{a}}$
<u>Plaque finie tendue</u> d'épaisseur b Fissure centrale		$K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{b}\right)$ $f\left(\frac{a}{b}\right) = \left[1 - 0,025\left(\frac{a}{b}\right)^2 + 0,06\left(\frac{a}{b}\right)^4 \right] \sqrt{\cos \frac{\pi a}{2b}}$

IV-3-3 Contraintes en pointe de fissure

Ex : Le cisaillement anti-plan ou mode III (déplacement suivant Oz)



MODE III

$$U_z = f(x, y); U_x = U_y = 0$$

$$\text{Rappel } \left(\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left[\frac{\partial u_i}{\partial a_j} + \frac{\partial u_j}{\partial a_i} \right] \right)$$

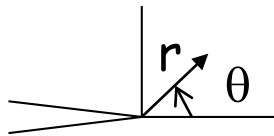
$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \varepsilon_{xz} \\ 0 & 0 & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{xz} & \varepsilon_{yz} & 0 \end{pmatrix}$$

$$\text{et } \sigma_{ij} = 2\mu\varepsilon_{ij} + \lambda\delta_{ij}\varepsilon_{kk}$$

D'où

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{1}{2\mu} \begin{pmatrix} 0 & 0 & \sigma_{xz} \\ 0 & 0 & \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} & \sigma_{yz} & 0 \end{pmatrix}$$

On obtient les valeurs de contraintes suivantes :

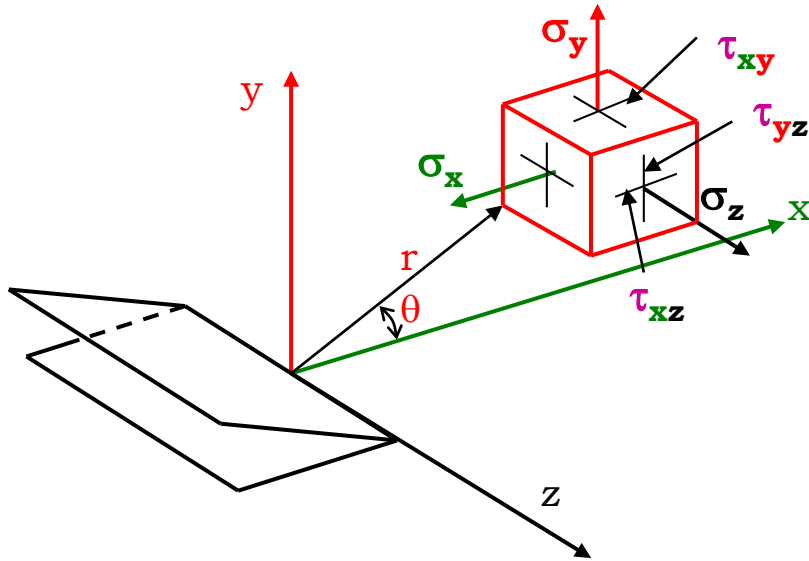


Coordonnées cylindriques

$$\begin{cases} \sigma_{xz} = -\frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \sigma_{yz} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \end{cases}$$

Rque : Dans le problème réel, la solution en termes de contrainte en bout de fissure sera souvent la combinaison linéaire des trois modes d'ouverture élémentaires (possible en raison du principe de superposition des solutions en élasticité linéaire)

Contraintes au voisinage d'une fissure



La théorie de l'élasticité linéaire permet de calculer les contraintes et les déplacements au voisinage de la fissure. Pour chacun des modes de propagation :

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) & \text{singularité en } r^{-1/2} \\ \mathbf{u}_i = K \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \mathbf{g}_i(\theta) & K \text{ constante indépendante de } r \text{ et } \theta \\ & f_{ij}, g_i \text{ fonctions connues de } \theta \end{cases}$$

Mode III

$$\begin{cases} \begin{Bmatrix} \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{Bmatrix} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{Bmatrix} -\sin(\theta/2) \\ \cos(\theta/2) \end{Bmatrix} & \mathbf{w} = 2 \frac{K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin(\theta/2) \\ \sigma_x = \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy} = 0 & \mathbf{u} = \mathbf{v} = 0 \end{cases}$$

Mode I

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \tau_{xy} \\ \sigma_y \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} 1 - \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2) \\ \sin(\theta/2) \cos(3\theta/2) \\ 1 + \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2) \end{Bmatrix}$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad \text{DP}$$

$$\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad \text{CP}$$

$$\begin{Bmatrix} \mathbf{u} \\ \mathbf{v} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \chi - 1 + 2\sin^2(\theta/2) \\ \chi + 1 - 2\cos^2(\theta/2) \end{Bmatrix}$$

$$\chi = (3 - 4\nu) \quad \mathbf{w} = 0 \quad \text{DP}$$

$$\chi = (3 - \nu)(1 + \nu) \quad \text{CP}$$

Mode II

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \tau_{xy} \\ \sigma_y \end{Bmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{Bmatrix} -\sin(\theta/2)[2 + \cos(\theta/2) \cos(3\theta/2)] \\ \cos(\theta/2)[1 - \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2)] \\ \sin(\theta/2) \cos(\theta/2) \cos(3\theta/2) \end{Bmatrix}$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad \text{DP}$$

$$\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \quad \text{CP}$$

$$\begin{Bmatrix} \mathbf{u} \\ \mathbf{v} \end{Bmatrix} = \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \sin(\theta/2)[\chi + 1 + 2\cos^2(\theta/2)] \\ -\cos(\theta/2)[\chi - 1 - 2\sin^2(\theta/2)] \end{Bmatrix}$$

$$\chi = (3 - 4\nu) \quad \mathbf{w} = 0 \quad \text{DP}$$

$$\chi = (3 - \nu)(1 + \nu) \quad \text{CP}$$

IV-4 Approche énergétique de la rupture

Soit un solide de surface initiale S_0 . On crée dans ce solide une fissure de surface $A(t)$ (fct du temps). On peut écrire l'équilibre thermodynamique suivant :

$$\frac{dU}{dt} = \frac{dV}{dt} + \frac{dT}{dt} + \frac{dD}{dt}$$

Avec

- U : Travail des forces extérieures
- V : Énergie élastique stockée due à la présence de la fissure
- T : Énergie cinétique
- D : Énergie dissipée sous forme irréversible (déf.plast+surf.libres)

Si le chargement se fait lentement (quasi-statique) alors $T=0$;

On peut écrire :

$$\frac{d(U - V)}{dt} = \frac{dD}{dt} = \frac{dD}{dA} \frac{dA}{dt}$$

$$d'où : \frac{d(U - V)}{dA} = \frac{dD}{dA}$$

← γ : énergie nécessaire à la propagation de la fissure (création de surface)

G : taux de restitution d'énergie (force d'extension de la fissure) = énergie disponible pour faire avancer la fissure.

Force linéique appliquée au front de fissure

Le critère de rupture s'écrit :

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{d(U - V)}{dA} < \gamma_c \Rightarrow \text{Non rupture, pas d'avancée de fissure, la fissure devrait même se refermer mais pas possible car apparition de divers processus irréversibles (ex : oxydation des surfaces...)} \\ \frac{d(U - V)}{dA} \geq \gamma_c \Rightarrow \text{Rupture, seuil dépassé; avancée brutale de la fissure.} \end{array} \right.$$

Ou encore :

$$\left\{ \begin{array}{l} G_i < G_c \Rightarrow \text{Non rupture} \\ G_i \geq G_c \Rightarrow \text{Rupture} \end{array} \right.$$

↑
Ici i = mode de chargement (I, II ou III)

Rque :

* Matériau parfaitement fragile : $\gamma_c = 2\gamma_s$ (γ_s : énergie de surface)
(ex : céramiques). Critère de Griffith : $G \geq 2\gamma_s$

* Matériau élasto-plastique : $\gamma_c = 2\gamma_s + \gamma_p$ (dans les métaux en particulier : $\gamma_p \gg \gamma_s$ amélioration de la résistance à la déchirure).

IV-5 Relation entre G et K en statique

La comparaison est possible si :

- l'énergie de déformation plastique est négligeable, et simultanément
- la zone plastique en fond de fissure a de petites dimensions devant celles du solide.

Prenons l'exemple du mode III:

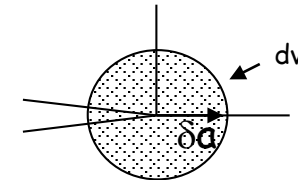
$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \begin{pmatrix} 0 & 0 & -\sin \frac{\theta}{2} \\ 0 & 0 & \cos \frac{\theta}{2} \\ -\sin \frac{\theta}{2} & \cos \frac{\theta}{2} & 0 \end{pmatrix} \quad \text{d'où} \quad \underline{\underline{\varepsilon}} = \frac{K}{2\mu\sqrt{2\pi r}} \begin{pmatrix} 0 & 0 & -\sin \frac{\theta}{2} \\ 0 & 0 & \cos \frac{\theta}{2} \\ -\sin \frac{\theta}{2} & \cos \frac{\theta}{2} & 0 \end{pmatrix}$$

Or, l'énergie élastique stockée en fond de fissure s'exprime :

$$W = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \frac{K^2}{2\mu 2\pi r} 2(\sin^2 \frac{\theta}{2} + \cos^2 \frac{\theta}{2}) \quad \text{soit} \quad W = \frac{K^2}{4\pi\mu r}$$

Pour faire avancer la fissure a de δa , il faut sommer cette énergie sur la zone d'extension en bout de fissure : (dv devient $r d\theta dr$ dans le plan, avec de 0 à 2π)

$$\delta W = \int_{vol} \frac{K^2}{4\pi\mu r} dv = 2\pi \int_0^{\delta a} \frac{K^2}{4\pi\mu r} r dr = \frac{K^2}{2\mu} \delta a = G \delta a$$



On obtient pour le mode III :

$$G = \frac{K^2}{2\mu}$$

Des calculs permettent de préciser que pour une sollicitation de mode I :

$$\begin{cases} G_I = \frac{(1-\nu^2)}{E} K_I^2 & \text{en déformation plane} \\ G_I = \frac{K_I^2}{E} & \text{en contrainte plane} \end{cases}$$

On obtient la relation générale, en déformation plane :

$$G = \frac{(K_I^2 + K_{II}^2)(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1+\nu)}{E} K_{III}^2$$

Si $\exists G_c$ / rupture pour $G=G_c$ alors $\exists K_c$ / rupture pour $K=K_c$

Alors

$K_c = \text{ténacité du matériau}$

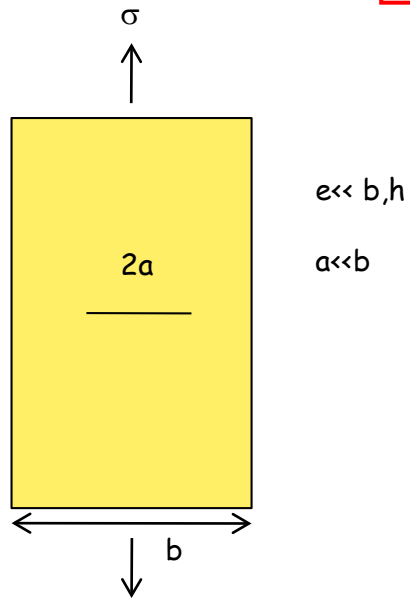
(facteur d'intensité de contrainte critique, résistance du matériau contenant une fissure à sa propagation instable)

$$K_c \begin{cases} \sigma_c \sqrt{\pi a} & \text{Chargement critique} \\ \sigma_\infty \sqrt{\pi a_c} & \text{Fissure critique} \end{cases}$$

On montre alors que pour un matériau fragile, en contrainte plane, la contrainte macroscopique de clivage d'une fissure de longueur $2a$, s'exprime :

$$\sigma_c = ?$$

Critère de Griffith



On montre alors que pour un matériau fragile, en contrainte plane, la contrainte macroscopique de clivage d'une fissure de longueur $2a$, s'exprime :

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi a}}$$

Critère de Griffith

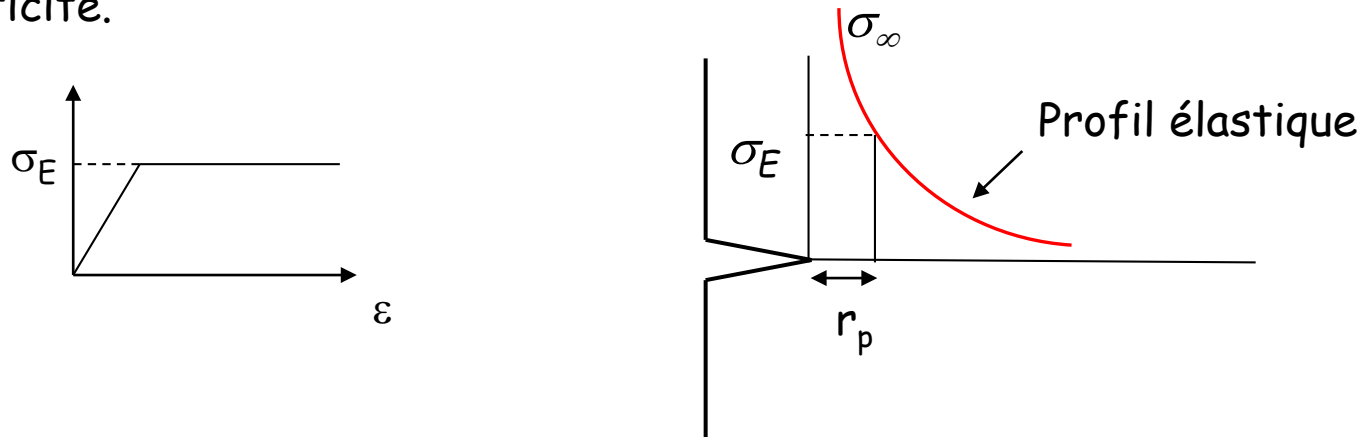
IV-6 Fissures en élasto-plasticité- Plasticité confinée

IV-6-1 Taille des zones plastiques en CP et DP

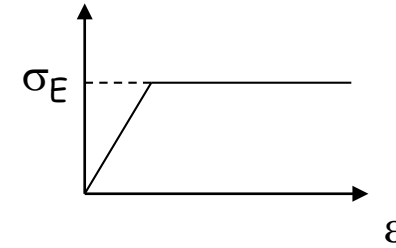
Les calculs, en élasticité, montrent que la contrainte est infiniment grande en fond de fissure, quelle que soit la contrainte appliquée. Or, l'expérience montre qu'aucun matériau ne se rompt, au niveau d'une fissure, si la contrainte appliquée est suffisamment faible (non nécessairement nulle). Ce résultat correspond à l'existence d'une zone déformée de façon irréversible (plastique, etc.) au fond de cette fissure. La fissure ne se développe que si la dégradation (endommagement, etc...) de cette zone atteint une valeur critique.

=> Formation d'une zone plastifiée en tête de fissure car la contrainte est bornée par la limite d'élasticité.

Soit un matériau élastique, parfaitement plastique. On choisit von Mises comme critère de plasticité.



Soit un matériau élastique, parfaitement plastique.



En mode I et pour $\theta = 0$, on a :

$$\left\{ \begin{array}{l} \underline{\sigma}_{CP} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \\ \underline{\sigma}_{DP} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2\nu \end{pmatrix} \end{array} \right. \quad \text{d'où} \quad \left\{ \begin{array}{l} \underline{\sigma}_{eqVM}^{CP} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \\ \underline{\sigma}_{eqVM}^{DP} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} (1 - 2\nu) \end{array} \right.$$

En utilisant le critère de von Mises, on plastifie lorsque $\sigma_{eqVM} \geq \sigma_E$

Soit

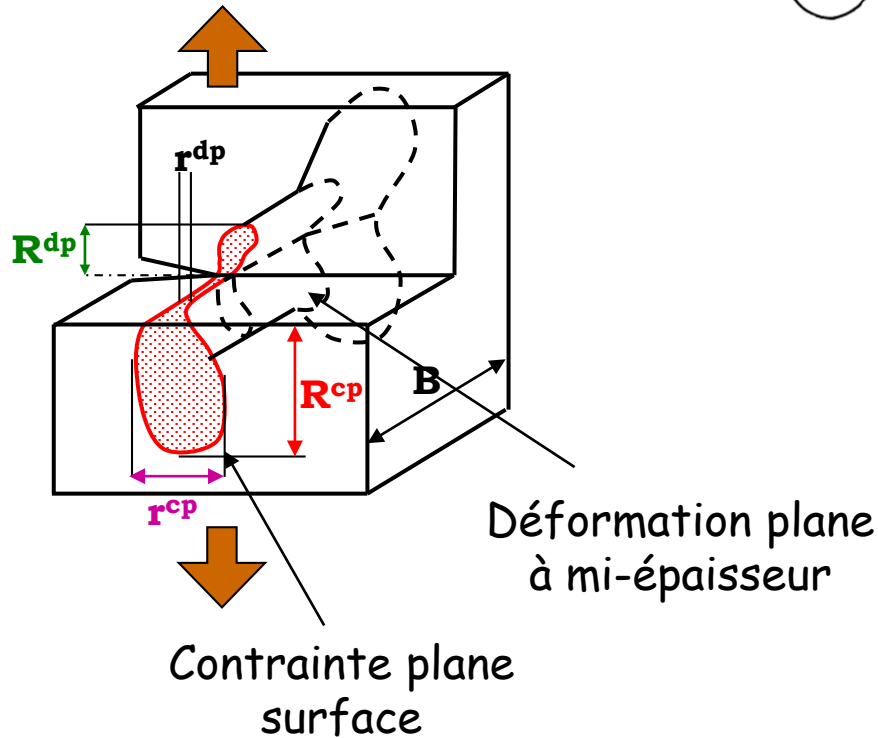
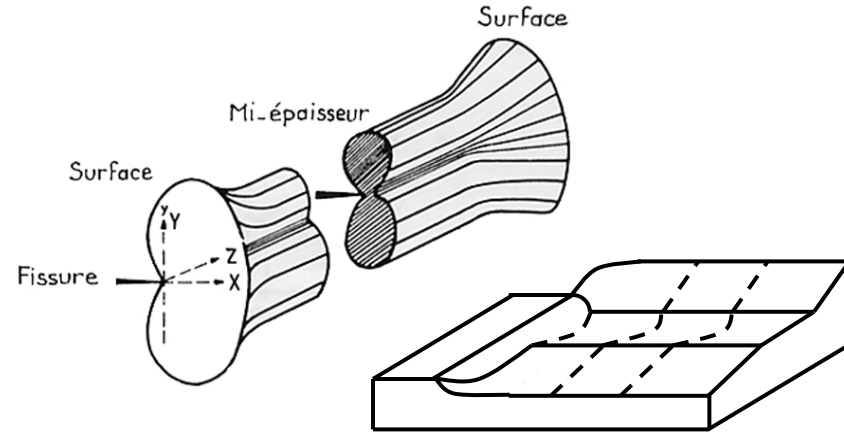
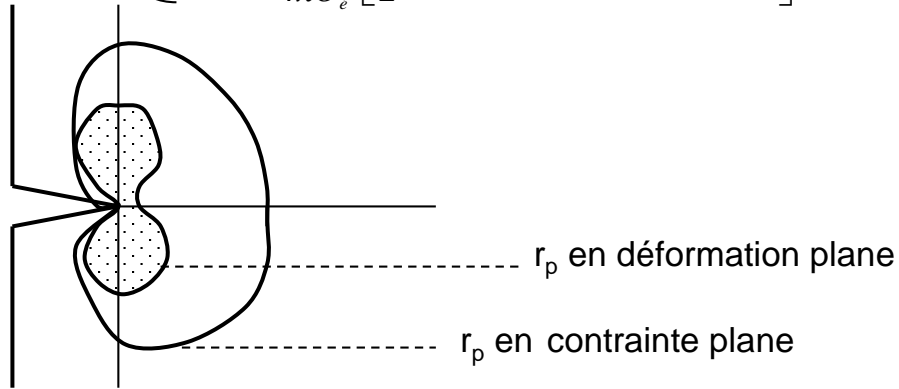
$$\left\{ \begin{array}{l} r_{ZP}^{CP} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \\ r_{ZP}^{DP} = \frac{(1-2\nu)^2}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \end{array} \right.$$

Avec $\nu=0.3$, $(1-2\nu)^2=0.16=1/6$
D'où $r_{DP} \ll r_{CP}$

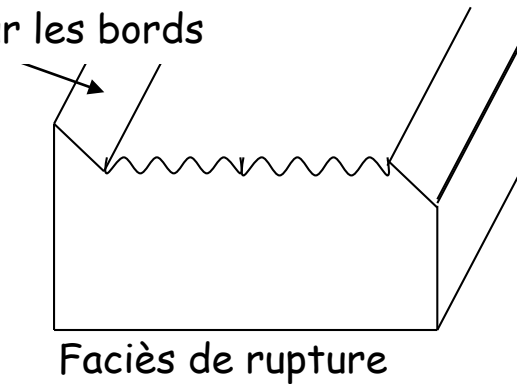
En mode I, pour tout θ , on calcule :

$$\begin{cases} r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{4\pi\sigma_e^2} [1 + 3\sin^2\theta + \cos\theta] & \text{en CP} \\ r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{4\pi\sigma_e^2} \left[\frac{3}{2}\sin^2\theta + (1-2\nu)^2(1+\cos\theta) \right] & \text{en DP} \end{cases}$$

L'état de déformation plane bloque la plasticité.



Lèvres de cisaillement sur les bords





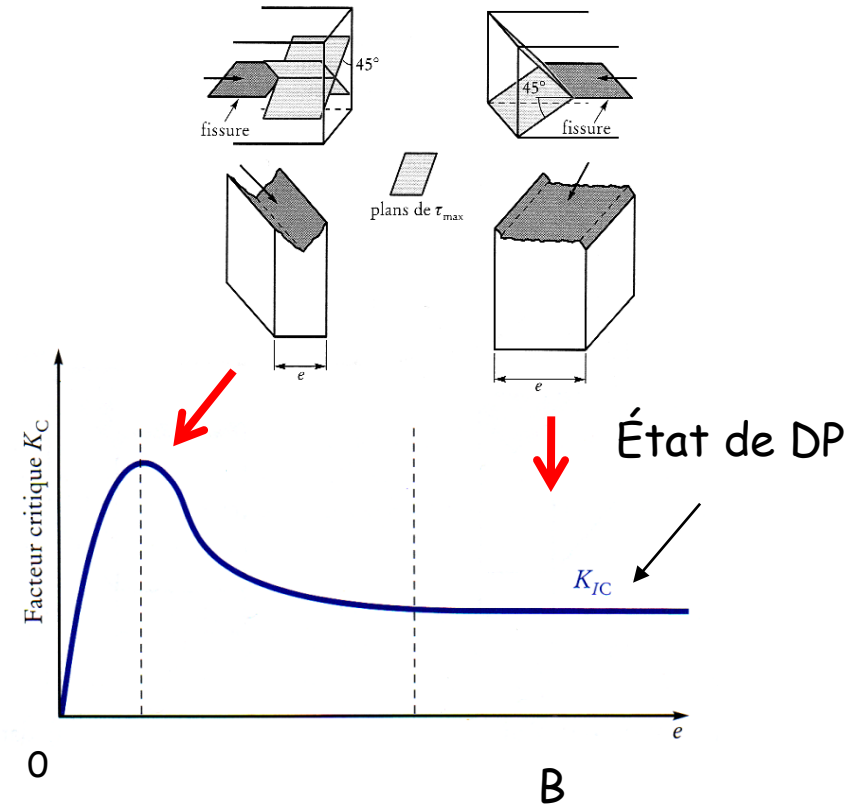
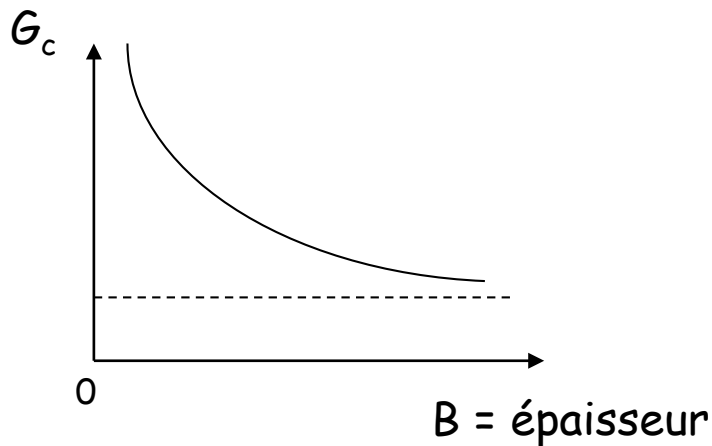
La valeur du facteur d'intensité de contrainte à la rupture va donc varier en fonction de l'étendue de la zone plastique et donc en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette.

En effet, on sait que $K^2 \sim G$ ← Force d'extension de fissure

Or en élasticité pure : $G =$ énergie dissipée pour propagation fissure
 en plasticité confinée: $G =$ énergie dissipée pour (propagation fissure + zones plastiques)

On montre que l'énergie dissipée varie linéairement avec l'étendue des zones plastiques.

Ainsi :

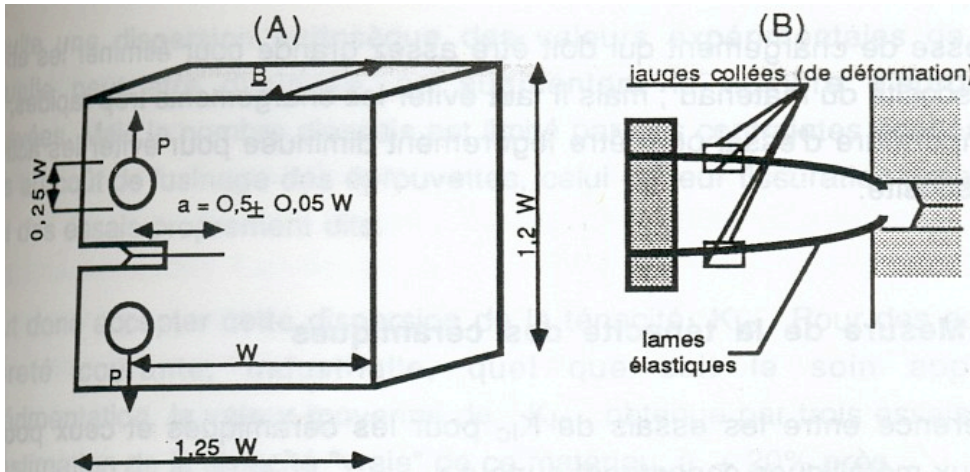


Pour déterminer la ténacité en mode I (le + endommageant), il faut rester en plasticité confinée \Rightarrow on s'assure que la plus grande partie de l'éprouvette reste en DP (comparaison $B-r_{ZP}$) :

$$\text{norme } B \geq 2.5 (K^2 / \sigma_E^2) \approx 15 r_{ZP(CP)}$$

IV-6-2 Essai de Ténacité - Norme française NF A 03 180

Par définition, la ténacité K_{Ic} d'un matériau est la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte, correspondant à la propagation de cette fissure.



- A) Eprouvette fissurée (type CT : compact tension)
B) Extensomètre pour mesurer l'écartement v entre les lèvres de la fissure

Conditions géométriques (assurer le confinement de la ZP) et rester dans le cadre de la MLER

* Fissure de fatigue :

Longueur : $a \geq 1,27 \text{ mm}$
 $0.45 \leq a/W \leq 0.55$

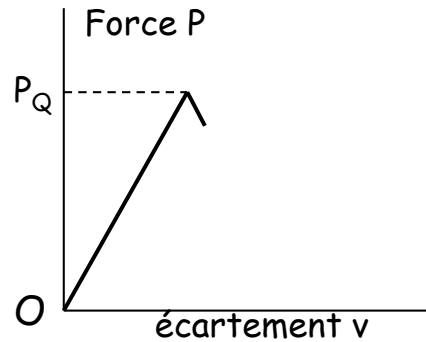
Rayon de courbure : $\rho < 0.1 \text{ mm}$

ZP : $K_f/E < 32 \cdot 10^{-5} \sqrt{m}$
(r_{zp} après fatigue $\ll r_{zp}$ après propag.)

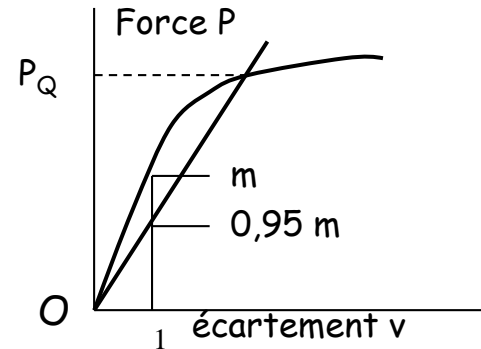
* Éprouvette CT :

Épaisseur : $B \geq 2.5 (K^2/\sigma_E^2)$

(A) Propagation nette



(B) Propagation diffuse



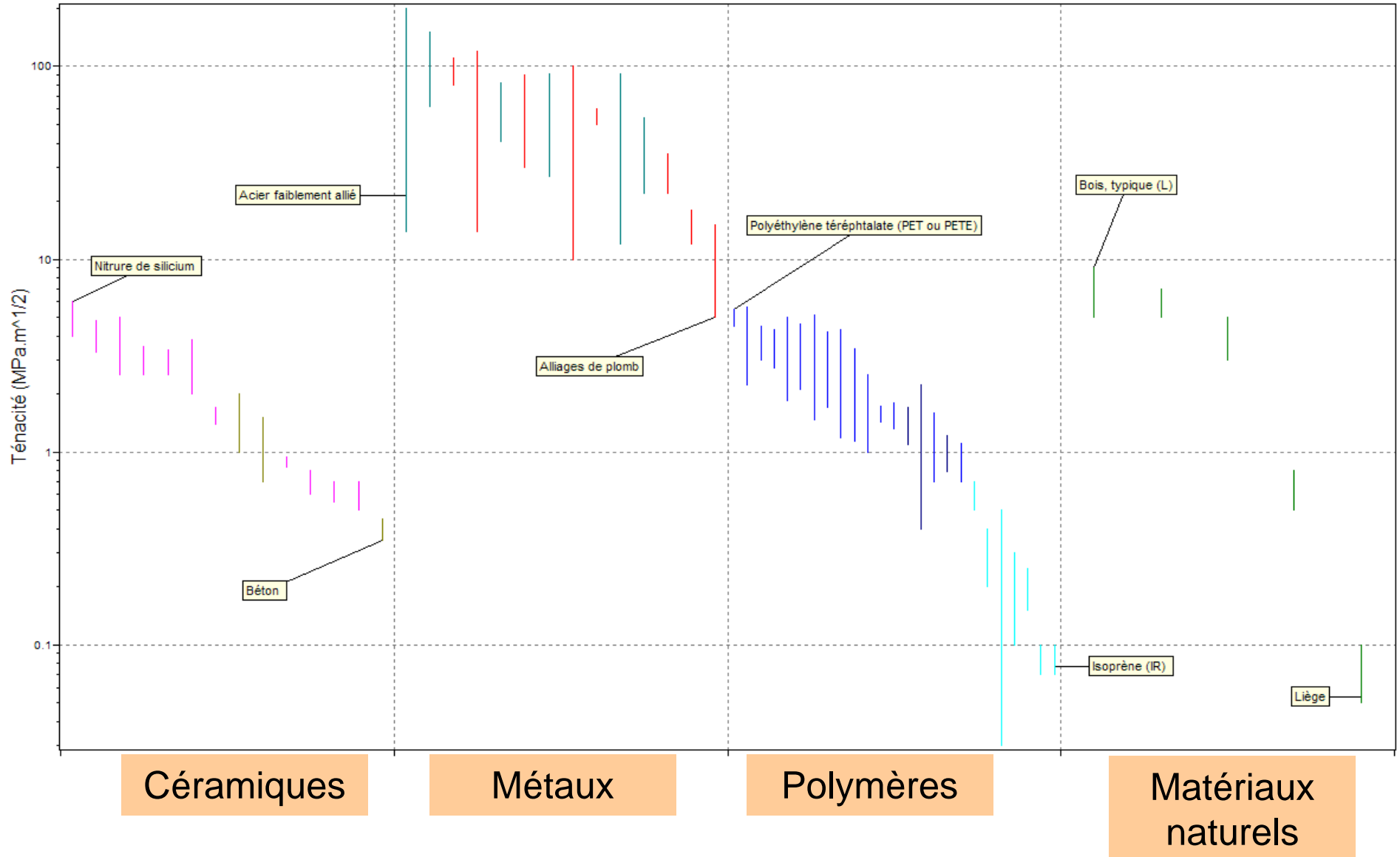
On calcule alors : $K_Q = \frac{P_Q Y}{B \sqrt{W}}$ Avec Y : une fonction de a/W

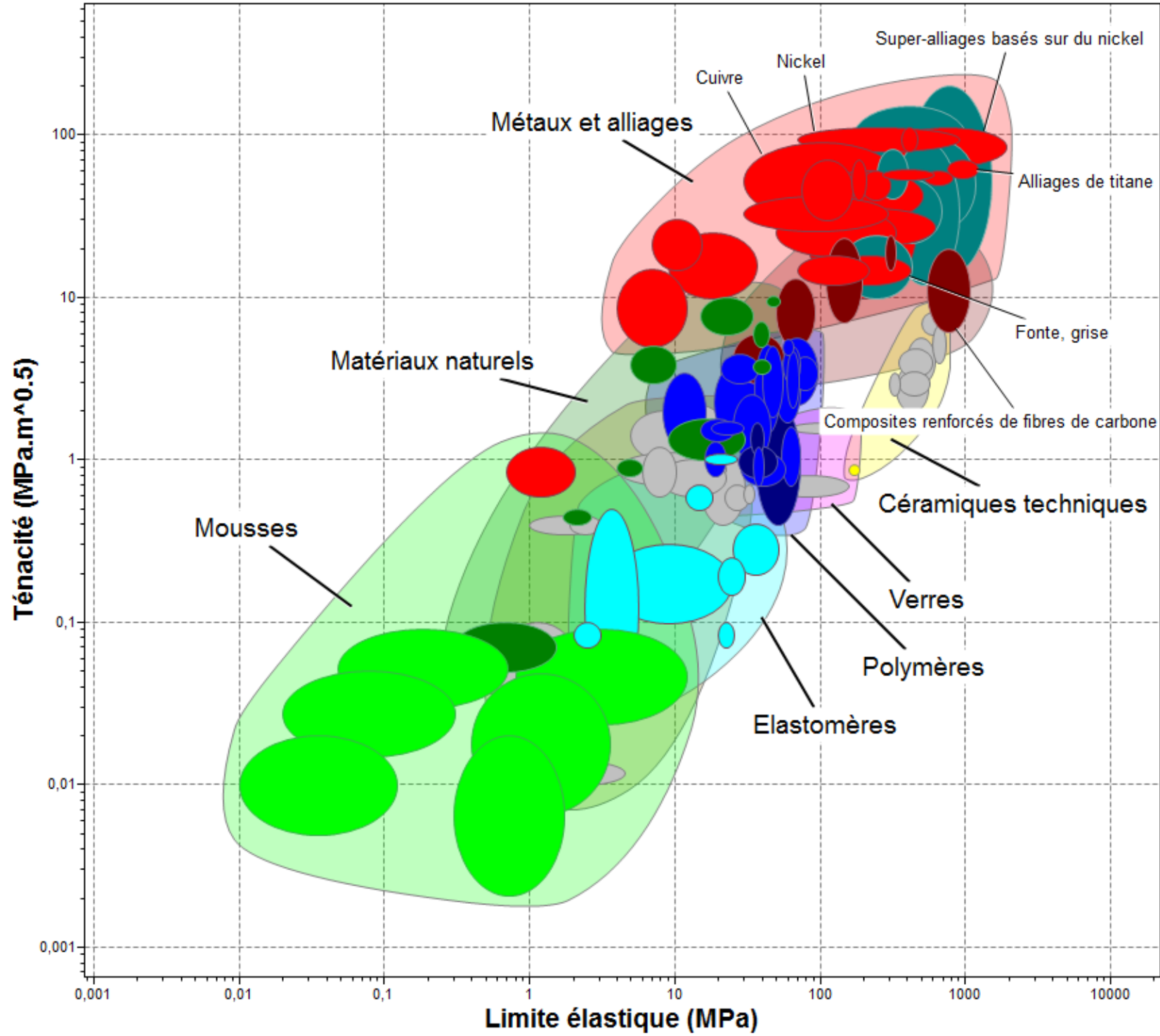
Si $P_{max}/P_Q < 1.1$ et si $S_{Rupt. Plane}/S_{Rupt. 45^\circ} > 9$ alors $K_Q = K_{IC}$

Quelques exemples :

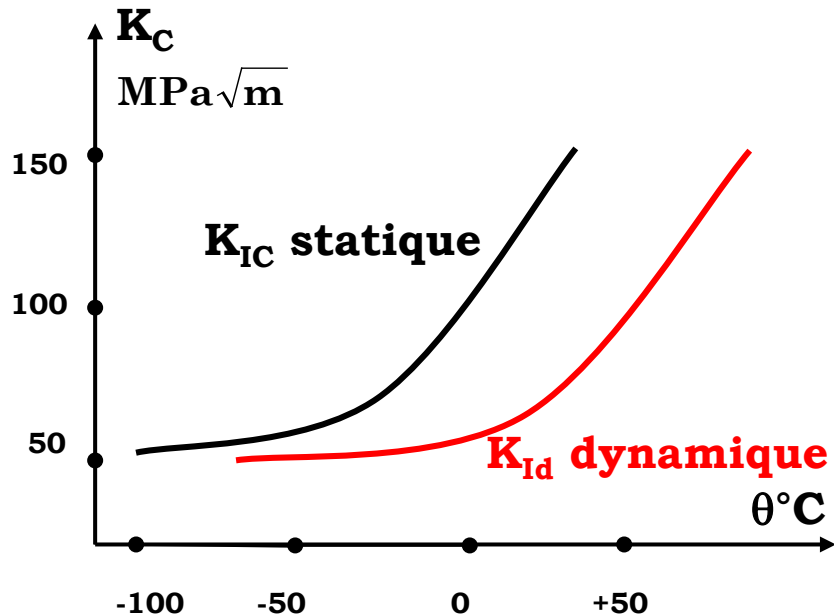
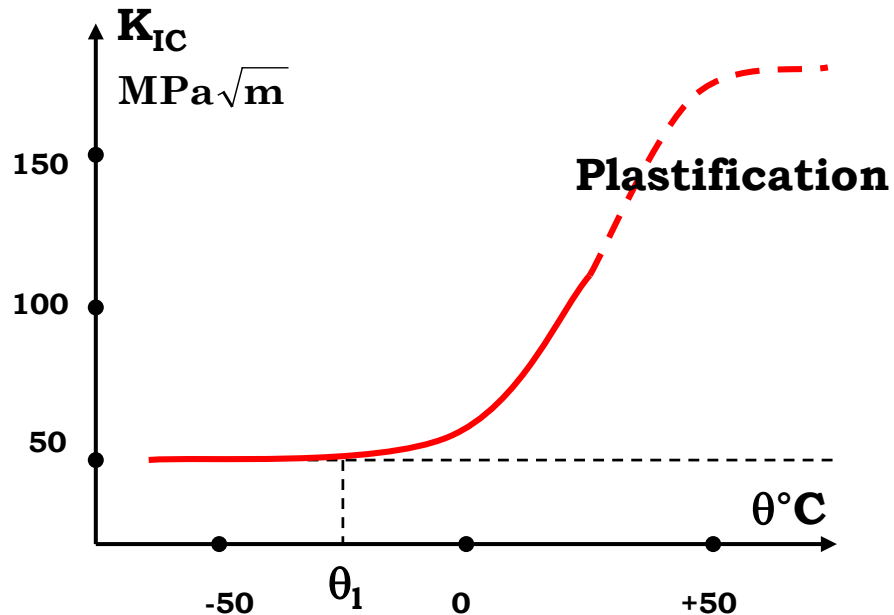
Matériaux	Limite d'élasticité σ_E (MPa)	Ténacité K_{IC} (MPa \sqrt{m})
Aciers		
Au carbone	240	200
A 533B	350	190
Maraging	2000	85
Alliages légers		
TA6V (titane)	900	80
7975 (aluminium)	650	30
Polymère		
PMMA	60	2
Céramique		
SiN à 100°C	200	4

Choix des matériaux





Facteurs expérimentaux influençant la ténacité K_{IC}



- Pour les métaux et alliages, la ténacité dépend de la ductilité
- **Effet de la température**
Exemple : aciers de construction peu alliés
La ténacité croît quand la température augmente (au-delà de θ_1) (augmentation de la ductilité)
- **Effet de la vitesse de sollicitation**
La ténacité diminue pour des vitesses de sollicitations élevées (essais de rupture par choc). K_{IC} doit être remplacé par K_{Id} (K_{Id} : ténacité en conditions dynamiques) (baisse de ductilité)
- L'écart entre K_{IC} et K_{Id} est faible dans le domaine purement fragile.

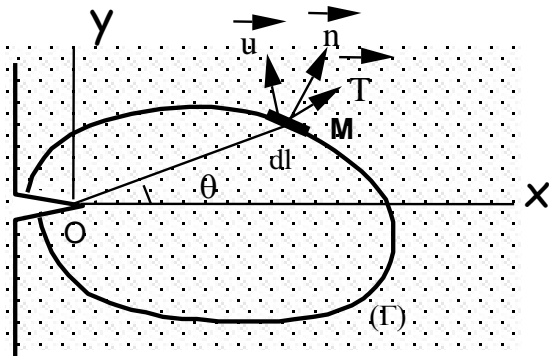
Problème pour certains matériaux ductiles à faible R_e : MLER $\Rightarrow B > 10m$!!!

MLER inadaptée \rightarrow Nouveau facteur = Intégrale J

IV-7 Problème des matériaux ductiles - Plasticité non confinée

La prise en compte de la déformation plastique au voisinage du front de la fissure a conduit à proposer d'autres approches permettant de décrire les singularités élasto-plastiques. Ainsi, Rice (1968) a introduit une intégrale de contour, le long d'un chemin qui entoure les lèvres de la fissure, permettant d'évaluer l'effort de propagation de la fissure quel que soit l'état du métal dans la zone considérée (élastique ou plastique).

L'intégrale J se définit, en déformation plane (rien ne se passe suivant z), par :



$$J = \int_{(\Gamma)} (W \cdot dy - \vec{T} \cdot \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} \cdot dl)$$

où, au point courant M ,

W : densité d'énergie emmagasinée, $W = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$

\vec{T} : vecteur contrainte sur un élément de contour dl

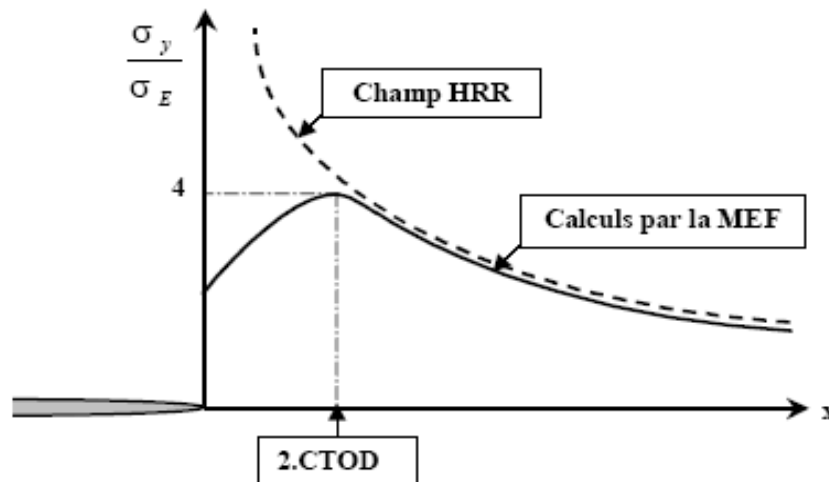
\vec{u} : vecteur déplacement au point M

J représente, en élasticité non linéaire, le taux de libération d'énergie correspondant à une avancée infinitésimale de la fissure.

- L'intégrale J est indépendante du contour dès lors qu'il est appuyé sur les lèvres.
- HUTCHINSON-RICE-ROSENGREEN ont calculé les champs de σ et ε (champs HRR) en tête de fissure.
- Pour un régime totalement élastique, on montre que $J=G$ (relations entre J et K - en DP- idem que entre G et K).

Zones de grandes déformations en pointe de fissure

- La singularité HRR présente la même anomalie que la singularité de la MLR
- Les contraintes tendent vers l'infini lorsqu'on s'approche de l'extrémité (r tend vers 0)
- Le champ singulier ne persiste pas à l'extrémité de la fissure
- Les grandes déformations à l'extrémité provoquent un émoussement de la fissure, ce qui réduit la triaxialité et conduit à une relaxation des contraintes
- Le champ HRR ne prend pas en compte l'émoussement
- L'analyse HRR n'est plus valable lorsque les déformations excèdent 10%
- Les calculs par EF utilisant une théorie des grandes déformations donnent une répartition des contraintes qui dévie de celle du champ HRR lorsque $r < 2CTOD$



- Même question que pour la MLR
 - Peut-on utiliser J comme critère de rupture
- Même réponse que pour la MLR
 - oui tant qu'il existe une zone dominée par J

IV-7-1 Essai de J_{IC} - Norme française NF A 03 183

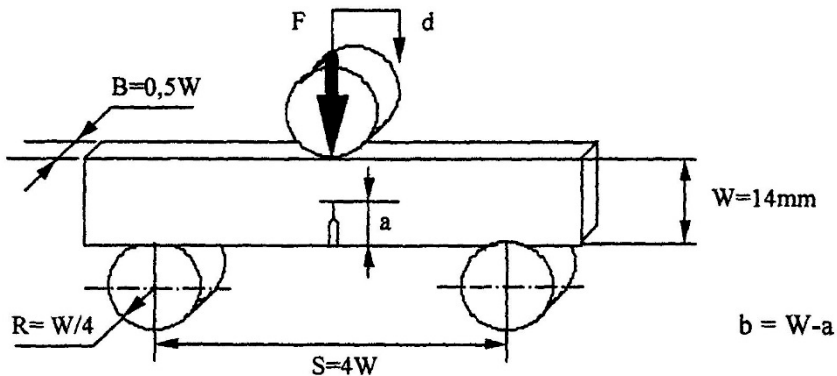


Figure 3 : éprouvette de flexion trois points

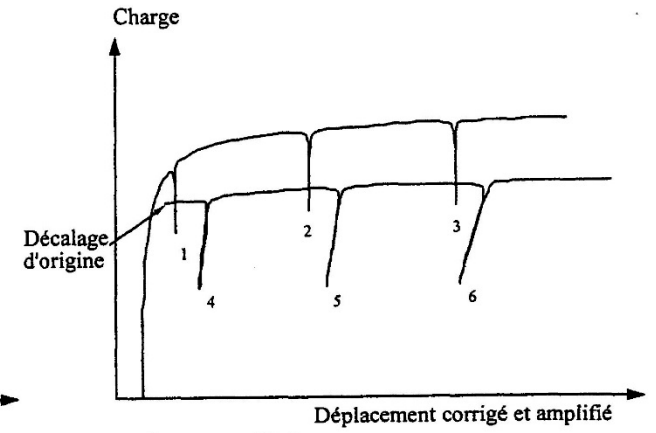
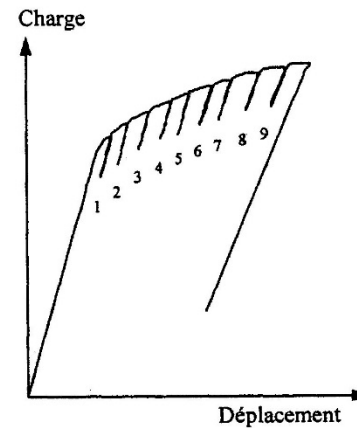


Figure 4 : charges-décharges

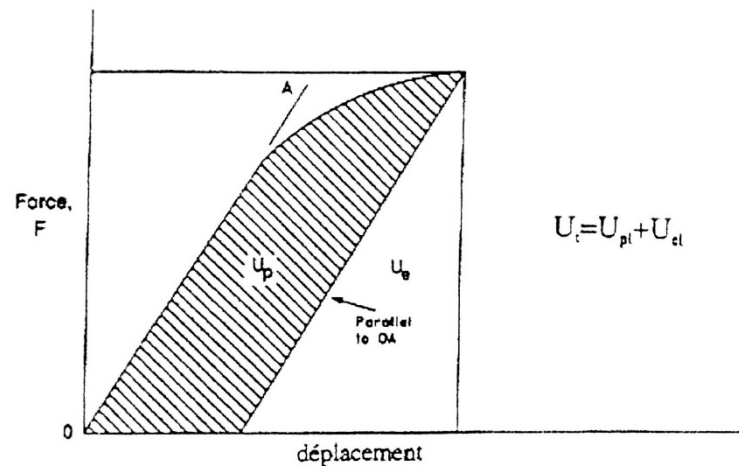


Figure 5 : Principe de mesure de l'énergie totale U_i

$$J_{el} = \frac{\eta \cdot U_{el}}{B \cdot (W - a_0)}$$

De même pour J_{pl}

$\eta = 2$ en flexion 3 points

$$J = J_{el} + J_{pl}$$

$a = f(\text{complaisance})$ à chaque décharge

Calcul de J_{IC} :

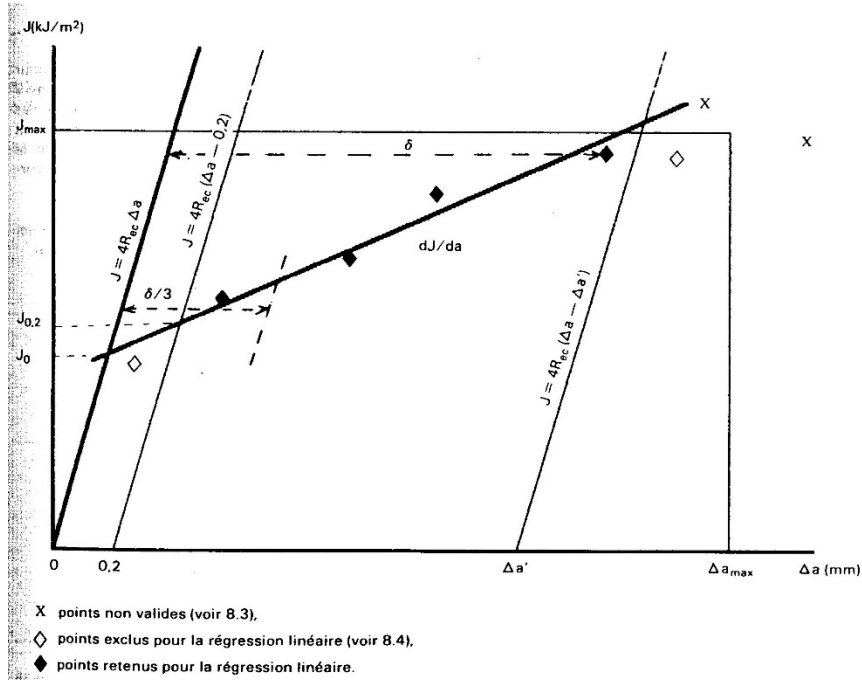


Figure 11 — Exemple de calcul des valeurs conventionnelles $J_{0,2}$ et dJ/da pour le cas où toutes les éprouvettes ont la même valeur de b_0 .

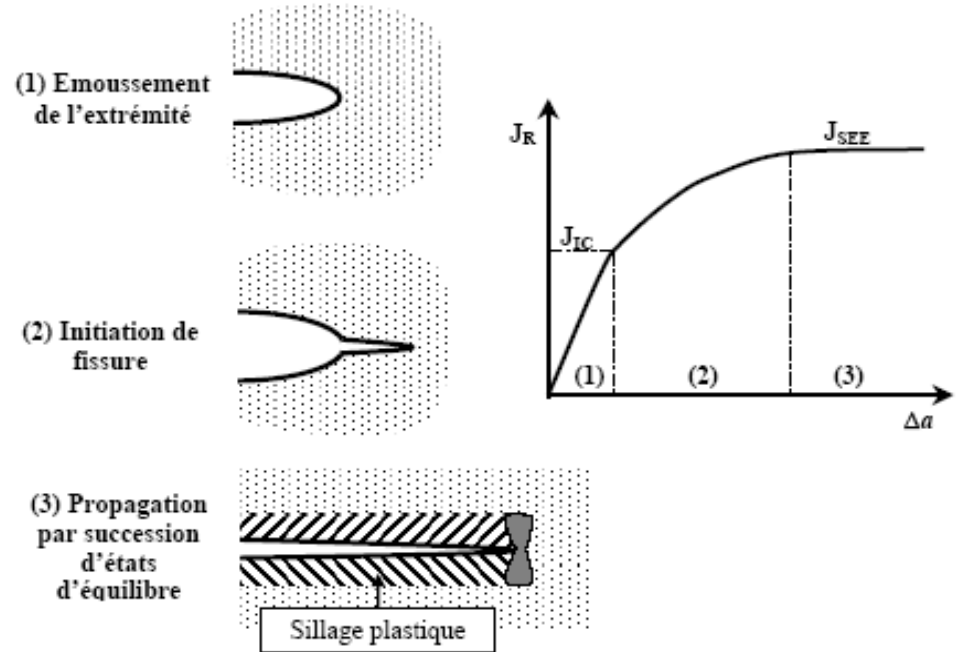


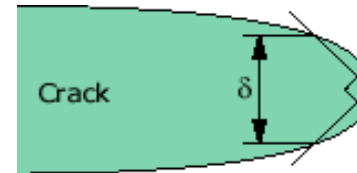
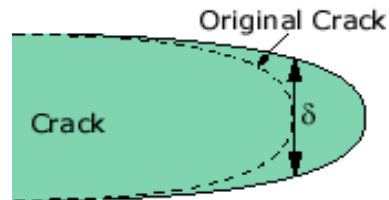
Figure III.21 : Les trois stades de propagation dans un solide infini

IV-7-2 CTOD (Crack Tip Opening Displacement)

Définition du CTOD ou COD (Crack Tip Opening Displacement)

Les deux définitions les plus communes sont :

1. L'érousement au niveau de la fissure initiale
2. Érousement à partir d'un angle droit en fond de fissure



Relations entre CTOD , K_{IC} et J_{IC} :

En élasticité:

$$\delta_c = CTOD_c = \frac{2(1-\nu^2)}{1+\pi/2} \frac{K_{IC}^2}{E\sigma_E}$$

En élasto-plasticité:

$$\delta_c = CTOD_c = \frac{2}{1+\pi/2} \frac{J_c}{\sigma_E} \approx 0.6 \frac{J_c}{\sigma_E}$$

En résumé :

- Matériau élastique fragile (purement élastique) => utiliser K , la ténacité est K_{IC}
- Matériau élasto-plastique (+ réaliste)
 1. Plasticité confinée
L'ensemble du matériau garde un comportement élastique,
=> utiliser K , la ténacité est K_{IC} (σ_E grand)
 2. Plasticité non confinée (assimilée à élasticité non linéaire)
Si on se met en DP,
=> utiliser J , la ténacité est J_{IC}
 3. Plasticité étendue
Il n'existe pas de paramètre qui caractérise la singularité des contraintes.

V- Fatigue des métaux

V-1 Introduction

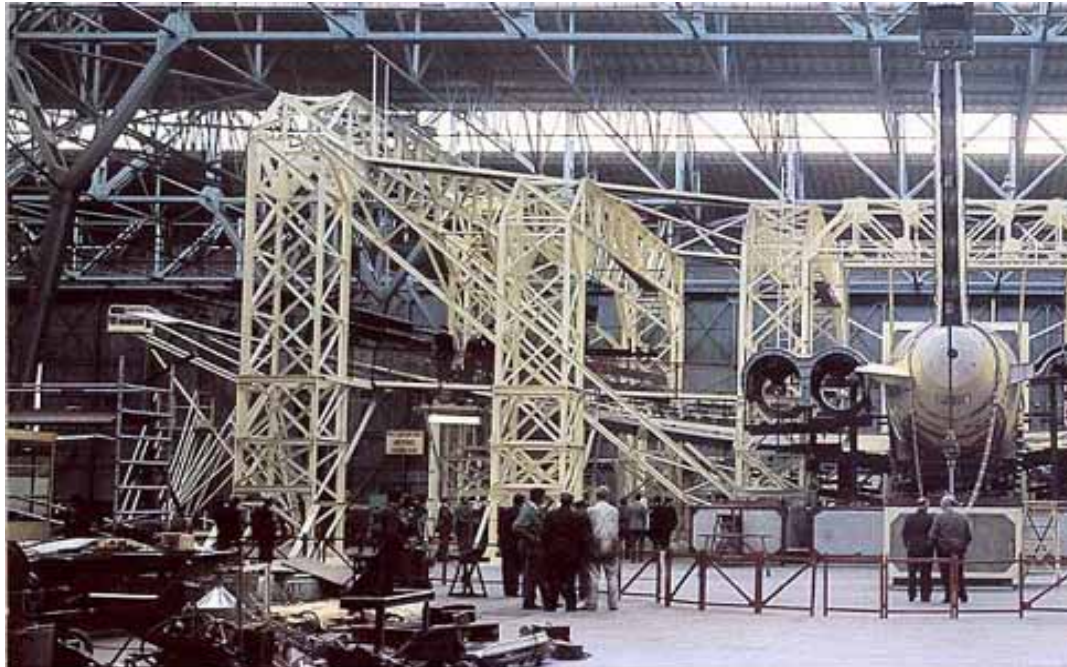
V-2 Mécanismes

V-3 Durée de vie

V-4 Fissuration

V-5 Influence des contraintes -chargement multiaxial

Les essais de fatigue



Essai de fatigue - Airbus A380
(source IABG)

V-1 Introduction

Historique :

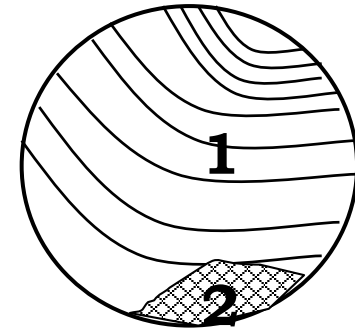
- **1853** : Morin → Rupture d'essieux de voitures de poste
- **1858** : Wöhler → Rupture d'essieux de voitures de chemin de fer
- **1920** : Tenue des moteurs d'avion
- **1940** : Développement de la construction aéronautique + automobiles, machines, constructions soudés...
- **1970** : Fatigue à chaud, fatigue thermique, fatigue plastique

Définitions :

- **Fatigue** : lors de sollicitations variables dans le temps
sollicitations périodiques ou apériodiques
- **Conséquences** : modification du matériau (endommagement) pouvant conduire à la rupture
- $\sigma > R_e$: fatigue (avec déformation) plastique
- $\sigma < R_e$: fatigue endurance (pas de déformation apparente → rupture brutale)

V-2 Mécanismes

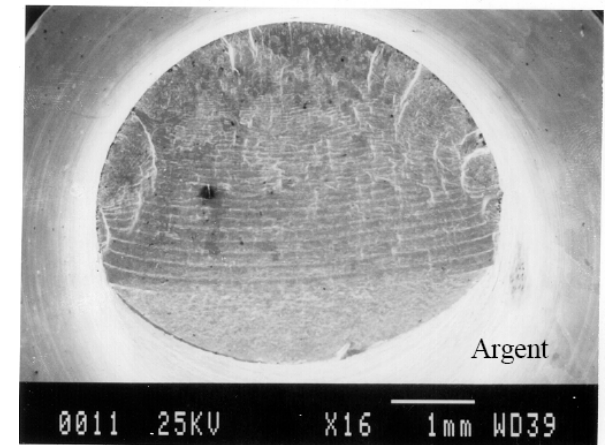
- Surface de rupture par fatigue
 - **Fractographie : examen macroscopique**
 - Aspect caractéristique : 2 zones
 - Surface lisse, soyeuse : fissuration par fatigue
 - Surface rugueuse, relief : rupture finale
 - Aspect particulier : lignes successives parallèles



Lignes d'arrêt :

- Autant de lignes que d'arrêts dans le fonctionnement de la pièce : arbres de navire (du moteur à l'hélice), lignes → escales
- Marquent le front de la fissure lors d'un arrêt
- Léger changement d'orientation au redémarrage (vieillessement)
- Permettent de remonter au foyer ou point d'amorçage

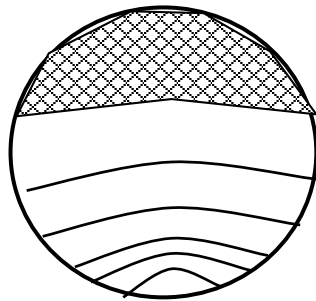
Condition suffisante pour identifier une fissuration par fatigue mais pas nécessaire, car sur une éprouvette d'essai rompue sans arrêt intermédiaire, pas de ligne d'arrêt.



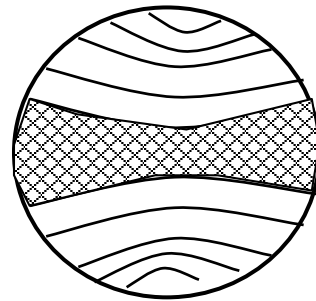
- En général :
 - Un foyer
 - Parfois plusieurs, leur nombre croît avec σ

- Position du foyer, courbure des lignes :

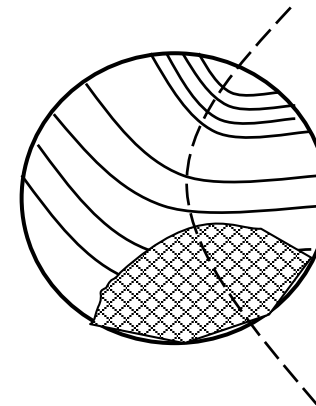
Identification de l'origine et du mécanisme de propagation de la fissure de fatigue



Flexion plane



Flexion plane alternée



Flexion rotative

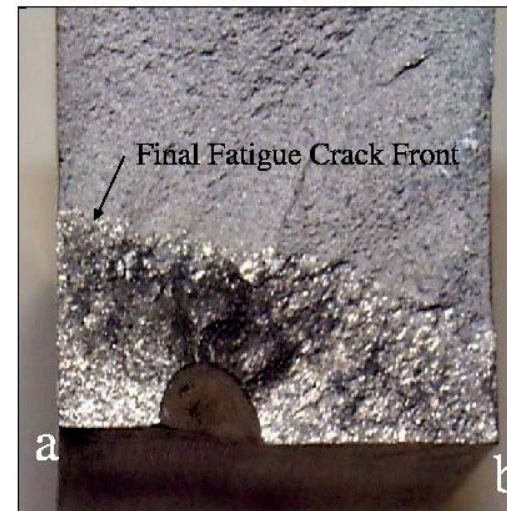
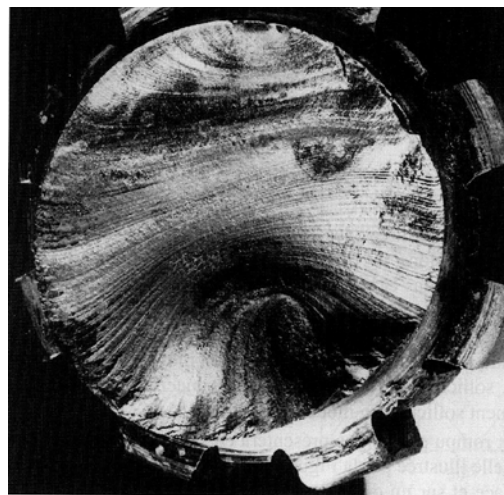


Figure IV.7.16. Rupture par fatigue d'un arbre d'acier.

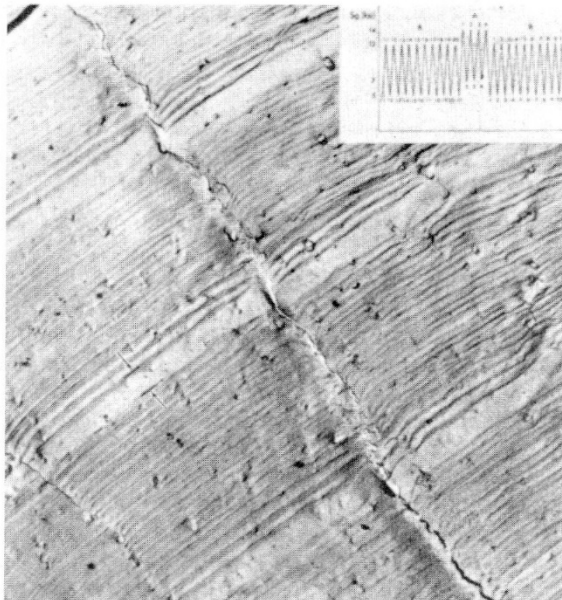
- Fractographie : examen microscopique au MEB

• Stries

- lignes parallèles (très rectilignes CFC, très sinueuses CC, ...) 1strie = 1cycle
- condition suffisante mais non nécessaire
- marquent le front d'avancement de la fissure à chaque cycle
- apparaissent même sur éprouvettes d'essai

• Cupules

- sous forte contrainte, fatigue plastique, formation de cupules autour des inclusions en avant de la fissure de fatigue



MEB

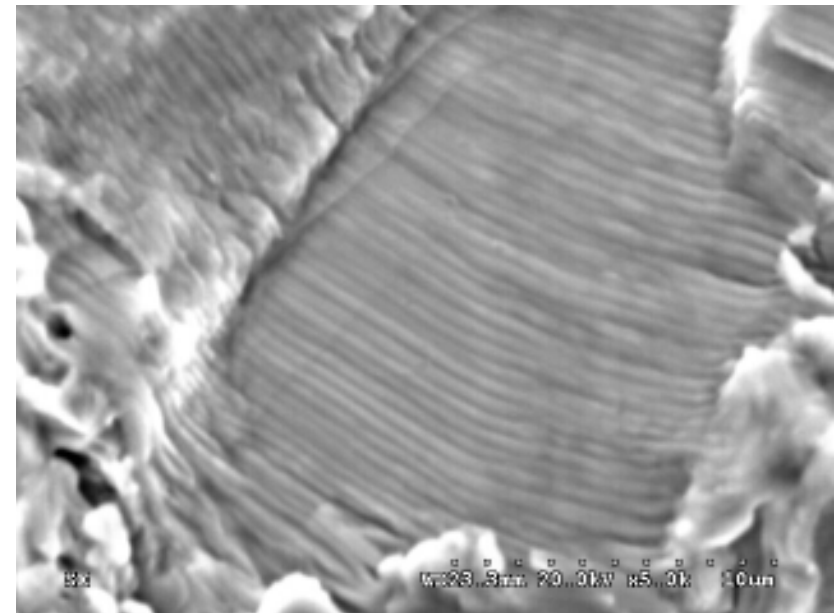


Fig. 10.9. Stries microscopiques en fatigue. Propagation régulières et effet de faibles surcharges appliquées régulièrement (MEB et MET avec réplique).

Application industrielle

L'AVION « DECAPOTABLE »

Déchirure du fuselage d'un Boeing 737 survenue lors de la montée à 24 000 pieds le 28/04/1988.

Problème de fatigue oligocyclique consécutive aux cycles de dépressurisation et pressurisation à chaque vol.

La rupture a été attribuée à de petites fissures le long d'un joint longitudinal riveté du fuselage.

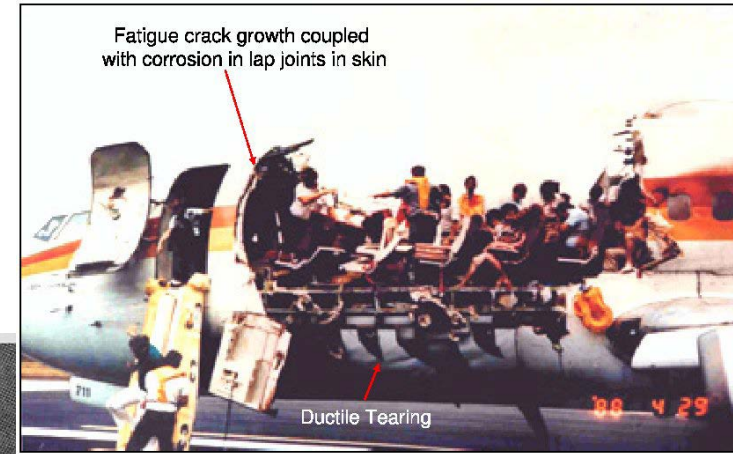
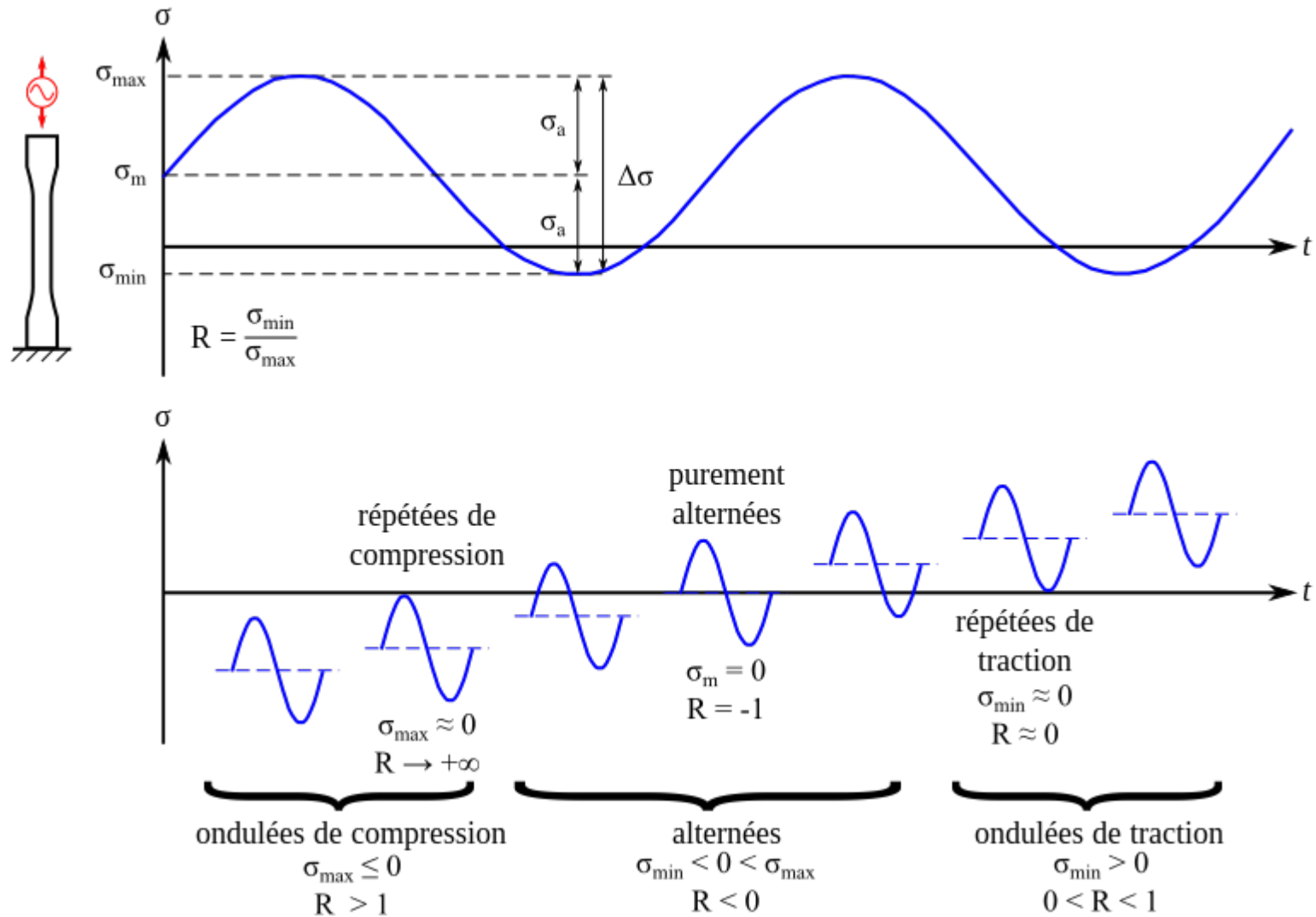
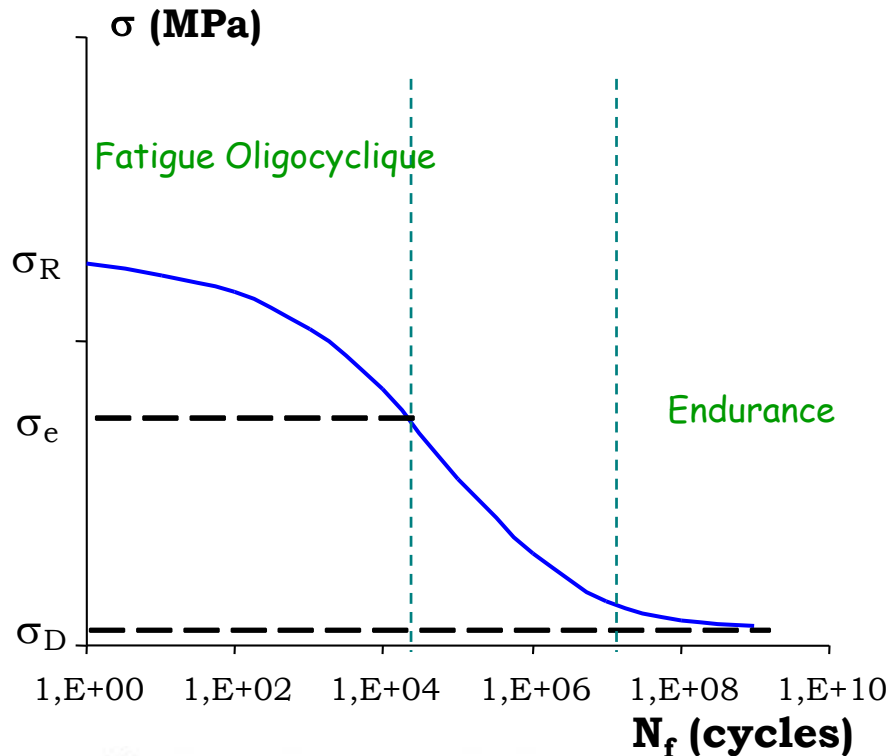


Figure IV.8.7. - Déchirure du fuselage d'un Boeing 737 le 28/04/1988 de la compagnie américaine Aloha. Cliché communiqué par R. Pelloux.

Cycles de fatigue



σ : contrainte maximale au cours du cycle



- Fatigue plastique (oligocyclique)

- $\sigma_e < \sigma < \sigma_R$
- $1/4, 1/2 < N < 10^4, 10^5$

- Endurance limitée

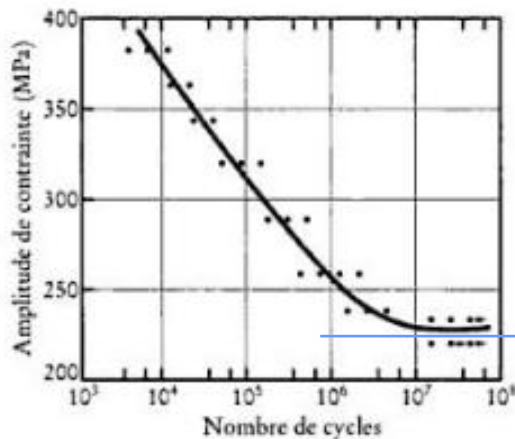
- $\sigma_D < \sigma < \sigma_e$
- $10^4 < N < 10^7$

- Endurance illimitée

- $\sigma < \sigma_D$
- $N > 10^7, 10^8, 10^9 \dots$ **sécurité**

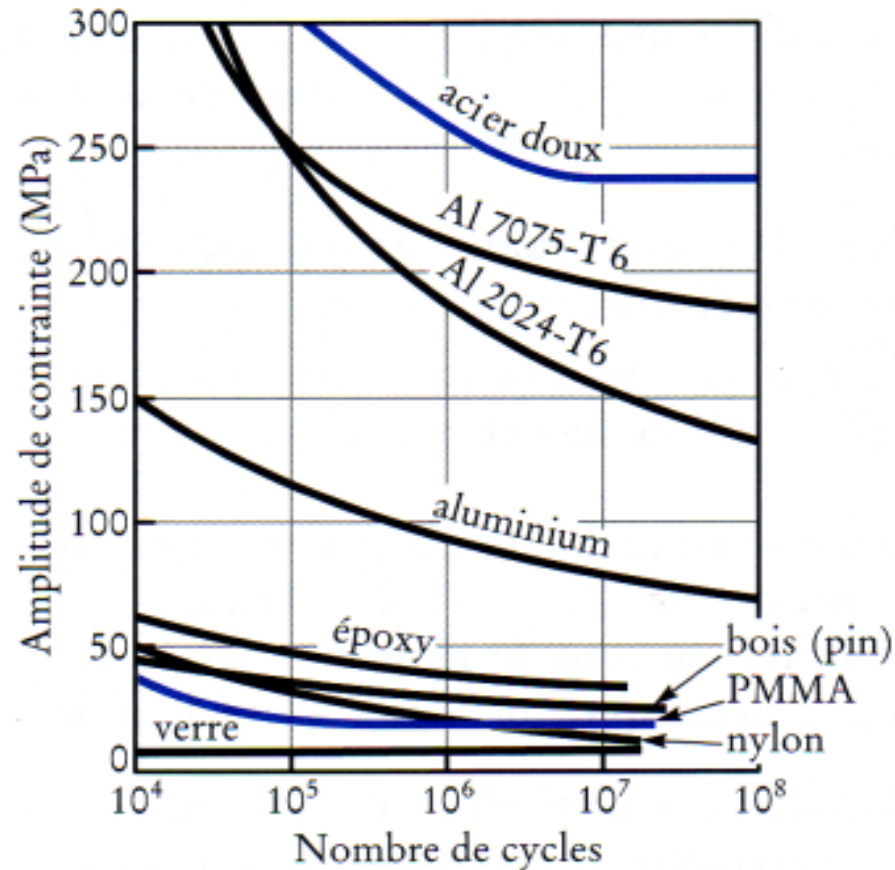
- **Limite d'endurance conventionnelle**

pour $N = 5 \cdot 10^7, 10^8, \dots = \sigma_D$



Courbe d'endurance

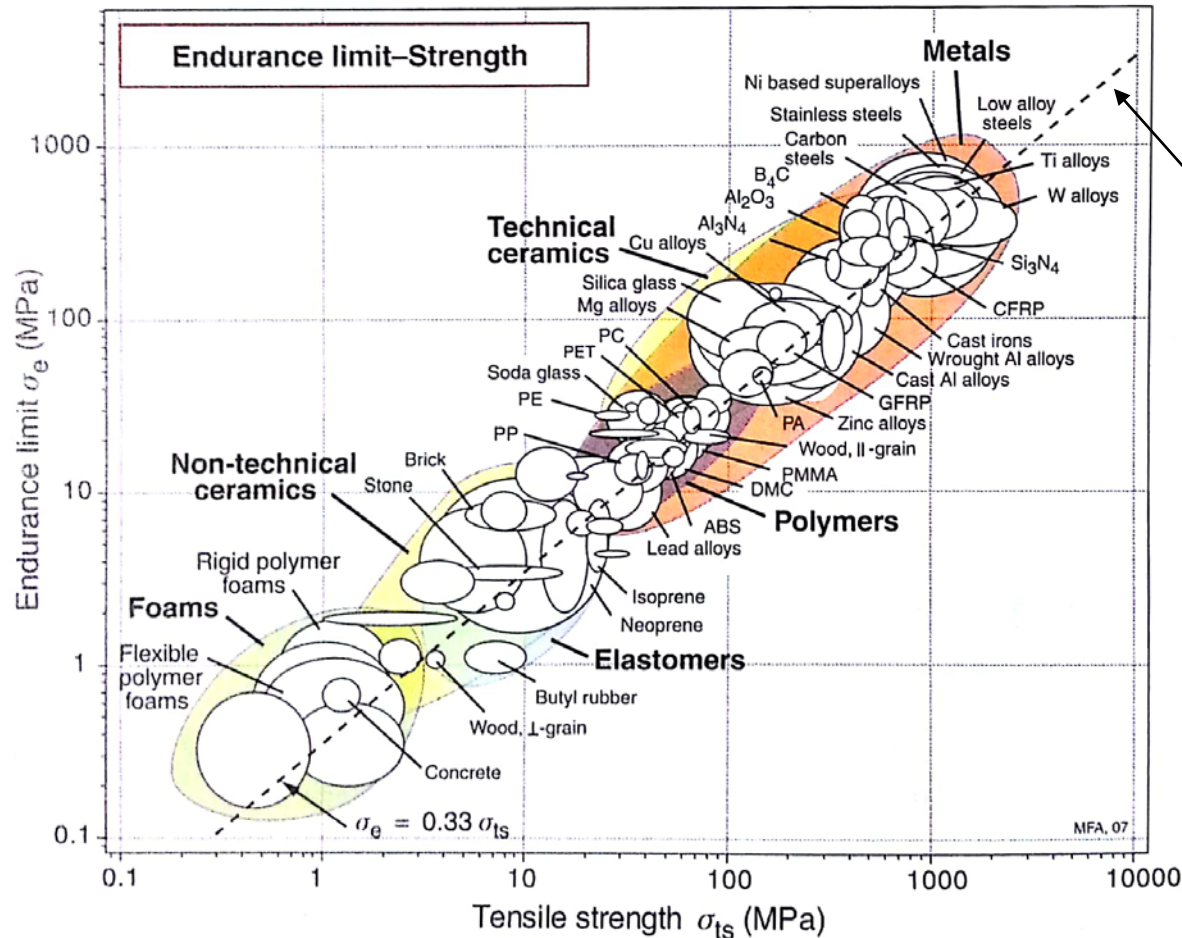
(durée de vie pour chaque amplitude de contrainte)



Courbes d'endurance de plusieurs matériaux. Certains (acier doux, PMMA-lucite) présentent une limite d'endurance σ_D clairement déterminée, alors que dans le cas des autres, il faut définir une limite de fatigue σ_F pour un nombre donné de cycles.

Limite d'endurance

On peut constater une forte corrélation entre limite d'endurance et la résistance à la traction.



On montre pour les métaux que la relation est proche de :

$$\sigma_{\text{endurance}} = 0,33 \sigma_{ts}$$

Fatigue Endurance (à grand nombre de cycles)

Courbe de Wöhler :

$\Delta\sigma = f(N_f)$, avec : $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ et N_f : nombre de cycles à rupture

Loi de Basquin : $\Delta\sigma \cdot N_f^a = C_1$
avec a (1/8 à 1/15) et C_1 des constantes

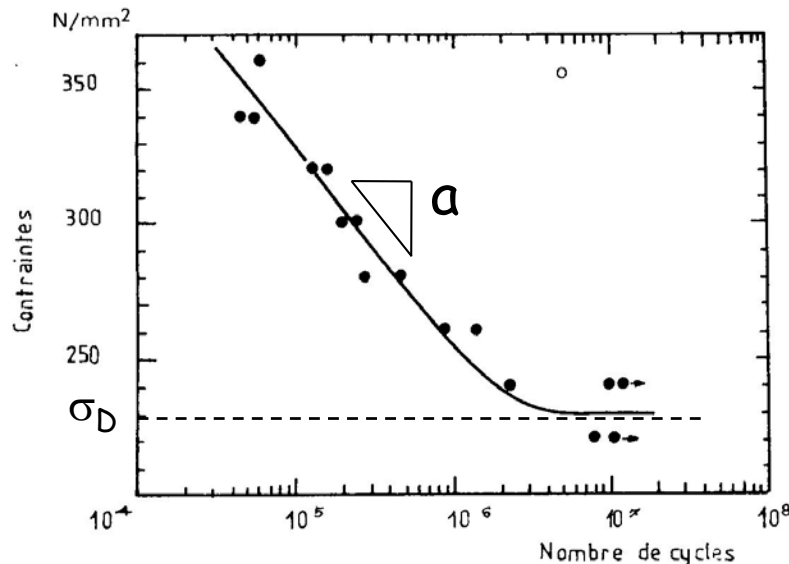


Fig. 10.2. Courbe d'endurance pour une série d'éprouvettes d'acier.

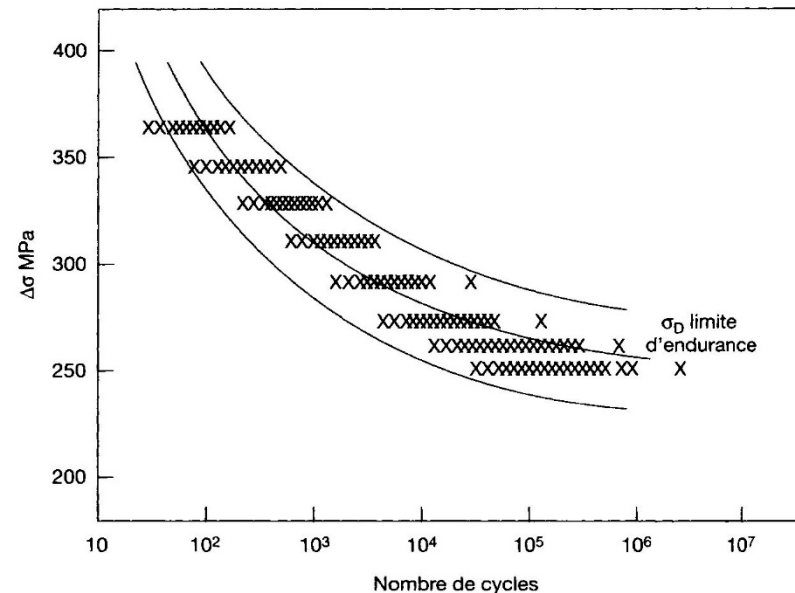


Fig. 10.3. Dispersion statistique des résultats d'essais de fatigue sur un acier de construction.

Dispersion Durées d'amorçage de fissures \Rightarrow Dispersion Durée de vie

Fatigue Oligocyclique (à petit nombre de cycles)

Lorsque $\sigma > \sigma_E$, on peut solliciter en amplitude de déformation contrôlée.

La durée de vie diminue avec la déformation plastique imposée $\Delta\varepsilon$.

$$\text{Loi de Manson-Coffin : } N_f \cdot (\Delta\varepsilon_p)^q = cte$$

l'exposant q est en général voisin de 2.

Déformation plastique imposée $\Delta\varepsilon$.

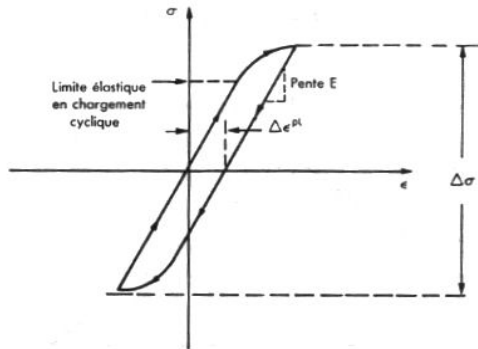


Figure 15.3 : L'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon^{Pl}$ dans la fatigue oligocyclique.

Diagramme de Manson-Coffin :

$$N^{1/2} \Delta\varepsilon_p = cte$$

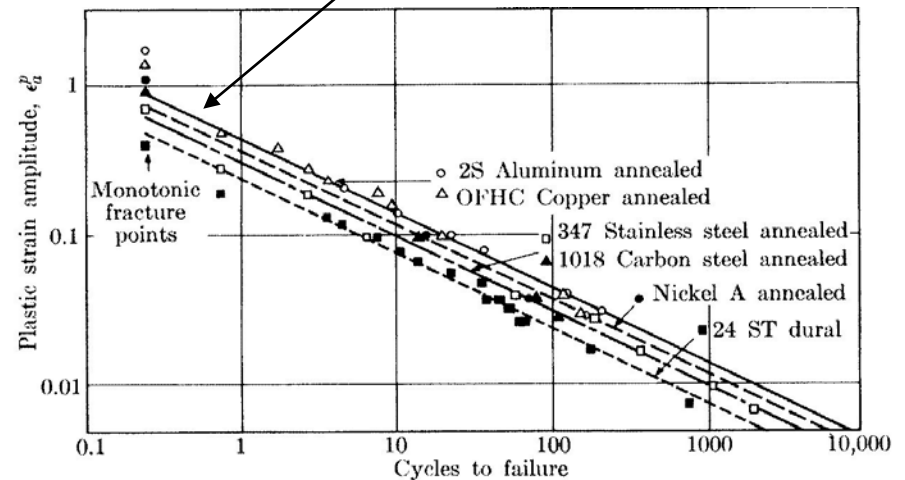


Fig. 10.14. Courbes de Manson-Coffin pour divers alliages métalliques.

La règle de Goodman (effet de la contrainte moyenne)

Quand un matériau est soumis à une contrainte moyenne de traction ou de compression (i.e. $\sigma_m \neq 0$), l'amplitude de contrainte doit être réduite pour conserver le même nombre de cycles à rupture, et ce suivant la règle de Goodman :

$$\Delta\sigma_{\sigma_m} = \Delta\sigma_0 \left(1 - \frac{|\sigma_m|}{R_m}\right)$$

← Contrainte à la rupture

↑
Amplitude de contrainte autour d'une contrainte nulle conduisant à la rupture en N_f cycles.

↑
Amplitude de contrainte autour d'une contrainte σ_m conduisant à la même durée de vie (N_f cycles).

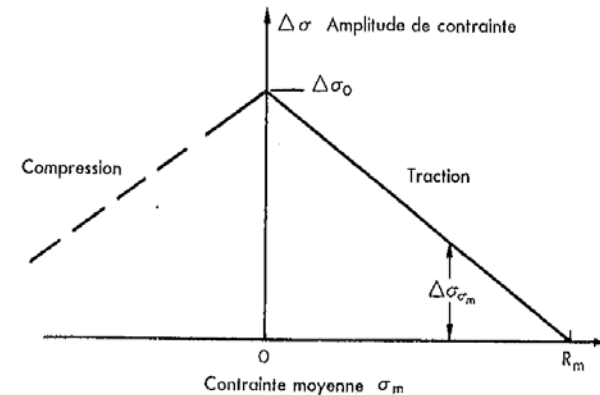


Figure 15.5 : Règle de Goodman : effet d'une contrainte moyenne non nulle sur la durée de vie en fatigue contrôlée par l'initiation.

La règle de Miner de l'endommagement cumulé

Quand de surcroît $\Delta\sigma$ varie au cours du temps lors d'un essai de fatigue ou lors de sollicitations cycliques en service, l'approche consiste alors à sommer l'endommagement en suivant *la règle de Miner* :

$$\sum_i \frac{N_i}{N_{fi}} = 1$$

Nombre de cycles à rupture sous les conditions de cyclage en contrainte de la région i

Fraction de temps de vie consommée après N_i cycles

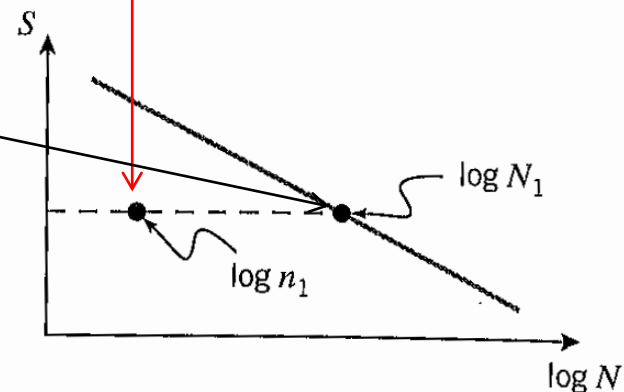


FIGURE 7.32 The concept of fractional lifetime.

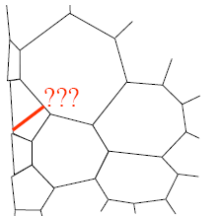
V-4 Fissuration

Courbe de fissuration : Loi de Paris

Après amorçage sur inclusions, défauts, ...

Propagation de la fissure :

- **Stade I** : cristallographique



- Propagation le long du plan de glissement cristallographique activé
- Taille de grains faible bénéfique => fissure courte

- **Stade II** : non cristallographique

- changement de direction de la fissure, normale à σ - vitesse de propagation mesurable (interstries)
- localisation de la déformation plastique en tête de fissure
- Loi de Paris : $\frac{da}{dN} = A.(\Delta K)^m$ avec m de 2 à 10 suivant le matériau. Partie linéaire dans diag. Log-Log.

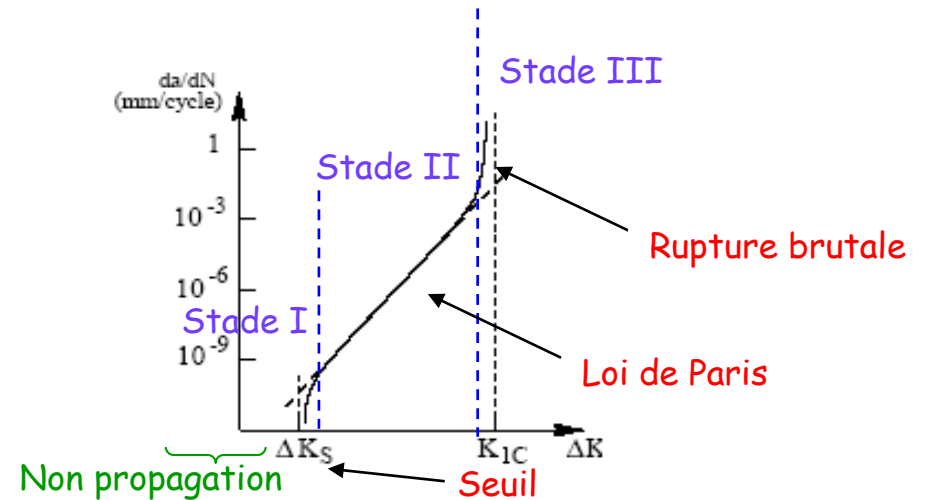


FIG. 1.8 – Illustration de la loi de Paris dans le diagramme $da/dN - \Delta K$

Matériau	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})	ΔK_s (MPa \sqrt{m})
acier haute résistance (ex : 35NCD16)	60	1 à 4
acier moyenne résistance (ex : 15MND6) ...		
... (basse température)	40	3
... (palier ductile)	200	8
alliages d'aluminium (ex : 7075)	30	1,5 à 4
alliages de titane (ex : TA6V)	80	2 à 8
composite verre-résine	7	
polyéthylène	6,5	
polystyrène	0,4	
résine époxyde	0,1	
verre	0,01	

TAB. 1.1 – Valeur critique et valeur seuil du facteur d'intensité de contrainte pour quelques matériaux

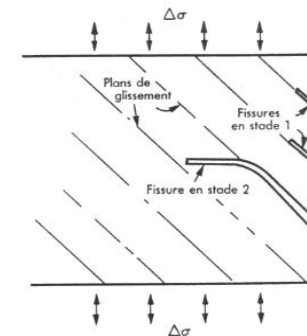
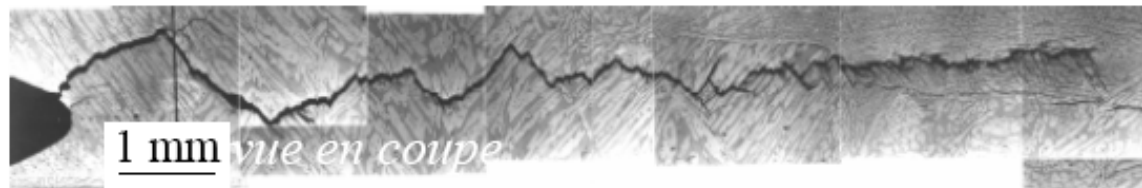
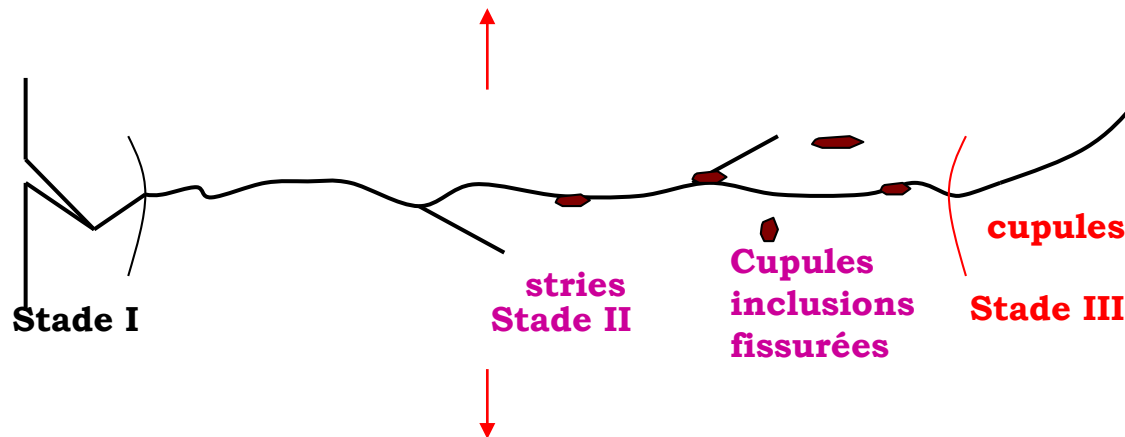


Figure 15.10 : Formation des fissures au cours de la fatigue oligocyclique. Une fois formées elles croissent comme l'indique la figure 15.9.

Stade III : rupture brutale finale

- par cisaillement, rupture ductile à cupules
 - ✕ quand la section restante est trop faible pour supporter la charge.
 - ✕ quand K (éprouvette fissurée) atteint K_C du matériau, i.e. lorsque $a \rightarrow a_c$



A.F. Gourgues, ENSMP

Calcul du nombre de cycles à rupture :

Le nombre total de cycles avant rupture est

$$N = N_{am} + N_{prop}$$

N_{am} , nombre de cycles à amorçage,
est donné par la
relation de MANSOON-COFFIN

N_{prop} par la loi
de PARIS.

Amorçage = fissure > taille grain

Le nombre N_{am} est très souvent inférieur à 10^4 .

Des microfissures se créent pendant le stade I.

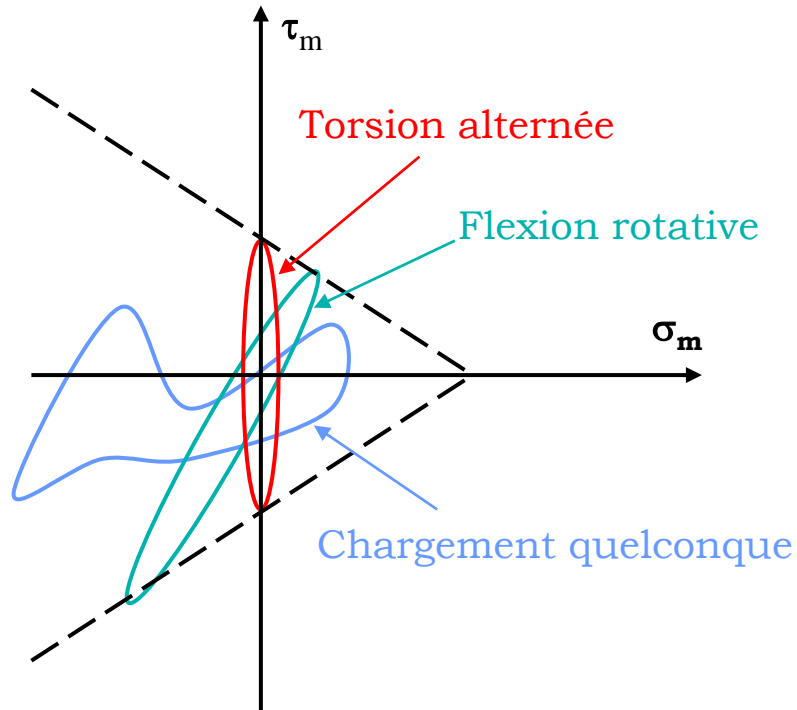
Il s'agit de "fissures" entièrement contenues dans un grain métallique. Ce défaut est appelé fissure courte.

On observe que sa vitesse de croissance diminue, lorsqu'elle approche du joint de grain.

Le nombre de cycles entre la fin du stade I, où la fissure a une longueur a_0 , et la rupture, où cette longueur vaut a_c , est égal à :

$$N_{prop} = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{A(\Delta K)^m}$$

V-5 Influence des contraintes : chargement multiaxial



- Paramètre : $\Delta\Sigma_{eq}$
- Critère de Sines
 $\Delta\Sigma_{eq} = A+B \Delta\Sigma_m$
- Critère de Crossland
 $\Delta\Sigma_{eq} = A+B \Delta\Sigma_{m \max}$
- Critère de Dang Van
Cas de la fatigue des roulements. Le trajet de chargement doit rester à l'intérieur d'une limite conique :
endurance en flexion rotative
+ endurance en torsion alternée



Fig. 4.23: Disques de turbine (SNECMA Moteurs); exemple de disque après éclatement.

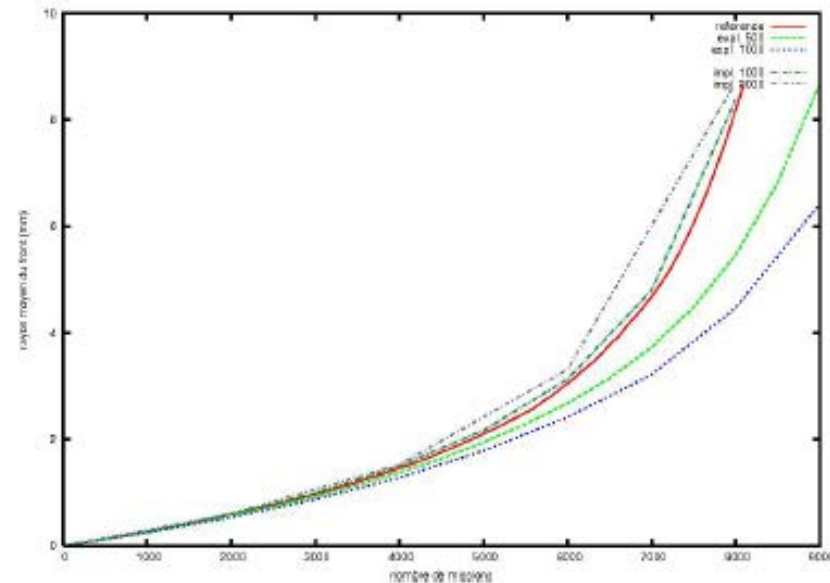
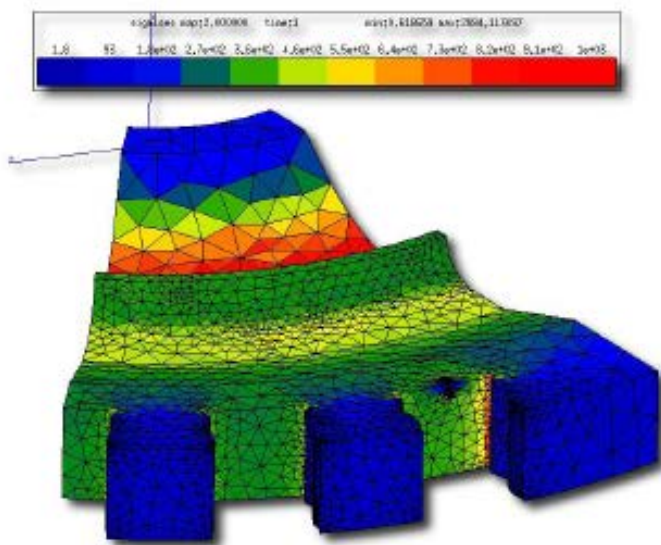


Fig. 4.24: Modèle de disques de turbine (SNECMA Moteurs); prédiction de l'évolution de taille de fissure en fonction du nombre de missions selon diverses stratégies de calcul.

VI- Fluage des métaux

VI-1 Introduction

VI-2 Essai de fluage, courbe de fluage

VI-3 Mécanismes: fluage-dislocations et fluage-diffusion

VI-4 L'endommagement par fluage

Fluage :

à quoi bon ?



www.mms2.ensmp.fr

Fluage :

- contrainte (charge) constante
- évolution de la déformation au cours du temps sous température
- essais longs (unité = 1000h), machines simples et robustes

Principe de l'essai :

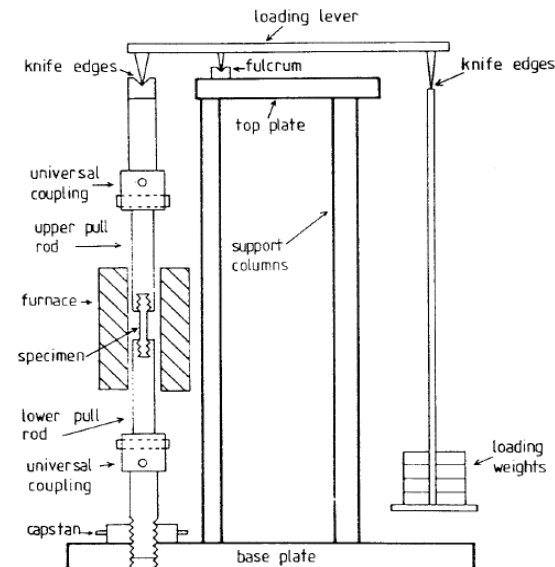
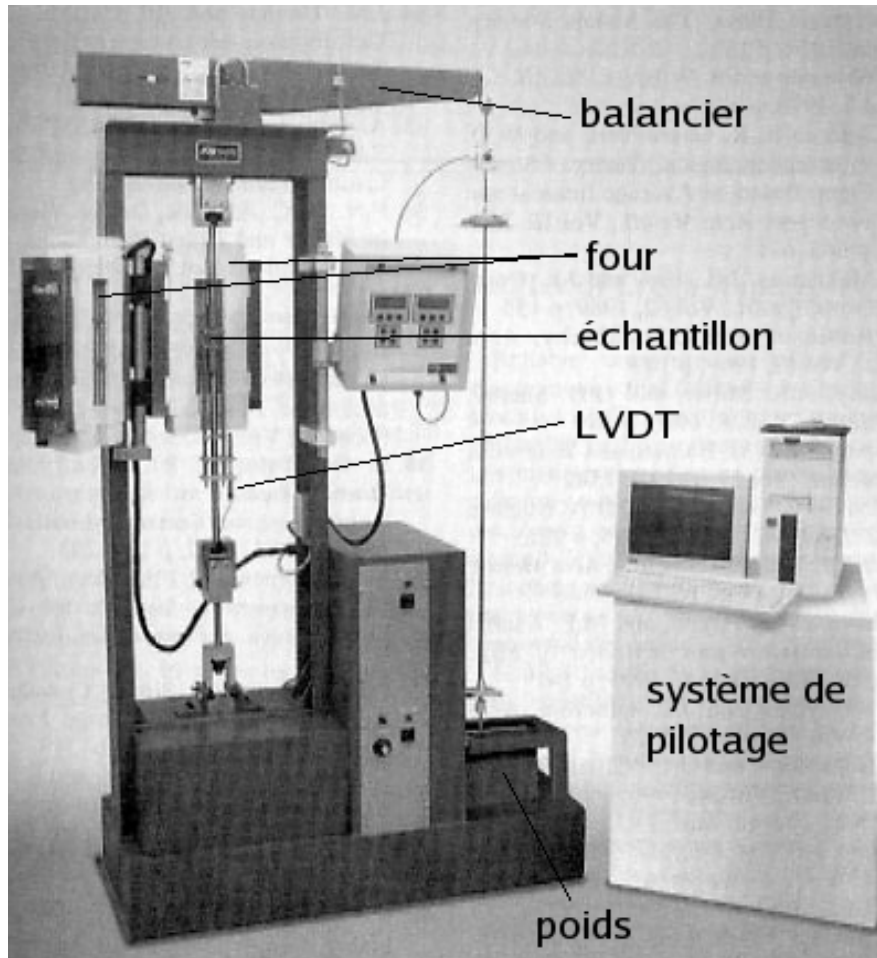


Fig. I- 4 : Illustration d'une machine de fluage



Fluage lent sous poids propre

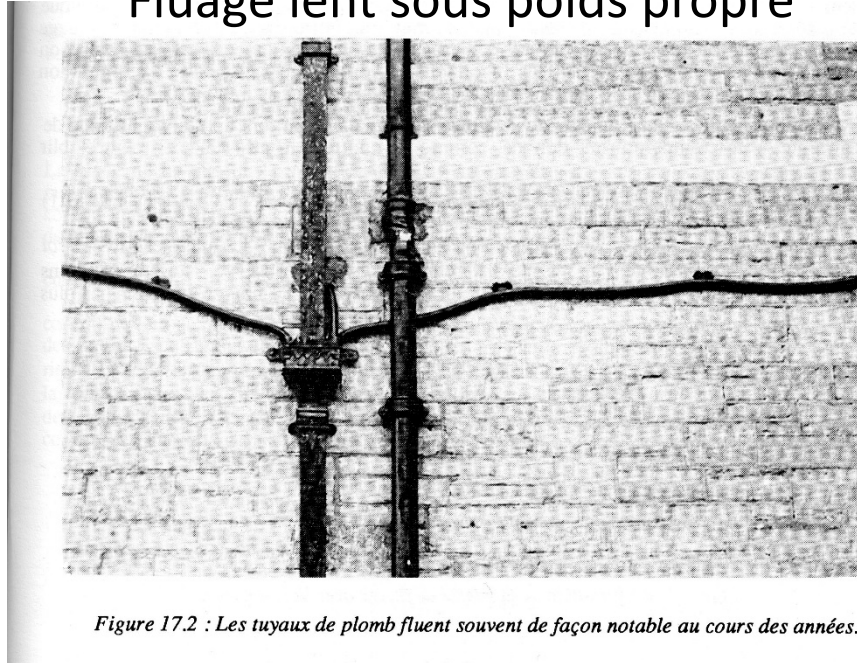


Figure 17.2 : Les tuyaux de plomb fluent souvent de façon notable au cours des années.

Sous la Température de fluage : $\epsilon_p = f(\sigma)$: Déformation Indépendante du temps : **Plasticité**

Au-delà de la température de fluage : $\epsilon_p = f(\sigma, t, T)$: Def. dépendante du temps et de la température : **Visco - Plasticité**

La **Température** à laquelle un Matériau **commence à Fluier** est une fonction de sa **Température de Fusion T_f (°K)** ou de sa Température de Ramollissement (**Transition Vitreuse T_g**) pour les **Polymères**.

Fluage	Métaux	Céramiques	Polymères
$T >$	0,3-0,4 T_f	0,4-0,5 T_f	T_g

Mécanismes physiques du fluage

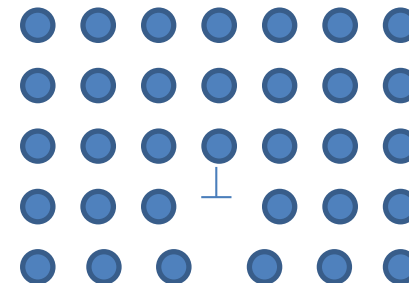
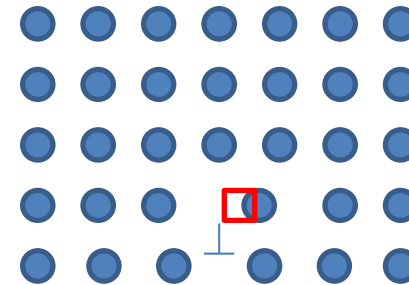
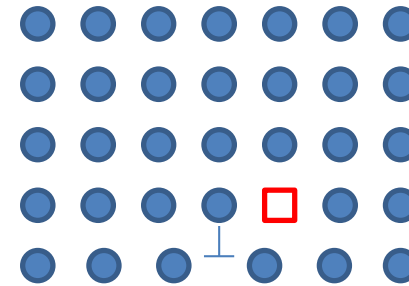
Fluage = **déformation plastique** à
haute température.



Mouvement de dislocations sous
l'effet de la diffusion atomique et des
contraintes appliquées.



Montée de dislocations

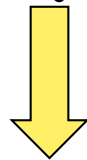


Mécanismes physiques du fluage

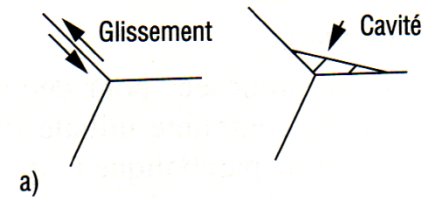
La déformation plastique **se traduit** souvent par le **rassemblement de lacunes** sur certains sites intergranulaires.



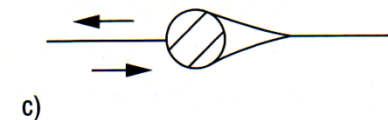
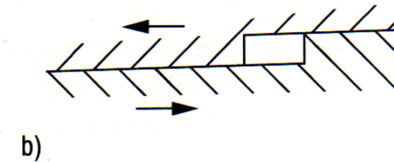
Cavitation aux joints de grains.



Rupture intergranulaire.



Joint triple



Particule

Mécanismes de la formation de cavités intergranulaires en fluage.

La courbe de fluage se décompose en trois phases

- **Le fluage primaire (I)** : effacement de l'histoire du chargement
 - écrouissage du matériau : il se déforme de moins en moins vite
- **Le fluage secondaire (II)** : état stationnaire
 - équilibre dynamique entre restauration et écrouissage
 - vitesse de déformation minimale
- **Le fluage tertiaire (III)** : accélération du fluage jusqu'à la ruine du matériau
 - effet de structure (la contrainte augmente car la section diminue)
 - effet d'endommagement (cavités)
 - effet de vieillissement du matériau (adoucissement)

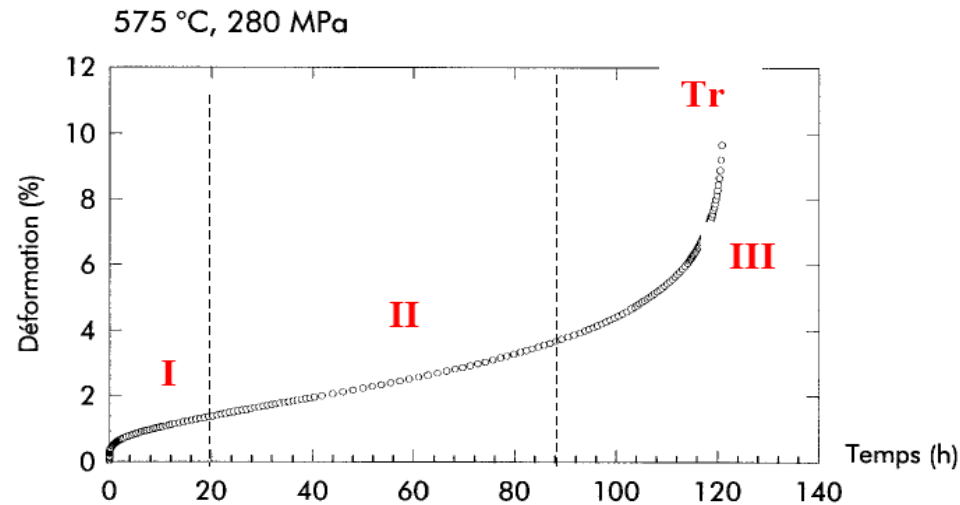


Fig. I- 5 : Illustration d'une courbe de fluage expérimentale

Le Fluage est une Déformation Lente et Continue fonction du Temps, de la Température et de la Contrainte Appliquée

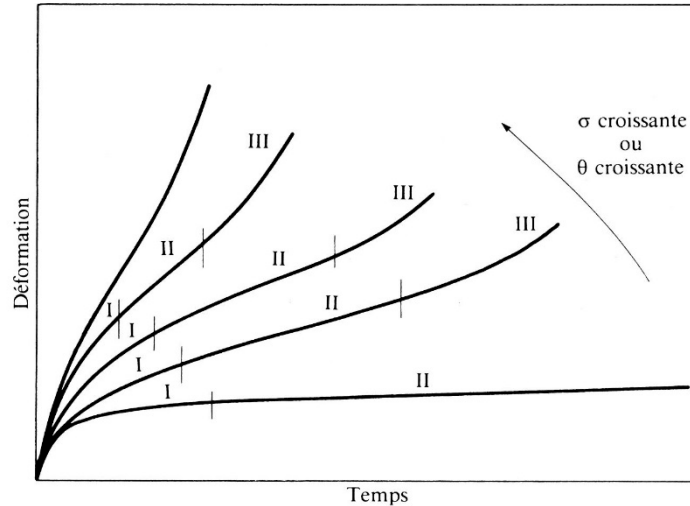
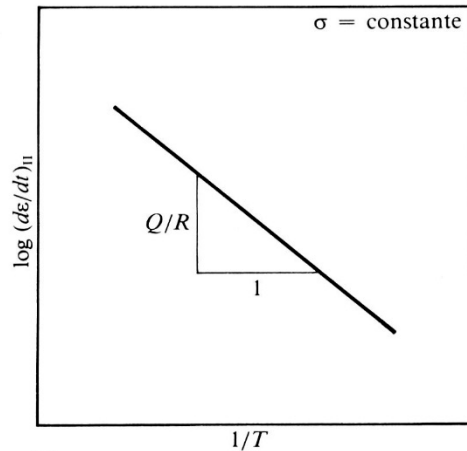


Figure 7.5 Courbes de fluage, pour des températures ou des contraintes croissantes : pour certaines valeurs de la température ou de la contrainte, on distingue nettement trois stades. Ce diagramme représente uniquement la déformation permanente, sans tenir compte de la déformation élastique instantanée.

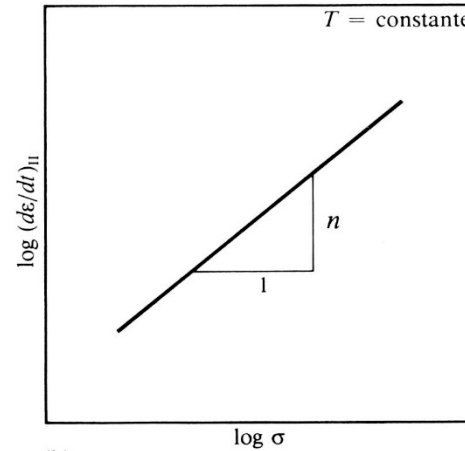
$$\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_{II} = C \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

$$\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_{II} = B\sigma^n$$

Loi de Norton



(a)



(b)

Figure 7.6 Influence sur la vitesse de fluage secondaire, $(d\varepsilon/dt)_{II}$: a) de la température ; b) de la contrainte.

Loi de Norton

$$\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_{II} = B\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

n : « l'exposant de Norton » diminue avec la température.

$n=1$ fluage-diffusion (haute **température** $T > 0,7 T_f$)

$n=4-5$ fluage-dislocations (moyenne température $T > 0,5 T_f$)

La viscoplasticité à haute température fait appel à des phénomènes de diffusion.
Deux modes sont alors distingués selon la distance parcourue par la matière.



Le fluage – dislocations :

Mécanisme à relative courte distance

Fortes σ

Mécanisme contrôlé par le mouvement des dislocations

Le fluage – diffusion :

Mécanisme à longue distance, celle de la taille des grains

Faibles σ

Mécanisme contrôlé par le déplacement de matière par diffusion transgranulaire ou intergranulaire sans l'intervention des dislo

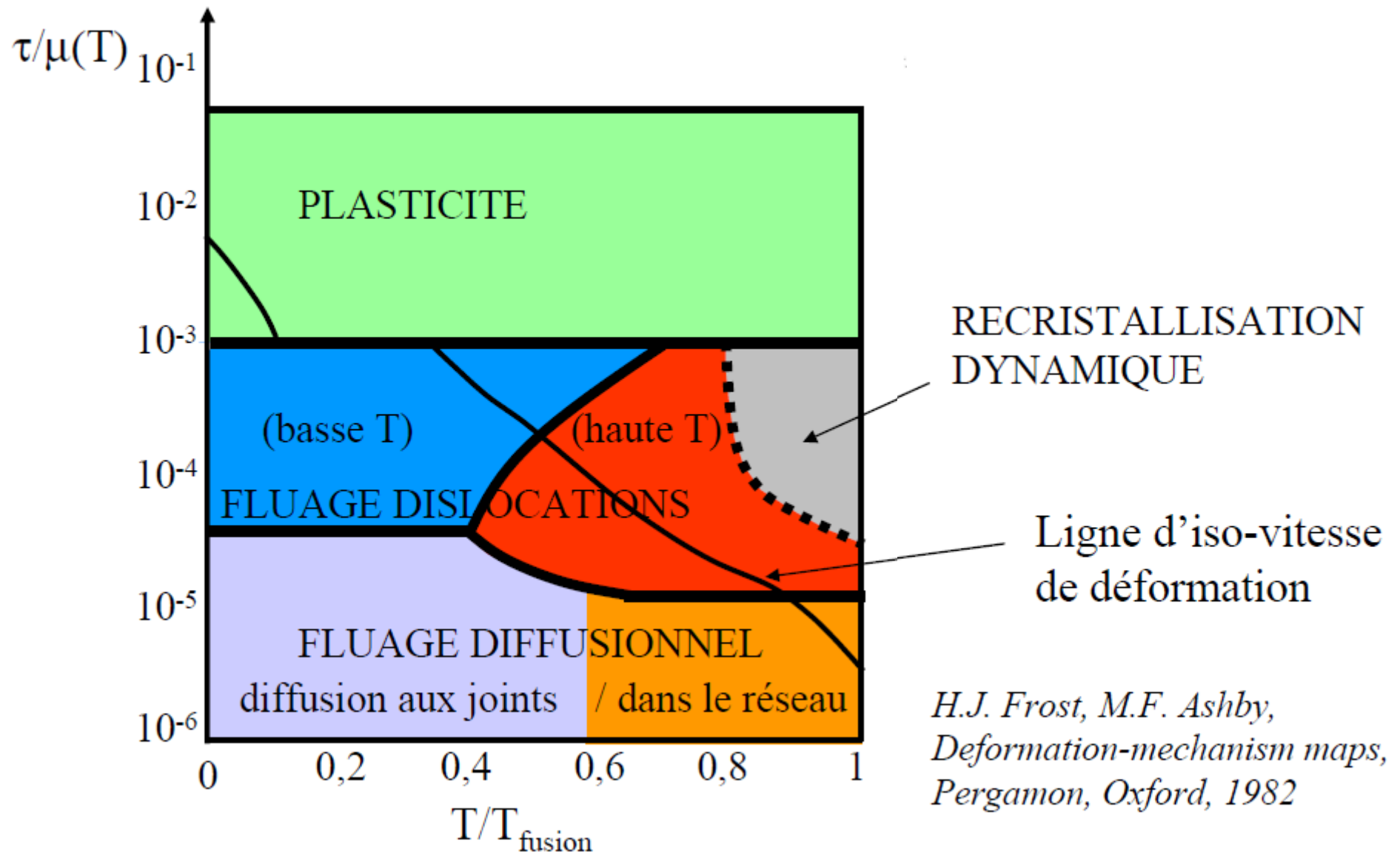
Transport de matière :

le long des joints de grains (**fluage de Coble**)

ou

pour de + hautes T ($T > 0,8 T_f$) à l'intérieur du grain (**fluage de Herring-Nabarro**)

Cartes de mécanismes de déformation



*H.J. Frost, M.F. Ashby,
Deformation-mechanism maps,
Pergamon, Oxford, 1982*

Le fluage-dislocations

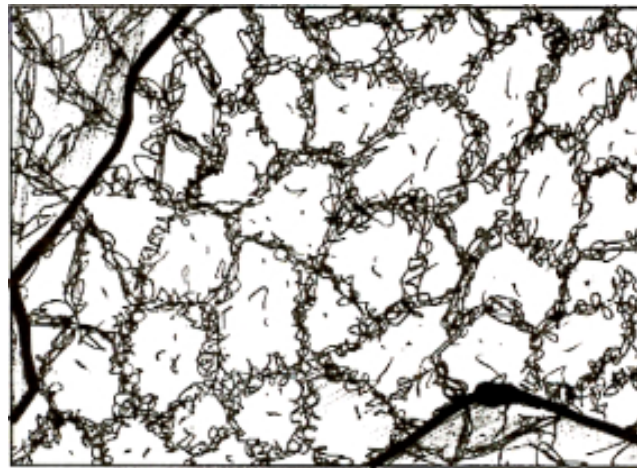
Aux basses températures ($T < 0,4$ à $0,5 T_f$), il s'agit d'une déformation plastique, liée à des **mécanismes de dislocations**.

Lors du chargement et du fluage primaire :

- Création et propagation des dislocations
- Pas de formation de structures cellulaires
- Dislocations enchevêtrées (par glissement des dislocations : bandes de déformation et lignes de glissement...)

Lors du fluage secondaire :

- Formations de cellules de dislocations (polygonisation)
- Densité de dislocations stable au cours de ce stade : il y a équilibre entre les processus de formation et d'annihilation des dislocations
- La désorientation entre les sous-grains augmente avec le temps



— joints de grain
murs des cellules

Schéma d'une structure cellulaire de dislocations

[Essais de fluage, F. SAINT-ANTONIN, *Techniques de l'Ingénieur*, M140 v3, 1995]

Le fluage-dislocations

A hautes températures ($T > 0,4$ à $0,5 T_f$), la déformation plastique est liée à la présence de **mécanismes de montée des dislocations**, phénomène qui est thermiquement activé.

Lors du chargement et du fluage primaire :

- Création et propagation des dislocations
- Formation de structures cellulaires équiaxes**

Lors du fluage secondaire :

- Formations de cellules de dislocations (polygonisation)
- La taille des sous-grains est inversement proportionnelle à la contrainte σ et n'évolue pas pendant le fluage secondaire**
- Pour les très fortes contraintes, un phénomène de recristallisation peut se produire**

[Essais de fluage, F. SAINT-ANTONIN, *Techniques de l'Ingénieur*, M140 v3, 1995]

Le fluage-diffusion

Fluage de Coble

$$\dot{\epsilon}_v = B' \frac{\delta_j D_j \sigma \Omega}{kT d^3}$$

où :

- δ_j largeur des joints de grain
- B' une constante

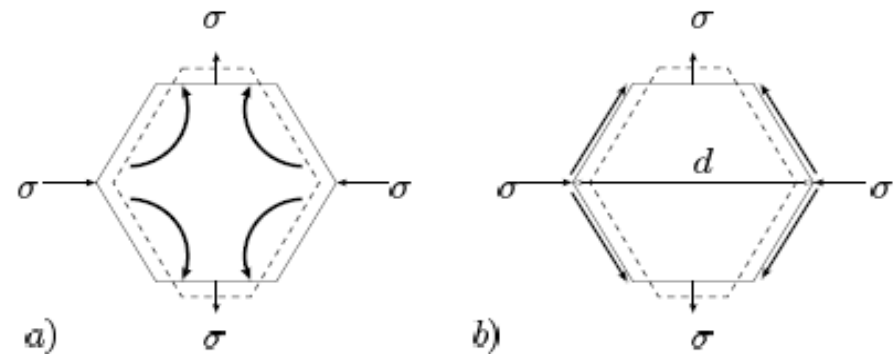


Figure XIV.9: a) diffusion intergranulaire et b) diffusion aux joints de grains (schéma pour des grains à géométrie polyédrique)

Coble propose un modèle de fluage polycristallin où la vitesse de déformation est gouvernée par la diffusion le long des grains et non à travers le grain (voir figure XIV.9). Il introduit alors le coefficient de diffusion intergranulaire D_j pour écrire le flux de lacunes et évalue comme précédemment l'allongement élémentaire.

Le fluage-diffusion

Fluage de Herring-Nabarro

Monocristal de forme cubique, d'arrête d soumis à un cisaillement pur : mouvement des lacunes de la face en tension vers face compression, inverse matière.

$$\dot{\epsilon}_v = B \frac{\Omega D_v \sigma}{d^2 kT}$$

où

- D_v la vitesse de fluage
- Ω volume atomique
- $B = 16$ pour des grains sphériques

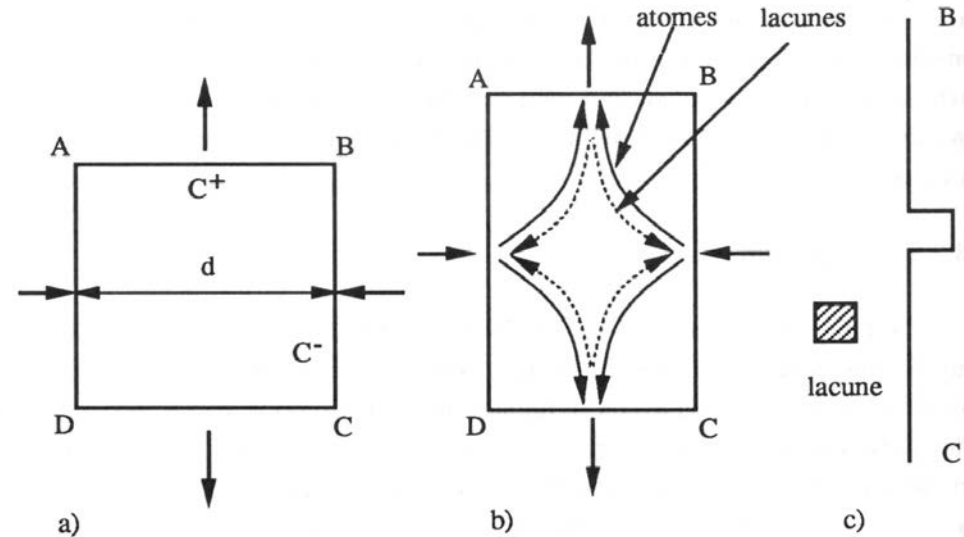


Figure 1.25. Modèle de Herring-Nabarro : transport des lacunes des faces en tension (AB et CD) vers les faces en compression (BC et DA)

Herring et Nabarro pensent que le transport de la matière se fait par extraction d'atomes de l'intérieur d'un cristal à travers sa surface. L'atome se déplace de la face du cristal en compression vers la face soumise à de la tension. Les lacunes font le chemin inverse :

=> les grains s'allongent dans la direction de la contrainte

Différence entre les deux modèles

Influence de la taille de grains

Cartographies d'Ashby

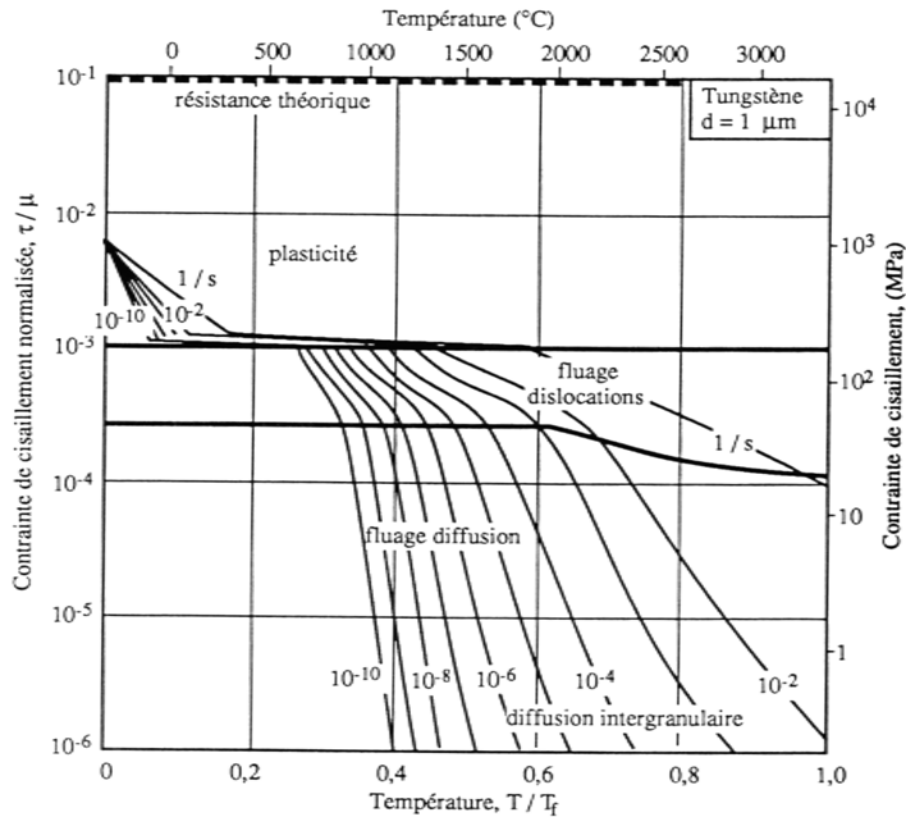


Figure 1.32. Diagramme de déformation du tungstène pur avec une taille de grain de $1 \mu\text{m}$ (d'après H.J. Frost et M.J. Ashby)

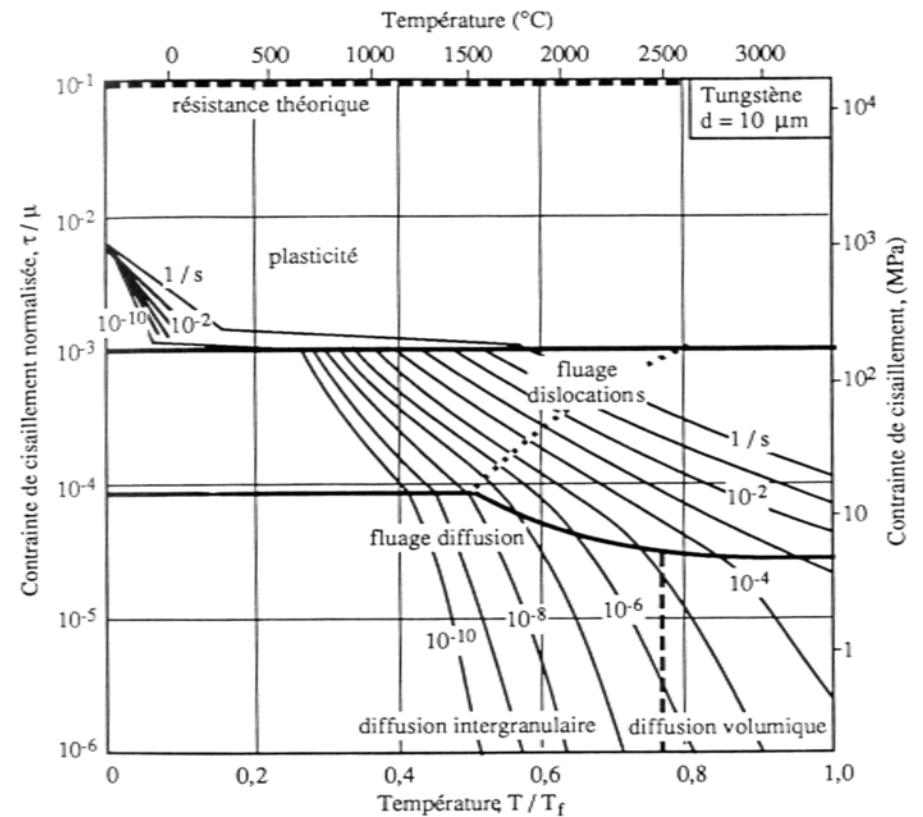


Figure 1.33. Diagramme de déformation du tungstène pur avec une taille de grain de $10 \mu\text{m}$ (d'après H.J. Frost et M.J. Ashby)

Une forte taille de grains retarde l'apparition du fluage diffusion

L'endommagement par fluage

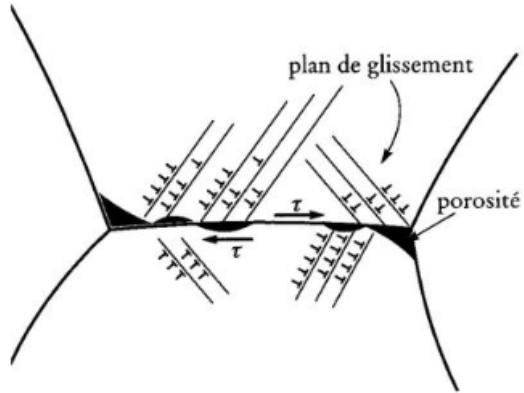


Figure 7.8 Déplacement irréversible des grains le long d'un joint de grain, dû à l'arrivée successive de dislocations, et formation de porosités intergranulaires. Ce déplacement entraîne finalement la rupture au cours du fluage tertiaire.

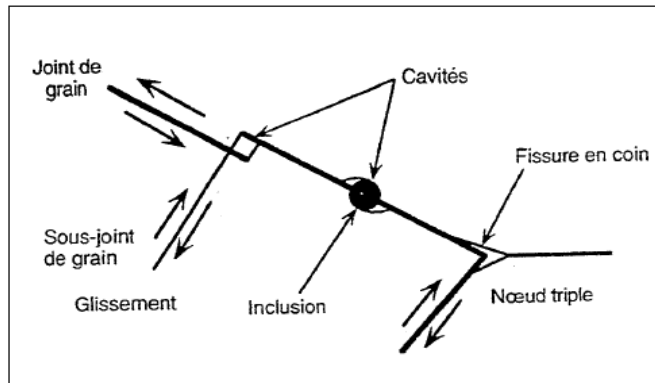


Fig. I-6 : Illustration d'un mécanisme de germination par fluage

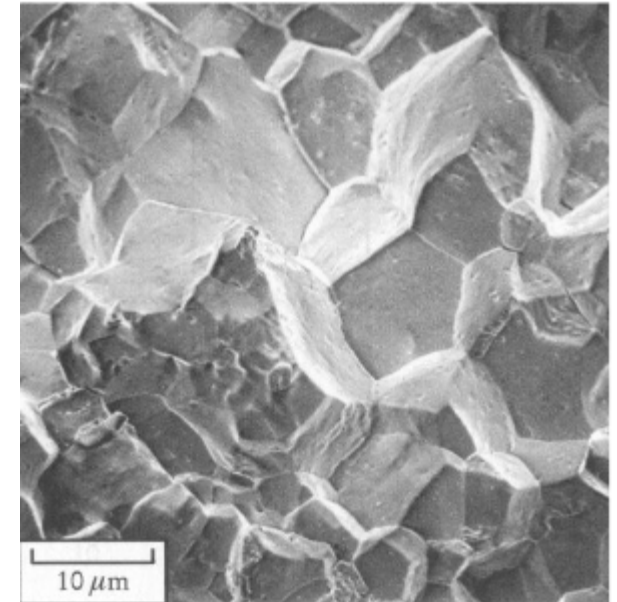
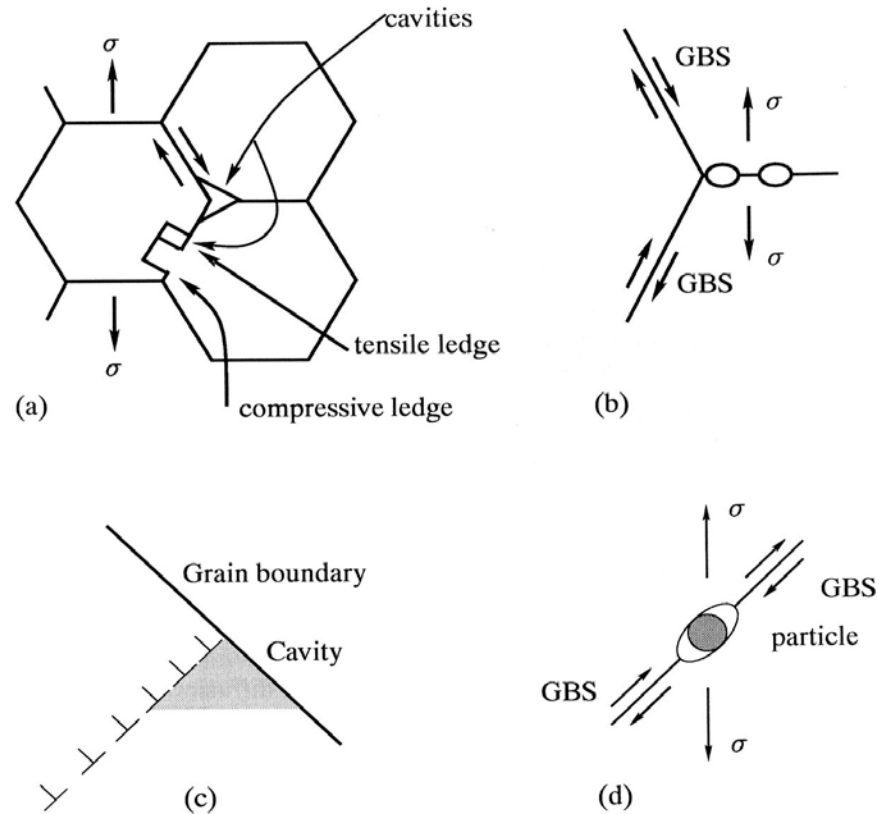


Figure 7.7 Aspect intergranulaire de la rupture des métaux par fluage.

Germination de cavités :



- a) Glissement aux joints de grains
- b) Regroupement de lacunes dans zones très contraintes
- c) Empilement de dislocations
- d) Cavitation autour d'une particule

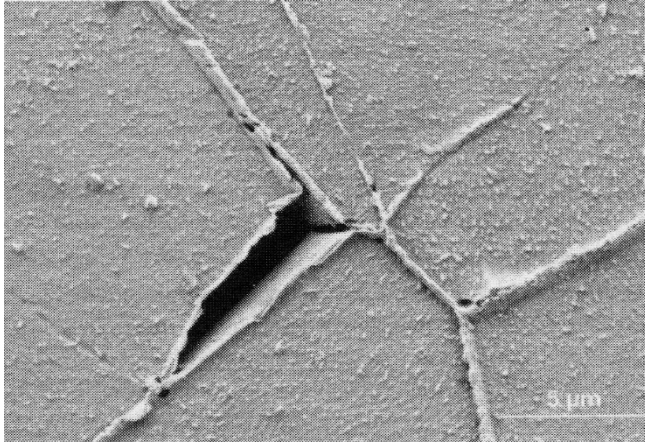


Figure II.33: Scanning electron micrograph illustrating the formation of wedge-type intergranular cracks in austenitic stainless steel (source: (Auzoux, 2003)).

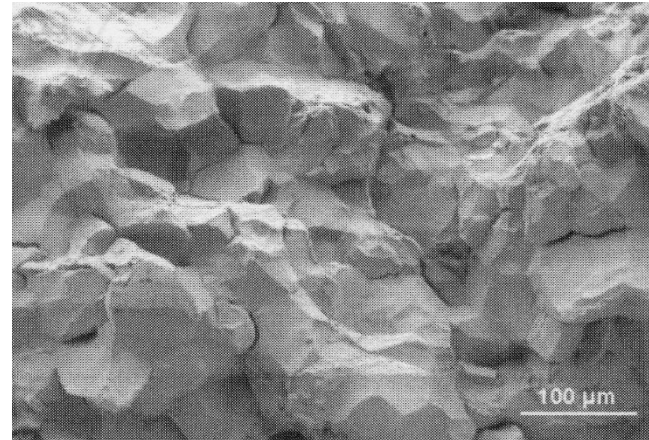


Figure II.36: Scanning electron fractograph showing intergranular fracture in austenitic stainless steel tested under creep conditions at 600 °C (source (Auzoux, 2003)).

La rupture par fluage :

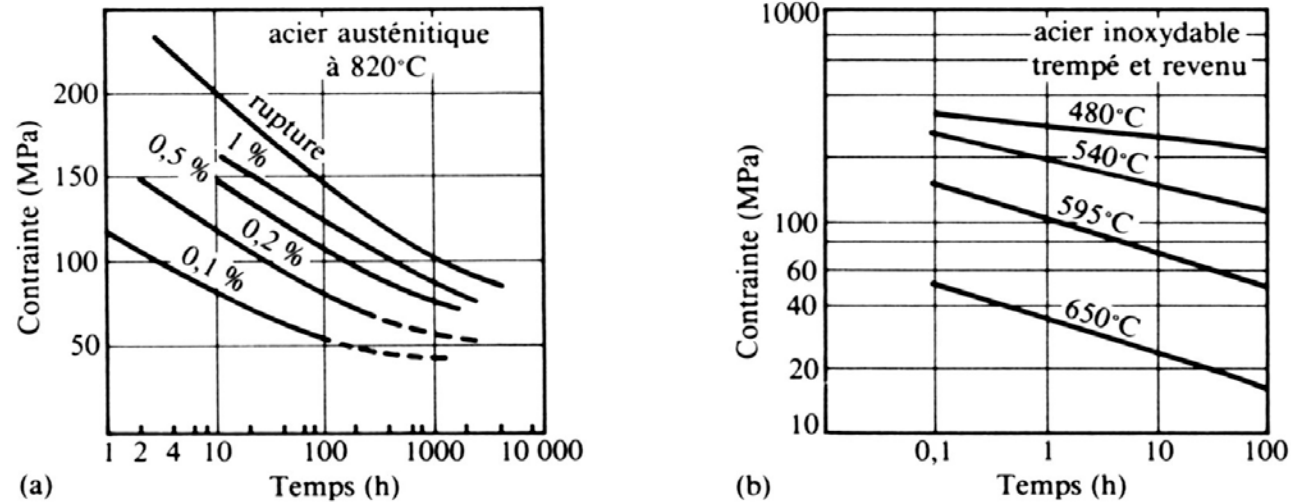


Figure 7.9 Représentation graphique du comportement d'un acier inoxydable austénitique soumis au fluage. a) Diagramme isotherme, $\sigma = f(t)$, donnant le temps requis pour qu'une déformation se produise, sous un certain niveau de contrainte. b) Diagramme de rupture donnant la durée de vie du matériau, $\sigma = f(t)$, soumis à une contrainte donnée, en fonction de la température d'essai et du temps de maintien de la contrainte.

Matériaux résistants au fluage

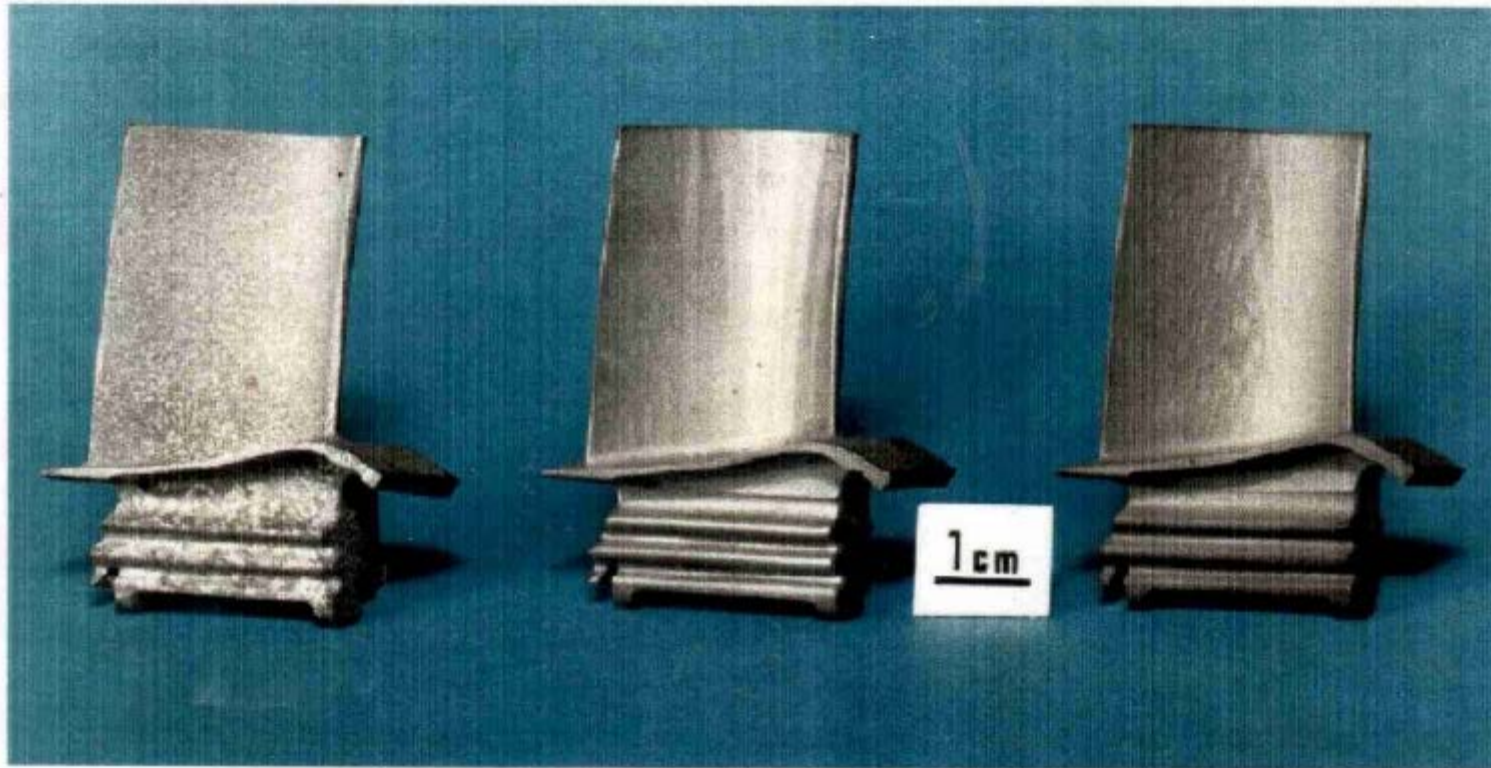
- Température de fusion élevée
- Présence de nombreux précipités
- Force de friction du réseau importante
- Peu de joints de grains (monocristaux)
- Précipitation intergranulaire

Les alliages résistants au fluage

Grains equiaxes

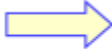
Grains allongés

Aube monocristalline



Snecma Moteurs
groupe snecma

Bilan des situations d'endommagement et de rupture

Contrainte forte, continue ou brutale  •rupture fragile
•rupture ductile

limite d'élasticité, résistance à la rupture, résilience, ténacité...

Contrainte faible mais continue (et à haute température)  rupture par fluage

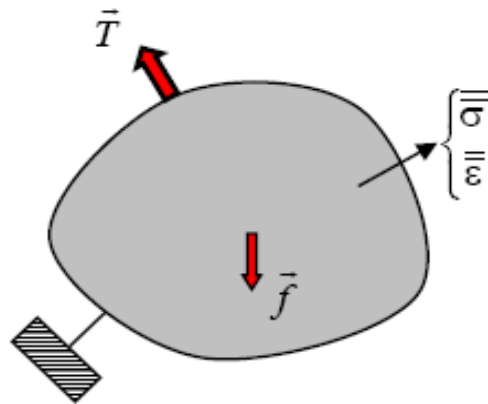
Contrainte faible mais périodique  rupture par fatigue

Contrainte + milieu  corrosion sous contrainte

Livres de référence :

- Fractures mechanics, H.L. Ewalds, R.J.H. Wanhill, Ed. E. Arnold, Delftse Uitgevers Maatschappij
- La rupture des matériaux, C. Lemaignan, EDP Sciences
- Mécanique des matériaux solides, J. Lemaitre et J.L. Chaboche, Dunod
- Endommagement et rupture de matériaux, D. François, EDP Sciences
- Des matériaux, J.P. Bailon et J.M. Dorlot, Presses Internationales Polytechnique, Canada
- Le livre de l'acier, G. Béranger et al., Lavoisier

Rappels d'élasticité



- ☞ Equations de comportement
- ☞ Equations d'équilibre
- ☞ Equations de compatibilité



Solutions vérifiant les CL

- Equations de comportement (loi de Hooke)

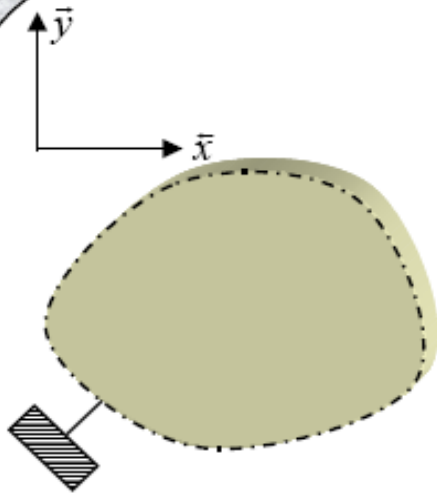
$$\bar{\bar{\varepsilon}} = \frac{1+\nu}{E} \bar{\bar{\sigma}} - \frac{\nu}{E} (\text{trace} \bar{\bar{\sigma}}) \bar{\bar{I}}$$

$$\bar{\bar{\sigma}} = 2\mu \bar{\bar{\varepsilon}} + \lambda (\text{trace} \bar{\bar{\varepsilon}}) \bar{\bar{I}}$$

$$\begin{cases} \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \\ \lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \end{cases}$$

$$\begin{cases} \nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)} \\ E = \mu \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + \mu} \end{cases} \Rightarrow \frac{\nu}{E} = \frac{\lambda}{2\mu(3\lambda + 2\mu)}$$

•• Etats plans



$$\sigma_{||} = \begin{pmatrix} \sigma_x & \sigma_{xy} & 0 \\ \sigma_{xy} & \sigma_x & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

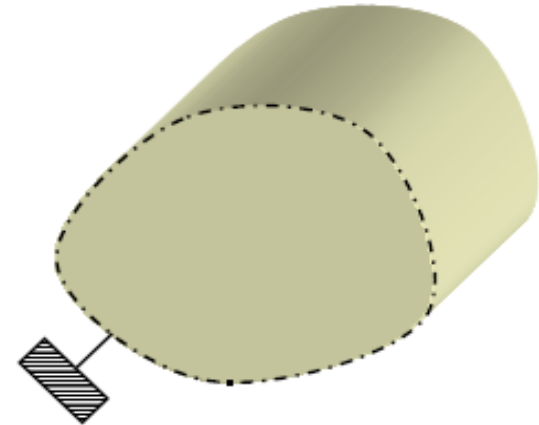
$$\Downarrow$$

$$\varepsilon_{||} = \begin{pmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} & 0 \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_x & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_z \end{pmatrix}$$

$$\begin{cases} \varepsilon_x = \frac{1}{2\mu} \left[\sigma_x - \frac{\lambda^*}{2(\lambda^* + \mu)} (\sigma_x + \sigma_y) \right] \\ \varepsilon_y = \frac{1}{2\mu} \left[\sigma_y - \frac{\lambda^*}{2(\lambda^* + \mu)} (\sigma_x + \sigma_y) \right] \\ \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2\mu} \sigma_{xy} \end{cases}$$

$$\begin{aligned} \lambda^* &= \lambda && \text{en déformations planes} \\ \lambda^* &= \frac{2\lambda \mu}{\lambda + 2\mu} && \text{en contraintes planes} \end{aligned}$$

Par la suite état de déformations planes



$$\varepsilon_{||} = \begin{pmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} & 0 \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_x & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\Downarrow$$

$$\sigma_{||} = \begin{pmatrix} \sigma_x & \sigma_{xy} & 0 \\ \sigma_{xy} & \sigma_x & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{pmatrix}$$