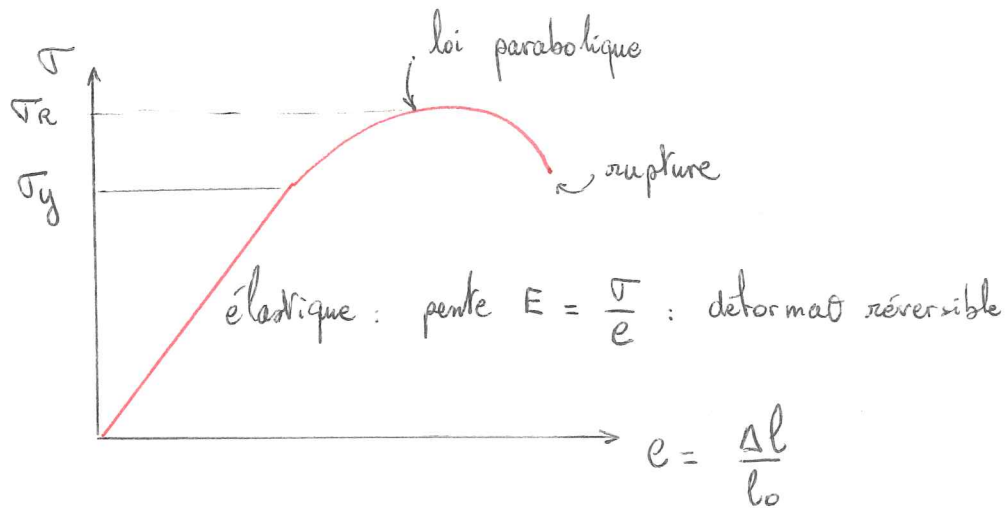
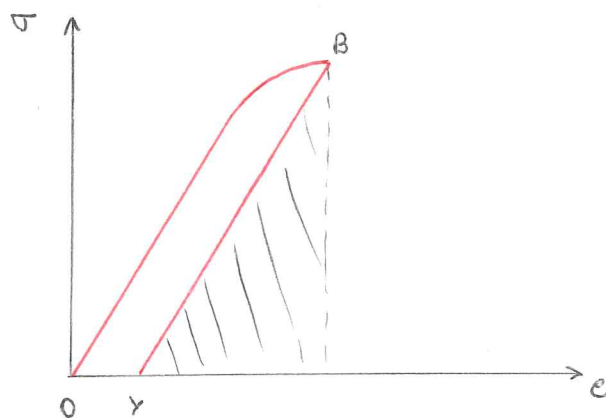


LA RUPTURE

1 Généralités



$\sigma > \sigma_y$: déformations irréversibles
 $\sigma < \sigma_y$: ——— réversibles

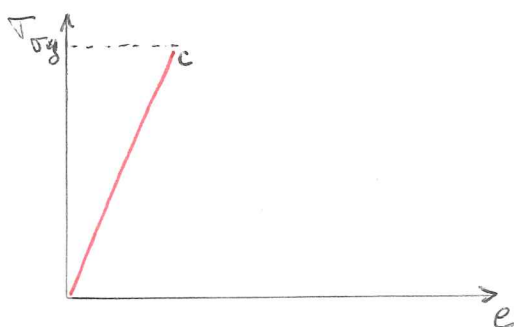


$$\int_0^B \sigma de = \text{énergie / volume}$$

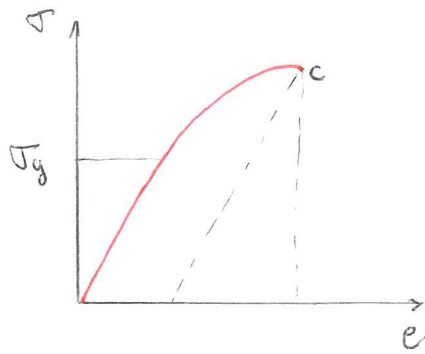
partie hachurée : W_E = énergie élastique, relâchée par le matériau qd σ s'arrête.

—— non —— : W_P = énergie plastique, conservée par le matériau lors du relâchement.

On peut donc distinguer 2 classes de rupture :



le matériau casse avant σ_y
 $\rightarrow$ restitution complète de l'E
 $\rightarrow$ rupture Fragile



le matériau cède difficilement, ds sa zone plastique.

rupture Ductile

Sur plusieurs essais de rupture à la traction, on aura :

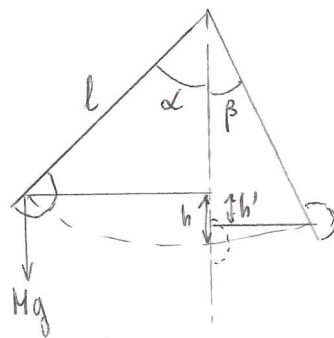
$\frac{\Delta \sigma_y}{\sigma_y}$ petit généralement

$\frac{\Delta \sigma_R}{\sigma_R}$ grand, d'autant plus que les pièces utilisées seront grandes

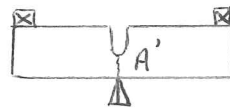
→ il se passe : dispersion des résultats liée au volume, principalement à cause des défauts.

Il faut donc connaître l'impact des défauts, donc leur progression jusqu'à la rupture.

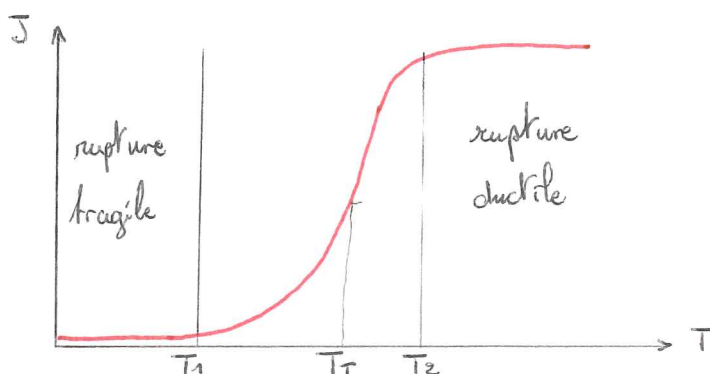
Pour ce, mise en place de l'essai de résilience :



Mgh'



→ résilience : $J = \frac{Mgh'}{A'} \quad (J/m^2)$



3

T_r est la T pour laquelle on atteint la résilience moitié.

2 Etude fractographique de la pièce

Faciès de rupture : cristallin : rupture fragile
fibreuse : — ductile
plat : — par fatigue (à l'œil)

Au MEB :

Fragile : cas d'un polycristal

→ rupture intergranulaire (la rupture se propage le long des joints de grain). Le joint est + faible.

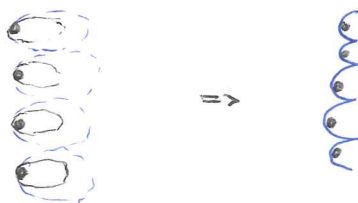


→ rupture transgranulaire (propagation de des plans par-
viciers de les grains m). Les grains sont + faibles,
par les plans de clivage.



ductile : Un écoulement plastique précède ce type de rupture.

→ formé autour d'impuretés (précipités, noeuds de
dislocation ...) par ex Al_2O_3 de Al , des cupules.
Ces cupules sont des cavités qui se forment par
surpression - dépression :



3 Mécanique de la rupture

Il existe 1 défaut : quelle est la résistance à l'extension du défaut ? Cette résistance est la ténacité du matériau.

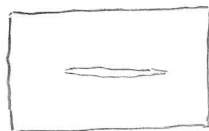
Il faut distinguer cette mécanique de la rupture, de la mécanique de l'endommagement : On soumet le matériau à σ $\rightarrow$ comment créent les défauts.

Chaque matériau a son comportement particulier vis à vis de l'endommagement.

Les outils dont on dispose :



mécanique linéaire homogène élastique.



apparition d'une fissure $\rightarrow$ discontinuité.

hypothèse de base de la mécanique de la rupture :

l'E libérée par

fissure est absorbée par les surfaces nouvelles créées.

W : libération d'E de liaisons $\rightarrow$ énergie de surface (+ gde) γ

Si

$$W \leq \gamma \Delta S$$

ΔS = accroissement de surface

la fissure est dite "stable", c'est à dire lentement croissante lorsque

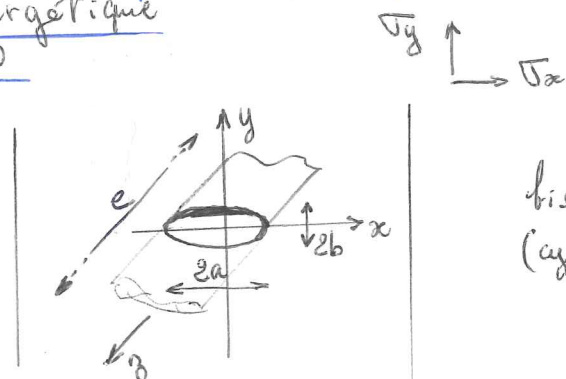
$W \leq \gamma \Delta S$, et stoppée si $W < \gamma \Delta S$.

si on fournit W telle que $W > \gamma \Delta S$, alors la fissure croît à une certaine vitesse. En modérant la σ appliquée, on peut dominer la vitesse de croissance de la fissure : croissance sous-critique.
Si σ appliquée trop $\uparrow$: croissance puis rupture catastrophique.

3.1 Bases de la mécanique de la rupture

3.1.1 Approche énergétique

Griffith 1920



fissure elliptique
(cylindre selon z)
délongueur e

Mesurons l'E élastique appliquée à cette fissure :

On fait $b \rightarrow 0$

$$\Delta W = \pi \left(\frac{1-\nu^2}{E} \right) e a^2 \sigma_y^2 + \epsilon \quad \text{ou} \quad \epsilon = \int (\sigma_y - \sigma_x)^2$$

créat fissure $\rightarrow$ énergie de surface ΔW_s

avec $\Delta W_s = 4 a e \gamma$ (γ = énergie de surface / m de surface)

à l'équilibre : $\pi \left(\frac{1-\nu^2}{E} \right) e a^2 \sigma_y^2 = 4 a e \gamma$

$$\rightarrow a \sigma_y^2 = \frac{4 \gamma E}{\pi (1-\nu^2)}$$

ds le cond^o critique.

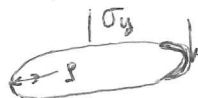
γ, E, ν sont propres au matériau

$\rightarrow$ si σ^2 dépasse le terme de droite $\rightarrow$ propagat^o, et a s'accroît.

$\rightarrow$ Pour 1 σ donnée, la fissure est admissible selon a .

Dans la réalité, $\sigma_{critique} < \sigma_{théorique}$. Ici ne rentrent pas en compte

les pts singuliers du style :



à l'endroit où la

courbure est la + faible, σ est maximum avec :

$$\sigma_{max} = 2 \sigma_y \sqrt{\frac{a}{r}}$$

C'est σ_{max} qu'il faut prendre en compte ds le calcul de propagation. Plus la fissure est mince, + elle se propage vite (le risque de rupture est + gd). On peut donc augmenter la ténacité d'un matériau en augmentant sa porosité.

Irwin et Orowan (1948/49):

ont remarqué q' il y a 1 zone de dét^o plastique importante avant la fissure $\rightarrow$ hyp: l'E de rupture de liaisons a servi à la dét^o plastique.



Matériau d'énergie potentielle $E_p = E_e - T_{ex}$

E_e : énergie élastique du mat

T_{ex} : travail des forces ext.

$da \Rightarrow dE_p$

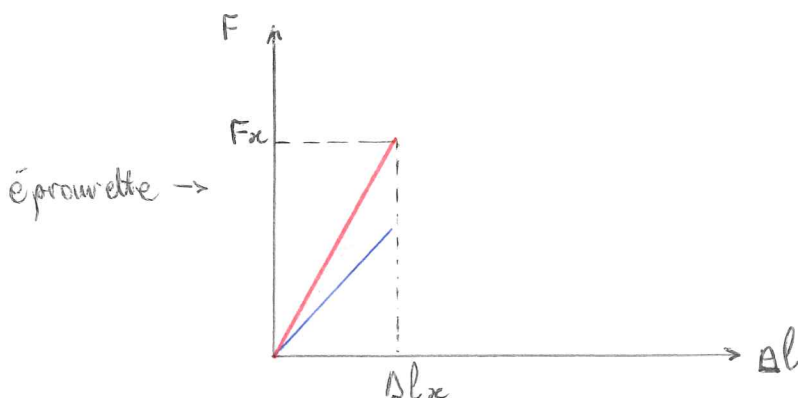
Irwin: taux de libérat^o d' E_p ou "force" d'extension de la fissure, appelé G , tel que:

$$G = - \frac{dE_p}{dA} = - \frac{1}{e} \frac{dE_p}{da} \quad \text{pbs plan}$$

dA = augmentat^o de la surface.

Il apparaît ainsi G_c : $G > G_c \Rightarrow$ propagat^o

Situat^o: zone de dét^o plastique très petite devant les dimensions.
 $\rightarrow$ emploi possible de la méca lin élastique.



$$E_p = \frac{1}{2} \Delta l_x F_x$$

$$\frac{F}{A} = \sigma$$

$$\frac{\Delta l}{l_0} = e$$

↘ pente E

si éprouvette fissurée non croissante : pente bleue
→ pente $\neq E$

Pour 1 ép^{te} fissurée, la pente de la courbe est appelée Compliance :

$$1/C(a) = \frac{\Delta F}{\Delta l}$$

plusieurs cas de figures :

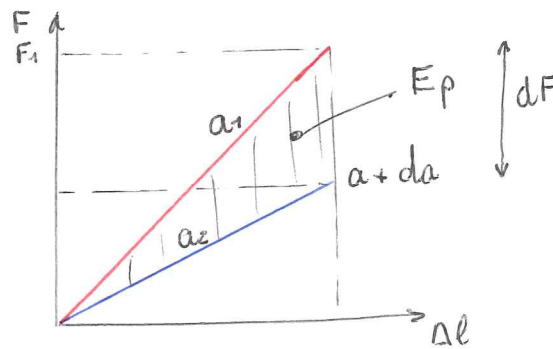
a : force appliquée de avec extension de la fissure

⇒ travail extérieur = déplacement force

b : force appliquée à 1 pos^o fixe et ouverture de la fissure.

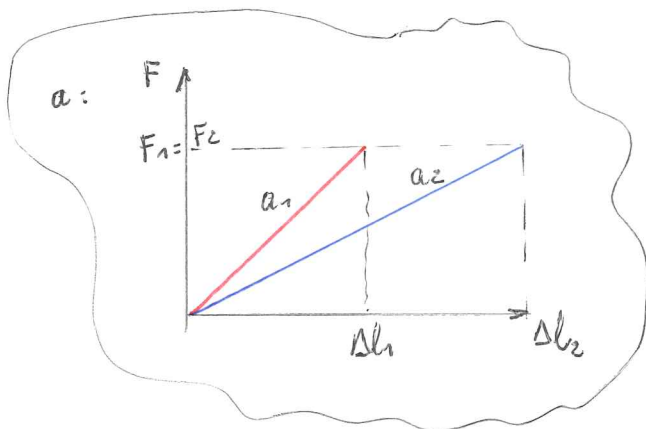
c : Cas général regroupant les 2 précédents.

b permet de ne pas faire varier le travail ext puisque la force ne bouge pas → cas le + simple.



$$\rightarrow dE_p = \frac{1}{2} dF \cdot \Delta l$$

mais physiquement, ce type d'interprétation est impossible. Il faut disposer de 2 éprouvettes, 1 a et 1 a+da, pour pouvoir résoudre le pbs différentiellement.



$$\left(dF \right)_{\Delta l} = - \frac{\Delta l}{C(a)^2} \cdot \frac{\partial C(a)}{\partial a} da$$

$$\rightarrow dE_p = - \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta l}{C(a)} \right)^2 \cdot \frac{\partial C(a)}{\partial a} da$$

$$\rightarrow G = - \frac{1}{e} \frac{dE_p}{da} = \frac{1}{2e} \left(\frac{\Delta l}{C(a)} \right)^2 \frac{\partial C(a)}{\partial a}$$

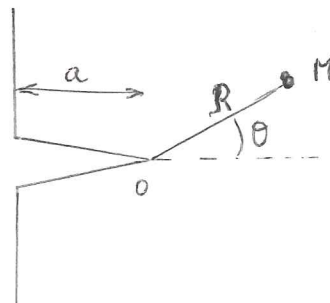
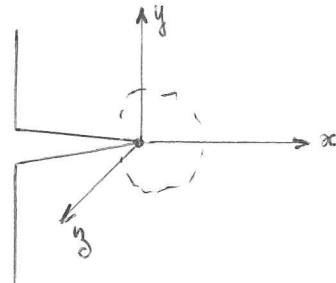
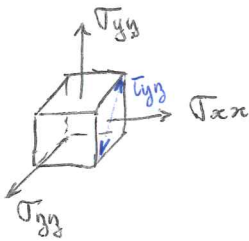
G est assimilable à l'E d'interface.

$$\rightarrow G = - \frac{1}{2} \frac{F^2}{e} \frac{dC(a)}{da}$$

3.1.2 Approche locale de la propagation de fissure

On va analyser l'état des contraintes et des déformations au voisinage de la fissure.

→ calcul tensoriel (Westergaard)



Contraintes en M : on néglige suivant y (∞^t épaisse selon y_3)

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2R}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + \epsilon \sqrt{\frac{a}{R}}$$

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2R}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + \epsilon$$

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2R}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} + \epsilon$$

$\epsilon = \sum$ des termes de la série.

donc

$$\sigma = \tau = \sigma \sqrt{\frac{a}{2R}} f(\theta)$$

$\sigma \sqrt{\frac{a}{2R}}$ représente l'intensité du phénomène pour θ donné.

Irwin: $K = \sigma \sqrt{\pi a}$ = facteur d'intensité de contrainte ($\text{Pa}\sqrt{\text{m}}$)
ou $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
ne représente pas la contrainte.

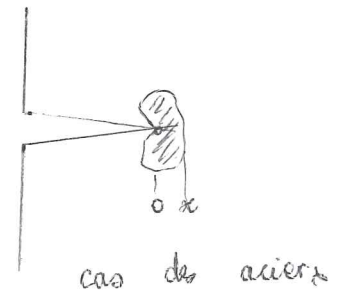
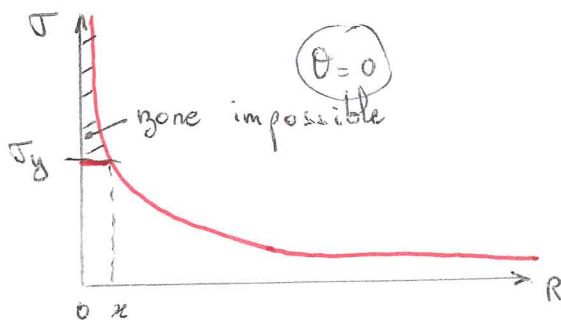
$$\rightarrow \sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi R}} \cos \frac{\theta}{2} (\text{---})$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi R}} \cos \frac{\theta}{2} (\text{---})$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi R}} \sin \frac{\theta}{2} (\text{---})$$

qd $R \rightarrow 0$, les contraintes $\rightarrow \infty$

si le matériau le permet : en fond de fissure : état plastique



si le matériau ne possède pas de $\lim$ élastique : zone endommagée

Il faut que la zone plastique (cœur) soit très petite devant l'échantillon pour pouvoir faire des calculs de mécanique de rupture.

On a donc 1 valeur K_c (critique) pour laquelle il y a rupture.

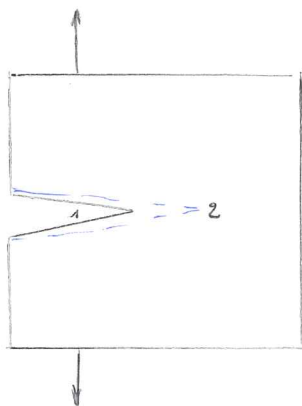
De plus : relation entre G et K

Grosses déformations plastiques : calcul de G (beaucoup d'échantillons)

Zone plastique faible : calcul de K (1 seul échantillon)

32 Modes de propagation de la fissure

32.1 Mode I

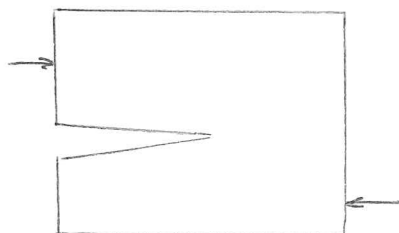


mode par ouverture

le + dangereux, car σ + faible pour obtenir m même effet.

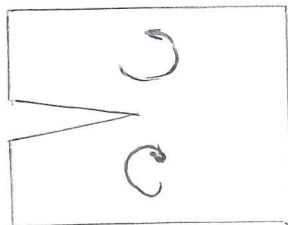
$\rightarrow G_{I,c}$ ou $K_{I,c} \rightarrow$ rupture plate

32.2 Mode II



par glissement droit $\rightarrow$ rupture inclinée, qui minimisent le facteur de Schmidt ($\sim 45^\circ$)

32.3 Mode III



par glissement vis $\rightarrow$ rupture complexe.

Nous nous limiterons au mode I.

Il faut dissocier le cas des tôles épaisses, de celui des tôles minces.

Tôles minces : $\tau_{xz} = 0$
 $\tau_{yz} = 0$ mais $u_z \neq 0$ (def θ suivant z)
 $\tau_{zz} = 0$

état de contraintes planes

Tôles épaisses : influence des parois est éloignée.

$u_z = 0$: état de déformation plane : qd $\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$
 $\tau_{zz} \neq 0$

Relat entre G et K :

en déformatio plane :

$$G_I = \left(\frac{1 - \nu^2}{E} \right) K_I^2$$

en contrainte — :

$$G_I = \frac{K_I^2}{E}$$

$$K_{Ic} = \sigma_R \sqrt{\pi a}$$

et $K_{Ic} = \sigma_R \sqrt{\pi a}$

σ_R : contrainte de rupture .

33 Facteur d'intensité de σ critique en mode I

Il faut connaître a et σ_R

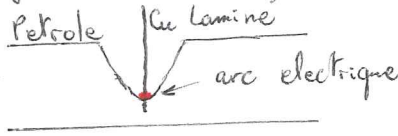
33.1 Obten des fissures et mesure de a

matériaux fragiles :

- entaille avec 1 scie diamantée
- choc thermique
- indentation (dureté) 

matériaux ductiles :

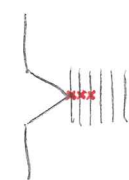
- entaille à la traîse  avec $S \rightarrow 0$
- suivit d'un prolongement de fissure par fatigue ou par électroétincelage :

 à choisir l'étincelage qd le matériau est + fragile .

mesure des fissures :

- Méthode optique :  + renforcement optique par ressuage (absor. p0 d'un liquide par la fissure) liq à $\delta_{sup} \nearrow$ coloré, puis essuyage et dépôt d'un poudre adsorbante .
- Méthode par variatio de résistivité : surface restante est l'co de la fissure : + fissure $\nearrow$, + résistivité $\nearrow$.
- Méthode par ultra-son : les ultra sons se réfléchissent en partie sur l'air de la fissure $\rightarrow$ capture des réfléchis .

- Méthode par jauge de contrainte :

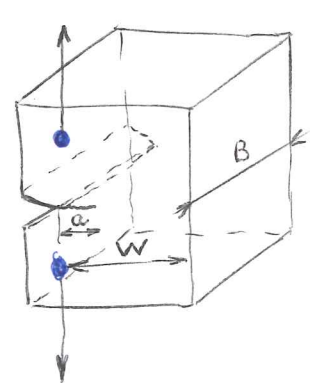


fil conducteurs
essais de fatigue $\Rightarrow$ coupure de fils

332 Choix de éprouvettes

Méc lin elast : $K_{Ic} = \sigma_R \sqrt{\pi a}$ pour 1 plaque ∞ possédant 1 défaut a : cas théorique.

Cas réel : éprouvette finie : $K_{Ic} = Y \sigma_R \sqrt{a}$



mode I

$Y = f(\text{géométrie de l'éprouvette})$

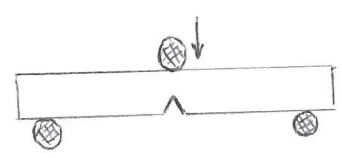
$Y = f\left(\frac{a}{w}\right)$

$$Y = \sum k_n \left(\frac{a}{w}\right)^n$$

par ex : éprouvette de type CT (compact tensile) : $a = 1,08 B$
 $w = 2,08 B$

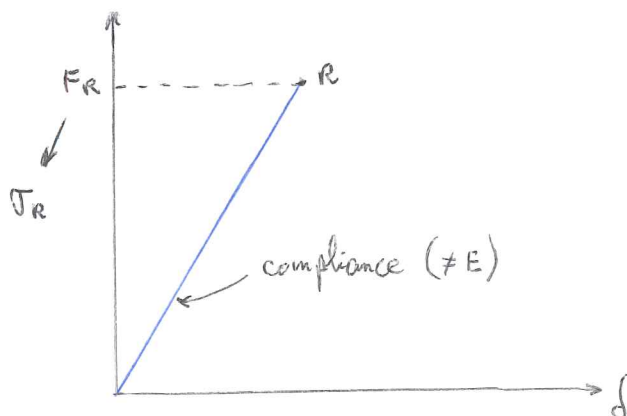
$$\rightarrow Y = 29,6 - 185,5 \left(\frac{a}{w}\right) + 655 \left(\frac{a^2}{w^2}\right) - 1017 \left(\frac{a}{w}\right)^3 + 639,9 \left(\frac{a}{w}\right)^4$$

Rq : CT : Tensile : tracé
CB : Beam : flexion :



333 Ex d'interprétation de courbes de chargement

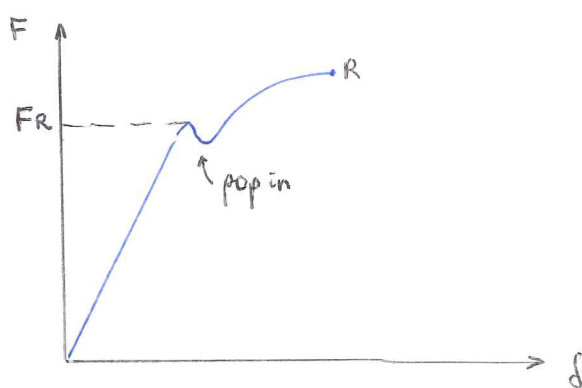
①



$$\sigma_R = \frac{F_R}{B(w-a)}$$

Courbe idéale: la dé^o plastique est négligeable: gde éprouvette

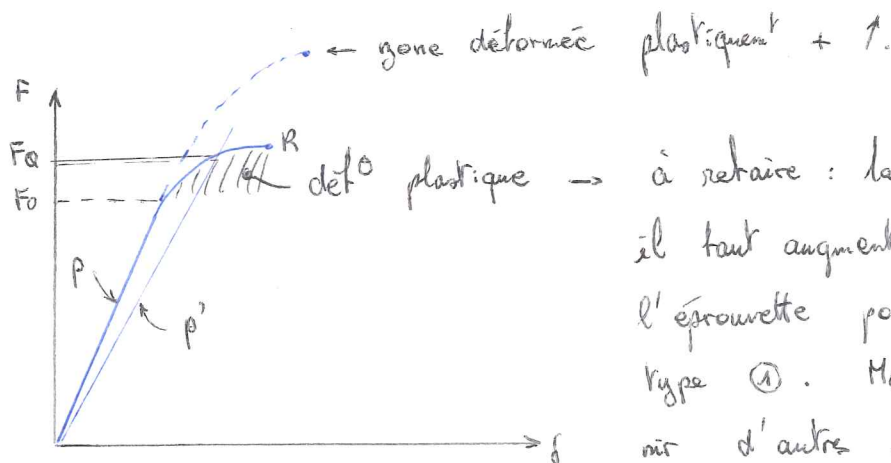
②



par convention, F_R est pris en haut du pop in: éprouvette légèrement trop pre.

Éprouvette avec Pop in

③



dé^o plastique → à retenir: la formule ne s'applique pas. il faut augmenter la taille de l'éprouvette pour revenir à 1 type ①. Mais on peut définir d'autres règles.

Rq: on voit qu'une grosse éprouvette est + fragile qu'une petite.

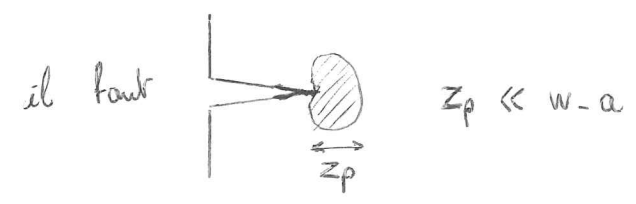
→ le facteur d'échelle interdit la prévision en labo.

La propor^o de volume déformé plastiquement est moindre de la grosse éprouvette.

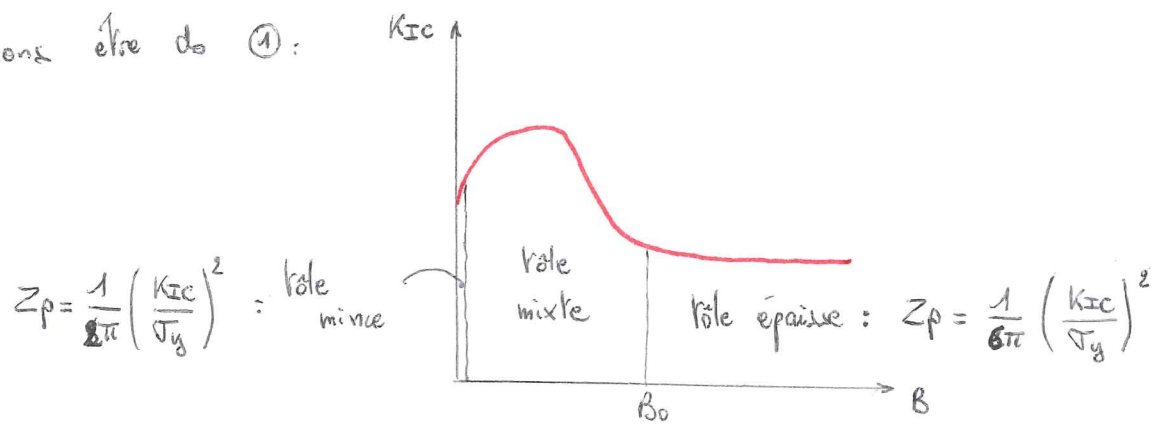
Pour ce 3^{ème} cas, il faut se donner 1 règle: + la courbure est gde, + la zone déformée plastiquement est importante (en Vaux). On définit 1 pente

$p' = 0,9 p$. l'intersection donne F_Q , valeur remplaçant F_R . La limite est donc : $F_Q \leq 1,1 F_0$

Si F_Q remplit cette condition : $F_Q = F_R$
sinon : agrandissement de l'éprouvette.

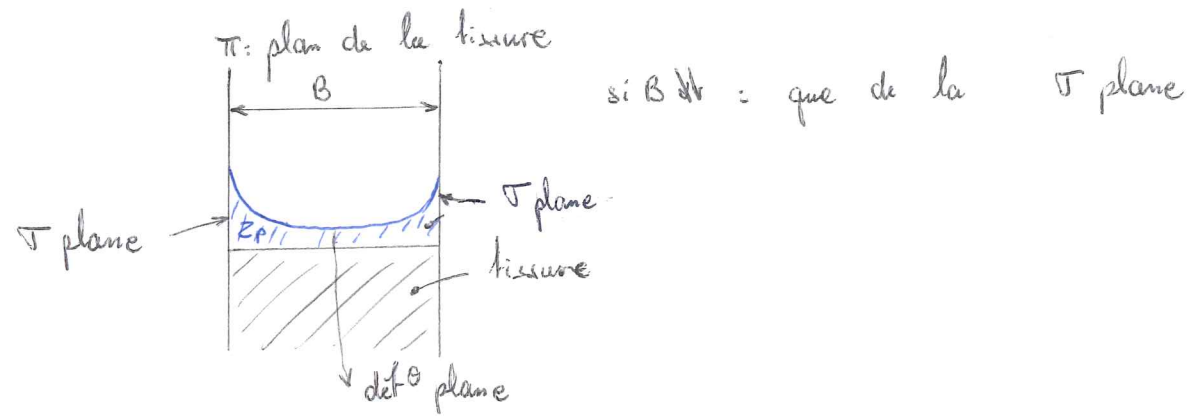


Supposons être de ① :

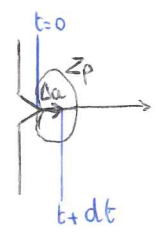


- lôle minces : état de σ planes
- épaisses : ——— état σ planes
→ pour $B > B_0$: $K_{Ic} = cte$

+ K est $\nearrow$, + la résistance à la propagation de la fissure est $\nearrow$.
→ lôle mince + résistante à la " " " " " "



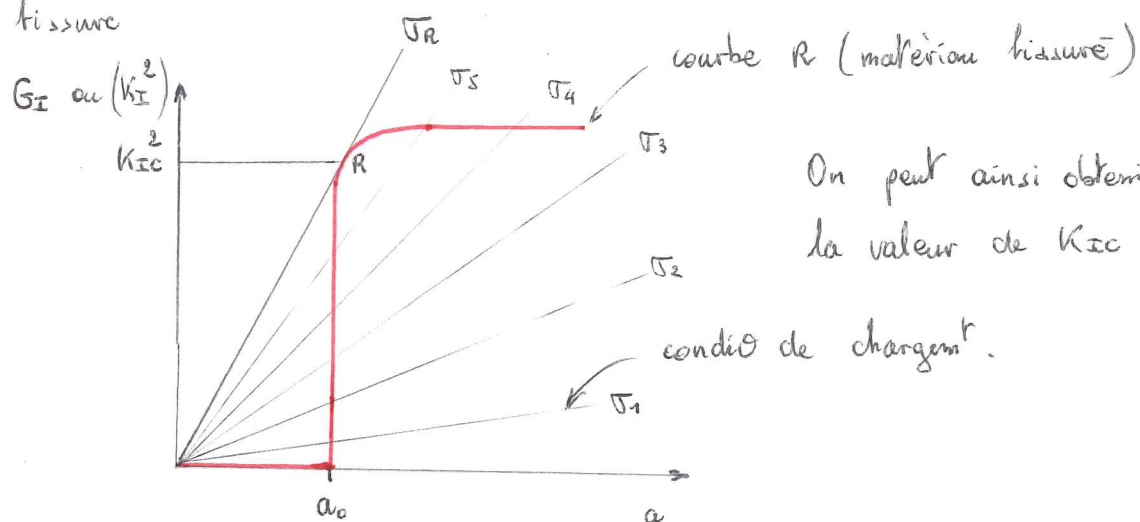
Pourquoi Popin :



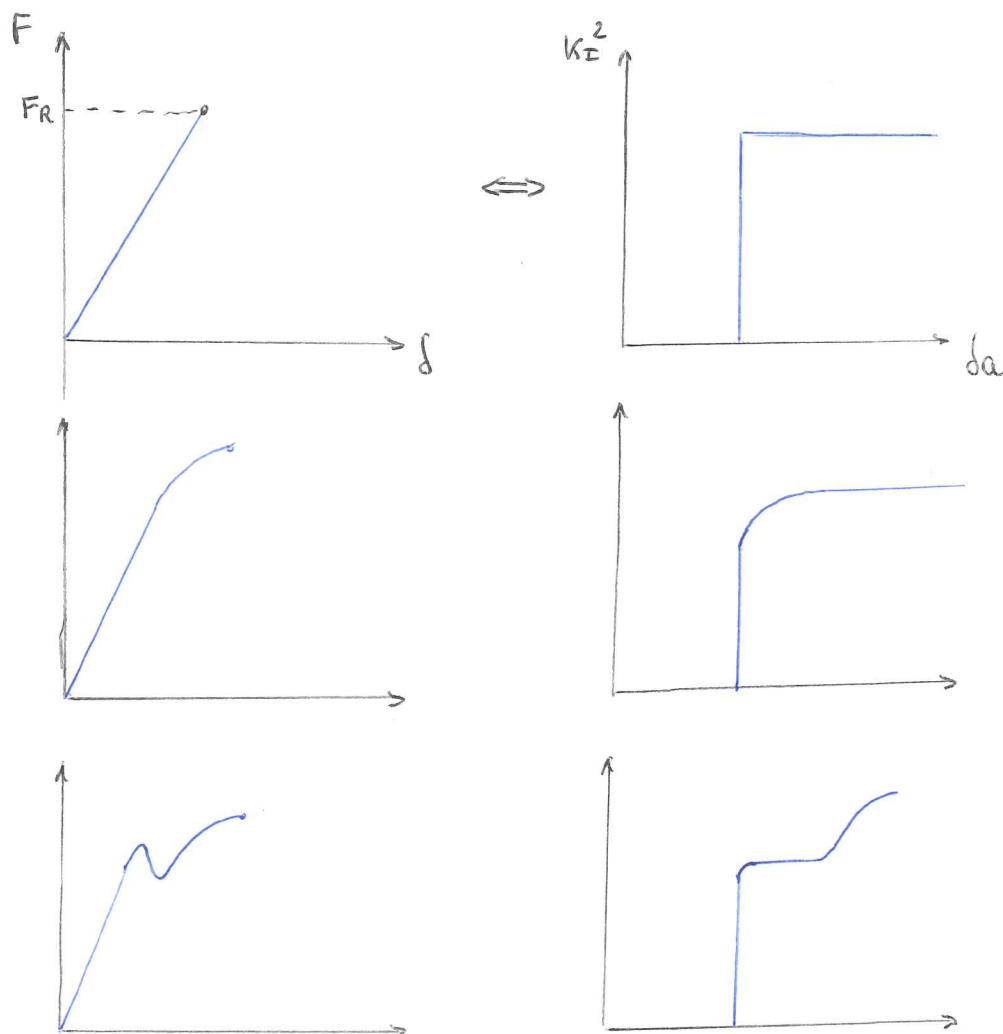
avancement lent de la fissure, car elle rencontre une résistance de état plast.

No0 de courbe R

Courbe représentant la résistance d'un matériau à la propagation d'une fissure



Correspondances avec les courbes de tract :



La courbe R représente la résistance à la propagation des fissures.

plaque infinie : $G_I = \frac{\sigma^2 \pi a}{E}$

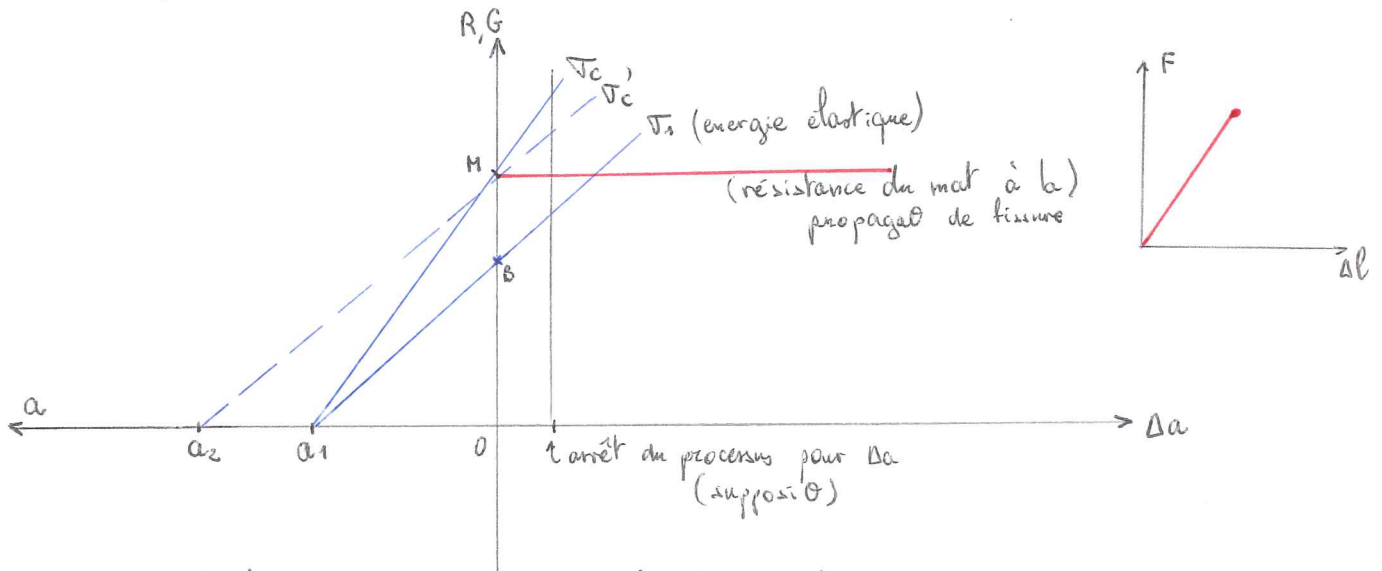
la pente de la courbe R est + gde que ^{celle de} la courbe de chargement, avant le point R $\Rightarrow$ la fissure ne bouge pas. Après le pt R, la fissure se propage, on libère + d'E que l'on en a besoin.

La courbe R est caractéristique du matériau.

Avant R: pour augmenter a , il faut $\nearrow$ l'E appliquée (ou σ)
 $\rightarrow$ trajectoire de droites.

Après R: rupture, car condit de chargement $>$ résistance à la rupture.
 $\equiv$ résistance propagat fissure

Autre représentation de la courbe R



en B: la fissure est stable (pour la valeur σ_1)

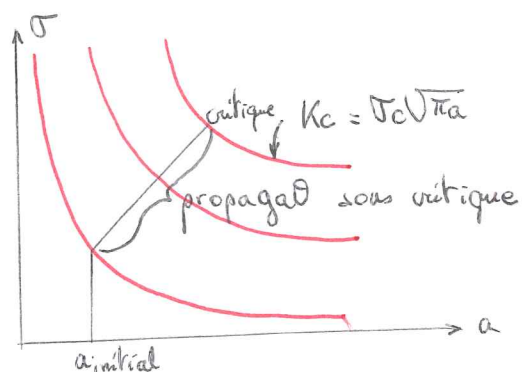
en M: la fissure avance $\rightarrow$ elle passe de a_1 à a_2

$\rightarrow \sigma_c' < \sigma_c$

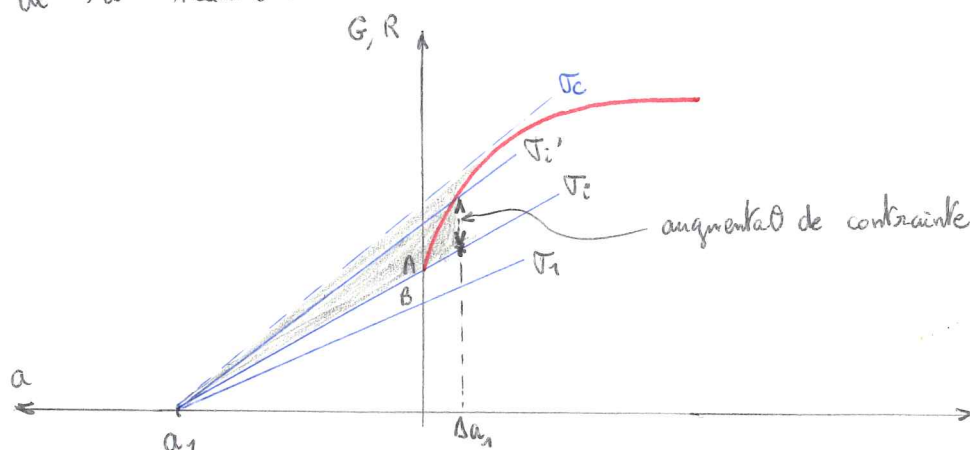
$\rightarrow a$ augmente sans cesse puisque l'on se situe tj au dessus de R $\rightarrow$ rupture catastrophique.

Cas de la propagat sous critique

plaque infinie : $K = \sigma \sqrt{\pi a}$



Dans le régime de propagat ss-critique (lente), on peut contrôler l'évolution de la fissure.



$\sigma_1 \Rightarrow$ fissure stable

$\sigma_i \Rightarrow$ Élastique emmagasinée $\gg$ Résistance à la propagat $\Rightarrow a_{a1}$
(A+E) (légèrement)

Si on ne change pas les cond^o de chargem^t, la fissure s'arrête.

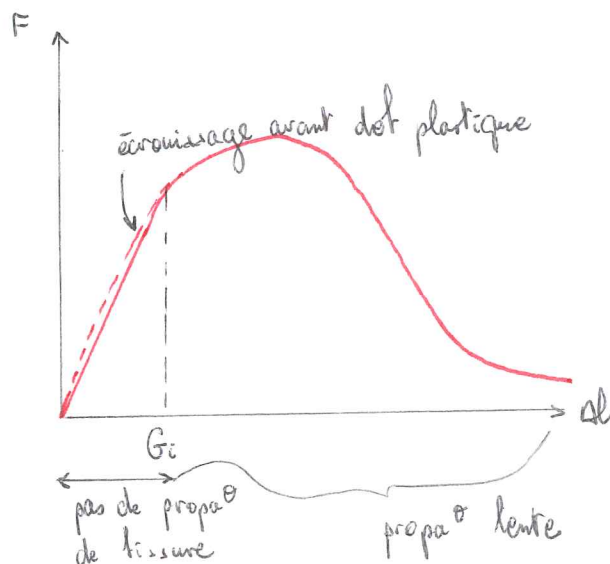
Pour continuer à faire propager la fissure, il faut alors appliquer 1 contrainte σ_i'

Entre σ_i et σ_c , $\exists$ 1 zone de σ où la propagat est sous-critique

On voit que la valeur de G_c dépend de la longueur de la fissure a .

On imagine ici des variat^o infinitésimales ne se ressentant pas sur a_1 . En réalité, il y a évolut constante de G_c lors de l'accroiss^{em}t de a .

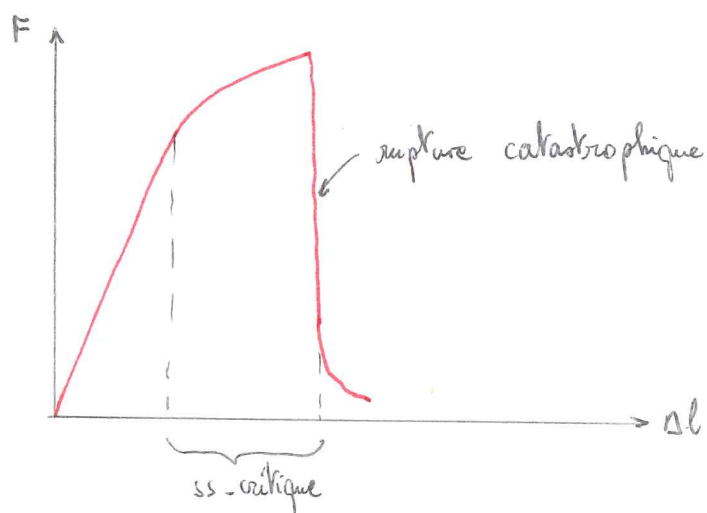
Pour propager 1 fissure ds 1 matériau métallique, l'excédant $d'E$ est emmagasiner ds le matériau par la déform^o plastique de fond de fissure (raison de la courbure).



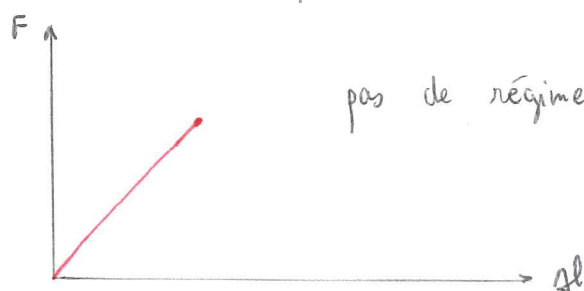
matériau ductile

Ici il y a uniquement 1 prop^o lente (ss-critique) de la fissure : possibilité d'ob-

teno de multiples fissures ds le matériau, sans rupture de celui-ci (composite).



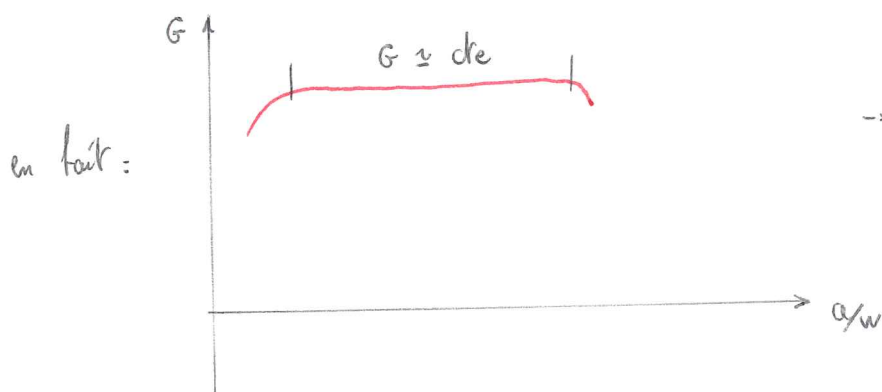
matériau semi-fragile



pas de régime ss-critique : matériau fragile

éprouvette ∞ : $G = \frac{(1-\nu^2) \overbrace{\sigma^2 \pi a}^{K^2}}{E}$

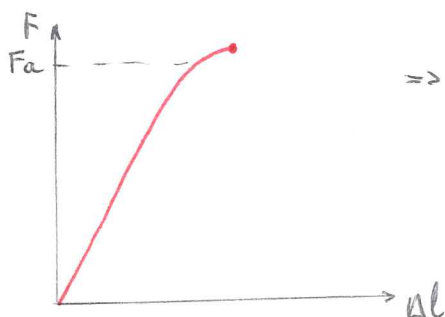
sinon ∞ : $Y = \sum_{i=1}^n A_i \left(\frac{a}{w}\right)^i$ $K = \sigma Y \sqrt{a}$



$\rightarrow$ on s'arrange pour les essais de rupture à être ds le domaine où $G = G_c$.

Détermination expérimentale des courbes R

méthode directe :



$\Rightarrow K_c$ ou G_c pour a donné

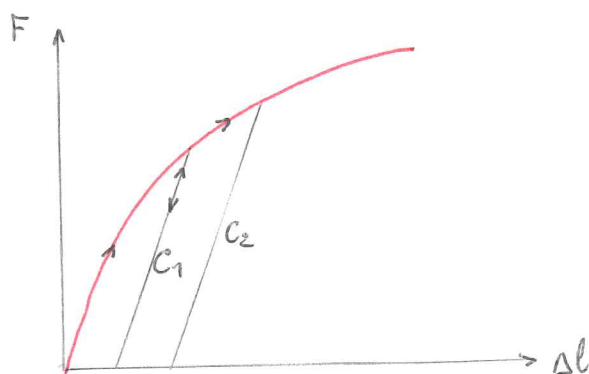
$\rightarrow$ pour chq a, 1 $G_c \rightarrow$ bcp d'éprouvettes

méthode itérative:

Si 1 longueur de fissure a_n et 1 valeur de fissure a_{n-1} :

$$a_n = a_{n-1} + \frac{W - a_{n-1}}{2} \cdot \frac{C_n - C_{n-1}}{C_n} \quad \text{approximative.}$$

C_i : compliances



On déduit la longueur de fissure de la compliance.

→ 1 seule éprouvette.

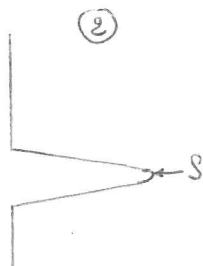
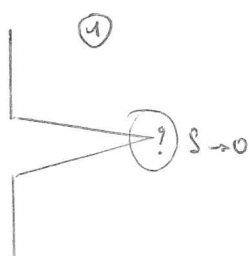
méthode $C = f(a)$:

Il faut bcp d'éprouvettes pour faire la calibration.

→ il faut connaître la compliance et les cond^o de chgt du Mtx.

Pour la plupart des matériaux, $\exists$ 1 seule courbe K par type de matériaux.

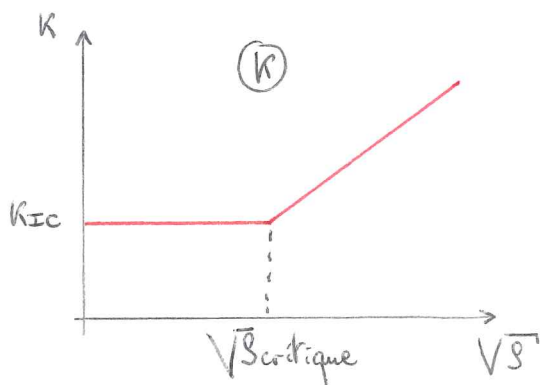
334 Influence du rayon en fond d'entaille sur K ou G



+ $S \uparrow$, + le mat résiste à la propag^o. Car $K_2 > K_1$

On veut K indépendant de S puisqu'on veut le cas le + pessimiste (prévisions).

$$\rightarrow K = f(S)$$



S doit être en dessous d'une certaine valeur assez basse, S_c .

→ prolongement d'une entaille mécanique par un autre moyen. (électrolytique...)

S est moins critique pour les céramiques.

4 Plasticité généralisée

$$K_{IC} = 100 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}} \quad (1 \text{ MPa} = 1 \text{ N mm}^{-2})$$

$$\sigma_y = 200 \text{ MN/m}^2$$

$$R_{\text{zone critique}} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \approx 13 \text{ mm}$$

Si on a $W = 8 \text{ mm}$: zone de plasticité > pièce

→ plasticité généralisée : $K \neq \sigma \sqrt{\pi a}$

4.1 Méthode d'analyse de la rupture

Critère d'ouverture en fond de fissure : COD — déplacement

Mat fragile : prolongé longue et très peu ouverte.

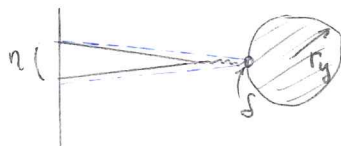
— ductile : — courte et bcp d'ouverture.

Pour voir la correspondance entre le COD et la ténacité, il faut se mettre dans les conditions de plasticité restreinte.

En plasticité restreinte :

$$\delta_{COD} = 2\pi \frac{\sigma_y}{E} r_y$$

r_y = rayon de la zone plastique



polissage + attaque → mesure.

$$\eta = f(s) \rightarrow s$$

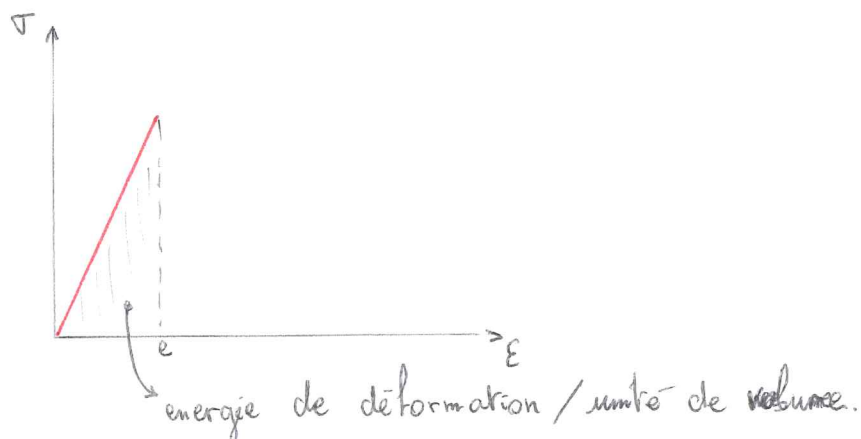
et

$$G = \sigma_y \delta$$

vérifiée dans de nombreux cas.

4.2 L'intégrale J

4.2.1 L'énergie de déformation

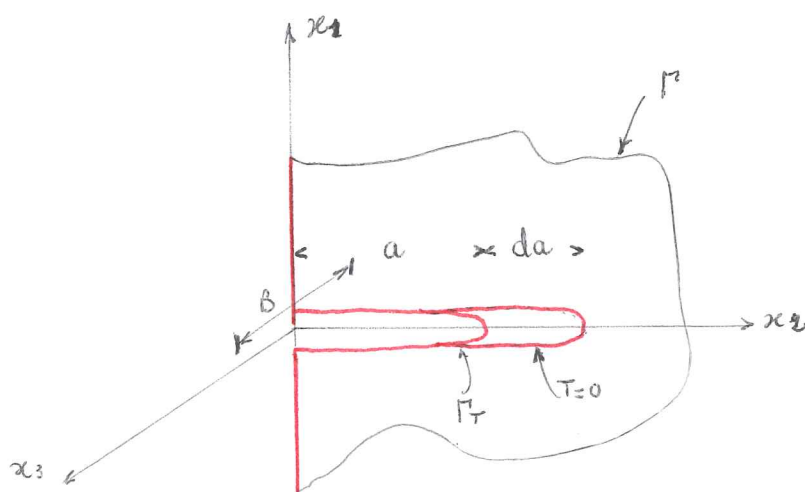


$$\rightarrow W(\mathbf{e}) = \int_0^{\mathbf{e}} \sigma \, d\epsilon$$

On crée 1 $\text{dét}^0 \Rightarrow \Delta V$

ΔV ne s'applique pas à la déformation plastique, puisque celle-ci se fait à volume constant. Par contre, si le matériau se fissure, on la verra, donc on pourra connaître l'E potentielle associée :

$$\rightarrow -dU = \int_{\Delta V} w(\mathbf{e}) \, dV$$



U' = énergie potentielle / u d'épaisseur : problème plan

$$U' = \frac{U}{B} \quad \text{si } B = \text{épaisseur de la pièce.}$$

Si on néglige l'effet élastique de l'échant :

$$\rightarrow - dU' = \int_{\Delta A} w(e) \cdot dx_1 \cdot da$$

$dx_1 da =$ variat de surface dA
et $dU = B dA$.

$$\rightarrow - \frac{dU'}{da} = \int_{\Gamma} w(e) dx_1 \quad \text{qd } da = de.$$

Γ : courbe entourant le domaine fissuré.

L'intégrale J est alors:

$$J = \int_{\Gamma} \left[w dx_1 - T \frac{dU'}{dx_2} \right] ds \quad \forall \Gamma$$

$ds =$ abaisse courbique sur Γ .

$\frac{dU'}{dx_2} =$ variat d'E potentiel qd on se déplace sur x_2 .

$T =$ vecteur normal à Γ représentant la braco s'appliquent sur Γ .

J est 1 valeur constante tant qu'on ne modifie pas le nb de défauts ds Γ .

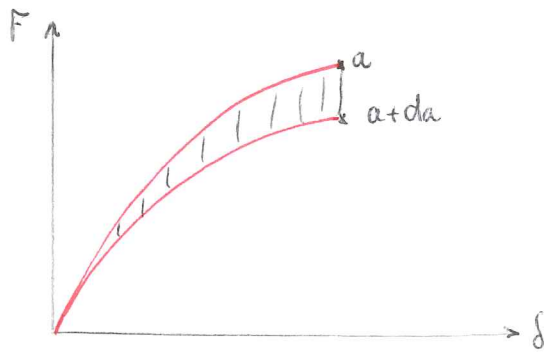
Cas particulier: $T=0$ qd on est tangent à 1 surface libre du matériau:
le bord de la fissure ne subit pas de braction: $J = \int_{\Gamma} w dx_1$

alors $J = - \frac{dU'}{da}$ mesure directement la variat d'E

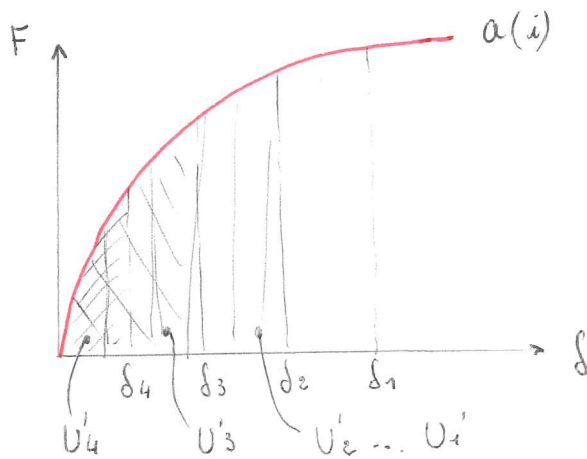
potentielle lors de l'accroissement de la fissure.

De plus ce cas particulier est le seul où l'on puisse connaître w .

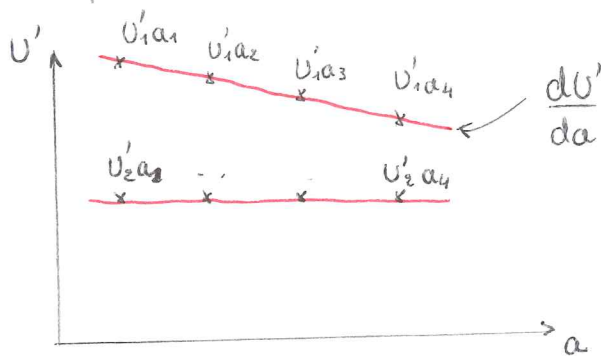
Pratiquement: on fait agir F sur 1 échant fissuré de a .
puis de n pour " " de $a + da$ } de $B = de$



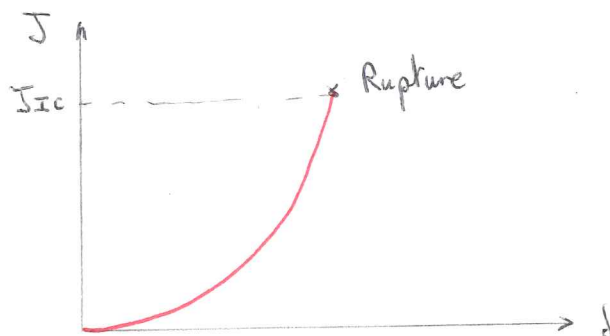
Alors, l'aire hachurée vaut : $J \delta da$.



Sur chq éprouvette $a(i)$, à δ de :



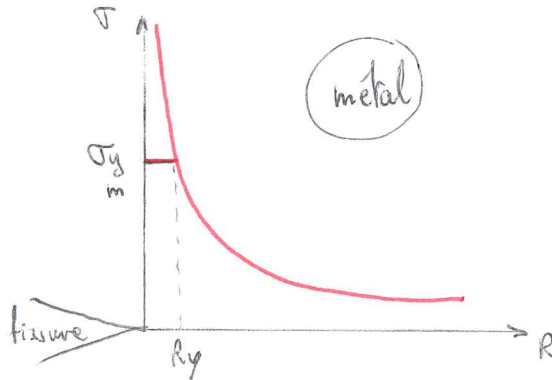
Pour chq valeur de δ , on a $\frac{dU'}{da}$:



si en mode I : à la rupture : J_{Ic}

On a pu montrer que $J_{IC} = G_{IC}$ ($\rightarrow K_{IC}$ si l'éprouvette peut répondre au domaine élastique linéaire).

5 Mécanique de la rupture des céramiques



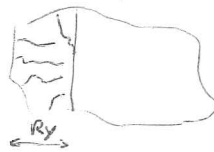
R : distance à laquelle on mesure la contrainte.

R_y : zone plastique du mat.

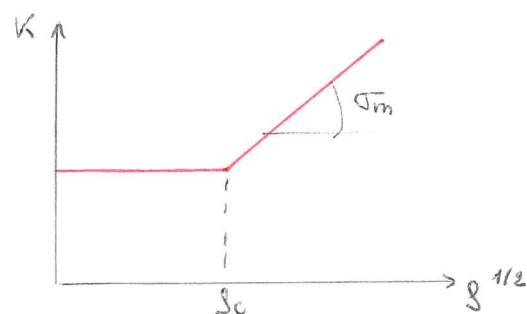
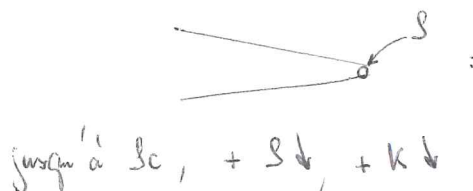
pour 1 mat tel que WC :
$$R_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{8}{4000} \right)^2 = 0,2 \mu m$$

$$= \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2$$

grains de WC : $1 \sim 5 \mu m \rightarrow \frac{1}{5}$ du grain s'est déformé plastiquement. La déf. plastique devrait être totale : pas de zone plastique des céramiques. Il y a 1 zone d'endommagement du matériau qui se substitue intégralement à la zone plastique :



Ces zones sont généralement nettement + petites que la taille des cristallites. Les méthodes peuvent être les m[^] que pour les métaux, avec des méthodes $\equiv$ à celles de la plasticité généralisée lorsque l'endommagement sera important.



σ_m définit alors la σ d'endommagement du mat. (σ_m remplace σ_y pour des mat qui ne se déforment pas plastiquement).

Plusieurs éprouvettes : plusieurs longueurs de $S \neq$, et on trace $\kappa = f(S)$

→ la pente donne σ_m .

C'est le modèle de Buresch.