

## **Cours No 7**

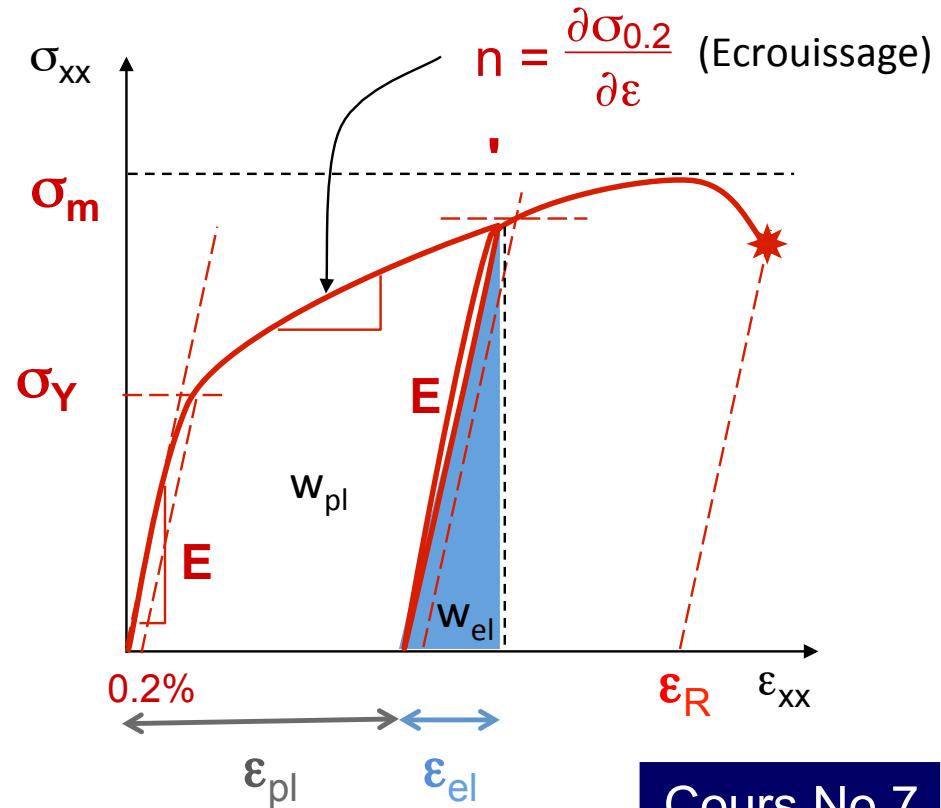
## **Ténacité**

**Francesco Stellacci**

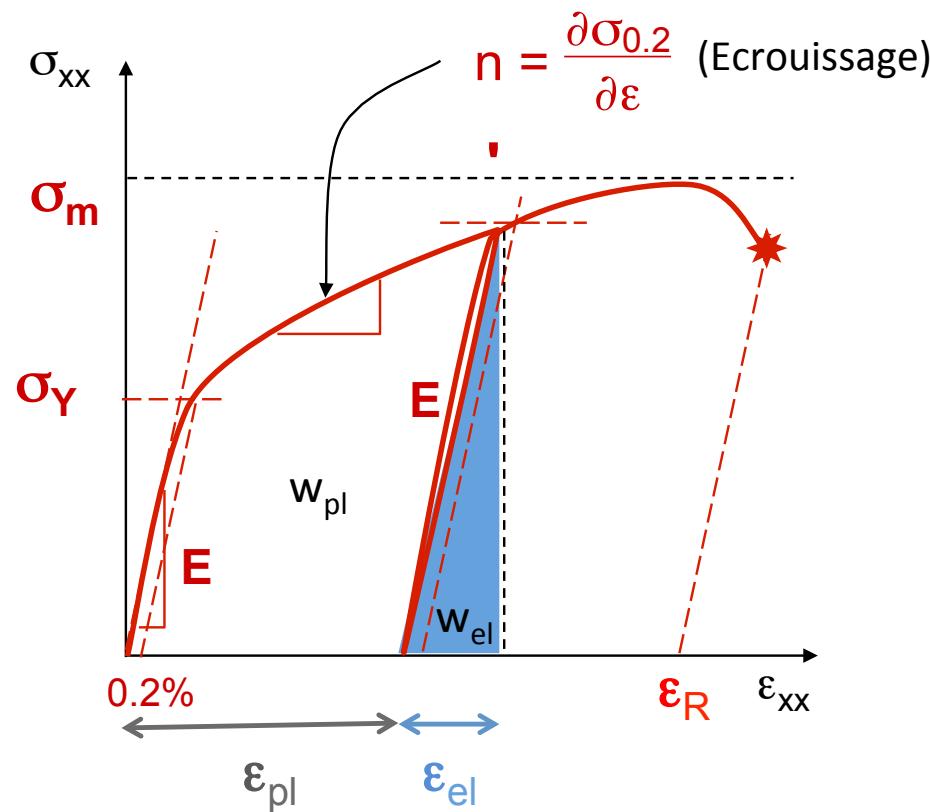
**Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne**

# Rappels

- Au-delà de la limite élastique  $\sigma_Y$ , les métaux se déforment plastiquement, c'est à dire de manière irréversible. **Les dislocations**, défauts linéaires, sont responsables de cette déformation.
- **Les dislocations coins** bougent sous cisaillement le long de directions de glissements préférentiels.
- La déformation plastique, qui se fait à volume constant, induit de nouvelles dislocations qui renforcent le matériau: c'est l'écrouissage. D'autres mécanismes comme les solutions solide, les précipités ou les joints de grain peuvent aussi augmenter la limite élastique.
- A la décharge, le module d'Young restant inchangé, il y a un retour élastique selon la même pente  $E$ .
- L'énergie élastique est restituée, alors que l'énergie plastique se dissipe dans le matériau.
- A la résistance maximale  $\sigma_m$ , il y a striction puis rupture.
- La déformation résiduelle, après le retour élastique, juste avant rupture, définit **la ductilité**. Plus un matériau est ductile, plus il se déforme avant de se casser.
- Les polymères ont un comportement élastique-Plastique très complexe qui dépend fortement de la température ( $0.75 \times T_g$ , température de transition vitreuse) et de la vitesse de déformation.



# Rappels

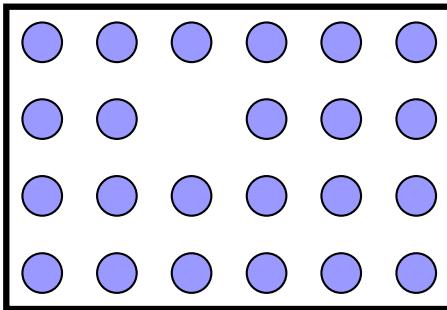


# Rappels

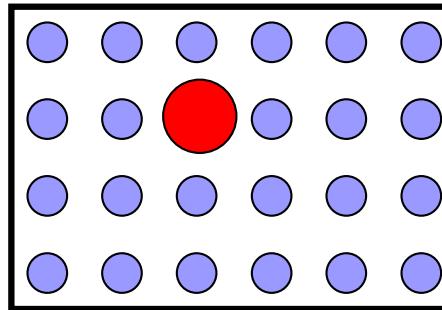
	Paramètres	Relations	Origines
Rigidité (module d'Young)	E	$\sigma = \epsilon \times E$	Mét. et Cér.: liaisons entre les atomes Polym: Liasions entre les chaines et mouvement/rotation des chaines
Limite Elastique	$\sigma_y$	Mét. et Cér: $\sigma_y = 0.2\%$ Polym: $\sigma_y = 0.5\%$	Mét. et Cér.: début du mouvement des dislocations Polym: début du glissement des chaines
Dureté	$H_v, H_B$	$H_v \text{ (MPa)} \approx 3 \times \sigma_y$	
Ecrouissage	n	$n = d\sigma/d\epsilon$ au-delà de $\sigma_y$	Mét. et Cér.: renforcement par création de dislocations pendant la déformation Polym.: alignement des chaines
Résistance	$\sigma_m$	Contrainte maximale avant rupture	Mét.: Striction puis rupture Cér.: rupture fragile - fissures Polym.: striction, microfissures
Ductilité	$\epsilon_R$	Déformation résiduelle juste avant la rupture $\epsilon_R = \epsilon_{tot} - \sigma/E$	Mét.: mouvement des dislocations (10%) Cér.: cassent avant de se déformer plastiquement Polym.: Elongation des chaînes et microfissures (50-100%)
Ténacité	$K_{Ic}$	$K_{Ic} = (2\gamma + G_{pl}^c)^{1/2}$	

# Origine de la plasticité

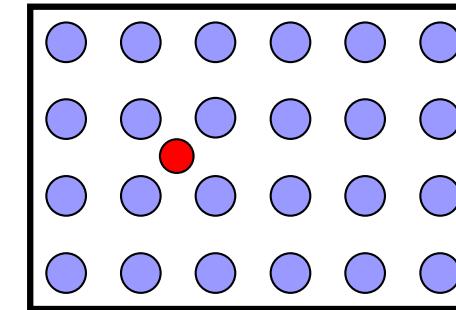
Le cristal parfait n'existe pas! Types de **défauts**:



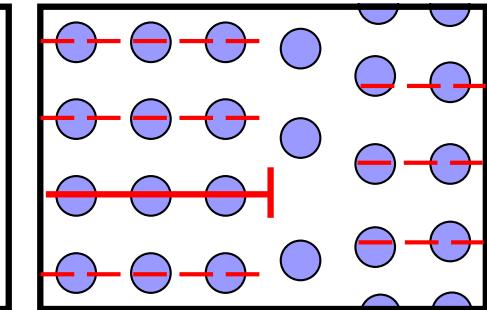
Lacune



Défaut ponctuel  
(substitutionnel)

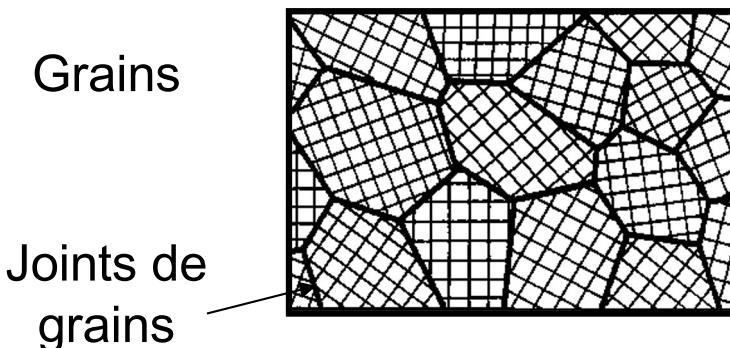


Défaut ponctuel  
(interstitiel)

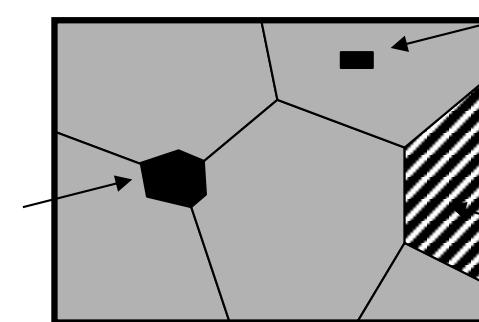


Dislocation

Mais surtout, la plupart des matériaux sont **polycristallins** et composés de plusieurs phases (**multiphasés**)



Précipité au  
joint de grain



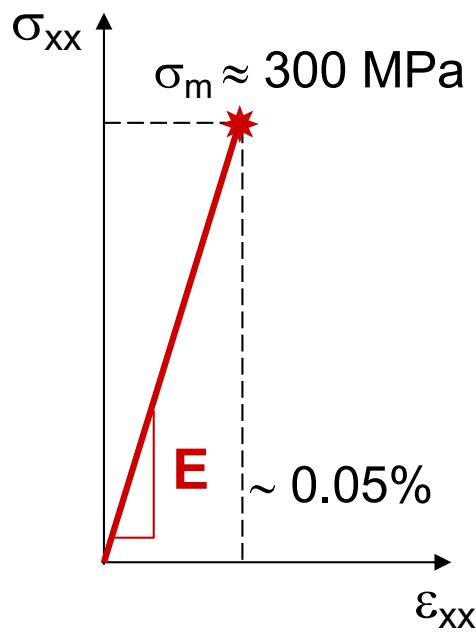
Précipité au  
sein d'un grain  
Grain constitué  
de 2 phases

# Rappels

	Paramètres	Relations	Origines
Rigidité (module d'Young)	E	$\sigma = \epsilon \times E$	Mét. et Cér.: liaisons entre les atomes Polym: Liasions entre les chaines et mouvement/rotation des chaines
Limite Elastique	$\sigma_y$	Mét. et Cér: $\sigma_y = 0.2\%$ Polym: $\sigma_y = 0.5\%$	Mét. et Cér.: début du mouvement des dislocations Polym: début du glissement des chaines
Dureté	$H_v, H_B$	$H_v \text{ (MPa)} \approx 3 \times \sigma_y$	
Ecrouissage	n	$n = d\sigma/d\epsilon$ au-delà de $\sigma_y$	Mét. et Cér.: renforcement par création de dislocations pendant la déformation Polym.: alignement des chaines
Résistance	$\sigma_m$	Contrainte maximale avant rupture	Mét.: Striction puis rupture Cér.: rupture fragile - fissures Polym.: striction, microfissures
Ductilité	$\epsilon_R$	Déformation résiduelle juste avant la rupture $\epsilon_R = \epsilon_{tot} - \sigma/E$	Mét.: mouvement des dislocations (10%) Cér.: cassent avant de se déformer plastiquement Polym.: Elongation des chaînes et microfissures (50-100%)
Ténacité	$K_{Ic}$	$K_{Ic} = (2\gamma + G_{pl}^c)^{1/2}$	

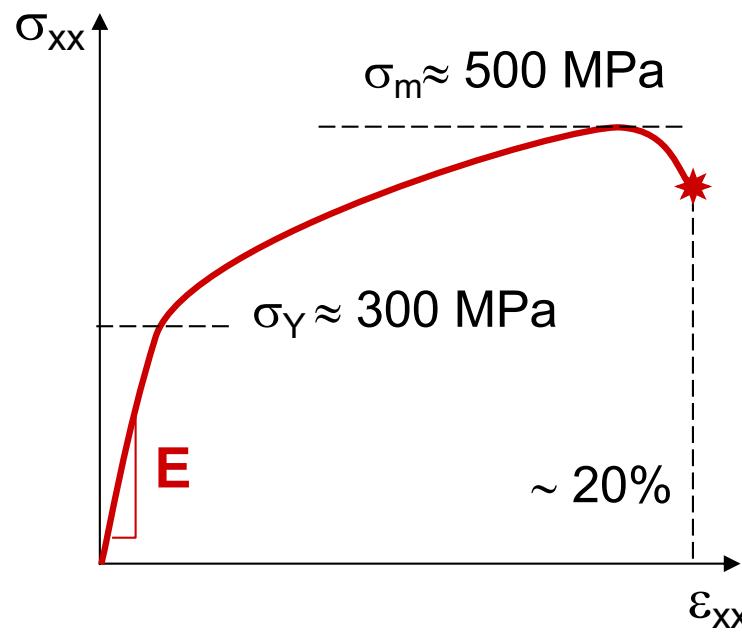
# Introduction

La plupart des matériaux ont un comportement mécanique beaucoup plus complexe que ne le décrit l'élasticité linéaire.



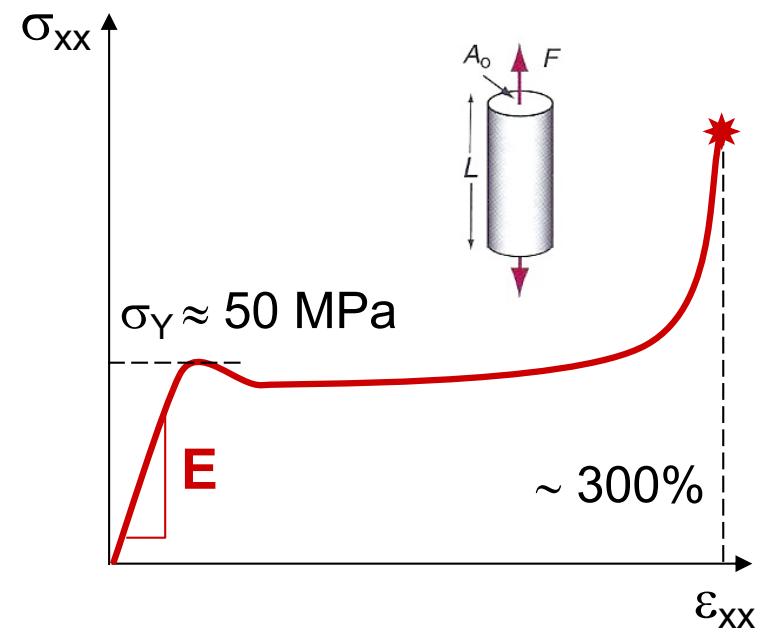
## Céramiques

Comportement quasi-élastique jusqu'à la rupture. **Très faible ductilité.**



## Métaux

Comportement élastique, puis plastique avec durcissement, striction et rupture. **Bonne ductilité.**



## Polymères ductiles

Faible limite élastique, **grande ductilité**, durcissement final et rupture.

# Table des matières

---

- Introduction
- Propriétés des céramiques
- Facteur d'intensité de contraintes et Ténacité
- Rupture fragile: céramiques et polymères (basse T)
- Rupture ductile: métaux et polymères

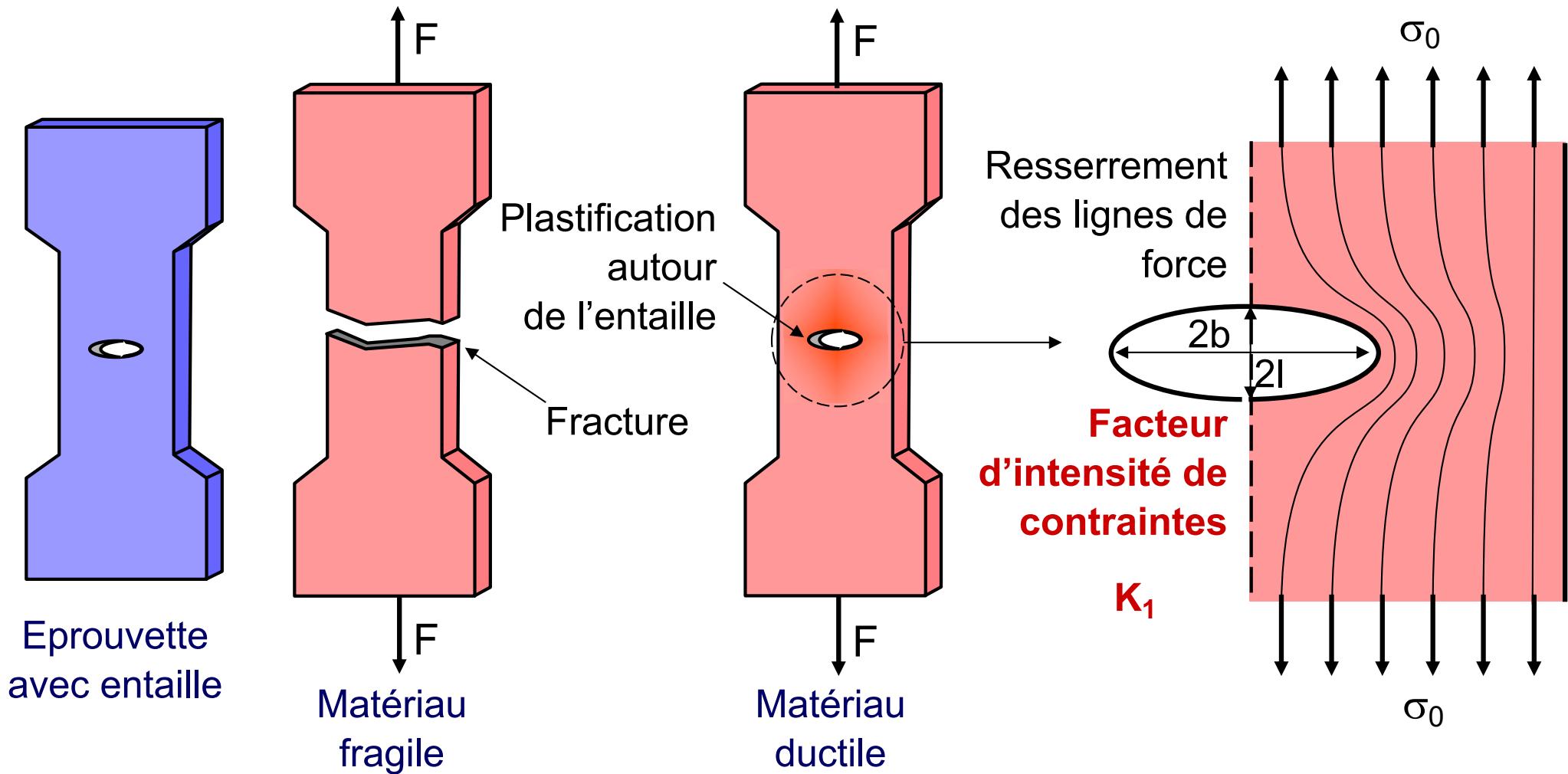
# Introduction

La résistance d'un matériau n'est pas tout: de nombreux accidents graves (conduites d'eau ou de gaz, avions, bateaux, ...) sont dus à la **propagation rapide de fissures**, menant à la **rupture**. Il faut définir une autre propriété des matériaux: leur **ténacité**.



# Rupture et ténacité des matériaux

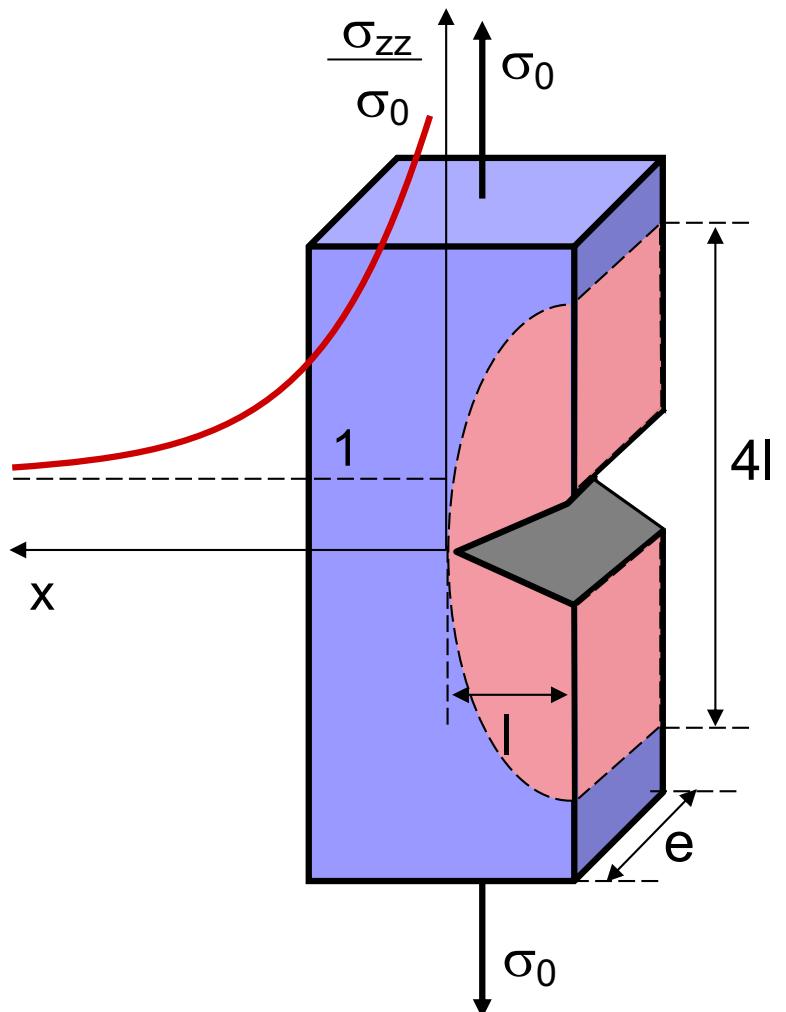
Un matériau **fragile** se différencie d'un matériau **ductile** par son comportement lors de la propagation d'une fissure.



# Rupture et ténacité des matériaux

Considérons tout d'abord le cas d'un matériau idéalement élastique, mais fragilisé par une fissure traversante.

Le profil de contrainte  $\sigma_{zz}(x)$  en avant de la fissure aurait l'allure de la figure.



Supposons un **relâchement des contraintes** dans une zone dont le volume est en rose, donc un gain d'énergie élastique:

$$W_E = -\frac{\sigma_0^2}{2E} \pi l^2 e$$

Le surplus d'énergie élastique (par unité de surface de fissure) que doit soutenir le restant de l'éprouvette correspond donc à un **facteur d'intensité de contraintes** défini comme:

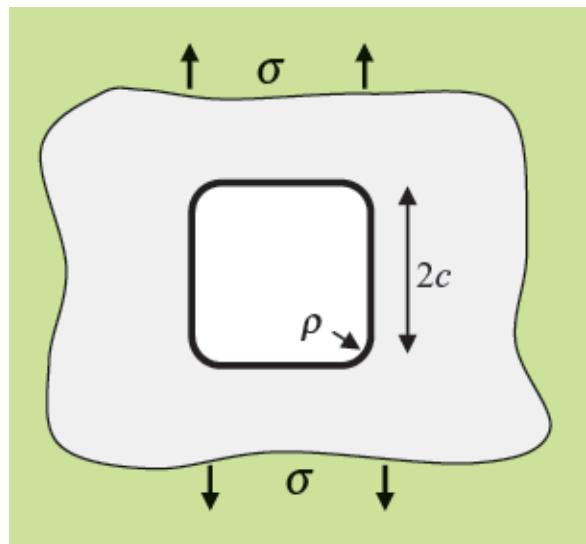
$$K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi l} \quad [\text{Pa m}^{1/2}]$$

# Matériaux avec des découpes non pointues

Si la pièce comporte des trous ou entailles de dimension  $l$  avec un rayon de courbure  $\rho_{sc}$ , alors localement près du trou, on a:

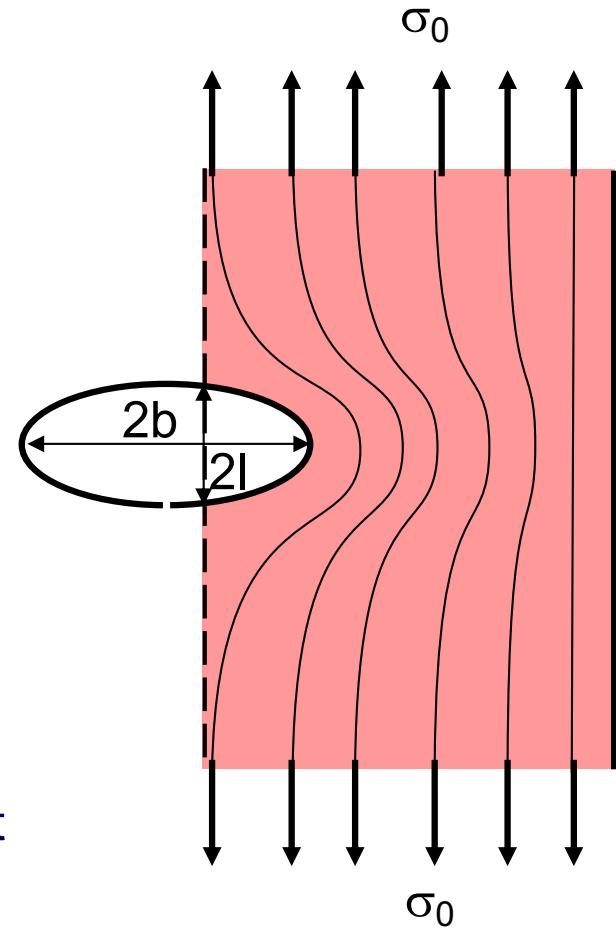
$$\sigma_{\max} = K_{sc} \sigma_0$$

**K<sub>sc</sub>** est le facteur de concentration de contraintes, sans unités



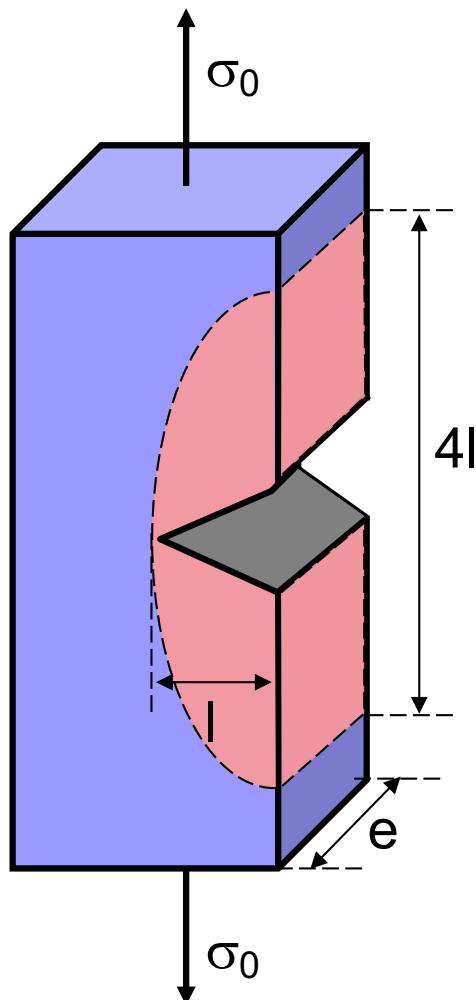
$$K_{sc} = 1 + \alpha \left( \frac{l}{\rho_{sc}} \right)^{1/2}$$

$\alpha$  est une constante proche de 2. Pour un hublot, si  $c=30\text{cm}$  et  $\rho_{sc}=5\text{mm}$ , on a  $K_{sc}=1+2\sqrt{69}=8.7$



# Rupture et ténacité des matériaux

En libérant de l'énergie élastique, la fissure avancerait spontanément s'il n'y avait pas une autre contribution qui s'y oppose.



Or, pour faire avancer la fissure, il faut casser des liaisons interatomiques, c'est-à-dire **créer deux surfaces**. L'énergie de surface (solide-air) valant  $\gamma$ , l'énergie s'opposant à l'avance de la fissure vaut donc:

$$W_\gamma = 2 \gamma l e$$

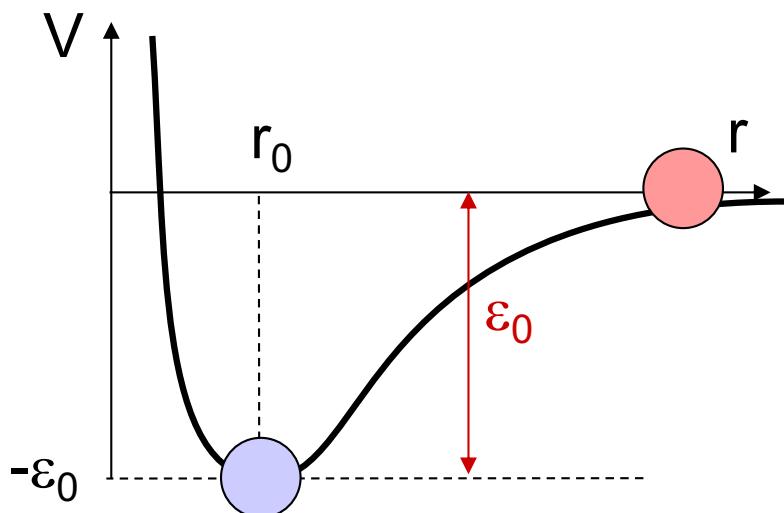
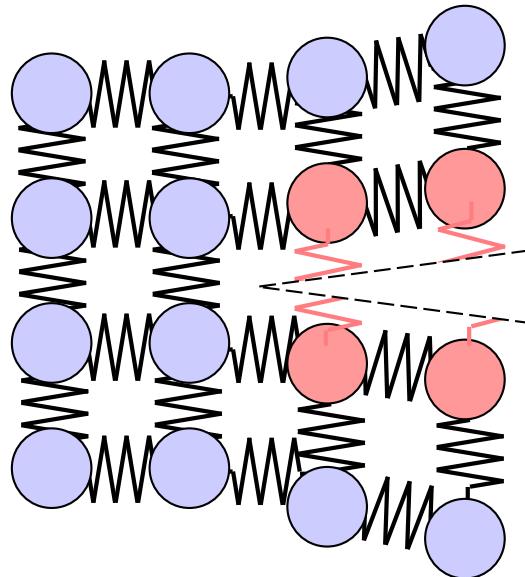
L'énergie totale mise en jeu pour la création d'une fissure de longueur  $l$  vaut donc:

$$W(l) = W_E + W_\gamma = -\frac{\sigma_0^2}{2E} \pi l^2 e + 2 \gamma l e$$



# Rupture et ténacité des matériaux

Mais qu'est ce que l'**énergie de surface** ?



C'est l'énergie, par unité de surface, nécessaire pour "couper" les ressorts, ou éloigner les atomes hors de l'attraction des voisins.

En prenant un potentiel de Lennard-Jones:

$$V = \varepsilon_0 \left[ \left( \frac{r_0}{r} \right)^{12} - 2 \left( \frac{r_0}{r} \right)^6 \right]$$

On a:

$$\gamma = \frac{1}{2} \frac{\varepsilon_0}{r_0^2}$$

$$\varepsilon_0 \approx 1 \text{ eV} = 1.6 \times 10^{-19} \text{ J}$$

$$r_0 \approx 2 \text{ \AA} = 2 \times 10^{-10} \text{ m}$$

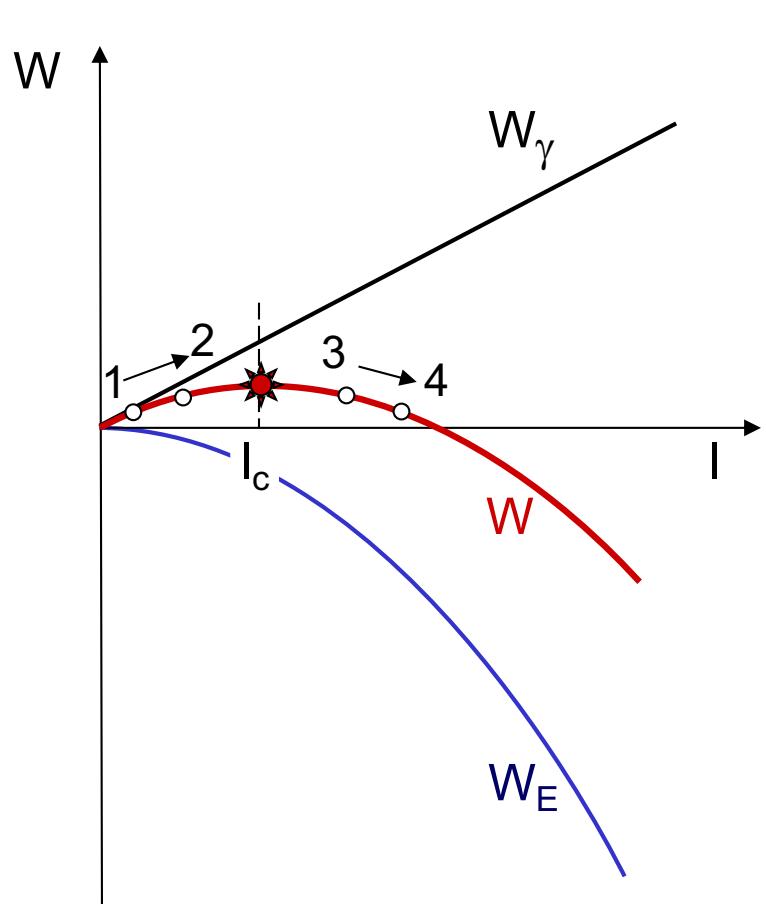
$$\gamma \approx 2 \text{ J/m}^2$$



# Rupture et ténacité des matériaux

Pour savoir si la fissure va avancer, il faut comparer la différence d'énergie associée à une avance incrémentale  $\delta l$  de celle-ci.

$$\delta W = W(l+\delta l) - W(l) = -\frac{\sigma_0^2}{2E} \pi e [(l+\delta l)^2 - l^2] + 2\gamma e \delta l \approx \left[ -\frac{\sigma_0^2}{E} \pi l + 2\gamma \right] e \delta l$$



Pour une valeur imposée  $\sigma_0$ , on trouve ainsi une **longueur critique de fissure**:

$$l_c = \frac{2\gamma E}{\pi \sigma_0^2}$$

**Si  $l < l_c$  (chemin 1 → 2,  $\delta W > 0$ ):**

Cela coûte de l'énergie de faire avancer la fissure et donc **celle-ci est stable**.

**Si  $l > l_c$  (chemin 3 → 4,  $\delta W < 0$ ):**

Il y a un gain d'énergie à faire avancer la fissure et celle-ci **se propage spontanément**.

# Rupture et ténacité des matériaux

Inversement, pour une fissure de longueur  $l$ , on peut trouver une **contrainte critique**  $\sigma_c$  au-delà de laquelle une fissure de longueur  $l$  avance spontanément.

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi l}}$$

ou

$$K_1 = \sigma_c \sqrt{\pi l} = \sqrt{2\gamma E} = K_{1C}$$

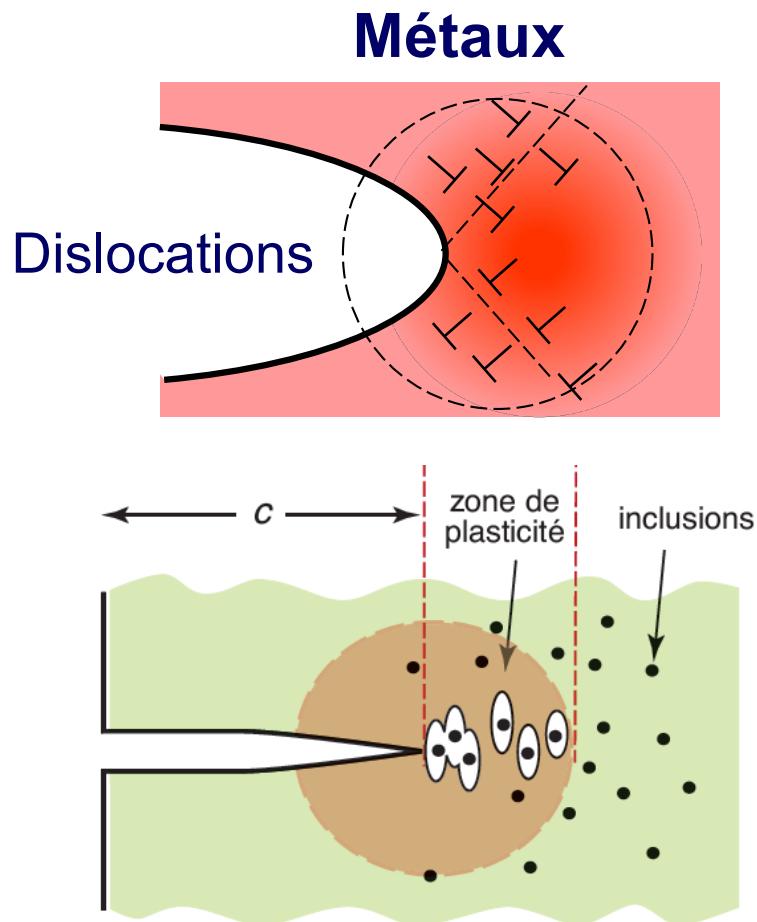
Conditions imposées

Propriétés

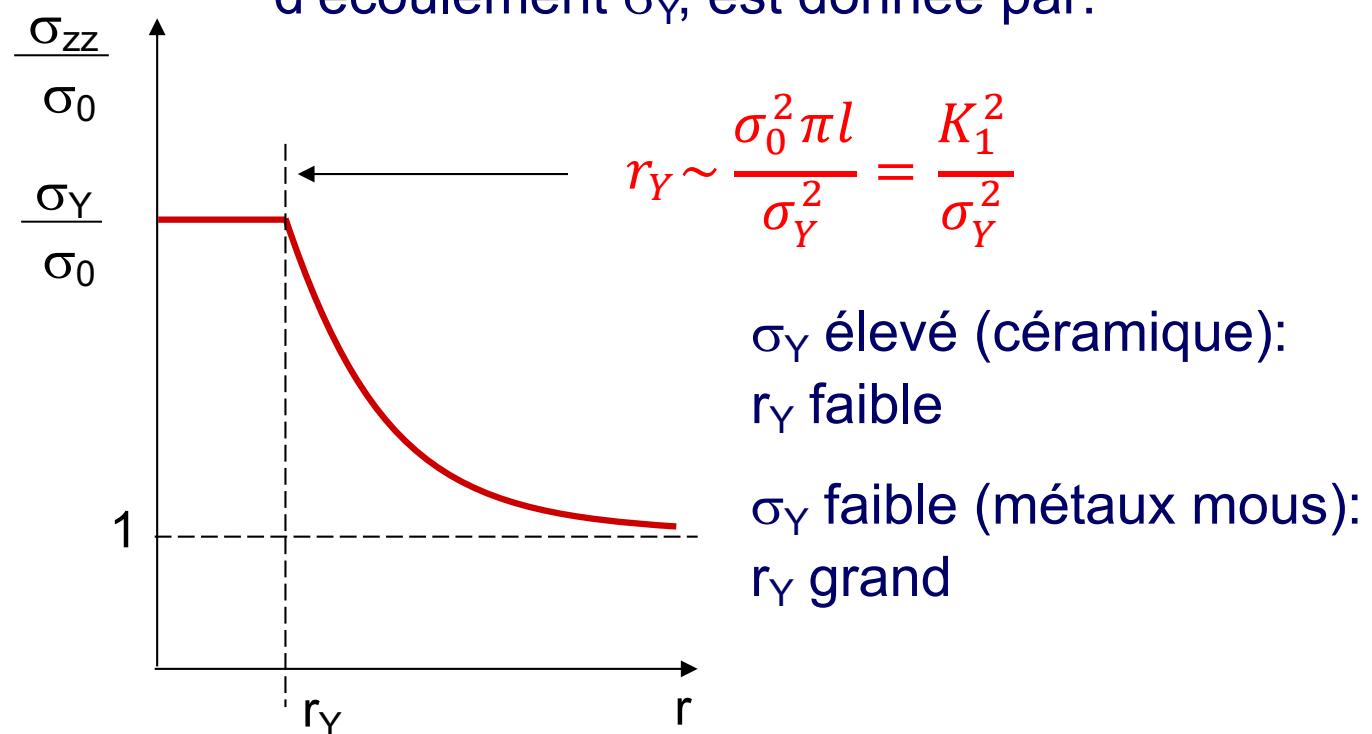
La grandeur  $K_{1C} = (2\gamma E)^{0.5}$  [Pa m<sup>0.5</sup>] apparaît comme une **propriété du matériau, la ténacité**, moyenne géométrique de l'énergie de surface et du module d'élasticité. Elle a été trouvée en prenant un matériau **idéalement fragile**.

# Rupture et ténacité des matériaux

Pour un matériau présentant de la **plasticité**, il va y avoir toute une zone en pointe fissure qui plastifie et qui va avoir tendance à arrondir celle-ci.



Pour un comportement idéal élastique-plastique, la dimension  $r_Y$  de la zone en avant de la fissure qui est arrivée au seuil d'écoulement  $\sigma_Y$ , est donnée par:



# Rupture et ténacité des matériaux

Dans le cas de **matériaux ductiles**, l'avance de la fissure requiert toujours de créer 2 surfaces, mais également de plastifier le matériau en avant de la fissure à mesure qu'elle avance. Griffith introduit **l'énergie  $G_c$**  nécessaire pour faire avancer la fissure

$$G_C = 2\gamma + G_C^{pl} \gg 2\gamma$$

↑                      ↑

Energie de surface      Energie de déformation plastique

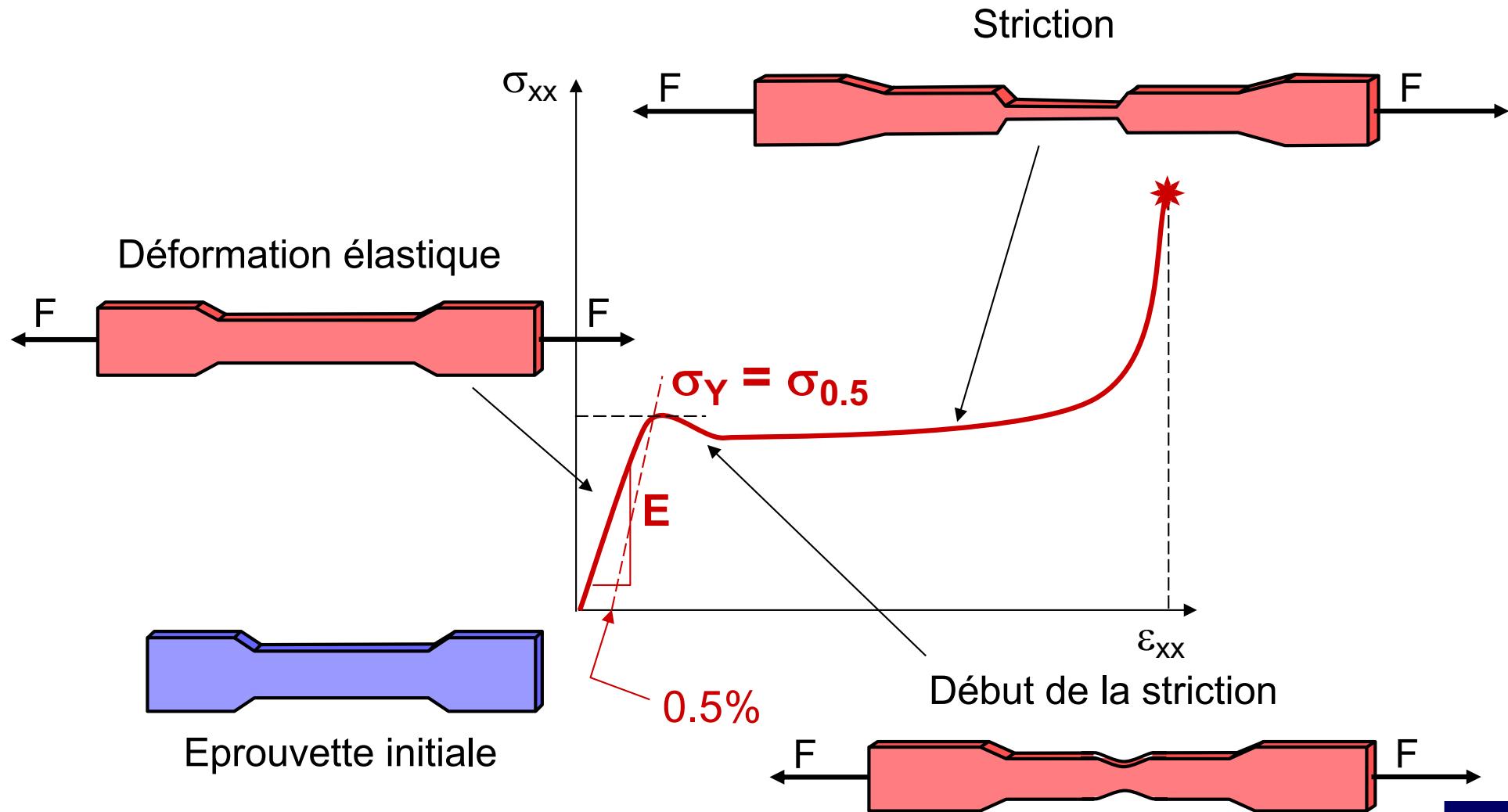
La ténacité d'un tel matériau est alors donnée par:

$$K_{1C} = \sqrt{G_C E}$$

Ainsi, pour un même module élastique E (voir carte d'Asphy), la ténacité d'un métal peut être 100 x plus élevée que celle d'une céramique, car sa limite élastique étant plus faible, l'énergie de plastification est beaucoup plus élevée.

# Plasticité et ténacité des polymères

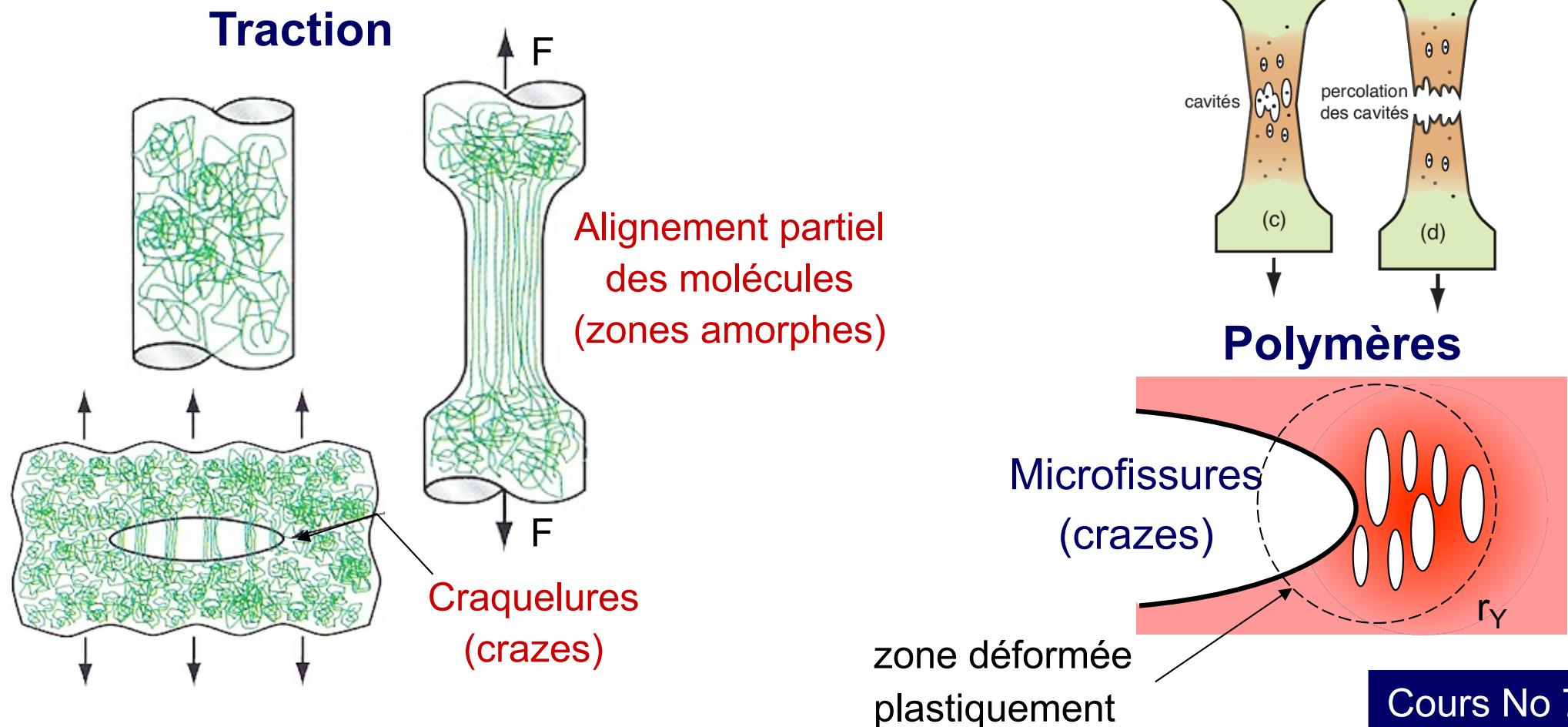
A la différence des métaux, un polymère thermoplastique ductile continue de se déformer après le début de la striction.



# Plasticité et ténacité des polymères

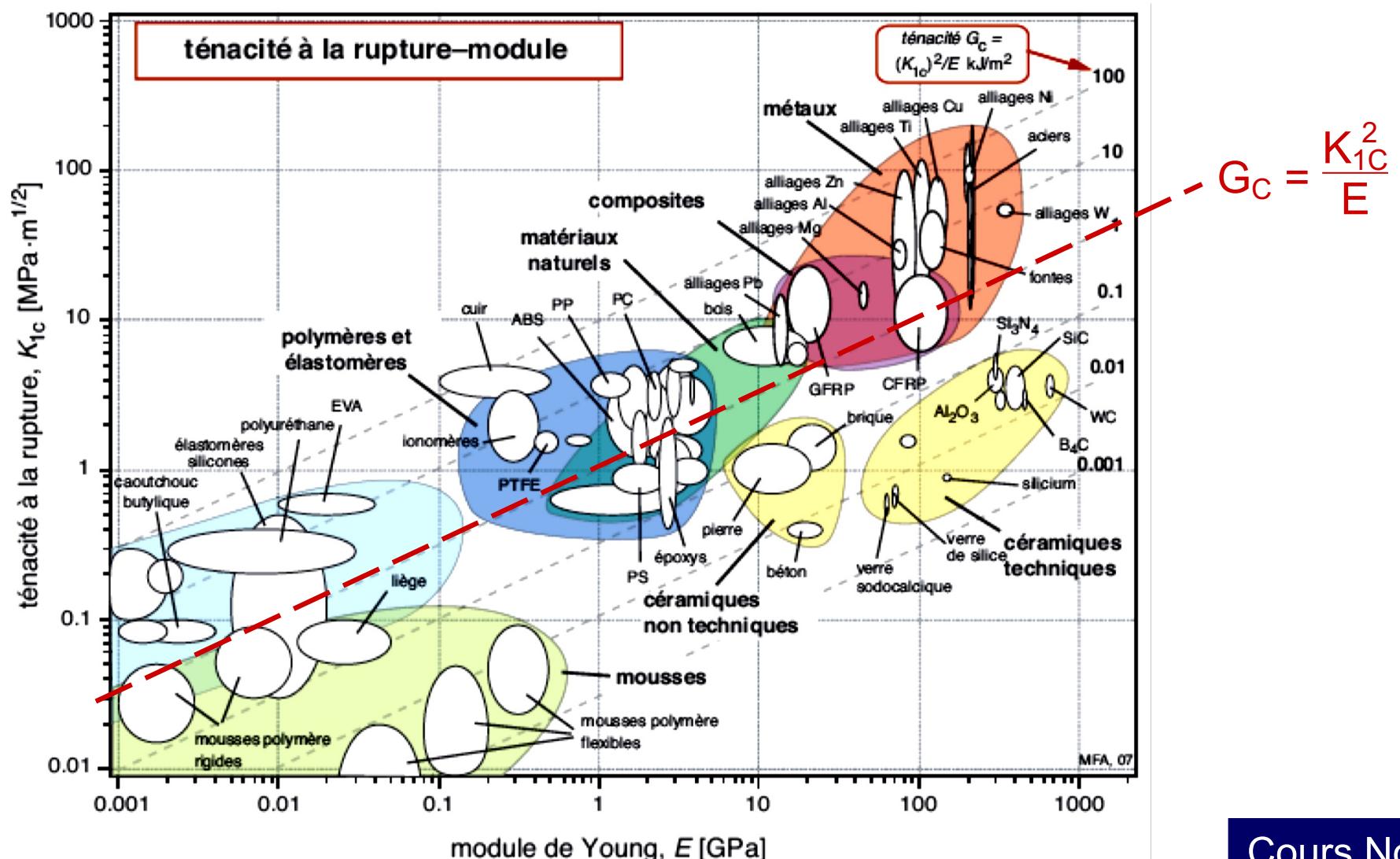
Lors de la traction en dessus de  $0.75T_g$ , il y a une déformation plastique locale induisant des **craquelures (crazes)** dans les polymères. La ténacité vient de l'énergie nécessaire à former ces craquelures, ce qui ralentit la progression de la fissure.

A basse température, la rupture est fragile comme les céramiques.



# Rupture et ténacité des matériaux

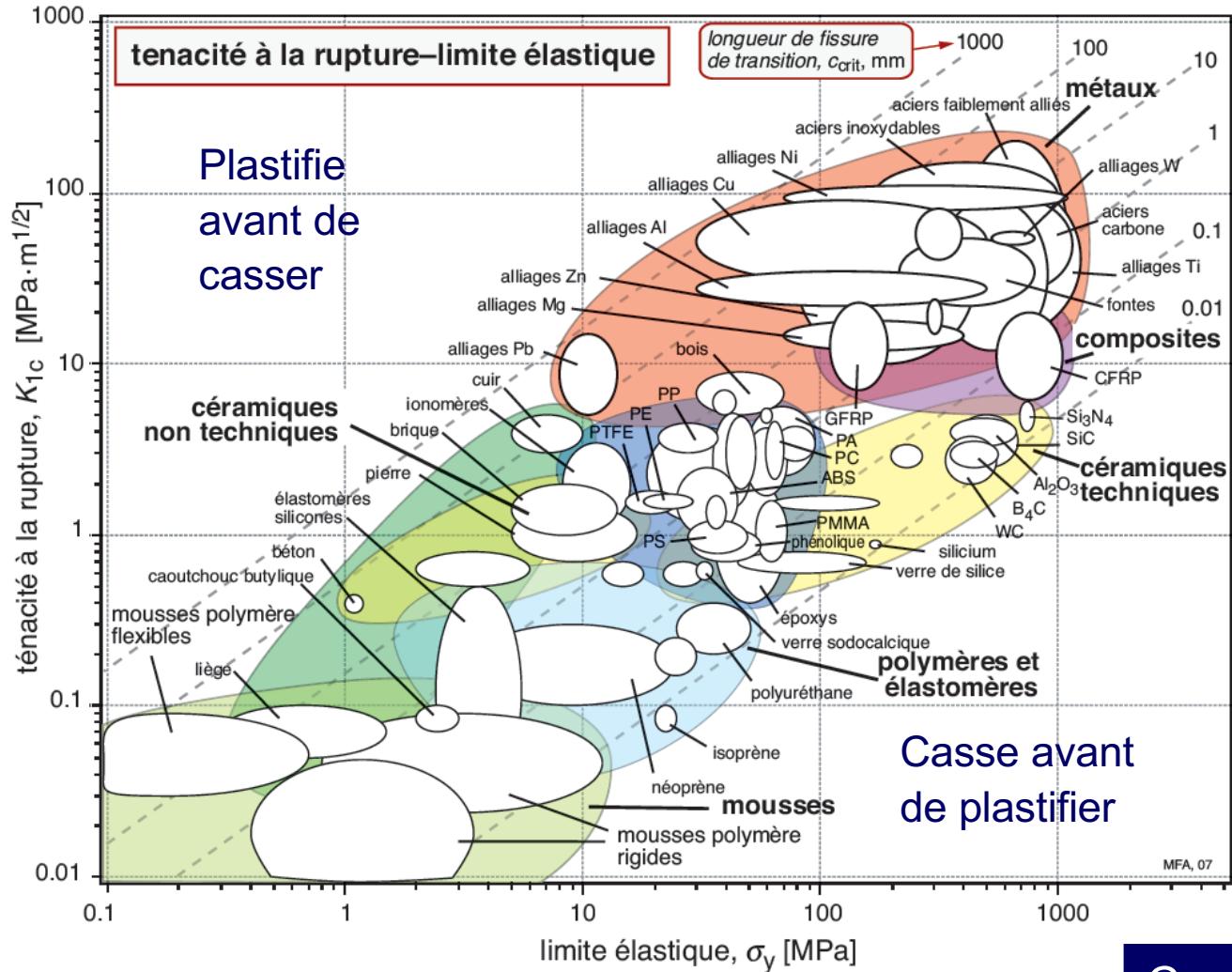
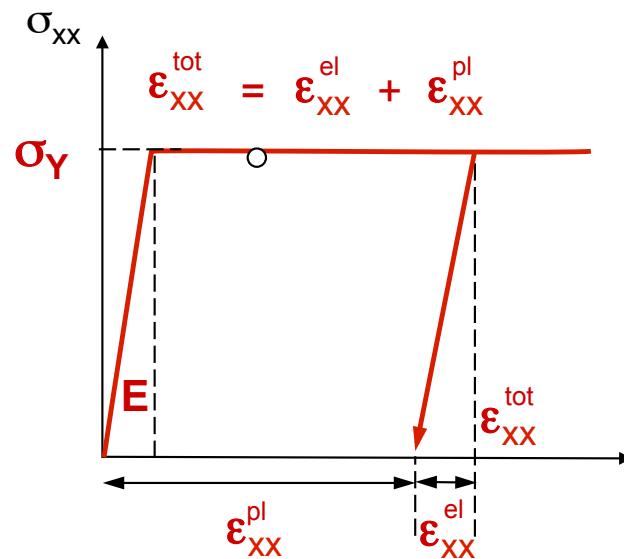
$G_C$  ou  $K_{1C}$  mesurent la résistance du matériau à la propagation d'une fissure, la **ténacité**.



# Rupture et ténacité des matériaux

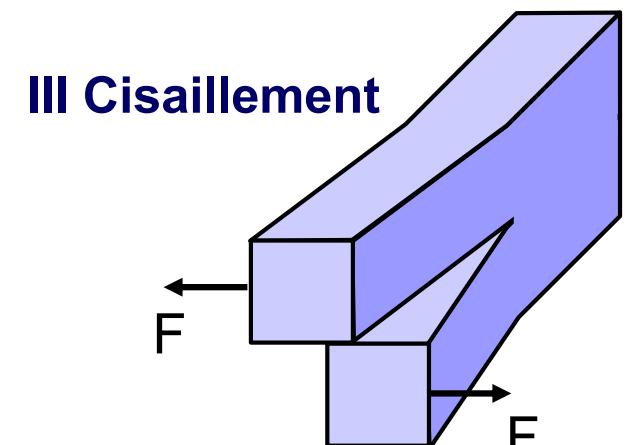
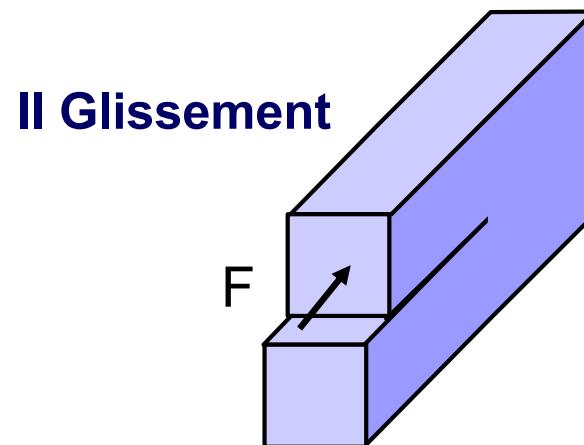
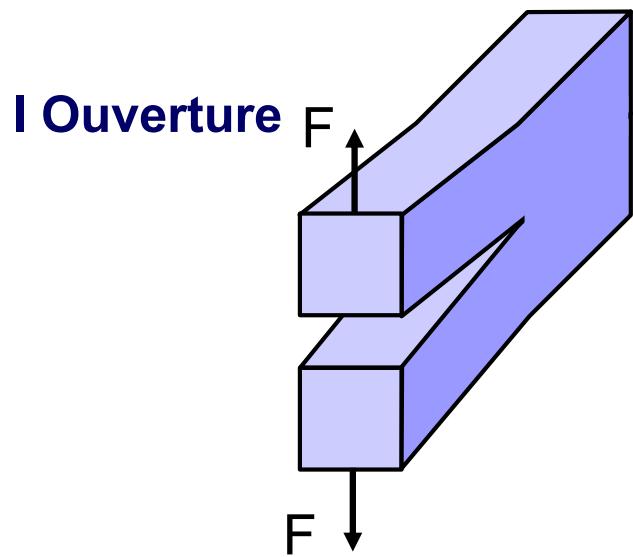
Dans le cas idéal, la contrainte maximale dans le matériau équivaut à la limite élastique. On peut ainsi définir une longueur de fissure critique:

$$l_{crit} = \frac{K_{1c}^2}{\pi \sigma_Y^2}$$



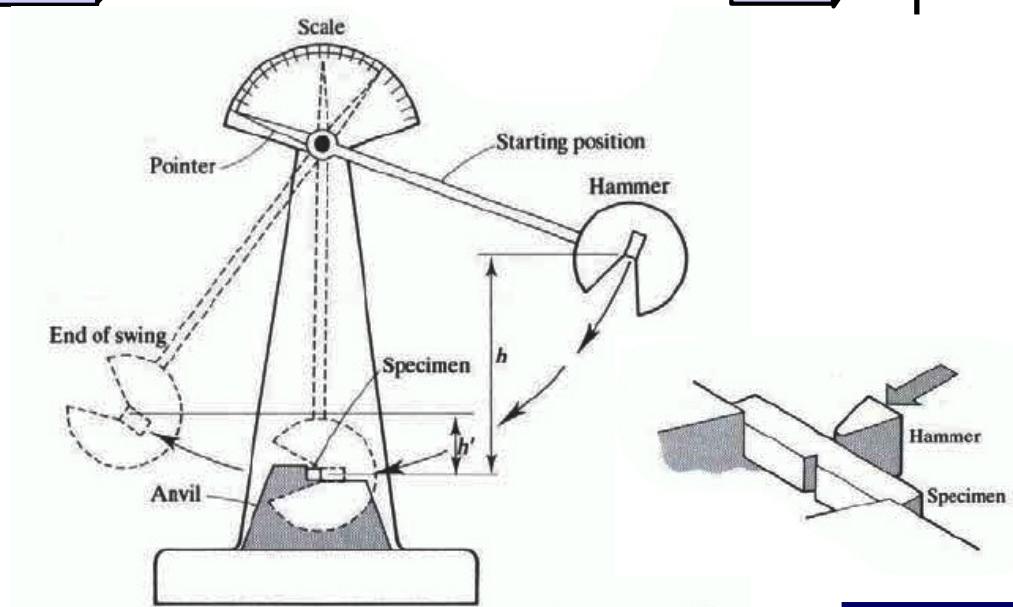
# Rupture et ténacité des matériaux

Nous avons étudié le mode I de fracture. Pour info, il existe d'autres modes opératoires (II et III):



Un moyen de mesurer l'énergie mise en jeu lors de la fracture est un **test d'impact** (test de Charpy):

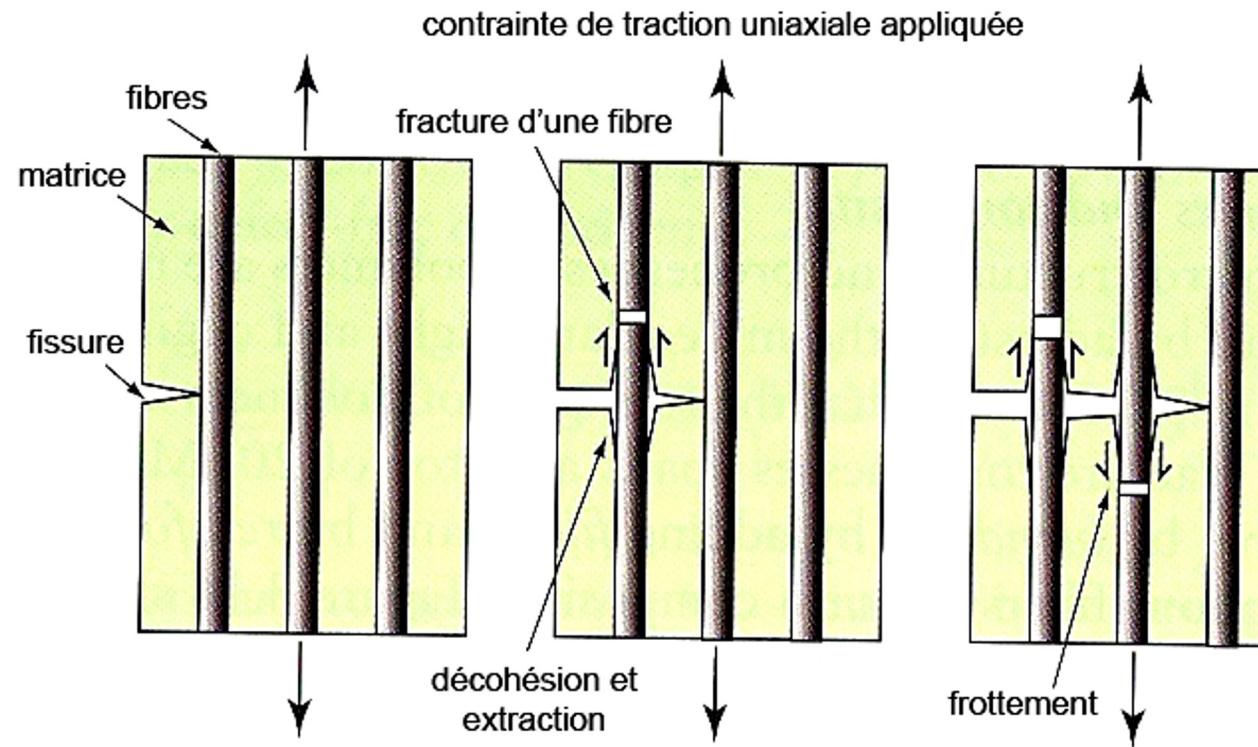
$$m_{\text{marteau}} g(h - h')$$



# Rupture et ténacité des matériaux

Les **hétérogénéités de la microstructure**, comme les joints de grains, peuvent jouer un grand rôle dans la rupture, à cause notamment de la **ségrégation** d'espèces chimiques en ces endroits.

Les **matériaux composites** ont des modes de rupture très spécifiques, avec des fissures qui se propagent dans la matrice, avec ensuite rupture des fibres et décohésion entre fibres et matrice.





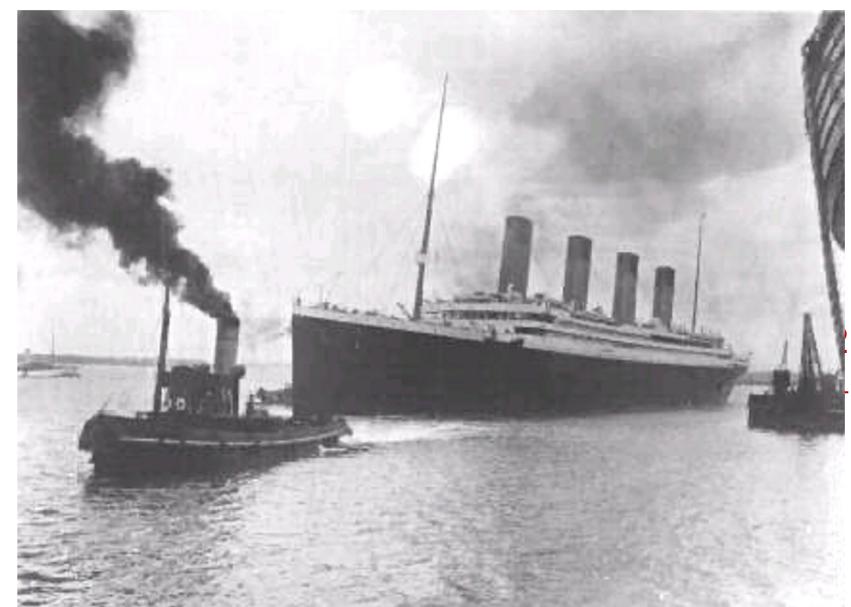
# Rupture et ténacité des matériaux

---

La taille de la zone plastique  $x_Y$  en avant d'une fissure variant comme  $K_{1C}^2/\sigma_Y^2$ , le matériau est d'autant plus fragile que sa ténacité  $K_{1C}$  est faible et/ou que sa limite élastique  $\sigma_Y$  est élevée.

Mis à part les métaux fcc qui restent ductiles à basse température, les autres métaux et tous les polymères voient  $\sigma_Y$  augmenter lorsque  $T$  décroît.

La zone ductile en avant de la fissure diminue, avec pour conséquence une **transition rupture ductile – rupture fragile**.



Les **hétérogénéités de la microstructure**, comme les joints de grains, peuvent aussi jouer un grand rôle dans la rupture.

# Résumé

---

- Les céramiques sont très résistantes, mais fragiles.
- Un moyen de comparer simplement la résistance d'un matériau est de faire un test de dureté.
- La ténacité  $K_{1C}$  d'un matériau, ou sa résistance à la propagation d'une fissure, est la moyenne géométrique du module élastique et de l'énergie  $G_C$  nécessaire pour la faire avancer.
- Les matériaux fragiles sont caractérisés par  $G_C = 2\gamma$ , les matériaux ductiles par  $G_C = (2\gamma + G_C^{pl})$ .
- Le facteur d'intensité de contrainte  $K_1$  en avant d'une fissure de longueur  $l$  est défini comme  $(\sigma (\pi l)^{1/2})$ .
- Lorsque  $K_1 = K_{1C}$ , la fissure se propage spontanément.