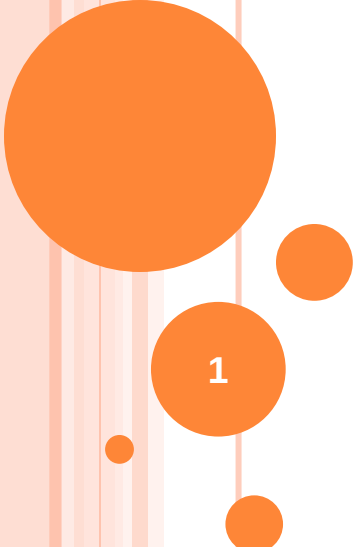




PHYSIQUE DES MATÉRIAUX : PARTIE POLYMÈRES

Pr. J. Lecomte-Beckers

Chapitre 8 : Propriétés mécaniques

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.1 Régime élastique**

la limite élastique des polymères dépend des paramètres suivants :

- la nature des chaînes, leur longueur, leur enchevêtrement, aux interactions entre elles,...
- le taux de cristallinité
- l'état de la matière polymère (vitreux, caoutchouteux, visqueux)
- la température et la vitesse de sollicitation

- Il y a intérêt à privilégier de longues chaînes polymères (haut poids moléculaire) pour augmenter la proportion de liaisons primaires.
- La cristallinité augmente les propriétés mécaniques. Les sphérulites ou cristallites qui se forment ont une énergie de cohésion plus forte que la partie amorphe du polymère.
- Le module de Young et la limite d'élasticité sont donc des fonctions croissantes du taux de cristallinité.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.1 Régime élastique (suite)

L'état de la matière est aussi un paramètre important :

- Pour les polymères faiblement réticulés, seules les liaisons secondaires empêchent la déformation permanente de se produire. L'intensité de ces liaisons dépend de la température via la T_g .
 - Pour les polymères fortement réticulés, la cohésion provient des liaisons primaires et l'élasticité est essentiellement entropique. Leur limite élastique et leur déformabilité sont globalement plus élevées que pour les polymères non réticulés.
- Le module de Young des polymères fortement réticulés est très faible mais est une fonction croissante de la température et de la déformation.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.1 Régime élastique (suite)

Le régime élastique des polymères comporte deux composantes essentielles : la thermodynamique et la viscoélasticité.

→ La nature intrinsèque de la matière et la température influence fortement tous les phénomènes décrits.

→ Un autre degré de liberté qui est très largement employé en pratique est basé sur la copolymérisation qui est assimilable à l'alliage pour les matériaux métalliques.

La copolymérisation influence les propriétés mécaniques car elle permet la formation de structures moléculaires particulières, influence la cristallinité, les liaisons secondaires, le comportement à la température, etc...

→ Enfin, le mode de fabrication (mise à forme) est aussi d'une influence capitale car la formation de structures orientées (comme en extrusion) modifie les propriétés mécaniques. exemple : fabrication de fibres polymères (Nylon, Kevlar).

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.1 Régime élastique (suite)

Polymère	Module de Young (GPa)	Limite élastique (MPa)	Limite élastique spécifique (MPa cm ³ /g)
HDPE	1	25	19.23
LDPE	0.2	15	13.04
PVC	3	40	26.66
PMMA	3.3	77	65.81
PS	3.1	45	42.85
Résine époxy	5	60	30
Résine acrylique	5	42	37.83
Polyester	8	100	66.66
NR vulcanisé	5 10 ⁻⁴	28	29.47
BR	2 10 ⁻⁴	17	16.19
Alu	70	200	75
Acier doux (0.3 %C)	210	320	41

La colonne de droite permet d'avoir une idée de la performance de ces matériaux pour les applications mécaniques (Limite élastique sur la masse volumique).

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.1 Régime élastique (suite)

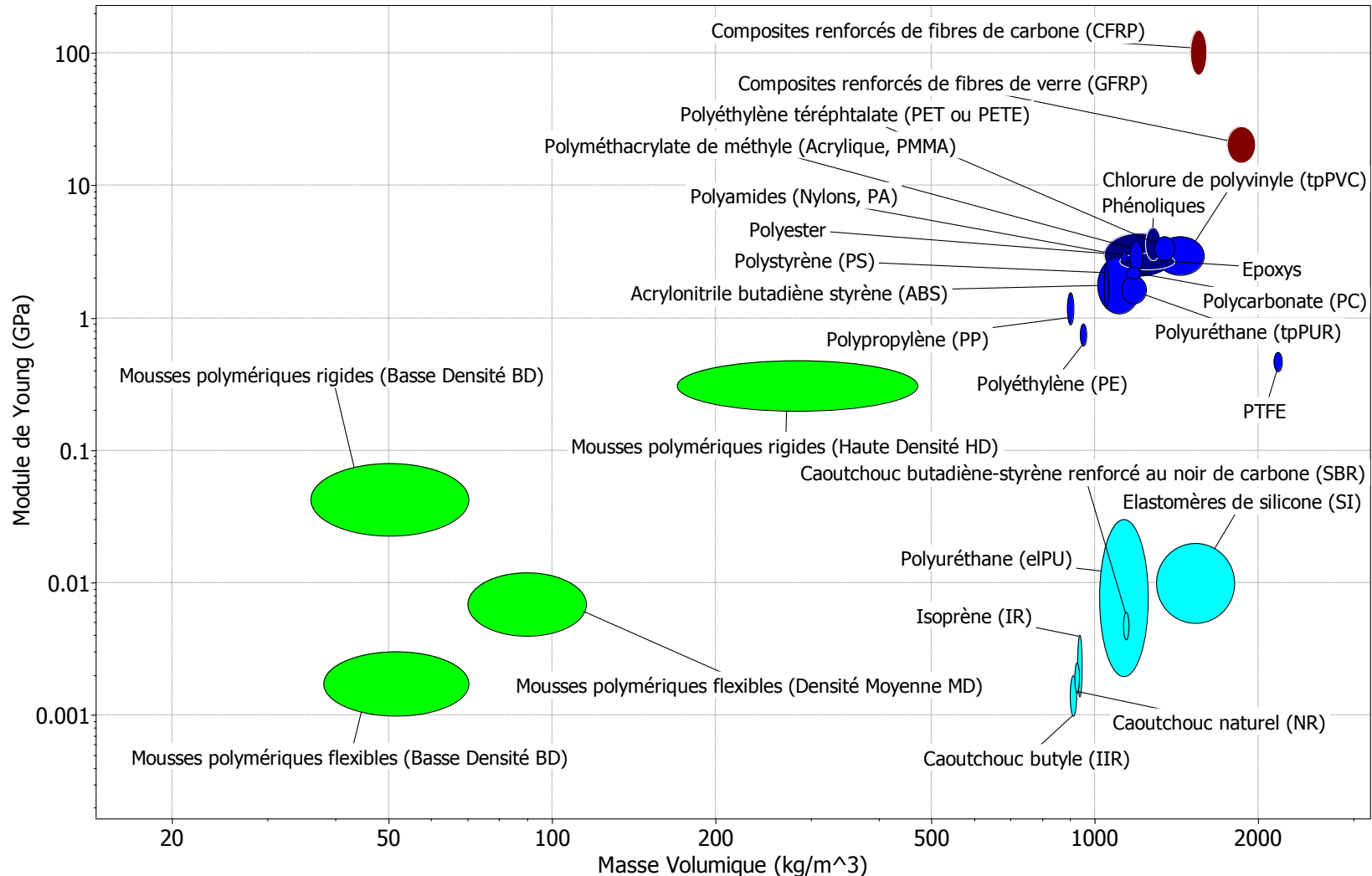
Thermodurs
↓

- Au niveau de la résistance mécanique, les meilleurs matériaux sont les résines car elles présentent un bon indice de performance. De plus, on peut y incorporer en plus des matériaux de renforts comme des fibres de verre, de carbone, de kevlar ou encore des charges céramiques ou caoutchouteuses. L'addition de ces éléments modifie également les propriétés de résistance au choc, la ténacité et la plasticité des matériaux.
- Les polymères thermoplastiques pour application mécanique peuvent être utilisés à l'état vitreux (PVC, PMMA) ou même au-delà de la T_g pour le PE car l'essentiel de la charge mécanique y est reprise par la phase cristalline. A cause de ces deux phases (cristaux + zones amorphes), on peut considérer que le PE est un matériau composite. A l'état non vitreux, la matrice amorphe est très ductile et les cristaux sont résistants à la charge mécanique.
- Les caoutchoucs se distinguent par leur grande déformabilité et leur faible module de Young qui permettent la jonction de pièces et d'éléments avec de faibles contraintes et une grande souplesse.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

8.1 Régime élastique (suite)

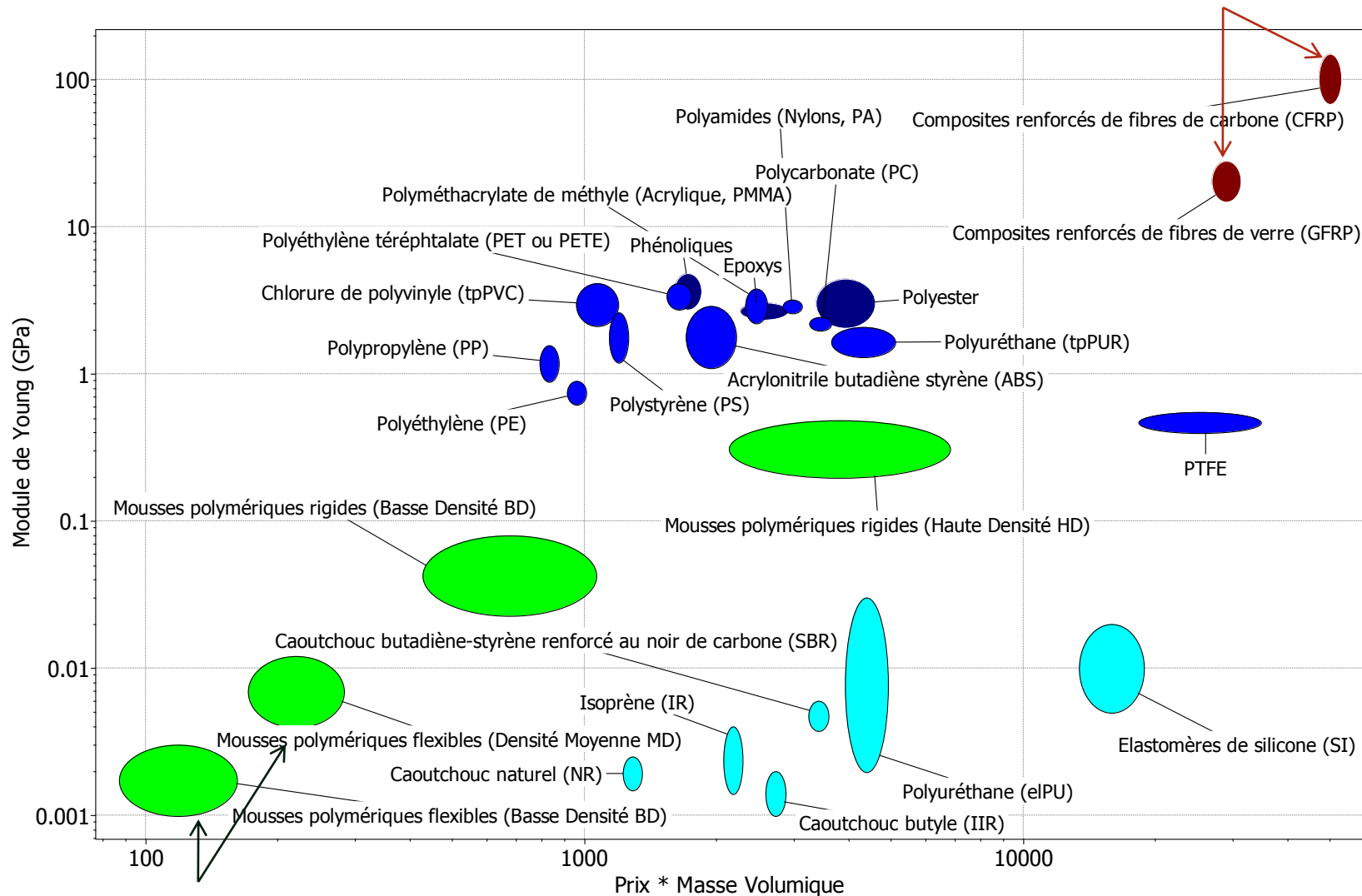
Les polymères non poreux ont une masse volumique assez constante comprise entre 1000 et 2000 kg/m³.



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

8.1 Régime élastique (suite)

Matériaux plus chers et plus rigides



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.1 Le cisaillement global

Lorsqu'un matériau est soumis à de la traction uniaxiale

- il se produit une mise sous tension (supposé dans un premier temps isotrope)
- Dans un état plan de contrainte, le tenseur contrainte est donné par :

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} \end{pmatrix}$$

Si σ_{22} est aligné suivant la direction de traction → σ_{12} et σ_{21} sont nulles.

Si on considère que le matériau est élastique linéaire (acceptable pour les déformations <<)

Déformation dans la direction perpendiculaire à l'effort ← $\varepsilon_{11} = -\nu \varepsilon_{22}$ → Déformation dans la direction de l'effort

Equilibre surfacique → $\sigma = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} \end{pmatrix}$ Avec $\sigma_{22} = \frac{F \text{ (Force de traction - N)}}{S \text{ (Section)}}$

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.1 Le cisaillement global (suite)

$$\sigma_{22} = \frac{F}{S}$$

La forme de $\sigma = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} \end{pmatrix}$ suggère que nous sommes dans les axes principaux :

$$\sigma_{11} = \sigma_1 = 0$$

$$\sigma_{12} = \sigma_{21} = 0$$

$$\sigma_{22} = \sigma_2$$

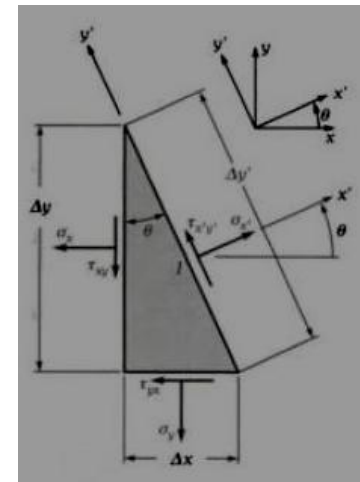
La contrainte de cisaillement mesurée selon une orientation θ par rapport à la direction de traction est donnée par l'équilibre des forces verticales :

$$\tau_\theta = (\sigma_2 - \sigma_1) \sin\theta \cos\theta + \tau_0(\cos^2\theta - \sin^2\theta)$$

Dans les axes principaux, il n'y a pas de cisaillement ($\tau_0=0$)

De même, la contrainte principale $\sigma_1 = 0$.

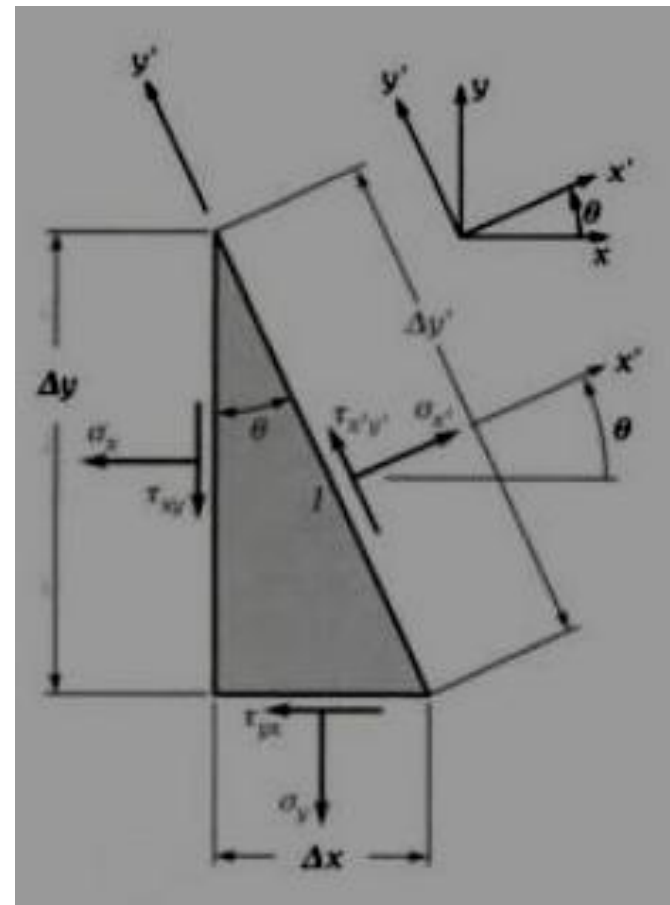
➡ $\tau_\theta = \sigma_2 \sin\theta \cos\theta$



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.1 Le cisaillement global (suite)**

$$\tau_{\theta} = (\sigma_2 - \sigma_1) \sin\theta \cos\theta + \tau_0(\cos^2\theta - \sin^2\theta)$$



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

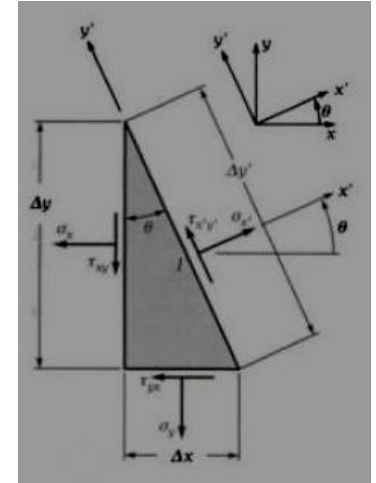
- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.1 Le cisaillement global (suite)**

$$\tau_{\theta} = \sigma_2 \sin\theta \cos\theta$$

La contrainte de cisaillement est maximale pour $\theta = \pm \frac{\pi}{4} + k\pi$

↑
k est un entier

$$\tau_{max} = \sigma_2 \frac{\sqrt{2}}{2} \frac{\sqrt{2}}{2} = \frac{\sigma_2}{2}$$



→ Le cisaillement a donc préférentiellement lieu dans les 4 directions orientées à 45°. Etant donné que les polymères sont susceptibles de se déformer plastiquement par ce mode, on voit que cette déformation est orientée.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.1 Le cisaillement global (suite)**

Il reste à considérer le fait que le matériau n'est pas continu et isotrope mais amorphe.

Cependant, le cas du matériau amorphe se rapproche du matériau isotrope.

En effet, pour un polymère amorphe, étant donné qu'il n'y a pas de réseau cristallin, la direction privilégiée de glissement est dictée par la répartition des contraintes de cisaillement.

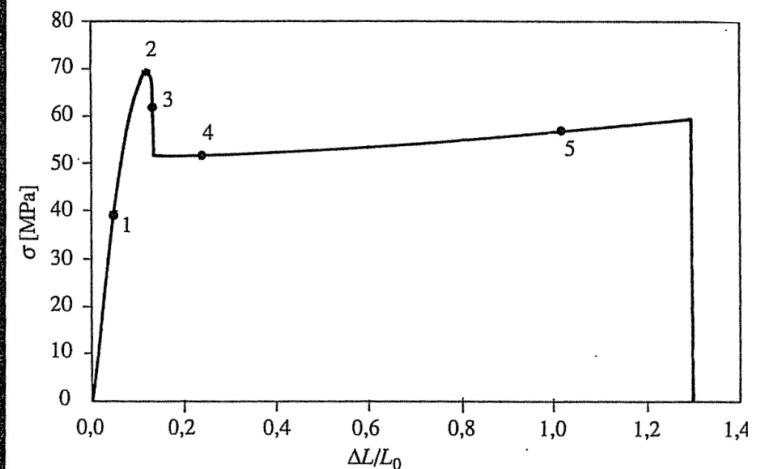
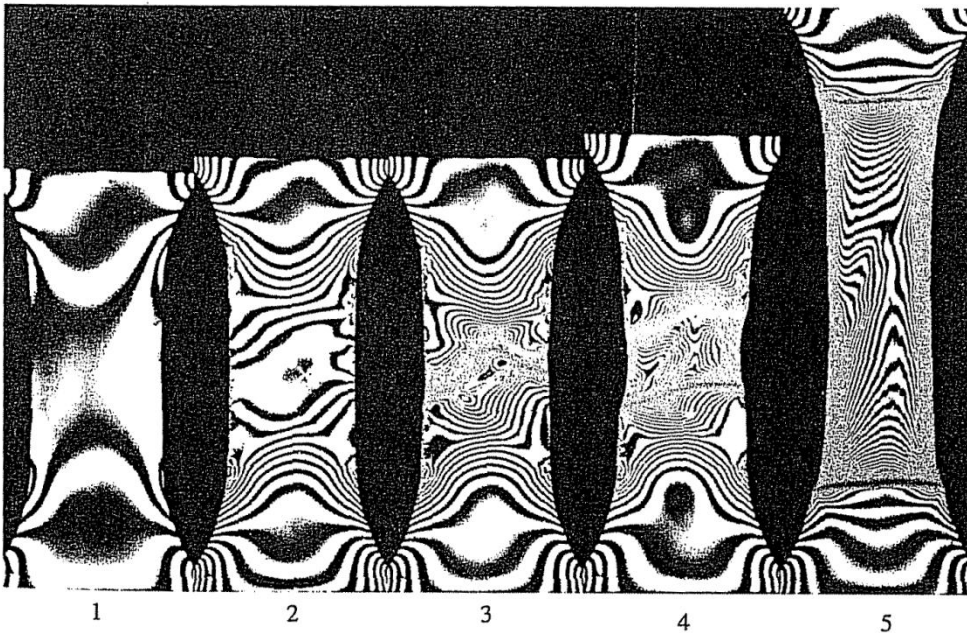
→ Elle est orientée à environ 45° par rapport à la direction de la contrainte principale. La direction de glissement est la direction de la normale au plan qui subit la plus forte contrainte de cisaillement.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.1 Le cisaillement global (suite)

l'évolution de l'état de cisaillement dans une éprouvette en traction : polycarbonate (PC)



Le cisaillement active la plasticité dès la fin de l'état 1

Autre phénomène que l'on peut détecter au centre de l'éprouvette :
Formation d'une craquelure

De l'état 4 à 5, on détecte un léger écrouissage du matériau

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé**

Le cisaillement localisé se produit comme pour le cisaillement global dans les plus faciles directions de glissement. Néanmoins, plusieurs aspects sont à considérer :

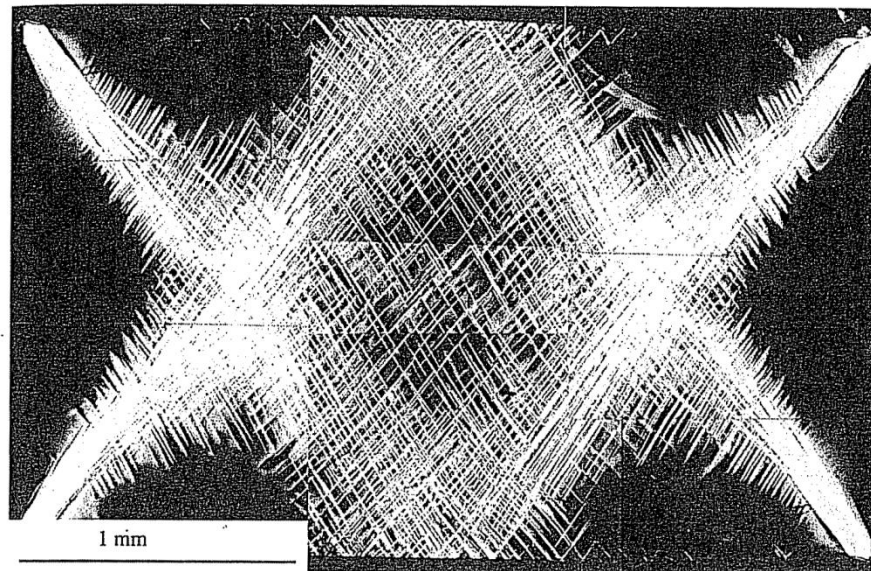
- Le matériau n'est pas continu, il comporte des défauts et éventuellement plusieurs phases.
- Le matériau n'est pas isotrope, son mode de fabrication, même pour du simple moulage, influence son orientation.
- Les déformations ne sont pas infiniment petites et donc le cisaillement modifie les plans de cisaillement.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé (suite)**

Généralement, le cisaillement localisé (ou non) est observable soit macroscopiquement par blanchissement de la matière ou bien macroscopiquement par le caractère biréfringent de la matière cisailée.

→ On observe alors des taches en forme de X en lumière polarisée.



Bandes de cisaillement observées en lumière polarisée

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé (suite)**

A Effet des défauts et cas des polymères multiphasés

Si on considère que le matériau n'est pas continu

- les champs de contraintes qui se présentent en pratique sont bien éloignées du cas idéal.

En effet, à chaque phase présente est alors associée une évolution du champ de contrainte et de déformation avec le problème posé par les discontinuités.

- Le passage d'un matériau à un autre ou d'un matériau à un défaut provoque une concentration de contrainte par endroits.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé (suite)**

A Effet des défauts et cas des polymères multiphasés (suite)

Ces endroits plus sollicités entrent potentiellement plus vite en déformation plastique.

→ Déformation par cisaillement de manière localisée.

Remarque : même pour un polymère monophasé, idéal sans défauts ni porosités, la répartition des contraintes n'est jamais uniforme et donc, le cisaillement localisé peut se produire.

Dans la pratique, on pense que les matériaux polymères subissent du cisaillement dès que la température atteint une valeur de l'ordre de $0.8 T_g$.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé (suite)**

B Influence du mode de fabrication

La mise à forme du polymère rend la matière soit anisotrope soit isotrope.
(coulée, forgeage, extrusion, etc...)

Dans le cas de l'extrusion ou du forgeage, le pièce est **anisotrope** car les chaînes polymères ou les cristaux se sont orientés face aux efforts de fabrication.
On comprend bien dans ce cas que le cisaillement va se produire sur des sites préférentiels.

Dans d'autres cas, le matériau paraît macroscopiquement **isotrope**.

→ l'anisotropie est globalement nulle.

Localement, elle ne l'est que très rarement en tout point et donc, le matériau présente des directions plus faibles, par lesquelles le cisaillement va se produire.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé (suite)**

B Influence du mode de fabrication (suite)

Influence du mode de fabrication sur l'anisotropie

Mode de fabrication	Anisotropie globale	Anisotropie locale	Causes
Moulage	Faible	Moyenne	Vitesse de refroidissement variable – Formage à l'état semi-solide
Laminage	Forte	Forte	Efforts et refroidissement orientés
Extrusion	Forte	Forte	Efforts et refroidissement orientés
Filage	Très forte	Très forte	Efforts très orientés
Coulée	Très faible	Faible	Refroidissement orienté
Usinage	Dépend de la matière de départ	Dépend de la matière de départ	Dépend de la matière de départ
Assemblage	Dépend de l'interface formée	Dépend de l'interface formée	Dépend de l'interface formée

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé (suite)**

C Effet des « grandes » déformations

L'activation du glissement par cisaillement se fait selon des plans préférentiels que l'on définit par rapport à la matière départ (non déformée). Lorsque le régime élastique représente une plage de déformation étroite comme pour les polymères vitreux, cette approximation est correcte.

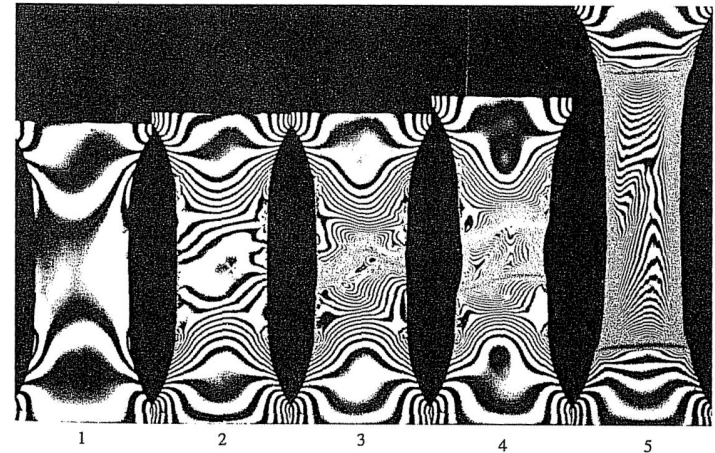
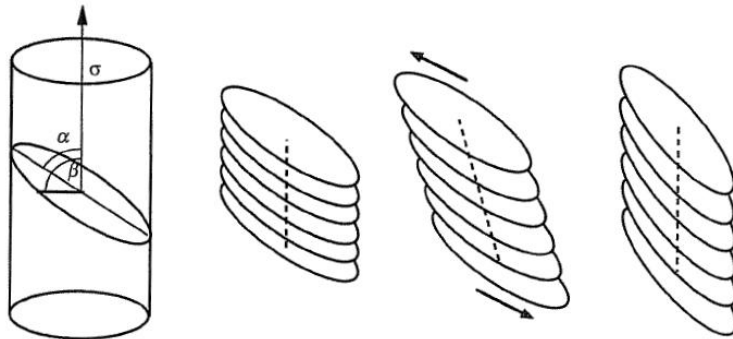
Cependant, la ductilité de nombreux polymères suggère de réexaminer cette hypothèse. En effet, l'activation du glissement dans certains plans les réoriente si bien qu'il ne s'agit plus des plans de glissement préférentiels.

→ L'angle β entre la direction de glissement et la direction de traction tend à diminuer en cours de déformation.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.2 Le cisaillement localisé (suite)**

C Effet des « grandes » déformations (suite)



En cisaillement global, cette réorientation explique le léger écrouissage du matériau lors de sa déformation plastique (entre points 4 et 5).

De plus, la diminution de l'entropie lors de l'étirage des polymères conduit également à une augmentation progressive de la contrainte critique de glissement en cours de déformation.

→ Lorsque le cisaillement se produit localement, le phénomène de réorientation et la diminution de l'entropie expliquent le changement en cours de déformation des régions préférentielles de glissement.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

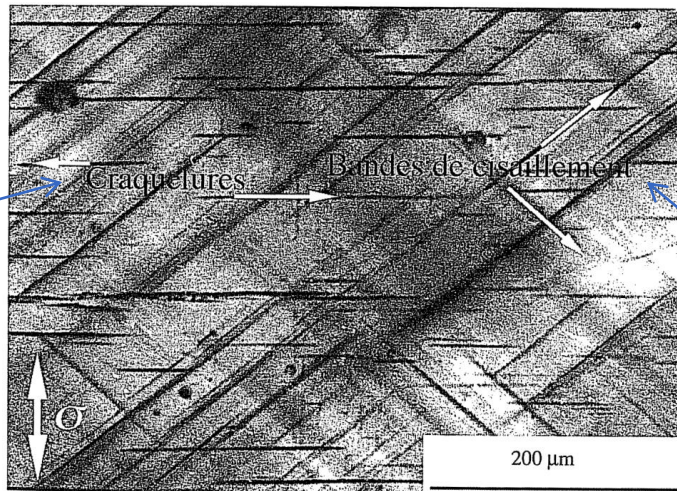
○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.3 Le crazing

L'entrée en plasticité des polymères peut se faire de trois manières :

- Le cisaillement global
- Le cisaillement localisé
- Le crazing

Le **crazing** est caractéristique de la formation de craquelures dans le matériau selon des plans dont la normale est orientée dans la direction de traction.

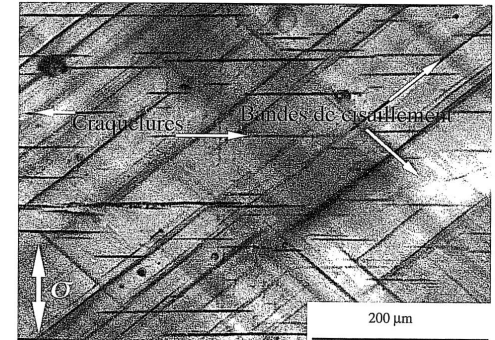


Formation de craquelures et de bandes cisaillement dans un polymère sollicité en traction

Bandes de cisaillement

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.3 Le crazing (suite)**



La formation de craquelures ressemble à de la fissuration car de nouvelles interfaces se forment au sein du matériau. Néanmoins, une différence fondamentale existe et elle se situe au niveau de l'interface formée par le crazing.

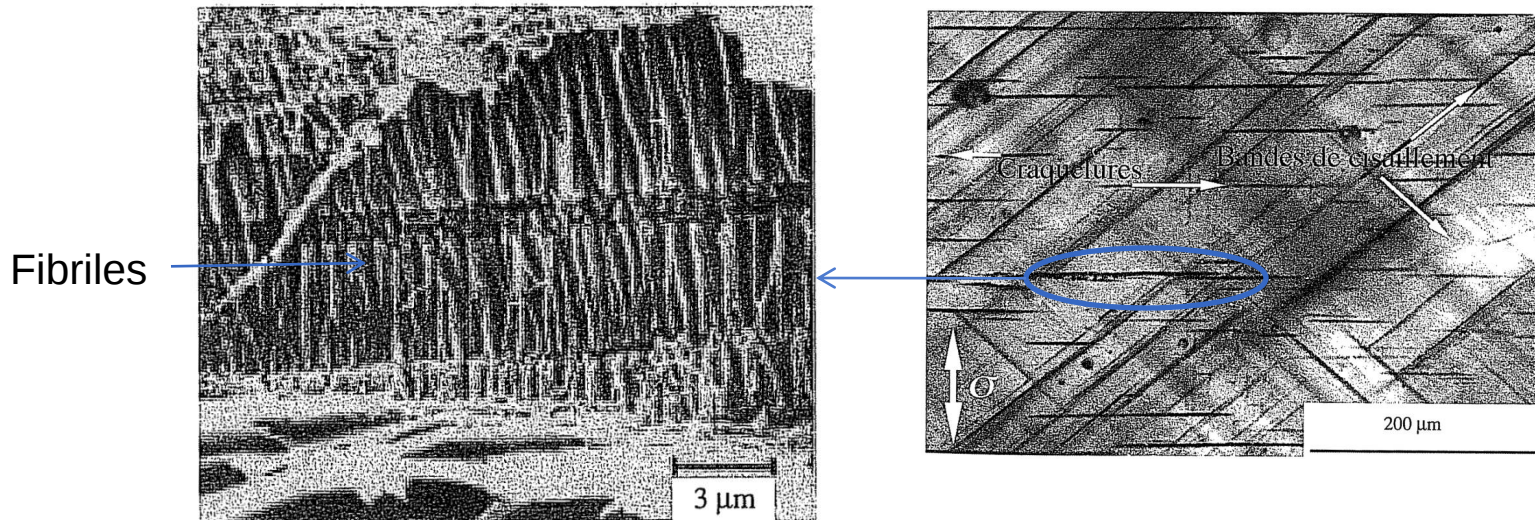
Dans le cas de la fissuration, l'énergie nécessaire pour ouvrir une fissure est donnée par :

$$W = 2\gamma S \quad \text{Où } \gamma \text{ est l'énergie surfacique de l'interface formée et } S \text{ son aire}$$

L'énergie nécessaire pour transformer la craquelure en fissure est beaucoup plus élevée que celle nécessaire pour ouvrir une fissure. Le phénomène de crazing est associé à la genèse des craquelures et à leur propagation au cours de la déformation.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.3 Le crazing (suite)**



Craquelures intrinsèques observées dans du polycarbonate pré-orienté

Dans le cas du crazing, l'ouverture localisée du matériau s'accompagne d'une orientation des chaînes polymères dans la zone de déformation plastique.

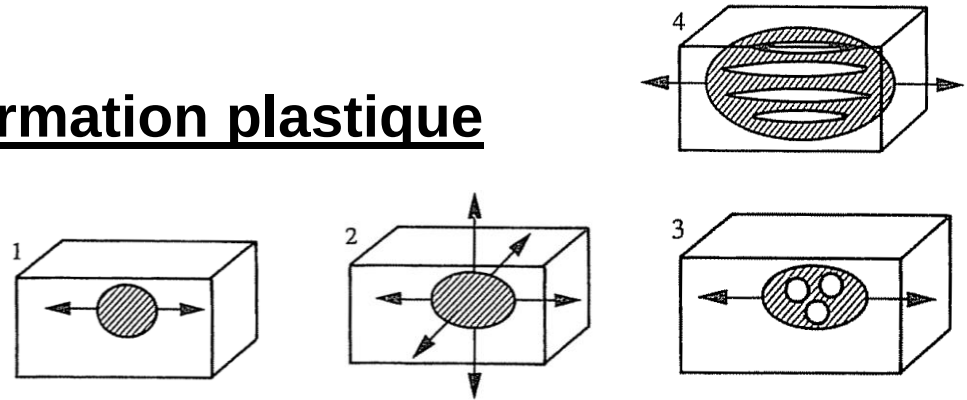
→ On parle de la formation de fibrilles de polymères entre les deux faciès de la craquelure et orientées dans la direction de l'effort.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.3 Le crazing (suite)

A Genèse



La naissance de craquelures est due à la présence dans la microstructure de défauts ou d'inclusions (volontaires ou non) qui provoquent localement une augmentation des contraintes par effet de concentration.

Autour de ces singularités, l'état de contrainte est supérieur à celui situé au cœur de la matrice polymère (zone plastifiée : **étape 1**).

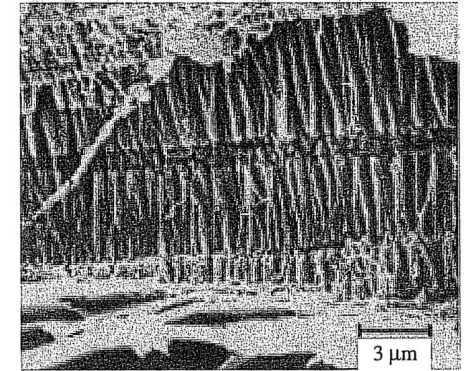
L'étape 2 montre que la formation de la zone plastifiée s'accompagne d'une traction généralisée sur toute sa périphérie.

L'étape 3 montre l'apparition de microcavités, qui sous l'effet de la traction, dégénèrent en ellipsoïdes très étirés (**étape 4**).

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.3 Le crazing (suite)**

A Genèse (suite)



La zone plastifiée comporte alors des microcavités et des fibrilles de polymères orientés dans le sens de l'effort.

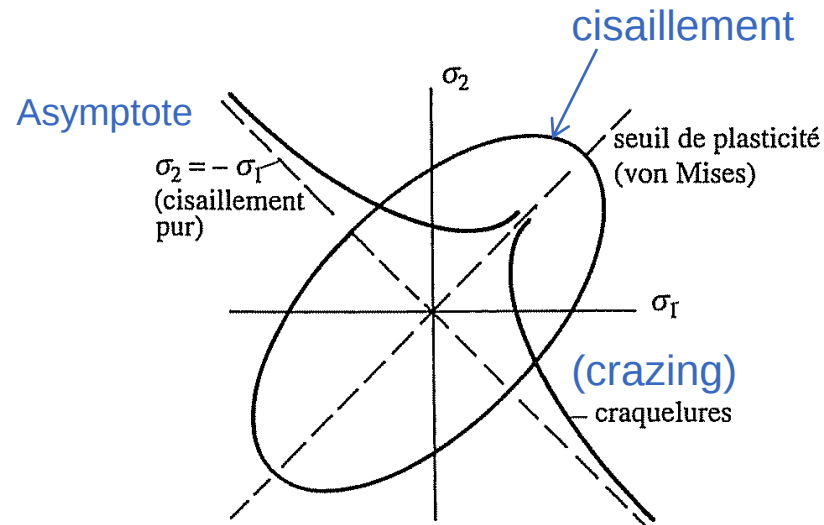
- L'orientation des fibrilles permet un renforcement du matériau dans la direction de l'effort. L'orientation des vides quant à elle est peu contraignante dans le sens de l'effort.
- Cela explique pourquoi le crazing dans les polymères augmente à la fois la ténacité, la résilience et la ductilité.
- On voit donc qu'il y a intérêt à provoquer le crazing en ajoutant des microbilles de caoutchouc.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.3 Le crazing (suite)

A Genèse (suite)



Dans le concept de contrainte de comparaison de von Mises, l'entrée en plasticité, conduit, dans un état plan de contrainte ($\sigma_3 = 0$), à l'équation d'une ellipse.

On admet que le crazing est déclenché à partir d'un taux de déformation critique donné :

$$\varepsilon_c = A + \frac{B}{p}$$

- A et B sont des constantes relatives au matériau dépendant de la T° et du temps
- p est la pression hydrostatique critique (positive) déclenchant le crazing

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.3 Le crazing (suite)

A Genèse (suite)

- Dans les axes principaux, il y a déformation permanente lorsque :

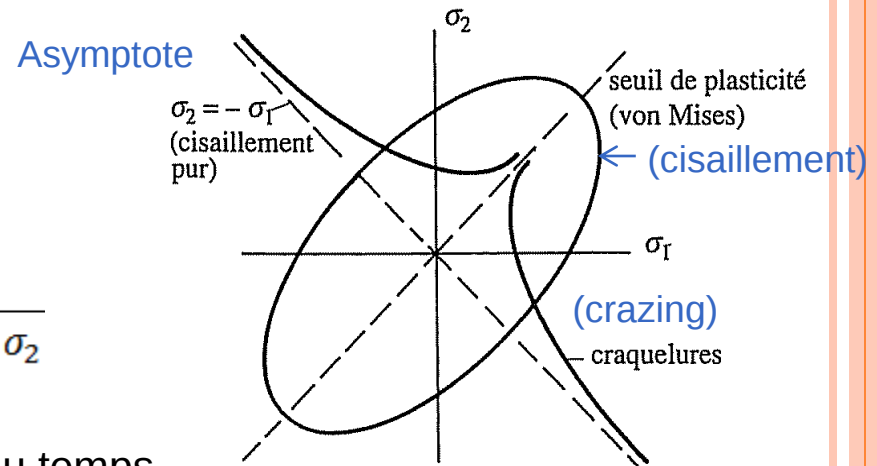
$$\sigma_1 - \nu \sigma_2 = C + \frac{D}{\sigma_1 + \sigma_2}$$

Où C et D dépendent du matériau, de la T° et du temps.

L'équation adopte un comportement asymptotique en : $\mp \sigma_2 = \pm \sigma_1$

- Lorsque les contraintes principales sont égales ($\sigma_1 = \sigma_2$) la contrainte critique de crazing est donnée par :

$$\sigma_1(1 - \nu) = C + \frac{D}{2\sigma_1} \quad \longrightarrow \quad \sigma_1^2(1 - \nu) - C\sigma_1 - D = 0$$



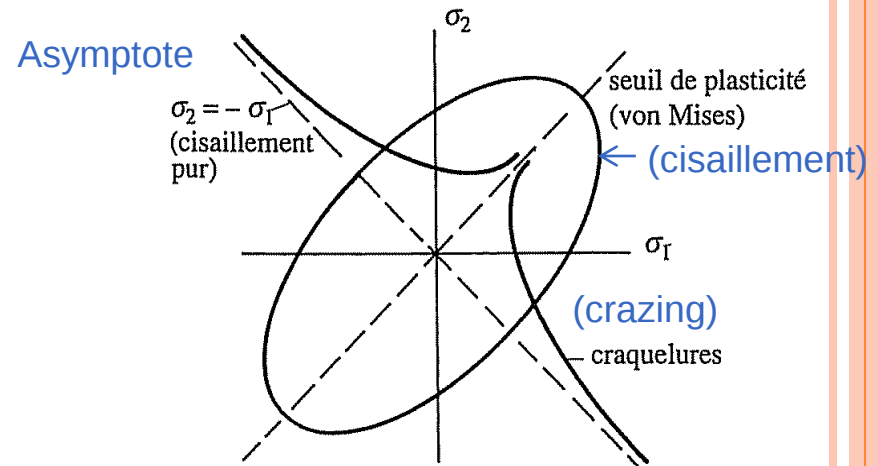
CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.3 Le crazing (suite)

A Genèse (suite)

$$\sigma_1^2(1 - \nu) - C\sigma_1 - D = 0$$



On ne garde que la solution positive car le crazing ne se déclenche qu'en traction :

$$\sigma_1 = \frac{C + \sqrt{C^2 + 4D(1 - \nu)}}{2(1 - \nu)}$$

- Dans le cas de la traction uniaxe, la contrainte critique est donnée par,

$$\sigma_1 = C + \frac{D}{\sigma_1} \longrightarrow \sigma_1 = \frac{C + \sqrt{C^2 + 4D}}{2}$$

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.2 Mécanisme de déformation plastique

○ 8.2.3 Le crazing (suite)

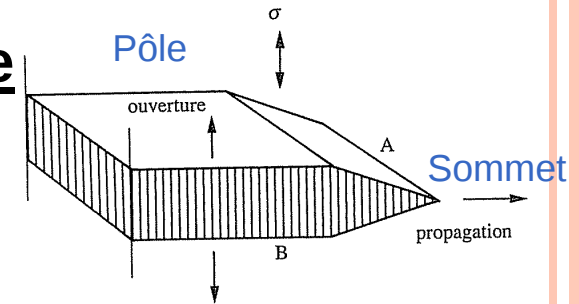
B Propagation

Pour que la craquelure puisse se propager, elle doit créer sa propre concentration de contraintes :

La forme caractéristique longue et fine ne peut naître que si la propagation du sommet de la craquelure naissante est plus rapide que celle aux pôles.

Cette concentration de contraintes ne peut exister et se maintenir que moyennant deux conditions :

- la contrainte agissant sur la craquelure déjà formée doit être inférieure à la contrainte moyenne appliquée
- la propagation dans le sens de la longueur doit s'accompagner d'une ouverture au centre de la craquelure.



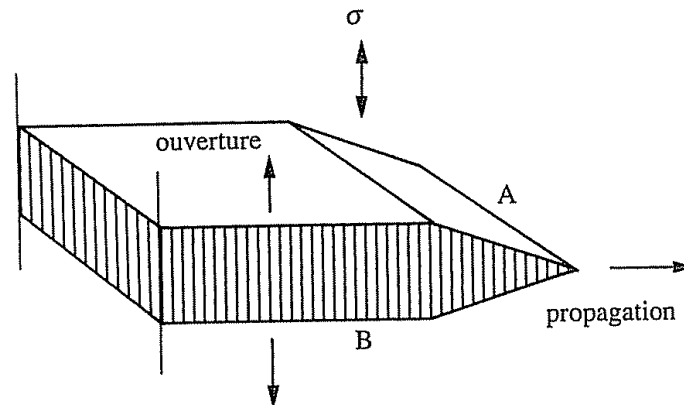
CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.3 Le crazing (suite)**

B Propagation (suite)

Il résulte de ces deux conditions simultanées que la propagation d'une craquelure n'est possible que dans un matériau dont le comportement intrinsèque comporte une instabilité plastique (la propagation de la déformation plastique doit être possible sous une contrainte inférieure au seuil de plasticité).

→ les craquelures ne se forment donc jamais au-dessus de T_g .



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

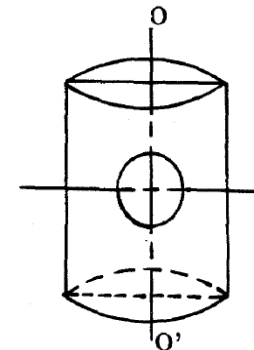
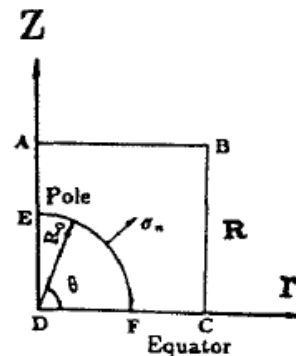
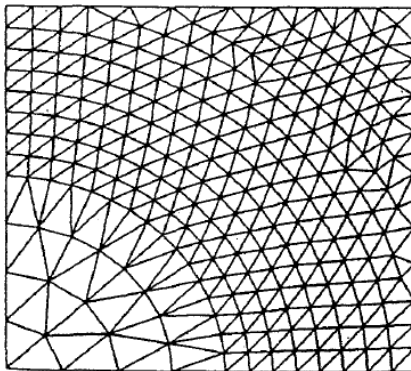
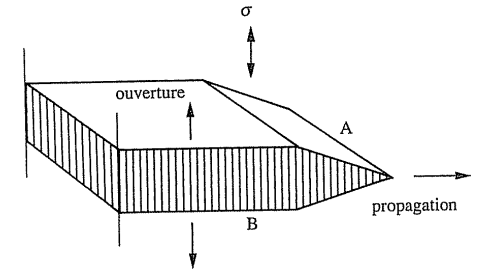
- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.3 Le crazing (suite)**

B Propagation (suite)

De nombreuses théories existent pour définir les vitesses d'ouverture et de propagation.

Z. Rui & L. Sinien ont étudié l'effet de ces inclusions sur ce phénomène et ont mis en évidence l'effet de leur module de Young.

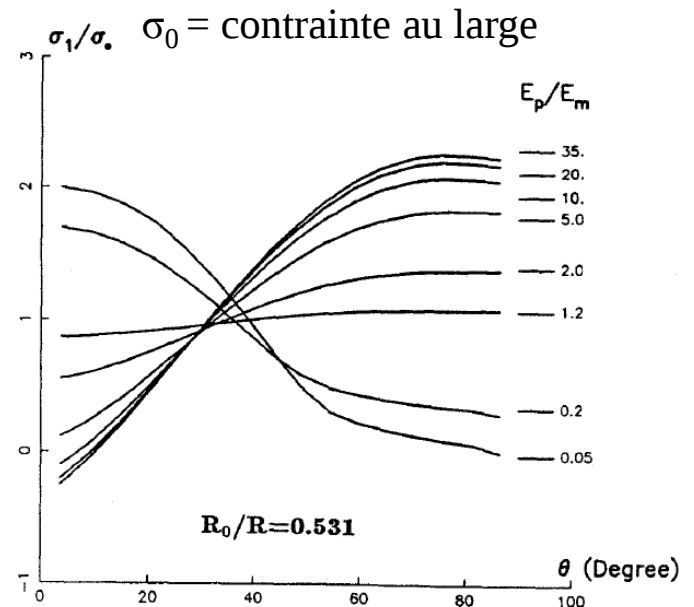
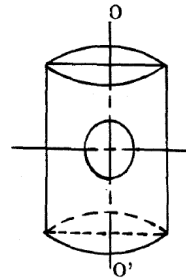
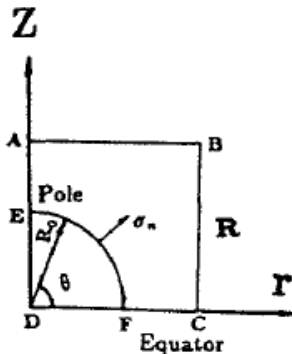
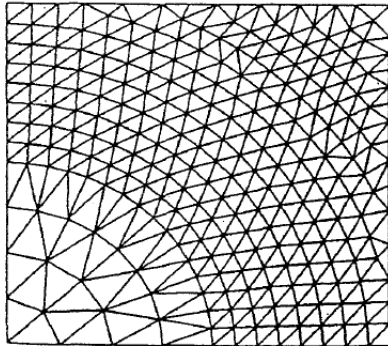
→ Ils ont étudié par éléments finis un composite formé d'une matrice polymère de module de Young E_m dans laquelle on insère de manière homogène et finement dispersée des inclusions de module de Young E_p . Le rapport R_0/R considéré vaut 0.531.



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.2 Mécanisme de déformation plastique**
- **8.2.3 Le crazing (suite)**

B Propagation (suite)



- Lorsque l'inclusion a un module de Young inférieur à la matrice, comme pour du caoutchouc, la concentration de contraintes se produit à l'équateur : la contrainte nominale est multipliée par 2 au maximum.
- A l'inverse, pour des inclusions plus rigides, comme pour du verre, le maximum de contrainte a lieu aux pôles. Par conséquent, le crazing est favorisé par la présence de particules qui sont plus souples que la matrice.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.1 Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith**

Le but de la mécanique de la rupture est de donner des critères quantitatifs de stabilité mécanique des matériaux fissurés.

La stabilité ou l'intégrité d'un échantillon fissuré dépend :

- des conditions extérieures (surtout le niveau de contraintes)
- de la « nocivité » de la fissure (effet d'entaille)
- de la ténacité du matériau.

Le concept de la mécanique de la rupture a été initialement développé pour des matériaux élastiques et linéaires (LEFM). Hypothèse : le matériau est considéré comme continu, au sens macroscopique du terme, mais admet l'existence de fissures.

→ La LEFM est strictement applicable aux matériaux parfaitement fragiles ;

Cependant, elle est adaptable aux matériaux semi-fragiles si le volume des régions fortement déformées proches de la surface de rupture est suffisamment limité.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.3 Résilience et ténacité

○ 8.3.1 Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith (suite)

la LEFM admet que toute l'énergie élastique G_c libérée par l'extension de la fissure est disponible et consommée pour la création de nouvelles surfaces lors de la déchirure du matériau (*Griffith*).

Cette approche permet de prévoir à quel moment une fissure devient instable, mais ne se prononce pas sur la naissance de la fissure.

Elle se base sur la notion de **défaut inhérent**, idéalisé par Griffith sous la forme d'une fissure plane de longueur $2a$, perpendiculaire à la direction de la contrainte appliquée , dans une plaque d'épaisseur unitaire.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.3 Résilience et ténacité

○ 8.3.1 Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith (suite)

- On peut montrer que la présence de la fissure entraîne une diminution de l'énergie élastique de la plaque valant en contraintes planes :

$$\Delta W = \frac{\pi a^2 \sigma_0^2}{E}$$

- D'autre part, l'accroissement d'énergie du fait de la création des surfaces de la fissure vaut :

$$\Delta U = 4a\gamma$$

Où γ est la tension superficielle (énergie de surface) du matériau. La propagation de la fissure ne se produira donc que si elle s'accompagne d'une diminution d'énergie du système, càd si :

$$\frac{d}{da}(\Delta W - \Delta U) \geq 0 \quad \text{Avec} \quad \frac{d\Delta W}{da} \equiv G_c = \frac{2\pi a \sigma_0^2}{E} \quad \text{et} \quad \frac{d\Delta U}{da} \equiv R = 4\gamma$$

- La propagation n'est donc possible que si : $G_c > 4\gamma$

Soit en état plan de contrainte, pour une valeur critique de : $\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi a}}$

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

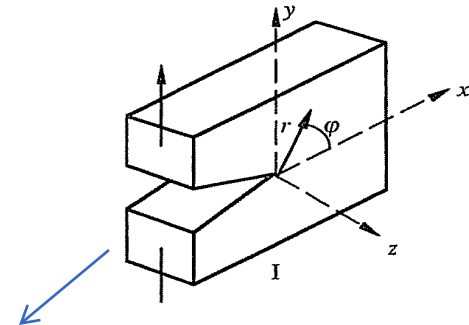
○ 8.3 Résilience et ténacité

○ 8.3.1 Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith (suite)

Dans un matériau fragile, il n'y a pas que ces deux états :

- stable si $G_c < R$
- instable si $G_c > R$

$$G_c = \frac{2\pi a \sigma_0^2}{E} \quad R = 4\gamma$$



La valeur critique où $G_c = R$ est désignée par G_{Ic} en mode I et le taux critique de restitution d'énergie (ou résilience en mode I).

Si G_{Ic} est élevée → il est difficile de propager une fissure.

En principe, la quantité G_{Ic} est susceptible de servir comme une mesure de la ténacité d'un matériau.

Une autre approche parfaitement complémentaire de la ténacité d'un matériau peut être caractérisée par le facteur d'intensité de contraintes K .

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

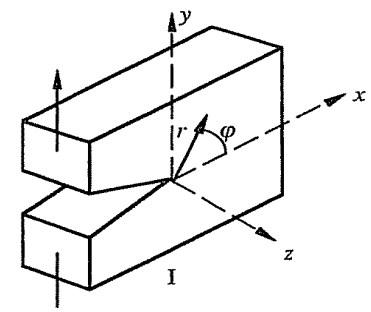
○ 8.3.2 8.3.1 Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith (suite)

G_c dépend non seulement de l'état de contraintes, mais également de la longueur de fissure.

Or, même en l'absence d'entaille, un matériau fragile est caractérisé par une limite de rupture relativement reproductible.

→ C'est ce qui a amené Griffith à poster l'existence de défauts inhérents, c'est-à-dire de défauts préexistants pouvant servir d'amorces de rupture lors d'une sollicitation.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES



8.3 Résilience et ténacité

8.3.2 Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique (LEFM)

analysons la distribution des contraintes dans le voisinage d'un front de fissure dans un matériau linéaire et élastique sollicité dans la direction perpendiculaire à la fissure.

En coordonnées polaires r, θ (r étant la distance par rapport à la pointe de la fissure).

→ Les contraintes principales et les déplacements sont donnés par les équations (en état plan de contraintes) :

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) & u &= \frac{\sigma_0 (1 + \nu) \sqrt{\pi a}}{E} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left(1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \sigma_y &= \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) & v &= \frac{\sigma_0 (1 + \nu) \sqrt{\pi a}}{E} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2(1 - \nu) + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \tau_{xy} &= \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} & & \\ & \searrow & \downarrow & \\ & \sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) & u_i &= K \sqrt{r} g_i\end{aligned}$$

K = facteur d'intensité de contraintes

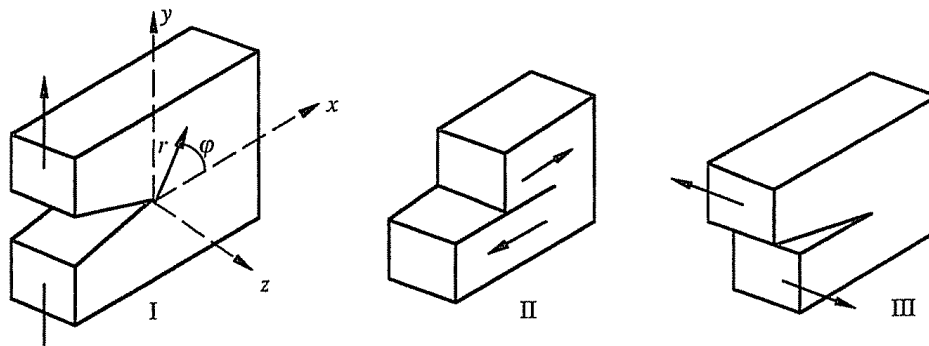
CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.2 Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique (LEFM)** **(suite)**

Irwin montra que les champs singuliers de ces contraintes étaient limités à trois types ou modes différents :

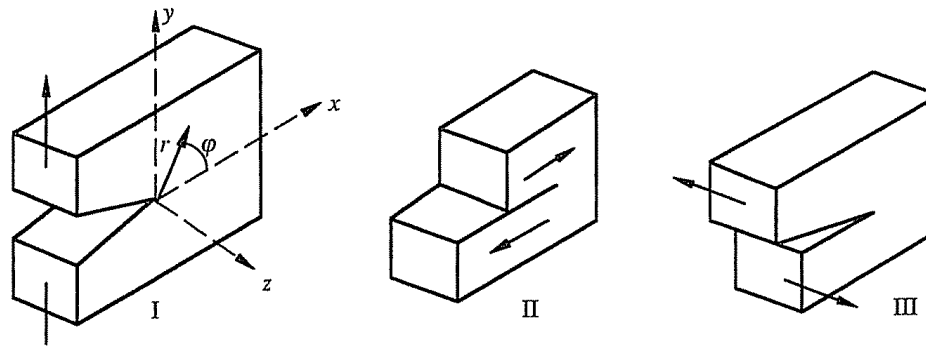
- **mode I** (ouverture),
- **mode II** (cisaillement dans le plan de la fissure ou glissement parallèle)
- **mode III** (cisaillement hors plan ou glissement perpendiculaire)



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.2 Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique (LEFM)** **(suite)**



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

$$u_i = K\sqrt{r} g_i$$

Les champs de contrainte relatifs à ces différents modes ne diffèrent que par les expressions de K et des fonctions f_{ij} et g_i . En mode I (ouverture), $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ [MPa√m] .

Aux trois modes de déformation correspondent trois valeurs critiques de G_c qui dépendent du matériau et qui sont généralement différentes.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.2 Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique (LEFM)** **(suite)**

On constate que le critère de Griffith, qui prévoit la rupture lorsque le taux de restitution de l'énergie atteint une valeur critique proportionnelle à $\pi a \sigma^2$, peut être exprimé également en termes d'une valeur critique de K_I . Cette valeur critique, K_{Ic} , est appelée ténacité.

Une des conditions de validité des champs de contrainte cités ci-dessus est que la longueur de la fissure soit négligeable par rapport aux dimensions de l'éprouvette.

Toutefois, même si cette condition n'est pas remplie, on peut toujours exprimer K comme :

$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a}$$

Où $Y(a/W)$ est un facteur géométrique (W est la largeur d'éprouvette).

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.2 Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique (LEFM) (suite)**

Pour les matériaux linéaires et élastiques, les deux quantités K_{Ic} et G_{Ic} sont liées par :

$$K_{Ic} = Y\sigma_t\sqrt{\pi a} = Y\sqrt{EG_{Ic}}$$

- La partie gauche de cette équation signifie que la rupture se produit soit au-delà d'une contrainte σ_t à a fixé ou à l'inverse pour une contrainte σ_t fixée au-delà d'une certaine longueur de fissure a .
 - La partie droite de l'équation ne comporte que de grandeurs liées au matériau en question. A température et vitesse de sollicitation fixes, le module d'élasticité, E , est une constante du matériau et G_{Ic} , ne dépend que des propriétés intrinsèques du matériau.
→ Il existe donc deux concepts pour caractériser la ténacité des matériaux, soit le critère énergétique, soit la méthode du facteur d'intensité de contraintes.
- Pour des matériaux linéaires et élastiques, ces deux concepts peuvent être élaborés sans ambiguïté par calcul analytique et vérifiés par l'expérimentation.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.2 Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique (LEFM)** **(suite)**

L'application de ces deux concepts de la mécanique de la rupture aux polymères présente quelques problèmes caractéristiques liés à leur comportement viscoélastique :

- Dépendance du module d'élasticité E à la vitesse de déformation et à la température
- La croissance thermomécanique d'une fissure, l'émoussement de la pointe de la fissure par écoulement et/ou formation des craquelures
- Le durcissement du matériau provoqué par l'écoulement

Ces effets sont les plus prononcés dans la région de la pointe de la fissure.

→ ils sont susceptibles d'influencer les valeurs de K_c et de G_c calculées.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.3 Méthodes d'essai de détermination de G_c et K_c**

Pour déterminer G_c et K_c , on utilise des éprouvettes standard.

Ces éprouvettes ont un double avantage :

- Les expressions parfois compliquées qui donnent les valeurs de G_c (et K_c) ont été élaborées et sont disponibles
- D'autre part, il existe des règles d'application qui garantissent dans la mesure du possible que des valeurs calculées sont vraiment une mesure reproductible et fiable de la ténacité du matériau.

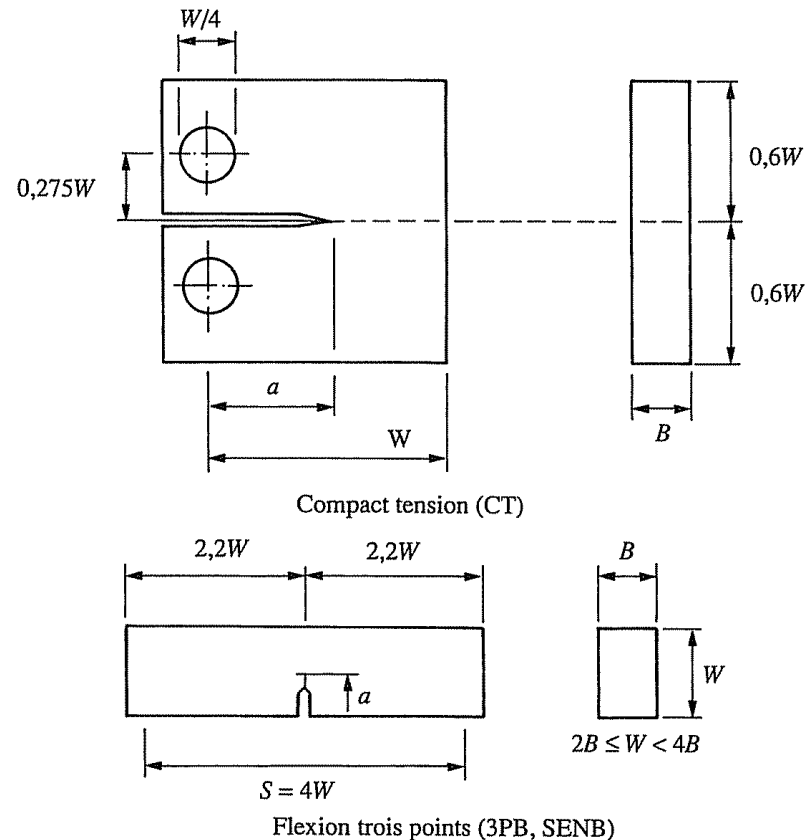
Le protocole d'essai est repris dans la norme ISO 148-1/2/3.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ 8.3 Résilience et ténacité

○ 8.3.3 Méthodes d'essai de détermination de G_c et K_{Ic} (suite)

Eprouvettes standards les plus couramment utilisées pour la détermination de G_{Ic}



CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

○ **8.3 Résilience et ténacité**

○ **8.3.3 Méthodes d'essai de détermination de G_c et K_{Ic} (suite)**

Irwin a montré que le taux de libération d'énergie pouvait être calculé de façon simple par l'intermédiaire de la complaisance C de l'éprouvette.

La complaisance C est l'inverse de la rigidité, donc $C = \frac{\Delta}{P}$ où P est la force de traction et Δ le déplacement des points d'application des forces extérieures.

→ L'énergie élastique rendue disponible par une extension d'une fissure s'exprime ainsi par le taux de restitution d'énergie selon l'expression :

$$G_c = \frac{P^2}{2B} \frac{dC}{da} \quad \text{Où } B \text{ est l'épaisseur de l'éprouvette}$$

La dimension de G_c est celle d'une énergie par unité de surface, J/m^2 .

Cette équation est aussi valable pour des matériaux non linéaires et élastoplastiques.

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.3 Résilience et ténacité**
- **8.3.4 Caractérisation des matériaux dissipatifs**

La théorie linéaire élastique admet un comportement linéaire du matériau jusqu'au front de fissure. Dans ce cas, les contraintes en tête d'une fissure filiforme dans un matériau élastique sont données par les équations :

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{r}} f_{ij}(\theta) \qquad u_i = K\sqrt{r} g_i$$

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.3 Résilience et ténacité**
- 8.3.4 Caractérisation des matériaux dissipatifs (suite)

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.3 Résilience et ténacité**
- 8.3.4 Caractérisation des matériaux dissipatifs (suite)

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.3 Résilience et ténacité**
- 8.3.4 Caractérisation des matériaux dissipatifs (suite)

CHAPITRE 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

- **8.3 Résilience et ténacité**
- **8.3.4 Caractérisation des matériaux dissipatifs (suite)**

Polymère	G_{lc} [kJ/m ²]	K_{lc} [MPa m ^{0.5}]
Polyester non saturé	0.1	0.5
Epoxyde	0.1-0.3	0.5-1.0
PMMA	0.3-0.4	0.9-1.4
Polystyrène	0.3-2	0.6-2
Polycarbonate	3.5-8	2.6-3.8
Polyamide 66	2-4	3
ABS/polystyrène	5	4
Polyéthylène (haute densité)	6-7	3-4
Polyéthylène (basse densité)	6-7	1
Polypropylène	8	3

Les différences s'expliquent par l'état physique du polymère à température ambiante (vitreux, caoutchouteux ou viscoélastique).

- Ainsi, les polymères à l'état vitreux sont les plus fragiles.
- Les caoutchoucs ont une assez bonne résilience car leur module de Young est très faible.