

Polymères - VI. Propriétés mécaniques

Anne Mertens

Rappel – Transition vitreuse et mouvements moléculaires

Dans un polymère amorphe, 4 catégories de mouvements moléculaires :

1. Translation de molécules entières → permet l'écoulement.
2. Flexion et torsion combinée de segments (40 à 50 atomes) de molécules → Elasticité du matériau (Force de rappel).

⇒ **Transition vitreuse (T_g)**

3. Mouvement de quelques atomes le long de la chaîne principale ou à côté des groupes fonctionnels.
4. Vibration des atomes autour de leur position d'équilibre, même si les atomes n'ont pas des positions d'équilibre régulières au sein du polymère amorphe (≠ mailles cristallines).

Les mouvements sont classés par énergie d'activation décroissante.

⇒ **Forte influence de T et du temps/vitesse !**

Rappel - Aspects phénoménologiques de l'élasticité

Les 3 modules E, G et K permettent de caractériser le comportement élastique d'un matériau, pour des petites déformations:

$$\begin{aligned}\sigma &= E\varepsilon \\ \tau &= G\gamma \\ p &= -K\Delta\end{aligned}$$

Dans le cas des élastomères :

- Ce sont des segments de chaînes qui se déplacent et non des atomes isolés
⇒ Importance des interactions entre chaînes (**inter**-moléculaires)
- E et G sont faibles (0.01 à 0.001 GPa): matériaux très déformables en extension uniaxiale et en cisaillement simple
- En compression uniforme, ils se comportent comme des matériaux à haut module avec un module de compression $K > 1\text{GPa}$.
- Forte dépendance du comportement vis à vis du temps et de la température!

Rappel - Elasticité des caoutchoucs

$$dU = TdS - PdV + fdl + V\tau d\gamma$$

Thermodynamique de l'élasticité

$$f = \left(\frac{\partial U}{\partial l}\right)_{T,V} - T \left(\frac{\partial S}{\partial l}\right)_{T,V}$$

$$\tau = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial U}{\partial \gamma}\right)_{T,V} - \frac{T}{V} \left(\frac{\partial S}{\partial \gamma}\right)_{T,V}$$

$$P = -\left(\frac{\partial U}{\partial V}\right)_T + T \left(\frac{\partial S}{\partial V}\right)_T$$

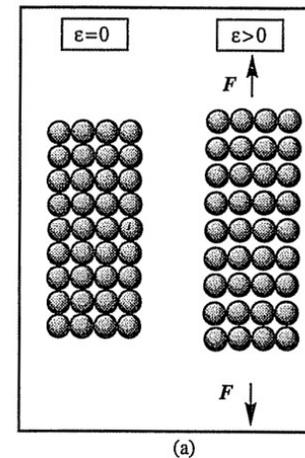
Métaux

L'élasticité provient de la **force de rappel** entre atomes (à courte portée).

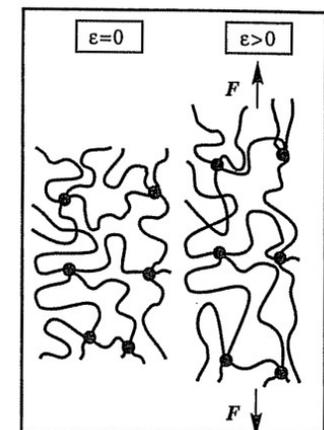
= contribution **enthalpique**

Elastomères

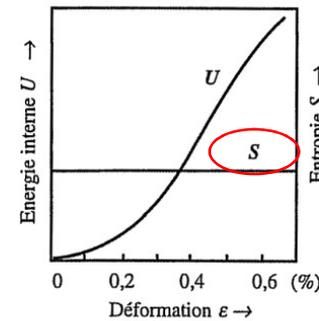
C'est la contribution **entropique** qui est à l'origine de l'élasticité par les \neq configurations que peuvent adopter les chaînes en fonction de l'allongement.



(a)

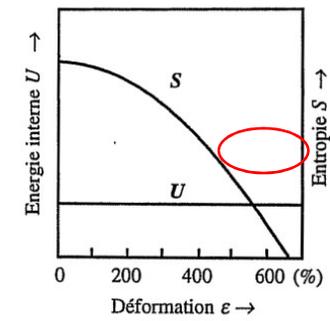


(c)



(b)

Métaux et céramiques

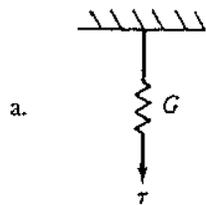


(d)

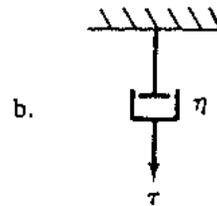
Elastomères

Rappel - Viscoélasticité linéaire

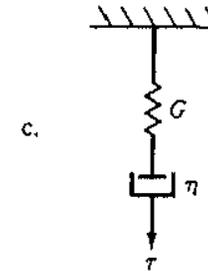
Réponse des modèles mécaniques à viscoélasticité linéaire



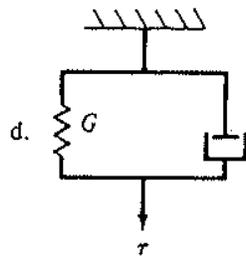
Ressort -
Elastique linéaire



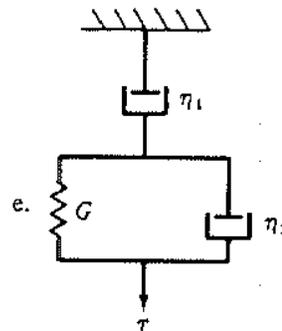
Amortisseur -
Linéaire visqueux



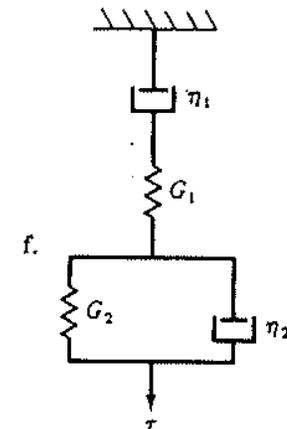
Élément de
Maxwell (série)



Élément de Voigt-Kelvin
(parallèle)



Modèle à trois
paramètres



Modèle à quatre
paramètres

Rappel - Viscoélasticité linéaire

Le modèle à 4 paramètres et la réponse moléculaire

Combinaison en **série** d'un élément de **Maxwell** et d'un élément de **Voigt-Kelvin**.

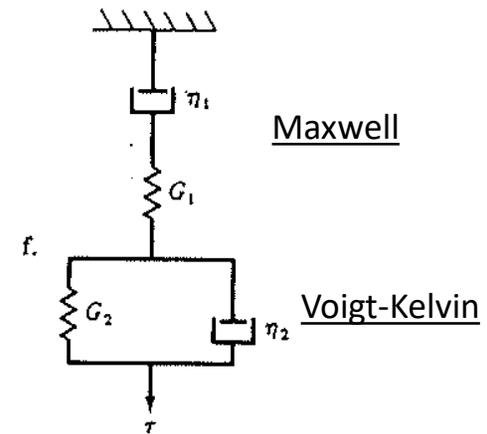
La réponse au fluage du modèle est la somme des réponses au fluage des éléments de Maxwell et de Voigt-Kelvin :

$$\gamma(t) = \frac{\tau_0}{G_1} + \frac{\tau_0}{\eta_1} t + \frac{\tau_0}{G_2} \left[1 - e^{-\frac{G_2}{\eta_2} t} \right] \quad (\text{Principe de superposition})$$

Au niveau structural, chaque élément du modèle a une signification physique :

- L'**amortisseur 1** représente le **glissement de translation des molécules** (η_1).
- Le **ressort 1** représente la **déformation élastique des angles et des longueurs de liaisons**.
- G_1 caractérise la force qui s'exerce lors de leur modification par rapport à leur valeur d'équilibre. Comme ces modifications se font à l'échelle atomique, elles se produisent instantanément d'un point de vue macroscopique

⇒ **Energie d'élasticité**



Rappel - Viscoélasticité linéaire

Le modèle à 4 paramètres et la réponse moléculaire

Combinaison en **série** d'un élément de **Maxwell** et d'un élément de **Voigt-Kelvin**.

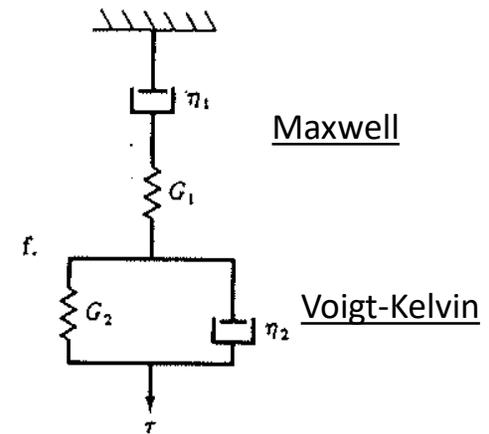
La réponse au fluage du modèle est la somme des réponses au fluage des éléments de Maxwell et de Voigt-Kelvin :

$$\gamma(t) = \frac{\tau_0}{G_1} + \frac{\tau_0}{\eta_1} t + \frac{\tau_0}{G_2} \left[1 - e^{-\frac{G_2}{\eta_2} t} \right] \quad (\text{Principe de superposition})$$

Au niveau structural, chaque élément du modèle a une signification physique :

- L'**amortisseur 2** représente la **résistance des chaînes polymères au bobinage et au débobinage** provoquée par l'enchevêtrement des chaînes et le frottement moléculaire (cela prend du temps!)
- Le **ressort 2** représente la **force de rappel** qui s'exerce suite à l'agitation thermique des segments de chaînes qui tendent à retourner dans des configurations désordonnées.

⇒ **Elasticité entropique**



Plan

- Limite élastique
- Mécanismes de déformation plastique
 - Cisaillement global
 - Cisaillement localisé
 - Crazing
- Résilience et ténacité
 - Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith
 - Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique
 - Méthodes de détermination de G_c et K_c
 - Caractérisation des matériaux dissipatifs

Limite élastique

La **limite élastique** des polymères dépend de:

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

→ Les longues chaînes sont préférables (→ haut poids moléculaire) de façon à augmenter la proportion de liaisons primaires.

→ La cristallinité augmente les propriétés mécaniques. Les cristallites ont une énergie de cohésion plus forte que la partie amorphe du polymère.

→ Le module de Young et la limite d'élasticité ↑ quand le taux de cristallinité ↑.

Limite élastique

Le taux de réticulation joue un rôle important:

- Pour les **polymères faiblement réticulés**, seules les liaisons secondaires empêchent la déformation permanente (=plasticité). L'intensité de ces liaisons dépend de la température via 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 \uparrow lorsque T et/ou la déformation \uparrow .

Limite élastique

Propriétés élastiques de quelques polymères

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	$5 \cdot 10^{-4}$	28	29.47
BR	$2 \cdot 10^{-4}$	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 rapportée à la masse volumique).

Limite élastique

- Les **résines** (thermodurs) présentent la meilleure résistance mécanique. On peut encore y incorporer des matériaux de renforts (fibres de verre, de carbone, de kevlar ou bien charges céramiques ou caoutchouteuses).
- 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**. La présence de ces deux phases (cristaux + zones amorphes) permet de considérer le PE comme un matériau composite. A l'état caoutchouteux, la matrice amorphe est très ductile et les cristaux sont résistants à la charge mécanique.
- Les **caoutchoucs** (élastomères) se distinguent par leur grande déformabilité (élastique) et leur faible module de Young.

Plan

- Régime élastique
- Mécanismes de déformation plastique
 - Cisaillement global
 - Cisaillement localisé
 - Crazing
- Résilience et ténacité
 - Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith
 - Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique
 - Méthodes de détermination de G_c et K_c
 - Caractérisation des matériaux dissipatifs

Mécanismes de déformation plastique

Cisaillement global

Lorsqu'un matériau est soumis à de la traction uniaxiale

→ Mise sous tension supposée isotrope (dans un 1er temps)

→ En contrainte plane, 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 $\Rightarrow \sigma_{12}$ et $\sigma_{21} = 0$.

Si on considère que le matériau est élastique linéaire (OK pour de petites déformations)

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

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

Mécanismes de déformation plastique

Cisaillement global

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

Dans les axes principaux : $\sigma_{11} = \sigma_1 = 0$

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

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

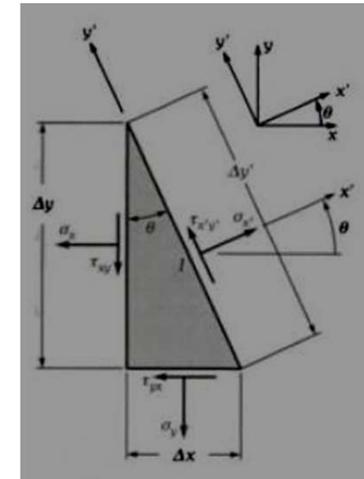
La contrainte de cisaillement mesurée selon une orientation θ par rapport à la direction de traction est donnée par l'équilibre des forces verticales :

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

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

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

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



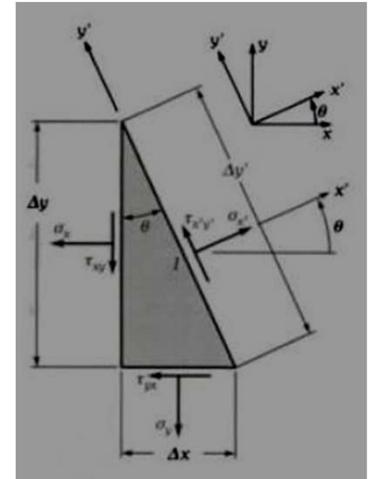
Mécanismes de déformation plastique

Cisaillement global

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

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

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



→ Le cisaillement a donc lieu préférentiellement dans les 4 directions orientées à 45°. il en découle que la déformation plastique des polymères est elle aussi orientée.

Mécanismes de déformation plastique

Cisaillement global

! Les matériaux polymères ne sont pas à strictement parler continu ni isotrope.

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

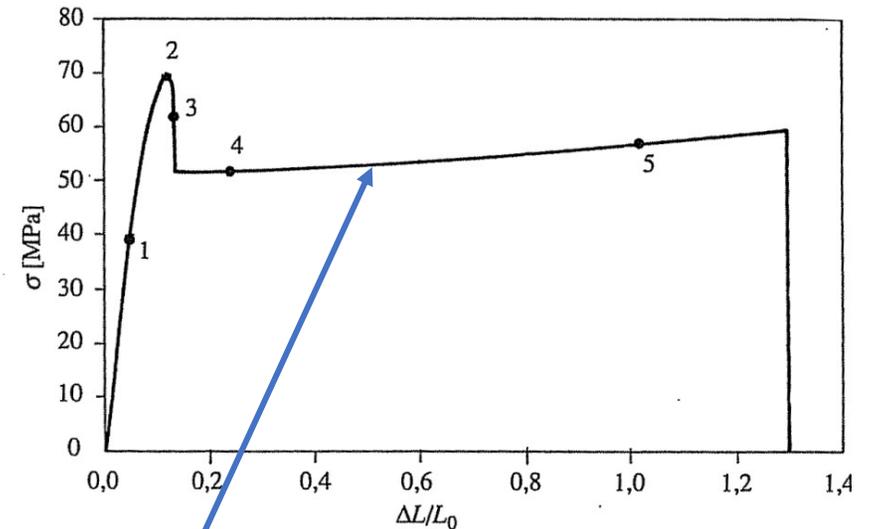
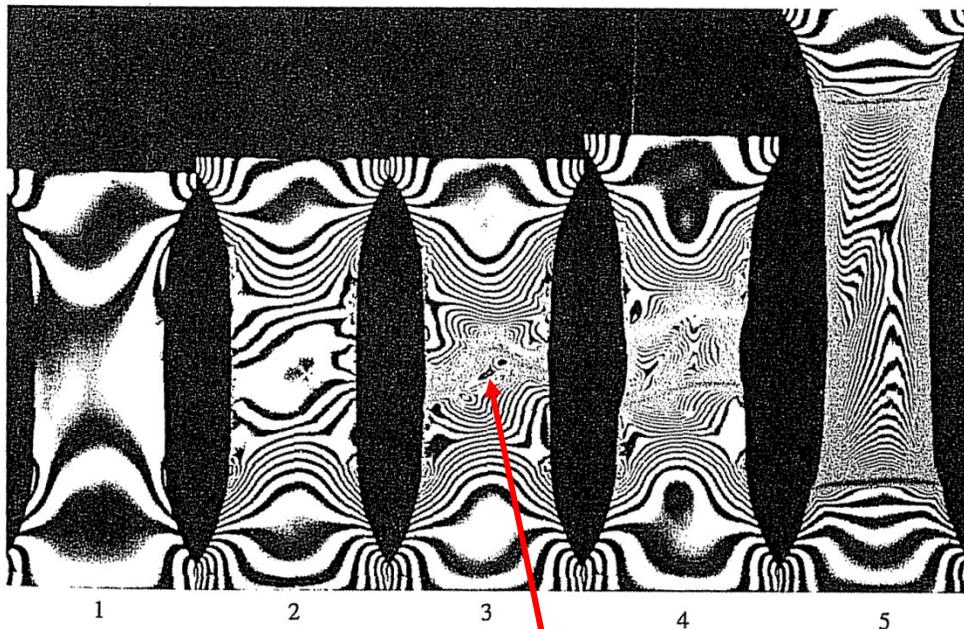
En effet, pour un polymère amorphe, étant donné qu'il n'y a pas de réseau cristallin, **la direction privilégiée de glissement est dictée par la répartition des contraintes de cisaillement**. Elle est orientée à environ 45° par rapport à la direction de la contrainte principale.

→ La direction de glissement est la direction de la normale au plan qui subit la plus forte contrainte de cisaillement.

Mécanismes de déformation plastique

Cisaillement global

Evolution des déformations dans une éprouvette en traction: exemple du polycarbonate



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

Formation d'une craquelure

De l'état 4 à 5, léger écrouissage, expliqué par la réorientation progressive des plans de glissement

Mécanismes de déformation plastique

Cisaillement localisé

Le cisaillement localisé se produit dans les directions de glissement les plus faciles. En outre:

- Le matériau n'est pas continu: il peut présenter des défauts, voire plusieurs phases.
- Le matériau n'est pas isotrope. Le mode de fabrication peut influencer les orientations des chaînes → matériau anisotrope.
- Les déformations ne sont pas infiniment petites et donc le cisaillement modifie progressivement les plans de cisaillement.

Mécanismes de déformation plastique

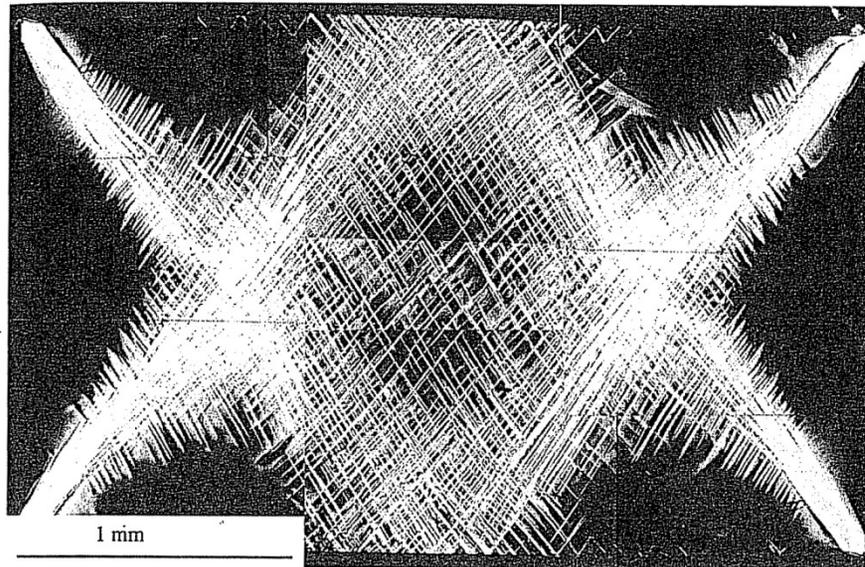
Cisaillement localisé

Le cisaillement localisé est observable

- par **blanchissement** de la matière

- par le caractère **biréfringent** de la matière cisillée.

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



Bandes de cisaillement observées en lumière polarisée

Mécanismes de déformation plastique

Cisaillement localisé

A Effet des défauts et cas des polymères multiphasés

Si le matériau n'est pas continu, les champs de contraintes s'écartent du cas idéal.

→ Le passage d'un matériau à un autre ou d'un matériau à un défaut provoque une concentration locale de contrainte. Chaque phase présente alors une évolution des champs de contrainte et de déformation tenant compte des discontinuités. Ces endroits plus sollicités peuvent entrer plus vite en déformation plastique.

⇒ Déformation par **cisaillement localisé**.

→ Même pour un polymère monophasé sans défauts, la répartition des contraintes n'est jamais uniforme et le cisaillement localisé peut se produire.

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

Mécanismes de déformation plastique

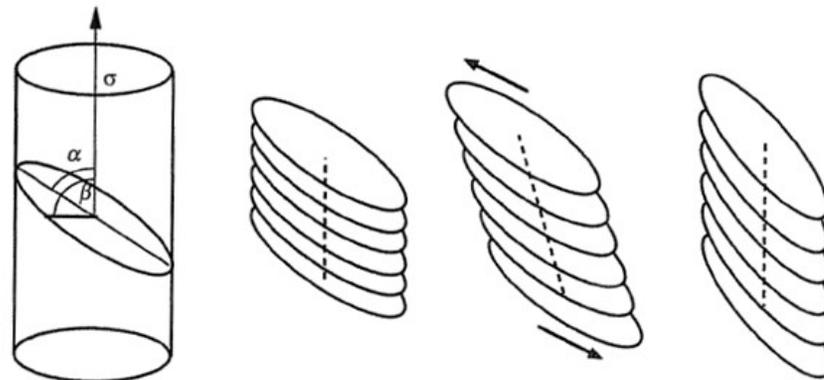
Cisaillement localisé

B 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 de départ (non déformée). Lorsque le régime élastique présente une plage de déformation étroite comme pour les polymères vitreux, cette approximation est correcte.

Cependant, dans le cas de polymères très ductiles, **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.



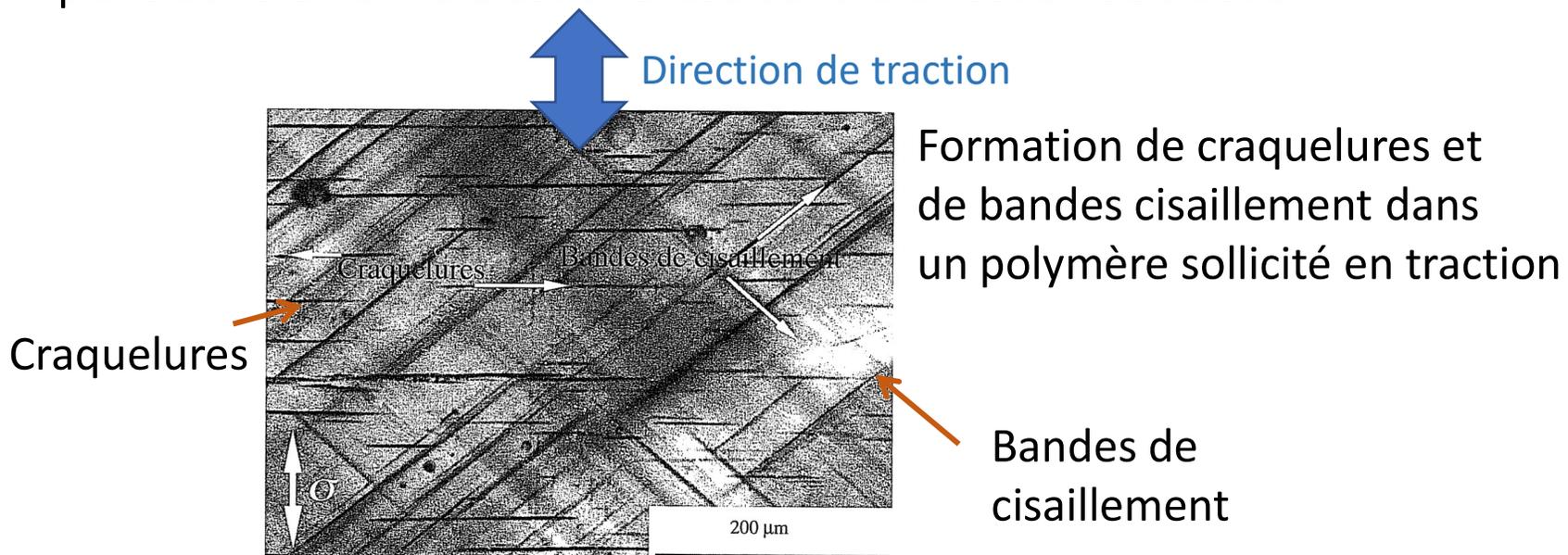
Mécanismes de déformation plastique

Le crazing

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

- cisaillement global
- cisaillement localisé
- crazing

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



Mécanismes de déformation plastique

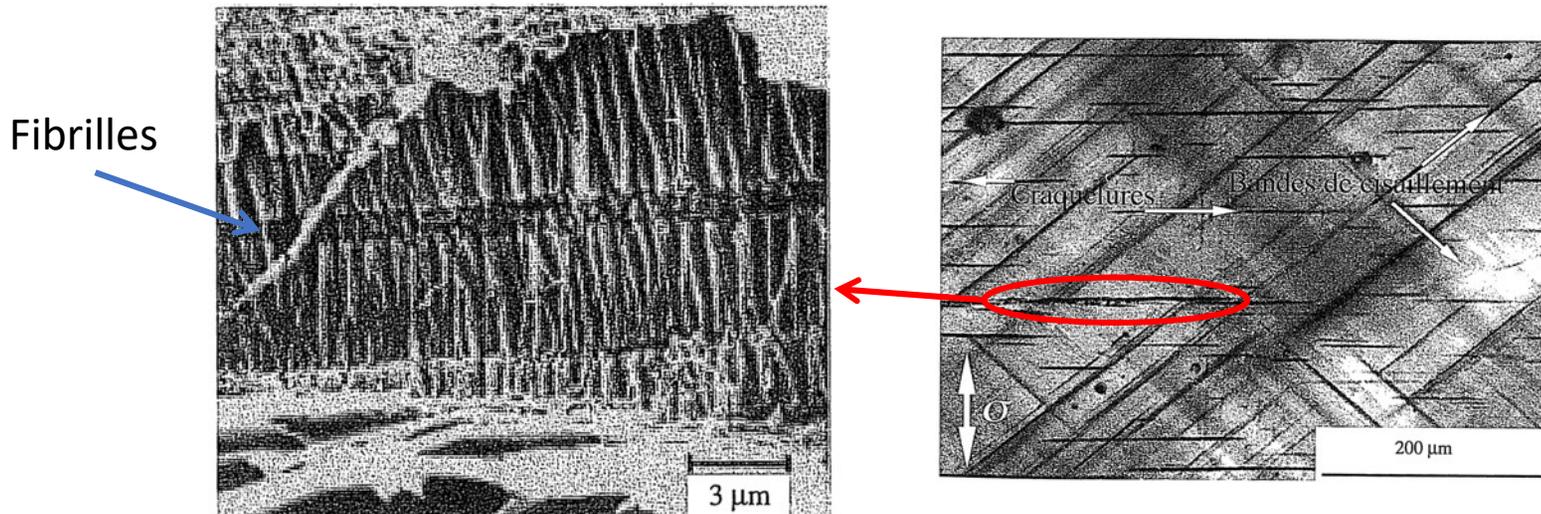
Le crazing

La formation de des craquelures ressemble à la fissuration

→ Formation de nouvelles interfaces mais la nature de ces interfaces est différente.

→ Dans le cas de la **fissuration**, l'énergie nécessaire pour ouvrir une fissure est donnée par $W = 2\gamma S$ où γ : énergie surfacique de l'interface formée et S son aire

→ L'énergie nécessaire pour transformer la **craquelure** en fissure est beaucoup plus élevée que celle nécessaire pour ouvrir une fissure, à cause de la présence de **fibrilles** de polymères orientées perpendiculairement à la craquelure.



Plan

- Régime élastique
- Mécanismes de déformation plastique
 - Cisaillement global
 - Cisaillement localisé
 - Crazing
- Résilience et ténacité
 - Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith
 - Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique
 - Méthodes de détermination de G_c et K_c
 - Caractérisation des matériaux dissipatifs

Résilience et ténacité

Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith

But de la mécanique de la rupture: établir des critères quantitatifs de stabilité mécanique pour les matériaux fissurés, en fonction

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

La mécanique de la rupture a été initialement développée pour des matériaux **élastiques** et linéaires.

⇒ Elle est strictement applicable aux **matériaux parfaitement fragiles**.

On suppose la présence de défaut(s) pré-existants ou d'un "**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.

Résilience et ténacité

Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith

On suppose que toute l'énergie élastique G_c libérée par l'extension de la fissure est consommée pour la création de nouvelles surfaces lors de la déchirure du matériau (Griffith).

→ 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, la création des surfaces de la fissure entraîne un accroissement d'énergie : $\Delta U = 4a\gamma$

où γ : tension superficielle (énergie de surface) du matériau. La propagation de la fissure ne se produira que si elle s'accompagne d'une diminution d'énergie du système, c'est-à-dire 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 : $\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi a}}$

Résilience et ténacité

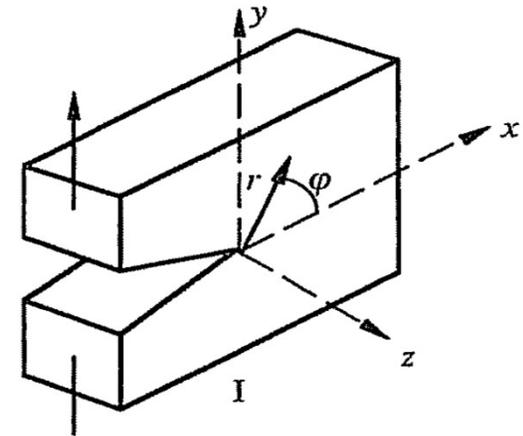
Rupture des matériaux fragiles : critère de Griffith

Dans un matériau fragile, une fissure est

- stable si $G_c < R$

- instable si $G_c > R$

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



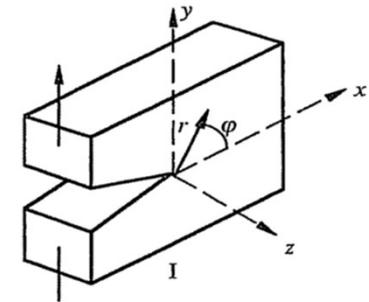
La valeur critique où $G_c = R$ est désignée par G_{Ic} en mode I et est appelée le **taux critique de restitution d'énergie** (ou **résilience** en mode I).

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

G_{Ic} peut être utilisé comme une mesure de la ténacité d'un matériau.

Une autre approche complémentaire est de caractériser la ténacité par le **facteur d'intensité de contraintes K**.

Résilience et ténacité



Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique

On peut établir les expressions de 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 contraintes planes et en coordonnées polaires r, θ (r étant la distance par rapport à la pointe de la fissure):

$$\sigma_x = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_y = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\tau_{xy} = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

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

$$u = \frac{\sigma_0(1+\nu)\sqrt{\pi a}}{E} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left(1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right)$$

$$v = \frac{\sigma_0(1+\nu)\sqrt{\pi a}}{E} \sqrt{\frac{2r}{\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2(1-\nu) + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right)$$

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

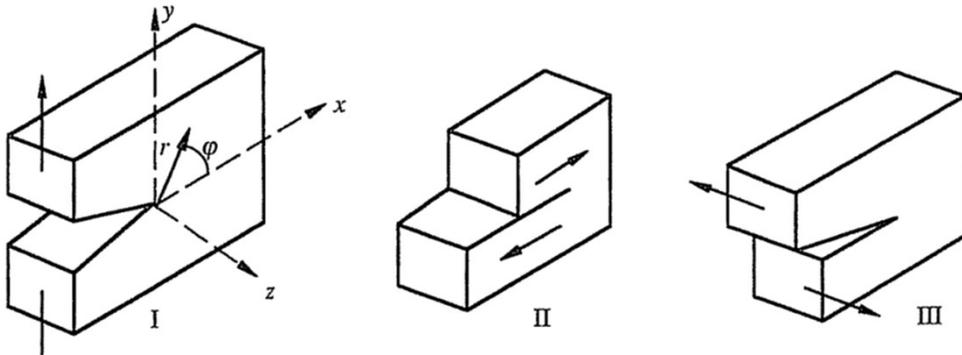
K = facteur d'intensité de contraintes

Résilience et ténacité

Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique

Irwin a montré que les champs singuliers de ces contraintes étaient limités à 3 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)



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

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: $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ [MPa \sqrt{m}]

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

Résilience et ténacité

Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique

Le critère de Griffith, qui prévoit la rupture lorsque le taux de restitution de l'énergie G_c atteint une valeur critique, 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).

Résilience et ténacité

Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique

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** 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. A T 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**.

Résilience et ténacité

Concepts de la mécanique de la rupture linéaire et élastique

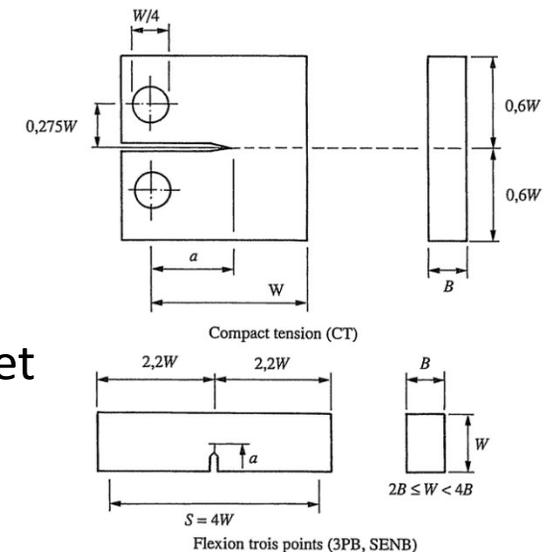
Problèmes liés au **comportement viscoélastique** des polymères:

- $E = f(T, \text{vitesse de déformation})$
- Lors de la croissance thermomécanique d'une fissure, de la fissure peut s'émousser par écoulement et/ou formation des craquelures (crazing)
- Durcissement du matériau provoqué par l'écoulement

Ces effets sont les plus prononcés dans la région de la pointe de la fissure et ils peuvent influencer les valeurs de K_c et de G_c .

Pour déterminer G_c et K_c , on utilise des éprouvettes standard, qui ont un double avantage :

- Les expressions des valeurs de G_c (et K_c) sont disponibles dans la littérature
- Des protocoles d'essai (norme ISO 148-1/2/3) garantissent que les valeurs obtenues donnent une mesure reproductible et fiable de la ténacité du matériau.



Résilience et ténacité

Caractérisation des matériaux dissipatifs

La théorie linéaire élastique suppose un comportement linéaire du matériau jusqu'au front de fissure.

Par contre, pour un matériau **élastoplastique**, une zone plastique se forme dès que le critère de déformation plastique (exemple : Critère de *Von Mises*) est satisfait localement.

La taille des zones plastiques a été calculée par Irwin. Il a montré que le rayon r_p de la zone plastique en mode I aux bords de l'éprouvette (contrainte plane) est :

$$r_p = \frac{K_I^2}{\pi\sigma_y^2}$$

⇒ La taille de la zone plastique est liée à la ténacité du matériau et à l'état des contraintes.

Pour autant que la taille de cette zone reste petite par rapport aux dimensions de l'éprouvette, on peut tenir compte de la zone plastique par un accroissement fictif de la fissure.

Résilience et ténacité

Caractérisation des matériaux dissipatifs

Lorsqu'on mesure l'énergie de rupture et la ténacité d'un matériau, il est très important de vérifier que les dimensions de la zone plastique restent assez faibles par rapport aux dimensions de l'éprouvette, surtout pour les matériaux tenaces.

A titre de comparaison, on obtient un rayon de la zone plastique au centre de l'éprouvette de $4.6 \mu\text{m}$:

- pour le polystyrène $\rightarrow K_{Ic} = 0.3 \text{ MPa m}^{0.5}$ et $\sigma_y = 50 \text{ MPa}$

- pour une résine époxy à $23 \text{ }^\circ\text{C}$ $\rightarrow K_{Ic} = 0.6 \text{ MPa m}^{0.5}$ et $\sigma_y = 100 \text{ MPa}$

Pour d'autres polymères plus tenaces, la taille de cette zone peut atteindre quelques centaines de μm .

Résilience et ténacité

Caractérisation des matériaux dissipatifs

Polymère	G_{Ic} [kJ/m ²]	K_{Ic} [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).

→ Les polymères à l'état vitreux sont les plus fragiles.