

II. Comportement mécanique des Polymères.

1. INTRODUCTION

Le comportement mécanique des polymères est caractérisé par une très grande diversité apparente. En effet, pour les mêmes conditions d'utilisation, on peut trouver des polymères : Rigides fragiles, Ductiles, Elastiques (**Fig. 1**) ; Et si on fait varier certaines de ses conditions d'utilisation d'autre comportement apparaissent:

Hyper élastiques (Caoutchoutiques), Viscoélastiques, Viscoplastique, Durcissant, Adoucissants, Endommageable.

2. LES PARAMETRES INFLUENTS

Afin de mieux gérer les polymères et leur comportement, on doit prendre l'habitude de s'informer au mieux sur :

- **L'architecture du polymère** : nature et le nombre de co-monomères ; la nature des chaînes ; la longueur des chaînes
- **La formulation du polymère** : Taux des éléments constituant le polymère (additifs, plastifiants, charges, fibres, existence d'un agent,...)
- **La mise en œuvre du matériau** : réduction des masses ; extension et orientation moléculaire ; cristallisation et texturation cristalline
- **Les conditions d'utilisation** : type de sollicitation ; la température ; vitesse de sollicitation ; la pression ; taux de déformation ; passé thermomécanique ; l'environnement (T, P, milieu); conditionnement.

→ Tous les polymères ne sont pas sensibles dans les mêmes proportions à chacun de ces paramètres. Il convient donc de les traiter au cas par cas.

3. EFFET DE LA TEMPERATURE

Le comportement des polymères dépend fortement de la température. Exemple, la relaxation α (la plus importante), associée à la transition vitreuse, caractérisé par une diminution brutale des modules d'élasticité qui peuvent être divisés par 100 ou 1000 sur un intervalle de 5 à 10 °C. (**Fig. 2.3.4**).

Transition α : Etat vitreux (T basse) → Etat visco-élastique → Etat caoutchoutique (T intermédiaire) → Etat fluide.

→ La transition α affecte les polymères **amorphes** et relativement moins sensible pour les polymères **semi-cristallins** (**Fig. 5**).

3.1 TEMPERATURE DE TRANSITION VITREUSE

Les polymères peuvent montrer deux comportements

	Durs et rigides (état vitreux)	Mous et flexibles (état caoutchouteux)
PMMA (plexiglas)	T°ambiante	125°C
Polybutadiène (pneumatique)	-195	125°C

Les polymères ont des propriétés viscoélastiques dépendantes de T°.

Il existe une température dite de transition vitreuse (Tv), à travers laquelle la matière passe d'un état vitreux solide (rigide), à un état caoutchouteux.

→ Si : $T < T_v \rightarrow$ le polymère est vitreux $T > T_v \rightarrow$ le polymère est caoutchouteux

→ D'où : **T de transition vitreuse** < T de cristallisation < T de fusion < T de décomposition thermique.

Il est à savoir que :

→ Les deux températures de transition **vitreuse** et de **fusion**, sont deux températures fondamentales **nécessaires** dans l'**étude** des polymères.

→ Les polymères **thermoplastiques** amorphes n'ont pas de **température de fusion** : ils se ramollissent (Tr est la température de ramollissement) au-delà d'une certaine température.

3.2 FACTEURS INFLUENÇANT LA Tv

En général, la transition vitreuse dépend de 5 facteurs.

- la structure du polymère.
- la masse molaire et la distribution des masses molaires ;
- la vitesse de chauffage/refroidissement et de déformation ; plus les vitesses de chauffage/refroidissement ou de sollicitation sont élevées, plus la valeur Tv est grande ;
- la pression : Plus, le polymère est comprimé, plus, le volume libre des chaînes, diminue et Tv augmente.

CONCLUSION

Du point de vue technologique il faut d'abord localiser les transitions :

- Un polymère **semi-cristallin** peut être utilisé au dessus de sa transition vitreuse.
- Un polymère **amorphe** ne peut pas être utilisé au dessus de sa transition vitreuse. Sauf si on a besoin d'une grande élasticité, dans ce cas-là, le polymère doit être réticulé (ça donne : Elastomère).
- Un polymère **amorphe** peut être transformé à l'état caoutchoutique (Thermoformage, soufflage).
- Un polymère **semi-cristallin** ne peut pas être mis en forme sur son état caoutchoutique (il faut entrer dans sa zone fusion).

4. EQUIVALENCE TEMPS – TEMPERATURE

Le principe d'équivalence temps-température permet de préciser la dépendance à la température des fonctions (ou grandeurs) viscoélastiques linéaires telles le temps, la fréquence de sollicitation et la viscosité. (Fig. 6)

Pour un polymère (corps viscoélastique) soumis à une sollicitation dynamique.

- Si la fréquence d'excitation est suffisamment **basse** (temps supérieur au t caractéristique, « **temps de relaxation** »), le comportement **visqueux** est dominant (les chaînes ont le temps de répondre au cours de la période de contrainte).
 - Par contre, à plus **haute** fréquence, les chaînes n'ont pas le temps de répondre totalement et le **blocage** artificiel qui en résulte se traduit par une **augmentation du module**.
 - D'autre part, à fréquence **constante**, une **augmentation** de la température se traduit par une **diminution** du module, suite à l'augmentation des volumes libres et des mouvements de chaînes.
- **L'effet** de la **fréquence** de sollicitation (ou vitesse de sollicitation / essai de traction uniaxiale) sur les grandeurs viscoélastiques d'un polymère amorphe est **inverse** à celui de la **température**.
- Les effets de la fréquence et de la température sont donc dépendants. Ce phénomène est à l'origine du principe d'équivalence temps-température en viscoélasticité linéaire.

4.1 PRINCIPE D'EQUIVALENCE

On considère le module de relaxation E à deux températures T et T_0 telles que $T > T_0$. À déformation constante, la contrainte relaxe plus vite à la température la plus élevée (Figure 7).

- Le **principe d'équivalence** temps-température exprime le **passage** du module de **relaxation** E (M. d'élasticité), de T à T_0 ; cela revient à **multiplier** l'échelle du **temps** par un **facteur** (de translation) constant ($a_{T/T_{ref}}$) uniquement en fonction des deux températures T et T_0 ; donc on aura l'égalité (ci-après) du module des couples t/T différent.

$$\forall T, f : E(T, f) = E\left(T, f \cdot a_{T/T_{ref}}\right)$$

Si $T > T_0 \rightarrow a_{T/T_{ref}} > 1$; si $T < T_0 \rightarrow a_{T/T_{ref}} < 1$; si $T = T_0 \rightarrow a_{T/T_{ref}} = 1$

4.2 FACTEUR DE GLISSEMENT (ou de TRANSLATION)

Il existe plusieurs fonctions analytiques pour définir le facteur de translation ($a_{T/T_{ref}}$) dont deux qui sont les plus souvent utilisées

A. La loi WLF

L'équation de William, Landel et Ferry (la loi WLF) : pour les polymères amorphes à une température entre T_g et $T_g+100^\circ\text{C}$

$$a_T = \frac{\eta_0(T)}{\eta_0(T_{ref})} = \exp\left[\frac{-c_1(T - T_0)}{c_2(T - T_0)}\right]$$

On peut utiliser deux séries de coefficient (c_1 et c_2) en fonction de la température de référence utilisée :

Pour $T_0 = T_g \rightarrow$ on prend $C_1 = 17.44$; $C_2 = 51.6$ et,
pour $T_0 = T_g+43 \rightarrow$ on prend $C_1 = 8.86$; $C_2 = 101.6$

B. La loi d'Arrhenius

Si la gamme en température est petite (en dessous de T_g), le facteur de translation peut être défini en utilisant une loi d'Arrhenius.

$$a_T = \exp\left[\frac{E}{R}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}}\right)\right] \quad \eta = \eta_{T_{ref}} \cdot \exp\left[\frac{E}{R}\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}}\right)\right]$$

E : est l'énergie d'activation qui caractérise le matériau (J/mol);

R : est la constante des gaz parfaits (8,314 Joules / mol*Kelvin).

T et Tref en Kelvin

Toute évolution du module avec la fréquence (ou la vitesse) de sollicitation à une température T , peut être déduite d'une courbe à une température de référence T_{ref} , et d'un glissement, dépendant de la température, sur les échelles logarithmiques des fréquences (ou des vitesses) (Fig.8).

5. VISCOELASTICITE DES POLYMERES

1. INTRODUCTION

Un polymère, à une température spécifique et un poids moléculaire, peut se comporter comme un liquide ou un solide, en fonction de la vitesse (échelle de temps) à laquelle ses molécules se déforment (Figure II.7). Ce comportement, qui se situe entre celui d'un liquide et celui d'un solide, est généralement appelé le comportement **viscoélastique**. Cette dualité du comportement constitue l'un des avantages fondamentaux des matériaux polymères.

- La viscoélasticité linéaire, est valable pour les systèmes polymères subissant des déformations petites ou lentes.
- La viscoélasticité non linéaire est requise lors de la modélisation de grandes déformations rapides, (polymères fondus).

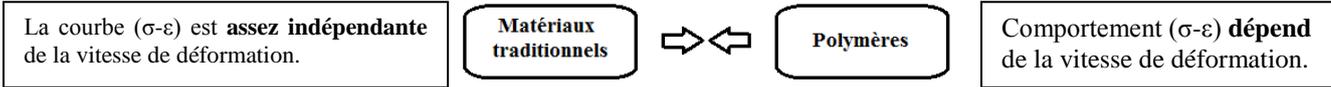


Figure II.7 : Matériaux traditionnels vs polymères.

2. VISCOELASTICITE & VISCOELASTICITE LINEAIRE

Le comportement d'un matériau viscoélastique linéaire, est **intermédiaire** entre deux **comportements**:

1. Un comportement **élastique** dominant aux basses températures de l'état vitreux (ou aux vitesses de sollicitation élevées), avec une loi de comportement de Hooke :

$$\sigma = E e$$

2. Un comportement **visqueux** prépondérant aux températures élevées, à l'état fluide (ou aux vitesses de sollicitation très lentes). La contrainte est liée à la vitesse de déformation \dot{e} par la loi de Newton :

$$\sigma = \eta \dot{e}$$

Toutefois, dans une **vaste gamme** de températures, les matériaux polymères **combinent** ces deux aspects. L'effet **viscoélastique** des polymères peut être prononcé suivant les **conditions** expérimentales ; il dépend de la présence de la **fréquence** de la sollicitation mécanique (essais dynamiques), du **temps** d'observation (essai quasi-statiques : fluage-relaxation...) et de la **température**. Il prépondère au voisinage de la température de transition vitreuse T_g .

La viscoélasticité linéaire est par définition, telle que la réponse du matériau (la déformation) est proportionnelle à la sollicitation (contrainte) comme le montre la figure ci-après.

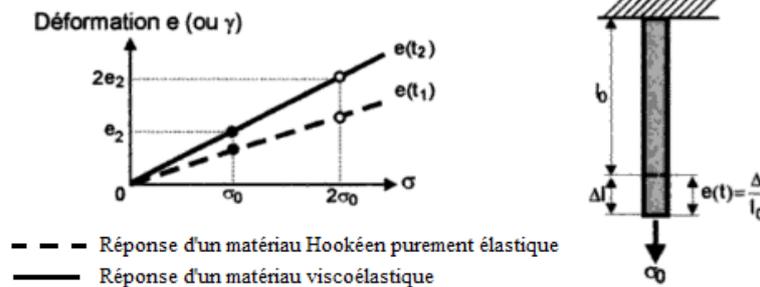


Figure. Contraintes et déformations en fonction du temps t

3. CARACTERISTIQUES PHYSIQUES VISCOELASTIQUES

Les caractéristiques physiques ou plus exactement les fonctions caractéristiques sont obtenues pour des sollicitations de faibles amplitudes (linéarité) en fonction du temps t ou de la fréquence f.

Sur le plan expérimental, différentes techniques sont utilisées : sollicitations statiques ou dynamiques, oscillations libres, résonance, vibrations forcées ou propagation d'ondes. L'objectif étant de disposer du spectre mécanique des matériaux sur l'échelle de temps la plus vaste possible, il est nécessaire d'associer à chaque méthode sa plage de fonctionnement.

c.1. Effet du temps sur le comportement viscoélastique

Les comportements élastique (loi de Hooke) et visqueux (loi de Newton) sont les cas extrêmes se présentant lorsque la durée d'observation τ_0 est respectivement très courte ou très longue par rapport au temps τ_R nécessaire pour que des arrangements irréversibles du matériau se produisent.

Pour **caractériser** le comportement d'un polymère, on note le nombre de **Deborah**, défini par le rapport entre les deux **temps** ; s'il est très **grand** le comportement est **élastique**, s'il est très **faible** le comportement est **visqueux**. Cependant, lorsque le nombre de Deborah est de l'ordre de l'unité, le comportement du matériau est **viscoélastique**.

$$D_e = \frac{\tau_R}{\tau_0}$$

D_e = Nombre de Deborah

τ_R = Temps de relaxation (eau= 10^{-12} s ; polymère fondu=2-3s ; solide= 10^{10}) ; τ_0 = Temps de sollicitation mécanique.

c.2. Effet de la masse moléculaire sur la le comportement viscoélastique

La viscoélasticité dans les polymères se rapporte aux caractéristiques moléculaires de base impliquant les taux de mouvement moléculaire de la chaîne et l'enchevêtrement (désordre) de la chaîne. L'augmentation de la résistance aux écoulements provoquée par l'enchevêtrement, gère la dépendance aux masses moléculaire.

La dépendance de la viscosité en fonction de la masse moléculaire en poids du polymère, est déterminée par la loi Mark-Houwink-Sakurada (MHS) sous l'équation suivante :

$$\eta_0 = k \bar{M}_w^\alpha \quad \text{Ou} \quad \log \eta_0 = \alpha \times \log \bar{M}_w + \log K$$

k et α sont deux paramètres qui dépendent du couple solvant/polymère et de la température.

M_w Masse molaire moyenne en masse (polymère).

NB. La viscosité zéro est la viscosité dynamique à la fréquence zéro.

Les paramètres de base pour discuter de la dépendance en poids moléculaire de la viscosité à l'état fondu sont le degré de polymérisation (DP), qui représente le nombre d'unités de monomères liées et le nombre d'atomes le long de la chaîne polymère (Z).

La dépendance de la viscosité en fonction du nombre d'atomes du polymère, est donnée par :

a) Au-dessous de la masse moléculaire critique ($M_{C,w}$; $Z_{C,w}$).

$$\eta = K_L Z_w^{1.0}$$

b) au-dessus de la masse moléculaire critique ($M_{C,w}$; $Z_{C,w}$).

$$\eta = K_H Z_w^{3.4}$$

K_L et K_H sont des constantes pour des degrés de polymérisation faible et élevé.

Une longueur de chaîne d'enchevêtrement critique, $Z_{C,w}$ est définie comme le nombre moyen en poids d'atomes de chaîne dans les molécules de polymère pour provoquer un enchevêtrement intermoléculaire.

c.3. Effet de la température sur le comportement viscoélastique

Beaucoup de polymères partiellement cristallins ont la corrélation de type Arrhenius entre la viscosité et la température.

$$\eta = k \times \exp\left(\frac{E}{RT}\right)$$

Pour les polymères amorphes au-dessus de la transition vitreuse, l'équation WLF peut être appliquée:

$$\lg \frac{\eta}{\eta_s} = \frac{-C_1 \times (T - T_s)}{C_2 + (T - T_s)}$$

c.4. Effet du taux de cisaillement sur le comportement viscoélastique

Dans la majorité des cas, la viscosité diminue avec l'augmentation du taux de cisaillement, ce qui donne lieu à ce qu'on appelle souvent « Rhéofluidifiant. » ; cela désigne le fait qu'un fluide devient plus fluide lorsque la vitesse d'écoulement augmente, c-à-d le fait que la viscosité dynamique diminue lorsque le taux de cisaillement augmente.

À la limite des taux de cisaillement très élevés, les polymères se dégradent. Une relation extrêmement utile est le modèle bien connu du « Ostwald de Waele » ou loi en puissance.

$$\tau = K \dot{\gamma}^n$$

La viscosité dynamique apparente est donnée par : (rapport de contrainte de cisaillement (τ) et le taux de cisaillement)

$$\eta_a = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} = K \dot{\gamma}^{n-1}$$

K : est une constante : l'indice de consistance ;

n : un nombre sans dimension : l'indice d'écoulement.

$0 < n < 1$, le fluide est rhéofluidifiant ou pseudoplastique ;

$n = 1$, il est newtonien ;

$n > 1$, il est rhéoépaississant ou dilatant.

Contraintes de traction et de cisaillement :

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

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

Déformation par fluage :

$$J(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma}$$

4. METHODES EXPERIMENTALES D'ANALYSE DE LA VISCOELASTICITE LINEAIRE,

4.1. Complaisance en fluage (ou recouvrance)

La fonction fluage $J(t)$ relative à la déformation d'un matériau viscoélastique a pour expression :

$\epsilon(t)$ est la déformation au temps t ;
 σ_0 est la contrainte constante appliquée.

$$J(t) = \frac{\epsilon(t)}{\sigma_0}$$

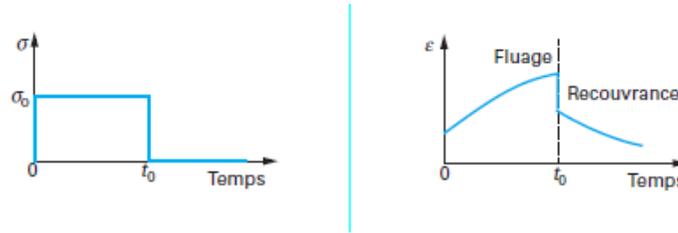


Figure II.8 : La réponse typique d'un matériau viscoélastique à un test de fluage, (Contrainte constante).

Concernant cet essai mécanique, deux cas se présentent, comme indiqué ci-dessous.

A) En traction

Pour un essai de fluage en traction, un poids est imposé à une éprouvette (utilisation d'une masse suspendue). La complaisance de fluage en traction est égale à

$$D(t) = \frac{\epsilon(t)}{\sigma_0}$$

Soit D l'inverse du module de Young E : $D = \frac{1}{E}$.

B) En cisaillement

Pour un essai de fluage en cisaillement, un couple est imposé. La complaisance de fluage en cisaillement est égale à

$$J(t) = \frac{\gamma_{xy}(t)}{\tau_{xy}}$$

Soit J l'inverse du module de cisaillement G : $J = \frac{1}{G_{xy}}$.

4.2. Relaxation de contrainte

La relaxation de contrainte est une propriété non instantanée, elle représente une des méthodes expérimentales d'analyse de la viscoélasticité linéaire.

Dans un essai en quasi statique de relaxation, à partir d'un instant initial $t=t_0$, une déformation (solicitation) instantanée

maintenue constante ϵ_0 ou $\gamma_0 = \frac{\Delta l}{l_0}$ est appliquée à un échantillon, et la contrainte résultante (réponse), $\sigma(t, \epsilon_0)$ ou $\tau(t, \epsilon_0)$, est suivie en fonction du temps.

L'étude de ce mode de déformation courant, dépendant du temps, peut être réalisée en traction(compression) ou en cisaillement, au moyen d'un viscoanalyseur, à différentes températures.

A) En traction

Le module de relaxation en traction se note $E(t)$ et il est donné par le rapport de la contrainte à l'instant t à la déformation constante :

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\epsilon_0}$$

B) En cisaillement

Le module de relaxation en cisaillement se note $G(t)$ et s'écrit : $G(t) = \frac{\tau(t)}{\gamma_0}$

La contrainte requise pour maintenir cette déformation est mesurée en fonction du temps. La relaxation de contrainte soit initialement rapide pour devenir ensuite de plus en plus lente à mesure que le système se rapproche d'un état stable (Figure II.8).

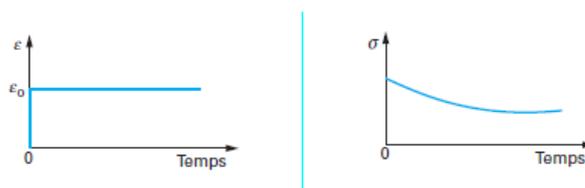


Figure II.8 : La réponse typique d'un matériau viscoélastique à un test de relaxation, (Déformation constante).

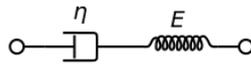
1.3. L'analyse mécanique dynamique (AMD)

L'analyse mécanique dynamique (AMD), ou spectrométrie mécanique dynamique, est une méthode de mesure de la viscoélasticité. Cette méthode d'analyse thermique permet l'étude et la caractérisation des propriétés mécaniques de matériaux viscoélastiques, tels les polymères.

6. MODELES RHEOLOGIQUES SPECIFIQUES AUX MATERIAUX POLYMERES

Un modèle rhéologique est un modèle utilisé pour modéliser le comportement d'un matériau, c'est-à-dire pour simuler sa réponse à une sollicitation mécanique. Concernant la viscoélasticité linéaire, des modèles analogiques empiriques ont été proposés ; ils sont composés d'une combinaison de connexions en série et/ou parallèle de ressorts (de coefficients d'élasticité E_i) et d'amortisseurs (de coefficients de viscosité η_i) élémentaires, représentant les composantes élastique et visqueuse, respectivement.

1. Modèle de Maxwell



$$\sigma_A = \eta \dot{\gamma}$$

$$\sigma_R = E \gamma$$

Figure II.11 : Modèle de solide viscoélastique de Maxwell

Le modèle de Maxwell permet de décrire un matériau viscoélastique. Il est représenté par un amortisseur purement visqueux et un ressort hookéen mis en série comme indiqué sur Figure II.11.

La **vitesse de déformation** est donnée par :

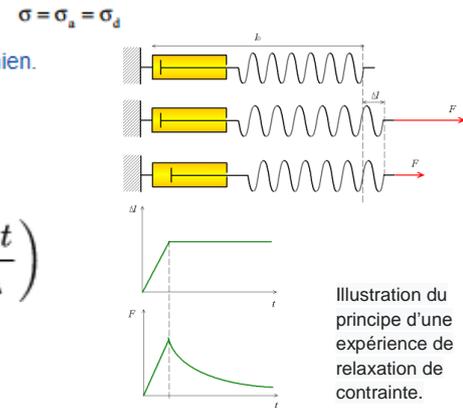
$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{E_1} \dot{\sigma} + \frac{1}{\eta_1} \sigma$$

ϵ , la déformation longitudinale totale, égale à la somme de la déformation du ressort et de la déformation de l'amortisseur ; $\epsilon_T = \epsilon_s + \epsilon_d$

E_1 , une constante : le **module de Young** associé au **ressort** obéissant à la **loi de Hooke** ³ ;

$\dot{\sigma}$, la **dérivée** par rapport au temps de la **contrainte** σ ;

η_1 , une constante : le coefficient de **viscosité** associé à l'**amortisseur** représentant le **liquide newtonien**.



La déformation est maintenue constante, donc :

$$(\dot{\epsilon} = 0) \quad 0 = \frac{1}{E_1} \dot{\sigma} + \frac{1}{\eta_1} \sigma$$

La résolution de cette équation différentielle après intégration : $\sigma(t) = \sigma_0 \exp\left(\frac{-t}{\lambda}\right)$

Avec

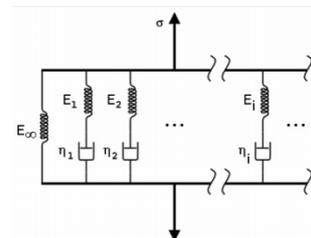
$\sigma(t = t_0) = \sigma_0$ Condition initiale.

$\tau = \frac{\eta}{E}$ est le temps de relaxation de Maxwell.

Le module de relaxation $E(t)$ se déduit de l'équation précédente : $E(t) = E_1 \exp\left(\frac{-t}{\lambda}\right)$

Au cours d'un essai de relaxation, le modèle de Maxwell prévoit :

- si $t \ll \lambda$: comportement élastique ;
- si $t \sim \lambda$: comportement viscoélastique ;
- si $t \gg \lambda$: comportement visqueux.



2. Modèle de Maxwell généralisé

Si le matériau est décrit à l'aide du modèle de Maxwell généralisé, le module de relaxation en traction est la somme des modules des différents éléments disposés en parallèle ; il s'exprime sous une forme simple :

$$E(t) = E_{\infty} + \sum_{i=1}^n E_i \exp\left(\frac{-t}{\lambda_i}\right)$$

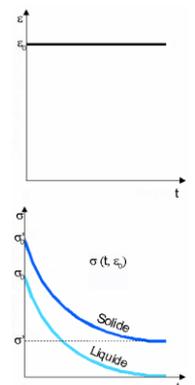
Avec :

E_i et η_i , les paramètres viscoélastiques du modèle ;

E_{∞} , le module à temps infini ;

$\lambda_i = \frac{\eta_i}{E_i}$, les **temps de relaxation** associés aux différentes branches du modèle.

Principe d'une expérience de relaxation, montrant la décroissance exponentielle des contraintes.



Le modèle de Maxwell généralisé consiste à mettre en parallèle un nombre N fini d'éléments de Maxwell. Chacun de ces éléments répond aux relations énoncées ci-dessus. La contrainte totale est la somme des contraintes de chaque élément :

$$\sigma(t) = \sum_{i=0}^N \sigma_i(t) = \sum_{i=0}^N \frac{\eta_i}{\tau_i} \int_{-\infty}^t \exp(-(t-t')/\tau_i) \dot{\gamma}(t') dt'$$

Dans ce cas, le fluide ne comporte pas qu'un seul temps de relaxation, mais une collection (τ_i).

Cette équation peut se réécrire de la manière suivante :

$$\sigma(t) = \int_{-\infty}^t G(t-t') \dot{\gamma}(t') dt'$$

Où on a défini le module de relaxation des contraintes de cisaillement :

$$G(t) = \sum_{i=0}^N \frac{\eta_i}{\tau_i} \exp(-t/\tau_i)$$

$$E(t) = E_0 e^{-t/t_R}$$

3. Principe de superposition de Boltzmann

En plus du principe de superposition temps-température (WLF), le principe de superposition de Boltzmann est d'une extrême importance dans la théorie de la viscoélasticité linéaire.

Soit un échantillon soumis à une déformation constante $\gamma(t_0)$, imposée au temps $t_0=0$. La contrainte diminue selon le module de relaxation $G(t)$ du matériau :

$$\tau(t) = G(t) \cdot \gamma(t_0)$$

Pour un temps t_1 , on modifie subitement le niveau de déformation noté par $\gamma(t_1)$ puis pour un temps t_2 on passe à $\gamma(t_2)$, etc....(Figure II.9-a) afin d'exprimer l'évolution de la contrainte, d'après le principe de superposition de Boltzmann, les contraintes résultantes de chaque échelon de déformation sont additives linéairement comme suit :

$$\tau(t) = \sum_{i=0}^n \Delta\tau_i = \sum_{i=0}^n G(t-t_i) \Delta\gamma(t_i)$$

Avec :

$$t > t_i$$

$\Delta\gamma(t_i) = \gamma(t_i) - \gamma(t_{i-1})$: L'argument ($t-t_i$) est le temps qui suit l'application d'un incrément particulier de déformation.

$\Delta\tau_i = G(t-t_i) \Delta\gamma(t_i)$: Incrément (augmentation ou diminution) de contrainte résultant de l'incrément de déformation

La contrainte dans le matériau à tout temps t dépend de l'histoire complète des déformations passées (Figure II.9-b).

Cependant au plus les incréments de déformation sont passés au plus leur influence est faible sur les contraintes présentes.

La mémoire des matériaux viscoélastiques s'estompe avec la grandeur $G(t)$ connue comme la fonction mémoire.

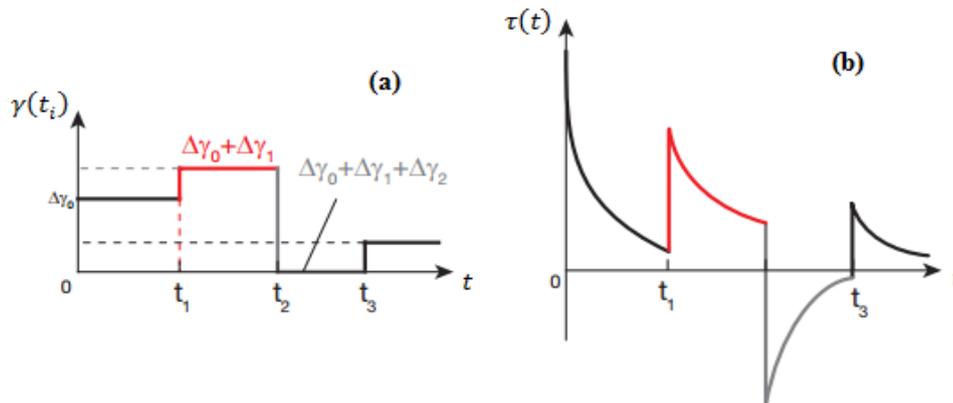


Figure II.9 : Présentation schématique du principe de superposition de Boltzmann