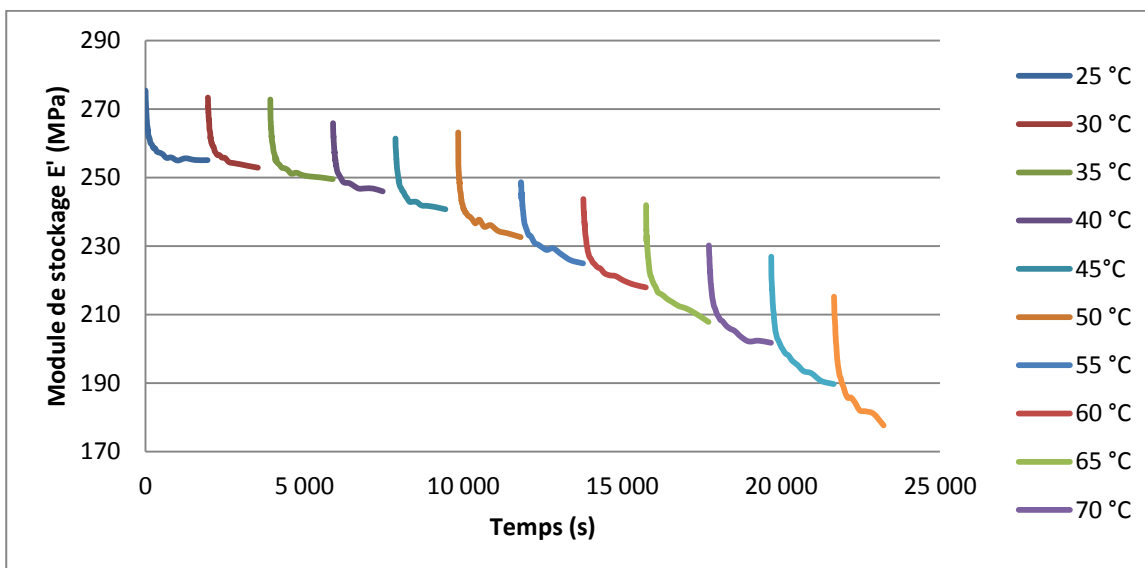


Evolution du module de stockage au cours de l'essai

Le module d'élasticité mesuré par la machine de DMA est inférieur à celui du matériau. Cette différence est attendue vu que l'essai est non-normalisé pour la détermination de module d'élasticité; la taille de l'éprouvette et les conditions de chargements sont loin de celles de la norme. La courbe devient:

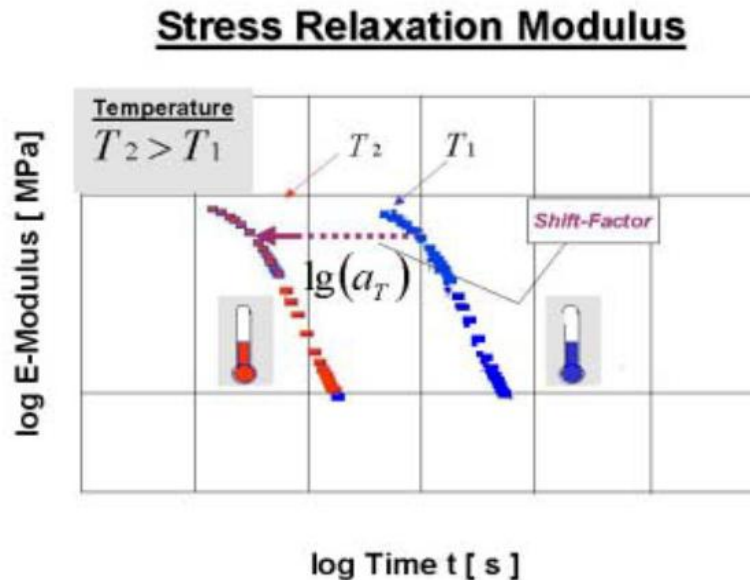


Evolution du module de stockage corrigé

La manière la plus simple de caractériser les propriétés élastiques d'un élastomère est de mesurer son module d'élasticité en fonction de la température. Le module d'un élastomère à un niveau de déformation donné est cependant une fonction du temps ainsi qu'une fonction de la température. Une manière pratique et appropriée de décrire complètement cette double fonctionnalité consiste à utiliser la superposition temps-température (Time-temperature superposition TTS) pour générer des courbes maîtresses et des facteurs de décalage. Le principe de superposition temps-température stipule que le comportement viscoélastique à une température peut être lié à celui à une autre température par un changement d'échelle de temps (Ferry, J.D., 1980). Mathématiquement, cette idée peut être exprimée comme suit:

$$E(T_1, t) = E(T_2, \frac{t}{a_T}) \cdot \frac{\rho(T_1)T_1}{\rho(T_2)T_2}$$

où l'effet du changement de température est le même que l'application d'un déplacement horizontal de,  $\log a_T$ , sur un graphique log-log du module E en fonction du temps t.



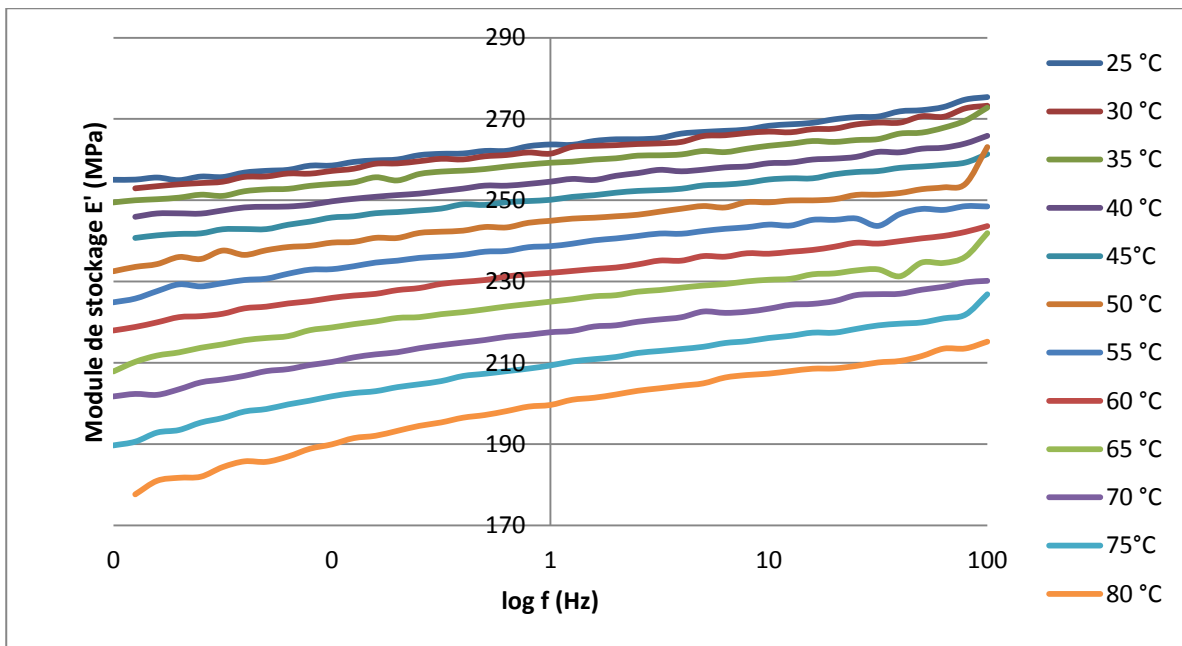
Une observation significative, établie par les travaux de (Williams, Landel et Ferry, 1955) WLF, est que pour la transition de l'état caoutchouteux à l'état vitreux pour de nombreux polymères amorphes, la dépendance du facteur de décalage à la température suit la même relation générale. Il s'est avéré que:

$$\log a_T = \frac{C_1(T - T_0)}{C_2 + T - T_g}$$

où  $c_1$  et  $c_2$  sont des constantes et  $T_g$  est la température de transition vitreuse. Cette relation est valable autour de la température de transition vitreuse qui varie d'un élastomère à l'autre. Cette équation est également valable pour des températures plus élevées - mais jamais valable pour des températures plus basses. Connaissant  $a_T$ , on peut calculer le temps de relaxation à n'importe quelle température à partir de l'équation:

$$\tau(T) = a_T \tau(T_g)$$

où  $\tau(T_g)$  est le temps de relaxation à la température de transition vitreuse  $T_g$ .



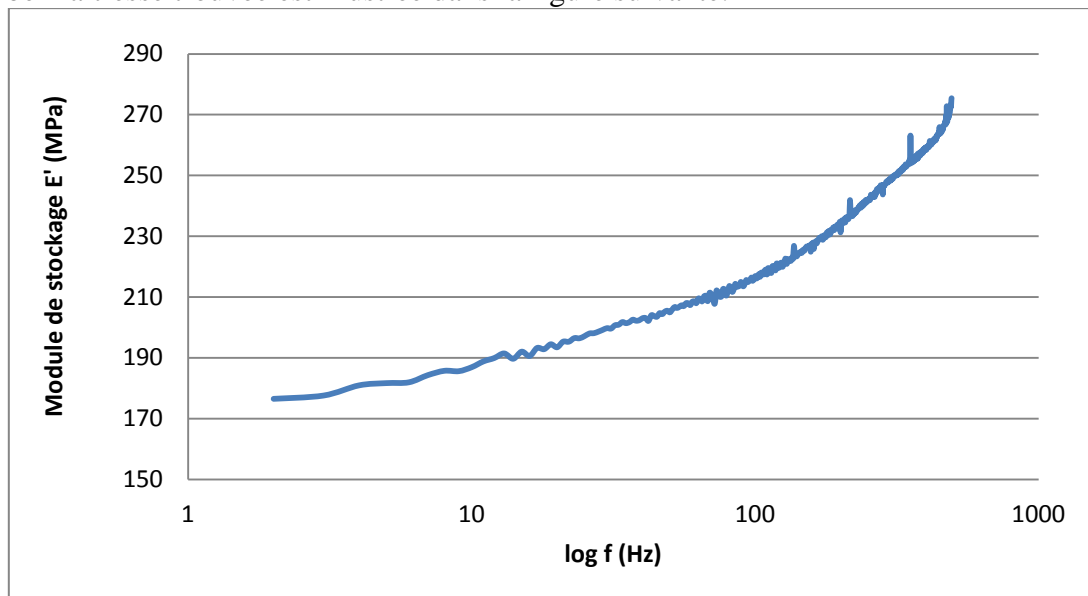
Module de stockage en fonction de la fréquence après la séparation temps-Température

La température de référence choisit pour générer la courbe maîtresse est  $T_r = 25^\circ\text{C}$ . La séparation temps-température est réalisée à l'aide du logiciel STAR<sup>e</sup> en faisant des translations horizontales en fréquence. Les paramètres de l'équation de WLF correspondants sont:

$$\log a_T = \frac{17.44(T - 298)}{51.6 + T - 298}$$

avec  $T_r = 25^\circ\text{C} = 298^\circ\text{K}$ ,  $C_1 = 17.44$ ;  $C_2 = 51.6^\circ\text{K}$

La courbe maîtresse trouvée est illustrée dans la figure suivante:



Courbe maîtresse; module de stockage

Le comportement des matériaux peut être décrit comme des combinaisons d'éléments Maxwell et Voigt connectés entre eux (Modèles rhéologiques bibliographie). Un modèle simple est le modèle Maxwell généralisé qui est juste un ensemble d'éléments Maxwell connectés en parallèle (Figure

I.41). Dans le modèle de Maxwell généralisé, la contribution au module de relaxation de chaque élément de Maxwell est donnée par l'équation :

$G_i(t) = G_i e^{-t/\tau_i}$	(1)
------------------------------	-----

Où  $G_i$  est la raideur du ressort et  $\tau_i$  est le temps de relaxation de l'élément, défini par

$\tau_i = \eta_i / G_i$	(2)
-------------------------	-----

Où  $\eta_i$  est l'amortissement de l'amortisseur. Le module de relaxation du modèle complet est la somme des modules de relaxation de tous les éléments de Maxwell connectés en parallèle, comme suit:

$G(t) = \sum_i G_i e^{-t/\tau_i}$	(3)
-----------------------------------	-----

Lorsque  $t$  tend vers l'infini dans le cas de matériaux qui ont un comportement solide,  $G(t)$  s'approche d'une valeur finie  $G_e$ . Pour les matériaux de type li-liquid,  $G(t)$  s'approche de zéro (Ferry, 1980), c'est pourquoi dans le cas des adhésifs structuraux, qui deviennent des matériaux de type solide après le processus de durcissement, l'équation 3 devient :

$G(t) = G_e + \sum_i G_i e^{-t/\tau_i}$	(4)
---	-----

L'équation 4 est également connue sous le nom de série Prony (Tschoegl, 1989) du matériau, et est utile pour décrire les propriétés viscoélastiques dans CAE Software (ABAQUS, 1998).

La définition de la série Prony peut être différente sur chaque progiciel CAE commercial. Dans le cas d'Abaqus® lorsque le modèle est viscoélastique et défini dans le domaine temporel, le logiciel affiche un tableau où les paramètres demandés sont:  $g_i$ ,  $k_i$  et  $\tau_i$ . Les termes  $g_i$  sont les coefficients de Prony normalisés pour le comportement de cisaillement, les termes  $k_i$  sont les coefficients de Prony normalisés pour le comportement volumétrique et les valeurs  $\tau_i$  sont les temps de relaxation de la série de Prony. Abaqus® suppose que la dépendance en fréquence de  $g_i$  et  $k_i$  est indépendante. Dans ce travail, les changements de volume dans le matériau ne seront pas pris en compte, par conséquent la colonne pour les valeurs  $k_i$  sera laissée vide. Les changements de forme sont décrits par  $g_i$  le comportement déviatorique, décrit par des termes  $g_i$ , ils sont définis comme suit (Chen, 2000):

---

Ferry, J.D., 1980, Viscoelastic Properties of Polymers, 3rd ed. New York: Wiley.

Tschoegl, N.W. (1989). The phenomenological theory of linear viscoelastic behavior. 1st edition: Springer-Verlag

Williams, Landel, Ferry, 1955. J. Am. Chem. Soc., 77: 3701.