



**HAL**  
open science

# Propriétés viscoélastiques d'un biomatériau par corrélation d'images numériques

Nadia Bahlouli-Hoenen, Siham M'Guil, Saïd Ahzi, Martine Laberge

## ► To cite this version:

Nadia Bahlouli-Hoenen, Siham M'Guil, Saïd Ahzi, Martine Laberge. Propriétés viscoélastiques d'un biomatériau par corrélation d'images numériques. 17e Congrès Français de Mécanique, 2005, Troyes, France. <hal-04270505>

**HAL Id: hal-04270505**

**<https://hal.science/hal-04270505v1>**

Submitted on 4 Nov 2023

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire HAL, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



HAL Authorization

# Propriétés viscoélastiques d'un biomatériau par corrélation d'images numériques

Nadia, Bahlouli-Hoenen\*, Siham M'Guil\*, Said Ahzi\*, Martine Laberge\*\*

\*Institut de Mécanique des Fluides et des Solides (IMFS), 2 rue Boussingault, 67000 STRASBOURG

\*\* Department of Bioengineering, Clemson University, Clemson SC 29631, USA

## Résumé :

*Des cycles de charges/décharges à température ambiante sont effectués dans le but de quantifier l'état de dégradation d'un élastomère polyuréthane (endommagement). Des essais de charges/décharges à déformations constantes ont été réalisés afin de mettre en évidence l'effet Mullins. Une mesure sans contact est utilisée pour la mesure des déformations. Une caméra numérique permet de suivre les essais mécaniques. Un modèle simplifié pour les grandes déformations permettant de décrire le comportement hyper élastique est utilisé pour la modélisation.*

## Abstract :

*Several loading and unloading tensile tests were performed at constant temperature in order to quantify the degradation of an elastomeric material, the polyurethane. The Mullins effect was highlighted by cycling the material at constant strain. Stabilisation was observed after 3 to 5 cycles. A non contact strain measurement method was used for these tests. A digital camera cached pictures during the mechanical tests. A network model for large non-linear rubber elasticity is used for the mechanical modeling of the rubber behaviour.*

## Mots clefs :

**Elastomère ; Dégradation ; Effet Mullins ; Corrélation d'image numérique**

## 1 Introduction

L'élastomère étudié est un polyuréthane très largement utilisé dans le milieu médical. En effet, ses propriétés comme la non biodégradabilité, la longévité etc. en font un matériau idéal pour les applications médicales. C'est le cas par exemple du matériel à usage cardiovasculaire, des cathéters, des prothèses vasculaires, etc. Le comportement mécanique de cet élastomère est élastique mais également fortement non linéaire. Les non linéarités peuvent être géométriques en raison des grandes déformations imposées mais également comportementales. Pour tenir compte de ces aspects, des modèles de comportement permettant d'écrire une relation non linéaire entre les tenseurs des contraintes et des déformations sont développés et intégrés dans des codes de calculs par éléments finis. Les paramètres de ces modèles sont identifiés expérimentalement. Les outils classiques de mesures des déformations ne sont pas adaptés aux élastomères. Les jauges de déformations, les extensomètres par exemple, perturbent la mesure en dégradant prématurément le matériau. Une technique de mesure sans contact, pour la caractérisation expérimentale de la réponse mécanique (aussi bien locale que globale) est particulièrement intéressante pour les matériaux à faible rigidité. De plus, cette méthode permet de mesurer les champs de déplacement et de déformation dans le plan et d'accéder ainsi aux déformations sur toute la surface de l'échantillon [1-3].

Dans cette étude, nous nous proposons d'étudier le comportement viscoélastique endommageable du polyuréthane à partir d'essais de traction quasi statique de charge/décharge et de mettre en évidence l'effet

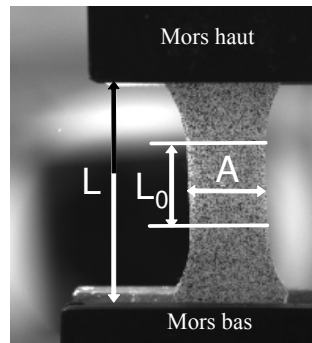
Mullins. Une première modélisation du comportement élastique non linéaire est proposée. Nous avons choisi d'utiliser un modèle basé sur des hypothèses statistiques [4]. Les résultats expérimentaux sont en bon accord avec les résultats issus de la modélisation numérique.

## 2 Eudes expérimentales

### 2.1 Essais de traction sur des échantillons normalisés

Le matériau étudié pour cette étude expérimentale est un élastomère polyuréthane le Técoflex®. Nous avons effectué différents essais de traction pour caractériser le comportement mécanique et identifier des lois constitutives. En cours d'essais, différentes images des échantillons ont été prises par une caméra numérique (782×582 pixels, pixels carrés de taille : 9,9µm× 9,9µm) pilotée par un programme d'acquisition automatique. Les essais ont été réalisés sur une machine de traction compression électromécanique à température ambiante et à une vitesse de déformation constante égale à 0,09 s<sup>-1</sup>.

Afin d'observer une chute du module de rigidité en cours de déformation, différents cycles de charges et décharges ont été imposés aux échantillons. Les déformations longitudinale et transverse des échantillons ont été mesurées par la technique de corrélation d'images numériques. La géométrie et les dimensions des éprouvettes sont reportées sur la figure 1. Un fort taux de déformation peut être mesuré par cette technique. La précision de cette méthode sur la mesure de champs de déformations est de l'ordre de 0,1 % (erreur absolue). L'aspect aléatoire est obtenu en pulvérisant de la peinture blanche et noire sur toute la surface de l'échantillon (figure 1).



$$A = 9,78 \quad L = 38 \quad e = 4,17$$

A : largeur L : distance entre mors e : épaisseur

FIG. 1 – Géométrie des échantillons (mm) avec motif aléatoire

### 2.2 Discussion

Les courbes de traction des différents essais sont présentées figures 3 et 4. Nous avons reporté les contraintes  $\sigma = F/S$ , F et S étant des valeurs instantanées des efforts et de la section et les déformations logarithmiques  $\epsilon = \ln(l/l_0)$  mesurées au cours des essais de charges/décharges en quasi statique sur la figure 3, et au cours des essais de charges/décharges à déformation constante sur la figure 4. Plusieurs échantillons ont été testés. Les résultats obtenus sont parfaitement reproductibles mais pour un souci de clarté de la figure, nous n'avons reporté qu'un seul essai.

Les champs de déformations obtenues par corrélation d'images numériques sont homogènes sur toute la surface de l'échantillon, figure 2.

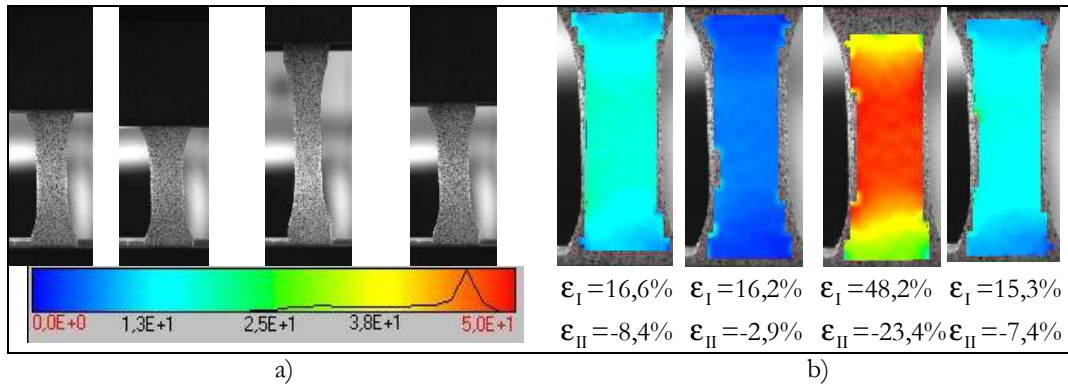


FIG. 2 – Tests de charge/ décharge pour deux cycles  
Champs de déformation correspondants reportés sur l'image initiale

Le module d'Young très faible obtenu dans ces essais est de 89 MPa. C'est une valeur caractéristique propre aux élastomères. Il faut noter toutefois que le comportement observé n'est pas complètement élastique. En effet, nous pouvons observer une faible hystérésis (différence entre l'effort mesuré pendant la charge et l'effort mesuré pendant la décharge sur les deux figures 3 et 4). Pour un chargement cyclique, il y a donc dissipation d'énergie sous forme de chaleur, la quantité d'énergie correspondant à l'aire entre les courbes. Cette hystérésis est présente dans tous les caoutchoucs. Elle traduit les propriétés d'amortissement du matériau.

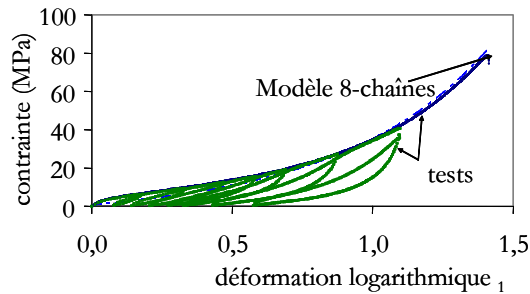


FIG. 3 – Essais et simulation en traction uni axial

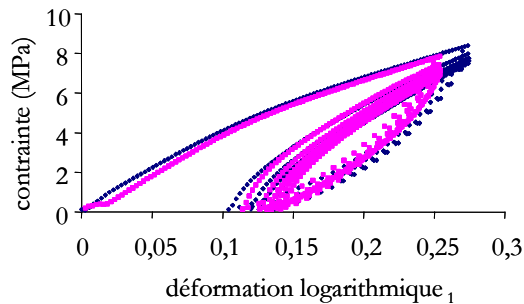


FIG. 4 – Mise en évidence de l'effet Mullins

Une autre caractéristique des élastomères est l'effet Mullins. Lorsqu'un chargement cyclique est appliqué sur un élastomère initialement non précontraint, on observe une diminution de raideur lors des premiers cycles puis une stabilisation après 3 à 5 cycles. Si on impose à nouveau une déformation cyclique jusqu'à un niveau de déformation plus élevée, on observe à nouveau une diminution de la contrainte et de l'hystérésis jusqu'à une nouvelle stabilisation (figure 4). Ce comportement est expliqué par la rupture progressive des liaisons moléculaires. Rappelons que ce phénomène a été observé pour la première fois par Bouasse et Carrière en 1903 [5]. Il a été démontré que l'élastomère recouvre partiellement ou totalement après plusieurs jours et à température ambiante sa rigidité initiale [6]. La recouvrance peut être accélérée en augmentant la température [6-7]. Une autre observation très importante présentée par Mullins [8] puis James et Green [9] concerne la différence de souplesse suivant les directions. En effet, cette anisotropie des propriétés en contrainte déformation intervient pendant l'élongation du matériau. L'adoucissement en contrainte dans la direction perpendiculaire à l'élongation est égal à la moitié de l'adoucissement observé dans la direction de l'élongation. Enfin, nous pouvons rappeler que différentes modélisations de l'effet Mullins ont été proposées [10 à 13]. Dans la pratique, ce comportement conditionne les procédures d'essai sur éprouvette et pièce en caoutchouc : il est ainsi nécessaire de réaliser au moins trois cycles avant l'acquisition des mesures effort déplacement.

### 2.3 Mesure de la variation de volume

La variation de volume est obtenue à partir du tenseur des déformations. Le logiciel de corrélation délivre les composantes,  $(\epsilon_{11}, \epsilon_{22}, \epsilon_{12})$  du tenseur de Green–Lagrange et les composantes,  $(\epsilon_I, \epsilon_{II})$  des déformations logarithmiques. Nous faisons l’hypothèse simplificatrice suivante :  $\epsilon_{22} = \epsilon_{33}$  ou  $\epsilon_{II} = \epsilon_{III}$ . Ainsi, la variation de volume peut s’exprimer par les deux relations suivantes :

$$\Delta V/V_0 = \sqrt{e^{2\epsilon_I} e^{2\epsilon_{II}} e^{2\epsilon_{II}}} - 1 \text{ ou } \Delta V/V_0 = \sqrt{(1+2\epsilon_{11})(1+2\epsilon_{22})^2 - 4\epsilon_{12}^2(1+2\epsilon_{22})} - 1 \quad (1)$$

Sur la figure 5, chaque point expérimental est issu de la corrélation entre l’image initiale (éprouvette non déformée) et une autre image obtenue pour une charge donnée. Une variation de volume est constatée expérimentalement, ce qui est en accord avec d’autres méthodes de mesure expérimentale [3]. A partir de 30 % de déformation, une diminution de la variation de volume est constatée, certainement due à la cristallisation du matériau et/ou à une modification d’orientation moléculaire. De nouvelles expérimentations sont actuellement en cours pour expliquer et valider ce résultat. Dans ce travail, nous limiterons donc la variation de volume à 30% de déformation.

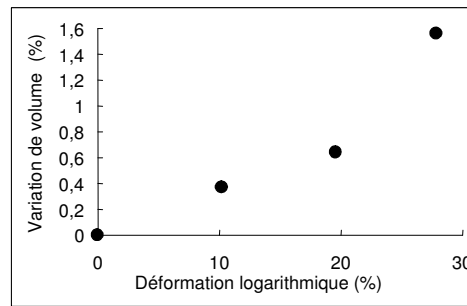


FIG. 5 –Variation de volume obtenue expérimentalement par corrélation d’image

### 2.4 Mesure de l’endommagement

Dans un premier temps, nous avons montré que par la méthode de corrélation d’image numérique, nous pouvons mesurer expérimentalement le comportement hyper élastique et ainsi que la viscosité non linéaire de l’élastomère étudié. L’endommagement de ce type d’élastomère a déjà été étudié [14] [15] [16] [17]. En particulier, il est caractérisé par une apparition de défauts de type cavités associée à une augmentation de volume et à l’apparition de fissures planes participant à la perte de rigidité du milieu. Nous illustrons ici la capacité de notre approche expérimentale pour rendre compte de cet endommagement. La perte de rigidité progressive du matériau est mesurée classiquement par des cycles de chargement déchargement en traction uni axiale à différents niveaux de déformation. On notera que ces cycles conduisent à une hystérésis particulière, décrite par Mullins [6] [7]. Nous choisissons pour définir la variable d’endommagement la définition basée sur le concept de la contrainte effective, associée à l’hypothèse d’équivalence en déformation. Les mesures qui en découlent sont essentiellement liées au couplage déformation endommagement, ce qui se traduit par la modification des caractéristiques élastiques des matériaux dues à l’endommagement. En se plaçant dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles [18], la loi d’élasticité endommagée unidimensionnelle s’écrit :  $\tilde{\sigma} = \sigma/(1-D) = E\epsilon_e$  E étant le module d’Young, c’est à dire le module du matériau initial non endommagé et  $\epsilon_e$  est la déformation élastique. Pour le matériau endommagé, le module de rigidité s’écrit [20]:  $\tilde{E} = E(1-D)$ . Le module d’Young peut être connu en le mesurant sur la première pente de la courbe contrainte déformation figure 4. Nous pouvons donc déterminer la variable d’endommagement D par la relation  $D = 1 - \tilde{E}/E$ . Pour mesurer le module de rigidité du matériau endommagé, nous choisissons de prendre la droite passant par les extrémaux des hystérésis. La courbe d’endommagement obtenue est reportée sur la figure 6.

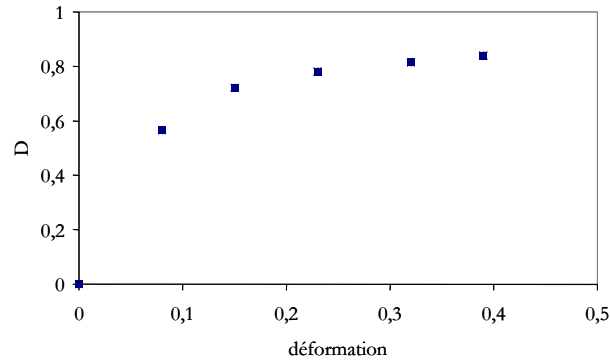


FIG. 6 –Mesure par corrélation d’images de l’endommagement pour les essais de charges décharges

En ce qui concerne les essais à déformation maximale donnée, l’endommagement mesuré au cours de chaque cycle est reporté dans le tableau ci-dessous (effet Mullins).

Numéro de cycle	1	2	3	4
D	0,45	0,19	0,20	0,20

Tableau 1 –Variation de la mesure de l’endommagement au cours des cycles pour  $\epsilon$  fixée

La valeur de l’endommagement déterminé au cours des essais de cyclages à déformation donnée diminue au deuxième cycle pour se stabiliser au troisième cycle, ce qui correspond à la description de l’effet Mullins.

La méthode de corrélation d’images utilisée ici permet bien d’obtenir les évolutions d’endommagement caractéristiques de ce type de matériau.

### 3 Modélisation mécanique du comportement caoutchoutique

Les caoutchoucs sont caractérisés par leurs grandes déformations hyper élastiques et un comportement mécanique dépendant de la température et de la vitesse de déformation. Une première modélisation du comportement mécanique du polyuréthane est l’utilisation d’un modèle statistique basée sur la théorie du modèle à 8 chaînes proposée par Arruda and Boyce [4]. Rappelons les différentes hypothèses de ce modèle : le matériau est supposé incompressible et les effets de vitesses sont négligés. L’expression de la contrainte principale  $\sigma_i$  ( $i=1, 2, 3$ ) alors obtenue est définie par l’expression suivante :

$$\sigma_i = \frac{C^R \sqrt{N}}{3} \frac{\lambda_i^2}{\lambda_c} L^{-1} \left( \frac{\lambda_c}{\sqrt{N}} \right) - \frac{\lambda_i^2 - 1/3I}{\lambda_c} \quad (2)$$

où  $\lambda_c = 1/\sqrt{3}(\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2)^{1/2}$ ,  $I = \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2$ ,  $\lambda_i$  ( $i=1,2,3$ ) sont les élongations dans le repère principal,  $C^R$  est appelé communément module caoutchoutique (3.6 MPa). Il dépend de la température.  $N$  ( $N=12$ ) est le nombre de chaînes rigides entre les enchevêtrements avec  $\sqrt{N}$  et  $L^{-1}(X)$  est la fonction de Langevin

inverse dont une approximation est donnée par l’expression [20]  $L^{-1}(X) \cong X \frac{3-X^2}{1-X^2}$ . La simulation du

comportement est reportée figure 3. Une bonne concordance entre la courbe enveloppe obtenue expérimentalement et le modèle 8-chaînes est observée. Cette loi qui existe dans les codes de calculs éléments finis classiquement utilisés peut donc être utilisée comme une première approximation du comportement en traction du polyuréthane.

### 4 Conclusions

La technique de corrélation est très pratique d’utilisation (simplicité du dépôt du motif, utilisation d’une lumière blanche, ..). Cette technique nous a permis de caractériser la réponse mécanique d’un élastomère polyuréthane sous un chargement oligo cyclique de charge/décharge. En considérant des hypothèses simplificatrices, la technique de corrélation nous a également permis de mettre en évidence l’effet Mullins, d’évaluer la variation de volume et l’état d’endommagement en cours d’essai. L’approche simplifiée proposée est une première modélisation du comportement simplifié du polyuréthane. Elle concorde bien

avec la courbe enveloppe obtenue par des essais de traction. Dans un deuxième temps, les effets de vitesses et de températures seront intégrés dans le modèle selon [21]. L'endommagement sera implémenté en utilisant une approche basée sur la thermodynamique des processus irréversibles. La variation de volume induite par l'endommagement sera décrite par une relation liant la variation de volume à l'endommagement volumique. Rappelons qu'une extension du modèle à 8-chaînes est d'ailleurs proposée dans des travaux récents de Przybylo et Arruda [22] et par G. Chagnon et al. [13].

## Références

- [1] M.A. Sutton, W.J. Wolters, W.H. Peters, W.F. Ranson et S.R. McNeil (1983). «Determination of displacements using an improved digital correlation method». *Image and Vision Computing*, Vol. 1, 133-139.
- [2] P. Vacher, S. Dumoulin, F. Morestin et S. M'Guil S. (1999). « Bidimensional strain measurement using digital images ». *Proc Instn Mech Engrs*. Vol.213, 811- 817.
- [3] C. G'Sell, J. M. Hiver et A. Dahoun. (2002). « Experimental characterization of deformation damage in solid polymers under tension, and its interrelation with necking ». *Int. J. of Solids and Structures*, Vol. 39, 3857-3872.
- [4] E. M. Arruda et M. C. Boyce. (1993a). « A three-dimensional constitutive model for large stretch behaviour of rubber materials ». *J. Mech. Phys. Solids*, 389-412.
- [5] H. Bouasse et Z. Carrière. (1903). « Courbes de traction du caoutchouc vulcanisé ». *Ann. Fac. Sci. De Toulouse*, Vol.5, 257-283.
- [6] L. Mullins. (1969). « Softening of rubber by deformation ». *Rubber Chem. Technol.*, 42, 339-362.
- [7] F. Bueche. (1960). « Molecular basis for the Mullins effect ». *J. Appl. Polym. Sci.*, 5, 107-114.
- [8] L. Mullins. (1948). « Effect of stretching on the properties of rubber ». *Rubber Chem. Technol.*, Vol.21, 281-300.
- [9] A.G. James, A. Greens, G.M. Simpson. (1975). « Strain energy functions of rubber. I. characterization of gum vulcanizates ». *J. Appl. Polym. Sci.*, Vol.19, 2319-2330.
- [10] J. Bikard et T. Desoyer. (2001). « Finite viscoelasticity, plasticity and damage of a class of filled elastomers : Constitutive model ». *Mechanics Research Communications*, Vol.28 (6), 693-702.
- [11] S. Cantournet et R. Desmorat (2001). « Modélisation thermodynamique du frottement interne et de l'hystérésis d'un élastomère ». *Proc. du XV Congrès Français de Mécanique*.
- [12] G. Marckmann, E. Verron, L. Gornet, G. Chagnon, P. Charrier et P. Fortj. (2002). « A theory of network alteration for the Mullins effect ». *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.50, 2021-2028.
- [13] G. Chagnon, E. Verron, L. Gornet, G. Marckmann et P. Charrier. (à paraître). « On the relevance of continuum damage mechanics as applied to Mullins effect in elastomers ». *J. Mech. Phys. Solids*.
- [14] F. Andrieux. (1996). « Modélisation et identification du comportement non linéaire des cales en caoutchouc », thèse de doctorat de l'UTC.
- [15] F. Andrieux, K. Saanouni et F. Sidoroff. (1997). « Sur les solides hyper élastiques à variation de volume induite par l'endommagement ». *C. R. Acad. Sci. Paris*, t. 324, Série II b, 281-288.
- [16] R. J. Farris. (1968). « The influence of vacuole formation on response and failure of filled elastomers ». *Trans. Soc. Rheo.*, 315-334.
- [17] P. Heuillet. (1992). « Caractérisation de l'endommagement des propergols solides ». Thèse de doctorat de l'UTC.
- [18] J. Lemaître, J. L. Chaboche. (1985). « Mécanique des matériaux solides », Dunod, Paris.
- [19] J. L. Chaboche (1980). « Sur l'utilisation des variables internes d'état pour la description du comportement viscoplastique et de la rupture par endommagement. Problèmes non linéaires de mécanique ». PWN, Nowacki W. N. éd Varsovie. 137-159.
- [20] A. Cohen. (1991). « A. Pade approximant function to the inverse Langevin function ». *Rheol. Acta*, Vol. 31, 270-273.
- [21] J. Richeton, S. Ahzi, L. Daridon et Y. Rémond. (2005). « Yield and post-yield modeling of amorphous polymers: application of the cooperative model for the high strain rates ». *Polym. Sci. Series A*, Vol.47 (4), 332-338.
- [22] P. Przybylo, E. M. Arruda et. (2001). « Experimental investigations and numerical modeling of incompressible elastomers during non-homogeneous deformations ». *Rubber Chemistry and Technology*, Vol.71-4, 730-749.