

Modélisation du comportement thermomécanique du polyuréthane à mémoire de forme en grandes déformations.

R Bouaziz^{a,b} F Roger^{a,b} and K Prashantha^{a,b}

^a IMT Lille Douai, Institut Mines-Télécom, Polymers and Composites Technology & Mechanical Engineering Department, 941 rue Charles Bourseul, 59508 Douai, France

^b Université de Lille, 59000 Lille, France

Résumé :

Le polyuréthane thermoplastique à mémoire de forme est un matériau dit 'intelligent', réactif, capable de répondre à un stimulus thermique en déployant de grandes déformations et de retrouver ensuite sa forme initiale lors d'un cycle thermomécanique. Cette réversibilité totale est possible sur plusieurs cycles. Afin de dimensionner un composant à mémoire de forme dans un système mécanique, un modèle de simulation numérique thermo-viscoélastique en grandes déformations de l'effet mémoire de forme est proposé. L'identification des paramètres de ce modèle est réalisée sur la base d'essais thermomécaniques (analyse mécanique dynamique DMA, traction-relaxation en température, recouvrements libres et contraints). La loi de comportement ainsi formulée, qui découple la contrainte hyperélastique et la contrainte viscoélastique, est programmée dans le logiciel de simulation numérique Comsol Multiphysics. Les résultats de la simulation montrent une très bonne concordance avec la réponse expérimentale du matériau au cours de plusieurs cycles de mémoire de forme.

Mots clés : polyuréthane à mémoire de forme, loi de comportement viscohyperélastique, cycle thermomécanique, grandes déformations.

Abstract :

Thermoplastic shape memory polyurethane is a "smart" material that is able to return to its original shape from a large strain deformed shape by exposing it to a thermal stimulus. This total reversibility is possible over several thermomechanical cycles. In order to explore this performance in a smart mechanical system, a finite strain thermo-viscoelastic model is proposed to describe the shape memory effect in large strain. The identification of the parameters of this model is carried out on the basis of thermomechanical tests (Dynamic Mechanical analysis DMA, tensile-relaxation in temperature, free and constrained recovery tests). The formulated constitutive model which decoupled the hyperelastic stress and the viscoelastic overstress is implemented in the numerical simulation software Comsol Multiphysics. The results of the simulation show a very good agreement with the experimental response of the material during several shape memory cycles.

Key words: shape memory polyurethane, visco-hyperelasticity behavior, thermomechanical cycle, large strain.

1. Introduction

Un polymère à mémoire de forme est un matériau dit intelligent ou actif c'est-à-dire qu'il mémorise sa forme originale à laquelle il retourne lorsqu'un stimulus extérieur est appliqué à l'état déformé [1–5]. Selon la nature du stimulus, les PMFs peuvent être classés comme des polymères photosensibles, chimio-sensibles, magnéto-sensibles ou thermosensibles. Les polymères photosensibles [6,7] sont des matériaux qui changent de forme du fait de l'exposition à la lumière. Les polymères chimio-sensibles [8] sont des matériaux qui changent de forme en raison de l'exposition aux produits chimiques. Les polymères magnéto-sensibles [9] sont des polymères qui changent de forme suite à l'application d'un champ magnétique. Les PMFs thermosensibles représentent le type de PMFs le plus étudié. Ces derniers changent de forme en raison de l'augmentation de leur température au-dessus d'une température de référence [10–12]. Ces polymères ont la capacité de se déformer entre deux configurations géométriques stables dans une certaine plage de température séparés par une zone de transition autour de la température de référence. Le changement de température permet la transformation du matériau d'un état thermodynamique à un autre. L'effet de mémoire de forme est dû à des champs de contraintes résiduelles équilibrant la structure lorsque le matériau est déformé à haute température et refroidi au-dessous de la température de recouvrement T_r . Le polymère est ainsi soumis à des contraintes résiduelles dans la forme temporaire qui se relâchent pour revenir à la forme originale lorsqu'il subit une augmentation de température au-dessus de T_r . Pendant le chauffage, le module d'élasticité diminue significativement. Cette température correspond à la température de transition vitreuse dans le cas de polymères amorphes tels que l'époxy [13] ou à la température de fusion dans le cas de polymères semi-cristallins tels que le poly (éthylène-co-acétate de vinyle) (EVA, 25% Acétate de vinyle) [15]. Selon [14], les polymères à mémoire de forme thermosensibles peuvent être classés en quatre catégories selon la nature de leurs transitions thermiques liées aux domaines de recouvrement et la nature de leurs liaisons intermoléculaires [2]:

- ✓ Les polymères amorphes thermodurcissables chimiquement réticulés ($T_r = T_g$).
- ✓ Les polymères semi-cristallins chimiquement réticulés ($T_r = T_m$).
- ✓ Les copolymères amorphes thermoplastiques physiquement réticulés ($T_r = T_g$).
- ✓ Les copolymères à bloc semi-cristallins thermoplastiques physiquement réticulés ($T_r = T_g$).

Dans le cadre de ce travail, nous nous intéressons au polyuréthane semi-cristallin à mémoire de forme thermoplastique (TPU-SMPU) qui est un élastomère semi-cristallin thermoplastique réticulé physiquement. Ce polymère présente de nombreux avantages tels que son hyper-élasticité. En effet, il est capable de retrouver sa forme originale après de nombreux cycles de mémoire de forme jusqu'à 400% de déformations. En outre, il présente une bonne biocompatibilité [15] et sa température de retour est proche de la température du corps humain. Cela lui permet d'avoir de nombreuses applications prometteuses dans le domaine biomédical.

De nombreuses recherches expérimentales ont été effectuées pour caractériser les propriétés de mémoire de forme des SMPU. Par exemple, Lin et Chen [16] et Korley et al. [17] ont étudié l'effet du degré des segments durs et souples sur les propriétés de mémoire de forme des SMPU. Hu et al [18] ont étudié les effets des conditions de déformation telles que la vitesse de déformation, la déformation maximale et la température sur les propriétés de mémoire de forme d'un SMPU.

Le TPU-SMPU est un polymère semi-cristallin réticulé physiquement obtenu en alternant deux homopolymères constituant un copolymère à bloc. Le premier homopolymère (A), représentant le segment dur, a une température de fusion plus élevée que le second (B) qui représente le segment

souple. La température de fusion du segment souple est la température de retour pour cette classe de PMFs

En ce qui concerne la modélisation de la réponse thermo-mécanique, ils existent de nombreuses études visant à décrire le comportement des polymères amorphes à mémoire de forme en petites et grandes déformations [19, 20]. Pour cette classe de SMP, le principe de la superposition temps-température est valable pour décrire la thermo-viscoélasticité en grande déformation. Par exemple, Diani et al [19] ont développé un modèle pour décrire le comportement thermo-mécanique du réseau Epoxy soumis au cycle de la mémoire de forme et Thao D et al [20] ont développé un modèle viscoélastique pour décrire les mécanismes de relaxation des polymères amorphes à mémoire de forme. Cependant, la modélisation des polymères à mémoire de forme semi-cristallin en grandes déformations est peu développée dans la littérature.

Par conséquent, dans le présent travail, le comportement thermo-mécanique du polyuréthane à mémoire de forme semi-cristallin est décrit en utilisant un modèle 3D basé sur une approche phénoménologique de la viscoélasticité en transformations finies. Dans ce modèle, la réponse hyperélastique est modélisée par le modèle de Mooney Rivlin généralisé [21]. La contrainte viscoélastique est déterminée par des variables internes solution d'équations d'évolution basées sur le modèle rhéologique généralisé de Maxwell. L'état matériel est modélisé en introduisant une variable interne correspondant à la fraction de la cristallinité dont l'évolution dépend de la température en appliquant une décomposition supplémentaire du gradient de déformation en parties élastiques et stockées.

2. Performances mécaniques du polyuréthane thermoplastique semi cristallin à mémoire de forme

Pour évaluer les performances d'un matériau à mémoire de forme, on peut évaluer son niveau de déformation maximale réversible lors du cycle à mémoire de forme où déterminer la force qu'il est capable de produire lors de son changement de forme (utilisation comme actionneur).

Des éprouvettes de tractions sont déformées à 60°C avec des niveaux de déformation de 100 et 150% respectivement. Elles sont ensuite refroidies à 20°C pour obtenir la fixation de la forme temporaire. A cette température, le polymère a suffisamment cristallisé pour assurer une fixité de 98%. En effet, lors de la décharge après traction et refroidissement, l'éprouvette subit un léger retour de 2%. Un refroidissement au-dessous de 0°C assure une fixité de 100% mais nécessite un système de refroidissement spécifique.

Les éprouvettes sont alors chauffées librement pour retrouver leur forme initiale. Elles subissent ensuite plusieurs fois ce cycle de chauffage-traction-refroidissement-chauffage pour vérifier la reproductibilité du comportement sur plusieurs cycles de mémoire de forme.

La figure 1 représente la réponse en traction pour 5 cycles de mémoire de forme jusqu'à 100% de déformations. Le premier cycle est légèrement différent des 4 cycles suivants. Ceci peut être expliqué par l'effet Mullins [22]. On observe ensuite une très bonne reproductibilité.

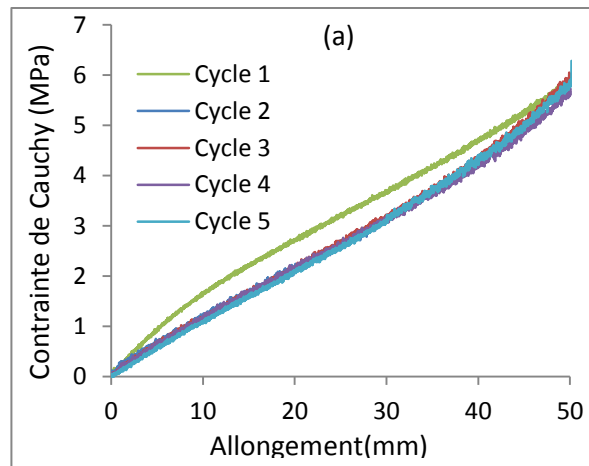


Figure 1 : Courbe contrainte-déplacement pour une déformation maximale de 100% répétée pour cinq cycles consécutifs de mémoire de forme

Des essais de retour à longueur fixe ont également été réalisés pour déterminer la contrainte qu'est capable de fournir l'éprouvette lors de son retour de forme. Pour cela la forme temporaire est bloquée entre les mors d'une machine de traction. Lors du chauffage pour le retour de forme, la force exercée par l'éprouvette est enregistrée. Une pré-déformation de 100% et 150% permettent d'obtenir respectivement une contrainte de 4MPa et 5MPa lors du chauffage au-delà de 60°C. La figure 2 représente les essais de recouvrement à longueur fixe pour l'échantillon étirée à 100% sur 5 cycles.

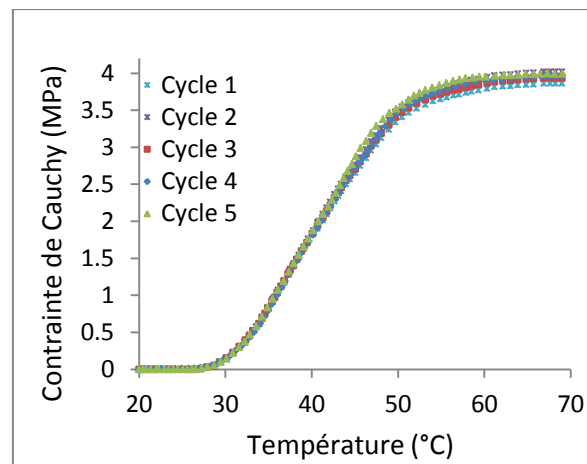


Figure 2 : Courbe de retour de forme pour une pré-déformation maximale de 100% répétée pour cinq cycles consécutifs de mémoire de forme

3. Modélisation et simulation numérique

3.1. Modélisation

Afin de décrire la réponse viscoélastique du polymère à mémoire de forme en grandes déformations, nous introduisons un modèle à mémoire de forme 3D basé sur deux approches. La première approche se base sur la définition d'une variable interne correspondant à la fraction de cristallinité et la seconde est la viscoélasticité linéaire transformation finie introduite par Simo [23] et Holzapfel [24]. Pour ce faire, nous commençons par définir le gradient de transformation comme suit:

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{I}} + \underline{\underline{H}} \quad (3.1)$$

La décomposition multiplicative est appliquée comme suit :

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{F_e}} \underline{\underline{F_s}} \quad (3.2)$$

Avec :

- ✓ $\underline{\underline{F_e}}$ est la partie élastique du gradient de transformation qui représente la réponse purement hyperélastique
- ✓ $\underline{\underline{F_s}}$ est la partie stockée du gradient de transformation. Elle représente la déformation résiduelle stockée sous forme de déformation non réversible pilotée par la température. En effet, elle est liée à la température via la fraction de la phase cristalline comme suit:

$$\underline{\underline{F_s}} = \underline{\underline{I}} + \phi_f \underline{\underline{H}} \quad (3.3)$$

Dans un cycle thermomécanique, le stockage et la libération de l'énergie de déformation sont commandés par le changement de la fraction de cristallisation pendant le refroidissement et le chauffage. Dans cette étude, la vitesse de refroidissement / chauffage est maintenue à une valeur constante. Puisque la fraction de cristallisation est supposée dépendante uniquement de la température, le test de recouvrement libre, résultant de l'essai de traction, est utilisé pour caractériser ϕ_f . À -10°C le niveau l'allongement de pré-déformation ε^{pre} est totalement conservé : $\phi_f(-10^\circ C) = \varepsilon^s / \varepsilon^{pre} = 1$. Au cours du test de recouvrement libre, l'allongement stocké diminue et la déformation mesurée représente l'allongement retenu. Par conséquent, le rapport $\varepsilon / \varepsilon^{pre}$ donne l'évolution de la fraction de cristallisation en fonction de la température. Nous proposons donc une fonction phénoménologique de la température avec 3 paramètres à identifier comme suit:

$$\phi_f(T) = 1 - \frac{1 - b}{1 + \exp(-a_1(T - T_r))} - \frac{b}{1 + \exp(-a_2(T - T_c))} \quad (3.4)$$

- ✓ ϕ_f est la fraction volumique de la phase cristallisée.
- ✓ a_1, a_2 sont deux paramètres caractéristiques du matériau et dépend de la vitesse de chauffage.
- ✓ b est un paramètre adimensionnel.
- ✓ T_r, T_c sont respectivement la température de recouvrement et la température de cristallisation.

L'identification des paramètres est réalisée à partir d'un algorithme de minimisation quadratique qui permet de minimiser l'écart entre les résultats expérimentaux représentatifs $\varepsilon / \varepsilon^{pre}$ et la courbe théorique de la fonction ϕ_f lors du test de retour libre à partir de -10 °C jusqu'à 70°C (figure 3).

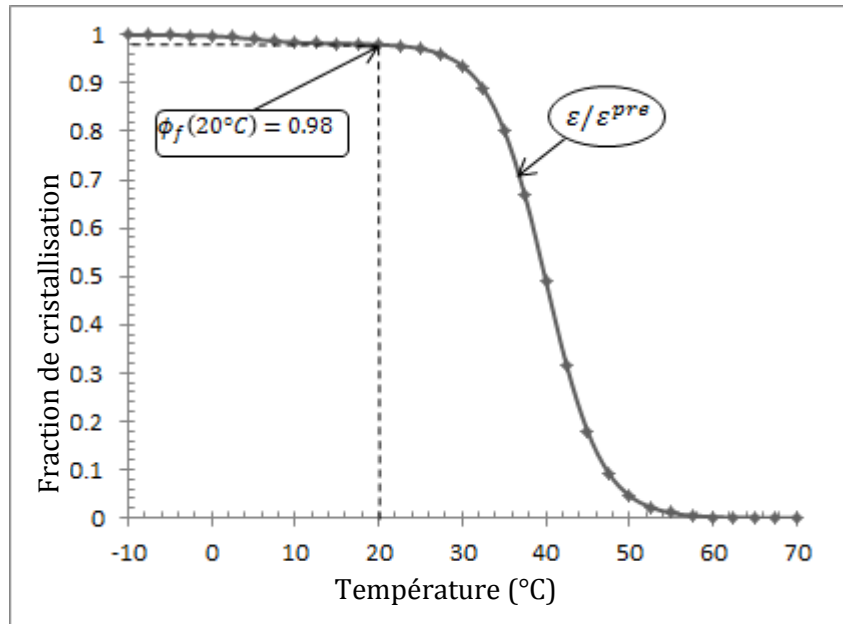


Figure 3. Essais de retour libre : identification de la fonction de cristallisation.

Afin d'étudier la réponse visco-hyperélastique, il est nécessaire d'extraire la partie purement élastique du tenseur de déformation de Cauchy-Green droit comme suit:

$$\underline{\underline{C}}_e = \underline{\underline{F}}_s^{-T} \underline{\underline{C}} \underline{\underline{F}}_s^{-1} \quad (3.5)$$

Avec $\underline{\underline{C}}$ est le tenseur de déformation de Cauchy-Green droit défini comme suit :

$$\underline{\underline{C}} = \underline{\underline{F}}^T \underline{\underline{F}} \quad (3.6)$$

La contrainte visco-hyperélastique est décomposée en contrainte hyperélastique et contrainte viscoélastique:

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{S}}_{he} + \underline{\underline{S}}_{ve} = g_\infty \underline{\underline{S}}_e + \sum_i^n \underline{\underline{Q}}_i \quad (3.7)$$

$\underline{\underline{S}}_{he}$ représente le deuxième tenseur des contraintes élastiques de Piola-Kirchhoff. Il est décomposé en réponse volumétrique et réponse isochore et est exprimé en fonction de l'énergie libre de déformation de Mooney Rivlin généralisée comme suit :

$$\underline{\underline{S}}_e = \underline{\underline{S}}_e^{vol} + \underline{\underline{S}}_e^{iso} \quad (3.8)$$

$$\underline{\underline{S}}_e^{vol} = Jp \underline{\underline{C}}_e^{-1} \quad (3.9)$$

$$\underline{\underline{S}}_e^{iso} = J^{-\frac{2}{3}} DEV \left(2 \frac{\partial \Psi_e^{iso}}{\partial \underline{\underline{C}}} \right) = 2 \frac{\partial \Psi_e^{iso}}{\partial \underline{\underline{C}}} \quad (3.10)$$

$$\underline{\underline{C}} = J^{-\frac{2}{3}} \underline{\underline{C}} \quad (3.11)$$

$DEV(\cdot) = (\cdot) - \frac{1}{3} [\underline{\underline{C}} : (\cdot)] \underline{\underline{C}}^{-1}$: est l'opérateur déviatorique dans la configuration lagrangienne, p est une pression hydrostatique indéterminée.

Ψ_e^{iso} est la partie isochore de l'énergie libre[21].

$$\Psi_e^{iso} = \sum_{i+j=1}^N c_{ij} (\bar{I}_{e_1}-3)^i (\bar{I}_{e_2}-3)^j \quad (3.12)$$

\bar{I}_{e_1} et \bar{I}_{e_2} sont, respectivement, le premier et le second invariant de $\underline{\underline{C}}_e$ and N est le nombre des constantes hyperélastiques (c_{ij}).

La réponse viscoélastique s'exprime en fonction des variables internes $\underline{\underline{Q}}_i$ correspondant au modèle de Maxwell généralisé et solutions des équations d'évolution suivantes :

$$\frac{d}{dt} \underline{\underline{Q}}_i + \frac{1}{\tau_i} \underline{\underline{Q}}_i = g_i \frac{d}{dt} \underline{\underline{S}}^{iso} \quad (3.13)$$

τ_i ($i = 1 \dots n$) sont les temps de relaxation, g_∞ et g_i ($i = 1 \dots n$) sont les coefficients de relaxation.

$\underline{\underline{S}}^{iso}$ correspond à la réponse isochore totale:

$$\underline{\underline{S}}^{iso} = J^{-\frac{2}{3}} DEV \left(2 \frac{\partial \Psi^{iso}}{\partial \underline{\underline{C}}} \right) = 2 \frac{\partial \Psi^{iso}}{\partial \underline{\underline{C}}} \quad (3.14)$$

Avec

$$\Psi^{iso} = \sum_{i+j=1}^N c_{ij} (\bar{I}_1-3)^i (\bar{I}_2-3)^j \quad (3.15)$$

\bar{I}_1 et \bar{I}_2 sont, respectivement, le premier et le second invariant de $\underline{\underline{C}}$, $J = \det \underline{\underline{F}}$.

Après intégration par rapport au temps de l'équation d'évolution (3.13), chaque $\underline{\underline{Q}}_i$ prend la forme suivante:

$$\underline{\underline{Q}}_i = \int_0^t g_i \exp\left(-\frac{t-s}{\tau_i}\right) \frac{d}{ds} \underline{\underline{S}}^{iso} ds \quad (3.16)$$

Ainsi, la seconde contrainte totale de Piola-kirchhoff est obtenue en remplaçant (3.16) dans (3.7):

$$\underline{\underline{S}}(t) = g_\infty \underline{\underline{S}}_e + \int_0^t [g(t-s) - g_\infty] \frac{d}{ds} \underline{\underline{S}}^{iso} ds \quad (3.17)$$

Avec $g(t)$ est la fonction de relaxation réduite définie par la série de Prony [25]:

$$g(t) = g_\infty + \sum_{i=1}^n g_i \exp\left(-\frac{t}{\tau_i}\right) \quad (3.18)$$

Finalement, la contrainte de Cauchy est donnée par:

$$\underline{\underline{\sigma}}(t) = \frac{1}{J} \underline{\underline{F}}(t) \underline{\underline{S}}(t) \underline{\underline{F}}^T(t) = \frac{1}{J} \underline{\underline{F}}(t) \left(g_\infty \underline{\underline{S}}_e + \int_0^t [g(t-s) - g_\infty] \frac{d}{ds} \underline{\underline{S}}^{iso} ds \right) \underline{\underline{F}}^T(t) \quad (3.19)$$

Ces lois de comportement sont développées en se basant sur le modèle rhéologique de la figure 4 :

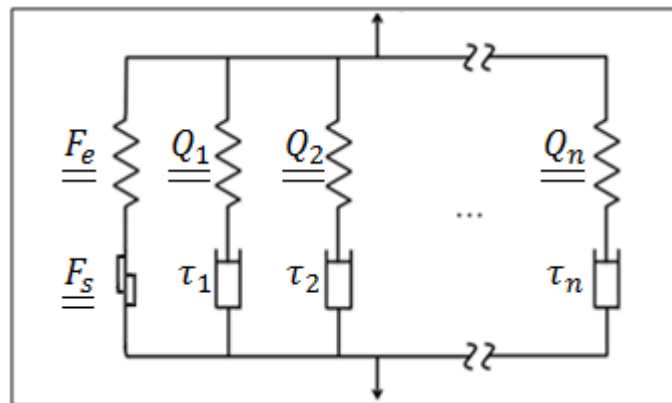


Figure 4. Modèle rhéologique

Dans ce modèle rhéologique, n branches élémentaires de Maxwell combinant un ressort et un amortisseur en série sont disposées en parallèle avec une branche supplémentaire qui combine un ressort et un patin en série. Ce dernier élément est utilisé, ici, pour modéliser la déformation stockée qui se libère suite à l'application de la température. La première branche, dans la figure 4, correspond à la réponse hyperélastique et inélastique et les derniers n branches correspondent à la réponse viscoélastique.

Le tableau 1 résume le modèle thermo-viscoélastique décrit ci-dessus :

Déformation	Contrainte
$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{F}}_e \underline{\underline{F}}_s$	$\underline{\underline{S}} = g_\infty \underline{\underline{S}}_e + \sum_i^n \underline{\underline{Q}}_i$
$\underline{\underline{F}}_s = \underline{\underline{I}} + \phi_f \underline{\underline{H}}$	$\underline{\underline{S}}_e = \underline{\underline{S}}_e^{vol} + \underline{\underline{S}}_e^{iso}; \underline{\underline{S}}_e^{vol} = Jp \underline{\underline{C}}_e^{-1}$
$\underline{\underline{C}}_e = \underline{\underline{F}}_s^{-T} \underline{\underline{C}} \underline{\underline{F}}_s^{-1}$	$\underline{\underline{S}}_e^{iso} = J^{-\frac{2}{3}} DEV \left(2 \frac{\partial \Psi_e^{iso}}{\partial \underline{\underline{C}}_e} \right) = 2 \frac{\partial \Psi_e^{iso}}{\partial \underline{\underline{C}}_e}$
$\phi_f(T) = 1 - \frac{1-b}{1 + \exp(-a_1(T - T_r))} - \frac{b}{1 + \exp(-a_2(T - T_c))}$	$\Psi_e^{iso} = \sum_{i+j=1}^N c_{ij} (\bar{I}_{e1}-3)^i (\bar{I}_{e2}-3)^j$
	$\underline{\underline{Q}}_i = \int_0^t g_i \exp(-\frac{t-s}{\tau_i}) \frac{d}{ds} \underline{\underline{S}}_e^{iso} ds$

Tableau 1. Modèle thermomécanique pour les PMFs.

3.2. Simulation numérique

Pour un allongement de 100%, quatre paramètres hyperélastiques ($C_{01}, C_{10}, C_{20}, C_{30}$) sont évalués pour décrire la réponse hyperélastique. Pour le calcul de la contrainte viscoélastique en fonction du temps, quatre temps de relaxation sont utilisés pour ajuster la réponse visqueuse. Les résultats de simulation numérique sont comparés aux résultats expérimentaux pour les essais traction-relaxation pour 100% de déformation pour deux vitesses de chargement 10 mm / min et 5 mm / min. Un très bon accord avec l'expérience a été trouvé. Les résultats sont représentés sur les deux figures 5 et 6. Ces deux figures mettent en évidence le comportement hyperélastique et viscoélastique du matériau étudié.

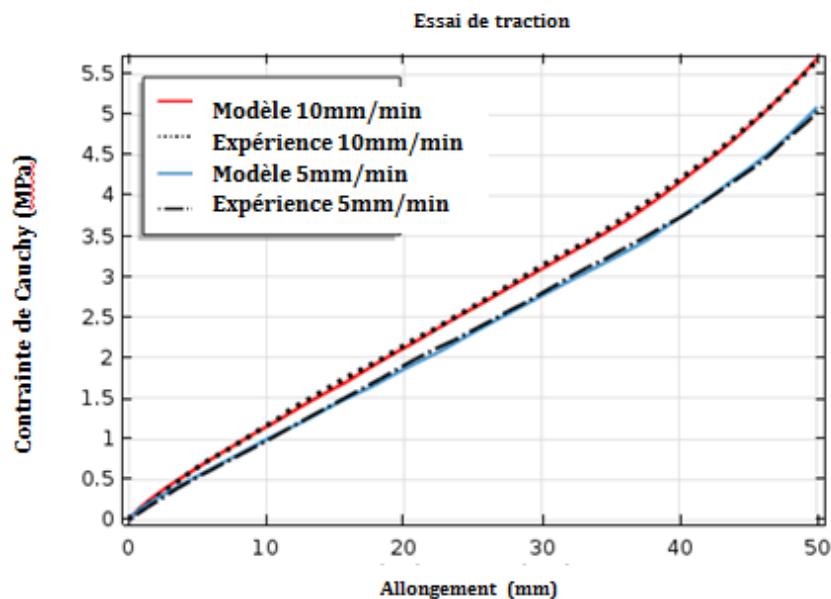


Figure 5. Diagramme contrainte—Déformation

Dans la figure 6, la première partie des deux courbes correspond aux essais de traction à 60°C où la contrainte de Cauchy est présentée en fonction du temps. La vitesse de déformation est fixée à 10 mm / min et 5 mm / min pour une durée de 300s et 600s respectivement. Le déplacement est alors fixé à 50mm pour observer la relaxation de contrainte pendant 600s. On constate que, pour le même niveau d'allongement, la contrainte maximale atteinte est de 5 MPa pour une vitesse de chargement égale à 5 mm/min et elle s'élève à 5.7 MPa pour une vitesse de chargement égale 10 mm/min. Cependant la relaxation est plus importante dans le deuxième cas et la contrainte atteint approximativement la même valeur après 600s de relaxation.

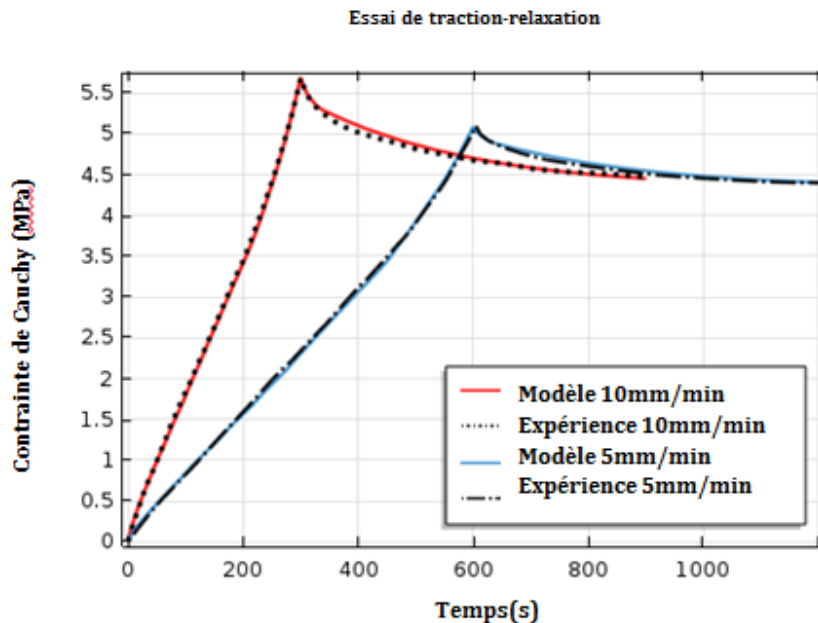


Figure 6. Traction relaxation pour deux vitesses de chargement.

La figure 7 représente le cycle de mémoire de forme pour 100% de déformation avec une vitesse de chargement de 10 mm/min.

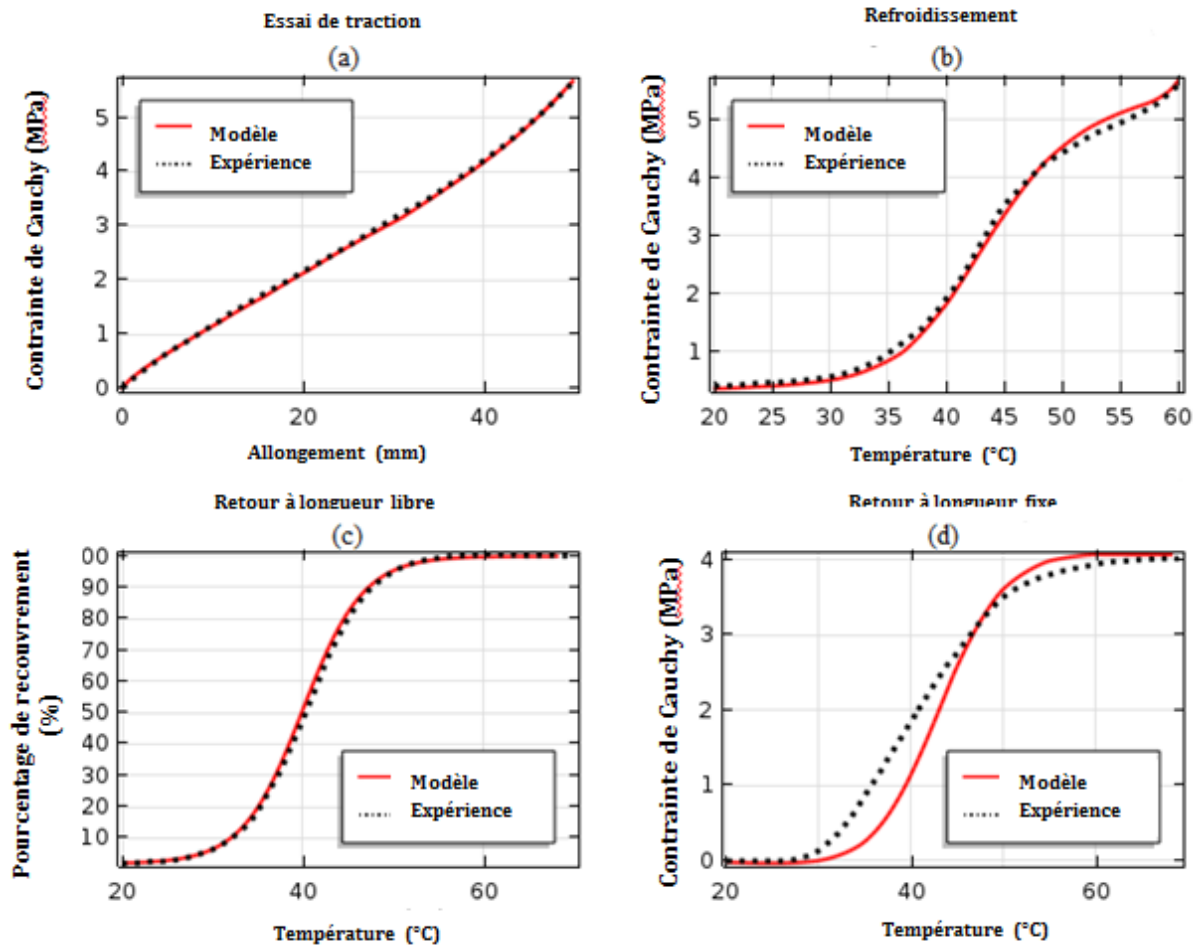


Figure 7. Cycle de mémoire de forme pour un échantillon étiré à 100%: (a) Diagramme déplacement-contrainte, (b) Refroidissement, (c) Retour libre et (d) retour à longueur fixe.

4. Conclusion

Cet article présente, tout d'abord, des essais thermo-mécaniques visant à caractériser le comportement thermo-mécanique du polyuréthane à mémoire de forme semi-cristallin. Ces essais sont les essais de traction-relaxation et les essais de mémoire de forme.

Pour prédire la réponse à mémoire de forme des actionneurs ou des capteurs SMPU, un modèle de comportement thermo-visco-hyperélastique a été développé pour le matériau d'intérêt. Dans la première étape de la formulation, un modèle hyperélastique est établi à 60°C. A cette température, il peut être décrit par le modèle de Mooney Rivlin généralisé [21]. Le nombre et les valeurs des paramètres du modèle sont identifiés en fonction du niveau de déformation ($N = 4$ pour 100%). Ces paramètres sont déterminés sur la base d'essais de traction uni-axiaux réalisés à la vitesse de 10 mm / min en utilisant un algorithme d'identification. L'algorithme réalise la minimisation de la distance entre les points expérimentaux et théoriques de la contrainte de Cauchy. Il est montré que le modèle de Mooney Rivlin généralisé correspond bien à la courbe expérimentale.

Dans la deuxième étape, l'approche de viscoélasticité finie introduite par Simo [23] et Holzapfel [24] a été utilisée pour formuler le modèle visco-hyperélastique qui implique des paramètres tels que les constantes caractéristiques et les temps de relaxation. Sur la base des essais de traction-relaxation, ces

paramètres ont été déterminés en utilisant la même approche d'identification. L'ensemble des paramètres visco-hyperélastiques a ensuite été recalibré en utilisant l'algorithme d'optimisation des moindres carrés. En utilisant seulement quatre temps de relaxation, le résultat de la simulation est représentatif de l'essai expérimental.

Dans la troisième étape, une décomposition multiplicative du tenseur de déformation a été envisagée pour décrire le cycle de mémoire de forme thermo-mécanique. Cette décomposition a introduit l'évolution d'une fonction de fraction cristallisée qui contrôle le stockage et la libération de l'énergie de déformation. Cette fonction est définie par trois paramètres matériels internes identifiés à partir du test de retour de forme en utilisant un algorithme d'identification.

Le modèle final thermo-visco-hyperélastique a été testé sur un cycle de mémoire de forme pour un niveau d'allongement appliqué de 100%. Il donne un bon accord avec les résultats expérimentaux.

Pour la première fois, notre modèle de comportement thermo-visco-hyperélastique a été implémenté dans Comsol Multiphysics pour décrire le cycle thermo-mécanique d'un polymère semi-cristallin à mémoire de forme en grandes déformations. Ce modèle s'applique aux polymères à mémoire de forme amorphes et semi-cristallins.

Remerciements

Les auteurs remercient le conseil régional Hauts de-France pour le co-financement de l'allocation de recherche du doctorant M. Rami Bouaziz (contrat n ° 15,000305 (OP 222014 07451)). Les auteurs souhaitent également, exprimer leur gratitude au Campus international sur la sécurité et l'intermodalité dans les transports (CISIT), le Nord-Pas-de-Calais / Hauts-de-France.

Bibliographie

- [1] Behl M, Lendlein A. Shape-memory polymers. *Mater Today* 2007; 10: 20–28.
- [2] Leng J, Lu H, Liu Y, et al. Shape memory polymers - A class of novel smart materials. *MRS Bull* 2009; 34: 848–855.
- [3] Lu H, Liu Y, Leng J, et al. Qualitative separation of the effect of the solubility parameter on the recovery behavior of shape-memory polymer. *Smart Mater Struct* 2009; 18: 85003.
- [4] Meng H, Li G. A review of stimuli-responsive shape memory polymer composites. *Polymer (Guildf)* 2013; 54: 2199–2221.
- [5] Bouaziz R, Roger F, Prashantha K. Thermo-mechanical modeling of semi-crystalline thermoplastic shape memory polymer under large strain. *Smart Mater Struct*. Epub ahead of print 2017. DOI: 10.1088/1361-665X/aa6690.
- [6] Iqbal D, Samiullah MH. Photo-responsive shape-memory and shape-changing liquid-crystal polymer networks. *Materials (Basel)* 2013; 6: 116–142.
- [7] Li MH, Keller P, Li B, et al. Light-driven side-on nematic elastomer actuators. *Adv Mater* 2003; 15: 569–572.
- [8] Huang WM, Zhao Y, Zhang JL, et al. Chemo-responsive Shape Memory/change Effect in Polymeric Materials Based on Transport Phenomena. *J Fluid Flow, Heat Mass Transf* 2014; 1:

- 16–22.
- [9] Aaltio I, Nilsén F, Lehtonen J, et al. Magnetic Shape Memory - Polymer Hybrids. *Mater Sci Forum* 2016; 879: 133–138.
- [10] Liu Y, Gall K, Dunn ML, et al. Thermomechanics of shape memory polymer nanocomposites. *Mech Mater* 2004; 36: 929–940.
- [11] Small W, Singhal P, Wilson TS, et al. Biomedical applications of thermally activated shape memory polymers. *J Mater Chem* 2010; 20: 3356–3366.
- [12] Kazakevi R, Özarmut AÖ, Steeb H. Characterization of shape memory polymer estane by means of dynamic mechanical thermal analysis technique. *Smart Mater Res* 2014; 2014: 1–9.
- [13] Arrieta JS, Diani J, Gilormini P. Cyclic and monotonic testing of free and constrained recovery properties of a chemically crosslinked acrylate. *J Appl Polym Sci* 2014; 131: 1–8.
- [14] Liu C, Qin H, Mather PT. Review of progress in shape-memory polymers. *J Mater Chem* 2007; 17: 1543.
- [15] Cabanlit M, Maitland D, Wilson T, et al. Polyurethane shape-memory polymers demonstrate functional biocompatibility in vitro. *Macromol Biosci* 2007; 7: 48–55.
- [16] Lin JR, Chen LW. Study on shape-memory behavior of polyether-based polyurethanes. I. Influence of the hard-segment content. *J Appl Polym Sci* 1998; 69: 1563–1574.
- [17] Korley LTJ, Pate BD, Thomas EL, et al. Effect of the degree of soft and hard segment ordering on the morphology and mechanical behavior of semicrystalline segmented polyurethanes. *Polymer (Guildf)* 2006; 47: 3073–3082.
- [18] Hu JL, Ji FL, Wong YW. Dependency of the shape memory properties of a polyurethane upon thermomechanical cyclic conditions. *Polym Int* 2005; 54: 600–605.
- [19] Arrieta S, Diani J, Gilormini P. Experimental characterization and thermoviscoelastic modeling of strain and stress recoveries of an amorphous polymer network. *Mech Mater* 2014; 68: 95–103.
- [20] Nguyen TD, Yakacki CM, Brahmabhatt PD, et al. Modeling the relaxation mechanisms of amorphous shape memory polymers. *Adv Mater* 2010; 22: 3411–3423.
- [21] Rivlin RS, Saunders DW. Large elastic deformations of isotropic materials VII. Experiments on the deformation of rubber. *Springer Sci Media* 1951; 243: 251–288.
- [22] Diani J, Fayolle B, Gilormini P. A review on the Mullins effect. *Eur Polym J* 2009; 45: 601–612.
- [23] Simo JC. On a fully three dimensional finite strain viscoelastic damage model : Formulation and computational aspects. *Comput Methods Appl Mech Eng* 1987; 60: 53–173.
- [24] Holzapfel G. On large strain viscoelasticity : continuum formulation and finite element applications to elastomeric structures. *Int J Numer Methods Eng* 1996; 39: 3903–3926.
- [25] Fung YC. *Biomechanics*. New York, NY: Springer New York, 1981. Epub ahead of print 1981. DOI: 10.1007/978-1-4757-1752-5.