

## MODELISATION RHEOLOGIQUE D'UNE FLEXION VISCOELASTIQUE-VISCOPLASTIQUE

Younès SAADALLAH<sup>1</sup>, Belhi GUERIRA<sup>2</sup>, Semcheddine DERFOUF<sup>3</sup>

*The establishment of a behavior model inevitably involves the identification of the parameters that drive it. This article focuses on the proposition of a rheological model to represent the viscoelastic-viscoplastic behavior of thermoplastics. The model is a series assembly of the Kelvin-Voigt mechanism and that of Bingham. Three-point bending creep tests are carried out on a polyamide 6 beam. The model parameters are identified by an inverse analysis based on the technique of genetic algorithms. The test-model results represented by the curvature and its speed are confronted and a good agreement is found.*

**Keywords:** Flexion; creep; viscoelastic; viscoplastic; thermoplastics; Genetic algorithms.

*L'établissement d'un modèle de comportement passe inévitablement par l'identification des paramètres qui le pilotent. Le présent article s'intéresse à la proposition d'un modèle rhéologique pour représenter le comportement viscoélastique-viscoplastique des thermoplastiques. Le modèle est un montage en série du mécanisme de Kelvin-Voigt et celui de Bingham. Des essais de fluage en flexion trois points sont conduits sur une poutre en polyamide 6. L'identification des paramètres du modèle est réalisée par une analyse inverse basée sur la technique des algorithmes génétiques. Les résultats test-modèle représentés par la courbure et sa vitesse sont confrontés et un bon accord est constaté.*

**Mots-clefs:** Flexion; fluage; viscoélastique; viscoplastique; thermoplastiques; Algorithmes génétiques.

### 1. Introduction

Etant largement appliqués dans différents domaines de l'industrie, la compréhension du comportement mécanique des thermoplastiques constitue un intérêt majeur [1, 2]. En effet cette compréhension permet un dimensionnement optimal et une fiabilité pour leur mise en service.

---

<sup>1</sup> D., Dept. of Mechanical Engineering, University of Jijel, Algeria, e-mail: sayounes@live.fr

<sup>2</sup> D., Dept. of Mechanical Engineering, University of Biskra, Algeria, e-mail: guerirabelhi@gmail.com

<sup>3</sup> Prof., Dept. of Mechanical Engineering, University of Biskra, Algeria, e-mail: chems.derfouf@gmail.com

Le comportement mécanique d'un matériau est régi par une loi qui établit une relation entre les contraintes et les variables d'écoulement telles que la déformation et sa vitesse. Cette loi est interprétée par différentes théories dont chacune s'intéresse à un aspect élémentaire du comportement. On en cite les théories de l'élasticité, de la viscoélasticité, de la plasticité et de la viscoplasticité. A la lumière de ces théories, plusieurs modèles de comportement ont été proposés et adaptés selon les propriétés du matériau étudié. L'objectif étant de prédire plus précisément que possible la réaction réelle du matériau face aux efforts auxquels il se soumet.

Les polymères thermoplastiques, ayant des structures en chaînes macromoléculaires, ils montrent un comportement macroscopique fort dépendant de la structure et de la mobilité de ces chaînes. De ce fait, la prédiction de leur réponse est souvent une tâche compliquée. En effet, elle est si sensible à des facteurs internes dont le taux de cristallinité, les réticulations et les enchevêtrements; mais aussi à d'autres paramètres externes comme la température et la vitesse de déformation [1-4]. Ainsi, la modélisation du comportement des thermoplastiques offre toujours un vaste espace de recherche encore frais.

De nombreux modèles rhéologiques ont été appliqués pour simuler les réponses viscoélastique et viscoplastique des thermoplastiques. On en cite les références [1-3, 5-7]. La plupart d'entre eux ont opté pour des modélisations inspirées des mécanismes analogiques dont le ressort et l'amortisseur reproduisant respectivement la déformation instantanée et la déformation différée. Le patin qui peut alors glisser irréversiblement traduit une déformation permanente. L'association de ces trois éléments en série ou en parallèle permet d'établir une infinité de modèles. Les combinaisons les plus simples sont les modèles viscoélastiques de Maxwell et de Kelvin-Voigt et le modèle viscoplastique de Bingham. Toutefois, ces mécanismes élémentaires ne sont appliqués que pour une représentation qualitative du comportement. Ainsi pour une quantification plus fine, il faudrait faire recours à des modèles beaucoup plus compliqués impliquant plusieurs branches des mécanismes élémentaires; si non à des mécanismes non linéaires ou dépendant des sollicitations.

En service, les matériaux sont exposés à différents types de sollicitation telle que la traction, la flexion et le cisaillement. En traction ou en compression, la répartition des contraintes est supposée uniforme. Cependant, la flexion présente la particularité d'induire des champs de contrainte et de déformation non uniformes dans la section. Ainsi en sollicitant sévèrement une poutre, on aura, au sein de la même section des zones qui se comportent différemment. En effet la non-uniformité des contraintes engendre des déformations plastiques dans certaines zones sans le faire dans d'autres [8]. En considérant un comportement dépendant du temps, le problème se complique encore davantage en raison de la répartition des contraintes et des déformations au cours du temps au sein de la

même section. Il est à souligner qu'il n'y a que peu de travaux dans la littérature qui se sont intéressés à la flexion viscoélastique-viscoplastique d'où notre motivation à y contribuer.

L'identification des paramètres de tout modèle de comportement passe évidemment et inévitablement par une étape d'expérimentation. La procédure consiste en la détermination des paramètres qui pilote le modèle de façon que les enregistrements expérimentaux et les résultats obtenus par le modèle soit suffisamment proches. De nombreux travaux ont été menés pour déterminer les paramètres des modèles de comportement des métaux tandis que peu d'entre eux se sont intéressés à l'identification des paramètres rhéologiques des polymères [2]. On distingue, en général, des méthodes classiques analytiques et des méthodes inverses. Ces dernières, les plus utilisées sont basées sur la formulation d'un problème d'optimisation avec une fonction objectif qui établit l'écart entre les résultats de l'expérimental et ceux du modèle. Il s'agit alors de faire appel à des méthodes pertinentes pour minimiser cette fonction. Parmi ces méthodes, il y a les algorithmes génétiques [9, 10] qui constituent une technique stochastique d'optimisation. Ils ont été appliqués avec succès pour identifier les paramètres viscoélastiques et viscoplastiques [2, 11-13]. Ces algorithmes sont utilisés pour la détermination des paramètres des matériaux pour des modèles avec un grand nombre de paramètres. Ils ne nécessitent pas une connaissance approfondie de l'espace de recherche, tels que les limites de solutions probables ou les dérivées des fonctions. Ils commencent par un ensemble de solutions potentielles choisies au hasard qu'on fait évoluer en appliquant itérativement un ensemble d'opérateurs stochastiques.

Le présent travail s'intéresse à la proposition d'un modèle rhéologique en mesure de représenter le comportement viscoélastique-viscoplastique d'un polyamide 6 en flexion. Le modèle rhéologique pris en compte est un mécanisme analogique constitué d'une branche viscoélastique et d'une autre viscoplastique. L'approche adoptée en flexion est basée sur la relation moment courbure dans le cadre des hypothèses cinématique d'Euler-Bernoulli. Afin d'identifier les paramètres du modèle, des essais de flexion trois points en fluage sont conduits. De suite, une fonctionnelle établissant l'écart entre les résultats expérimentaux et ceux du modèle est mise en place. Cette fonction étant compliquée et contenant de nombreux paramètres, il est privilégié une méthode d'analyse inverse basée sur la technique des algorithmes génétiques pour déterminer les paramètres.

## **2. Modélisation rhéologique**

Il est bien connu que le modèle de Kelvin-Voigt à élasticité instantanée est bien adapté pour modéliser le comportement des polymères en fluage viscoélastique. En lui combinant en série le modèle de Bingham à écrouissage, on

obtient un modèle global viscoélastique-viscoplastique (Figure 1). Toutefois, ces modèles élémentaires sont généralement appliqués pour une simple représentation qualitative du comportement des matériaux. Afin d'améliorer la représentation quantitative, et dans un souci de réduire le nombre de paramètres dans la mesure du possible, nous proposons dans ce travail, des paramètres fonctions du chargement. Et comme l'approche adoptée est basée sur la relation moment courbure au lieu de la relation contrainte déformation, nous supposons que les paramètres viscoélastiques et viscoplastiques sont des fonctions linéaires du moment fléchissant  $M$ .

$$K = AM; \mu_{ve} = BM; E = GM; H = CM; \mu_{vp} = DM \quad (1)$$

$A, B, C, D, G$ , sont des constantes.

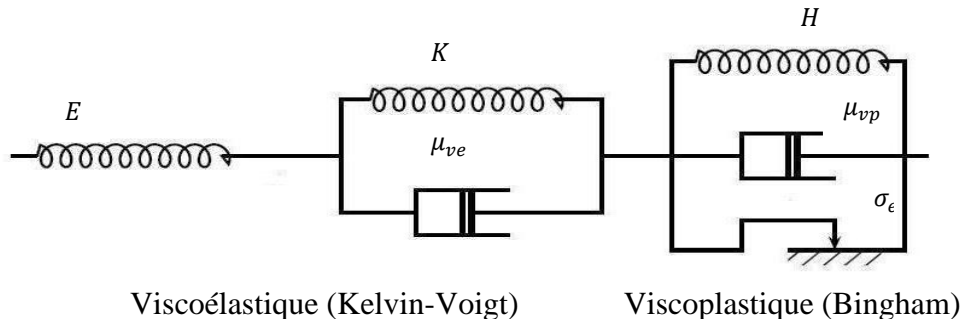


Fig. 1. Modèle rhéologique viscoélastique-viscoplastique

## 2.1. Régime viscoélastique

L'analyse viscoélastique s'applique dans un domaine où le seuil de plasticité n'est pas atteint. La réponse du matériau est la somme d'une part élastique instantanée et d'une part viscoélastique tandis que la contrainte est identique dans chacune des deux branches du modèle de Kelvin-Voigt. Le comportement rhéologique du matériau est alors régi par les équations suivantes :

$$\sigma = E\varepsilon_e = K\varepsilon_{ve} + \mu_{ve}\dot{\varepsilon}_{ve} \quad (2)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{ve} \quad (3)$$

En fluage, la contrainte est constante, soit  $\sigma_0$ . En intégrant, on obtient la relation qui relie la contrainte à la déformation totale donnée par:

$$\varepsilon(t) = J(t)\sigma_0 \quad (4)$$

où  $J(t, \sigma_0)$  est une fonction du temps dite communément fonction du fluage. Elle a pour formule :

$$J(t) = \frac{1}{E} + \frac{1}{K} \left( 1 - e^{-\frac{Kt}{\mu_{ve}}} \right) \quad (5)$$

En flexion, selon les hypothèses d'Euler-Bernoulli, la déformation longitudinale est une fonction linéaire qui relie la courbure de flexion  $\chi$  à la hauteur  $z$  de la poutre. Ainsi on peut écrire les expressions de la déformation et de la contrainte comme suit:

$$\varepsilon(x, z, t) = -\chi(x, t)z \quad (6)$$

$$\sigma_0(x, z) = -\frac{1}{J(t)}\chi(x, t)z \quad (7)$$

En désignant par  $b$  la largeur de la poutre et par  $2h$  son hauteur, le moment de flexion généré dans chaque section de la poutre est évalué à partir de l'équation d'équilibre :

$$M(x) = -b \int_{-h}^h z \sigma_0(x, z) dz \quad (8)$$

Tenant compte de la symétrie de la section et remplaçant la contrainte par son expression (équation 8), en intégrant on obtient :

$$\chi(x, t) = \frac{M(x)}{I} J(t) \quad (9)$$

## 2.2. Régime viscoélastique-viscoplastique

Lorsque le chargement appliqué génère une contrainte au dessus du seuil de plasticité, le patin du mécanisme viscoplastique est activé. La contrainte et la déformation générées dans le mécanisme viscoplastique s'exprime alors par :

$$\sigma = \sigma_e + H\varepsilon_{vp} + \mu_{vp}\dot{\varepsilon}_{vp} \quad (10)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{ve} + \varepsilon_{vp} \quad (11)$$

Il est bien connu que la flexion induit des champs de contrainte et de déformation non uniformes dans la section transversale suivant la hauteur de la poutre. Sous de faibles chargements, le comportement est souvent viscoélastique linéaire; cette non-uniformité se traduit alors par des fonctions linéaires. La détermination des champs de contrainte et de déformation n'exige généralement aucun calcul particulier car le problème peut se résoudre analytiquement.

Par ailleurs, en appliquant des chargements dépassant une valeur critique, l'écoulement viscoplastique intervient et le problème se complique. En flexion trois points, deux domaines sont prévus dans le sens de la longueur de la poutre: un domaine viscoélastique et un domaine viscoélastique-viscoplastique dont la frontière correspond au moment de flexion  $M_e$ , capable de générer la plastification de première fibre de la poutre.

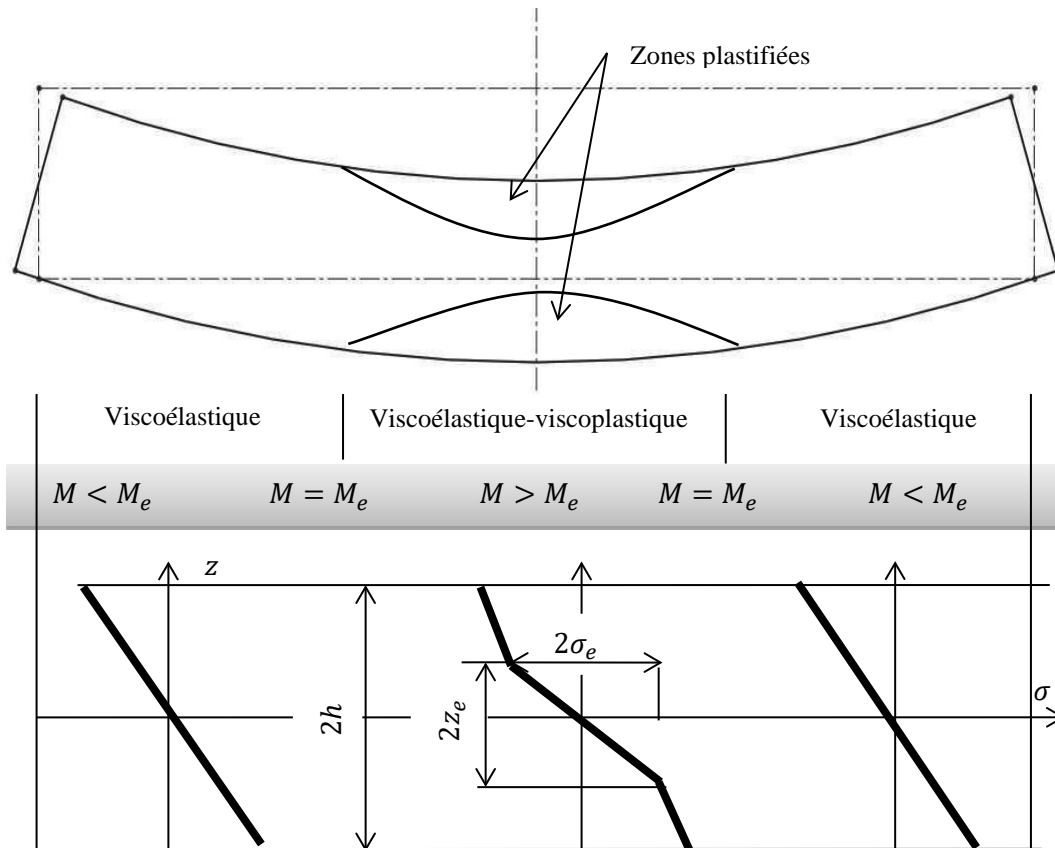


Fig. 2. Répartition des contraintes dans les domaines viscoélastique et viscoélastique-viscoplastique

En se plaçant, dans le domaine viscoélastique-viscoplastique, en raison de la non uniformité des contraintes, deux zones de comportements rhéologiques différents coexistent dans la même section tel qu'il est illustré sur la Figure 2: une zone viscoélastique et une autre viscoélastique-viscoplastique. Les frontières entre les deux domaines et les deux zones viscoélastiques et viscoélastiques-viscoplastiques sont marquées respectivement par le moment seuil  $M_e$  et la hauteur  $z_e$  qui se déterminent à partir des équations suivantes :

$$M_e = \frac{\sigma_e I}{h} \quad (12)$$

$$\chi_e(x, t) = \frac{M_e}{I} J(t) \quad (13)$$

$$z_e(x, t) = \frac{h \chi_e(x, t)}{\chi(x, t)} \quad (14)$$

Où  $M_e$  et  $\chi_e$  représentent respectivement le moment de flexion seuil de plasticité et la courbure seuil de plasticité. Ils correspondent respectivement au moment et à la courbure qui engendrent la plastification de la première fibre de la poutre.

Admettant que la vitesse de déformation élastique instantanée soit nulle, on peut s'écrire:

$$\sigma = \frac{1}{R(t)} (\sigma_e + H\varepsilon + \mu_{vp}\dot{\varepsilon}) \quad (15)$$

$$\text{Avec } R(t) = 1 + H \left( \frac{1}{E} + \frac{1}{K} \left( 1 - \exp\left(-\frac{Kt}{\mu_{ve}}\right) \right) \right) + \mu_{vp} \left( \frac{1}{\mu_{ve}} \exp\left(-\frac{Kt}{\mu_{ve}}\right) \right)$$

L'équation de la courbure viscoélastique-viscoplastique est obtenue à partir de l'équation d'équilibre de la section :

$$M(x) = -2b \left( \int_0^{z_e} \frac{\varepsilon(x,z,t)}{J(t)} z dz + \int_{z_e}^h \frac{\sigma_e + H\varepsilon(x,z,t) + \mu_{vp}\dot{\varepsilon}(x,z,t)}{R(t)} z dz \right) \quad (16)$$

En remplaçant la déformation totale et sa vitesse par leurs expressions respectivement ( $\varepsilon = -\chi z$ ) et ( $\dot{\varepsilon} = -\dot{\chi} z$ ) et en intégrant, on obtient l'équation différentielle de la dérivée temporelle de la courbure, ou taux de courbure.

$$\dot{\chi}(x,t) = \frac{\chi_e(t)}{J(t)} \frac{\left( R(t) - HJ(t) - \frac{3}{2} \right) \left( \frac{\chi_e}{\chi(x,t)} \right)^2 + HJ(t) \left( \frac{\chi(x,t)}{\chi_e} \right) - \frac{M(x)R(t)}{M_e} + \frac{3}{2}}{\mu_{vp} \left( \left( \frac{\chi_e}{\chi(x,t)} \right)^3 - 1 \right)} \quad (17)$$

La courbure est évaluée en résolvant l'équation (17). Etant une équation différentielle ordinaire, on privilégie un schéma d'Euler implicite pour sa résolution. En effet, les méthodes d'intégration implicites sont plus efficaces car elles sont inconditionnellement stables et des pas de temps plus grands peuvent être utilisés [14]. L'implémentation est faite dans l'environnement Matlab.

### 3. Expérimentation

Afin de mettre en évidence le comportement rhéologique propre au matériau face aux sollicitations mécaniques, il est nécessaire de réaliser des essais mécaniques. Des mesures de contraintes et de déformations sont enregistrées. Ces mesures permettent de repérer les grandes lignes du comportement rhéologique du polymère et servent de références pour l'identification des paramètres de la loi qui gère le comportement du matériau.

L'essai du fluage consiste en l'application d'une contrainte constante induisant une déformation qui évolue au cours du temps. En flexion, une poutre rectiligne, simplement appuyée, de longueur  $l$  et section droite ( $b \times 2h$ ) est soumise à une charge constante et concentrée à distances égales des appuis. La charge  $P$  induit une flexion de la poutre qui peut être décrite par une courbure et un déplacement vertical de la fibre neutre. La poutre considérée est de dimensions ( $l=110$  mm,  $b=6$  mm,  $2h=7$  mm). Deux essais sous deux chargements différents de (170 N, 200 N) étant conduits, le déplacement transversal de la fibre neutre est mesuré au cours du temps.



Fig. 3. Machine d'essai INSTRON 5969

### 3.1. Machine d'essai

Les essais de flexion en fluage sont conduits à l'aide d'une machine bi-colonnes de marque Instron 5969 de capacité de 50 kN (Figure 3), munie d'un système de contrôle et d'acquisition Bleuhill 3. La machine est équipée d'un extensomètre vidéo sans contact. A la différence des extensomètres traditionnels, l'extensomètre vidéo offre l'avantage d'effectuer une mesure directe. Il permet aussi une mesure sans aucune influence sur l'éprouvette.

### 3.2. Matériau objet d'étude

Le matériau objet d'étude est un thermoplastique technique semi-cristallin. C'est précisément un polyamide 6 de marque commerciale TECAMID 6 fourni sous formes de feuilles de 7 mm d'épaisseur. Les éprouvettes sont testées à une température de 300 K et une humidité de 20%.

## 4. Identification des paramètres rhéologiques

### 4.1. Etablissement de la fonction objectif

Les équations du modèle étant formulées ; les données expérimentales enregistrées, il est lieu d'établir une fonctionnelle pour minimiser l'écart entre l'expérimentation et la modélisation. Cette fonction dite fonction objectif ou fonction de cout minimise, dans notre cas, l'écart entre le taux de courbure expérimental  $\dot{\chi}_{exp}$  et le taux de courbure modélisé  $\dot{\chi}_{mod}$ . En effet, la formule du taux de courbure renferme tous les paramètres viscoélastiques et viscoplastiques que l'on cherche à identifier. Il est à mentionner que le taux de courbure expérimental est obtenu à partir d'une dérivation numérique de la courbure



expérimentale par rapport au temps. La fonction objectif prend alors la forme suivante :

$$Q = \sum_{i=1}^N \left( \dot{\chi}_{exp} - \dot{\chi}_{mod}(\chi, M, M_e, E, K, \mu_{ve}, H, \mu_{vp}) \right)^2 \quad (18)$$

où  $i = 1, 2, \dots, N$  représentent les temps de mesure des courbures.

Il est question d'un problème d'optimisation qui nécessite le choix d'une méthode afin de le résoudre. Les méthodes métaheuristiques s'avèrent convenir bien pour ce genre de problèmes. En effet, la fonction objectif est très compliquée et contient de nombreux paramètres. Ainsi il est privilégié une méthode d'optimisation basée sur la technique des algorithmes génétiques pour évaluer les paramètres du modèle. L'implémentation est faite sous le logiciel MATLAB.

#### 4.2. Détermination de la contrainte seuil de plasticité

Pour minimiser encore plus le nombre de paramètres à identifier à partir de la fonction objectif mise en place, nous déterminons d'abord la contrainte correspondant au seuil de plasticité qui correspond à une déformation au niveau de 1%. On se réfère aux travaux de références [5, 15] qui affirment que la contrainte seuil de plasticité pour les polymères correspond généralement à une déformation de 1% et marque le début de la non linéarité dans les courbes contrainte déformation. Pour ce faire, un essai supplémentaire a été réalisé où la contrainte imposée est augmentée progressivement jusqu'à atteindre le seuil prévu. La déformation étant enregistrée au fur et à mesure, la contrainte correspondant au seuil de plasticité est enfin déterminée. Soit  $\sigma_e = 27.17$  MPa.

### 5. Discussion des résultats

Le Tableau 1 présente les paramètres viscoélastiques et viscoplastiques identifiés. Le module de Young est indépendant du chargement. Les paramètres viscoélastiques  $K, \mu_{ve}$  et viscoplastiques  $H, \mu_{vp}$  sont des fonctions linéaires du moment de flexion dont les pentes sont représentés respectivement par les paramètres  $A, B, C, D$ .

Table 1

Paramètres viscoélastiques et viscoplastiques en flexion

Paramètres	$E$ (MPa)	$A$ (1/m <sup>3</sup> )	$B$ (s/m <sup>3</sup> )	$C$ (1/m <sup>3</sup> )	$D$ (s/m <sup>3</sup> )
Valeurs	2676.62	1711.2 e6	4269.8 e9	151.2 e6	21.9 e9

#### 5.1. Courbes de la courbure en fluage

La Figure 4 présente une confrontation test-modèle de la courbure de flexion. On y voit des courbes typiques du fluage. Une courbure élastique consécutive à l'application de la charge se produit dans le matériau de façon quasi-instantanée, cette courbure augmente ensuite de manière progressive et non

linéaire au cours du régime transitoire. Très vite la vitesse de courbure se stabilise, on assiste au régime stationnaire du fluage qui correspond au stade le plus long de déformation. Il est à mentionner que le fluage tertiaire n'est pas considéré dans cette étude. L'écart enregistré entre les enregistrements expérimentaux et les résultats du modèle est si faible que le modèle prédit pertinemment la réponse quelque soit le chargement.

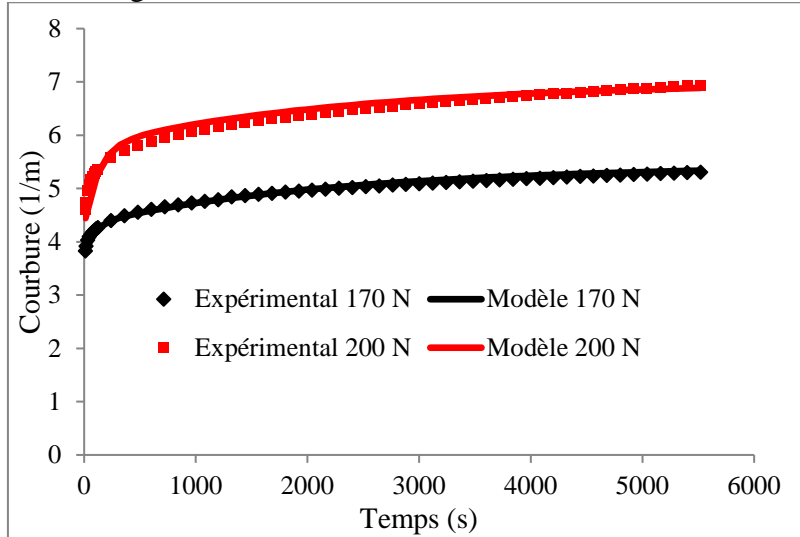


Fig. 4. Courbures en fluage du polyamide 6 sous 170 N et 200 N

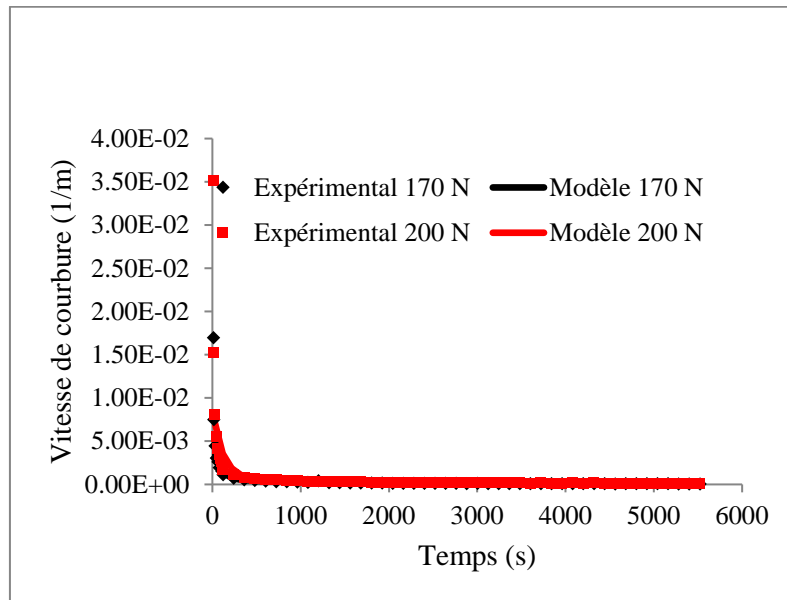


Fig. 5. Evolution du taux de courbure du polyamide 6 sous 170 N et 200 N

La Fig. 5 montre l'évolution de la vitesse de courbure en fluage au cours du temps sous les deux charges constantes de 170 N et 200 N. On y observe une interprétation des courbes de la courbure en fluage de la Figure 4. La vitesse de courbure est relativement considérable aux premiers temps qui suivent le chargement mais elle diminue de façon aussi considérable et non linéaire pendant le palier transitoire. Au palier stationnaire, elle prend une valeur très faible et constante quelque soit le chargement. Quant à la confrontation test-modèle, on constate que le modèle sous-estime faiblement la vitesse de courbure aux premiers temps pour les deux chargements différents. Les résultats se voient en revanche coïncider au palier secondaire.

## 5.2. Répartition des contraintes et des déformations

Dans la section la plus chargée, les contraintes étant non uniformes suivant la hauteur de la poutre, l'écoulement viscoplastique ayant lieu une fois le seuil de plasticité atteint, on assiste à deux profils de contraintes dans la même section. Les Figures 6 et 7 présentent respectivement la répartition des contraintes et des déformations dans la section située à distances égales des appuis de la poutre. On y remarque que la contrainte est linéaire en fonction de la hauteur de la poutre à  $t = 0$  et prend sa valeur maximale sur les fibres externes. Cependant elle se redistribue dans la section transversale au cours du temps. A  $t = 5520$  s, on constate un profil bilinéaire dont l'intersection correspond à la contrainte seuil de plasticité située à la frontière viscoélastique  $z_p$ . La contrainte étant constante dans le cas du fluage, la diminution de la pente de la contrainte dans la zone viscoplastique est récupérée par une augmentation dans la zone viscoélastique.

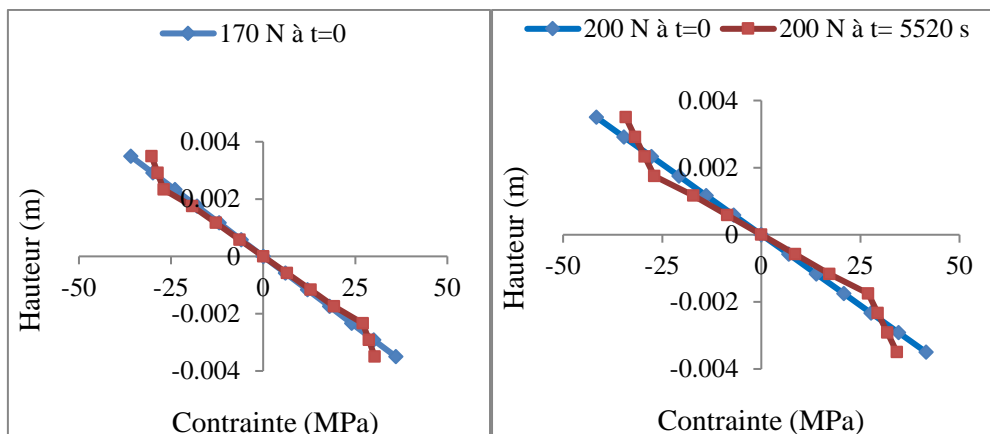


Fig. 6. Répartition des contraintes dans la section la plus sollicitée.

Quant au champ de déformations, il conserve son aspect linéaire en fonction de la hauteur de la poutre quelque soit le temps et quelque soit le chargement. Ce constat trouve son explication dans les hypothèses d'Euler-Bernoulli établissant une relation linéaire entre la déformation et la hauteur de la poutre dont la pente est la courbure. Cette dernière est un paramètre géométrique indépendant de la hauteur de la poutre.

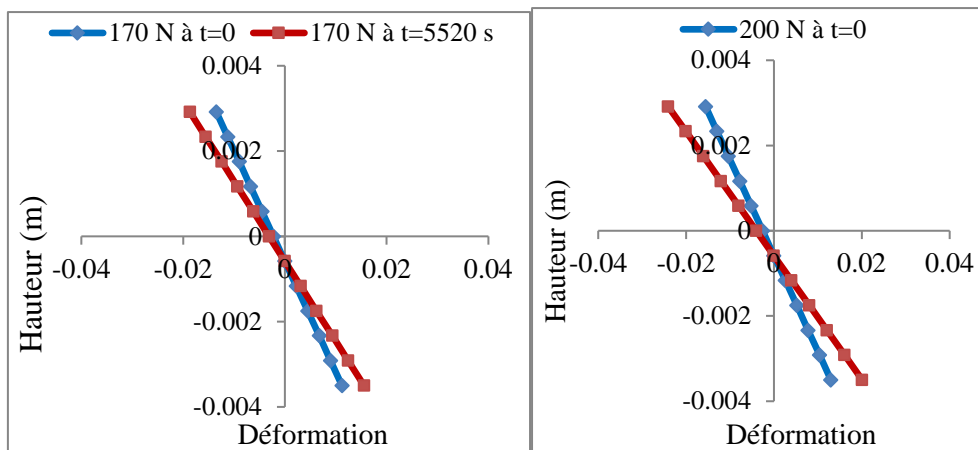


Fig. 7. Répartition des déformations dans la section la plus sollicitée.

#### 4. Conclusion

Le présent travail consiste à la modélisation rhéologique d'une flexion viscoélastique-viscoplastique d'un polyamide. Le modèle de comportement adopté est constitué d'une composante viscoélastique et une autre viscoplastique. Deux essais de fluage en flexion trois points sous deux chargements différents ont été conduits. Les paramètres du modèle sont identifiés à partir d'une analyse inverse basée sur la technique des algorithmes génétiques. Dans le domaine viscoélastique-viscoplastique, les déformations évoluent suivant la hauteur de la poutre et au cours du temps jusqu'à une valeur de 2.5 % sur la fibre externe dans la section la plus chargée tandis que les contraintes se répartissent au cours du temps. La confrontation des résultats test-modèle, représentée par les courbes de la courbure et du taux de courbure, ont montré une très bonne approximation.

## REFERENCES

- [1]. A. Maurel-Pantel, E. Baquet, J. Bikard, J. L. Bouvard, and N. Billon, "A thermo-mechanical large deformation constitutive model for polymers based on material network description: Application to a semi-crystalline polyamide 66," *International Journal of Plasticity*, vol. 67, pp. 102-126, 2015.
- [2]. H. Abdul-Hameed, T. Messenger, F. Zaïri, and M. Nait-Abdelaziz, "Large-strain viscoelastic–viscoplastic constitutive modeling of semi-crystalline polymers and model identification by deterministic/evolutionary approach," *Computational Materials Science*, vol. 90, pp. 241-252, 2014.
- [3]. H. Pouriaeyali, S. Arabnejad, Y. B. Guo, and V. P. W. Shim, "A constitutive description of the rate-sensitive response of semi-crystalline polymers," *International Journal of Impact Engineering*, vol. 62, pp. 35-47, 2013.
- [4]. D. A. Şerban, G. Weber, L. Marşavina, V. V. Silberschmidt, and W. Hufenbach, "Tensile properties of semi-crystalline thermoplastic polymers: Effects of temperature and strain rates," *Polymer Testing*, vol. 32, pp. 413-425, 2013.
- [5]. B. Davoodi, A. Muliana, D. Tscharnuter, and G. Pinter, "Analyses of viscoelastic solid polymers undergoing degradation," *Mechanics of Time-Dependent Materials*, vol. 19, pp. 397-417, 2015.
- [6]. M. Kästner, M. Obst, J. Brummund, K. Thielsch, and V. Ulbricht, "Inelastic material behavior of polymers – Experimental characterization, formulation and implementation of a material model," *Mechanics of Materials*, vol. 52, pp. 40-57, 2012.
- [7]. B. Miled, I. Doghri, and L. Delannay, "Coupled viscoelastic–viscoplastic modeling of homogeneous and isotropic polymers: Numerical algorithm and analytical solutions," *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 200, pp. 3381-3394, 2011.
- [8]. M. Hadid, Y. Saadallah, A. Debilou, B. Guerira, and A. Guerrah, "The creep of an elastoviscoplastic beam under a bending loading," *Mechanics of Time-Dependent Materials*, vol. 18, pp. 573-587, 2014.
- [9]. D. Goldberg, "Genetic Algorithms in Search, Optimization, and Machine Learning," ed: Addison Wesley, Reading, Massachusetts, 1989.
- [10]. J. McCall, "Genetic algorithms for modelling and optimisation," *Journal of Computational and Applied Mathematics*, vol. 184, pp. 205-222, 2005.
- [11]. A. Arikoglu, "A new fractional derivative model for linearly viscoelastic materials and parameter identification via genetic algorithms," *Rheologica Acta*, vol. 53, pp. 219-233, 2014.
- [12]. V. Srivastava, S. A. Chester, N. M. Ames, and L. Anand, "A thermo-mechanically-coupled large-deformation theory for amorphous polymers in a temperature range which spans their glass transition," *International Journal of Plasticity*, vol. 26, pp. 1138-1182, 2010.
- [13]. N. Dusunceli, O. U. Colak, and C. Filiz, "Determination of material parameters of a viscoplastic model by genetic algorithm," *Materials & Design*, vol. 31, pp. 1250-1255, 2010.

- [14]. *A. Quarteroni, R. Sacco, and F. Saleri, Méthodes numériques* Milano: Springer-Verlag Italia, 2004.
- [15]. *D. L. Schodek, P. Ferreira, and M. F. Ashby, Nanomaterials, nanotechnologies and design: an introduction for engineers and architects: Butterworth-Heinemann, 2009.*