

Etude expérimentale et numérique du comportement d'un composite alliage à mémoire de forme/élastomère

Yves Chemisky, Vanessa-L. Tahiri, André Eberhardt & Etienne Patoor

Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM)
Ile du Saulcy, 57045 METZ CEDEX 01
chemisky@univ-metz.fr, tahiri@univ-metz.fr

Résumé :

Une structure composite, constituée d'un fil en alliage à mémoire de forme (AMF) ondulé enrobé dans un ruban élastomère, est étudiée à l'aide d'un modèle éléments finis. Le comportement de l'AMF est décrit par une loi fondée sur la thermodynamique de la transformation de phase, tandis que celui de l'élastomère est décrit par une loi hyperélastique avec une description de l'hystérésis caractéristique du comportement caoutchoutique. Une bonne corrélation est observée entre résultats numériques et expérimentaux obtenus en traction isotherme. Des observations par photoélasticimétrie montrent que les effets d'interaction de structure sont correctement décrits par le modèle.

Abstract :

In this work, a finite elements method is used to study a shape memory alloy (SMA) "snake"-like wire embedded in an elastomer ribbon. The SMA behaviour is described using a phase transformation thermodynamics-based law, while the elastomer behaviour is described using a hyperelastic law including a rubber-like hysteresis description. A good correlation is observed between numerical and experimental results obtained under isothermal tension loading. Photoelasticity analysis experiments show that structural interaction effects are well described by the model.

Mots-clefs :

AMF/élastomère, éléments finis, superélasticité

1 Introduction

Dans les composites alliage à mémoire de forme (AMF)/élastomère, les couplages multiphysiques inhérents au comportement de l'alliage confèrent un caractère adaptatif à la structure. Depuis une vingtaine d'années, le développement d'applications dans des domaines tels que la robotique (Escher *et al.* (1993)), la biomimétique (Garner *et al.* (2000)) ou la transmission de puissance (Neuking *et al.* (2005)) a mis en évidence l'intérêt multiple de la contribution du polymère dans le comportement mécanique global des composites AMF/élastomère. Outre sa capacité à supporter de grandes déformations réversibles, l'élastomère peut faciliter la reprise de forme de l'alliage (Thumann *et al.* (1986)) ou compléter la fonctionnalité de l'AMF par ses propriétés amortissantes.

Dans une étude antérieure portant sur un composite CuAlBe/silicone (Tahiri *et al.* (2004)) et utilisant des modèles simplifiés, une bonne corrélation entre résultats analytiques et expérimentaux a été observée pour les constituants séparés, mais des interactions structurales importantes ont été mises en évidence au sein du composite. Dès lors, afin de prendre en compte les effets de structure tout en décrivant plus précisément les comportements des deux matériaux,

une modélisation par éléments finis a été envisagée, en intégrant une loi de comportement spécifique pour l'AMF fondée sur la thermodynamique de la transformation de phase.

Cette étude, numérique et expérimentale, vise à valider les modèles utilisés sur un « ruban » composite constitué d'un fil ondulé en Nickel-Titane enrobé dans une matrice élastomère. Une visualisation par photoélasticimétrie du champ de contraintes dans l'élastomère fournit des résultats qualitatifs, complémentaires aux résultats quantitatifs obtenus lors d'essais de traction.

2 Partie expérimentale

2.1 Matériaux et conditions d'essais

L'alliage à mémoire de forme utilisé est constitué d'un fil ondulé en Nickel-Titane (50,6% Ni at.) de diamètre 0,25mm, écroui à 22% et traité à 350°C pendant 15 minutes. Ce traitement thermique permet d'obtenir un effet superélastique à température ambiante. La matrice est constituée d'un élastomère du commerce, choisi pour sa facilité de mise en œuvre et ses propriétés photoélastiques. Pour réaliser le composite, le fil ondulé en AMF est enrobé dans un ruban en élastomère de largeur 10 mm et d'épaisseur 1 mm (FIG.1.).

Les essais de traction réalisés sont isothermes avec une vitesse de traverse de 10% L_0 /min, L_0 étant la longueur utile initiale de l'éprouvette. Les déplacements des éprouvettes composites et en élastomère sont mesurés à l'aide d'un extensomètre motorisé. Le déplacement du fil ondulé en AMF est mesuré avec le capteur de déplacement de la traverse.

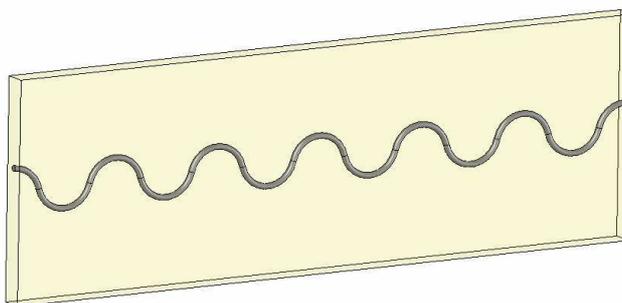


FIG.1. Structure du composite étudié. Un fil en AMF superélastique est inséré dans un ruban en élastomère photoélastique

2.2 Résultats

Pour obtenir les paramètres nécessaires à la modélisation, des essais de traction à température ambiante ont été effectués séparément sur les matériaux constituant le composite (FIG.2. a et b). Des essais de traction à différentes températures sur des échantillons d'AMF ont aussi été nécessaires pour déterminer, par extrapolation linéaire, la température de début de transformation martensitique. Enfin un essai de traction sur un échantillon recuit à 600° a permis de déterminer le module d'Young de l'austénite de ce matériau.

Des essais de traction sur le fil ondulé, la matrice et le composite sont réalisés pour quantifier la contribution de chaque constituant dans le comportement global du composite (FIG.3.). Le composite et le fil ondulé étant considérés comme des structures, la force est exprimée en fonction du déplacement, rapporté à la longueur L_0 afin de pouvoir comparer des échantillons de longueurs différentes.

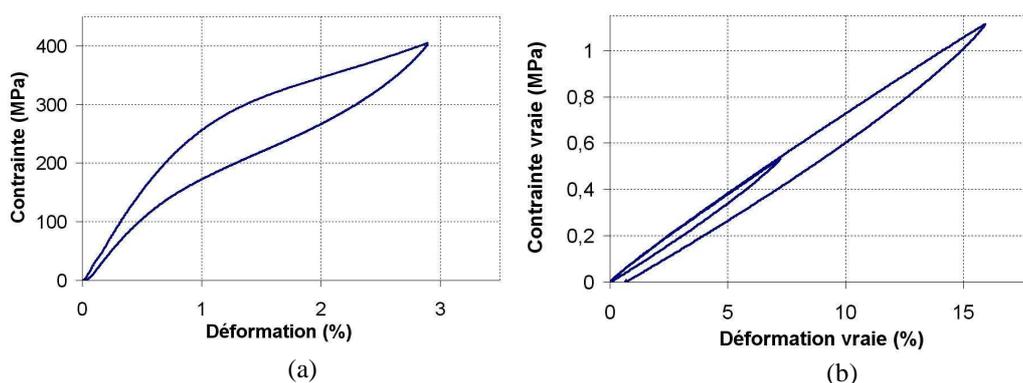


FIG.2. Comportements de l'AMF (a) et de l'élastomère (b) en traction uniaxiale

Nous observons sur la figure 3 que le comportement du composite, comparé à la somme des comportements du fil ondulé et de la matrice, est plus rigide. Cette différence, de l'ordre de 10%, est due aux effets d'interactions de structure entre les composants, ce qui a déjà été observé par Tahiri *et al.* (2004) sur un composite constitué d'un ressort en AMF enrobé dans un cylindre en silicone. Pour réaliser des calculs de structures sur ces types de composites, il est donc nécessaire de tenir compte de ces phénomènes structuraux.

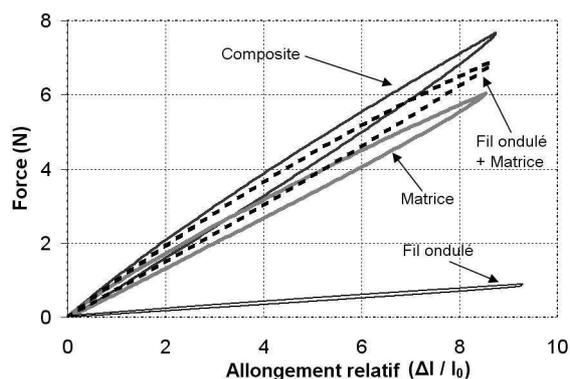


FIG.3. Comparaison de la réponse expérimentale du composite, des contributions des constituants et de la somme de ces contributions

L'influence de ces interactions sur le champ de contraintes à l'interface fil-matrice peut être évalué par photoélasticimétrie (FIG.4.). Au cours du chargement, ce champ de contraintes est très hétérogène, avec des zones fortement sollicitées (entre les boucles) et des zones peu sollicitées (à l'intérieur et sur le sommet des boucles). A des chargements plus élevés (au-delà de 20N), une décohésion apparaît au niveau des zones les plus contraintes repérées par des flèches sur la figure 4.

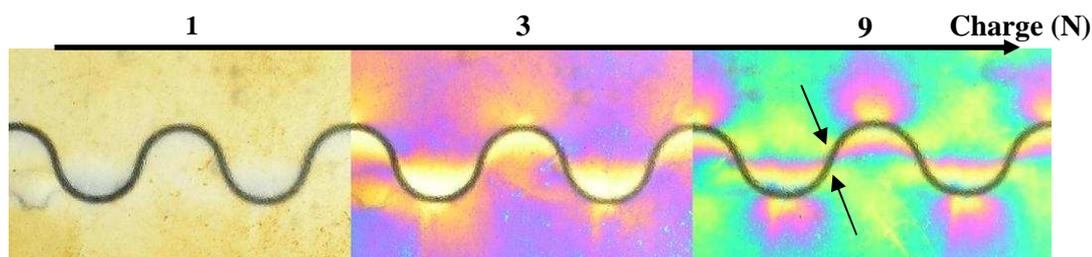


FIG.4. Evolution de la répartition des contraintes lors d'un chargement de traction

3 Lois de comportement des constituants

Afin de prendre en compte les effets d'interaction de structures, nous avons choisi une modélisation de type éléments finis sur le logiciel ABAQUS. Pour décrire le comportement superélastique de structures complexes en AMF, une loi de comportement thermodynamique macroscopique a été développée par Peultier *et al.* (2006). Elle se présente sous la forme d'une routine UMAT (User MATerials) compatible avec ABAQUS. La définition des interactions entre les variantes de martensite, la matrice austénitique et les grains entre eux est fondée sur une approche micromécanique utilisant un schéma autocohérent proposé par Patoor *et al.* (1996). Deux variables internes sont utilisées pour décrire l'évolution de la transformation : la fraction volumique f de martensite (1) et la déformation moyenne de transformation $\bar{\epsilon}_{ij}^T$ (2).

$$f = \frac{V_M}{V} \quad (1) \quad \bar{\epsilon}_{ij}^T = \frac{1}{V_M} \int_{V_M} \epsilon_{ij}^T(r) dV \quad (2)$$

V_M étant le volume de martensite d'un volume élémentaire représentatif (VER) de volume V . L'activation de la transformation se produit lorsque la force de transformation F_f , dérivée du potentiel thermodynamique, atteint une valeur critique F_f^{crit} .

$$F_f = \sigma_{ij} \epsilon_{ij}^T - B(T - T_0) - H_{var} f - H_{grain} f (\epsilon_{ij}^T)^2 \quad (3)$$

Les paramètres matériaux utilisés sont la température de transformation T_0 , moyenne de M_s et A_f , la pente de transformation B dans le diagramme température-contrainte, les coefficients élastiques de l'austénite, les coefficients d'interaction intergranulaires H_{grain} et intervariantes H_{var} issus de l'analyse micromécanique et la déformation maximale de transformation ϵ_{max}^T . Tous ces paramètres sont identifiés à partir d'un essai de traction sur le matériau sélectionné, ou relevés dans la littérature (TAB.1.). Des fonctions d'arrondis sont introduites pour ajuster le comportement en traction et obtenir une transition continue entre comportement élastique de l'austénite et comportement en transformation.

E	ν	T_0	F_f^{crit}	H_{var}	H_{grain}	ϵ_{max}^T	B
70 GPa	0,3	-10°C	3 MPa	2,8 MPa	11 MPa	5%	0,28 MPa.°C ⁻¹

TAB.1. Paramètres matériaux utilisés pour la modélisation de l'AMF

Le comportement de l'élastomère est modélisé par une loi hyperélastique implémentée dans ABAQUS, utilisant le potentiel de Mooney-Rivlin. C'est l'un des modèles les plus utilisés dans les codes de calcul industriel pour son bon compromis entre précision et temps de calcul, lorsque les déformations imposées ne sont pas trop importantes (Gsell *et al.* (1997)), ce qui est le cas ici. Le potentiel d'énergie libre spécifique est alors de la forme suivante :

$$\Psi = C_{10}(I_1 - 3) + C_{01}(I_2 - 3) \quad (4)$$

C_{10} et C_{01} étant des constantes déterminées par la méthode des moindres carrés sur un essai de traction uniaxiale. I_1 et I_2 sont respectivement le premier et le deuxième invariant du tenseur des déformations de Cauchy-Green. Pour décrire l'hystérésis du comportement des élastomères, nous utilisons la théorie des réseaux stationnaires et instationnaires de Bergström et Boyce (1998). Les paramètres utilisés dans cette étude sont les paramètres standards définis pour des élastomères communs.

4 Comparaison modélisation numérique - expérimentation

La caractérisation expérimentale des deux matériaux a permis de déterminer les constantes à introduire dans les lois de comportement respectives de l'AMF et de l'élastomère. Le comportement des deux composants est simulé individuellement, afin d'évaluer la précision des modèles utilisés. Avec les paramètres matériaux utilisés, le comportement en traction de l'AMF est bien décrit (erreur relative moyenne sur un cycle : 3%). Pour l'élastomère, le comportement en charge est bien décrit par le potentiel hyperélastique, mais en début de décharge la modélisation de l'hystérésis sous-estime les efforts (de l'ordre de 10%). Les comparaisons effectuées par Bergstöm et Boyce (1998) mettent en évidence le même phénomène, la raison invoquée étant une différence de dépendance temporelle de la réponse entre charge et décharge pour certains élastomères, qui n'est pas prise en compte par la modèle.

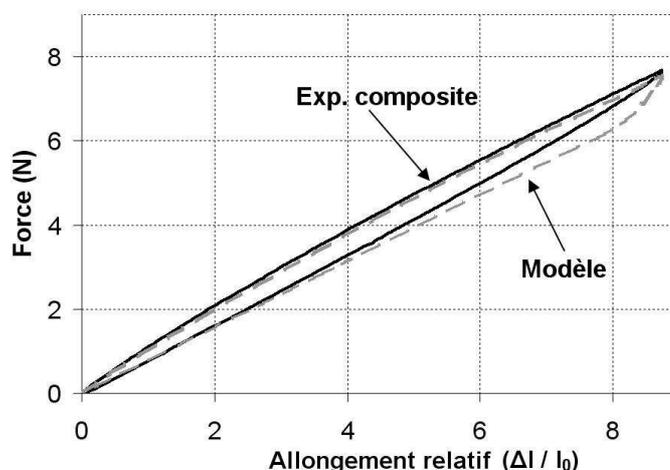


FIG.5. Comparaison entre la réponse expérimentale du composite et le modèle éléments finis

Concernant le composite, le comportement en charge est bien décrit par le modèle éléments finis (FIG.5.), l'erreur relative étant inférieure à 3%. La différence observée au début de la décharge est attribuée à la modélisation du comportement de la matrice, comme décrit plus haut.

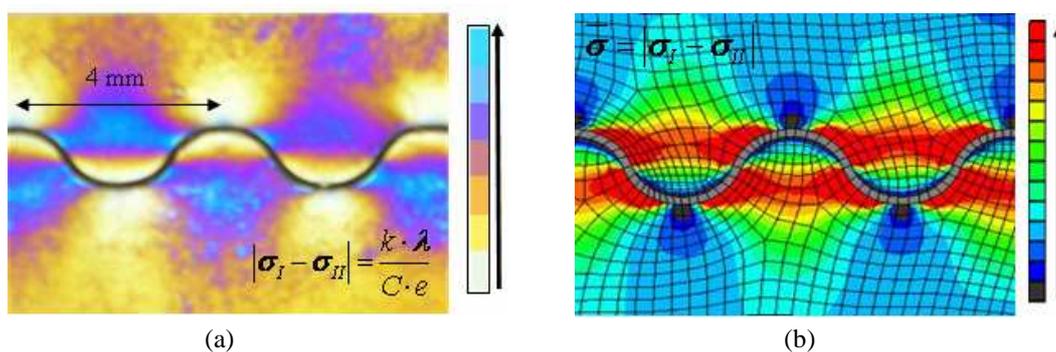


FIG.6. Comparaison entre le champ de contraintes observé par photoélasticimétrie (a) et le champ de contraintes équivalentes (Tresca) modélisé sous ABAQUS (b), pour un échantillon soumis à une traction uniaxiale (valeur de l'effort 8N).

Les champs de contraintes observés par photoélasticimétrie et modélisés sur ABAQUS au voisinage de l'interface fil-matrice sont très similaires d'un point de vue qualitatif (FIG.6.). Le modèle éléments finis prend bien en compte les effets d'interactions de structure, ce qui est confirmé par la faible erreur observée entre les comportements globaux modélisé et expérimental.

5 Conclusions

Dans cette étude, une modélisation par éléments finis a été utilisée pour décrire le comportement, en traction isotherme, d'un fil ondulé de Nickel-Titane superélastique enrobé dans un ruban élastomère. La comparaison des résultats numériques et expérimentaux montre d'une part, que les lois utilisées décrivent fidèlement les comportements respectifs de l'AMF et de l'élastomère, et d'autre part que la modélisation du composite reproduit correctement les effets d'interactions de structure entre les constituants, ce qui est confirmé qualitativement par des observations par photoélasticimétrie.

La simulation d'autres types de chargements thermomécaniques, mettant en jeu le retour contraint ou l'effet mémoire de forme de l'alliage, permettra d'élargir le champ d'applications possibles des composites AMF/élastomères. La conception et la validation de dispositifs pour des applications biomédicales est envisagée.

Références

- Bergström, J.S., Boyce, M.C., 1998 Constitutive modelling of the large strain dependant behavior of elastomers, *J. Mech. Phys.*, **46** (N°5), 931-953
- Escher, K., Hornbogen, E., Mertmann, M. 1993 Proceedings of ICOMAT-92, *Monterey Institute for Advanced Studies, Monterey, California*, 1289-1294
- Garner, L.J., Wilson L.N., Lagoudas D.C., Rediniotis O.K. 2000 Development of a shape memory alloy actuated biomimetic vehicle, *Smart Mater. Struct.*, **9**, 673-683
- Gsell, C., Coupard, A. 1997 Génie mécanique des caoutchoucs, *Gsell & Coupard Ed.*, APOLLOR-INPL
- Neuking, K., Abu-Zarifa, A., Youcheu-Kemtchou, S., Eggeler, G. 2005 Polymer/NiTi composites, Fundamental aspects, Processings and Properties, *Advanced Engineering Materials*, **7**, 1014-1023
- Patoor, E., Eberhardt A., Berveiller, M. 1996 Micromechanical modelling of superelasticity in shape memory alloys, *J. Phys IV*, col C1 **6**, 277-292
- Peultier, B., Ben Zineb, T., Patoor, E. 1995 Macroscopic constitutive law of shape memory alloy thermomechanical behaviour. Application to structure computation by FEM., *Mechanics of Materials*, **38**, 510-524
- Tahiri, V-L., Patoor, E., Eberhardt, A. 2004 An analysis of the thermomechanical behaviour of a shape memory alloy/elastomer composite, *J. Phys. IV*, **115**, 195-203
- Thumann, M., Velten, B., Hornbogen, E. 1986 Proceedings of the International Symposium on Shape Memory Alloy, *Chioan Academic Publishers*, 370-375