



HAL
open science

Modélisation micro-macro du comportement d'un AMF sous sollicitations multiaxiales

Anne Maynadier, Karine Lavernhe-Taillard, Olivier Hubert

► **To cite this version:**

Anne Maynadier, Karine Lavernhe-Taillard, Olivier Hubert. Modélisation micro-macro du comportement d'un AMF sous sollicitations multiaxiales. Colloque MECAMAT 2012, Jan 2012, Aussois, France. hal-01552440

HAL Id: hal-01552440

<https://hal.science/hal-01552440>

Submitted on 2 Jul 2017

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.

Modélisation micro-macro du comportement d'un AMF sous sollicitations multiaxiales

A. Maynadier, K. Lavernhe-Taillard, O. Hubert

Laboratoire de Mécanique et Technologie (LMT-Cachan), ENS de Cachan/CNRS UMR 8535/Univ. Paris 6/PRES UniverSud Paris, 61 Avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan

Téléphone : +33 (0)1 47 40 22 38, Télécopie : +33 (0)1 47 40 22 40

Adresse(s) électronique(s) : anne.maynadier@lmt.ens-cachan.fr; karine.lavernhe@lmt.ens-cachan.fr; olivier.hubert@lmt.ens-cachan.fr

Mots clés : couplage thermo-mécanique, Alliage à Mémoire de Forme (AMF), modèle micro-macro

1 INTRODUCTION

Les alliages à mémoire de forme présentent de la pseudo-élasticité, c'est à dire qu'ils peuvent être déformés jusqu'à 6 ou 7% sans déformations résiduelles après décharge. Ceci est dû à une transformation de phase displacive, dite martensitique, qui peut être indifféremment induite par la température ou un chargement mécanique multiaxial [1]. L'utilisation grandissante des AMF pour la fabrication de structures adaptatives complexes requiert des modèles thermo-mécaniques permettant de représenter le comportement de ces matériaux tant à l'échelle de la structure qu'à celle du Volume Élémentaire Représentatif (VER).

Il existe de nombreux modèles de comportement pour AMF [2],[3],[4], dans la littérature qui se répartissent en deux types d'approches : les modèles phénoménologiques et les modèles dits "micro-macro" ou multi-échelles. Les premiers s'appuient sur des observations à l'échelle macroscopique pour décrire le comportement à la même échelle. Ils sont souvent limités aux problèmes 1D, mais ils restituent bien les phénomènes thermomécaniques de génération et diffusion de chaleur due à la transformation de phase. Les approches micro-macro, plus porteuses de sens physique, s'appuient quant à elles sur des variables internes définies à l'échelle de la microstructure qui grâce à des opérations d'homogénéisation restituent le comportement d'un VER. Ces approches nécessitent cependant un grand nombre de données expérimentales difficiles à obtenir à l'échelle microscopique et aboutissent à des calculs longs. Il est rare que ces modèles soient poussés jusqu'à la simulation d'une structure complète, et à la gestion de la thermique du phénomène.

Il y a donc un vrai besoin de modèle micro-macro multiaxial prenant en compte le fort couplage thermomécanique dont nous présentons ici les premiers résultats.

Dans une première partie nous présentons les points clés du comportement que nous tenons à modéliser correctement. La deuxième partie reprend le principe la modélisation multiaxiale à l'échelle du grain expliqué précédemment dans [6]. Enfin, une dernière partie montre le passage au polycristal et la simulation d'un essai de traction isotherme. Les pistes envisagées pour passer du VER à la structure sont ensuite évoquées.

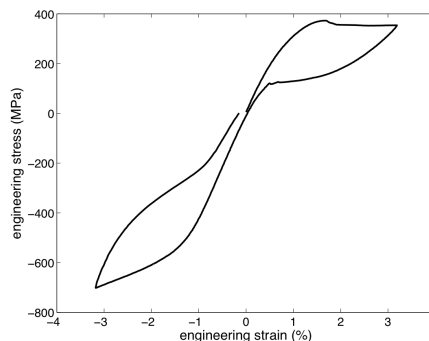


Figure 1: Traction/Compression d'une éprouvette tubulaire réalisé à $28^{\circ}C$ et $\dot{\epsilon} = 1,1 \times 10^{-4} s^{-1}$

2 COMPORTEMENT EN TRACTION D'UN AMF DE TYPE Ni-49, 6%_{at} Ti

Des essais ont été réalisés sur des éprouvettes plates ou tubulaires en Ni-49, 6%_{at}Ti fabriquées par NitiFrance. Ce sont des polycristaux à taille moyenne de grains de 30 microns super-élastiques. Le matériau est austénitique à température ambiante.

La courbe fig.1 de traction est typique du comportement des AMF, et plus particulièrement des Ni-Ti. On décrit usuellement le comportement en trois étapes : d'abord une déformation linéaire généralement interprétée comme l'élasticité de l'austenite, ensuite un plateau durant lequel la déformation se localise en bande de transformation, enfin une autre étape de déformation linéaire communément interprétée comme l'élasticité de la martensite. Le comportement similaire à la décharge, induit une boucle d'hystérésis. On remarquera ici la très nette dissymétrie du comportement entre la traction et la compression : le seuil de transformation, la pente du plateau et sa longueur changent considérablement.

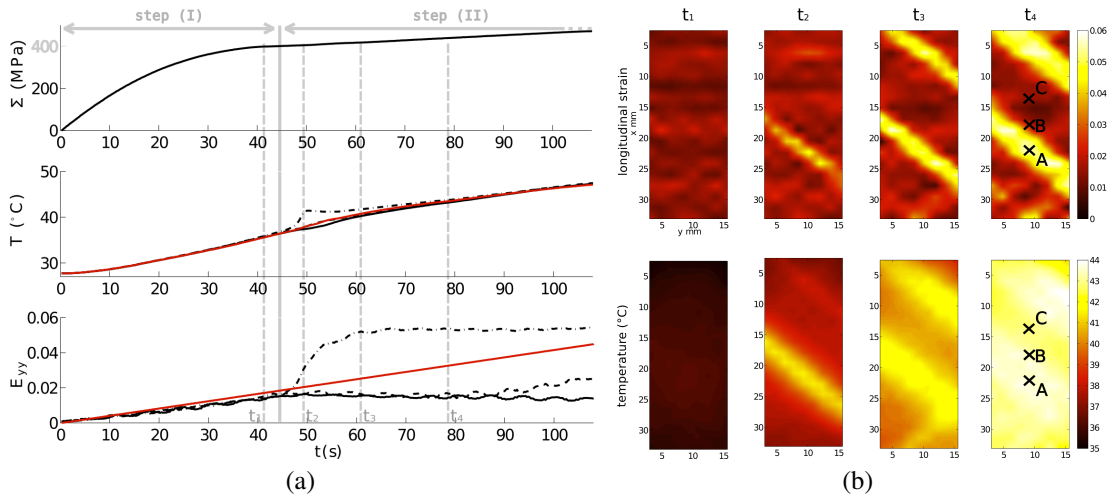


Figure 2: (a) Évolutions de la contrainte macroscopique, de la déformation longitudinale et de la température en trois points de la surface des éprouvettes (A-lieu de nucléation-en trait mixte, B-sur le passage du front-en pointillés et C-zone de transformation homogène-en trait continu) superposés aux grandeurs moyennes (en rouge) (b) Champs de déformation longitudinale et de température ($^{\circ}C$) à quatre instants ($t_1 = 42s, t_2 = 49,75s, t_3 = 61,25s$ et $t_4 = 78s$) [8]

Des mesures de champs cinématiques et thermiques, lors d'essais de traction sur éprouvettes plates ($20 \times 2 \times 120mm$), ont été réalisés par corrélation d'images infrarouges. Les figures 2(a) et 2(b) [8] montrent que, dans la première étape (step I), la température et la déformation augmentent de façon simultanée et uniforme. Le changement de phase s'opère très tôt, l'augmentation linéaire de la déformation macro jusqu'à 1,5% n'est ainsi pas uniquement due à l'élasticité de l'austenite. À un instant donné, la transformation de phase se localise (A, t_2) donnant lieu à un dégagement de chaleur le long d'une bande inclinée où la déformation augmente rapidement jusqu'à saturer à 6%. La deuxième étape débute, durant laquelle des bandes nucléent et s'élargissent (B, t_3 et t_4) libérant de la chaleur à leur front. Hors des bandes (C) la déformation cesse d'augmenter, voire décroît, dès les premières nucléations. les changements de températures en (C) ont pour origine la conduction thermique le long de l'éprouvette.

3 MODELISATION DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE À L'ECHELLE DU GRAIN

Le modèle monocristallin [6] prévoit la répartition des fractions volumiques de chaque variante dans le grain à partir du calcul des énergies libre de Gibbs par phase, grâce à une formulation de Boltzmann. La transformation martensitique est une modification locale du réseau cristallin. On peut la décrire par un tenseur gradient de transformation $\underline{U}_{\Phi, \Phi=0\dots n}$. Dans le *Ni - 49.6%_{at}Ti* on transforme une phase cubique (Austenite (A) $\Phi = 0$) en 24 variantes monocliniques (Martensite (M) $\Phi = 1\dots n$), par 12 transformations géométriques distinctes. Les tenseurs de transformation peuvent être calculés à partir des paramètres de maille et de l'orientation cristalline (voir [1], [5]). La déformation de transformation est définie comme le tenseur de Green-Lagrange: $\epsilon_{\Phi}^{tr} \simeq E_{\Phi} = (\underline{U}_{\Phi}^T \underline{U}_{\Phi} - \underline{I})/2$.

Les phases Φ subissent des chargements thermiques T et mécaniques σ_Φ uniformes. L'énergie de Gibbs se décompose en une partie élastique W_Φ^{el} et une énergie chimique W_Φ^T . L'énergie chimique est reliée à l'enthalpie H_Φ et l'entropie S_Φ , différentes si l'on est austénitique ou martensitique mais identiques que l'on soit thermo-ou méca-induit :

$$W_\Phi^T = H_\Phi - T.S_\Phi \quad (1)$$

$$W_\Phi^{el} = \frac{1}{2}(\sigma_\Phi : \mathbb{C}_\Phi^{-1} : \sigma_\Phi) \quad (2)$$

Où σ_Φ est le tenseur local des contraintes et \mathbb{C}_Φ celui de rigidité. On peut montrer, en supposant l'élasticité uniforme, que l'énergie libre totale se réduit à

$$W_\Phi = \left(H_\Phi - T.S_\Phi + W_g^\sigma \right) + \left(-\sigma_g : \epsilon_\Phi^{tr} - \epsilon_\Phi^{tr} : \mathbb{C}_\Phi : \epsilon_g^{tr} + \frac{1}{2}\epsilon_\Phi^{tr} : \mathbb{C}_\Phi : \epsilon_\Phi^{tr} \right) + L_\Phi \quad (3)$$

W_g^σ est un terme énergétique homogène par grain. Il n'est pas discriminant dans la comparaison des énergies. On le choisira nul. À cette expression générale, on a ajouté un terme énergétique L_Φ , modélisant le retard dû à la germination d'une phase dans l'autre. Il dépend de l'histoire de chargement. Nous négligeons le rôle des énergies interfaciales, car nous supposons qu'elles augmentent globalement l'énergie libre sans créer de contraste. De plus, pour les atteindre il faudrait rentrer dans des considérations topologiques que nous n'abordons pas par cette démarche statistique.

Il est possible d'estimer chaque fraction volumique f_Φ à partir de son énergie libre et de celle des autres phases. On utilise une distribution de probabilité de Boltzmann, souvent utilisée dans les problèmes de magnéto-mécanique [7]. Enfin, on écrit le tenseur des déformations de transformation d'un monocristal, sous l'hypothèse d'élasticité uniforme :

$$\epsilon_g^{tr} = \langle \epsilon_\Phi^{tr} \rangle = \sum_{\Phi=0}^n f_\Phi \cdot \epsilon_\Phi^{tr} \quad (4)$$

4 MODÉLISATION D'UN V.E.R. POLYCRISTALLIN

La modélisation du comportement d'un polycristal repose sur le passage à l'échelle supérieure. Pour cela on décrit le VER comme un agrégat de monocristaux via une Fonction Distribution Orientation. Celle qui a servi pour simulation ci-après, représentée fig3, est constitué de 546 grains. Grâce à elle on construit un tenseur de localisation \mathbb{B} afin d'exprimer σ_g , la contrainte locale:

$$\sigma_g = \mathbb{B}\Sigma + \mathbb{C}^{Acc} \left(\mathbf{E}^{tr} - \epsilon_g^{tr} \right) \quad (5)$$

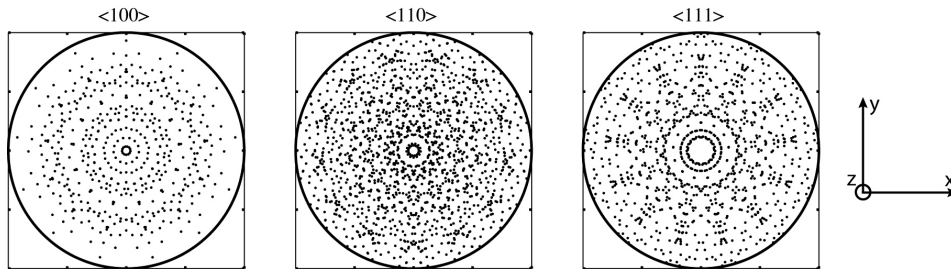


Figure 3: Figure de Pôle pour un polycristal isotrope obtenues par analyse régulière de l'espace des orientations cristallographique (Projections Stéréographiques) [7]

On peut alors estimer les variables internes locales telles que les fractions volumiques f_Φ ou les déformation par grains ϵ_g^{tr} . Par une procédure d'homogénéisation on peut estimer les déformations macroscopiques associées :

$$\mathbf{E}^{tr} = \langle \mathbb{B}^T \cdot \epsilon_g^{tr} \rangle \quad (6)$$

On présente ici les résultats d'une simulation du comportement de ce VER soumis à une traction isotherme. Pour l'instant les calculs sont menés sous l'hypothèse des contraintes homogènes mais le

schéma auto-cohérent complet est envisagé. La fig.4.(b) représente la déformation de transformation macroscopique dans l'axe de chargement. Notons tout d'abord que l'hystérésis est bien reproduite, grâce à L_{Φ} , la chaleur latente de germination introduite (retard entre $A \rightarrow M$ et $M \rightarrow A$). On remarquera aussi la dissymétrie en traction et compression, ainsi que la répartition des phases (fig. 4.(b)). Le modèle donne donc une bonne description qualitative des différents comportements selon les conditions de chargement, directement représentative de la microstructure et de la nature du matériau. De plus, la nature multiaxiale du modèle nous permet d'envisager la simulation de différentes histoires de chargement ainsi que différentes conditions thermiques.

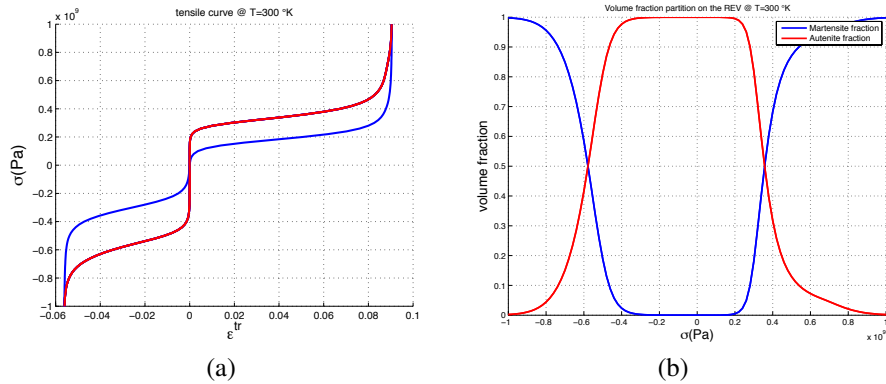


Figure 4: (a) Déformation macro Vs contrainte appliquée : simulation de traction-compression isotherme sur VER polycristallin (b) Fractions volumiques de chaque phase

5 CONCLUSION ET PERSPECTIVES

Nous proposons un modèle de VER multiaxial et multi-échelle afin de rendre compte du fort couplage thermo-mécanique dans les AMF. Le modèle est basé sur les modifications géométriques du réseau cristallin, sous l'effet de la température ou de la contrainte. Les fractions volumiques de chaque phase sont évaluées grâce à une comparaison statistique, de type Boltzmann, des énergies. Les simulations numériques du VER sont en accord avec les observations expérimentales. Ce modèle de VER sera lié à un modèle numérique thermique afin de simuler un essai de traction non isotherme dans le but de prévoir la localisation et la génération et diffusion de la chaleur. De plus, la nature multiaxiale du modèle nous permet d'envisager la simulation de différentes histoires de chargement. Enfin, la démarche scientifique développée ici peut être appliquée à tout autre type d'AMF, si l'on en connaît les transformations de Bain associées.

REFERENCES

- [1] Battacharya, K. 2003 Microstructure of Martensite *In Oxford series on materials modelling (Oxford University Press)*
- [2] Bouvet C, Calloch S, Lexcellent C. 2004 A phenomenological model for pseudoelasticity of shape memory alloys under multiaxial proportional and nonproportional loadings *Eur. J. of Mech. A/Solids* **23** 37-61
- [3] Patoor et al. 2006 Shape memory alloys, Part I: General properties and modeling of single crystals *Mechanics of Materials* **38** 391-429
- [4] Lagoudas, D.C. et al. 2006 Shape memory alloys, Part II: Modeling of polycrystals *Mechanics of Materials* **38** 430-462
- [5] Pitteri, M., Zanzotto, G. 1997 Generic and non-generic cubic to monoclinic transition and their twins *Acta Mater* **46** 225-237
- [6] A. Maynadier, D. Depriester, K. Lavernhe-Taillard, O. Hubert 2011 Modélisation polycristalline du comportement d'un Alliage à Mémoire de Forme (AMF) de type Ni-Ti sous sollicitations multiaxiales *Congrès Français de Mécanique - Besançon*
- [7] Daniel L, Hubert O, Buiron N, Billardon R 2008 Reversible magneto-elastic behavior: A multi-scale approach *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **56** 1018-1042
- [8] Maynadier A, Poncelet M, Lavernhe-Taillard K, Roux S 2011 One Shot measurement of thermal and kinematic fields : Infra-Red Image Correlation (IRIC) *Experimental Mechanics* DOI: 10.1007/s11340-011-9483-2