



HAL
open science

Évolution de la fraction volumique de martensite dans les alliages à mémoire de forme sous chargement multiaxial

Shabnam Arbab-Chirani, Karine Taillard, Sylvain Calloch, Christian LExcellent, Etienne Patoor

► To cite this version:

Shabnam Arbab-Chirani, Karine Taillard, Sylvain Calloch, Christian LExcellent, Etienne Patoor. Évolution de la fraction volumique de martensite dans les alliages à mémoire de forme sous chargement multiaxial. 17e Congrès Français de Mécanique, Sep 2005, Troyes, France. hal-00019724

HAL Id: hal-00019724

<https://hal.science/hal-00019724>

Submitted on 25 Apr 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.



Distributed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

Évolution de la fraction volumique de martensite dans les alliages à mémoire de forme sous chargement multiaxial

Shabnam Arbab Chirani*, Karine Taillard**, Sylvain Calloch***, Christian Lexcellent**** et Étienne Patoor*****

* CERV-ENI Brest, ** LMT Cachan, *** MSN-ENSIETA Brest, **** LMARC Besançon, ***** LPMM Metz

FRANCE

Résumé :

Une campagne d'essais sous sollicitations de traction-torsion ainsi que le modèle micro-macro du LPMM sont utilisés dans le but de discuter la validité d'une conjecture concernant la proportionnalité entre la fraction volumique de martensite et la déformation de transformation équivalente dans le cadre du comportement pseudo-élastique des alliages à mémoire de forme.

Abstract :

This work concerns the pseudo-elasticity of the shape memory alloys. A series of tests under tension-torsion loadings and a micro-macro model are used to show the validity of a conjecture concerning the proportionality between the volumic fraction of martensite and the equivalent transformation strain.

Mots clefs :

Pseudo-élasticité, Essais multiaxiaux, Résistivité, Dialogue essais-modèles.

1 Introduction

La pseudo-élasticité est un aspect particulier du comportement mécanique des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) [1]. Ce comportement est observé lorsque l'AMF est sollicité de façon mécanique à une température supérieure à sa température caractéristique A_f (Austenite finish). Dans ce cas, l'AMF se déforme de manière hystérétique réversible jusqu'à des niveaux de déformation pouvant atteindre 8%. C'est une transformation de phase solide-solide de type martensitique qui est à l'origine de la pseudo-élasticité des AMF. Récemment, un modèle macroscopique a été proposé permettant de modéliser la pseudo-élasticité des AMF sous chargements multiaxiaux complexes [2]. L'originalité de ce modèle repose sur le fait que le domaine d'élasticité du matériau dans son état bi-phasé est donné par l'intersection de deux surfaces de transformation. La première nous permet de gérer la transformation directe (*i.e.*, austénite \rightarrow martensite), et la seconde permet de gérer la transformation inverse (*i.e.*, martensite \rightarrow austénite). Le mécanisme de réorientation, mis en jeu seulement sous chargement multiaxial non-proportionnel, est activé lorsque le point chargement se situe à l'intersection des deux surfaces de transformation. Aucune variable supplémentaire n'est donc introduite, la réorientation est modélisée (à l'échelle de description adoptée) par une transformation directe et transformation inverse simultanées. Ce modèle a été validé sur une large base d'essais multi-axiaux. Toujours dans ce modèle, une conjecture a été proposée concernant une relation linéaire entre la déformation équivalente de transformation et la fraction volumique de martensite. À ce jour, cette conjecture n'a été validée que sous chargement uniaxial de traction [3]. L'objectif du travail présenté dans ce papier est donc de mettre en place une campagne d'essais sous chargement de traction-torsion dans le but de discuter la validité de cette conjecture dans le cas des chargements multiaxiaux proportionnels. La première partie de ce papier est consacrée à la description des essais et des résultats expérimentaux. Nous verrons que nous obtenons bien une relation linéaire entre la fraction volumique de

martensite et la déformation équivalente de transformation mais le coefficient de proportionnalité semble dépendre légèrement de la direction de chargement. Dans le but d'analyser ces résultats, nous faisons appel au modèle micro-macro du LPMM de Metz [4,6]. Ce modèle plus physique est alors utilisé comme une machine d'essais virtuelle pour discuter à nouveau la validité de la conjecture.

2 Campagne d'essais sous sollicitations multi-axiales

Le matériau utilisé dans cette étude est un alliage polycristallin à mémoire de forme du type Cu-Al-Be (Cu 87,75 wt%, Al 11,33 wt%, Be 0,45 wt%). Les éprouvettes tubulaires de traction-torsion ont été usinées dans des barres tréfilées puis traitées thermiquement (650°C pendant 20 min et plongées dans de l'eau bouillante pendant 1 h). Les quatre températures caractéristiques de transformation de phase ont été déterminées à par de mesures de résistivité ($A_s=19^\circ\text{C}$, $A_f=32^\circ\text{C}$, $M_s=21^\circ\text{C}$ et $M_f=-7^\circ\text{C}$).

2.1 Détermination expérimentale du seuil de début de transformation

Des séries d'essais sous sollicitations de traction (compression)-pression interne, d'une part, sous sollicitations de traction (compression)-torsion, d'autre part, et enfin sous sollicitations de bi-compression ont été réalisées dans le but de déterminer la forme du seuil de début de transformation de l'alliage Cu-Al-Be. Le lecteur intéressé par les détails de cette étude pourra se reporter à la référence suivante [5]. Nous ne reportons ici que les résultats nécessaires pour la suite de ce papier. Les figures 1 et 2 montrent la compilation des résultats de ces campagnes d'essais.

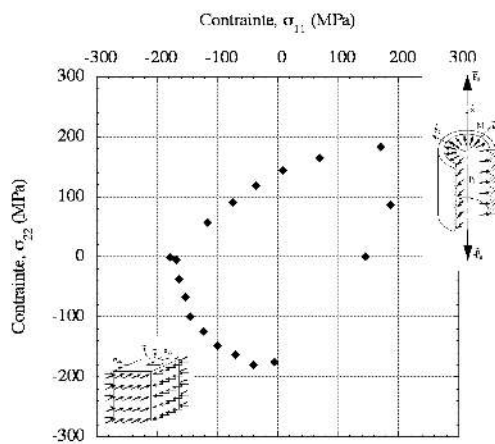


FIG. 1 – Surface de début de transformation dans le plan $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$.

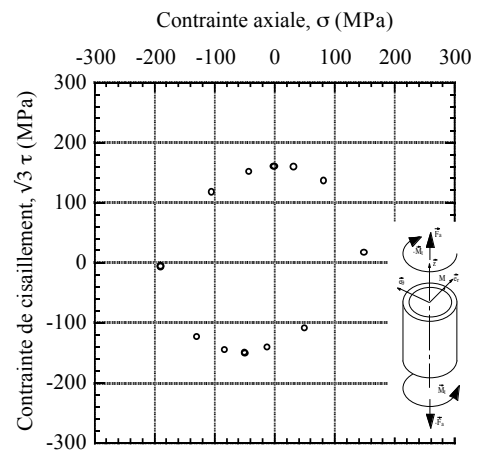


FIG. 2 – Surface de début de transformation dans le plan $(\sigma, \tau\sqrt{3})$.

Ces résultats d'essais nous ont permis de définir des contraintes équivalentes pour les alliages à mémoire de forme isotropes et anisotropes [5]. Dans le cas des AMF isotropes, la contrainte équivalente, σ_{eq}^{iso} , a été introduite :

$$\sigma_{eq}^{iso} = \sigma_{eq}^{iso}(\bar{\sigma}, y_\sigma) = \bar{\sigma} \cdot g(y_\sigma) \quad (1)$$

où $\bar{\sigma}$ et y_σ sont respectivement la contrainte équivalente de von Mises et le troisième invariant du tenseur des contraintes définis par :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}_D : \underline{\underline{\sigma}}_D} \quad \text{et} \quad y_\sigma = \frac{27}{2} \frac{\det(\underline{\underline{\sigma}}_D)}{\bar{\sigma}^3} \quad (2)$$

et $g(y_\sigma)$ est une fonction définie par :

$$g(y_\sigma) = \cos\left[\frac{1}{3} \cdot \cos^{-1}(1 - a \cdot (1 - y_\sigma))\right] \quad (3)$$

où a est un paramètre dépendant du matériau qui est identifié à partir d'un essai de compression.

À partir de la définition de la contrainte équivalente, de la notion d'équivalence en puissance de transformation ($\mathbf{P}_{eq}^{tr} = \sigma_{eq} \cdot \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}_{eq}^{tr} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{tr} = \mathbf{P}^{tr}$) et de l'hypothèse de normalité ($\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{tr} = \dot{\lambda} \frac{\partial \sigma_{eq}}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}$), on peut introduire une déformation équivalente de transformation :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_{eq}^{tr} = \bar{\underline{\underline{\epsilon}}}^{tr} \cdot \frac{g(-y_{\epsilon^{tr}})}{g(-1)} \quad (4)$$

où $\bar{\underline{\underline{\epsilon}}}^{tr}$ est la déformation équivalente de von Mises ($\bar{\underline{\underline{\epsilon}}}^{tr} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\epsilon}}^{tr} : \underline{\underline{\epsilon}}^{tr}}$) et $y_{\epsilon^{tr}}$ est le troisième invariant du tenseur des déformations de transformation défini par :

$$y_{\epsilon^{tr}} = 4 \frac{\det(\underline{\underline{\epsilon}}^{tr})}{(\bar{\underline{\underline{\epsilon}}}^{tr})^3} \quad (5)$$

2.2 Relation entre la fraction volumique de martensite et la déformation de transformation équivalente

Un grand nombre d'auteurs a proposé une relation linéaire entre la fraction volumique de martensite, z , et la déformation de transformation de phase dans le cas du chargement uniaxial de traction. Nous proposons ici de généraliser cette relation pour l'ensemble des trajets de chargements multiaxiaux proportionnels à l'aide de la relation :

$$\underline{\underline{\epsilon}}_{eq}^{tr} = \gamma \cdot z \quad (6)$$

où γ est un paramètre qui dépend du matériau.

Une série d'essais sous sollicitations de traction (compression)-torsion sur des éprouvettes tubulaires a été réalisée dans le but de discuter la pertinence de la relation (6). Au cours de chaque trajet de chargement proportionnel, la fraction volumique de martensite et la déformation équivalente de transformation sont déterminées respectivement à partir de mesure de résistivité de l'échantillon et de la mesure des déformations à l'aide d'une rosette. La figure 3 montre de façon schématique l'instrumentation des éprouvettes de traction-torsion. La figure 4 montre les évolutions de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation équivalente de transformation mesurées au cours de 8 essais proportionnels imposés dans le plan $(\epsilon_{11}, \gamma/\sqrt{3})$. On peut voir sur cette dernière figure que, dans la gamme des déformations testées, la fraction volumique de martensite semble bien évoluer de façon linéaire en fonction de la déformation de transformation équivalente. Par contre, la pente de cette relation linéaire paraît dépendre du chargement imposé. Dans le but d'analyser ces résultats, le modèle micromécanique du LPMM va être utilisé dans la suite de ce travail.

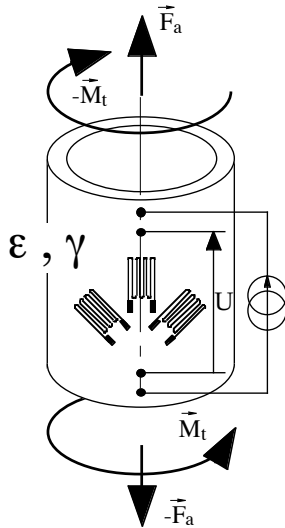


FIG. 3 – Schéma de l'instrumentation des éprouvettes de traction-torsion.

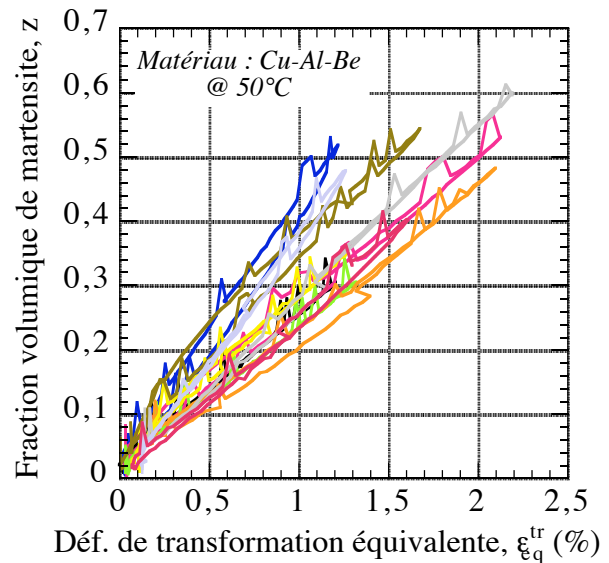


FIG. 4 – Évolution de la fraction volumique de martensite, z , en fonction de la déformation équivalente de transformation.

3. Modèle micro-macro

Il est basé sur une transition d'échelle en intégrant l'approche autocohérente [6]. Le volume élémentaire représentatif (VER) est défini au niveau du polycristal. En se basant sur le tenseur de localisation, le chargement macroscopique est traduit à l'échelle du grain. Considérant l'état de chargement local, les variantes de martensite activables sont détectées et la fraction volumique de chaque variante ainsi que la déformation de transformation induite sont évaluées. Cette opération est effectuée pour tous les grains. Une fois les réponses locales de tous les grains déterminées, par des opérations de moyenne, la réponse macroscopique de l'AMF est calculée.

Les paramètres d'entrée de ce modèle sont la texture cristallographique, les températures de transformation, les caractéristiques permettant de reproduire le pseudo diagramme d'état des AMF, les normales aux plans et les directions de transformation des 24 variantes de martensite et une matrice d'interaction qui permet de définir une interaction forte ou faible (groupes autoaccommodants) entre les différentes variantes formées dans un grain pour prendre en compte l'effet des contraintes internes sur la formation de la martensite [4]. Ces paramètres sont physiques et à l'exception de la texture cristallographique, ils ne dépendent pas de l'histoire du matériau.

Dans ce modèle, par l'intermédiaire de la texture cristallographique du matériau, décrivant l'orientation des différents grains, l'isotropie ou l'anisotropie liée à la mise en forme peut être prise en compte [9]. Il est bien connu que la texture cristallographique initiale est un paramètre très important dans le comportement des AMF : Bhattacharya [10], Gall [11]. Il est également possible de suivre l'évolution de la microstructure au cours du chargement et avoir une idée sur le niveau de la fraction volumique de la martensite à plusieurs échelles.

Le matériau étudié est l'alliage de CuAlBe avec les caractéristiques macroscopiques décrites auparavant. En ce qui concerne les informations microstructurales dans ces alliages qui sont bien plus stables que les autres alliages à base de cuivre, il existe 24 variantes de martensite qui forment 6 groupes autoaccommodants. Elles sont caractérisées par un normal au plan d'habitat et par une direction de transformation qui sont de type [1 4 4] [12]. L'amplitude de déformation de transformation, g , est de 0,23 [4]. Les paramètres de la matrice d'interaction sont : 50 MPa pour décrire l'interaction faible et 260 MPa pour décrire l'interaction forte [4]. L'apparition de la transformation martensitique est liée à un potentiel chimique ΔG qui a une forme linéaire autour de la température M_s : $\Delta G_{ch} = B(T - M_s)$. La valeur du paramètre B dans cette équation est 0,23 MPa/K [4]. Le comportement élastique est supposé isotrope et identique pour les deux phases.

Dans la suite de cette partie, nous utilisons le modèle micromécanique dans le but, d'une part, de valider la forme des surfaces de début de transformation donner par le modèle macroscopique et, d'autre part, de

discuter la validité de la conjecture concernant la relation entre la fraction volumique moyenne de martensite et la déformation équivalente de transformation. L'ensemble des simulations, réalisées à partir du modèle micromécanique, a été obtenu sur un agrégat polycristallin isotrope comportant 1000 grains.

3.1 Surface de début de transformation

Les figures 5 et 6 montrent les comparaisons entre les surfaces de début de transformation dans les plans $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$ et (σ_{11}, τ) à partir, d'une part, du modèle micro-macro et, d'autre part, à partir du modèle macroscopique. On peut constater la très bonne concordance entre les deux types de modèle.

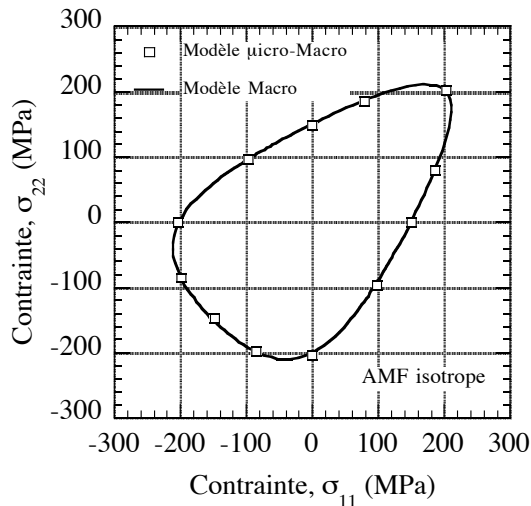


FIG. 5 – Surface de début de transformation dans le plan $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$.

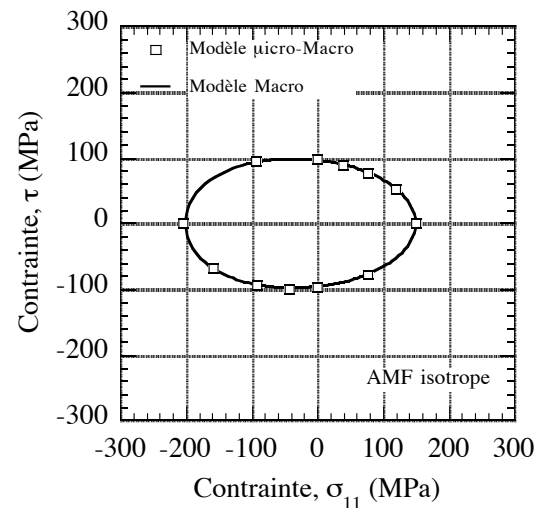


FIG. 6 – Surface de début de transformation dans le plan (σ_{11}, τ) .

3.2 Relation entre la fraction volumique de martensite et la déformation de transformation équivalente

L'autre aspect intéressant des simulations réalisées concerne, d'une part, l'évolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente de transformation et, d'autre part, l'évolution de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation équivalente de transformation. Les figures 7 et 8 montrent ces évolutions pour huit trajets de chargements proportionnels différents. On peut considérer que pour l'ensemble des chargements sélectionnés, les courbes donnant la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente de transformation sont identiques. Ceci permet de valider à partir du modèle micromécanique les définitions de la contrainte et de la déformation équivalente pour les AMF isotropes. Ensuite, on observe également que mis à part pour le début de la transformation martensitique, l'évolution de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation équivalente de transformation est bien linéaire et que, dans le cas d'un AMF isotrope, le coefficient de proportionnalité ne dépend pas du trajet de chargement considéré. Le fait qu'une pente différente soit observée au début de la transformation de phase a déjà été remarqué par Entemeyer [6]. Cette première partie, dans la réponse du matériau, persiste tant que la transformation de phase n'a pas affecté la majorité des grains.

4 Conclusion et perspectives

Une campagne d'essais sollicitations de traction-torsion a été développée et mise en œuvre dans le but de tenter de valider la relation souvent adoptée dans les modèles macroscopiques entre la fraction volumique de martensite et la déformation de transformation équivalente. Les résultats montrent, d'une part, que l'évolution entre la fraction volumique de martensite et la déformation équivalente est bien linéaire mais, d'autre part, que la pente semble dépendre du trajet de chargement. Dans le but d'analyser ces

résultats d'essais à l'aide d'un autre outil, le modèle micromécanique du LPMM a été utilisé. Il nous a permis de valider, d'une part, les définitions de la contrainte et de la déformation de transformation équivalente et, d'autre part, de confirmer la conjecture dans le cas des AMF isotropes. L'interprétation des résultats d'essais reste donc ouverte. La prise en compte de l'anisotropie de notre alliage nous permettra peut-être de généraliser la conjecture au cas des alliages à mémoire de forme anisotropes. Pour ce faire, une nouvelle contrainte équivalente et une déformation équivalente associée devront être définies. Dans ce contexte encore, le modèle micromécanique sera d'une aide certaine.

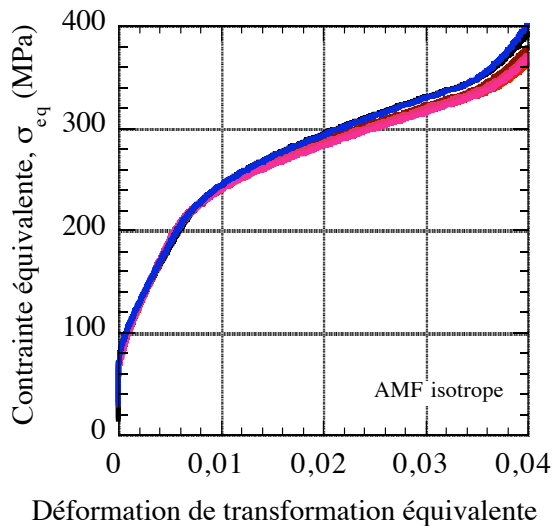


FIG. 7 – Évolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation de transformation équivalente.

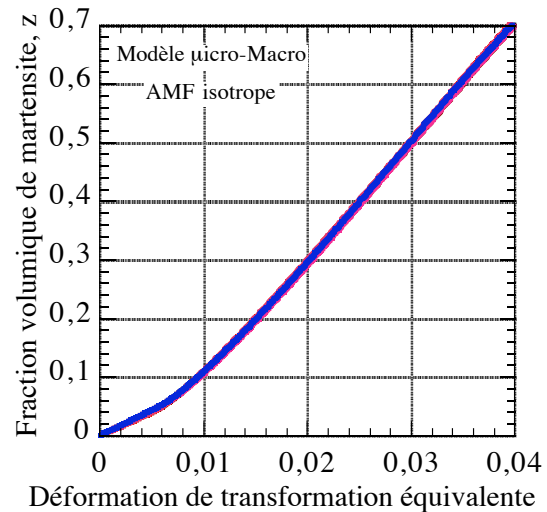


FIG. 8 – Évolution de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation de transformation équivalente.

References

- [1] E. Patoor et M. Berveiller, 1990. Les alliages à mémoire de forme, Hermes.
- [2] C. Bouvet, S. Calloch et C. LExcellent, 2004. A phenomenological model for pseudoelasticity of SMA under multiaxial proportional and nonproportional loadings", *Eur. J. Mech. , A/Solids*, **23**, 37-61.
- [3] P. Vacher et C. LExcellent, 1991. Study of pseudoelastic behavior of polycrystalline SMA by resistivity measurements and acoustic emission, *Proc. of ICM VI*, **6**, 231-236.
- [4] E. Patoor et M. Berveiller, 1997. Micromechanical modeling of thermoelastic behavior of shape memory alloys, in CISM lecture notes n° 368 Mechanics of Solids with phase change, edited by F. D. Fischer and M. Berveiller, 121-188.
- [5] C. Bouvet, S. Calloch et C. LExcellent, 2002. Mechanical behavior of a Cu-Al-Be SMA under multiaxial proportional and nonproportional loadings, *J. Eng. Mat. Techn.*, **124**, 112-124.
- [6] D. Entemeyer, 1996. Etude micromécanique du comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme, Thèse de doctorat, Université de Metz.
- [7] M. Berveiller et A. Zaoui, 1984. Modelling of the plastic behavior of inhomogeneous media, *J. Eng. Mat. and Tech.*, **106**, 295-299.
- [8] N. Siredey, E. Patoor, M. Berveiller et A. Eberhardt, 1999. Constitutive equations for polycrystalline thermoelastic shape memory alloys. Part I. Intragranulaire interactions and behavior of the grain, *Int. J. of Solids and Structures*, **36**, 4289-4315.
- [9] S. Arbab Chirani, D. Aleong, C. Dumont, D. McDowell et E. Patoor, 2003. Superelastic behaviour modelling in shape memory alloys, *J. Phys. IV*, **112**, 205-208.
- [10] K. Bhattacharya, K., et R.V. Koh, 1996. Symmetry, Texture and the Recoverable Strain of Shape Memory Polycrystals, *Acta mater.*, **44**, No. 2, 529-542.
- [11] K. Gall et H. Sehitoglu, 1999. The role of texture in tension-compression asymmetry in polycrystalline NiTi, *Int. J. of Plasticity*, **15**, 69-92.
- [12] F. Moreau, 1996. LETAM, Université de Metz, Communication interne.