

Alliages à mémoire de forme: Comportement en traction et compression

M. O. Bensalah

L.M.M, Faculté des Sciences de Rabat, Maroc

L. Boulmane

GPSEM, Faculté des Sciences de Meknès, Maroc

A. Hih

L.M.M, Faculté des Sciences de Rabat, Maroc

A. Khmou

GPSEM, Faculté des Sciences de Meknès, Maroc

Résumé

On présente les éléments d'une approche microscopique des AMF en utilisant une approche de type Taylor. Ce modèle est utilisé pour les mono et polycristaux en traction et en compression uniaxiale. On met en évidence les effets de réorientations et l'influence de la contrainte à la saturation en fonction de M_s .

Abstract

We present the elements of micromechanics approach to SMA by using Taylor model. This model is used for mono and polycrystal in traction and compression solicitations. We also put the effects of strain, reorientation and saturation strain according to M_s .

1. INTRODUCTION

Les alliages à mémoire de forme (AMF) ont reçu dans ces dernières décennies une attention particulière à cause de leurs utilisations dans des secteurs industriels variés tel que l'agroalimentaire, la biomédicale, l'aéronautique, la robotique etc. Ces alliages ont la particularité de présenter une grande variété de comportement en fonction des chargements thermomécaniques qui leur sont imposés. Ces réponses sont associées à différents mécanismes de déformation :

- Germination et croissance des variantes de martensite sous l'effet des contraintes appliquées.
- Influence des contraintes internes sur la transformation et mobilité des interfaces intervariantes.

La modélisation de ces comportements doit tenir compte des différents mécanismes associés à la transformation.

Le but de ce travail est de présenter les éléments d'une approche micromécanique en petites déformations fondée sur une description cinématique, un potentiel thermodynamique et une modélisation du comportement macroscopique par l'intermédiaire du modèle de type Taylor.

On note dans cette étude l'importance jouée par la nature microstructurale et le comportement du matériau en traction et en compression.

2. MODELISATION

Cinématique associée à la transformation

Pour considérer la structure d'un matériaux polycristallin et l'existence, dans la martensite, de vingt quatre variantes cristallographiquement équivalentes [1] [2], on adopte comme échelle de description la variante de martensite. On considère donc comme élément de base, pour la modélisation du comportement global du polycristal, la déformation $(\varepsilon_{ij}^h)_I$ associée à la formation d'une variante de martensite (h) dans un grain (I). Cette déformation intrinsèque n'est fonction que de la transformation (variation de volume et amplitude de cisaillement associée au changement de phase) et de l'orientation de la variante considérée [3].

$$(\varepsilon_{ij}^h)_I = g(\mathbf{R}_{ij}^h)_I \quad (1)$$

où $(\mathbf{R}_{ij}^h)_I$ est le tenseur d'orientation de la variante (h) dans un grain I, donné par :

$$(\mathbf{R}_{ij}^h)_I = \frac{1}{2}(n_i^h m_j^h + n_j^h m_i^h)_I \quad (2)$$

avec

n_i^h : composantes de la normale unitaire au plan invariant pour la variante h.

m_i^h : composantes du vecteur unitaire, direction de déplacement de la variante h.

g : amplitude de la déformation.

Si on considère les $(\varepsilon_{ij}^h)_I$ comme les éléments de base de la description, on a alors, pour chaque volume V_I^h occupé par une variante de martensite, les relations donnant les déformations de transformations ε_{ij}^{Tr} , suivantes:

$$\varepsilon_{ij}^{Tr}(\mathbf{r}) = \sum_h (\varepsilon_{ij}^h)_I \Theta_v^h(\mathbf{r}) \quad (3)$$

où $\Theta_v^h(\mathbf{r})$ est la fonction indicatrice définie par :

$$\Theta_v^h(\mathbf{r}) = \begin{cases} 1 & \text{si } \mathbf{r} \in V_I^h \\ 0 & \text{si } \mathbf{r} \notin V_I^h \end{cases} \quad (4)$$

Les déformations de transformations locales sont considérées uniformes au sein d'un grain I l'expression de la relation (3) devient :

$$E_{ij}^{Tr} = \frac{1}{V} \sum_I \left(\sum_h (\varepsilon_{ij}^h)_I V_I^h \right) \quad (5)$$

En notant par $f_I^h \left(= \frac{V_I^h}{V_I} \right)$ la fraction volumique occupée par la variante h, de volume V_I^h , dans le grain I de volume V_I et par $F^I \left(= \frac{V_I}{V} \right)$ est la fraction volumique occupée par ce même grain I, la relation (5) devient :

$$E_{ij}^{Tr} = \sum_I \left(\sum_h (\varepsilon_{ij}^h)_I f_I^h \right) F^I \quad (6)$$

3. POTENTIEL PSEUDO-ELASTIQUE ASSOCIE A LA TRANSFORMATION

Soit un volume élémentaire de la phase mère (austénite). L'énergie libre de Gibbs associée à la transformation martensitique thermoélastique est définie par [4]:

$$\Delta G(\Sigma_{ij}, T, f_I^h) = \Psi(\Sigma_{ij}, T, f_I^h) - \Sigma_{ij} E_{ij} \quad (7)$$

où le tenseur de déformation, E_{ij} , peut être la somme d'un tenseur de déformation élastique, E_{ij}^e , et d'un tenseur de déformation de transformation martensitique, E_{ij}^{Tr} . Le tenseur Σ_{ij} , est le tenseur de contrainte appliqué. Ψ est l'énergie libre de Helmotz, définie par :

$$\Psi(\Sigma_{ij}, T, f_I^h) = \Delta G_{ch} + W_{mec} + W_{int} \quad (8)$$

où ΔG_{ch} est la variation de l'énergie chimique due à la transformation, W_{int} est l'énergie d'interface entre la phase mère austénite et la phase martensite, et W_{mec} est l'énergie mécanique. ΔG_{ch} est une fonction linéaire de la température T définie par [4]:

$$\Delta G_{ch} = B(T - M_s)f \quad (9)$$

où B est un coefficient de proportionnalité, M_s est la température de début de la transformation et f est la fraction volumique totale de la martensite formée, donnée par :

$$f = \sum_I \sum_h f_I^h F^I \quad (10)$$

L'énergie d'interface W_{int} est très faible comparée aux autres énergies. Elle est négligée dans ce travail.

L'énergie mécanique W_{mec} est appelée aussi énergie de déformation élastique. Les deux phases martensite et austénite sont supposées élastiques de module de cisaillement μ et de coefficient de Poisson ν identiques. Cette énergie mécanique est la somme de deux termes : W_e , énergie de déformation élastique due aux champs de contraintes appliquées, est donnée par :

$$W_e = \frac{1}{2} \sum_{ij} E_{ij} \quad (11)$$

et W_b est l'énergie élastique bloquée due aux champs de contraintes internes associées à la transformation donnée par [5] :

$$W_b = -\frac{1}{2V} \int \sigma_{ij}(r) \varepsilon_{ij}^{Tr}(r) dv \quad (12)$$

Les contraintes internes sont déterminées en utilisant la solution d'Eshelby [5]. Pour une inclusion, qui est une variante martensitique h , dans notre cas de forme ellipsoïdale, on aura :

$$\sigma_{ij}^h = C_{ijkl} (S_{klmn} - (I_{klmn})_I^h) (E_{mn}^{Tr} - (\varepsilon_{mn})_I^h) \quad (13)$$

où

C est le tenseur d'élasticité,

S est le tenseur d'Eshelby

et I est le tenseur identité d'ordre 4.

A partir des équations (9), (10), (11) et (13) le potentiel de l'équation (8) prend la forme suivante [7]:

$$\begin{aligned} \Psi(\Sigma_{ij}, T, f_I^h) = & \frac{1}{2} \sum_{ij} E_{ij}^e + B(T - M_s) \sum_I \sum_h f_I^h F_I + \sum_{ij} \sum_I \left(\sum_h (\varepsilon_{ij}^h)_I f_I^h \right) F_I \\ & - \frac{1}{2} \sum_I \sum_h C_{ijkl} (I_{klmn} - (S_{klmn})_I^h) (E_{mn}^{Tr} - (\varepsilon_{mn})_I^h) (\varepsilon_{mn})_I^h f_I^h F_I \end{aligned} \quad (14)$$

Ce potentiel Ψ décrit l'état du système austénite-martensite en fonction de la contrainte appliquée Σ , de la température T et des fractions volumiques des différentes variantes actives f_I^h . Il dépend également de la morphologie des variantes de martensite (tenseur S_I^h) et de leurs orientations dans le grain.

L'optimisation de cette fonctionnelle, en fractions volumiques, permet d'établir l'état de contrainte et de déformation du matériau. C'est une optimisation non-linéaire sous contraintes, sa résolution est réalisée en utilisant une méthode d'Uzawa [8]. Ces contraintes sont imposées par le fait que les fractions volumiques et leur somme doivent être comprises entre 0 et 1. Grâce à l'approche de Taylor

adoptée dans ce travail, on suppose que pour un grain donné il ne peut y avoir, au maximum, que six variantes actives à la fois.

L'équation (14) est optimisée en considérant que parmi les vingt quatre variantes cristallographiquement équivalentes, seulement six variantes sont actives par grain. Le jeu de six variantes solution est celui pour lequel le travail de déformation est minimal.

4. APPLICATION ET RESULTATS

Le modèle proposé est appliqué pour déterminer le comportement thermomécaniques, en traction et compression, des AMF de type CuZnAl. Dans cette classe d'alliages, les variantes de martensite sont de la famille \bar{n} (0.182,0.669,0.721) et \bar{m} (0.165,0.737,0.655) [9]. Cet alliage est caractérisé par les propriétés remarquables suivantes [10] :

- Il ne présente pas de couplage entre la plasticité classique et la plasticité de transformation.
- Sa transformation sous contraintes s'effectue principalement selon une seule variante par grain pour la traction uniaxiale.
- Sa variation volumique due à la transformation est négligeable.

On suppose que le comportement élastique du polycristal non texturé de 100 grains de fractions volumiques $F^I = \frac{1}{100}$ ($\forall I \in [1,100]$) est homogène et élastique. Le module de cisaillement est $\mu = 40000$ MPa et le coefficient de Poisson est $\nu = 0.333$. Les formes des variantes de martensite sont ellipsoïdales aplaties de demi-axes a, b, c tels que $a=b=100c$.

4.1 Monocristal

Les résultats ainsi obtenus en simulant des essais de traction compression uniaxiale dans un monocristal d'orientation ($3.1^\circ, 73.24^\circ, 335.8^\circ$) sont présentés sur la figure 1.

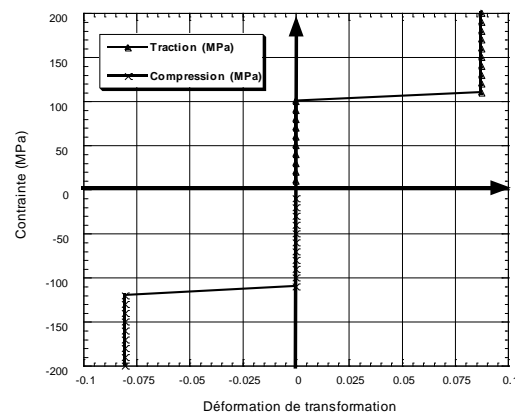


Figure 1 : Essai de traction-compression d'un monocristal CuZnAl

On remarque que le comportement du monocristal en traction est totalement différent de son comportement en compression. Cette dissymétrie de comportement est due au faite que les variantes actives en traction sont différentes de celle activées en compression. Pour le grain utilisé pour cet essai, qui une orientation donnée par $(3.1^\circ, 73.24^\circ, 335.8^\circ)$, la variante (12) est active en traction, par contre en compression c'est la variante (3) qui s'active.

La figure 2 traduit la courbe contrainte déformation pour le même monocristal que l'essai ci-dessus. Une comparaison des résultats de notre approche et les résultats expérimentaux [11] montre une parfaite concordance au début de l'essai et une différence pour la déformation de saturation. Cette différence est due au fait que dans notre approche on considère que le monocristal est parfait, donc il n'y a pas de défauts qui vont influencer la déformation.

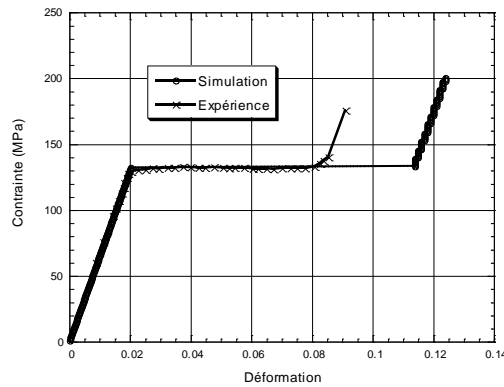


Figure 2 : Comparaison entre les résultats expérimentaux [11] et ceux de la simulation

Les courbes de refroidissement-chauffage sont présentées sur la figure 3. L'influence de la contrainte constante appliquée est mise en évidence. On remarque que M_s dépend de la contrainte appliquée. Les températures du début de la transformation sont respectivement 60°C , 40°C et 27.9°C pour les contraintes 152.4 MPa, 100 MPa et 65.3 MPa.

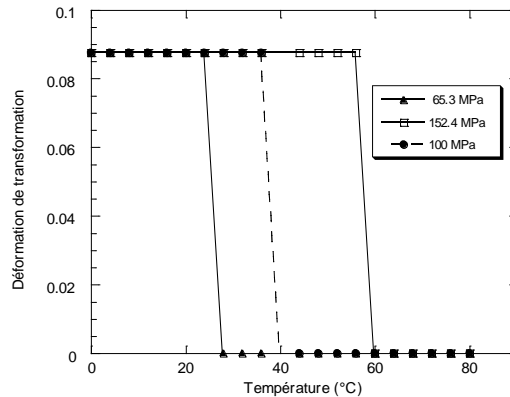


Figure 3 : Courbes de refroidissement-chauffage à des contraintes imposées constantes pour le monocristal

4.2 Polycristal

Les résultats obtenus pour un essai de traction-compression d'un polycristal non texturé de 100 grains sont présentés sur la figure 4. La dissymétrie entre traction et compression est mise en évidence.

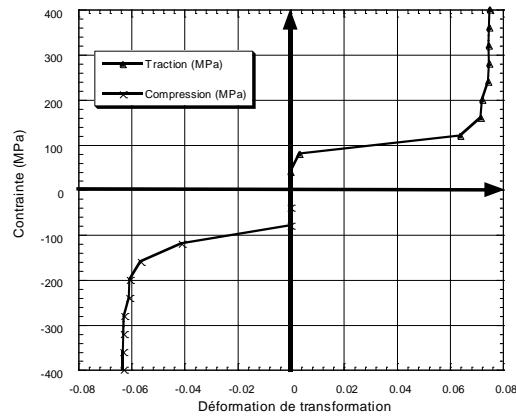


Figure 4 : Essai de traction-compression du polycristal

La simulation à partir d'essais de refroidissement sous contraintes imposées, figure 5, met en évidence un écart croissant entre la température de l'essai et M_s . On montre ainsi l'existence d'une contribution microstructurale importante.

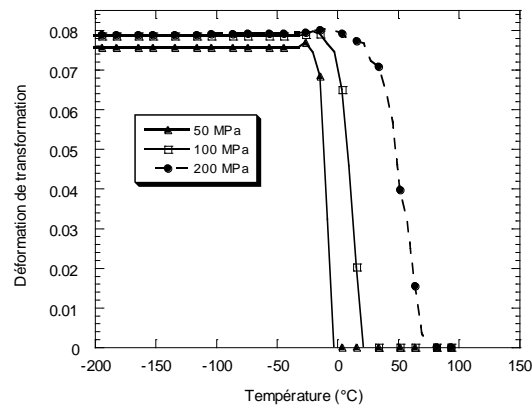


Figure 5 : Courbes de refroidissement-chauffage à des contraintes imposées constantes pour le polycristal

La modélisation de type Taylor améliore les résultats classiques de type Sachs, cependant elle ne présente que 30% de la pente expérimentale. En adoptant une approche qui tient compte des interactions intergranulaires on améliorera les résultats présentés dans le cadre de ce travail.

5. CONCLUSION

Nous avons présenté une étude du comportement thermomécanique des AMF en utilisant une approche de type Taylor [14]. L'application du modèle au CuZnAl a permis de montrer un comportement différent en traction et en compression et une variation la déformation à la saturation en fonction de M_s . Les effets de la réorientation des grains sont mis en évidence dans cette étude.

Néanmoins les résultats obtenus dans ce travail peuvent être améliorés en introduisant dans le potentiel du polycristal les interactions intergranulaires.

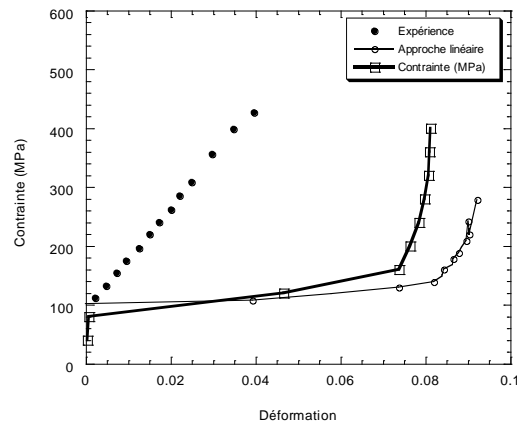


Figure 6 : Comparaison entre les résultats expérimentaux [13] et ceux de la simulation

REFERENCES

1. Warlimont H., Delaey L., Krishnan R. V., Tass H., J. Mater Sci, 9, pp. 1536, (1974).
2. Saburi T., Wayman C. M., Tanaka K., Nenno S., Acta Metall., 28, pp. 15, (1980).
3. E. Patoor, A. Eberhardt, M. Berveiller, Arch. Mech., 40, pp. 775, (1988).
4. Ortin J., Planes A., Acta Metall., 36, p.1873, (1988).
5. Mura T., Micromechanics of defects in solids, Martinus Nijhoff, the Hague, (1987).
6. Agouram S., Abdous L., Bensalah M. O., Eur. Phys. J. AP 1, pp.341-346, (1998).
7. Ghazali A., Bensalah M. O., Agouram S., Int. J. Therm. Sci. 38, pp. 925-934 (1999).
8. Ciarlet P.G., Introduction à l'analyse numérique matricielle et à l'optimisation, Masson (1982).
9. Devos J., Delaey L., Aernond E., Academic Press, pp. 438, (1978).
10. Patoor E., thèse de docteur ingénieur présentée à l'Université de Metz (1986).
11. Huo Y., Muller I., Acta Mechanica, 99, (1993).
12. Agouram S., Bensalah M.O., Ghazali A., Acta Mater. Vol 47, n° 1, pp. 13-21, (1999).
13. Bensalah M. O. Thèse d'état, Université Md. V, Rabat, (1992).
14. Bensalah M. O., Boulmane L., Hihi A.; Khmou A., Comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme: modélisation de type Taylor, soumis au CRAS (2003).