



Couplage dans les alliages à mémoire de forme

Abdelilah Alhamany^{a,*}, Mohamed Oudi Bensalah^b, Omar Fassi Fehri^a

^a LMM, faculté des sciences et technique, département de physique, Settat, Maroc

^b LMM, faculté des sciences Mohamed V, Rabat, Maroc

Reçu le 24 mars 2004 ; accepté après révision le 29 juin 2004

Disponible sur Internet le 1^{er} octobre 2004

Présenté par Évariste Sanchez-Palencia

Résumé

Ce travail s'inscrit dans le cadre d'un modèle permettant d'étudier le comportement micromécanique des alliages à mémoire de forme. L'avantage de ce modèle permet le couplage entre la transformation martensitique et l'évolution microstructurale après fatigue. Ce modèle met en évidence des équations consécutives qui expliquent à la fois les propriétés mécaniques et le changement de structure lors de la transformation. Il fournit des résultats physiques originaux sur le comportement global des alliages à mémoire de forme. *Pour citer cet article : A. Alhamany et al., C. R. Mecanique 332 (2004).*

© 2004 Publié par Elsevier SAS pour l'Académie des sciences.

Abstract

Coupling in shape memory alloys. This Note concerns the study of the micromechanic behavior of shape memory alloys. The advantage of this model permits the coupling between the martensitic transformation and microstructural evolution observed after cycling. The model makes it possible to obtain consecutive equations, which explain at the same time, mechanical properties and the changing structures during the transformation. It provides original physical results on the global behavior of shape memory alloys. *To cite this article: A. Alhamany et al., C. R. Mecanique 332 (2004).*

© 2004 Publié par Elsevier SAS pour l'Académie des sciences.

Mots-clés : Mécanique des solides numérique ; Couplage ; Évolution microstructurale ; Transformation martensitique ; Fraction volumique de martensite ; Contraintes internes ; Potentiel thermodynamique-métallurgique

Keywords : Computational solid mechanics ; Couplage ; Microstructural evolution ; Martensitic transformation ; Volumic fraction of martensite ; Internal stresses ; Metallurgical-thermomechanical potential

* Auteur correspondant.

Adresse e-mail : abdouhamani@hotmail.com (A. Alhamany).

1. Introduction

Dans le domaine de la mécanique, de nombreux travaux ont été consacrés ces dernières années à l'étude du comportement micromécanique des alliages à mémoire de forme (*AMFs*) [1–5]. Il nous semble important d'étudier le comportement des *AMFs* dans le domaine de la métallurgie physique. Cette science cherche à analyser le comportement à partir des défauts cristallins et de leurs interactions.

Les études bibliographiques sur la fatigue des *AMFs* ont montré l'apparition des groupements de dislocations. Ces défauts ont un caractère irréversible, ils correspondent à des régions de matériau où se localise la déformation plastique (parois des dislocations) [6–10].

L'objectif de notre travail est de réaliser un modèle qui permet d'étudier le comportement micromécanique d'un alliage à mémoire de forme CuZnAl à l'état monocristallin. Ce modèle met en évidence le rôle des contraintes internes produites au cours du cyclage.

2. Formalisme

Dans cette section, on considère un potentiel thermodynamique–métallurgique, ce potentiel sera essentiellement relié aux divers phénomènes décrits dans les *AMFs* après fatigue. Il est défini comme :

$$\psi = \Sigma_{ij} E_{ij} - (\Delta G_{ch} + W_e + W_b + W_{ine}) \quad (1)$$

où ΔG_{ch} : représente l'énergie libre chimique associée au système biphasique martensite–austénite [3,4,12].

W_e : est l'énergie élastique due au champ des contraintes appliquées [3,4].

W_b : correspond à l'énergie de déformation associée aux contraintes internes σ_{ij} [11].

W_{ine} : est l'énergie de déformation inélastique associée aux contraintes d'incompatibilité de déformation résultant de la répartition hétérogène des dislocations σ_{ij}^* .

Le champ de déformation macroscopique totale E est composé d'une déformation élastique E_{ij}^e , une déformation de transformation E_{ij}^{tr} , et une déformation plastique E_{ij}^p .

$$E_{ij} = E_{ij}^e + E_{ij}^{tr} + E_{ij}^p \quad (2)$$

Dans les hypothèses des faibles déformations. Chaque E peut être identifiée avec la valeur moyenne des déformations microscopiques ε correspondantes sous un volume V .

$$E_{ij}^{tr} = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon_{ij}^h dV \quad (3)$$

$$E_{ij}^p = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon_{ij}^p dV \quad (4)$$

Nous considérons comme élément de base pour cette étude la déformation de transformation notée ε_{ij}^h . Cette déformation intrinsèque est associée à la formation d'une variante h de martensite. Elle est fonction du tenseur d'orientation R_{ij}^h , de l'amplitude du cisaillement associée au changement de phase $g \cdot \varepsilon_{ij}^h$ se définit par :

$$\varepsilon_{ij}^h = g \sum_h R_{ij}^h \quad (5)$$

La déformation macroscopique de transformation s'écrit alors :

$$E_{ij}^{tr} = g \sum_h R_{ij}^h f^h \quad (6)$$

où f^h représente la fraction volumique de la variante h de martensite donnée par l'expression :

$$f^h = V_M^h / V \quad (7)$$

Elle doit respecter les conditions physiques suivantes :

$$f^h \geq 0 \quad \text{et} \quad \sum_h f^h \leq 1 \quad (8)$$

où V correspond au volume initial d'austénite, V_M^h est le volume de la martensite activée, V_a correspond au volume de l'austénite libre ($V = V_a + V_M^h$).

De la même façon, la déformation plastique ε_{ij}^p est calculée à partir de l'amplitude de la déformation plastique γ_p en traction, et du tenseur d'orientation R_{ij}^{pa} de la zone plastique.

$$\varepsilon_{ij}^p = \gamma_p R_{ij}^{pa} \quad (9)$$

En tenant compte de l'hypothèse de la déformation plastique homogène au voisinage des parois formées ; la déformation macroscopique plastique E_{ij}^p , s'écrit :

$$E_{ij}^p = \varepsilon_{ij}^p \frac{V_{pa}}{V} = \varepsilon_{ij}^p \frac{V_{pa}}{V_a} \cdot \frac{V_a}{V} = \gamma_p R_{ij}^{pa} f_{pa} \sum_h (1 - f^h) \quad (10)$$

où f_{pa} représente la fraction volumique de la zone déformée donnée par :

$$f_{pa} = \frac{V_{pa}}{V_a} \quad (11)$$

avec V_{pa} le volume de la zone déformée (parois).

L'énergie libre chimique de l'Éq. (1) s'écrit :

$$\Delta G_{ch} = B(T - T_0) \sum_h f^h \quad (12)$$

avec B coefficient de l'énergie chimique et T_0 la température d'équilibre thermodynamique des deux phases. Au cours de chargement. T_0 se définit par :

$$T_0 = M_s - (M_f - M_s) \sum_h f^h \quad (13)$$

M_s , M_f sont respectivement les températures du début et de fin de la formation de martensite.

L'énergie élastique W_e due au champ des contraintes appliquées s'écrit :

$$W_e = \frac{1}{2} \Sigma_{ij} M_{ijkl} \Sigma_{kl} \quad (14)$$

L'énergie de déformation élastique associée au champ des contraintes internes σ_{ij} s'écrit :

$$W_b = -\frac{1}{2V} \int_V \sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^{tr} dV \quad (15)$$

où σ_{ij} est le champ des contraintes du aux incompatibilités de déformation de transformation. Pour une inclusion ellipsoïdale, σ_{ij} peut être déterminé en utilisant la solution d'Eshelby [13] :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \sum_{h,k} (I_{ijkl} - S_{ijkl}^h) ((E_{pq}^{tr})^k - (\varepsilon_{pq}^{tr})^h) \quad (16)$$

où C_{ijkl} est le tenseur d'élasticité, S_{ijkl} est le tenseur d'Eschelby, I_{ijkl} le tenseur Identité.

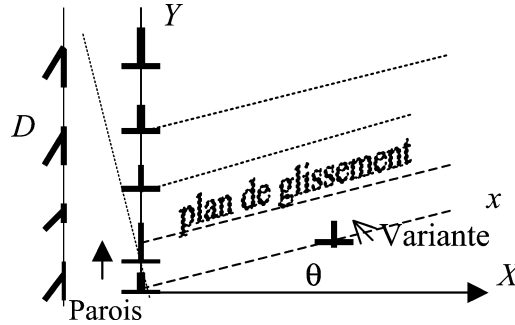


Fig. 1. Arrangement des dislocations après déformation (parois) et la variante de martensite.

Fig. 1. Dislocations arrangement after deformation (walls) and variant of martensite.

Après intégration de l'Éq. (15) W_b devient :

$$W_b = -\frac{1}{2} C_{ijkl} \sum_{h,k} (I_{ijkl} - S_{ijkl}^h) ((\varepsilon_{pq}^{\text{tr}})^k f^k - \varepsilon_{pq}^{\text{tr}}) \varepsilon_{ij}^h f^h \quad (17)$$

L'énergie inélastique W_{ine} s'écrit :

$$W_{\text{ine}} = -\frac{1}{2V} \int_V \sigma_{ij}^* \varepsilon_{ij}^p dV \quad (18)$$

Cette énergie décrit l'état d'un système austénite martensite en présence des défauts. Ces défauts sont caractérisés par des contraintes et déformations locales (σ^* , ε^p).

La compatibilité peut être présentée par un réseau de dislocations infinies parallèles (Fig. 1). La dislocation étudiée (point M) émis par la variante a comme vecteur de Burgers b et comme coordonnées x , $y = x \tan \theta$. Elle s'approche du réseau et se déplace selon la direction de glissement Ox . Avec, θ l'angle formé entre la plan de glissement de la variante et la normale aux parois.

Le champ des contraintes σ_{ij}^* est donné par l'expression :

$$\sigma_{ij}^* = \sigma_0 2\pi X [(\text{ch } 2\pi X \cos 2\pi Y - 1) \cos(2\theta) + \text{sh } 2\pi X \sin 2\pi Y \sin(2\theta)] \quad (19)$$

avec

$$\sigma_0 = \mu \frac{b}{2D(1-\nu)} (\text{ch } 2\pi X - \cos 2\pi Y)^{-2} \quad (20)$$

$$X = \frac{x}{D}, \quad Y = x \cdot \frac{\tan(\theta)}{D} \quad (21)$$

μ : module d'élasticité ; ν : coefficient de Poisson ; D : distance entre deux dislocations de même paroi, X : distance entre la variante et paroi (Fig. 1).

En tenant compte de l'Éq. (19), l'Éq. (18) devient :

$$W_{\text{ine}} = -\frac{1}{2V} \int_{V_a} \sigma_0 2\pi X [(\text{ch } 2\pi X \cos 2\pi Y - 1) \cos(2\theta) + \text{sh } 2\pi X \sin 2\pi Y \sin(2\theta)] \gamma_p R_{ij}^{\text{pa}} dV \quad (22)$$

Après intégration et en tenant compte de l'Éq. (10), l'Éq. (18) devient :

$$W_{\text{ine}} = -\pi X \sigma_0 [(\text{ch } 2\pi X \cos 2\pi Y - 1) \cos(2\theta) + \text{sh } 2\pi X \sin 2\pi Y \sin(2\theta)] \gamma_p R_{ij}^{\text{pa}} f_{\text{pa}} \sum_h (1 - f^h) \quad (23)$$

En substituant les Éqs. (6), (10), (12), (14), (17) et (23) dans l'Éq. (1), ψ devient :

$$\begin{aligned} \psi \left(\sum_{ij}, T, \varepsilon_{ij}^{\text{tr}}, f^h, \varepsilon_{ij}^{\text{p}}, f_{\text{pa}} \right) &= \frac{1}{2} \Sigma_{ij} M_{ijkl} \Sigma_{kl} + \Sigma_{ij} g \sum_h R_{ij}^h f^h - B(T - T_0) \sum_h f^h \\ &+ \frac{g^2}{2} C_{ijkl} \sum_{h,k} (I_{klpq} - S_{klpq}^h) (R_{pq}^k f^k - R_{pq}^h) R_{ij}^h f^h + \Sigma_{ij} \gamma_p R_{ij}^{\text{pa}} f_{\text{pa}} \sum_h (1 - f^h) \\ &+ \pi X \sigma_0 [(\text{ch } 2\pi X \cos 2\pi Y - 1) \cos 2\theta + \text{sh } 2\pi X \sin 2\pi Y \sin 2\theta] \gamma_p R_{ij}^{\text{pa}} f_{\text{pa}} \sum_h (1 - f^h) \end{aligned} \quad (24)$$

Le potentiel ψ relie la transformation martensitique et l'évolution de structure par le biais de la déformation plastique $\varepsilon_{ij}^{\text{p}}$, des fractions volumiques f^h, f_{pa} et les contraintes σ_{ij}^* .

3. Application et résultats

Dans cette partie l'alliage utilisé est CuZnAl : Cu 14.1 ; Zn 17.0 ; Al. Les températures de la transformation sont $M_s = -30^\circ\text{C}$; $M_f = -47^\circ\text{C}$. Les constantes élastiques $\mu = 40 \text{ GPa}$; $\nu = 0.33$; les constantes B et g sont respectivement égales à 0.23 MPa K^{-1} et 0.23 . La température d'essai est $T = 20^\circ\text{C}$.

L'alliage est sollicité en traction uniaxiale pour une amplitude déformation plastique $0 \leq \gamma_p \leq 2 \times 10^{-3}$, de fraction volumique $f_p = \text{cte} = 0.1$.

La résolution numérique est obtenue en utilisant une méthode d'optimisation [14].

La Fig. 2 représente l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de transformation, à déformation plastique $\gamma_p = 0$ et à déformation plastique $\gamma_p = 2 \times 10^{-3}$.

La Fig. 3 représente l'évolution de la contrainte avec la déformation de transformation pour différentes amplitudes de déformation plastiques données $0 \leq \gamma_p \leq 2 \times 10^{-3}$.

A $\gamma_p = 0$, le niveau de contrainte obtenu correspond à la contrainte critique du matériau, ce niveau décroît au fur et à mesure que la déformation plastique augmente. La déformation de transformation pouvant atteindre 6 %. Ces résultats sont cohérents avec les résultats expérimentaux [10,15].

La Fig. 4 représente l'évolution de la contrainte en fonction de la fraction volumique f^h . Elle montre une diminution du niveau de contrainte critique avec la déformation plastique, et une saturation de la fraction volumique f^h .

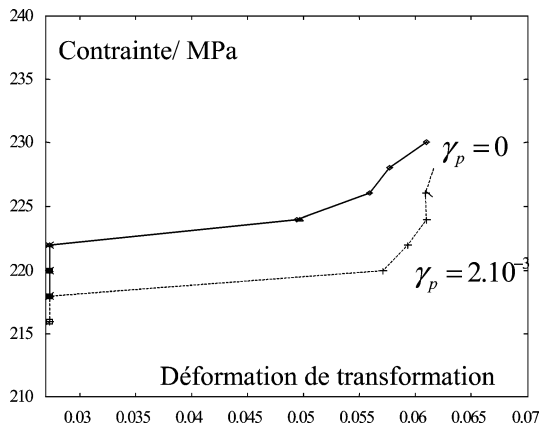


Fig. 2. Évolution de la contrainte en fonction de la déformation de transformation pour une amplitude de déformation plastique $\gamma_p = 0$ et une amplitude $\gamma_p = 2 \times 10^{-3}$.

Fig. 2. Evolution of stress versus transformation strain at plastic strain amplitude $\gamma_p = 0$ and $\gamma_p = 2 \times 10^{-3}$.

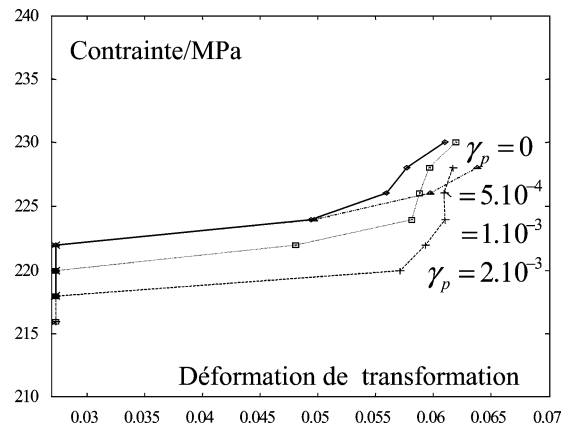


Fig. 3. Évolution de la contrainte en fonction de déformation transformation pour différentes amplitudes de déformation plastique $0 \leq \gamma_p \leq 2 \times 10^{-3}$.

Fig. 3. Evolution of stress versus transformation strain at different plastic strain amplitudes $0 \leq \gamma_p \leq 2 \times 10^{-3}$.

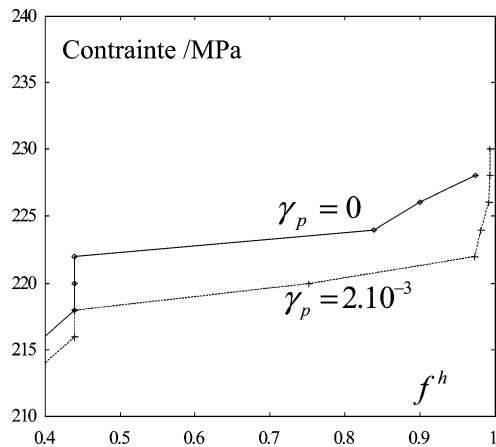


Fig. 4. Variation de la contrainte en fonction de la fraction volumique de martensite f^h .

Fig. 4. Variation of stress versus volumic fraction of martensite f^h .

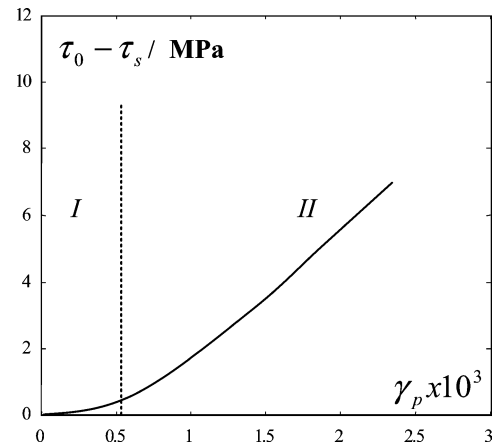


Fig. 5. Évolution de la différence des contraintes $\tau_0 - \tau_s$ en fonction de la déformation plastique γ_p .

Fig. 5. Evolution of the difference of stresses $\tau_0 - \tau_s$ versus plastic strain γ_p .

Le couplage entre la transformation martensitique et l'évolution de structure est déterminé par la différence des contraintes obtenues à déformation plastique nulle « τ_0 » et les contraintes obtenues pour une amplitude de déformation plastique non nulle « τ_s ». La Fig. 5 représente l'évolution de la différence des contraintes « $\tau_0 - \tau_s$ » en fonction de l'amplitude de déformation plastique γ_p .

La Fig. 5 présente deux domaines :

- Domaine I : en absence et à faibles valeurs de la déformation plastique, la courbe montre une pente nulle. Ce qui correspond à un mécanisme réversible.
- Domaine II : à fortes amplitudes, la différence des contraintes évolue rapidement. Il s'agit probablement de l'établissement d'un autre mécanisme de déformation (microplasticité).

4. Conclusion

Ce travail a permis de mettre en évidence le rôle de la répartition hétérogène des dislocations sur le comportement micromécanique des alliages à mémoire de forme CuZnAl.

Ces objectifs ont été atteints en travaillant sur un état monocristallin où les interactions de type intergranulaires sont absentes.

Les résultats obtenus montrent que la contrainte critique d'apparition de la martensite est fonction de la déformation plastique. La diminution de cette contrainte est relativement rapide. A l'aide de ce modèle, nous avons pu réaliser le couplage entre la transformation martensitique et la structure obtenue après fatigue. Cela nous conduit à établir les mécanismes de déformation nécessaire.

Le comportement en fatigue est très sensible à l'effet de la localisation de la plasticité.

Références

- [1] H. Pham, Analyse thermomécanique du comportement d'un alliage à mémoire de forme de type CuZnAl, Thèse, Université, Montpellier II, 1994.

- [2] A. Ghazali, M.O. Bensalah, S. Agouram, Comportement des alliages mono et polycristallin en transformation martensirique, *Int. J. Therm. Sci.* 38 (10) (1999) 925–934.
- [3] S. Agouram, M.O. Bensalah, A. Ghazali, *Acta Mater.* 47 (1) (1999) 13–21.
- [4] E. Patoor, A. Ebberhardt, M. Berveiller, *Acta Metall.* 11 (1987) 135.
- [5] C. Liang, C.A. Rogers, A multi-dimensional constitutive model for shape memory alloys, *J. Engrg. Math.* 26 (1992) 429–443.
- [6] F.C. Lovey, A. Isalgue, V. Torra, *Acta Metall. Mater.* 40 (1992) 3389.
- [7] J. Pons, F.C. Lovey, E. Cesari, Electron microscopy study of dislocations associated with thermal cycling in CuZnAl, *Acta Metall.* 38 (7) (1990) 1221–1239.
- [8] D. Rios-Jara, C. Esnouf, G. Guénin, *Acta Metall.* 35 (1985) 121.
- [9] K.N. Melton, O. Mercier, Fatigue life of CuZnAl alloys, *Sci. Met.* 13 (1979) 73–77.
- [10] M. Thumann, E. Hrbogen, Thermal-mechanical fatigue in Cu shape memory alloys, *Z. Metallkunde* 79 (1988) 119–126.
- [11] S. Leclercq, C. Lexcellent, A general macroscopic description of the thermomechanical behavior of shape memory alloys, *J. Mech. Solids A* 17 (2) (1998) 185–205.
- [12] Q.P. Sun, K.C. Hawang, Micromechanics modeling for the constitutive behavior of polycrystalline shape memory alloys. I. Derivation of general relations, *J. Mech. Phys. Solids* 41 (1) (1993) 1–17.
- [13] J.D. Eshelby, *Proc. Roy. Soc. London Ser. A* 241 (1957).
- [14] R. Fletcher, *Optimization*, Academic Press, London, 1969.
- [15] M. Benchiheb, S. Belkahla, G. Guénin, Étude de la stabilisation sous contrainte d'un alliage ternaire à mémoire de forme type Cu–Zn–Al, in : *Revue de Métallurgie CIT/Science et Génie des Matériaux*, 2000, pp. 1471–1479.