



Influence de l'orientation cristallographique sur l'hétérogénéité des contraintes dans un polycristal d'AMF au cours d'un chargement superélastique

Sophie Berveiller, Belkhiri Kaouache, Karim Inal, Etienne Patoor

► To cite this version:

Sophie Berveiller, Belkhiri Kaouache, Karim Inal, Etienne Patoor. Influence de l'orientation cristallographique sur l'hétérogénéité des contraintes dans un polycristal d'AMF au cours d'un chargement superélastique. CFM 2007 - 18ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2007, Grenoble, France. <hal-03362428>

HAL Id: hal-03362428

<https://hal.science/hal-03362428v1>

Submitted on 1 Oct 2021

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.



HAL Authorization

Influence de l'orientation cristallographique sur l'hétérogénéité des contraintes dans un polycristal d'AMF au cours d'un chargement superélastique

Sophie Berveiller¹, Belkhiri Kaouache^{1,2}, Karim Inal^{1,3} & Etienne Patoor¹

*1 : ENSAM - Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM)
4, rue Augustin Fresnel 57078 Metz Cedex 03*

*2 : Actuellement à ENSAM - Mecasurf
2, Cours des Arts et Métiers 13617 Aix-en-Provence Cedex 01*

*3 : Maintenant à Centre de Microélectronique de Provence - ENSMSE
Quartier St Pierre- Avenue des Anémones 13120 Gardanne*

sophie.berveiller@metz.ensam.fr

Résumé :

L'application de la technique d'analyse des contraintes monocristalline par diffraction des rayons X nous a permis d'étudier l'évolution de l'état de contraintes de l'austénite grain par grain dans un polycristal. Au cours d'un chargement superélastique, nous avons suivi les évolutions métallurgiques et les états de contraintes, et ce à différentes échelles de la microstructure. Cela a permis dans un premier temps, de relier les grandeurs macroscopiques aux paramètres plus locaux tels que le nombre et la forme des variantes activées. L'analyse de contraintes ayant été effectuée sur des grains d'orientation différente, les résultats sont discutés en prenant en compte l'effet de l'orientation cristallographique sur le comportement local de l'austénite.

Abstract :

The X rays diffraction stress analysis technique has been used to follow internal stresses evolution in the individual coarse grains of a CuAlBe shape memory alloy, during a superelastic loading at room temperature. In the same time, the metallurgical evolutions were studied at different microstructure scales. Thus macroscopic and microscopic parameters were correlated. As the local stress analysis was performed on grains of various orientations, results are discussed with regards to the crystallographic orientation.

Mots-clefs :

Alliages à mémoire de forme CuAlBe, contraintes internes, diffraction des rayons X

1 Introduction

Le comportement thermomécanique des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) attribue à ces matériaux des propriétés fonctionnelles largement utilisées dans des applications technologiques, dans plusieurs domaines industriels (biomécanique, aéronautique, robotique...) [Van Humbeeck (1999), Yawny *et al.* (1999)], Ces alliages peuvent subir des déformations recouvrables de l'ordre de 10% pour les monocristaux et de 3 à 5% pour les polycristaux. Ces propriétés macroscopiques, dites mémoire de forme ou superélasticité, ont pour origine une transformation de phase lors d'un chargement thermomécanique. La phase haute température

(austénite β) de l'AMF CuAlBe se transforme en phase basse température (martensite β' ou 18R) sous l'effet d'un chargement thermique et/ou mécanique.

Les approches de modélisation multiéchelles [Entmeyer (1996), Lu *et al.* (1998)] établissent la formation d'une très forte hétérogénéité du champ de contrainte à l'intérieur du matériau et cela même dans le cas de sollicitations imposées simples (traction uniaxiale) appliqués sur des matériaux macrohomogènes (polycristaux). Les observations expérimentales dans ce domaine restent principalement qualitatives mais les difficultés expérimentales liées à la réalisation d'une analyse locales des contraintes ont empêché jusqu'à présent toute analyse quantitative de cette hétérogénéité. L'objectif de ce travail était donc de développer une approche expérimentale originale à même d'accéder à des informations de contraintes locales à l'échelle du grain dans un polycristal. Aussi, nous sommes nous intéressés à l'évolution de l'état de contraintes de l'austénite au cours d'un chargement superélastique, en réalisant une analyse grain à grain dans un polycristal.

2 Méthodologie expérimentale

Cette analyse de contraintes grain par grain dans le polycristal, est possible car les grains sont suffisamment gros ($\sim 1\text{mm}$) ; ainsi, il est possible de n'avoir qu'un seul grain sous le faisceau. L'évolution microstructurale de l'ensemble de l'éprouvette est suivie in-situ durant la sollicitation et cartographiée. L'évolution de la contrainte macroscopique Σ en fonction de la déformation totale de l'éprouvette ϵ est également enregistrée. Ainsi les paramètres macroscopiques et locaux peuvent être comparés et reliés.

2.1 Matériau

La figure 1 montre une micrographie de la zone utile de l'éprouvette polycristalline de l'AMF Cu-11,5%Al-0,5%Be (% massique) utilisé dans cette étude. Cette éprouvette a subi un traitement thermique à 800°C pendant 2 heures, pour obtenir des gros grains ($\sim 1\text{mm}$) totalement austénitiques, puis une trempe à l'huile à température ambiante et un revenu à 200°C pendant 12 heures, pour éliminer les contraintes résiduelles et les lacunes qui peuvent être piégées lors de la trempe. La température de transformation $M_s = -82^\circ\text{C}$ a été mesurée par DSC après le traitement thermique. Les grains étant relativement gros, ils traversent toute l'éprouvette : il n'y a donc qu'un seul grain dans l'épaisseur.

L'orientation, notée (HKL)[UVW], de chaque grain de l'éprouvette a été préalablement déterminée par EBSD. Les facteurs de Schmid maximaux, R_{11} , pour la transformation martensitique ont été calculés. Les valeurs obtenues pour les 2 grains analysés (grains A et B) sont :

- Grain A : Orientation (0,43 0,86 0,26)[0,57 -0,47 0,86], soit $R_{11}=0,24$.
- Grain B : Orientation (0,28 0,88 0,38)[0,09 -0,42 0,90], soit $R_{11}=0,48$.

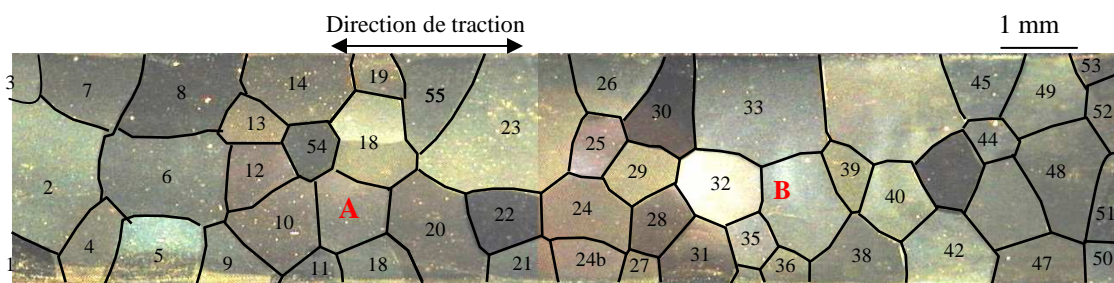


FIG. 1 – Cartographie de l'éprouvette

2.2 Démarches expérimentales

La démarche suivie dans notre travail pour la détermination des contraintes par DRX, est basée sur la première méthode d'Ortner [Ortner (1986a), Ortner (1986b)]. Elle consiste à introduire un tenseur métrique qui lie le tenseur de déformation et les distances interréticulaires mesurées sur une famille de plans $\{hkl\}$. Au minimum six plans (hkl) indépendants doivent être exploités pour déterminer le tenseur métrique. La déviation des angles de Bragg par rapport à la position de référence (matériau non contraint) permet de déduire la déformation, puis de remonter à la contrainte suivant la loi de Hooke (les déformations de réseau mesurées étant des déformations élastiques).

La connaissance du paramètre de maille du matériau non contraint est indispensable pour résoudre le système d'équations [Ortner (1986a), Ortner (1986b), M'Cirdi (2000)]. Cependant, il est très difficile, voire impossible, de mesurer le paramètre de maille du matériau parfait (sans contraintes). Compte tenu de la faible pénétration des rayons X dans la matière, on suppose généralement que la contrainte normale à la surface, σ_{33} , est nulle. Cette hypothèse est valable pour un matériau monophasé mais peut ne plus l'être lorsqu'une deuxième phase apparaît, en particulier si elle a une structure fine (Belassel (1994)). Ceci est le cas pour l'AMF étudié (Kaouache *et al.* (2004)). L'état de contraintes a donc été déterminé avec les hypothèses suivantes :

- tant que l'alliage est monophasé : $\sigma_{33}=0$, ce qui permet de calculer un paramètre de maille de l'austénite « non contrainte »
- dès qu'il y a de la martensite formée : σ_{33} n'est plus nulle. On considère alors comme paramètre de maille non contraint, la valeur obtenue dans le domaine monophasé.

3 Evolution de la microstructure

3.1 Développement de la transformation dans l'éprouvette

Les évolutions de microstructure ont été suivies tout au long du chargement superélastique afin de détecter l'apparition précise de la martensite. La transformation a démarré pour une déformation macroscopique $\epsilon=1,33\%$, soit une contrainte macroscopique $\Sigma=140$ MPa. Les joints de grains, les joints triples et le bord de l'éprouvette sont des sites préférentiels d'activation des variantes et de départ de la transformation. Des plaquettes de martensite fines, parallèles et distantes de quelques micromètres à quelques dizaines de micromètres (FIG. 2) se forment. En comparant l'ordre d'apparition de la transformation avec le facteur de Schmid le plus élevé pour chaque grain, on remarque que la relation entre ces deux éléments n'est pas directe. A titre d'exemple les grains 3 et 7 de facteur de Schmid de 0,38 et 0,40 respectivement, se transforment avant les grains 10 et 11 de facteur de Schmid plus élevé ($R_{11}=0,49$). Cela ne remet, en aucun cas, en cause la loi de Schmid mais peut être expliqué par les hétérogénéités des contraintes intergranulaires au sein de l'éprouvette. Nous reviendrons sur ce point dans les paragraphes suivants.

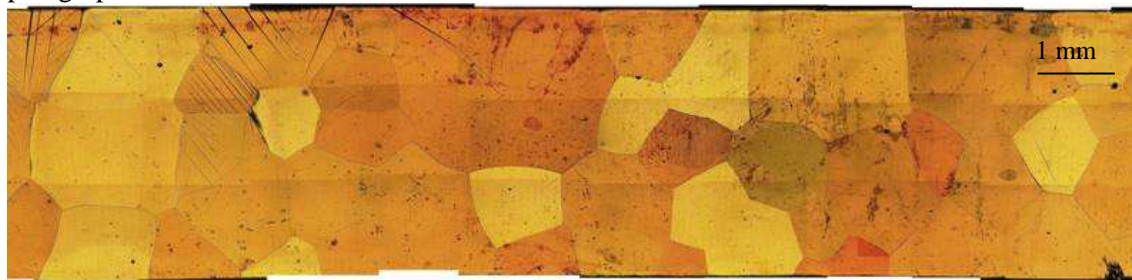


FIG. 2 – Microstructure de l'éprouvette pour une déformation macroscopique de 2%

A la fin du chargement, correspondant à une déformation macroscopique de 3%, la fraction de martensite formée dans plusieurs grains de l'éprouvette a augmenté considérablement. Ces grains ont la particularité d'avoir une orientation très favorable par rapport à la direction de traction ($R_{11} > 0,4$). Ce sont des grains adjacents, qui forment 3 bandes traversant l'éprouvette sur toute sa largeur (FIG. 3). A contrario, les grains qui ont une orientation défavorable par rapport à la direction de traction ($R_{11} < 0,3$) ne se transforment pas ou peu et, dans ce cas, les variantes de martensite formées dans ces grains ne se développent pas.



FIG. 3 - Microstructure de l'éprouvette pour une déformation macroscopique de 2%

3.2 Morphologie de la transformation dans les grains analysés

La transformation martensitique dans le grain B s'est amorcée pour une déformation $\varepsilon = 1,8\%$ et $\Sigma = 190 \text{ MPa}$. Du point de vue microstructural, cette transformation s'opère par l'apparition d'une seule plaquette fine de martensite sur le joint triple avec les grains 35 et 32. Elle appartient à la variante qui est la mieux orientée ($R_{11} = 0,48$). Au cours du chargement, une deuxième plaquette, appartenant à la même variante, s'est formée sur un autre joint triple. Puis la transformation du grain évolue peu. On note que les grains voisins du grain analysé ne se transforment guère à ce stade de déformation. La martensite formée dans chacun est en quantité négligeable voire inexistante. Due à leur orientation défavorable par rapport à la direction de traction ($R_{11} = 0,23$ et $R_{11} = 0,25$), ils peuvent gêner la déformation ainsi que la transformation du grain analysé B. Au dernier point de chargement, deux nouvelles plaquettes se sont formées dans le grain B. Le grain A, qui était jusqu'alors austénitique, possède maintenant une plaquette de martensite.

4. Etat de contraintes de l'austénite au cours du chargement

4.1 Résultats

L'évolution des différentes composantes du tenseur des contraintes des grains A et B a été déterminée en fonction de la déformation macroscopique (FIG. 4). L'analyse est effectuée uniquement sur l'austénite, phase qui nous intéresse puisque c'est elle qui se transforme.

Dans le domaine élastique, dans les 2 grains présentés ici, la contrainte dans la direction de traction σ_{11} évolue linéairement dans le domaine élastique et suit l'évolution de la contrainte macroscopique Σ . Néanmoins, l'écart entre la valeur de contrainte dans le grain dans la direction de traction (σ_{11}) et la valeur de la contrainte macroscopique Σ (dans cette même direction) est différents d'un grain à l'autre. Dans le grain B, σ_{11} est inférieure à Σ tandis que dans le grain A, c'est l'inverse ; l'écart observé est de 250 MPa. Les autres composantes du tenseur de contraintes restent proches de zéro. Ceci indique un état de traction uniaxial quasi parfait des grains, dans le domaine élastique.

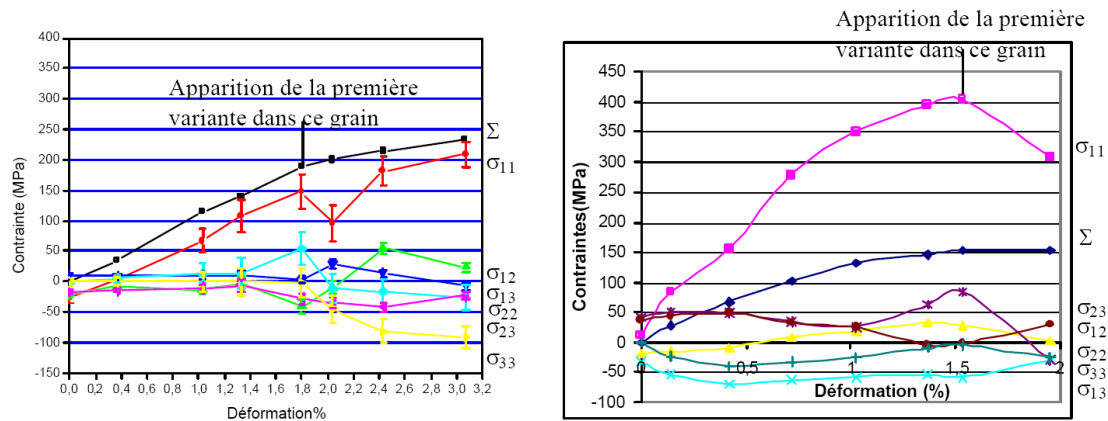


FIG. 4 – Evolution de l'état de contraintes de l'austénite en fonction de la déformation macroscopique pour les grains A et B

La transformation martensitique est accompagnée dans les 2 grains d'une relaxation de la contrainte dans l'austénite σ_{11} et parfois d'une forte augmentation de la composante σ_{33} (Kaouache *et al.* (2006)). Cette transformation est accompagnée également par l'apparition d'autres composantes du tenseur de contraintes (σ_{ij}) et en particulier pour des déformations importantes ($\epsilon \approx 2\%$). Puis, lorsque la transformation progresse, σ_{11} peut soit augmenter à nouveau, continuer à diminuer ou rester stable selon la morphologie et le nombre de variantes activées (Kaouache *et al.* (2006)).

4.2 Discussion

La comparaison des 2 grains illustre parfaitement les hétérogénéités de contraintes intergranulaires dans les AMF Cu-Al-Be et confirme l'effet de l'orientation cristallographique sur l'état de contraintes dans le grain [Horikawa *et al.* (1988), Belassel (1994), Belkhala (1990)]. Les grains les plus proches de l'orientation [001] sont ceux dont la contrainte σ_{11} suit le mieux la contrainte macroscopique. Dans le grain A dont l'orientation est proche de la direction [111], la composante σ_{11} augmente rapidement au cours du chargement et atteint des valeurs très importantes (rapport de 2 par rapport aux autres grains). Cette sensible augmentation des valeurs de σ_{11} a été relevée dans le domaine élastique, avant même l'apparition de la première variante de martensite. La forte anisotropie élastique des AMF Cu-Al-Be ($A \approx 13$) est à l'origine de cette différence de comportement.

Les cisssions résolues expérimentales, sur chacune des variantes sont obtenues par projection du tenseur de contraintes σ_{ij} , obtenu par DRX, suivant la direction de transformation et le plan invariant ($\tau = R_{ij} \sigma_{ij}$ et $R_{ij} = 1/2(n_i m_j + m_i n_j)$). Quand la cisssion résolue sur une variante atteint la cisssion critique cette variante devient active, et la transformation s'amorce. L'utilisation conjointe de la microscopie et de la DRX a permis de détecter avec précision le début de transformation pour chacun des grains. Il correspond à $\sigma_{11} = 400$ MPa pour le grain A, et $\sigma_{11} = 150$ MPa pour le grain B. Bien que ces deux contraintes soient très différentes, le calcul de la cisssion critique donne une valeur identique pour ces deux grains : $\tau = 60$ MPa. C'est donc bien l'état de contraintes local de l'austénite et sa projection sur la direction de transformation qui pilote le déclenchement de la transformation.

Dans le domaine biphasé, il est plus difficile d'interpréter les différences de comportement car l'évolution des contraintes est liée directement à l'état microstructural et au mode de transformation (fraction de martensite formée, nombre des variantes, dispersion des variantes

dans le grain...) en plus d'autres facteurs qui interviennent directement comme l'orientation du grain et sa morphologie, ainsi que les interactions avec les grains voisins.

4 Conclusions

La méthodologie expérimentale mise au point dans ce travail a permis d'étudier le comportement individuel des grains d'un polycristal et de le corréler aux événements microstructuraux. Ainsi, au cours du chargement superélastique, le comportement des grains est fortement dépendant de leur orientation. Le rapport des contraintes peut atteindre un facteur supérieur à 2 entre des grains dits « bien orientés » et « mal orientés ». Néanmoins, le calcul de la cission critique de transformation montre que celle-ci reste la même pour tous les grains. Lors de la transformation, l'évolution du tenseur de contraintes dépend du nombre de variantes activées et de leur morphologie.

Références

- Belassel, M. 1994 Etude de la distribution des contraintes d'ordre I et II par diffraction des rayons X dans un acier perlitique. *Thèse ENSAM*
- Belkahla, S. 1990 Elaboration et caractérisation de nouveaux alliages à mémoire de forme basse température type CuAlBe. *Thèse INSA*
- Entemeyer, D. 1996, Etude micromécanique du comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme. *Thèse université de Metz*
- Horikawa, H., Ichinose, S., Morii, K., Myazaki, S. & Otsuka, K. 1988 Orientation dependence of β/β' stress-induced martensitic transformation in a Cu-Al-Ni alloy. *Metall. Trans.* **19A**, 513-518.
- Kaouache, B., Berveiller, S., Inal, K., Eberhardt, A. & Patoor, E. 2004 Stress analysis of martensitic transformation in Cu-Al-Be polycrystalline and single-crystalline shape memory alloy. *Mat. Sci. Eng. A* **70**, 447-454.
- Kaouache, B., Inal, K., Berveiller, S., Eberhardt, A. & Patoor, E. 2006 Martensitic transformation criteria in Cu-Al-Be shape memory alloy—In situ analysis. *Mat. Sci. Eng. A* **438-440**, 773-778
- Lu, Z. K. & Weng, G.J 1998 A self-consistent model for the stress-strain behavior of shape-memory alloy polycrystals. *Acta. Mater.* **46**, 5423-5433.
- Ortner, B. 1986a Choice of lattice planes in X-Ray strain measurements of single crystals. *Adv. in X-Ray Anal.* **29**, 113-118
- Ortner, B. 1986b Simultaneous determination of the lattice constant and elastic strain in cubic single crystal *Adv. X-Ray Anal.* **29**, 1986, 387-394
- Van. Humbeeck, J. 1999 Non-medical applications of shape memory alloys. *Mat. Sci. Eng. A* **273-275**, 134-148
- Yawny, A., Sade, M., Lovey, F.C. 1999 Conceptual design of actuator applications with Cu-Zn-Al single crystals. *Mat. Sci. Eng. A* **273-275**, 789-794.