

Mesure des microdéformations dans les tôles minces en cuivre par DRX

Neïla HFAIEDH*, Manuel FRANÇOIS*, Andrzej BACZMANSKI**
& Khémais SAANOUNI*

* Laboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée
(LASMIS, FRE CNRS 2719) Université de Technologie de Troyes (UTT)
12 rue Marie Curie, BP 2060, 10010 Troyes Cedex

** Faculty of Physics and Applied Computer Science, AGH- University of Science and
Technology, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków, Poland .

Neila.Hfaiedh@utt.fr

Manuel.Francois@utt.fr

baczman@newton.ftj.agh.edu.pl

Khemais.Saanouni@utt.fr

Résumé :

L'objectif de ce travail est de proposer une démarche, mettant en oeuvre la technique de diffraction des rayons X ainsi qu'une approche auto-cohérente, afin d'analyser et mieux comprendre le comportement mécanique du cuivre. L'étude expérimentale vise la caractérisation du comportement mécanique local de ce matériau sous un chargement uniaxial. Pour rendre compte du comportement mécanique du matériau étudié, un modèle polycristallin autocohérent a été adapté et confronté aux expériences menées. La texture cristallographique, les contraintes résiduelles macroscopique et du second ordre ont été prises en compte dans cette analyse.

Abstract:

The goal of this work is to propose a methodology using diffraction methods and theoretical approaches of self-consistent modelling in order to analyze and better understand the mechanical behaviour of copper. The purpose of the experimental study is to characterize the local mechanical behaviour of this material under uniaxial loading. To reproduce the mechanical behaviour of the studied material, a self-consistent polycrystalline micromechanical model has been adapted and confronted to experimental results. Crystallographic texture, macroscopic and second order residual stresses were considered in this analysis.

Mots-clefs:

Déformation du second ordre, diffraction des rayons X, modèle autocohérent.

1 Introduction

La diffraction des rayons X est une méthode d'analyse fondée sur la détermination des déformations élastiques du réseau cristallin, cette technique de caractérisation non destructive fournit de nombreuses informations sur la structure cristalline et par conséquent sur le comportement mécanique du matériau. Ceci est particulièrement vrai pour les matériaux texturés où la symétrie matérielle révèle l'anisotropie élasto-plastique à l'échelle cristallographique de la structure. Cette méthode de diffraction des rayons X nous permet la détermination du champ de contrainte et la structure interne des cristallites dans les matériaux polycristallins.

Les champs de contrainte macroscopique et de second ordre sont à l'origine d'une déformation élastique uniforme des grains et de leur réseau cristallographique. Ces déformations élastiques peuvent être détectés par la diffraction à travers des déplacements des raies mesurés par rapport aux positions des raies correspondant au matériau non contraint. Les contraintes de second et de troisième ordre influencent également la forme du profil de la raie mesurée. Ainsi, par cette méthode de diffraction, l'étude expérimentale des contraintes dans le grain est basée sur la détermination de la position des pics de diffraction, tandis que l'étude de la structure interne des cristallites est obtenue en analysant le profil des raies.

Différents modèles peuvent être utilisés afin d'étudier le comportement élastoplastique des matériaux polycristallins. La méthode des éléments finis est bien adaptée dans la prédiction de la déformation dans des structures de géométries complexes soumises à différents types de chargement. De telles modélisations sont basées sur les paramètres phénoménologiques qui caractérisent les propriétés élastoplastiques du matériau. Dans les procédures classiques en éléments finis, le polycristal est considéré comme un milieu continu. D'autres méthodes et modèles complémentaires sont basées sur la prédiction du comportement élastoplastique du grain à l'intérieur du matériau polycristallin. Ces modèles sont très commodes dans l'étude théorique des propriétés mécaniques aux échelles microscopiques et macroscopiques. La comparaison des résultats expérimentaux avec les prédictions de ces modèles permet de comprendre les phénomènes physiques qui apparaissent durant la déformation élastoplastique.

2 Méthodes expérimentales

Le matériau utilisé dans cette étude est le cuivre de pureté commerciale. Ce matériau a subi un laminage à chaud suivi d'un laminage à froid provoquant l'apparition d'une texture cristallographique.

Les diagrammes de rayons X ont été enregistrés à l'aide d'un diffractomètre Seifert équipé d'une anticathode de Chrome ($\lambda = 2.28970$) excitée sous une tension de 30kV et une intensité de 30mA. Les mesures ont été effectuées selon 1241 directions et à l'aide d'un détecteur linéaire (1D). Les plans cristallins {220} diffractent à $2\theta = 127.22^\circ$ et les pics correspondants ont été acquis pour des angles Φ et Ψ qui varient respectivement de 0 à 360° et de 0 à 80° avec un pas de 5°. La gamme d'acquisition en 2θ varie entre 123.77° et 130.67° avec un pas angulaire de 0.05°.

A partir des mesures des figures de pôles incomplètes, les figures de pôles complètes et la fonction de distribution d'orientation cristalline sont calculées par la

méthode harmonique. Les directions pour lesquelles les contraintes sont mesurées sont représentées sur les figures de pôles des plans $\{220\}$ (FIG.1).

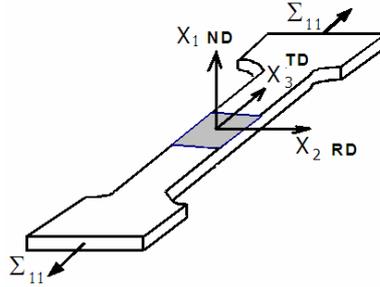


FIG.1 - Eprouvette pour les mesures en DRX avec la zone étudiée grisée pour un chargement de traction selon la direction transverse (DT).
(DL- direction de laminage, DT-direction transverse et DN-direction normale)

3 Modèle auto-cohérent

Le modèle utilisé dans ce travail est une variante des modèles auto-cohérent (Baczmanski 97, 03). L'hypothèse de base du modèle ([Eshelby, 57], [Kröner, 61], [Lipinski et Berveiller 89]) est que le cristal est considéré comme étant une inclusion ellipsoïdale à l'intérieur d'un milieu fictif homogène.

La déformation élastique $\varepsilon_{nm}^{g(el)}$ (respectivement à la contrainte microscopique $\sigma_{nm}^{g(er)}$), pour un grain g , est relié à la déformation macroscopique $\varepsilon_{kl}^{M(el)}$ (respectivement la contrainte macroscopique σ_{kl}^M) par le tenseur de concentration $A^{g(sc)}$ (respectivement $B^{g(sc)}$) comme suit :

$$\varepsilon_{nm}^{g(el)} = A_{mnlk}^{g(sc)} \varepsilon_{kl}^{M(el)}$$

et

$$\sigma_{nm}^{g(er)} = B_{mnlk}^{g(sc)} \sigma_{kl}^M$$

En substituant la relation du Hooke pour les deux échelles ($\varepsilon_{ij}^{M(el)} = S_{ijkl}^{eff} \sigma_{kl}^M$ et $\varepsilon_{ij}^{g(el)} = s_{ijkl}^{g(er)} \sigma_{kl}^{g(er)}$) dans les relations précédentes, la déformation élastique d'un grain peut être relié à la contrainte macroscopique de la façon suivante, i.e.:

$$\varepsilon_{nm}^{g(el)} = X_{33kl}^{g(sc)} \sigma_{kl}^M$$

Finalement, les constantes élastique de diffraction $R_{ij}^{(sc)}$ sont définie comme:

$$R_{ij}^{(sc)} = \langle X_{33ij}^{g(sc)} \rangle_{\{hkl\}} = \frac{\sum_{\{hkl\}} \left\{ \int_0^{2\pi} X_{33ij}^{g(sc)}(g) f(g) d\zeta \right\}_{\{hkl\}}}{\sum_{\{hkl\}} \left\{ \int_0^{2\pi} f(g) d\zeta \right\}_{\{hkl\}}}$$

Pour le calcul du tenseur $X^{g(sc)}$, le tenseur de souplesse S^{eff} pour un agrégat polycristallin doit être donné.

Pour un matériau texture on peut écrire:

$$C_{ijkl}^{eff} = \int_E c_{ijmn}^{g'} A_{nmkl}^{g(sc)}(g) f(g) dg$$

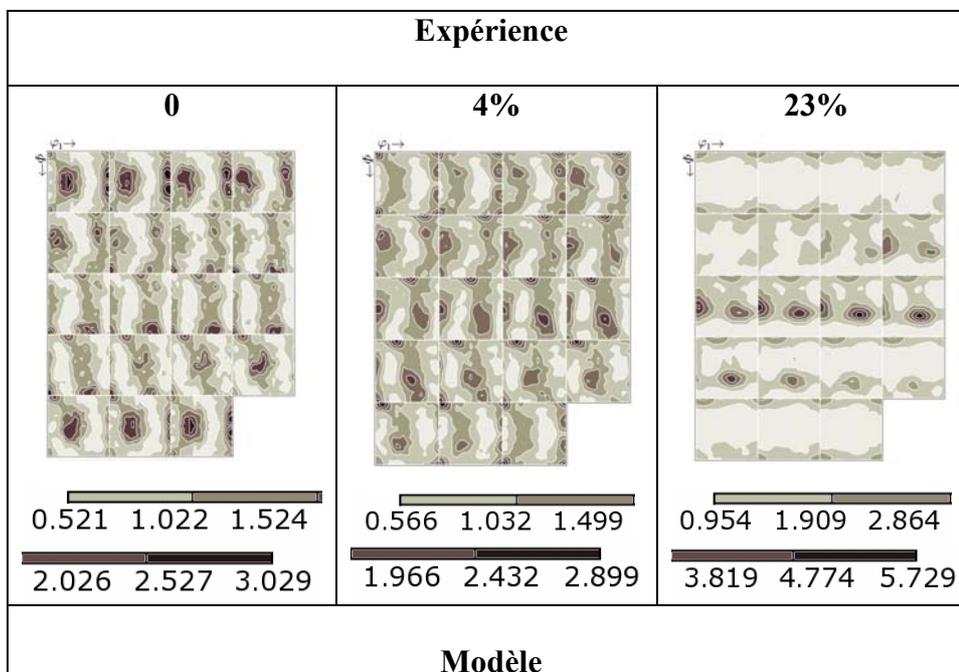
Le tenseur macroscopique de rigidité C^{eff} ainsi que le tenseur de concentration, $A^{g(sc)}$ peuvent être calculé en utilisant l'hypothèse du base du modèle auto-cohérent. Ainsi, on détermine:

$$A^{g(sc)}(g) = \{I - T^{gg} : \Delta c^{g'}(g)\}^{-1}$$

Il importe de noter que la souplesse des grains $s^{g'}(g)$ dépend de l'orientation interreticulaire. Ainsi le tenseur T^{gg} dépend de la forme et de l'orientation de l'inclusion ellipsoïdale.

4 Résultats et discussion

En utilisant la technique de diffraction des rayons X, on a déterminé la fonction de distribution des orientations cristallines pour les trois plans cristallins ($\{111\}$, $\{200\}$ et $\{220\}$). La fonction des distributions des orientations cristallines est déterminée et des comparaisons avec les résultats du modèle sont donnés sur la figure FIG.2. Sur cette figure une bonne concordance entre FDO expérimentale et celle prédites par le modèle peut être observé. Quand on visualise les ODF du cuivre à 0, 4 et 23% on constate une bonne estimation donnée par le modèle de la différence entre le min et le max. d'autre part une proportion significatif des grains orientés des angles φ_2 et ϕ comprise entre 40° et 55° est observé conformément à l'expérience.



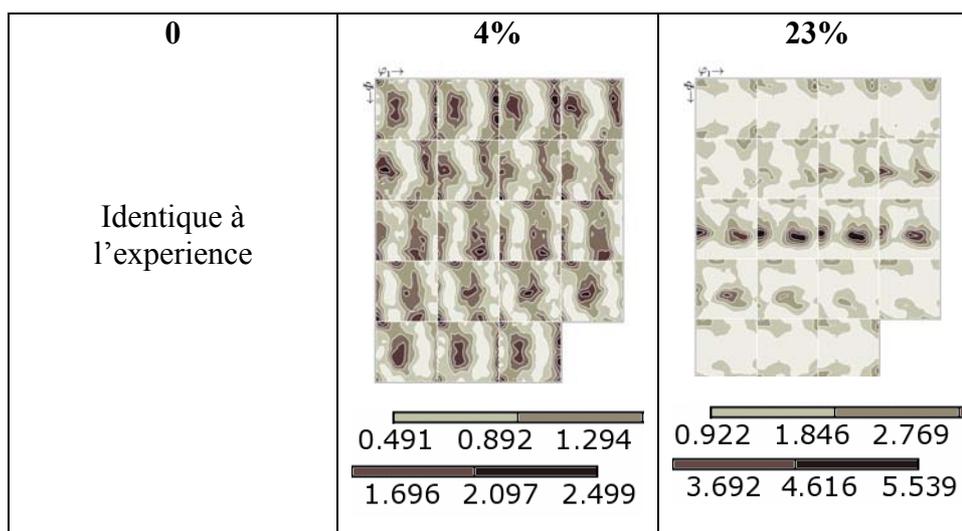
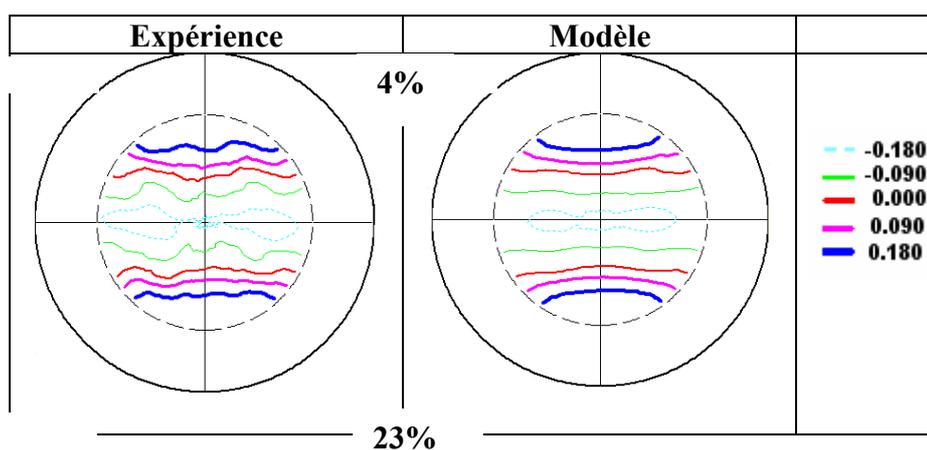


FIG.2- Fonction de distribution des orientations cristalline: résultats expérimentaux et modèle.

Pour les échantillons du cuivre déformé à 4% et à 23% nous avons comparé dans la figure FIG.3 les projections stéréographiques expérimentales mesurées dans le plan cristallin {220} et celles prédites par le modèle. Pour l'échantillon à 4%, on constate conformément à l'expérience que le minimum de déformation ($= -0.18$) se situe à un angle $\psi = 5^\circ$, et que le maximum de déformation ($= 0.18$) se situe pour un angle $\psi = 50^\circ$. Pour l'échantillon déformé à 23%, on constate conformément à l'expérience que les bornes min et max baissent par rapport à l'échantillon déformé à 4%, en atteignant respectivement -0.135 et 0.135 , on note que le maximum de déformation se situe entre $\psi = 45^\circ$ et 55° .



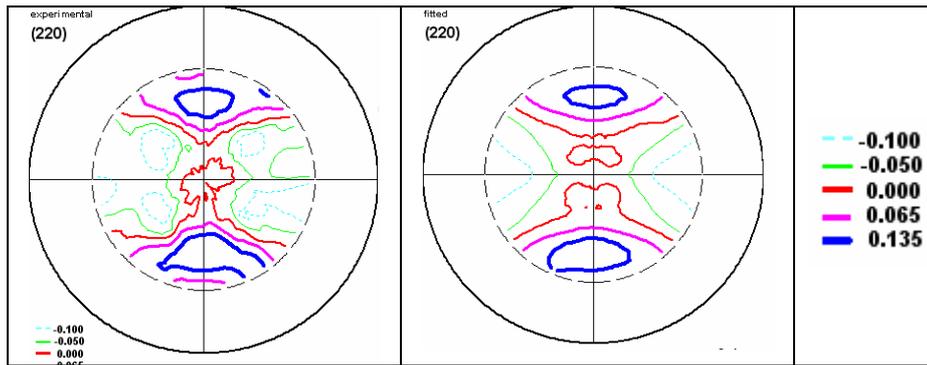


FIG.3-. Déformation élastique expérimentale et prédites due à la concentration des contraintes macroscopique et à l'anisotropie plastique.

5 Conclusions

Cette étude a permis de proposer et valider une démarche mettant en oeuvre la technique de diffraction des rayons X, alliée à une approche théorique de la modélisation auto-cohérente, afin de mieux analyser et comprendre le comportement mécanique du cuivre, sous un chargement uniaxial.

Le modèle auto-cohérent de la déformation élastoplastique utilisé dans ce travail a été confronté avec succès aux résultats expérimentaux.

6 Références

- Baczmański A., Braham C. and Seiler W., *Phil. Mag.* V83, 2003, p.3225.
 Baczmański A., Wierzbowski K., Tarasuk J. et Lodini A., *Arch. Metall.*, V42, 1997, p.173.
 Baczmański A., Wierzbowski K., Lipiński P., Helmholdt R.D., Ekambaranathan G. and Pathiraj B. *Phil. Mag.*, A 69, 1994, p. 437.