



**HAL**  
open science

# Mesures de champs et identification de modèles de plasticité cristalline

Céline Gérard

► **To cite this version:**

Céline Gérard. Mesures de champs et identification de modèles de plasticité cristalline. Colloque National MECAMAT, 2006, Aussois, France. hal-00177914

**HAL Id: hal-00177914**

**<https://hal.science/hal-00177914v1>**

Submitted on 10 Oct 2007

**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.

# MESURES DE CHAMPS ET IDENTIFICATION DE MODELES DE PLASTICITE CRISTALLINE

**C. Gérard\***

*Fédération Francilienne de Mécanique des Matériaux Structures et Procédés (F2M-msp),  
FR2609 CNRS.*

*Téléphone : 06 14 99 23 93, Télécopie : 01 60 76 31 50*

*Adresse électronique : celine.gerard@mat.ensmp.fr*

**Mots clés :** plasticité cristalline, chargement non proportionnel, mesures de champs, règles de transition d'échelle.

## 1 INTRODUCTION

Les travaux et recherches menés en vue de la description du comportement plastique de matériaux polycristallins connaissent un nouvel essor du fait de la convergence des moyens d'analyse expérimentaux, telle la microextensométrie, et des outils de simulation comme le calcul d'agrégat polycristallin et l'homogénéisation non linéaire. La confrontation de ces approches est un enjeu majeur de ce travail. Des essais mécaniques avec trajets de chargement complexe sont effectués, analysés, puis confrontés aux résultats de simulation.

## 2 MATERIAU ET PROCEDURE EXPERIMENTALE

Le matériau étudié est un cuivre électrolytique laminé à chaud puis à froid, et recristallisé. Il comporte une texture cube marquée. La microstructure a été caractérisée par EBSD (Electron Back Scattering Diffraction). La taille moyenne des grains est de l'ordre de  $25\mu$ .

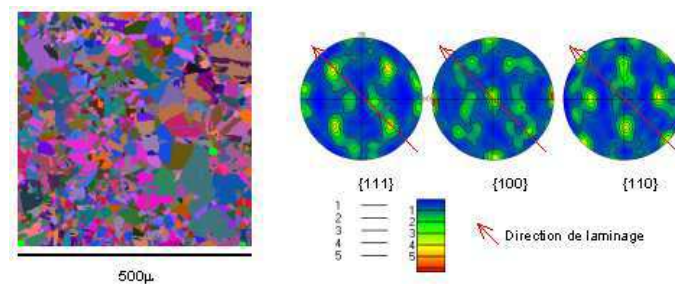


FIG. 1 – A gauche : Cartographie EBSD réalisée au centre de la zone utile de l'éprouvette sur une surface de  $500\mu$ . Un pointé tous les  $3\mu$ ; à droite : figure de pôle associée montrant la texture cube du matériau. L'éprouvette était orientée à  $-45$  degrés de la direction de laminage.

Le trajet de chargement retenu fait intervenir un pré-cisaillement dans la direction de laminage, suivi d'une traction simple dans l'axe du cisaillement, ou orienté à  $45$  degrés par rapport à cette direction. La déformation totale imposée lors du pré-cisaillement est de  $1,5\%$ , et de  $4\%$  lors de la traction.

<sup>1</sup>Les laboratoires impliqués dans la thèse préparée par l'auteur sont :

- Centre des Matériaux, avec G.Cailletaud, et S.Forest, (CNRS, ENSMP, BP87, 91003 Evry cedex),
- LPMTM, avec B.Bacroix, O.Castelnaud, et R.Brenner, (CNRS, Univ. Paris13, 93430 Villetaneuse),
- LMS, avec M.Bornert, et J.Crépin, (CNRS, EP, 91128 Palaiseau cedex),
- LIM, avec P.Gilormini, (CNRS, ENSAM, 151 Bd de l'Hôpital, 75013 Paris),
- Division R&D, EDF Centre des Renardières, avec S.Leclercq (77818 Moret sur Loing).

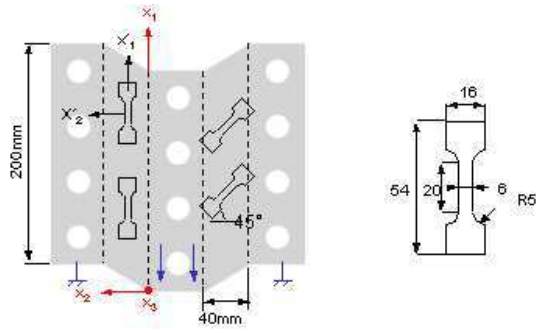


FIG. 2 – Géométrie de l'éprouvette de pré-cisaillement, et de celle de traction prélevée dans l'éprouvette de pré-cisaillement.

La traction est effectuée sous microscope électronique à balayage. Des mesures de champs sont réalisées par corrélation d'images, avec un marquage par grille d'or déposée par microlithographie (Doumalin, 00). Le pas de la grille est de  $4\mu m$ . Le schéma d'intégration retenu pour le calcul de la déformation est défini par les 4 intersections de grilles les plus proches du point où la corrélation est effectuée.

### 3 RESULTATS OBTENUS

Les cartographies de champs de déformation obtenues font apparaître des bandes de concentration de la déformation orientées à 45 degrés pour l'éprouvette prélevée dans la direction de laminage (et de cisaillement). L'hétérogénéité locale de déformation est comprise entre 0,5 et 6% de déformation.

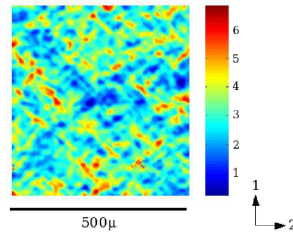


FIG. 3 – Déformation équivalente au sens de von Mises, obtenue par corrélation d'images, sur une zone de  $500\mu$  de côté. La traction a été effectuée selon la direction 1. L'hétérogénéité de déformation locale est comprise entre 0,5% et 6%.

### 4 MODELES UTILISES

#### 4.1 Modèles de monocristal

La simulation a été réalisée successivement avec deux lois de comportement : celle de Tabourot (Tabourot, 2001), et celle de Cailletaud (Cailletaud, 1987), lesquelles diffèrent par leur description de l'écoulement et de l'écrouissage. Le modèle de Tabourot n'a pas de seuil et présente un écrouissage multiplicatif, tandis que celui de Cailletaud présente un seuil et un écrouissage additif.

On se situe dans le cadre d'un formalisme viscoplastique, en petites déformations, et on définit :

- le tenseur d'orientation  $\underline{\underline{m}}^s$  pour chaque système  $s$  :

$$\underline{\underline{m}}^s = \frac{1}{2}(\underline{\underline{n}}^s \otimes \underline{\underline{l}}^s + \underline{\underline{l}}^s \otimes \underline{\underline{n}}^s), \quad (1)$$

où  $\underline{\underline{n}}^s$  est le vecteur normal au plan de glissement, et  $\underline{\underline{l}}^s$  la direction de glissement dans ce plan,

- la cission résolue  $\tau^s$  sur le système  $s$  :

$$\tau^s = \sigma : \underline{\underline{m}}^s, \quad (2)$$

- le tenseur vitesse de déformation plastique  $\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^p$  connaissant les vitesses de glissement  $\dot{\gamma}^s$  :

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^p = \sum_s \underline{\underline{m}}^s \dot{\gamma}^s. \quad (3)$$

La loi de comportement de Tabourot admet pour variable interne la densité de dislocations  $\rho^s$  sur le système  $s$ . La loi d'écoulement adoptée est une loi de type puissance :

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0 \left( \frac{\tau^s}{\tau_c^s} \right) \left| \frac{\tau^s}{\tau_\mu^s} \right|^{(m-1)}, \quad (4)$$

où  $\dot{\gamma}^s$  est la vitesse d'écoulement sur le système  $s$ ,  $\dot{\gamma}_0$  la valeur de référence de la vitesse d'écoulement,  $\tau^s$  la cission résolue sur le système  $s$ ,  $\tau_c^s$  la cission critique sur le système  $s$ ,  $m$  un exposant caractérisant la sensibilité à la vitesse. L'expression de la cission critique dépend des densités de dislocations :

$$\tau_\mu^s = \alpha \mu b \sqrt{d^{sp} \rho^p}, \quad (5)$$

où est utilisé la convention sur l'indice répété (la somme porte sur le nombre de systèmes du monocristal), et où  $\alpha$  désigne un facteur de proportionnalité,  $\mu$  le module de cisaillement,  $b$  la norme du vecteur de Burgers, et  $d^{sp}$  la matrice d'écrouissage.

La loi d'écrouissage repose sur la description des mécanismes physiques à une échelle microscopique, ici essentiellement les mouvements de dislocations. Trois types sont plus précisément pris en compte : la production, le blocage et l'annihilation. Cette loi d'écrouissage s'exprime ainsi :

$$\dot{\rho}^s = \frac{1}{b} \left( \frac{\sqrt{a^{sp} \rho^p}}{K} - 2y_c \rho^s \right) \dot{\gamma}^s, \quad (6)$$

avec les notations suivantes en plus de celles précédemment adoptées :  $a^{(sp)}$  : intègre la géométrie de l'interaction entre les dislocations  $s$  et les dislocations forêts  $p$ ,  $\rho^s$  : densité de dislocations du système  $s$  considéré,  $\rho^{(p)}$  : densité des dislocations forêts,  $K$  : facteur de proportionnalité entre le libre parcours moyen d'une dislocation, et une forêt,  $y_c = R\beta$ ,  $R$  : rayon de capture,  $\beta$  : facteur correctif : seule une partie de la dislocation est annihilable,  $\dot{\gamma}^s$  : taux de déformation sur le système  $s$  considéré.

Afin de donner à ce modèle une forme opérationnelle plus intéressante pour effectuer une intégration numérique, il peut être utile de travailler sur une variable adimensionnelle, donc traduisant mieux une déformation, et dont les valeurs numériques ne seront jamais extrêmes. On utilisera donc dans la suite le changement de variable :

$$r^s = b^2 \rho^s. \quad (7)$$

Dans ces conditions, la loi d'écoulement reste inchangée, tandis que la cission critique et la loi d'écrouissage peuvent se réexprimer :

$$\tau_c^{(s)} = \alpha \mu \sqrt{d^{(sp)} r^{(p)}} \quad (8)$$

$$\dot{r}^{(s)} = \left( \frac{\sqrt{a r^{(s)}}}{K} - 2y_{cs} r^{(s)} \right) \dot{\gamma}^{(s)} \quad (9)$$

où  $y_{cs} = \frac{y_c}{b}$ .

Le modèle de Cailletaud est un modèle phénoménologique qui transpose à l'échelle du système de glissement les modèles d'écrouissage isotrope et cinématique classiquement utilisés à l'échelle microscopique. Néanmoins il prend en compte les spécificités de l'écrouissage sur les systèmes, en particulier au travers d'une matrice d'écrouissage. Le taux de déformation est donné par une expression de type viscoplastique à seuil :

$$\dot{\gamma}^s = \left\langle \frac{\|\tau^s - x^s\| - r^s}{k} \right\rangle^n \text{sign}(\tau^s - x^s) \quad \text{où } \langle x \rangle = \text{Max}(x, 0), \quad (10)$$

avec :

$$x^s = c\alpha^s \quad \text{et} \quad \dot{\alpha}^s = \dot{\gamma}^s - d\dot{v}^s \alpha^s, \quad (11)$$

et,

$$r^s = r_0 + Q \sum h^{sr} \{1 - e^{(-b^* v^r)}\}. \quad (12)$$

La matrice d'interaction  $h_{sr}$  relie les écrouissages isotropes dus aux différents systèmes de glissement, et prend ainsi en compte les effets de l'écrouissage latent. Les notations ici employées sont :  $x^s$  : écrouissage cinématique,  $r^s$  : écrouissage isotrope,  $k$  : paramètre de viscosité,  $n$  : paramètre de viscosité,  $\alpha^s$  : variable d'état de l'écrouissage cinématique,  $v^s$  : variable d'état de l'écrouissage isotrope, glissement plastique cumulé,  $r_0$  : seuil initial sur tous les systèmes,  $Q$  : capacité de durcissement,  $h^{sr}$  : matrice d'interaction,  $b^*$  : coefficient caractérisant la vitesse de saturation de l'écrouissage isotrope.

## 4.2 Règles de transition d'échelle

On utilisera successivement deux approches à champ moyen, le modèle affine (Brenner, 01 et Masson, 98), et la règle en  $\beta$  (Cailletaud, 1987, et Pilvin, 1990). On considère donc que contraintes, déformations totales et déformations plastiques sont constantes dans chaque «grain», ou phase cristallographique. L'élasticité est supposée isotrope et homogène dans chaque grain, ce qui permettra d'obtenir la déformation plastique macroscopique comme la moyenne des déformations dans chaque «grain», soit, en introduisant la fraction volumique  $f_g$  de la phase  $g$  :

$$\varepsilon^p = \sum_g f_g \varepsilon^g. \quad (13)$$

La règle en  $\beta$  est une approche phénoménologique de la règle de transition. Elle est formulée ci-dessous dans le cas où les grains sont sphériques, et l'élasticité isotrope. On note respectivement par  $\underline{\sigma}$  et  $\underline{\varepsilon}^p$  les tenseurs de contrainte et de déformation plastique macroscopiques, et par  $\underline{\sigma}^g$  et  $\underline{\varepsilon}^g$  les tenseurs de contrainte et de déformation plastique sur le grain  $g$ . La déformation macroscopique est donc la moyenne des déformations plastiques des phases telle que :

$$\underline{\sigma}^g = \underline{\sigma} + \mu \sum_g (\underline{\beta} - \underline{\beta}^g), \quad (14)$$

où est effectué l'approximation traditionnelle :  $2(1 - \beta) = 2(7 - 5\nu)/(1 - \nu)/15 \approx 1$ , et où les variables  $\underline{\beta}$  remplacent les déformations plastiques. On introduit  $\underline{\beta}^g$  sur chaque grain, et leur moyenne sur l'agrégat :

$$\underline{\beta} = \sum_g f_g \underline{\beta}^g \quad (15)$$

La variable  $\underline{\beta}^g$  permet de rendre compte d'une accommodation non linéaire en raison de sa loi d'évolution :

$$\dot{\underline{\beta}}^g = \dot{\underline{\varepsilon}}^g - D(\underline{\beta}^g - \delta \underline{\varepsilon}^g) \|\dot{\underline{\varepsilon}}^g\|, \quad (16)$$

où  $D$  et  $\delta$  sont deux paramètres qui dépendent de la loi de comportement locale et du type de microstructure, et qui sont calés sur des calculs d'agrégats. La différence  $(\underline{\beta} - \underline{\beta}^g)$  se sature en effet lorsque la déformation augmente.

Les courbes de contrainte-déformation ainsi obtenues sont confrontées aux résultats expérimentaux. Un calcul d'agrégat par la méthode des éléments finis en cours, permettra ainsi de confronter les champs obtenus aux résultats expérimentaux d'une part et de recalibrer le modèle en vue d'exploiter d'autres trajets de chargement.

## 5 REMERCIEMENTS

L'auteur voudrait exprimer tous ses sincères remerciements à MM. JL.Dourmaux et D.Caldemaison pour leur investissement au niveau expérimental. Il exprime également sa gratitude à EDF pour son soutien.

## REFERENCES

- Brenner R., "Influence de la microstructure sur le comportement en fluage thermique d'alliages de zirconium : analyse expérimentale et mise en oeuvre de méthodes d'homogénéisation", *PhD. thesis*, 2001, Université Paris Nord, Paris 13.
- Cailletaud G., "Une approche micromécanique phénoménologique du comportement inélastique des métaux", *Thèse de doctorat d'Etat*, 1987, Université Pierre et Marie Curie, Paris 6.
- Doumalin P., "Microextensométrie locale par corrélation d'images numériques", *PhD. thesis*, 2000, Ecole Polytechnique.
- Masson R., "Estimations non linéaires du comportement global de matériaux hétérogènes en formulation affine", *PhD. thesis*, 1998, Ecole Polytechnique.
- Pilvin P., "Approches multiéchelles pour la prévision anélastique des métaux", *PhD. thesis*, 1990, Université Pierre et Marie Curie, Paris 6.
- Tabourot L., "Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline", *Habilitation à Diriger des Recherches*, 2001, Université de Savoie.