



**HAL**  
open science

## Etude expérimentale et simulation numérique, au moyen de modèles de plasticité cristalline, de chargements non proportionnels

Céline Gerard, Brigitte Bacroix, Michel Bornert, Renald Brenner, Georges Cailletaud, D. Caldemaison, Thierry Chauveau, J. Crépin, V. Mounoury, S. Leclercq

### ► To cite this version:

Céline Gerard, Brigitte Bacroix, Michel Bornert, Renald Brenner, Georges Cailletaud, et al.. Etude expérimentale et simulation numérique, au moyen de modèles de plasticité cristalline, de chargements non proportionnels. CFM 2007 - 18ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2007, Grenoble, France. hal-03365627

**HAL Id: hal-03365627**

**<https://hal.science/hal-03365627v1>**

Submitted on 5 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.

# Étude expérimentale et simulation numérique, au moyen de modèles de plasticité cristalline, de chargements non proportionnels.

C. Gérard<sup>(1\*)</sup>, B. Bacroix<sup>(2)</sup>, M. Bornert<sup>(3)</sup>, R. Brenner<sup>(2)</sup>, G. Cailletaud<sup>(4)</sup>, D. Caldemaison<sup>(3)</sup>, T. Chauveau<sup>(2)</sup>, J. Crépin<sup>(3)</sup>, V. Mounoury<sup>(4)</sup>, S. Leclercq<sup>(5)</sup>

<sup>(1)</sup> Fédération Francilienne de Mécanique des Matériaux, Structures et Procédés (F2Mmsp), CNRS.

<sup>(2)</sup> LPMTM, CNRS - UPR 9001, Institut Galilée, Université Paris 13, 93430 Villetaneuse, France

<sup>(3)</sup> LMS, CNRS - UMR 7649, Département de Mécanique, Ecole Polytechnique, 91128 Palaiseau Cedex, France

<sup>(4)</sup> CdM, CNRS - UMR 7633, Mines Paris - Paristech, BP 87, 91003 Evry Cedex, France

<sup>(5)</sup> Division R&D, EDF Centre des Renardières, Électricité de France

(\*) celine.gerard@mat.ensmp.fr

## Résumé :

*Le comportement plastique de matériaux à structure cubique est ici étudié sous chargements complexes et à température ambiante. Les résultats expérimentaux multi-échelles sont confrontés aux simulations numériques par éléments finis du comportement d'agrégats polycristallins, et aux modélisations par homogénéisation. Des combinaisons de trajets de chargement simple sont considérées, pour différentes orientations des éprouvettes.*

*Des mesures locales de champs de déformation sont effectuées par corrélation d'images sous microscope électronique à balayage tandis que la déformation macroscopique est obtenue par extensométrie classique.*

*Les simulations éléments finis correspondantes sont effectuées sur un agrégat polycristallin prenant en compte la microstructure du matériau. La texture, mesurée par diffraction aux rayons-X, est représentée. Plusieurs modèles de monocristaux, introduisant les douze systèmes de glissement de la famille octaédrique, sont considérés. Plusieurs options pour la prise en compte de l'auto-écrouissage et de l'écrouissage latent sont étudiées.*

*Enfin, la comparaison entre simulations et essais expérimentaux s'effectue sur trois types de variables : à l'échelle globale grâce aux réponses macroscopiques, à l'échelle locale avec les champs de déformation obtenus, et en moyenne par phase. Des informations sur la pertinence des règles de transition d'échelle sont déduites.*

## Abstract :

*The plastic behavior of fcc materials is studied under complex loading path at room temperature. Multi-scale experimental results are compared to finite element computations of polycrystalline aggregates, and to simulation by homogenization techniques. Simple loading path combinations are considered for different sample orientations. Local strain field measurements are obtained by digital correlation of scanning electron microscope images, whereas global strains are measured by classical extensometry.*

*A polycrystalline aggregate taking into account the material microstructure is used to perform finite element simulations corresponding to the experiments. The texture measured by X-ray diffraction is represented. Several single crystal models, using the 12 slip systems of the octahedral families, are introduced. Various assumptions are considered for the description of the self and latent hardening.*

*The comparisons between the simulation and the experiments are made on three types of variables : on a global level, with the description of the macroscopic stress-strain curve, on a local level, by considering the local fields, and in terms of phase averages. Informations about the consistency of the transition rules are deduced.*

## Mots-clefs :

**Chargements non-proportionnels ; mesures de champs ; calcul éléments finis**

## 1 Introduction

Deux types de chargements non-proportionnels sont étudiés. Dans un premier temps, des séquences de chargements monotones, tels que cisaillement puis traction, sont effectuées. Puis le chargement cyclique est introduit avec l'association d'un pré-laminage suivi d'un cyclage traction-compression.

Le matériau de l'étude est un cuivre OFHC, qui est utilisé sous deux états différents : la première tôle est laminée à chaud, puis à froid, et recristallisée, tandis que la seconde n'est que laminée à chaud.

Différentes orientations de l'axe principal de chargement en regard de la direction de laminage résultant du traitement thermomécanique initial sont considérées.

## 2 Approche expérimentale

### 2.1 Mesure de la texture par diffraction aux rayons X et cartographie EBSD

Les textures respectives des deux matériaux ont été mesurées par diffraction aux rayons X. Le diffractomètre utilisé est un goniomètre quatre cercles placé à la sortie d'un faisceau monochromatique de type cobalt. Les mesures sont réalisées par pas de  $5^\circ$  en azimut et de  $2,5^\circ$  en déclinaison (les angles de déclinaison variant de  $0^\circ$  à  $80^\circ$ ). Les figures de pôles brutes sont corrigées du bruit de fond et de la défocalisation, puis sont normalisées. Les mesures de texture sont ainsi effectuées sur les familles des plans  $hkl$  les plus intenses, i.e (111), (200), (220). Les fonctions de distributions des orientations sont ensuite calculées à l'aide de la méthode harmonique.

La première tôle présente une texture cube fortement marquée. Le second matériau est nettement moins anisotrope.

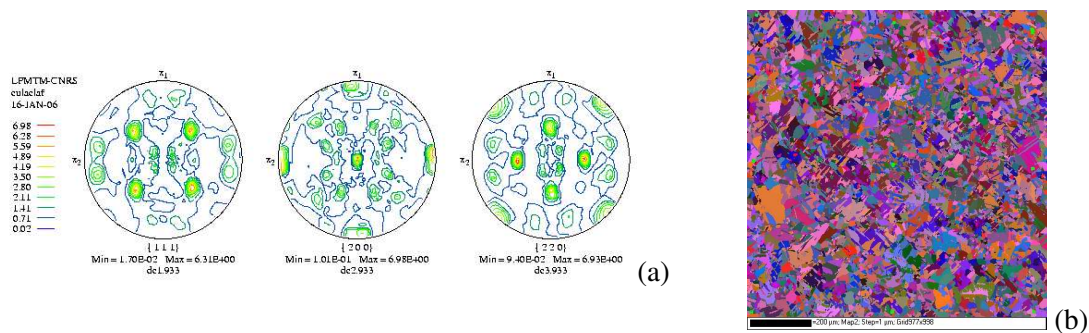


FIG. 1 – (a) Mesure de texture, avant essai, de la tôle n°1 de cuivre OFHC laminée à chaud, puis à froid, et recristallisée. Ce matériau présente une texture cube marquée. (b) Cartographie EBSD réalisée au centre de la zone utile de l'une des éprouvettes de traction, après pré-cisaillement.

Sur chaque éprouvette de traction, ou de traction-compression, des cartographies EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) sont réalisées au centre de la zone utile. Un pointé est effectué tous les  $1 \mu\text{m}$ . Le matériau est fortement maclé, et la taille moyenne des grains est de  $5 \mu\text{m}$ .

### 2.2 Pré-charge

Sur la première tôle, un pré-cisaillement est effectué à hauteur de 1,4% de déformation totale. Une grille d'un pas de 2 mm est sérigraphiée sur l'éprouvette afin de contrôler l'hom-

généité de la déformation dans les deux bandes cisillées. Deux éprouvettes de traction sont ensuite prélevées, l'une orientée à  $0^\circ$  par rapport à la direction de laminage initial, l'autre à  $45^\circ$ . La seconde tôle subit un laminage de 0,6 mm de réduction, ce qui correspond à un taux de déformation de 4%. Il est effectué transversalement par rapport au laminage initial. Trois éprouvettes de traction-compression en sont ensuite extraites, avec pour orientation  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  par rapport à la direction de laminage initial.

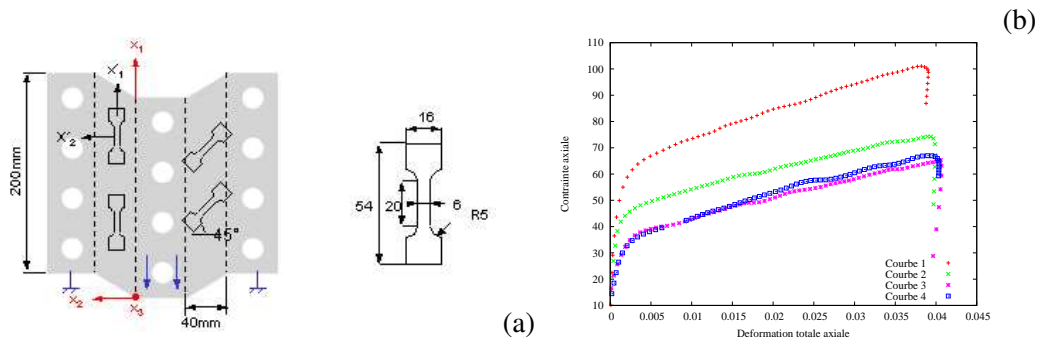


FIG. 2 – (a) La tôle n°1 subit d'abord un pré-cisaillement. Des éprouvettes de traction sont ensuite prélevées à  $0^\circ$  et  $45^\circ$ . (b) Courbes d'écrouissage macroscopique obtenues par extensométrie classique lors de la traction *in situ* dans la chambre du MEB.

### 2.3 Essais in-situ et mesures de champs de déplacement

Plusieurs microgrilles d'or, d'un pas de  $2 \mu\text{m}$  et d'une surface de  $500 \mu\text{m}^2$ , sont déposées par microlithographie, sur les zones cartographiées par EBSD.

La seconde étape du chargement (traction simple ou cyclage traction-compression) est effectuée sous microscope électronique à balayage (MEB). Les champs locaux de déformations à l'échelle des grilles sont ensuite obtenus par corrélation d'images, à l'aide du logiciel *CorrelManuV* (développé à l'École polytechnique).

Cartographie EBSD et champs locaux de déformation sont ensuite superposés afin de réaliser des moyennes par phase, la phase étant définie comme l'ensemble des grains d'une même orientation cristalline, et la mise en regard de la microstructure avec la déformation locale.

## 3 Calculs éléments finis

Les calculs par éléments finis relatifs aux essais sont ensuite effectués en tenant compte des caractéristiques matériau, tant morphologiques que cristallographiques. Le code de calcul *Zébulon* (développé par l'École des Mines de Paris, l'ONERA, et NorthWest Numerics) est utilisé.

### 3.1 Représentation de la texture du matériau

La texture mesurée expérimentalement est représentée tant d'un point de vue qualitatif que quantitatif. A chaque vecteur texture, est associé un cône de tolérance, diminuant ainsi le nombre d'orientations prises en compte. Par ailleurs, la fraction volumique d'une orientation est associée à une probabilité de présence. Vecteurs texture et probabilités de présence sont générés aléatoirement et testés en regard de la texture réelle.

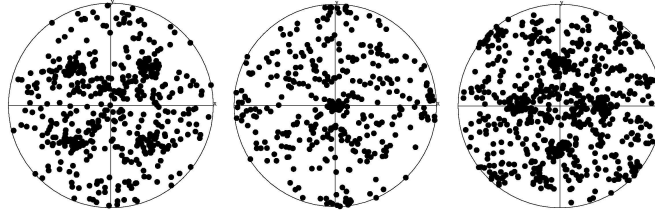


FIG. 3 – Figures de pôle directes (111, 220, 200) de la texture artificielle représentative de la texture réelle mesurée par diffraction X (ici tôle 1 : texture cube). Cette texture est simulée pour un volume élémentaire de 200 grains, avec une tolérance de  $5^\circ$ .

### 3.2 Loi de comportement monocristallin

Deux modèles sont utilisés, indépendamment, pour représenter le monocristal. Comme il est classique en plasticité cristalline, ces modèles introduisent les systèmes de glissement. Tous deux sont écrits dans un formalisme viscoplastique, et sont formulés ici dans le cadre des petites déformations. Les différences entre ces modèles portent sur la manière dont ils décrivent l'écoulement et l'écrouissage.

Le premier (Tabourot *et al.*, 1997) introduit explicitement les densités de dislocations ; il n'a pas de seuil et présente un écrouissage multiplicatif, donc isotrope, portant sur la contrainte visqueuse. La loi d'écoulement est de type puissance, la cission critique  $\tau_\mu^s$  s'exprime en fonction de la densité de dislocations  $\rho$  (généralisation de la loi de Mecking et Kocks), et la loi d'écrouissage repose sur la description des mouvements de dislocations (production, blocage, annihilation). Le second (Méric *et al.*, 1993) est une formulation plus phénoménologique. Il

Écoulement viscoplastique	$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0 \left( \frac{\tau^s}{\tau_\mu^s} \right)^{\left( \frac{1}{m} \right)}$
Cission critique	$\tau_\mu^s = \alpha \mu b \sqrt{d^{sp} \rho^p}$
Écrouissage isotrope	$\dot{\rho}^s = \frac{1}{b} \left( \frac{\sqrt{a^{sp} \rho^p}}{K} - 2y_c \rho^s \right) \dot{\gamma}^s$

FIG. 4 – Modèle de Tabourot (Tabourot *et al.*, 1997).

présente un seuil et un écrouissage additif sous forme isotrope et cinématique. Le modèle de Méric-Cailletaud transpose à l'échelle du système de glissement les modèles d'écrouissages isotrope et cinématique classiquement utilisés à l'échelle macroscopique. Il prend néanmoins en compte les spécificités de l'écrouissage sur les systèmes  $s$ , en particulier au travers d'une matrice d'écrouissage de composantes  $h^{sr}$ . Celle-ci relie les écrouissages isotropes dus aux différents systèmes de glissement, et prend ainsi en compte les effets de l'écrouissage latent.

### 3.3 Recalage des coefficients de la loi locale à l'aide de calculs périodiques

Les coefficients de la loi locale sont identifiés sur les courbes contrainte-déformation macroscopiques grâce à des calculs éléments finis périodiques réalisés sur un volume élémentaire représentatif de 200 grains. La géométrie de l'agrégat est constituée de polyèdres de Voronoï. Le maillage, tridimensionnel, libre, et quadratique, respecte les joints de grains. Il est découpé en sous-domaines et le calcul est effectué en parallèle, sur un cluster de PC.

---

Écoulement viscoplastique	$\dot{\gamma}^s = \left\langle \frac{\ \tau^s - x^s\  - r^s}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\tau^s - x^s)$
Écrouissage cinématique	$x^s = c\alpha^s \quad \text{et} \quad \dot{\alpha}^s = \dot{\gamma}^s - d\dot{v}^s \alpha^s$
Écrouissage isotrope	$r^s = r_0 + Q \sum h^{sr} \{1 - e^{(-bv^r)}\}$

---

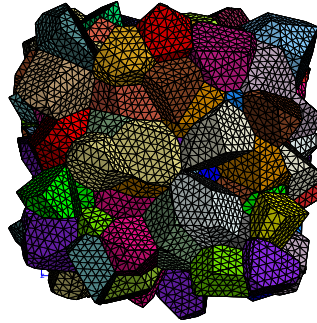
FIG. 5 – Modèle de Méric-Cailletaud (Méric *et al.*, 1993).

FIG. 6 – Maillage 3D libre périodique utilisé pour le recalage de la loi de comportement local. La géométrie est constituée de polyèdres de Voronoï non tronqués ; le maillage respecte les joints de grains.

### 3.4 Calcul éléments finis avec maillage représentant la microstructure du matériau

Les calculs éléments finis visant à reproduire l'expérience sont finalement réalisés avec un maillage reproduisant la microstructure bi-dimensionnelle obtenue lors de l'analyse EBSD, et la texture mesurée par diffraction X. La microstructure est représentée dans la troisième dimension par une géométrie de type Voronoï. Plusieurs réalisations sont effectuées afin de s'affranchir au mieux de l'impact des couches situées sous la surface. L'activation des systèmes de glissement est étudiée localement.

## 4 Simulation à l'aide de modèles à champs moyens

Enfin, des simulations au moyen de deux modèles à champs moyens sont effectuées. Le premier, dit de la règle en  $\beta$  (Pilvin *et al.*, 1990) s'inscrit directement dans la ligne des modèles de Kröner, puis Berveiller-Zaoui. L'élasticité  $y$  est supposée isotrope et homogène dans chaque grain, ce qui permet d'écrire la déformation plastique macroscopique comme étant la moyenne des déformations dans chaque grain. La variable  $\tilde{\beta}^g$  permet de rendre compte d'une accommodation non linéaire.  $D$  et  $\delta$  sont deux paramètres qui dépendent de la loi de comportement local et du type de microstructure. La différence  $(\tilde{\beta} - \tilde{\beta}^g)$  sature lorsque la déformation augmente.

Le second est l'estimation affine élastoviscoplastique (Masson, 1998) qui dérive de l'approche incrémentale de Hill, qu'elle modifie par la prise en compte, dans l'écriture du problème d'homogénéisation incrémental, d'un terme de déformation libre dépendant de l'histoire antérieure. À chaque incrément, elle comporte deux étapes : d'une part la linéarisation tangente des

Déformation plastique macroscopique	$\varepsilon^p = \sum_g f_g \varepsilon^g$
Transition d'échelle	$\sigma^g = \sigma + \mu \sum_g (\beta - \beta^g)$
Evolution de la variable $\beta^g$	$\dot{\beta}^g = \dot{\varepsilon}^g - D(\beta^g - \delta \varepsilon^g) \ \dot{\varepsilon}^g\ $

FIG. 7 – Modèle à champ moyen dit de la règle en  $\beta$  (Pilvin *et al.*, 1990).

équations constitutives, permettant de passer d'un problème local non linéaire sur un volume élémentaire représentatif, à un problème local sur un « milieu linéaire de comparaison thermoélastique », dont le comportement est uniforme par phase. La linéarisation s'effectue autour des champs mécaniques moyens par phase et le comportement effectif est obtenu par les relations classiques d'homogénéisation des milieux thermoélastiques. Le couplage élastoviscoplastique est traité au moyen d'une transformation de Laplace-Carson.

Loi constitutive d'une phase	$\dot{\varepsilon}(x, t) = \mathbf{m}^e : \dot{\sigma}(x, t) + \dot{\varepsilon}^0(x, t)$
Loi linéarisée au temps $\tau$	$\varepsilon(t) = [m_\tau \otimes \varrho](\tau, t) + \varepsilon_L^0(\tau, t)$
(solution jusqu'à $\tau$ supposée connue)	$\varepsilon_L^0(\tau, t) = \varepsilon_L^0(\tau, 0) + \int_0^\tau \dot{\varepsilon}_L^0(\tau, u) du$

FIG. 8 – Estimation affine (voir Masson (1998) pour plus de détails).

## 5 Conclusions

Le dialogue établi permet un recoupement et un inter-enrichissement des données et des approches. L'analyse effectuée au niveau local, en moyenne par phase, et à l'échelle macroscopique, apporte des éléments sur l'interaction des systèmes de glissement, la prise en compte de l'écrouissage latent dans les modèles, et la capacité de ceux-ci à reproduire des chargements non-proportionnels.

## Références

- Doumalin, P. 2000 Microextensométrie locale par corrélation d'images numériques. *Thèse de doctorat* Ecole Polytechnique.
- Masson, R. 1998 Estimations non linéaires du comportement global de matériaux hétérogènes en formulation affine. *Thèse de doctorat* Ecole Polytechnique.
- Méric, L., Cailletaud, G., Gaspérini, M. 1993 FE Calculations of Copper Bicrystal Specimens Submitted to Tension–Compression Tests. *Acta Mat.* **42** 921-935
- Pilvin, P., Cailletaud, G. 1990 Intergranular and Transgranular Hardening in Viscoplasticity. *In Creep in Structures (ed. M. Zyczkowski)* pp. 171-178
- Tabourot, L., Fivel, M., Rauch, E. 1997 Generalized constitutive laws for f.c.c. single crystals. *Mat. Sc. Eng.* **A234-236** 639-642