

**Samuel FOREST**  
**RAPPORT D'ACTIVITES**  
**2000—2002**

---

## **Contents**

<b>1 CV</b>	<b>2</b>
<b>2 Travaux et objectifs</b>	<b>3</b>
2.1 Mécanique des milieux continus généralisés . . . . .	3
2.1.1 Milieux micromorphes standards généralisés . . . . .	3
2.1.2 Elastoplasticité du second gradient . . . . .	4
2.1.3 Lien avec les modèles à gradient de variable interne . . . . .	4
2.2 Plasticité cristalline . . . . .	4
2.2.1 Effet de tension de ligne des dislocations . . . . .	4
2.2.2 Localisation de la déformation en pointe de fissure . . . . .	5
2.2.3 Approche locale de la fatigue des monocristaux . . . . .	5
2.2.4 Modélisation continue du maillage . . . . .	6
2.3 Calcul de microstructures et homogénéisation . . . . .	6
2.3.1 Détermination du Volume Élémentaire Représentatif . . . . .	7
2.3.2 Revêtements multicristallins . . . . .	7
2.3.3 Homogénéisation des milieux de Cosserat . . . . .	7
2.3.4 Matériaux cellulaires . . . . .	8
2.4 Perspectives . . . . .	8
2.5 Place de cette recherche au sein de l'unité et collaborations . . . . .	9
2.5.1 Travail au sein de l'équipe . . . . .	9
2.5.2 Collaborations nationales et internationales . . . . .	9
<b>3 Production scientifique</b>	<b>17</b>
3.1 Revues à comité de lecture . . . . .	17
3.2 Conférences invitées dans des congrès . . . . .	17
3.3 Actes de colloques avec comité de lecture . . . . .	18
3.4 Communications à des congrès avec actes . . . . .	18
3.5 Communications à des congrès sans actes . . . . .	18
3.6 Livres et chapitres dans des ouvrages . . . . .	19
3.7 Séminaires, groupes de travail et organisation de congrès . . . . .	19
3.8 Visites et séjours dans d'autres laboratoires . . . . .	20
<b>4 Autres activités liées au métier de chercheur</b>	<b>20</b>
4.1 Enseignement . . . . .	20
4.2 Compléments de formation . . . . .	22
4.3 Contrats avec l'Etat et l'industrie . . . . .	22
4.4 Comités . . . . .	22
4.5 Expertise d'articles de revues internationales . . . . .	23
<b>5 Annexe</b>	<b>24</b>

# 1 CV

Adresse personnelle:  
25 rue des Patis  
91540 Mennecy  
marié, 3 enfants  
né le 20.07.68

Adresse professionnelle:  
**Centre des Matériaux** Pierre-Marie Fourt / UMR 7633  
Ecole des Mines de Paris / CNRS  
B.P. 87, 91003 Evry Cedex  
Tel: (33) 1 60.76.30.51  
FAX: (33) 1 60.76.31.50  
E-mail: samuel.forest@mat.ensmp.fr  
France

**Octobre 1996** : Chargé de Recherches au CNRS UMR 7633 (Centre des Matériaux de l'ENSMP);  
programme de recherches :

*“Modélisation du comportement des matériaux hétérogènes  
dans le cadre de la mécanique des milieux continus généralisés”*

**Janvier 1996** : Docteur de l'Ecole des Mines de Paris et Doctor Communitatis Europae, en Sciences  
et Génie des Matériaux (mention Très Honorable et Félicitations du Jury). Jury: A. Bertram,  
R. de Borst, G. Cailletaud, P. Pilvin, P. Rougée, F. Sidoroff, E. Stein, C. Teodosiu, A. Zaoui;  
directeur de thèse : G. Cailletaud (Centre des Matériaux). Titre de la thèse :

*“Modèles mécaniques de la déformation hétérogène  
des monocristaux”*

**1994-1995** : Séjour d'un an au Bundesanstalt für Materialforschung und Prüfung (BAM, Berlin,  
RFA)

**Juin 1993** : Diplôme d'Études Approfondies *“Mécanique et Matériaux”* (mention Très Bien)

**Juin 1992** : Diplôme d'Ingénieur Civil des Mines de Paris, (avec les Félicitations)

**1989-1992** : Etudiant à l'Ecole des Mines de Paris (ENSMP), option *“Sciences et Génie des  
Matériaux”*

**1986-1989** : Classes préparatoires au Lycée du Parc à Lyon (section M')

**Juin 1986** : Baccalauréat C (mention Très Bien) à Villefranche/Saône

## Distinctions

Prix Jean Mandel pour l'année 2001.

L'étude du *“Comportement mécanique des mousses de nickel”* par Xavier Badiche encadré par Michel  
Croset (NiTECH), Samuel Forest et Yves Bienvenu a reçu le Prix Jules Garnier de la SF2M au titre  
de l'année 1999 (prix biennal).

Médaille de Bronze du CNRS au titre de l'année 1998.

## 2 Travaux et objectifs

Dans le cadre du thème général “*Mécanique des milieux continus généralisés et matériaux hétérogènes*” que je développe depuis 1996, j’ai mis l’accent sur trois aspects principaux au cours des deux dernières années. J’ai approfondi d’abord le cadre théorique de la formulation de lois de comportement élastoviscoplastique pour les milieux non locaux possédant des degrés de liberté supplémentaires ou des gradients d’ordre supérieur par rapport à la modélisation continue classique de Cauchy. Je poursuis ensuite l’étude de la plasticité cristalline consacrée en premier chef aux monocristaux métalliques. Je cherche en particulier à montrer une relation directe entre les éléments de la mécanique des milieux de Cosserat et le comportement collectif des dislocations. J’aborde la mécanique de la rupture dans le cas du monocristal : champ en pointe de fissure, approche locale de la fatigue des monocristaux. Enfin, le calcul de microstructures, véritable discipline nouvelle alliant mécanique des structures et métallurgie physique, est devenu le centre du développement de l’équipe de recherche à laquelle j’appartiens et me permet de mettre en œuvre l’ensemble des outils et concepts développés.

### 2.1 Mécanique des milieux continus généralisés

On distingue les milieux continus intégrant des degrés de liberté supplémentaires (Cosserat, micromorphe) des milieux à gradients d’ordre supérieur. On illustre chacun d’eux ici et on montre que les modèles dits à gradient de variable interne, utilisés fréquemment dans la littérature, peuvent se formuler en termes de milieu d’ordre supérieur.

#### 2.1.1 Milieux micromorphes standards généralisés

Le milieu micromorphe est très général dans la mesure où, en plus des trois degrés de liberté (d.d.l.) de déplacement classiques  $\underline{u}$ , il incorpore les 9 d.d.l. d’un tenseur de microdéformation  $\underline{\chi}$ . Les mesures de déformation retenues sont la déformation classique, la déformation relative et le gradient de micro-déformation :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \frac{1}{2}(\text{grad } \underline{u} + (\text{grad } \underline{u})^T), \quad \underline{\underline{\varepsilon}}_e = \text{grad } \underline{u} - \underline{\chi}, \quad \underline{\underline{K}} = \text{grad } \underline{\chi} \quad (1)$$

Un cadre thermomécanique général de formulation des lois de comportement élastoviscoplastique d’un tel milieu a été établi. Il repose sur la donnée d’un potentiel thermodynamique  $\Psi(\underline{\underline{\varepsilon}}^e, \underline{\underline{\varepsilon}}_e, \underline{\underline{K}}^e, q)$ , l’énergie libre, et d’un pseudo potentiel de dissipation  $\Omega(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{s}}, \underline{\underline{\chi}}_S, R)$ . Une décomposition additive des mesures de déformation (1) en leurs parties élastique et plastique est adoptée. Les variables internes du modèle sont notées  $q$  et les tenseurs de contraintes introduits sont donnés par les lois d’état :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^e}, \quad \underline{\underline{s}} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}_e}, \quad \underline{\underline{\chi}}_S = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \underline{\underline{\chi}}_S^e}, \quad R = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial q} \quad (2)$$

Les lois d’écoulement et d’évolution suivantes :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}, \quad \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_e^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \underline{\underline{s}}}, \quad \underline{\underline{\dot{\chi}}}^p = \frac{\partial \Omega}{\partial \underline{\underline{\chi}}_S}, \quad \dot{q} = -\frac{\partial \Omega}{\partial R} \quad (3)$$

garantissent alors la positivité de la dissipation résiduelle si le pseudo-potential de dissipation est convexe.

Cela constitue une extension directe du schéma de modélisation désormais standard dans le cas classique au cas des milieux micromorphes.

La prise en compte des grandes déformations conduit à étendre la notion de configuration locale intermédiaire isocline introduite par J. Mandel au cas micromorphe. Cette configuration doit permettre de relâcher simultanément les trois tenseurs de contraintes généralisées introduits. Pour cela, on a

montré que la décomposition suivante des mesures de déformation est suffisante :

$$\underline{\chi} = \underline{R} \cdot \underline{\chi} U^e \cdot \underline{\chi}^p, \quad \# \underline{F} = \underline{R}^T \cdot \underline{F} = \# \underline{F}^e \cdot \# \underline{F}^p \quad (4)$$

$$\underline{\chi} \underline{K} = \underline{\chi}^{-1} \cdot (\text{grad } \underline{\chi}) = \underline{\chi}^{p-1} \cdot \underline{\chi} \underline{K}^e : (\underline{\chi}^p \boxtimes \# \underline{F}^p) + \underline{\chi} \underline{K}^p \quad (5)$$

### 2.1.2 Elastoplasticité du second gradient

Les théories du second gradient en élastoplasticité remontent au début des années soixante. On montre toutefois que les modèles existants ne concernent qu'une classe parmi deux classes de modèles possibles. Nous avons mis en évidence la seconde classe de la manière suivante. On décompose généralement la déformation classique et son gradient en leurs parties élastique et plastique :

$$\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^p, \quad \underline{K} = \text{grad } \underline{\varepsilon} = \underline{K}^e + \underline{K}^p \quad (6)$$

On donne alors des lois d'évolution distinctes pour  $\dot{\underline{\varepsilon}}^p$  et  $\dot{\underline{K}}^p$ . On a remarqué toutefois que l'on peut aussi adopter la décomposition canonique :

$$\underline{K}^e \triangleq \text{grad } \underline{\varepsilon}^e, \quad \underline{K}^p \triangleq \text{grad } \underline{\varepsilon}^p \quad (7)$$

qui ne laisse place qu'à une seule loi d'évolution pour  $\dot{\underline{\varepsilon}}^p$ .

Il faudra comparer dans la suite les avantages respectifs de ces classes de modèles en particulier du point de vue numérique. Dans des cas analytiques, on a montré que les réponses des modèles sont significativement différentes.

### 2.1.3 Lien avec les modèles à gradient de variable interne

Les modèles à gradients de variables internes sont apparus de manière plus précoce en tout cas dans le domaine de la plasticité cristalline. Il s'agit de modèles faisant intervenir directement le gradient de la déformation plastique cumulée, du glissement cristallographique ou des densités de dislocation. La formulation thermodynamique de ces modèles fait en général intervenir la notion de flux d'entropie supplémentaire ou bien ce que certains auteurs appellent un "travail de capillarité". On montre dans [3] qu'on peut aussi traiter la déformation plastique comme un véritable d.d.l. supplémentaire, un peu comme une déformation micromorphe, et formuler ces modèles dans les mêmes termes que dans la section 2.1.1. L'intérêt de cette approche est aussi de mettre en évidence clairement les conditions aux limites qui doivent être prises en compte pour la résolution de problèmes aux limites. L'implantation numérique de ces modèles se déduit directement de la formulation proposée.

## 2.2 Plasticité cristalline

### 2.2.1 Effet de tension de ligne des dislocations

Les modèles continus classiques de la plasticité cristalline ne sont pas capables de rendre compte des effets d'échelles observés dans les matériaux cristallins : effet de taille de grain, plasticité des couches minces, durcissement par précipités ou inclusions... Un modèle de Cosserat du monocristal a été proposé dans ma thèse de doctorat [12] et rentre dans la classe des modèles dits souvent à *gradient* de la plasticité cristalline disponibles dans la littérature. Ces modèles ne sont toutefois pas déduits directement du comportement collectif des dislocations à l'origine de la plasticité, et au mieux peuvent être identifiés dans quelques situations particulières. Nous avons exploré l'une d'entre elles, à savoir le cas d'un multicouche périodique biphasé présentant une phase dure élastique et une phase plus molle élastoplastique, cf. figure 1. Soumise à un glissement simple perpendiculairement aux couches, la phase molle se déforme de manière non homogène en raison de la formation d'empilements de dislocations–coins contre les parois. Il en résulte d'autre part une courbure du réseau cristallin (figure 1b). Ce résultat est obtenu en considérant deux configurations de dislocations différentes : des

empilements de dislocations–coins indépendants les uns des autres, situation très souvent étudiée en métallurgie physique, ou bien des empilements continus résultant du passage de dislocations–vis dans la direction perpendiculaire à la page. Cette dernière situation, plus réaliste dans le cas par exemple des superalliages monocristallins biphasés, prend en compte la courbure des dislocations–vis liée à l’existence d’une tension de ligne.

Pour un tel essai de cisaillement d’un biphasé, la théorie classique de la plasticité prévoit une déformation homogène par phase, comme sur la figure 2b. Cette réponse est réaliste lorsque l’épaisseur de la couche molle est grande mais n’est plus pertinente lorsque cette dimension est de l’ordre de 1 à 10  $\mu\text{m}$ . On montre par contre que les modèles de plasticité cristalline généralisée (Cosserat mais aussi second gradient et gradient de variable interne) sont capables de rendre compte de l’hétérogénéité de déformation, à condition toutefois de bien spécifier les conditions d’interface supplémentaires qui sont nécessaires pour ces milieux, comme le montrent les figures 2c et d. On peut même identifier directement certains paramètres supplémentaires qui s’expriment alors en fonction de la tension de ligne des dislocations [10].

Un point important est que ces modèles s’avèrent mieux adaptés à rendre compte des effets de tension de ligne que d’empilements isolés. C’est une nouveauté car la notion de dislocations dites d’accommodation géométrique qui est la justification principale des modèles à gradients, est la plupart du temps illustrée par de tels empilements de dislocations.

### 2.2.2 Localisation de la déformation en pointe de fissure

Le champ de déformation en pointe de fissure est un bon test pour les modèles de plasticité cristalline généralisée en raison des forts gradients présents. On a étudié comment la solution asymptotique de Rice pour le monocristal est affectée par l’emploi d’un milieu de Cosserat. La solution classique comporte des secteurs à contrainte constante séparés par des bandes de localisation intense, comme sur la figure 3. Certaines de ces bandes sont le siège d’une importante courbure de réseau cristallin. Le milieu de Cosserat conduit à une atténuation voire une disparition de ces bandes, appelées *kink bands*, cf. [7].

La question se pose alors de la réalité expérimentale. Les observations en pointes de fissure dans les monocristaux restent rares mais les études se multiplient en ce moment pour répondre à la question précédente. De notre côté, des mesures de champs d’orientation cristalline par EBSD sont prévues dans le cadre de la thèse de S. Flouriot dans les monocristaux de superalliage base–nickel.

### 2.2.3 Approche locale de la fatigue des monocristaux

Une description précise du champ en pointe de fissure est essentielle pour prévoir l’avancée consécutive de la fissure et sa bifurcation éventuelle. Dans les monocristaux à froid, on observe fréquemment des changements de plan cristallographique d’avancée de fissure. On étudie spécifiquement le cas de la fatigue, importante dans les pièces monocristallines que sont les aubes de turbines. Avant de modéliser l’avancée de fissure par fatigue dans le monocristal, on a abordé le problème de l’amorçage qui dans les monocristaux est souvent associé à la formation de bandes de déformation intenses (voire des bandes dites persistantes pour certains matériaux).

On modélise le mécanisme de rochet local qui nous semble à la base de l’amorçage dans les monocristaux, grâce l’introduction de variables d’écrouissage cinématique non linéaire au niveau des systèmes de glissement. La figure 4 montre la simulation de la formation d’une extrusion sous chargement cyclique globalement symétrique d’un monocristal en glissement simple. On suppose qu’initialement des hétérogénéités légères de propriétés locales existent dans le monocristal (figure 4a, deux zones de propriétés légèrement différentes ainsi que deux défauts pour amorcer des bandes de localisation). Ces différences de propriétés sont telles qu’une bande de localisation apparaît dans la phase de traction, tandis qu’une seconde est active en compression (figures 4 b et c). Cette irréversibilité de la déformation dans chaque bande induit la formation progressive d’une intrusion/extrusion qui peut à terme conduire à l’amorçage d’une fissure.

On invoque souvent l'importance de la concentration des lacunes pour la formation des extrusions en fatigue. Le modèle prend indirectement cet effet en compte dans le caractère non linéaire de l'écroûissage cinématique associée à la non renversabilité du glissement et donc à l'accumulation de dislocations susceptibles de conduire, par paires de signe opposé, à la formation de lacunes.

#### 2.2.4 Modélisation continue du maclage

Le glissement des dislocations n'est pas le seul mécanisme responsable de la déformation plastique des matériaux cristallins. Le maclage est très important en particulier dans les matériaux à structure hexagonale. Il n'est pas aujourd'hui suffisamment pris en compte dans la modélisation. Sa contribution est en général considérée au niveau macroscopique de manière globale et modélisée comme du glissement plastique classique basé sur la loi de Schmid.

On a tenté de proposer un modèle continu de la formation d'une macle élémentaire dans un monocristal. On considère qu'il s'agit d'un processus irréversible caractérisé par une instabilité lors de sa formation (les macles pseudo-élastiques existent dans certains minéraux mais ce n'est pas le cas du zinc par exemple qui est à l'origine du présent travail). On utilise donc la théorie de la plasticité cristalline classique en grandes déformations, mais en introduisant un pic de contrainte initial et une réorientation de réseau cristallin pour une valeur critique du glissement caractéristique du maclage. L'unilatéralité du maclage est prise en compte dans une modification de la loi de Schmid. On est alors en mesure de simuler le maclage mais aussi le démaclage d'un monocristal, comme sur la figure 5 pour un trajet cyclique de déformation. La boucle d'hysteresis obtenue est caractéristique de l'apparition et de la propagation de la macle tout le long de l'éprouvette.

Ce modèle a été appliqué au maclage dans les revêtements de zinc des tôles d'acier galvanisées au trempé (thèse R. Parisot). On a simulé dans [18] les multiples réflexions des macles à l'interface substrat/revêtement. La figure 6a montre aussi l'apparition de macles en pointe de fissures de clivage. De manière surprenante au premier abord, les macles ne sont pas en avant de la pointe de fissure mais plutôt en arrière, ce qui est très différent de la plasticité par glissement en pointe de fissure. Le calcul de la figure 6b représentant un monocristal fissuré orienté comme un grain du revêtement, justifie cette observation puisque la macle simulée apparaît bien à l'arrière de la fissure. Cela est dû au caractère unilatéral du maclage qui ne peut se déclencher que si le cristal est comprimé selon l'axe  $c$ , ce qui n'est pas le cas en avant de la fissure pour l'orientation considérée.

### 2.3 Calcul de microstructures et homogénéisation

Les outils et modèles précédents sont une brique dans une entreprise plus globale concernant l'ensemble de l'équipe Comportement Calcul de Structures au sein de l'unité : le calcul de microstructures. Les objectifs sont les suivants :

- *la compréhension des mécanismes locaux de déformation* à l'œuvre au sein des matériaux hétérogènes, au niveau des hétérogénéités individuelles : incompatibilités de déformation entre grains voisins d'un polycristal, concentrations de contraintes dans un matériau composite...
- *le calcul de composants industriels* dont la taille est du même ordre de grandeur que celle des hétérogénéités présentes. On rencontre cette situation par exemple dans les systèmes de la micro-électronique ou des pièces mécaniques aux dimensions très réduites (films, couches minces...), pour lesquels la taille de grain et la taille de la structure sont comparables. Ce besoin peut aussi se faire sentir dans des parties critiques de pièces plus massives, telles que des entailles ou micro-perforations (thèse J.-M. Cardona)...
- *la prévision des propriétés effectives des matériaux hétérogènes.* Des méthodes d'homogénéisation ont été développées pour borner ou estimer les propriétés effectives des

mélanges de différents constituants. Ces estimations peuvent être comparées à des calculs directs de volumes élémentaires représentatifs (VER) du matériau. On utilise alors le calcul de microstructures comme méthode d'homogénéisation numérique.

- *la simulation des mécanismes locaux d'endommagement.* L'initiation de l'endommagement dans un matériau n'est pas pilotée par des valeurs moyennes de contraintes ou déformations par phase, que les techniques d'homogénéisation sont souvent en mesure d'estimer, mais bien plutôt par certaines valeurs maximales atteintes localement au sein de la microstructure hétérogène (près des joints de grain ou des interfaces...). Le calcul direct de microstructures fournit aussi ces informations locales et peut être couplé à des critères de rupture ou d'évolution de l'endommagement en vue de la prévision de l'amorçage et de la propagation de fissures ou de l'endommagement.

### 2.3.1 Détermination du Volume Élémentaire Représentatif

Lorsque les propriétés des constituants d'un matériau hétérogène et la répartition spatiale des phases sont connues, on est en mesure de calculer la réponse d'un élément de volume de cette microstructure, par la méthode des éléments finis par exemple, et d'en déduire des propriétés apparentes linéaires ou non linéaires. Les propriétés apparentes coïncident avec les propriétés effectives du matériau si le volume considéré est assez grand. La question se pose donc de déterminer la taille d'un élément de volume représentatif de la microstructure considérée. C'est une question-clé actuellement de l'homogénéisation. On se contente en général de dire que ce volume doit être suffisamment grand, mais le calcul numérique sur de gros maillages est parfois trop lourd. Un tel VER est représenté sur la figure 7a dans le cas d'un biphasé à très fort contraste de propriétés élastiques. On voit qu'on a été obligé de recourir au calcul parallèle pour traiter un volume suffisamment grand avec des conditions aux limites homogènes au contour.

Dans le cadre de la thèse de T. Kanit en collaboration avec D. Jeulin, on propose de calculer sur des volumes de taille intermédiaire mais de réaliser un grand nombre de calculs sur des réalisations différentes de la même microstructure de matériau aléatoire. On remplace donc un gros calcul par de nombreux plus petits. La figure 7b montre toutefois que la moyenne obtenue pour chaque volume dépend du type de conditions aux limites utilisées. On remarque aussi la formidable dispersion obtenue pour des volumes de plus en plus petits. On définit alors une taille minimale de VER pour une précision donnée sur la propriété visée et le nombre de réalisations à considérer. La notion clé de ce travail statistique est la portée intégrale qui se déduit des dispersions obtenues pour quelques volumes. On peut alors comparer les tailles de VER selon le contraste des phases mais aussi selon le type de propriété (élastique, thermique, morphologique).

### 2.3.2 Revêtements multicristallins

La microstructure des revêtements de zinc des tôles galvanisées au trempé est très particulière : il s'agit de grains plats d'environ  $d = 500 \mu\text{m}$  de largeur dans le plan contre  $h = 10 \mu\text{m}$  d'épaisseur. Par des traitements de recristallisation, on peut réduire  $d$  à  $30 \mu\text{m}$ , comme sur le maillage de la figure 8a. Les modes de déformation du revêtement sont très différents selon la valeur du ratio  $d/h$ . Lorsque ce ratio est grand, le substrat dicte sa déformation aux grains de zinc qui pour se déformer doivent impliquer un grand nombre de systèmes de glissement (basal et pyramidal) et de maclage. Les figures 8 c et d montrent qu'un gradient de déformation peut s'établir dans le zinc de l'interface à la surface libre seulement pour un ratio  $d/h$  proche de 1. Dans ce cas la déformation à la surface est accommodée essentiellement par du glissement basal, comme dans le cas du zinc massif.

Les résultats de cette recherche sont consignés dans [8], [22] et la thèse de R. Parisot.

### 2.3.3 Homogénéisation des milieux de Cosserat

L'apport de la mécanique des milieux continus généralisés consiste à introduire une longueur d'échelle dans le calcul de microstructures. En effet les calculs de revêtements multicristallins

précédents ne dépendent pas de la taille de grain absolue mais seulement de rapports de longueurs. L'introduction du modèle de Cosserat de plasticité cristalline permet par contre de rendre compte d'effets de taille de grain type Hall et Petch ou de tailles de précipité  $\gamma'$  pour les superalliages base nickel monocristallins. Ces deux dernières situations ont été étudiées dans [12].

Si l'on adopte un modèle de Cosserat pour les constituants du matériau hétérogène étudié, il faut savoir comment solliciter un élément de volume de ce matériau et donc en d'autres termes, savoir homogénéiser les milieux de Cosserat. J'ai poursuivi mes travaux dans ce sens et appliqué la méthode des développements asymptotiques aux milieux de Cosserat hétérogènes. Plusieurs schémas d'homogénéisation sont possibles selon les valeurs relatives de la taille des hétérogénéités et une longueur caractéristique du milieu de Cosserat. Le milieu homogène équivalent peut alors être un milieu de Cauchy, ou bien de Cosserat aussi. On renvoie à l'article [5] pour les développements et la validation numérique de cette homogénéisation.

### 2.3.4 Matériaux cellulaires

Les matériaux cellulaires que nous étudions sont les mousses d'aluminium pour application au crash automobile, et les mousses de nickel utilisées comme support d'électrolyte dans les batteries de téléphone portable. Elles sont respectivement à porosité fermée et ouverte. L'intérêt de ces matériaux du point de vue du calcul de microstructures est la possibilité de visualiser la microstructure en 3D grâce à la tomographie X et donc de reconstituer des volumes élémentaires de microstructure de mousses. Nous n'en sommes pas encore au calcul réaliste 3D de ces volumes. On en est encore à explorer leurs propriétés mécaniques dans le cadre des thèses de J.-S. Blazy et Th. Dillard.

On insiste ici sur le comportement multiaxial des mousses d'aluminium testées en traction/compression-torsion combinées. Le matériau s'avère relativement fragile en raison de la présence de phases fragilisantes dans l'aluminium et une forte dispersion est observée dans les essais. Un modèle statistique a été appliqué à la traction et à la compression des mousses d'aluminium, puis étendu au cas multiaxial pour deux types de trajets de chargement. Le premier trajet est non proportionnel : une charge de traction ou compression est imposée et maintenue constante, puis on impose la torsion croissante. La figure 9a montre la prédiction du modèle de Weibull multiaxial en terme de moyenne des limites d'élasticité en cisaillement et la dispersion correspondante. Les résultats expérimentaux sont en bon accord avec le modèle statistique. La forme en cloche s'explique par le fait qu'il s'agit en fait d'une probabilité conditionnelle de plasticité/rupture en cisaillement pour une charge de traction/compression imposée. On ne tient en effet pas compte des échantillons qui cassent lors de la mise en charge. Le second trajet est radial : traction/compression et torsion sont imposées de manière proportionnelle. On obtient une surface moyenne limite d'élasticité de forme quasi-elliptique et la dispersion prévue est en bon accord avec l'expérience.

La mousse de nickel quant à elle est ductile en traction. On étudie pour l'instant le développement d'hétérogénéités de déformation lors d'un essai de traction sur une bande de mousses grâce à des méthodes de mesure de champ de déformation par corrélation d'images. Les premiers résultats sont dans [11].

## 2.4 Perspectives

Les objectifs pour les deux prochaines années sont :

- Poursuivre la formulation générale des lois de comportement non linéaires pour les milieux continus généralisés, en intégrant d'autres milieux comme la méthode dites des "champs de phase" qui rencontre un fort succès dans le domaine des couplages mécanique/changement de phase.
- Reprendre et développer les méthodes d'homogénéisation permettant de passer d'un milieu classique hétérogène à un milieu micromorphe effectif (application aux matériaux cellulaires).

- Améliorer le modèle de maillage en s'appuyant sur la méthode des "champs de phase".
- Poursuivre l'apprentissage de la mécanique de la rupture en particulier en fatigue des monocristaux.
- Poursuite du thème sur les instabilités plastiques et viscoplastiques en abordant le problème du vieillissement statique et dynamique des matériaux.
- Intégrer ces outils et poursuivre la thématique générale du calcul de microstructures qui fait appel aux méthodes expérimentales et numériques disponibles au laboratoire.

## **2.5 Place de cette recherche au sein de l'unité et collaborations**

### **2.5.1 Travail au sein de l'équipe**

Le calcul de microstructures est un thème fédérateur qui fait met en œuvre l'ensemble des compétences numériques du laboratoire (dans le domaine du maillage avec V. Mounoury, calcul parallèle G. Cailletaud, F. Feyel et I. Galliet, développement du code de calcul Zset en programmation orientée objet, J. Besson et S. Quilici). Il faut aussi faire appel à l'analyse d'images (F. Nguyen) et à la théorie morphologique des milieux aléatoires (D. Jeulin). Une illustration de cette collaboration est la publication de synthèse [2]. Le lien est fait ensuite avec les expérimentateurs du laboratoire pour les observations et caractérisations nécessaires à la validation de ces calculs : A.-F. Gourgues (EBSD), A. Pineau et Y. Bienvenu (matériaux cellulaires), R. Piques et L. Lairinandrasana (techniques photomécaniques de mesures de champ), L. Rémy (superalliages monocristallins).

### **2.5.2 Collaborations nationales et internationales**

A l'échelon national, la collaboration avec K. Sab (LCPC/ENPC) se poursuit sur le thème de l'homogénéisation généralisée. Sur le thème des matériaux cellulaires, nous collaborons avec P. Jenny (Ecole des Mines d'Alès) pour son expertise dans le domaine des mesures de champs.

Au niveau international, les développements théoriques sur les milieux continus généralisés se font en collaboration avec R. Sievert (BAM, Berlin), dans l'esprit de la contribution [32]. Pour faire le lien entre la théorie des dislocations et les monocristaux de Cosserat, je collabore avec R. Sedláček (TU, München).

La collaboration se fait aussi avec des partenaires industriels qui me permettent de découvrir de nouveaux matériaux et problèmes correspondants : NiTECH (mousses de nickel), Renault (mousses d'aluminium), SNECMA (aubes de turbines monocristallines), SOLLAC (tôles galvanisées). L'étude des propriétés effectives de biphasés à fort contraste de propriétés se fait avec le partenaire industriel anglais UNILEVER.

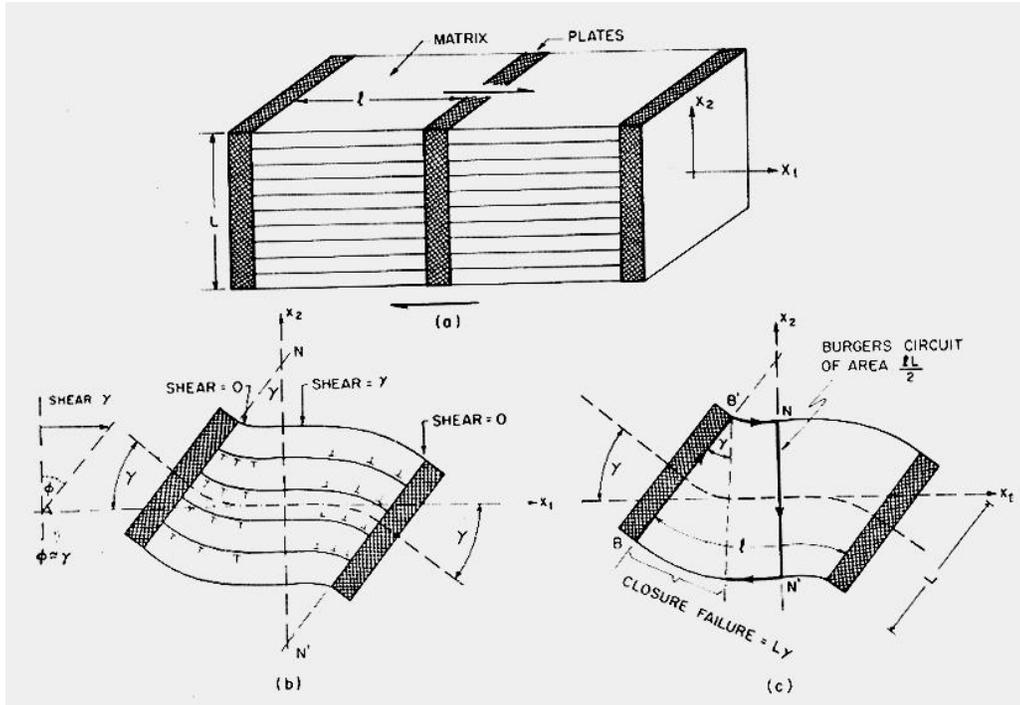


Figure 1: Plasticité confinée dans un biphase constitué d'une phase élastoplastique et d'une phase dure élastique. La formation d'empilements de dislocations est à l'origine de la déformation non-homogène dans la phase molle (Ashby, 1971).

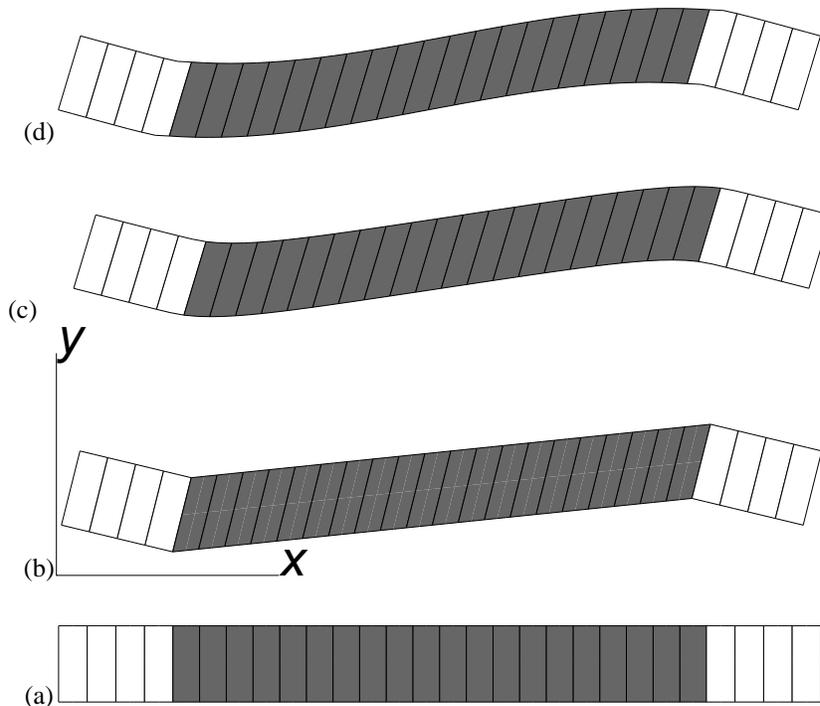


Figure 2: Modélisation continue du phénomène précédent : alors que le modèle classique fournit la solution homogène (b), la théorie de Cosserat rend compte de l'hétérogénéité dans la phase molle (grise ici), cas élastique (c) et élastoplastique (d).

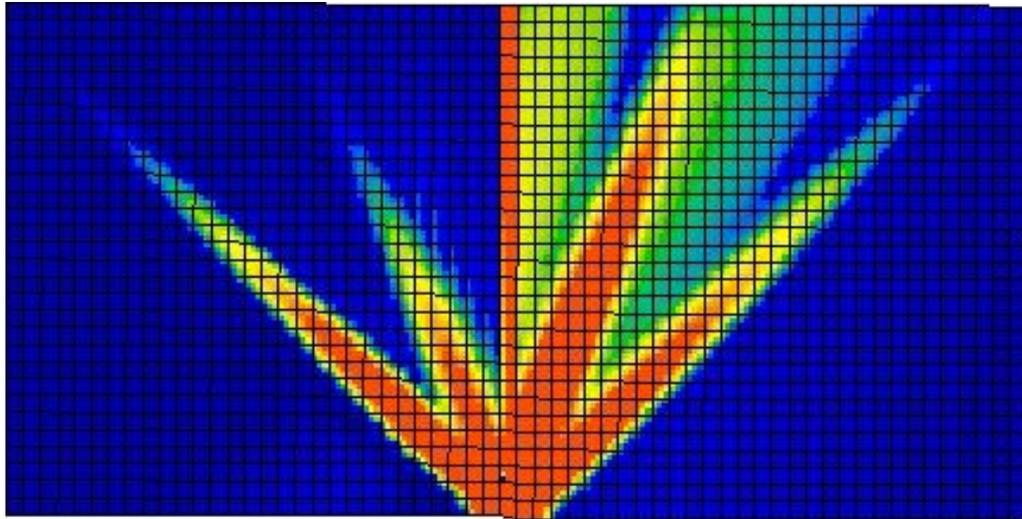


Figure 3: Localisation de la déformation en pointe de fissure dans un monocristal de superalliage à base de nickel, pour l'orientation (001)[100]. Les systèmes de glissement octaédrique et cubique ont été pris en compte.

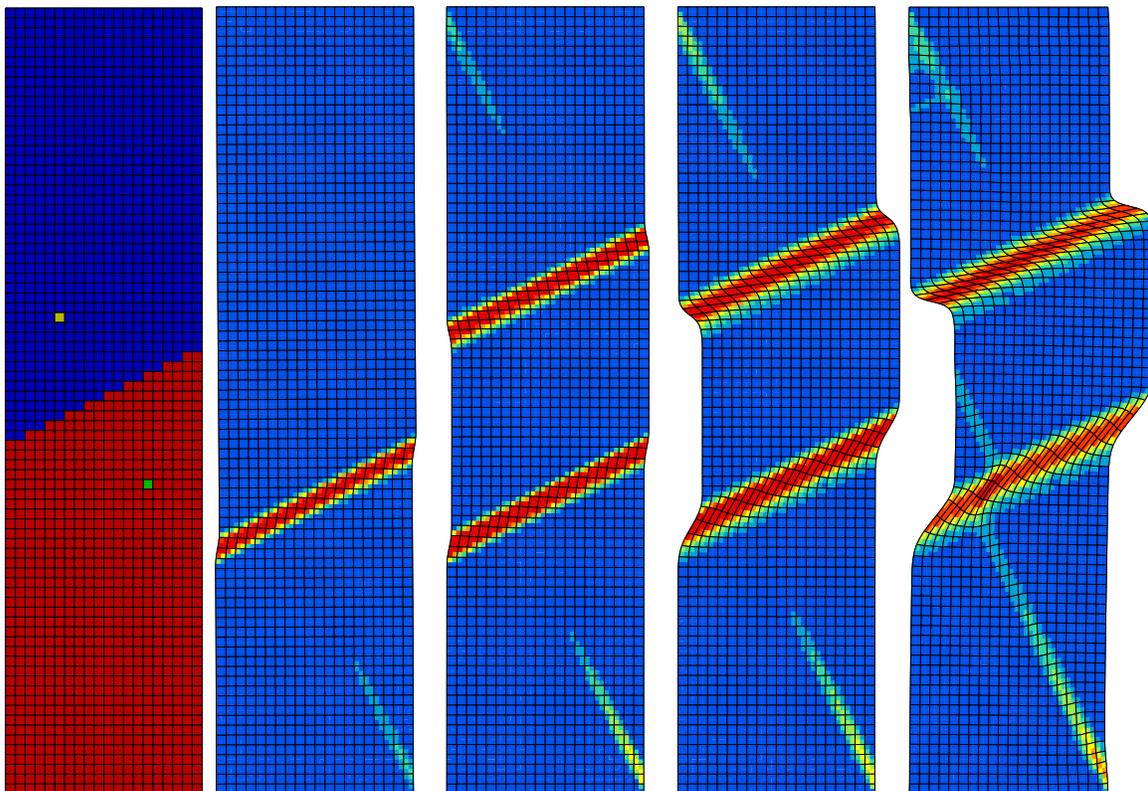


Figure 4: Formation d'une extrusion/intrusion en fatigue d'un monocristal en glissement simple.

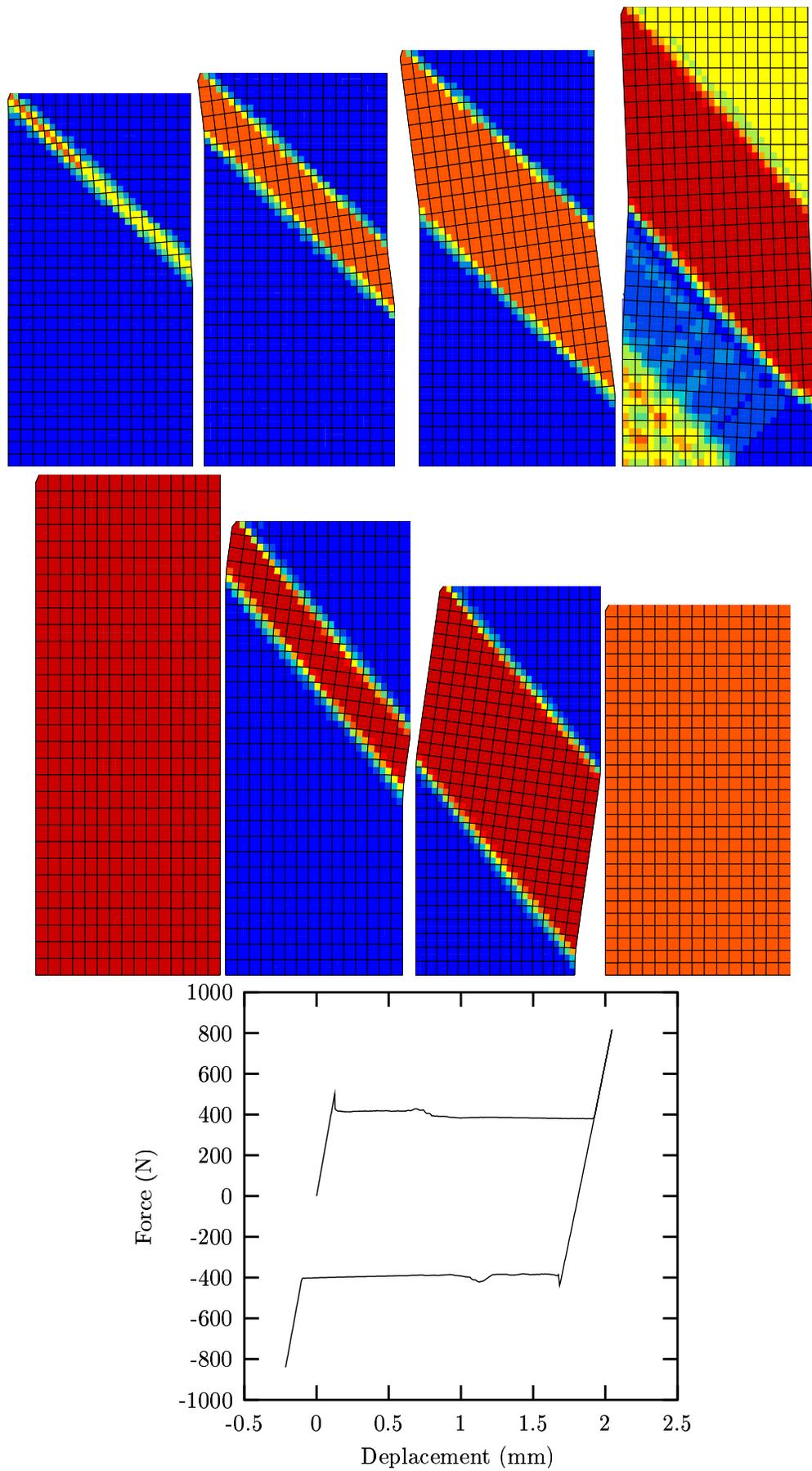


Figure 5: Maillage et démaillage d'un monocristal de zinc donc l'axe  $c$  est perpendiculaire à l'axe de traction. La boucle d'hysteresis correspondante est présentée en dessous.

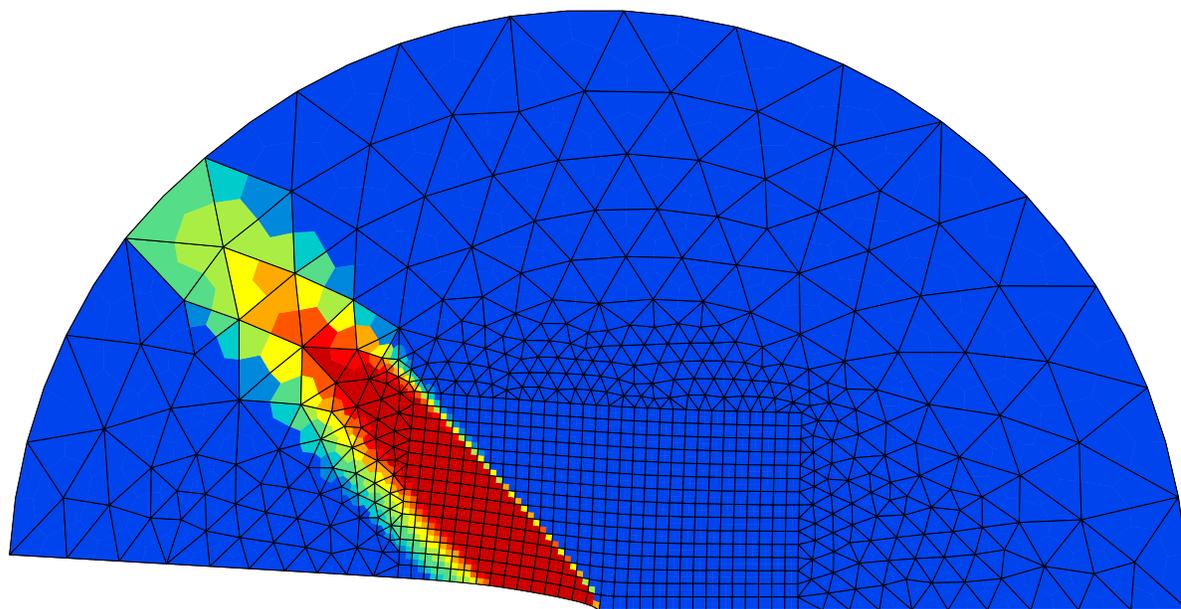
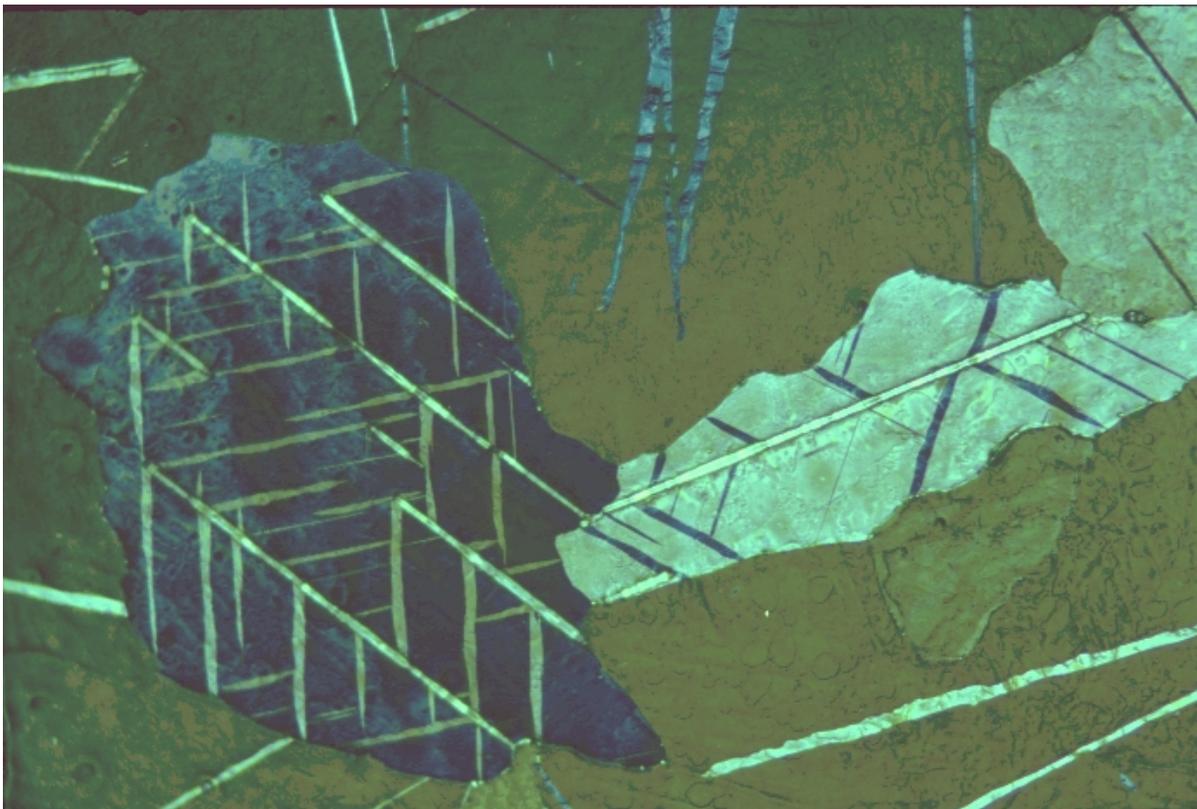


Figure 6: Observation du maillage en pointe de fissures de clivage dans deux grains d'un revêtement de zinc (haut), et sa modélisation (bas).

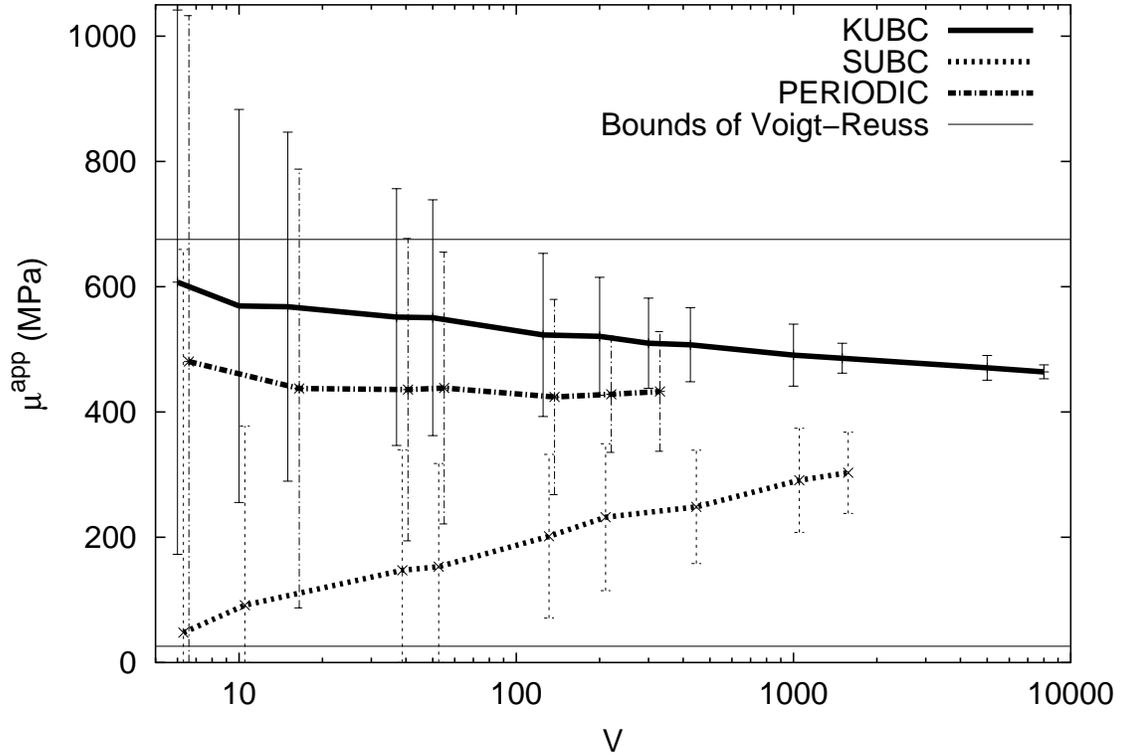
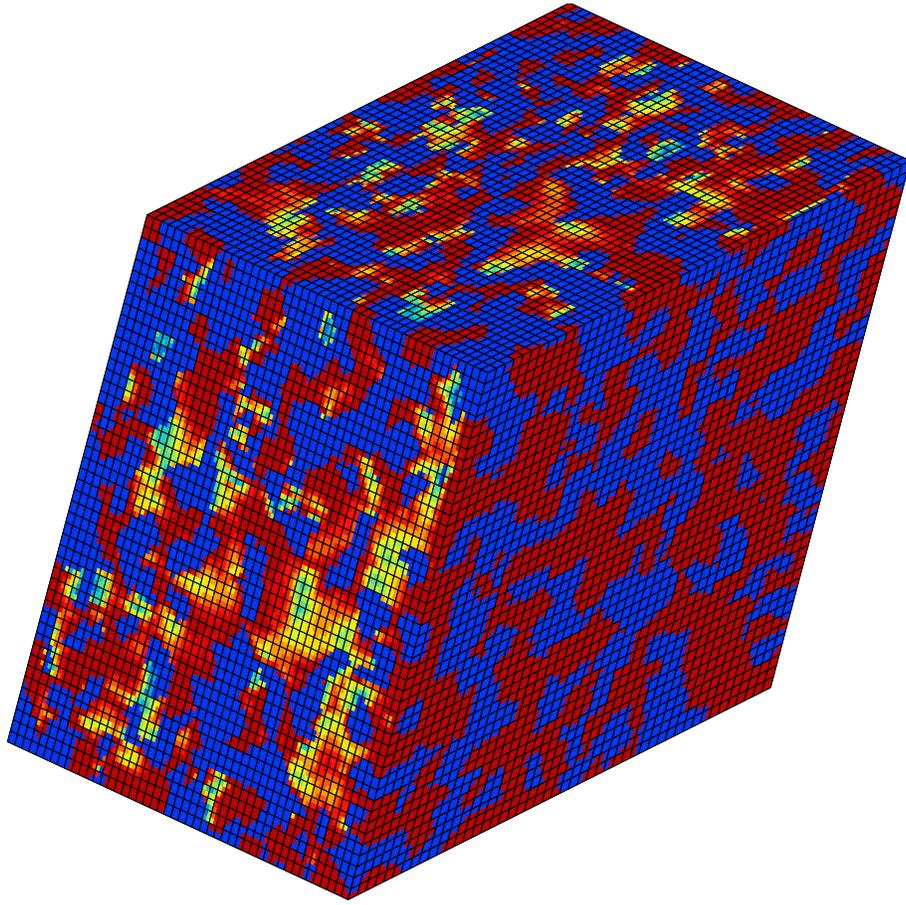


Figure 7: En haut, élément de volume d'un biphase soumis à un cisaillement moyen en conditions homogènes au contour (calcul parallèle, 44x44x44 éléments quadratiques, plus d'un million de d.d.l., carte de contrainte de  $v$ . Mises, phase dure en jaune-rouge). En bas, modules de cisaillement apparent d'un élément de volume croissant soumis à des conditions aux limites homogènes au contour en déformation (KUBC), en contraintes (SUBC) et périodiques : valeurs moyennes et dispersion.

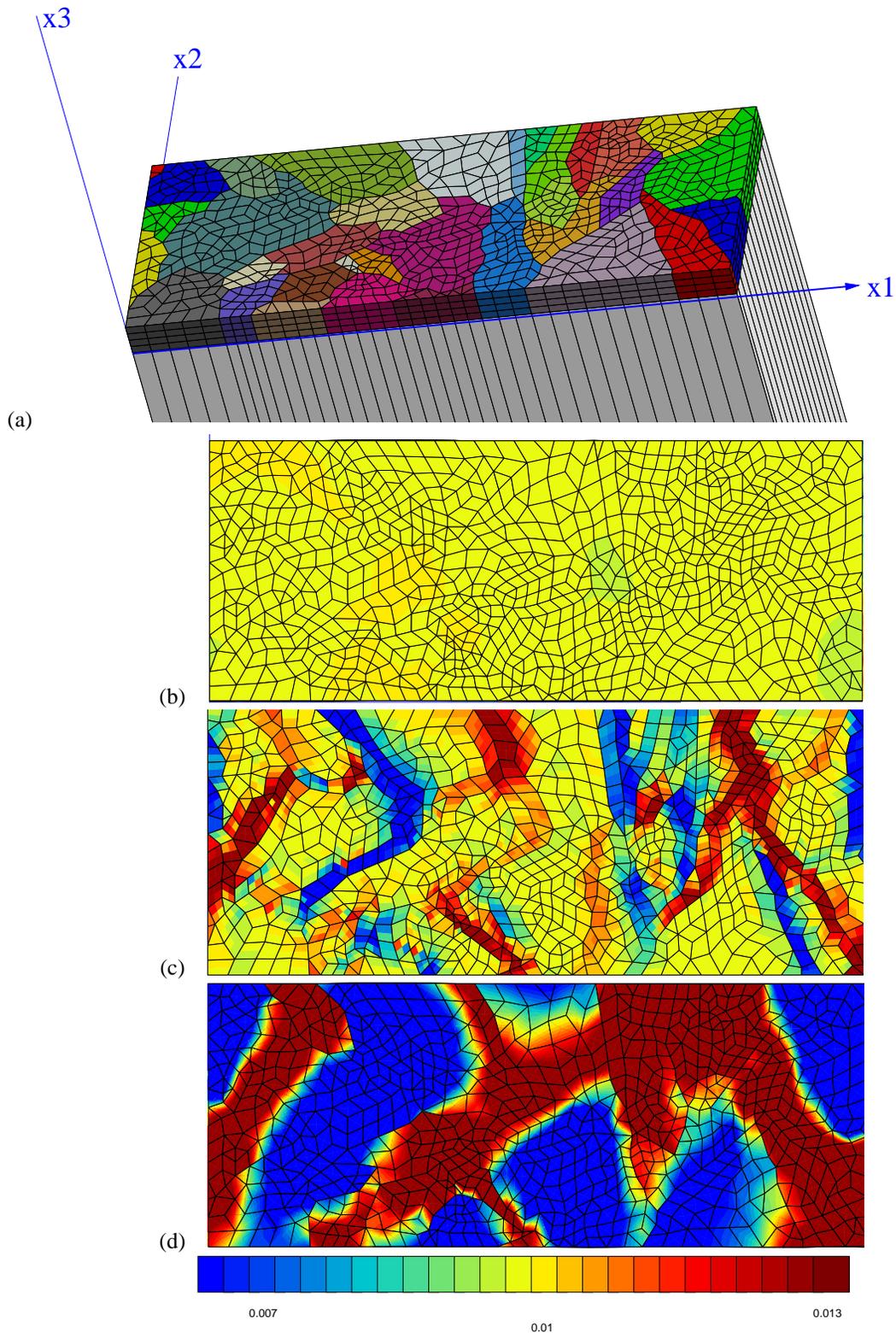


Figure 8: Simulation d'un essai de traction dans la direction 1, sur un revêtement multicristallin de zinc sur son substrat d'acier : (a) maillage, (b) déformation  $\epsilon_{11}$  à l'interface, (c) à la surface libre pour un facteur de forme  $d/h = 60$  des grains, et (d) pour un facteur de forme  $d/h = 3$  (revêtement recristallisé).

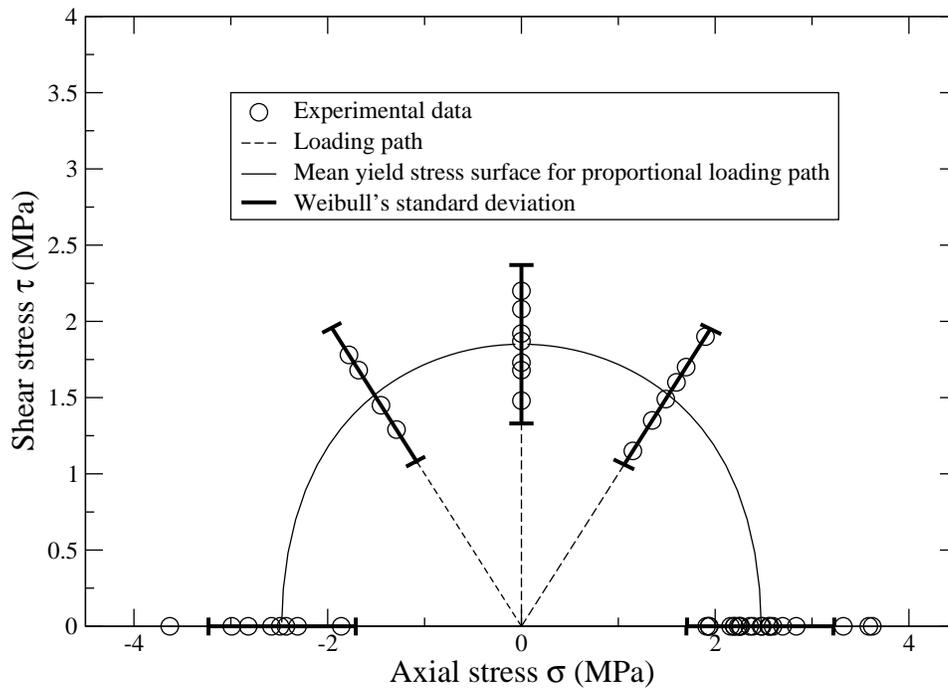
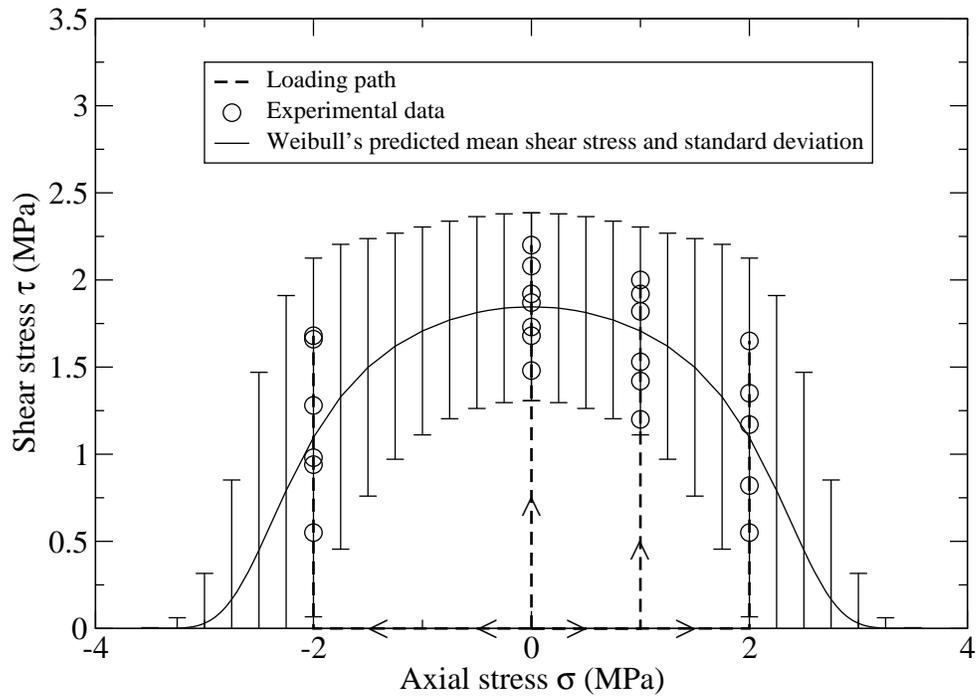


Figure 9: Comportement multiaxial des mousses d'aluminium en traction/compression-torsion : chargement non proportionnel (haut), chargement radial (bas).

### 3 Production scientifique

#### 3.1 Revues à comité de lecture

- [1] F. Eberl, S. Forest, T. Wroblewski, G. Cailletaud, and J.-L. Lebrun. Finite element calculations of the lattice rotation field of a tensile loaded nickel base alloy multicrystal and comparison to topographical X-ray diffraction measurements. *Metallurgical and Materials Transactions*, to appear, 2002.
- [2] S. Forest, G. Cailletaud, D. Jeulin, F. Feyel, I. Galliet, V. Mounoury, and S. Quilici. Introduction au calcul de microstructures. *Mécanique et Industries*, to appear, 2002.
- [3] S. Forest, R. Sievert, and E.C. Aifantis. Strain gradient crystal plasticity : Thermomechanical formulations and applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Materials*, to appear, 2002.
- [4] R. Sedláček, W. Blum, J. Kratochvil, and S. Forest. Subgrain formation during deformation : physical origin and consequences. *Metallurgical and Materials Transactions*, 33A:319–327, 2002.
- [5] S. Forest, F. Pradel, and K. Sab. Asymptotic analysis of heterogeneous Cosserat media. *International Journal of Solids and Structures*, 38:4585–4608, 2001.
- [6] F. Barbe, S. Forest, and G. Cailletaud. Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. part 2: Results. *International Journal of Plasticity*, 17:537–563, 2001.
- [7] S. Forest, P. Boubidi, and R. Sievert. Strain localization patterns at a crack tip in generalized single crystal plasticity. *Scripta Materialia*, 44:953–958, 2001.
- [8] R. Parisot, S. Forest, A.-F. Gourgues, A. Pineau, and D. Mareuse. Modeling the mechanical behavior of a multicrystalline zinc coating on a hot-dip galvanized steel sheet. *Computational Materials Science*, 19:189–204, 2001.
- [9] T. Hoc and S. Forest. Polycrystal modelling of IF-Ti steel under complex loading path. *International Journal of Plasticity*, 17:65–85, 2001.
- [10] R. Sedláček and S. Forest. Non-local plasticity at microscale : A dislocation-based model and a Cosserat model. *physica status solidi (b)*, 221:583–596, 2000.
- [11] X. Badiche, S. Forest, T. Guibert, Y. Bienvenu, J.-D. Bartout, P. Ienny, M. Croset, and H. Bernet. Mechanical properties and non-homogeneous deformation of open-cell nickel foams : application of the mechanics of cellular solids and of porous materials. *Materials Science and Engineering A*, A289:276–288, 2000.
- [12] S. Forest, F. Barbe, and G. Cailletaud. Cosserat modelling of size effects in the mechanical behaviour of polycrystals and multiphase materials. *International Journal of Solids and Structures*, 37:7105–7126, 2000.

#### 3.2 Conférences invitées dans des congrès

- [13] S. Forest and M. Fivel. Modèles discrets et continus de la plasticité des métaux : du monocristal au polycristal. In J. Ayache and J.-P. Morniroli, editors, *Microscopie des défauts cristallins, Ecole thématique*, pages 457–466, Oléron, 7-18 Mai 2001. Société Française de Microscopie.
- [14] S. Forest. Continuum modelling of deformation mechanisms at a crack tip in single crystals. In A.-M. Habraken, editor, *4th International ESAFORM Conference on Material Forming*, pages 487–490, Liège, 23-25 April 2001. Université de Liège.
- [15] S. Forest. Cosserat modeling of size effects in polycrystals. In J.L. Bassani L.P. Kubin, R.L.P. Selinger and K. Cho, editors, *Multiscale Materials Modeling-2000*, volume 653, pages Z8.2.1–Z8.2.12, Boston, 2001. Material Research Society.

- [16] S. Forest. Strain localization phenomena as elementary deformation mechanism of different materials classes. In *20th International Congress of Theoretical and Applied Mechanics, IC-TAM2000*, Chicago, 27 August–2 September 2000.

### 3.3 Actes de colloques avec comité de lecture

- [17] F. Barbe, R. Parisot, S. Forest, and G. Cailletaud. Calibrating a homogenization polycrystal model from large scale computations of polycrystalline aggregates. *Journal de Physique IV*, 11:Pr5–277–284, 2001.

### 3.4 Communications à des congrès avec actes

- [18] S. Forest and R. Parisot. Material crystal plasticity and deformation twinning. *Rendiconti del Seminario Matematico di Torino*, to appear, 2002.
- [19] F. Barbe, S. Forest, and G. Cailletaud. Polycrystalline plasticity under small strains. In E. Bouchaud *et al.*, editor, *Physical Aspects of Fracture*, pages 191–206. Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [20] J. Huang, K. Kalaitzidou, J.W. Sutherland, W.W. Milligan, E.C. Aifantis, R. Sievert, and S. Forest. Gradient plasticity : Implications to chip formation in machining. In A.-M. Habraken, editor, *4th International ESAFORM Conference on Material Forming*, pages 527–530. Université de Liège, Belgium, 2001.
- [21] F. Eberl, G. Cailletaud, S. Forest, T. Wroblewski, P. Bastie, and J.-L. Lebrun. Second order stress and strain heterogeneities in a multicrystal. In *Thermec 2000*, Las Vegas, 2000.
- [22] R. Parisot, S. Forest, and A. Pineau. Deformation mechanisms of zinc : coating vs. bulk material. In D. Miannay, P. Costa, D. François, and A. Pineau, editors, *Advances in Mechanical Behaviour, Plasticity and Damage, EUROMAT 2000*, pages 407–412. Elsevier, 2000.

### 3.5 Communications à des congrès sans actes

- [23] G. Cailletaud, S. Forest, and L. Rémy. Dimensionnement des aubes de turbines monocristallines. In *Journées d'Automne de la SF2M*, Paris, France, 2001.
- [24] Y. Bienvenu, J.-D. Bartout, and S. Forest. Metallic foams, some processing and behavioral aspects. In *JMC7, 7èmes Journées de la Matière Condensée*, Poitiers, France, 2000.
- [25] F. Barbe, S. Forest, and G. Cailletaud. Continuum modelling of grain size effects in polycrystals. In *4th Euromech Solid Mechanics Conference*, Metz, France, 2000.
- [26] P. Boubidi, S. Forest, J. Olschewski, and R. Sievert. Viscoplastic calculations of the strain localization at large cracks in single crystals. In *4th Euromech Solid Mechanics Conference*, Metz, France, 2000.
- [27] J.-M. Cardona and S. Forest. Construction of a second grade homogeneous equivalent medium for heterogeneous materials submitted to slowly-varying mean fields. In *4th Euromech Solid Mechanics Conference*, Metz, France, 2000.
- [28] R. Sievert and S. Forest. Remarks on flow rules in strain gradient plasticity theory. In *4th Euromech Solid Mechanics Conference*, Metz, France, 2000.

### 3.6 Livres et chapitres dans des ouvrages

- [29] J. Besson, G. Cailletaud, J.-L. Chaboche, and S. Forest. *Mécanique non linéaire des matériaux*. 445 p., Hermès, France, 2001.
- [30] S. Forest. Cosserat media. In K.H.J. Buschow, R.W. Cahn, M.C. Flemings, B. Ilchner, E.J. Kramer, and S. Mahajan, editors, *Encyclopedia of Materials : Science and Technology*. Elsevier, 2001.
- [31] S. Forest, E. van der Giessen, and L. Kubin, Editors. *Scale transitions from atomistics to continuum plasticity*. J. Phys. IV, France, Vol. 11, Pr5, Les Editions de Physique, 2001.
- [32] S. Forest, J.-M. Cardona, and R. Sievert. Thermoelasticity of second-grade media. In G.A. Maugin, R. Drouot, and F. Sidoroff, editors, *Continuum Thermomechanics, The Art and Science of Modelling Material Behaviour, Paul Germain's Anniversary Volume*, pages 163–176. Kluwer Academic Publishers, 2000.

### 3.7 Séminaires, groupes de travail et organisation de congrès

#### Séminaires

S. Forest, *Calcul de milieux et polycristaux métalliques*, Université des Sciences et Technologies de Lille, Laboratoire de Structure et Propriétés de l'Etat Solide, 15th march 2002.

S. Forest, *An introduction to microstructural mechanics*, seminar at Department of Applied Physics, Prof. E. van der Giessen and de Hosson, University of Groningen, The Netherlands, 18th december 2001.

G. Allaire, S. Forest and L. Kubin, séminaire Ile-de-France-Sud, sur le thème *Approches multiéchelles en mécanique des solides*, coordonné par P. Gilormini et A. Zaoui, 6–12–2001, Cachan.

S. Forest, *Mécanique des milieux continus et matériaux hétérogènes* :

- LEMTA - ENSEM, Nancy, 10 mai 2001
- LMM, Université Paris VI, 23 mars 2001
- Journée Modélisation du comportement et de la résistance des liaisons et des assemblages mécaniques, ONERA, 22 mars 2001.

S. Forest, *Introduction au calcul de microstructures*, CEA, Bruyères-le-Châtel, juin 2000.

#### Organisation de séminaires et de groupes de travail

*Mechanical properties of ice : from South Pole to ice creams*, autour des exposés de S. Singleton (Unilever Research - England), T. Kanit (ENSMP), A. Philip (Laboratoire de Glaciologie et Géophysique de l'Environnement - Grenoble) et Ph. Mansuy (LGGE - Grenoble), 8th december 2000.

*Mécanique et mécanismes des matériaux à longueur(s) interne(s)*, groupe de travail MECAMAT animé avec J.-F. Ganghoffer (LEMTA-Nancy) :

- Effets d'échelle en plasticité cristalline : mono- et polycristaux métalliques, Ecole Centrale de Paris, 1 et 2 octobre 2001.
- Mousses métalliques et autres matériaux enchevêtrés, GPM2-INPG, Grenoble, 6–7 avril 2000.

## Organisation de congrès

*Scale transitions from atomistics to continuum plasticity*, 5th Euromech–Mécamat European Mechanics of Materials Conference, EMMC5, Delft, The Netherlands, membre du comité d'organisation et responsable de l'édition des proceedings, 5–8 Mars 2001, *J. Phys. IV*, Vol. 11, Pr. 5, 2001.

*Heterogeneous materials and generalized continua* : session de ESMC4 (Fourth Euromech Solid Mechanics Conference), organisée avec Dr. R. Sievert (BAM - Berlin) : 10 exposés oraux + 15 posters, Metz, juin 2000.

### 3.8 Visites et séjours dans d'autres laboratoires

Une semaine à l'Aristotle Technical University, Thessaloniki, Greece, dans le groupe du Professeur E.C. Aifantis, janvier 2001.

## 4 Autres activités liées au métier de chercheur

### 4.1 Enseignement

#### Thèses encadrées

**Marie-Dominique Dupuits** (coencadrement M. Boussuge, soutenue, juin 1998) : *Etude expérimentale et modélisation du comportement d'un matériau de joint de culasse pour application automobile*, en collaboration avec (**RENAULT**).

**Jean-Marc Cardona** (coencadrement G. Cailletaud, soutenue, 20 décembre 2000) : *Comportement et durée de vie des pièces multiperforées : application aux aubes de turbine* (partenaire **SNECMA**).

**Fabrice Barbe** (coencadrement G. Cailletaud, soutenue, 22 décembre 2000) : *Modélisation du comportement mécanique d'agrégats polycristallins*.

**Pascal Boubidi** (coencadrement G. Cailletaud, soutenue, 18 décembre 2000) : *Experimental characterization and numerical modelling of low cycle fatigue in a nickel base single crystal superalloy under multiaxial loading*, thèse européenne en liaison avec le BAM-Berlin (**BRITE-EURAM PROJECT**).

**Rodolphe Parisot** (coencadrement A. Pineau, soutenue 5 avril 2001) : *Microstructure, déformation et endommagement d'un revêtement de zinc sur tôle d'acier*, avec le partenaire (**SOLLAC**).

Depuis septembre 1999, coencadrement avec Y. Chastel (Cemef, Sophia-Antipolis), de la thèse de Jean-Sébastien Blazy, *Comportement mécanique des mousses d'aluminium et applications structurales dans l'automobile*, (partenaire industriel **RENAULT**).

Depuis décembre 1999, coencadrement avec D. Jeulin de la thèse de Toufik Kanit sur le sujet : *Détermination d'un volume élémentaire représentatif pour les milieux aléatoires : application aux crèmes glacées*, partenaire industriel **UNILEVER**.

Depuis octobre 2000, coencadrement avec G. Cailletaud et L. Rémy, de la thèse de Sylvain Flouriot sur le sujet : *Simulation de la fissuration en fatigue dans les superalliages à base de nickel monocristallins* (partenaire industriel **SNECMA**).

Depuis octobre 2000, coencadrement avec Y. Bienvenu, de la thèse de Thierry Dillard sur le thème : *Vers des mousses de nickel encore plus ductiles* (partenaire industriel **NITECH**).

## Participation à des jurys de thèses

(autres que les thèses coencadrées)

Maud Baudequin, *Identification des mécanismes physiques mis en jeu lors de la reprise d'épaisseur de la laine de verre*, P. Castera, E. Charlaix, P. Boch, F. Cantelaube, S. Forest, S. Roux, G. Ryschenkow, Doctorat en Sciences des Matériaux, Paris VI, 11 janvier 2002.

Philippe Mansuy, *Contribution à l'étude du comportement viscoplastique d'un multicristal de glace : hétérogénéité de la déformation et localisation, expériences et modèles*, D. Favier, S. Forest, D. Guéguen, J. Meyssonier, A. Philip, E. Rauch, C. Rey, Doctorat UJF Géophysique Géochimie, Grenoble, 2 février 2001.

Olaf van der Sluis, *Homogenisation of structured elastoviscoplastic solids*, F.P.T. Baaijens, W.A.M. Brekelmans, I. Doghri, S. Forest, M. Geers, E. v. d. Giessen, H.E.H. Meijer, M.A.J. Michels, P.J.G. Schreurs, Eindhoven University of Technology, Eindhoven, 15th January 2001.

Natacha Le Coq-Buannic, *Analyse asymptotique de poutres élastiques hétérogènes*, O. Desbordes, F. Léné, J.M. Viano-Rey (rapporteurs), P. Cartraud, S. Forest, B. Peseux, T. Quesnel, J. Simmonds, C. Wielgosz, Ecole Centrale de Nantes, Nantes, 10 novembre 2000.

Christophe Lemarchand, *De la dynamique des dislocations à la mécanique des milieux continus : développement et application d'une simulation micro-macro*, jury composé de K. Saanouni, C. Teodosiu (rapporteurs), R. Billardon, B. Devincere, F. Lené (examineurs), J.L. Chaboche, S. Forest (membres invités), Université P. et M. Curie, Paris, 16 novembre 1999.

Jean-Luc Hanus, *Contribution à l'étude de la localisation des déformations dans des matériaux et structures élasto-(visco)-non-linéaires*, examinateur, jury composé de A. Benallal, Y. Berthaud (rapporteurs), A. Cimetière, T. Désoyer (dir. de thèse), A. Dragon, S. Forest, Q.S. Nguyen, G. Rousselier, P. Villechaise, Université de Poitiers, 5 novembre 1999.

## Encadrement de stagiaires

Jérôme Declercq, *Modélisation du comportement élastoviscoplastique d'une chambre de combustion multiperforée*, Mastère Comportement des Matériaux et Dimensionnement des Structures, partenaire SNECMA, février-septembre 2001.

Alexandra Marie-Louise, *Statistique de rupture de mousses d'aluminium*, DEA Mécanique et Matériaux, partenaire Renault, janvier-juin 2001.

Alexis Demongeot, *Modélisation des phénomènes de localisation dans des monocristaux de glace*, DEA Mécanique et Matériaux, avril-juin 2000.

Yassine El Ouarzazi, *Prédiction des propriétés mécaniques de crèmes glacées*, stage de 3ème année de l'Ecole des Mines, janvier-juin 2000.

## Cours dispensés

DEA Mécanique et Matériaux, Module Matériaux hétérogènes, Eléments de calcul de microstructures (cours 3h), mars 2001.

DEA Modélisation et Simulation en Sciences des Matériaux : de la Molécule à la Structure, Université de Marne-la-Vallée :

- Tronc commun : Comportement macroscopique des Matériaux (15h, 2000, 2001);
- Coresponsabilité de l'option Modélisation et simulation des matériaux à l'échelle macroscopique : rhéologie et transport (20h).

Cours de *Lois de comportement Matériaux et méthodes numériques associées*, 3ème année de l'ENSIETA, Brest, (14h), 1999.

TD du Cours de *Mécanique des matériaux solides* du Prof. G. Cailletaud en première année du cycle ingénieurs civils de l'Ecole des Mines de Paris en 1996–2001 (16h).

Semaine d'enseignement spécialisé *Mécanique des Solides Inélastiques* (1997, 1999, 2001) : cours *Lois de comportement inélastiques en transformations finies* (3h) et mini-projets de calcul par éléments finis en non-linéaire.

## 4.2 Compléments de formation

Participation en tant qu'élève aux Ecoles suivantes :

*Mechanics of random and multiscale microstructures*, organisée par D. Jeulin et M. Ostija-Starzewski, CISM, Udine, 25-29 septembre 2000.

## 4.3 Contrats avec l'Etat et l'industrie

GDR *Mousses Solides*, CNRS 2002.

Programme Matériaux CNRS 2001, Approches multiéchelles des propriétés macroscopiques des matériaux de structure. Projet : *Comportement mécanique de composites à nano-renforts flexibles* (UMR 5010, 5510, 5301, 7633).

T. Kanit, S. Forest, V. Mounoury, D. Jeulin, *Determination of a representative volume element for random microstructures : application to waterice products*, convention Unilever-Armines, No. SRA1.3/PS00085, june 2000.

J. Olschewski, R. Sievert (Berlin), B. Svendsen (Dortmund), S. Forest (Evry), projet DFG (Deutsche Forschungsgemeinschaft) : Beschreibung des Verfestigungsverhaltens metallischer Werkstoffe unter dem Einfluss stark inhomogener Verformung zur Berechnung des Fortschritts makroskopisch grosser Risse unter zyklischer Belastung, 1999–2001.

Projet Performances du Ministère de l'Industrie : *Mousses de Nickel ductiles pour batteries rechargeables et autres applications de haute technologie MONICKE*, partenaires NiTECH, HEF et ENSMP, (avril 2000, 3 ans).

Les thèses encadrées sont associées à des contrats industriels dont les partenaires sont : SNECMA, SOLLAC, RENAULT etc.

Des contrats à durée plus limitée ont concerné l'IRSID, le CEA (Valduc) et NiTECH (Saint-Chamond).

## 4.4 Comités

Membre du comité de réflexion sur la refonte de l'enseignement des Ingénieurs Civils de l'Ecole des Mines de Paris (6 membres), 2001.

Organisateur avec M. Bellet (Cemef - Sophia - Antipolis) d'un groupe de réflexion sur l'enseignement de la Mécanique et des Matériaux dans le Cycle Ingénieurs Civils de l'Ecole des Mines de Paris.

Membre du Bureau du Département Sciences Physiques de l'Ingénieur de l'Ecole des Mines de Paris.

Membre suppléant de la Commission de Spécialistes de la 60e section de l'université de Metz, 2001-..

Membre suppléant de la Commission de Spécialistes de la 60e section de l'université Paris XIII, 1998-..

Membre du Conseil d'Administration de l'association Mécamat pour le développement de la mécanique des matériaux : responsable des groupes de travail, 1998-..

#### **4.5 Expertise d'articles de revues internationales**

Acta Materialia	3
Comptes Rendus à l'Académie des Sciences	1
European Journal of Mechanics A/ Solids	4
The European Physical Journal Applied Physics	1
International Journal of Plasticity	1
International Journal of Solids and Structures	4
Journal of Physics A: Mathematical and General	2
Mécanique et Industries	2
Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering	1
Philosophical Magazine A	3
Revue de Métallurgie	2
Scripta Materialia	5
Technische Mechanik	2

## 5 Annexe

### Résumés des thèses encadrées

#### IDENTIFICATION EXPERIMENTALE ET MODELISATION DU COMPORTEMENT ELASTO-VISCOPLASTIQUE DU JOINT DE CULASSE : DES ESSAIS MECANIQUES AU CALCUL DE COMPOSANT

Marie-Dominique Dupuits-Rey

Encadrement : Michel Boussuge, Samuel Forest

soutenue en juin 1998

jury : R. Billardon, H. Burllet, J.-L. Chaboche, N. El Mayas, J.-L. Lataillade, C. Wielgosz

Comprimé entre la culasse et le bloc moteur, le joint de culasse (j.d.c.) a pour fonction d'assurer l'étanchéité aux différents fluides circulant dans le moteur : gaz de combustion, huile et liquide de refroidissement. Les sollicitations correspondantes étant très diverses (pression, température, nature du fluide), la solution retenue à ce jour est un multimatériau sandwich métal-polymère, localement ouvragé autour des alésages.

En vue de représenter les sollicitations réelles que le j.d.c. rencontre dans le moteur, nous avons développé et effectué des essais de compression à plusieurs températures, de compression-cisaillement et, enfin, de compression non-uniforme. Les réponses en contrainte-déformation présentent une non-linéarité et une hystérèse indépendantes de la vitesse de sollicitation. Au fur et à mesure que l'on cycle entre deux niveaux de charge, la déformation cumulée progresse et le comportement tend à se stabiliser. Par ailleurs, un effet du temps a été mis en évidence grâce à des essais de fluage-recouvrance.

Dans une approche phénoménologique, un modèle uniaxial multi-mécanismes a été développé, avec une composante plastique pour traduire l'ouverture des boucles indépendante du temps et une composante viscoplastique pour simuler le fluage. Enfin, la non-linéarité en contrainte-déformation, a été traduite grâce à une formulation hypoélastique de la déformation réversible et une plasticité sans seuil avec une contrainte interne fonction de la déformation inélastique. La formulation 3D du modèle a ensuite été construite et implémentée dans un code de calcul par éléments finis pour réaliser des calculs de structure. La loi de comportement a été validée grâce à la confrontation avec les résultats expérimentaux d'un essai de compression non-uniforme.

Enfin, un calcul réalisé sur un maillage de j.d.c. avec des conditions de chargement représentant les tensions des goujons lors du serrage a prouvé l'applicabilité du modèle à un cas industriel réel.

# EXPERIMENTAL CHARACTERIZATION AND NUMERICAL MODELLING OF LCF FATIGUE IN A NICKEL BASE SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY UNDER MULTIAXIAL LOADING

Pascal BOUBIDI

Directeurs de thèse : G. Cailletaud, S. Forest  
soutenue le 18 décembre 2000

jury : E. Busso, S. Kruch, R. Sievert, H.-D. Bui, J.-Y. Guédou, J. Olschewski, L. Rémy

La durée de vie de structures monocristallines a été abordée selon une approche expérimentale et une modélisation numérique. Suite à des observations il s'avère qu'une satisfaisante détermination de la durée de vie doit inclure un modèle d'initiation et une prévision de la propagation de fissure.

La principale contribution de cette thèse concerne l'initiation de fissure: une importante campagne d'essais a été accomplie pour le SC16 et deux approches originales ont été mises en oeuvre pour leur simulation numérique. La plupart des essais effectués pendant cette étude, en particulier la partie traitant des essais sur éprouvettes entaillées avec les orientations cristallographiques  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  et  $\langle 111 \rangle$ , constituent des résultats inédits. Plusieurs rayons d'entaille et orientations du matériau ont été testés. Des observations métallographiques ont permis de caractériser la localisation de fissure et le mode de rupture.

La partie simulation traite d'abord de l'identification des paramètres du modèle cristallographique valables pour des chargements cycliques anisothermes, couvrant un large intervalle de température, une attention particulière étant prêter à  $950^{\circ}\text{C}$ . Le même jeu de coefficients satisfait les chargements monotones (tension et fluage) et cycliques avec ou sans temps de maintien, pour différentes orientations cristallographiques, avec glissement simple ou bien multiple. Ce modèle a été utilisé pour simuler des essais isothermes LCF sur éprouvettes entaillées utilisant la méthode des Elements-Finis. Des modèles d'initiation peuvent alors être appliqués par des post-processeurs pour aboutir à la durée de vie. Une nouvelle définition de la variable critique, issue de la cission résolue, a été validée. Par ailleurs, il a été observé sur des micrographies de surfaces de rupture que les fissures s'initient à partir de pores présents au voisinage de la surface. Une seconde approche, un modèle de rupture statistique tenant compte de la distribution de défauts dans l'estimation de la durée de vie, a également été appliqué avec succès.

La méthodologie obtenue à partir de l'éprouvette de laboratoire a été testée sur une "éprouvette technologique" par le partenaire industriel, Siemens (KWU), simulant les zones les plus critiques d'une aube de turbine. Les méthodes classiques utilisées dans l'industrie pour la détermination de la durée de vie sont de plus en plus discutables, dû à la complexité croissante de l'histoire du chargement thermomécanique. A partir du modèle Element-Finis de KWU, on a montré que les deux méthodes précédemment définies présentent un bon caractère prédictif. La localisation de fissure et la prévision de la durée de vie obtenues à l'aide de ces modèles sont en bon accord avec les résultats expérimentaux.

La dernière partie concerne l'étude numérique des bandes de localisation de la déformation en pointe de fissure d'un monocristal en déformation plane et à basse température. Il s'agit d'une première étape pour une meilleure compréhension de la propagation de fissures, ayant en vue la compétition entre les modèles de localisation de la déformation et l'approche de la mécanique de la rupture. Notre contribution concerne la modification des résultats obtenus par la mécanique classique des milieux continus, produite par l'introduction de la théorie des milieux continus généralisés. Un modèle de Cosserat pour le monocristal a été utilisé, pour différentes orientations d'une éprouvette CT, et on a montré qu'il prévoit une solution qualitative différente au problème de localisation de la déformation en pointe de fissure et qu'il donne des explications pertinentes pour les bifurcations de fissure après propagation stable.

Fabrice BARBE

Directeurs de thèse : G. Cailletaud, S. Forest  
soutenue le 22 décembre 2000

jury : M. Berveiller, J. Mendez, P. Pilvin, J. Ruste

Cette étude a été effectuée à la suite du développement de lois et d'outils applicables à la modélisation numérique du comportement élastoviscoplastique de matériaux cristallins : des lois de comportement de monocristaux, des lois de transition d'échelle pour les modèles d'homogénéisation, un code de calcul Eléments Finis adapté au calcul parallèle et un programme de génération de microstructures polycristallines 3D. Disposant de ces éléments, nous avons étudié le comportement de polycristaux 3D en petites déformations, aux échelles macroscopique, intergranulaire et intragranulaire.

Le milieu polycristallin est décrit par des polyèdres de Voronoï, donnés sous la forme d'un fichier de voxels (L. Decker, D. Jeulin, ENSMP). L'implémentation de la méthode FETI dans le code EF ZéBuLoN (F. Feyel, S. Quilici, ENSMP-ONERA) permet la résolution en parallèle de problèmes à très grand nombre de degrés de liberté. Ainsi nous avons accès à un nombre illimité de réalisations de microstructures et nous pouvons faire figurer suffisamment d'éléments dans un maillage pour que soit possible la description des champs intragranulaires dans un polycristal 3D.

Pour commencer nous montrons les spécificités de notre approche par rapport aux travaux de modélisation de la plasticité cristalline. La première partie de l'exploitation des outils a consisté à analyser la sensibilité des résultats aux données de la modélisation (nombre d'éléments, nombre de grains, réalisation de microstructure ...) afin d'établir une configuration de calcul valable pour des simulations sur un Volume Élémentaire Représentatif de polycristal isotrope. En seconde partie nous mettons en évidence l'hétérogénéité de comportement inter- et intragranulaire et l'apport de la méthode par rapport à une démarche autocohérente. Ceci est complété par une analyse de l'influence des joints de grain et des conditions aux limites sur la réponse d'un essai en traction simple, aux différentes échelles de la modélisation. Nous caractérisons ainsi un effet local et un effet moyen pour tous les grains, en fonction de la distance à un joint ou à un bord. En annexe sont donnés les résultats de simulations obtenus avec un modèle non-local des milieux de Cosserat (S. Forest, ENSMP) qui ont permis de quantifier un effet de taille de grain sur le comportement effectif de polycristaux.

This work results from the preliminary development of laws and tools for the numerical modeling of the elastoviscoplastic behavior of crystalline material: constitutive laws for single crystals, transition rules for homogenization methods, a finite element code with parallel computing abilities and a generator of 3D polycrystalline microstructures. Having these tools in hands, we have performed a study of the behavior of 3D polycrystals under small strains, on the macroscopic, intergranular and intragranular scales.

The polycrystalline medium is described by maps of Voronoïpolyhedra given in the form of voxel files (L. Decker, D. Jeulin, ENSMP). So we can have use of as much 3D maps of polycrystals as we need. With the implementation of the FETI method into the FE code ZeBuLoN (F. Feyel, S. Quilici, ENSMP-ONERA), we can resort to parallel computing and solve problems with huge amount of degrees of freedom. With the discretization obtained, we can describe intragranular fields inside 3D polycrystals.

In the first part of the study, we have analysed how the results were sensitive to the input data of the modeling (number of elements, number of grains, microstructural realization ...). From this we could deduce an affordable computing configuration for the simulation of a Representative Volume Element of isotropic polycrystal. In the second part, attention has been focused on the inter- and

intragranular heterogeneity predicted with FE, by comparison to that of a self-consistent model. To complete, we have studied the influence of grain boundaries and of the boundary conditions on the response of a tensile test, on the different scales of the modeling. We have thus characterized a local and a mean effect of the boundaries as a function of the distance to the boundaries under concern - either grain boundaries or the contour. Finally we present results of tensile test simulations performed in the framework of non-local mechanics of Cosserat media (S. Forest, ENSMP) from which a mean grain size effect could be measured.

# COMPORTEMENT ET DUREE DE VIE DES PIECES MULTIPERFOREES : APPLICATION AUX AUBES DE TURBINE

Jean-Marc CARDONA

Directeurs de thèse : G. Cailletaud, S. Forest  
soutenue le 20 décembre 2000

jury : E. Andrieu, C. Teodosiu, K. Sab, P. Gilormini, F. Gallerneau, F. Caruel, L. Lalaque

Les aubes de turbine HP sont des pièces soumises à des contraintes thermiques et mécaniques très fortes mais également variables dans le temps, d'où des phénomènes combinés de fatigue et de fluage. L'évolution technologique des matériaux, comme l'utilisation de matériaux monocristallins revêtus, permet d'acquérir une meilleure résistance au fluage et à la fatigue thermique mais n'est plus suffisante. Il a fallu intégrer des technologies de refroidissement interne de plus en plus complexes. Les microcanalisations sont un moyen efficace pour diminuer la température globale de la pièce mais créent des gradients thermiques et des concentrations de contraintes qui peuvent être à l'origine de l'amorçage de fissures. Par conséquent, afin d'étudier le comportement et la durée de vie des aubes de turbine HP, il est important de prendre en compte les singularités géométriques.

Un calcul d'aube multiperforée 3D a donc été réalisé en élasticité, en viscoplasticité isotrope et anisotrope dans des conditions isothermes et anisothermes. La réalisation de calcul de structure de cette taille n'est possible que depuis quelques années grâce à l'augmentation des puissances de calcul et à l'utilisation de calculateurs parallèles. Mais cette approche est toujours trop longue et n'est pas compatible avec les délais d'un bureau d'étude. De ce fait, une méthode de dimensionnement d'aube de turbine pour une utilisation quotidienne basée sur les méthodes d'homogénéisation a été proposée. Elle permet de remplacer la zone hétérogène (les trous du bord d'attaque) par un milieu homogène équivalent ayant des propriétés effectives. Ce dernier a été déterminé en élasticité en utilisant les méthodes d'homogénéisation classiques puis en viscoplasticité isotrope et dans le cas du monocristal en utilisant une méthode pragmatique. Les méthodes d'homogénéisation préconisées ont l'intérêt de comporter une étape de relocalisation permettant d'utiliser les informations du calcul simplifié pour appliquer des conditions aux limites adaptées sur une cellule représentative comportant un trou de refroidissement. Etant donné que le calcul de référence donne l'état de contraintes-déformations autour des trous, la prédiction donnée par la méthode de relocalisation pourra être évaluée sans ambiguïté.

Nous avons également mis en évidence les limites d'une telle approche dans le cas de forts gradients de sollicitations. Dans ces conditions de fonctionnement, les méthodes d'homogénéisation classiques sont mises en défaut et le milieu homogène équivalent peut être considéré comme un milieu continu généralisé. Une formulation en thermoélasticité du second gradient est proposée.

En parallèle, une étude expérimentale a également été réalisée à l'ONERA afin d'étudier l'influence de la perforation sur le comportement et la durée de vie. Des essais de fatigue thermomécaniques, prenant en compte les gradients thermiques observés sur la structure réelle, ont été réalisés jusqu'à rupture sur des éprouvettes monocristallines revêtues. Ces essais ont été simulés par éléments finis et un modèle de durée de vie en fatigue-fluage-oxydation a été appliqué en post-traitement du calcul de structure. De ce fait des comparaisons calcul-expérience au niveau du comportement et de la durée de vie ont pu être effectuées.

# MICROSTRUCTURE, DEFORMATION ET ENDOMMAGEMENT D'UN REVÊTEMENT DE ZINC SUR TOLE D'ACIER

Rodolphe PARISOT

Directeurs de thèse : S. Forest, A. Pineau  
soutenue le 5 avril 2001

jury : B. Bacroix, F. Delannay, X. Demonet, P. Drillet, J. Foct, J. Foct, F. Montheillet, P. Pilvin, J. Wegria

Les tôles d'acier galvanisées au trempé sont largement utilisées dans l'industrie automobile. Au cours des phases d'emboutissage, on constate parfois des pertes de revêtement de zinc qui, si elles n'ont pas d'incidences sur la protection cathodique du substrat ferritique, polluent les presses dont le nettoyage est long et coûteux. Au cours de ce travail, nous avons cherché à identifier les modes de déformation et d'endommagement qui sont préalables à toute perte de revêtement.

Les revêtements étudiés sont composés d'une couche de zinc monocristalline dans son épaisseur. Trois types de revêtements ont été étudiés: ils se différencient uniquement par leur microstructure. Le premier revêtement possède de gros grains ou grains "crêpes" qui ont une taille de 600 microns dans le plan de la tôle pour une épaisseur de 10 microns. Le second revêtement est identique au premier mais avec de nombreuses petites macles introduites par l'opération de skin-pass (un laminage de faible amplitude sur la tôle déjà revêtue). Le troisième revêtement étudié possède des petits grains, toujours monocristallins dans l'épaisseur, mais avec une taille dans le plan de la tôle réduite à 40 microns. Ce dernier revêtement a été obtenu à l'aide d'un traitement thermique de recristallisation pratiqué après le skin-pass. En plus de ces trois revêtements, on a étudié la déformation d'un zinc massif de composition identique à celle des revêtements.

Les modes de déformation ont été systématiquement analysés pour ces trois revêtements et ce pour des sollicitations de traction simple, de traction large et d'expansion équibiaxiale. Cette analyse repose sur une utilisation conjointe de l'EBS (diffraction des électrons rétro-diffusés) et des moyens classiques de microscopie. Les résultats obtenus sont comparés avec ceux observés sur le zinc massif. Tandis que celui-ci se déforme par glissement basal, comme nous l'enseigne la bibliographie, les revêtements activent de nombreux systèmes de déformation et se déforment essentiellement par glissements non-basals et par maclage.

On montre que ce résultat surprenant n'est pas uniquement dû à la texture fortement basale des revêtements. À l'aide de modélisations multicristallines par éléments finis prenant en compte la microstructure des revêtements, on explique en particulier comment la présence du substrat implique l'activation de nombreux modes de déformation. L'effet de la multiaxialité du chargement est également étudié.

L'endommagement a été identifié. Parmi les nombreux mécanismes observés, on ne retient que celui qui met localement le substrat à nu: le clivage des grains de zinc. Après avoir étudié les interactions possibles entre les fissures de clivage et les macles apparues, on procède à une analyse quantitative de l'endommagement. L'influence de la microstructure sur la résistance à l'endommagement est alors démontrée. Un modèle d'endommagement est discuté. On souligne son intérêt lorsqu'il est couplé aux modélisations multicristallines, grâce aux perspectives offertes notamment en terme de description des interactions avec le maclage.