



**HAL**  
open science

# La microextensométrie : un outil de la mécanique des matériaux

T. Bretheau, Jérôme Crépin, P. Doumalin, Michel Bornert

► **To cite this version:**

T. Bretheau, Jérôme Crépin, P. Doumalin, Michel Bornert. La microextensométrie : un outil de la mécanique des matériaux. *Revue de Métallurgie*, 2003, 5, pp.567-575. 10.1051/metal:2003110 . hal-00111396

**HAL Id: hal-00111396**

**<https://hal.science/hal-00111396v1>**

Submitted on 29 Jul 2019

**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.

# La microextensométrie : un outil de la mécanique des matériaux

T. Bretheau, J. Crépin, P. Doumalin, M. Bornert

Laboratoire de Mécanique des Solides - UMR CNRS 7649, École Polytechnique, Palaiseau

**On présente ici une technique expérimentale, tant qualitative que quantitative, permettant de caractériser le champ de déformation dans un matériau hétérogène, sur un domaine représentatif de sa microstructure. Cette technique utilise la microscopie électronique à balayage, la microélectrolithographie, l'analyse d'image et des moyens d'essais mécaniques *in situ*. Si elle permet, en relation avec une analyse microstructurale, de mettre en évidence les différents mécanismes responsables de la plasticité et/ou de l'endommagement des matériaux, son utilisation quantitative en fait un outil essentiel de validation des modèles de prédiction de comportement, que ce soit à l'échelle locale ou à l'échelle macroscopique. Enfin, la connaissance du champ de déplacement expérimentalement mesuré permet d'améliorer sensiblement le résultat des simulations numériques par éléments finis par une meilleure prise en compte des conditions aux limites imposées sur le bord de la cellule modélisée.**

## ■ INTRODUCTION

L'approche micromécanique des matériaux hétérogènes vise à l'établissement de lois de comportement à base physique claire (1) ; à cette fin, elle s'appuie d'une part sur des modèles de changement d'échelle et, d'autre part, sur la caractérisation des mécanismes de la plasticité et de l'endommagement qui régissent le comportement mécanique global. Ces lois de comportement peuvent être utilisées pour prévoir la réponse en service de structures via les outils de la mécanique des milieux continus ; elles peuvent également servir de guides dans l'amélioration des propriétés des matériaux en précisant quels paramètres microstructuraux modifier et dans quelle direction.

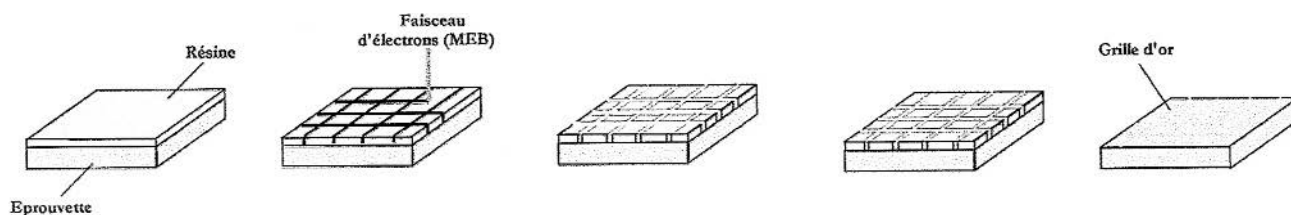


Figure 1 – La technique de microélectrolithographie.

Figure 1 – The microelectrolithography technique.

Les matériaux classiquement utilisés pour la réalisation d'ensembles mécaniques (métaux, composites...) présentent une dimension typique des hétérogénéités locales, représentées par la taille de grain, la taille des particules ou le diamètre des fibres de renfort, comprise entre le micromètre et la centaine de micromètres. La microscopie électronique à balayage (MEB) est donc un outil particulièrement bien adapté à leur observation. Afin d'étudier l'activité des mécanismes en cours de sollicitation, et pas seulement *post mortem*, des machines d'essais mécaniques *in situ* ont été développées depuis les années 80 afin d'être capables de réaliser, à l'intérieur du MEB, des essais de traction, compression, flexion, indentation ou cisaillement. Par ailleurs, comme les déplacements locaux qu'induisent les mécanismes étudiés sont très faibles et que les points de repère présentant un bon contraste insensible à la déformation sont rares, on est amené à créer un contraste artificiel par dépôt de microgrilles à la surface des éprouvettes (2). Ces grilles fournissent un outil précieux en micromécanique ; leur utilisation peut être simplement qualitative ou finement quantitative, aider à l'identification et à la caractérisation des mécanismes fins de la plasticité et de l'endommagement ou bien renseigner sur des mécanismes à plus longue portée mettant en cause des comportements collectifs de grains et intéressant l'ensemble du volume élémentaire représentatif (V.E.R.). Elles peuvent aider à la collecte des données d'entrée des modèles de changement d'échelle ou permettre d'en évaluer la capacité de prédiction (3). Ces diverses utilisations vont être présentées ici.

## ■ LA TECHNIQUE DE RÉALISATION DES MICROGRILLES

La réalisation des microgrilles se déroule en cinq étapes principales (*fig. 1*) :

- la surface de l'éprouvette est polie puis recouverte d'une mince couche de résine électro-sensible (PMMA) que l'on fait polymériser pendant 30 min à 140°C ;
- Dans un premier temps, nous allons aborder la technique de réalisation des grilles, puis les méthodes qualitatives et quantitatives permettant leur exploitation extensométrique.
- au moyen du faisceau d'électrons du MEB, on irradie la résine selon le dessin choisi ; l'irradiation diminue la masse moléculaire de la résine, la rendant plus soluble ;
- on dissout les zones irradiées au moyen d'un solvant adapté (propanol 2 + éthyl méthyl cétone) ;
- une fine couche métallique est pulvérisée sur la surface (10 nm) ;
- le recours à un autre solvant, aidé par une agitation ultrasonore permet de dissoudre l'ensemble de la résine restante, laissant le dessin souhaité sur la surface de l'éprouvette.

## Quelques remarques

- Les conditions de polymérisation de la résine supposent que le matériau soit capable de supporter une température de 140°C, ce qui disqualifie la méthode pour l'étude de certains polymères et composites à matrice polymère. Ceux-là mis à part, tous les matériaux habituellement utilisés comme matériaux de structure peuvent en bénéficier.
- Les conditions d'irradiation de la résine dépendent beaucoup de la nature du substrat ; les électrons rétrodiffusés y participant de façon substantielle, le rendement de rétrodiffusion et donc le numéro atomique du substrat, ont une influence sur le résultat (à conditions d'irradiation égales, plus le numéro atomique est faible, plus la grille est fine).
- La complexité du marquage réalisable dépend de la sophistication du pilotage de faisceau du MEB dont on dispose ; si l'on ne dispose d'aucun pilotage évolué, il est possible d'utiliser le balayage standard pour réaliser des grilles régulières.
- Le métal pulvérisé sur la surface doit présenter certaines caractéristiques particulières : une forte adhérence au substrat, une bonne ductilité en couche mince, un bon contraste en imagerie d'électrons secondaires. L'or est très souvent un bon candidat ; des essais préalables sont cependant toujours souhaitables. Il est parfois intéressant de découpler la fonction d'adhérence et celle de contraste en pulvérisant tout d'abord une couche adhérente, elle-même revêtue par évaporation d'une couche de contraste.
- La tenue des grilles en température est très satisfaisante : après 3 500 h à 360°C sous vide, des grilles d'or sont toujours utilisables. Pour des essais à haute température, le recours à des métaux réfractaires (W) donne de bons résultats. L'essentiel est de protéger le substrat de l'oxydation (vide ou atmosphère réductrice).

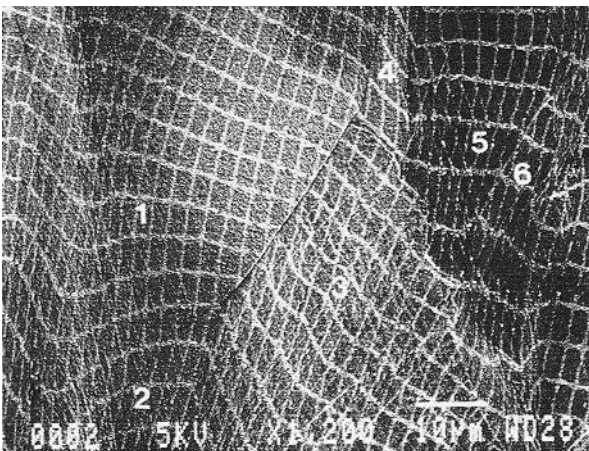


Figure 2 – Observation de l'hétérogénéité de la déformation d'un polycristal de cuivre (4). Les chiffres correspondent à différents grains.

*Figure 2 – Observation of the strain heterogeneity of a copper polycrystal (4). The figures correspond to different grains.*

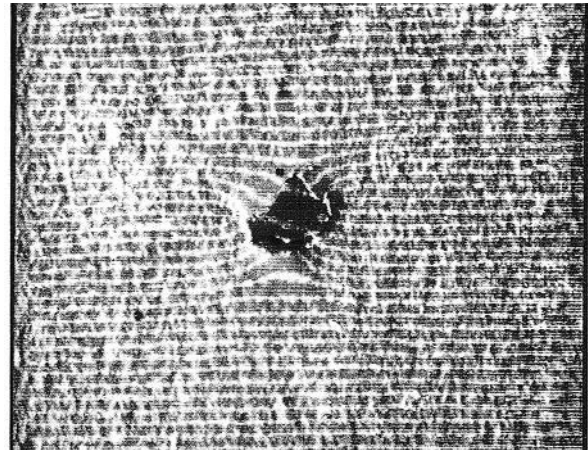


Figure 3 – Inclusion d'alumine dans une matrice de superalliage ( $\epsilon = 11\%$ ). Figure de moiré linéaire obtenue par balayage horizontal au MEB. Les variations de l'interfrange permettent de visualiser la perturbation du champ de déformation (interfrange large = petit gradient - interfrange faible = fort gradient). L'inclusion subit une rotation par rapport à la matrice (5).

*Figure 3 – Alumina inclusion inside a superalloy matrix ( $\epsilon = 11\%$ ). Observation of a linear "moiré" obtained with the horizontal scan of the SEM. The inter-fringe variations allow to observe the heterogeneity of the strain field (large inter-fringe = small gradient ; small inter-fringe = strong gradient). The inclusion rotates in the matrix (5).*

## ■ L'EXPLOITATION QUALITATIVE

La première et la plus évidente des utilisations des grilles est de vérifier l'effectivité de la déformation (fig. 2). Dans les matériaux cristallins, l'habitude est d'observer les lignes de glissement apparaissant à la surface – préalablement polie – des éprouvettes pour statuer sur l'état de déformation plastique des grains ; si un grain présentant des traces est à coup sûr déformé plastiquement, on ne peut rien affirmer sur un grain n'en présentant pas car le vecteur de Burgers peut être parallèle à la surface. D'autre part, il est très difficile d'évaluer l'intensité d'une déformation au seul vu de l'aspect des lignes de glissement alors que l'état de la grille en donne une vision objective, au moins pour les composantes de déformation situées dans le plan d'observation.

Les grilles permettent également de juger sans ambiguïté de l'apparition d'un endommagement (décohésions interfaciales, cavités aux joints de grains...) ou de la présence significative de glissement aux joints. Enfin, elles fournissent souvent des points de repère commodes pour l'observation de microstructures complexes à divers stades de la déformation.

En plus de l'observation directe que l'on peut en faire, les grilles peuvent être utilisées pour générer des réseaux de franges de moiré. Si l'on réalise l'image d'une grille au moyen d'un MEB en choisissant pour trame de balayage du faisceau un réseau commensurable avec le réseau que forme la grille, il y a interférence et formation de franges de moiré ; ainsi, c'est le balayage même du microscope qui constitue la trame d'analyse de la méthode de moiré (5) (fig. 3). Les franges obtenues sont des lignes d'isovaleurs

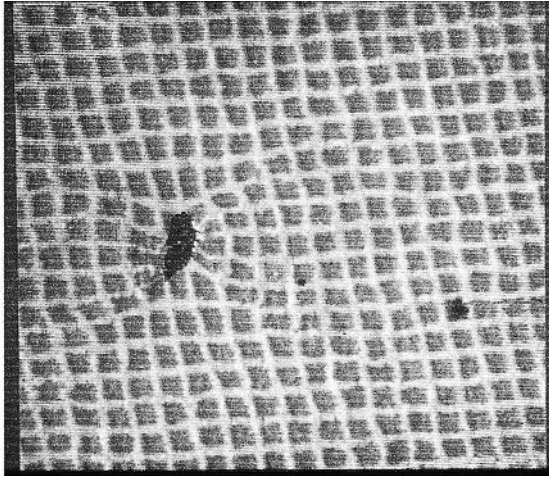


Figure 4 – Inclusion d'alumine dans une matrice de superalliage ( $\epsilon = 6\%$ ). Figure de moiré cellulaire obtenue par réalisation de l'image MEB au moyen d'un balayage selon une trame ponctuelle carrée (5).

Figure 4 – Alumina inclusion inside a superalloy matrix ( $\epsilon = 11\%$ ). Observation of cellular "moiré" obtained with SEM image by means of a point by point square matrix scan (5).

du déplacement orthogonal aux lignes du balayage, l'écart de déplacement entre deux franges successives étant égal au pas du balayage. Une déformation et une rotation uniforme induisent un réseau de franges droites, parallèles et équidistantes, l'interfrange dépendant de la différence de pas entre le réseau matériel et le réseau d'analyse ou de leur rotation relative.

On voit donc que cette technique est un excellent moyen pour mettre en évidence les hétérogénéités de déformation ou de rotation à l'échelle de quelques dizaines de pas de grille, traduites par la courbure des franges. Les grilles étant souvent à motif carré, leur observation au moyen d'un balayage ponctuel carré effectué par un pilotage externe, fournit un moiré cellulaire donnant directement une image des fluctuations des deux composantes orthogonales du champ de déplacement (fig. 4).

Malgré sa commodité, cette méthode reste qualitative en raison de la difficulté qu'il y aurait à connaître les caractéristiques géométriques du balayage d'un MEB, avec une précision suffisante. Sa sensibilité est également limitée, car gouvernée par le pas de la grille de l'ordre de quelques microns.

## ■ L'EXPLOITATION QUANTITATIVE

On ne peut se contenter d'une interprétation qualitative des microgrilles. Une meilleure précision est requise et peut être obtenue par des techniques d'analyse d'images visant à déterminer précisément la position des nœuds de la grille dans différents états de déformation successifs. Les premières tentatives, qui débutèrent à la fin des années 80, nécessitaient de nombreuses manipulations et n'aboutissaient qu'à un résultat relativement peu précis (6).

Les limites de la technique avaient deux origines essentielles :

- le système d'acquisition d'images qui possédait une résolution limitée ( $512 \times 512$  pixels  $\times$  64 niveaux de gris) ce qui imposait l'acquisition d'un grand nombre d'images pour couvrir une surface statistiquement représentative ;
- la technique d'analyse d'images elle-même, fondée sur des opérations de seuillage et de détection de particules qui sont intrinsèquement incapables d'une bonne précision en termes de positionnement spatial et qui sont particulièrement sensibles aux imperfections de la grille ou des images, nécessitant un travail d'assistance par l'opérateur particulièrement lourd et fastidieux.

Cependant, ces études (6) ont montré clairement l'intérêt de telles investigations capables de mettre en évidence des phénomènes physiques impossibles à détecter autrement, comme les bandes de déformation à longue portée.

L'apparition récente de systèmes d'acquisition à haute résolution à un prix abordable ( $4\text{ K} \times 4\text{ K}$  pixels  $\times$  256 niveaux de gris), adaptables au MEB, a rendu possible l'acquisition d'images couvrant des surfaces importantes sans manipulation fastidieuse et en un temps acceptable (10 à 20 min/image). Dans le même temps, les techniques de corrélation d'images numériques, développées à la fin des années 80 (7, 8) ont fait la preuve de leur efficacité, de leur facilité d'utilisation et de leur robustesse dans des études de champs de déformation de structures macroscopiques. Ces techniques sont habituellement fondées sur l'utilisation de caméras CCD, classiques ou à haute résolution, enregistrant l'image pour différents états de chargement d'un mouchetis de points de peinture déposés à la surface de la structure par vaporisation. La précision ultime atteinte par cette technique est de 0,01 pixel (8). Cependant, dans le cas des images issues du MEB, les performances sont beaucoup moins bonnes pour n'atteindre qu'une précision de l'ordre de 0,1 pixel (9). Les raisons en sont nombreuses : défauts géométriques et bruit important des images MEB, déviations du faisceau électronique en cours de balayage, conditions d'acquisition difficiles à optimiser, contrastes des microgrilles non optimal, légère déformation de la machine de traction in situ lors de la déformation qui modifie mise au point et grandissement ... Beaucoup de ces défauts peuvent être corrigés au prix d'efforts plus ou moins importants ; il est cependant douteux que l'on puisse parvenir aux performances de précision des méthodes optiques. Il faut malgré tout noter que la base de mesure au MEB est typiquement de quelques micromètres, voire bien inférieure en cas d'utilisation de grandissements plus élevés, ce qui est beaucoup plus petit que ce que peuvent atteindre les méthodes optiques classiques.

La technique de corrélation d'images numériques (7, 8) consiste à mettre en correspondance des domaines homologues appartenant à une image de référence et à une image après déformation d'une zone d'une éprouvette soumise à un chargement mécanique ; la bonne correspondance est évaluée au moyen d'un coefficient de corrélation qui mesure la similarité des deux domaines en termes de niveaux de gris des pixels. L'hypothèse classique d'une conservation des niveaux de gris n'est pas bien vérifiée par les images MEB ;

les effets de contamination et les instabilités des électroniques provoquent une évolution des niveaux de gris, notamment lorsque le temps séparant l'acquisition d'images successives est long. Un bon coefficient de corrélation doit donc être insensible aux fluctuations de contraste et de brillance. D'autre part, les conditions d'acquisition des images doivent éviter toute saturation afin de disposer du maximum d'informations sur l'intégralité de l'échelle des niveaux de gris disponibles. De plus, il convient lorsque cela est possible d'ajuster les temps d'acquisition et l'intensité du faisceau d'électrons, de façon à réduire le niveau de bruit des images et à adapter la taille du spot électronique au pas de balayage (10). Un domaine de corrélation de  $20 \times 20$  pixels est couramment utilisé pour le traitement, et plusieurs milliers de points de grille peuvent être analysés automatiquement en quelques minutes. Enfin, il a été montré que la précision peut être améliorée par un choix judicieux du motif de marquage de la surface, les meilleures performances semblant être atteintes soit avec un réseau de cercles, soit avec un motif aléatoire (10). Le problème est alors la réalisation de tels marquages avec une échelle caractéristique du micromètre.

## ■ LES MÉCANISMES DE LA DÉFORMATION ET DE L'ENDOMMAGEMENT

La technique de microextensométrie couplée avec la technique EBSD (diffraction d'électrons rétrodiffusés), qui donne l'orientation cristalline de volumes de l'ordre du  $\mu\text{m}^3$ , fournit une aide précieuse pour l'identification des mécanismes de la déformation comme le glissement cristallographique (fig. 5), le maclage (fig. 6), le glissement aux joints de grains (fig. 7) ou de phases, ou la décohésion (fig. 8a). De ce dernier point de vue, les grilles permettent généralement de lever toute ambiguïté concernant la préexistence d'un endommagement ou son apparition sous l'effet de la sollicitation étudiée ; un endommagement dans une zone recouverte d'une grille laisse un contraste net qui permet même d'observer des refermetures en déchargement lors d'essais in situ (fig. 8b).

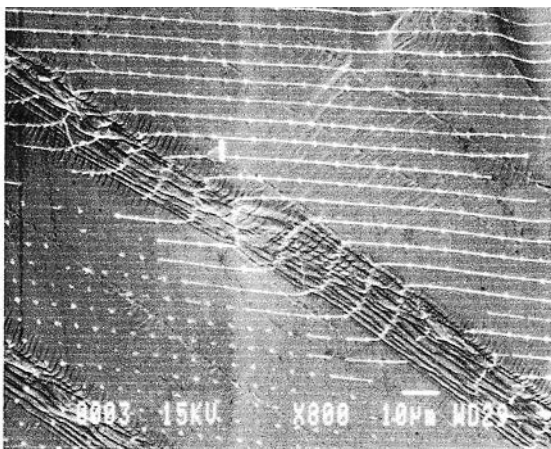


Figure 5 – Très forte localisation du glissement prismatique dans du zirconium traité  $\beta$  (11).

*Figure 5 – Strong localization of prismatic slip in  $\beta$ -treated zirconium (11).*

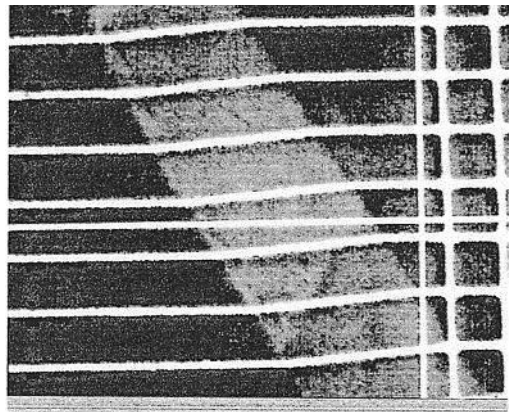


Figure 6 – Mise en évidence d'une composante de cisaillement associée à une macle lenticulaire dans le zirconium traité  $\beta$  (11).  
*Figure 6 – Observation of the shear component of the deformation associated with a lenticular twin in  $\beta$ -treated zirconium (11).*

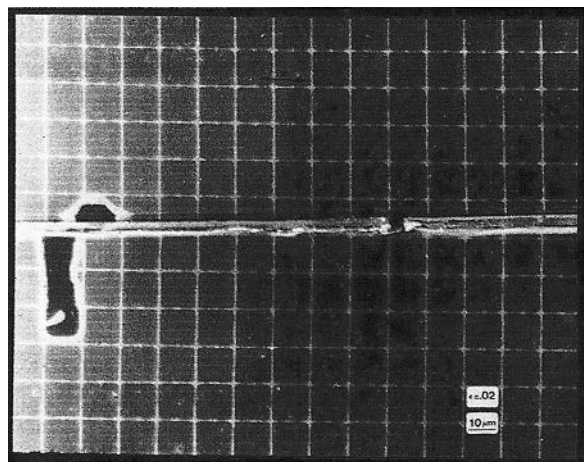


Figure 7 – Glissement au joint dans le zinc à température ambiante. L'amplitude du glissement correspond à un pas de la grille (12).

*Figure 7 – Grain boundary sliding inside a zinc polycrystal deformed at room temperature. The sliding amplitude corresponds to a step of the grid.*

Il est également très utile de pouvoir distinguer entre des mécanismes présentant des traces en surface semblables ; ainsi, l'utilisation d'une technique de moiré permet de lever certaines ambiguïtés comme celle qui existe entre les traces laissées par le glissement cristallin et celles que génère le maclage ; le maclage étant caractérisé par un cisaillement important et uniforme induit des ruptures nettes des franges de moiré (fig. 9b), alors que le glissement, par son caractère plus réparti, produit des franges plus sinueuses (fig. 9a).

Un avantage substantiel des microgrilles sur d'autres modes de marquage de surface réside dans leur extrême finesse (largeur des barreaux =  $0,2 \mu\text{m}$  ; épaisseur =  $\sim 10 \text{ nm}$ ) ; ainsi, elles ne masquent pas la microstructure et permettent la corrélation entre les mécanismes et la microstructure.

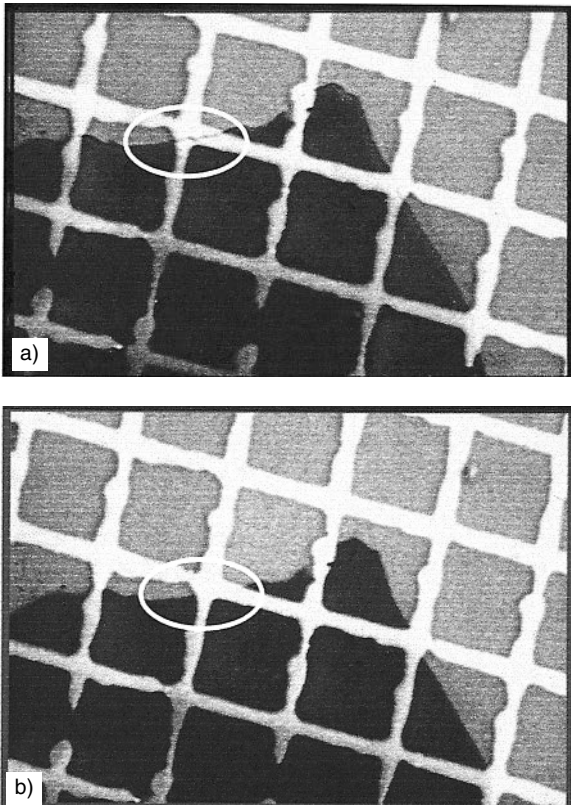


Figure 8 – Sollicitation sous MEB d'un composite à matrice base aluminium renforcée par des particules de carbure de silicium.  
 a) Décohésion interfaciale dans le régime élastique ;  
 b) refermeture de la décohésion lors du déchargement (13).

*Figure 8 – Observation of an aluminum matrix composite reinforced by SiC particles and deformed inside a SEM.  
 a) Observation of a crack at the interface in the elastic domain ;  
 b) during the unloading, the crack gets closed (13).*

De nouveaux outils numériques d'aide à l'étude des conditions d'activation et d'interaction des mécanismes de déformation et d'endommagement, tel le mésoscope numérique (14), ont récemment été développés. Ils permettent de simuler l'état mécanique d'un agrégat de quelques grains soumis à un chargement extérieur, les règles de la déformation des grains étant celles de la plasticité cristalline. La simulation pouvant se faire sur une microstructure réelle (acquise par analyse d'image et EBSD), il est possible de comparer très directement simulation et expérience afin d'optimiser les grandeurs caractéristiques du glissement cristallin ou de la cohésion des joints utilisés dans le modèle, pour obtenir le jeu de paramètres fournissant une simulation conforme à la réalité. Pour ce faire, il est toutefois indispensable que les conditions de chargement de l'agrégat soient aussi proches que possible des conditions réelles au sein du matériau. À ce titre, il peut être particulièrement judicieux de prendre pour conditions aux limites sur la frontière de l'agrégat, les déplacements réellement mesurés par la technique des grilles. Dans le cas de matériaux biphasés, il a ainsi été montré qu'une telle procédure conduit à des prévisions locales plus hétérogènes (fig. 10a), beaucoup plus proches de la réalité qu'en utilisant des conditions homogènes classiques (fig. 10b), (10, 16).

L'identification de mécanismes de déformation, qui nécessite généralement une étude complémentaire à l'échelle du MET, ne représente qu'une partie des investigations nécessaires à une étude micromécanique complète : leur contribution au comportement global doit également être étudiée

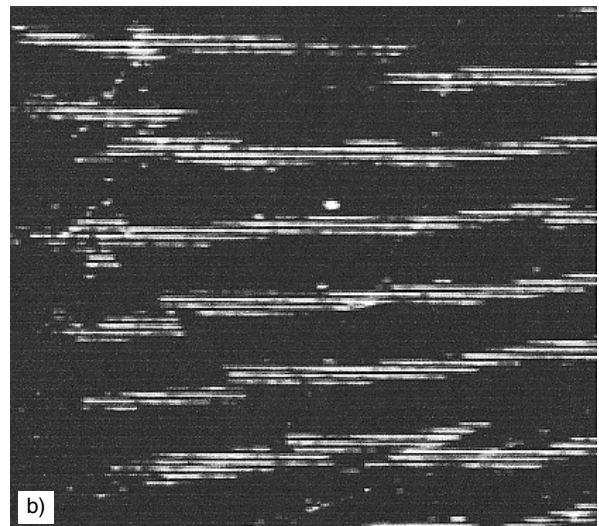
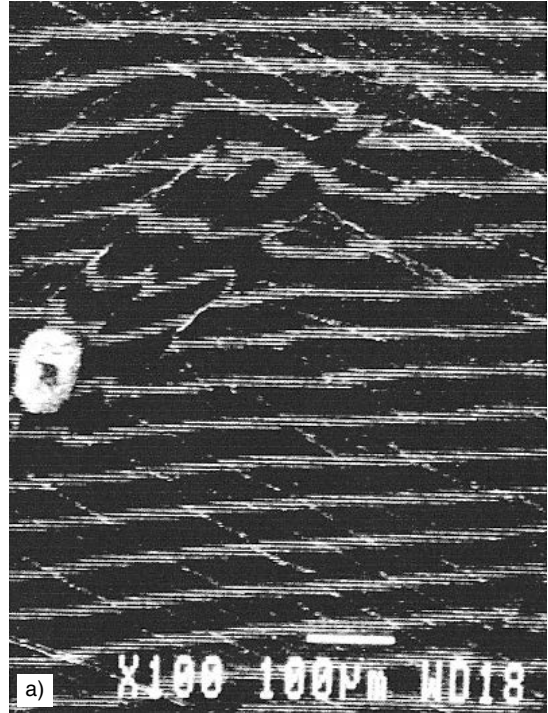


Figure 9 – Figures de moiré produites par du glissement cristallin et du maillage dans le zirconium traité  $\beta$ . a) Le glissement produit des franges sinueuses ; b) le maillage produit des franges cisillées (11).

*Figure 9 – Interference "moiré" fringes observed for crystallographic slip and twinning in  $\beta$ -treated zirconium.  
 a) Smooth perturbations are associated with slip mechanisms ;  
 b) sheared fringes are associated with twins.*

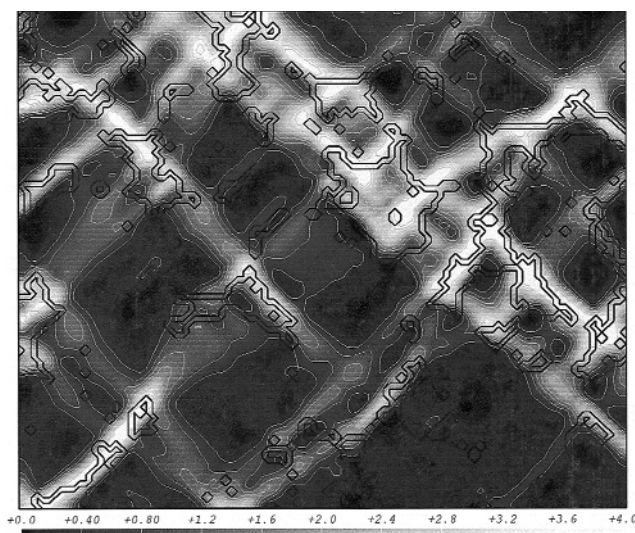
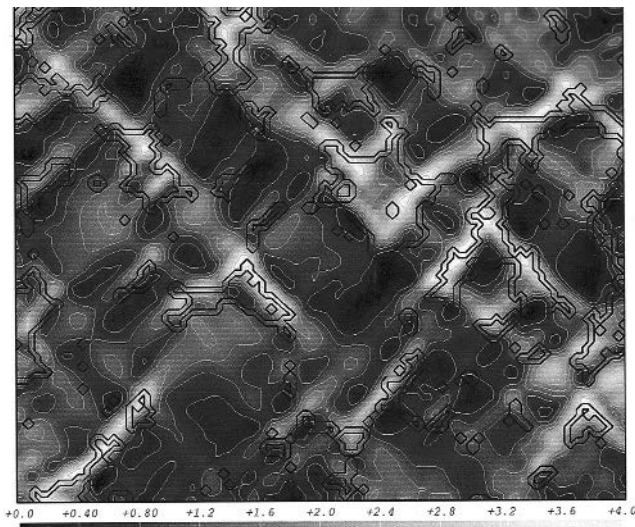


Figure 10 – Comparaison par calcul numérique entre la prévision des hétérogénéités de déformation dans le cas d'un biphasé Ni/Ag avec a) conditions de déplacement mesuré expérimentalement appliquées au bord de la cellule, et b) conditions de déplacement homogène appliquées au bord de la cellule. La zone simulée représente 0,22 mm<sup>2</sup> (10).

Figure 10 – Comparison of numerical computations between strain heterogeneity for Ni/Ag alloy. a) Experimental displacement boundary conditions ; b) homogeneous displacement boundary condition. The simulated area represents 0.22 mm<sup>2</sup> (10).

d'un point de vue statistique. C'est pourquoi les études doivent également être conduites à l'échelle du V.E.R. qui est typiquement 100 fois plus grand que l'échelle des mécanismes élémentaires.

## ■ EFFETS COLLECTIFS À L'ÉCHELLE DU V.E.R.

L'analyse, à cette échelle, peut grandement bénéficier de la réalisation de cartes de déformation donnant la distribution des déformations locales au sein du V.E.R. (fig. 11). De

telles cartes renseignent sur les conditions mécaniques locales aboutissant à l'activation des mécanismes dont nous venons de parler ; en effet, en raison des hétérogénéités au sein du V.E.R., ce sont bien les conditions locales et non pas les conditions globales qu'il faut considérer dans l'étude de l'activation des mécanismes. Les cartes fournissent également une vue globale de l'interaction entre les divers mécanismes pour parvenir à la quantification de leur contribution moyenne à la déformation globale. L'utilisation conjointe de cette technique de microextensométrie et de la technique EBSD (diffraction d'électrons rétrodiffusés), qui fournit des cartes de la microstructure précisant l'orientation cristalline de chaque grain, permet d'associer finement les détails de la microstructure et l'hétérogénéité de la réponse locale.

Les cartes permettent également d'atteindre une information statistique sur la contribution à la déformation globale de chaque mécanisme telle la déformation de chaque phase d'un multiphasé (fig. 12), ou la déformation des grains caractérisés par une orientation donnée, ou même le glissement aux joints. Enfin, ces cartes permettent de détecter des manifestations d'interactions à longue portée comme la localisation sous forme de bandes de déformation (fig. 11).

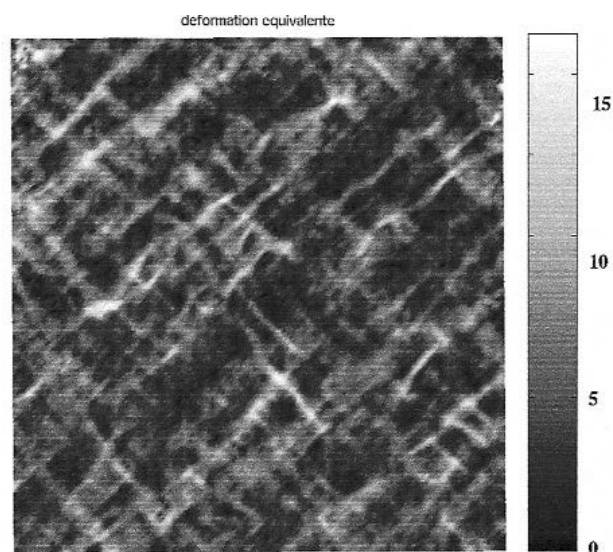


Figure 11 – Carte de déformation dans le zirconium  $\alpha$  polycristallin. (0,65 x 0,6 mm<sup>2</sup>, valeur de la déformation équivalente moyenne = 1,3 % ; axe de traction vertical).

Figure 11 – Strain map in  $\alpha$  zirconium polycrystal (0.65 x 0.6 mm<sup>2</sup> area, overall tensile strain = 1.3 %, tensile axis is vertical).

## ■ VALIDATION DES MODÈLES

Les modèles d'homogénéisation ont pour première fonction de fournir une loi de comportement pour un V.E.R. d'un matériau hétérogène à partir de la description de sa structure d'hétérogénéité. Le niveau de validation essentiel se situe donc à l'échelle globale et concerne l'adéquation entre la simulation et la réponse expérimentale du

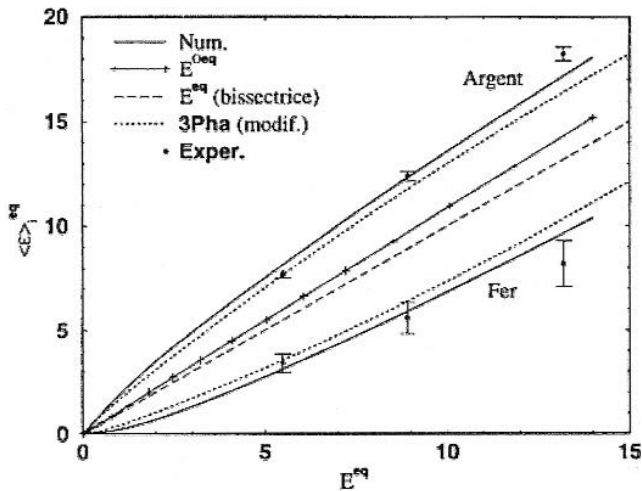


Figure 12 – Déformation moyenne intraphase  $\langle \epsilon \rangle$  en fonction de la déformation appliquée  $E$  en traction sur une éprouvette de biphasé Fe/Ag ( $c_{Fe} = 60\%$ ). Comparaison entre les mesures expérimentales (points), la prévision par différents modèles d'homogénéisation et le calcul par éléments finis (courbes). (Les déformations équivalentes sont prises au sens de Von Mises :  $E^{eq} = 2/3 |\epsilon_1 - \epsilon_2|$  avec pour hypothèse  $\epsilon_2 = \epsilon_3$  ; 1 : direction de traction, 2 : direction transverse, 3 : normale à la surface) (15).

Figure 12 – Average strain per phase  $\langle \epsilon \rangle$  vs the applied strain  $E$  for a tensile specimen made of a Fe/Ag, ( $c_{Fe} = 60\%$ ) two-phase material. Comparison between experimental measurements (dots), predictions of homogenization models and finite element computations (curves). (The equivalent strain are those of Von Mises :  $E^{eq} = 2/3 |\epsilon_1 - \epsilon_2|$  under the hypothesis that  $\epsilon_2 = \epsilon_3$  ; 1 : tensile direction, 2 : transverse direction, 3 normal direction)(15).

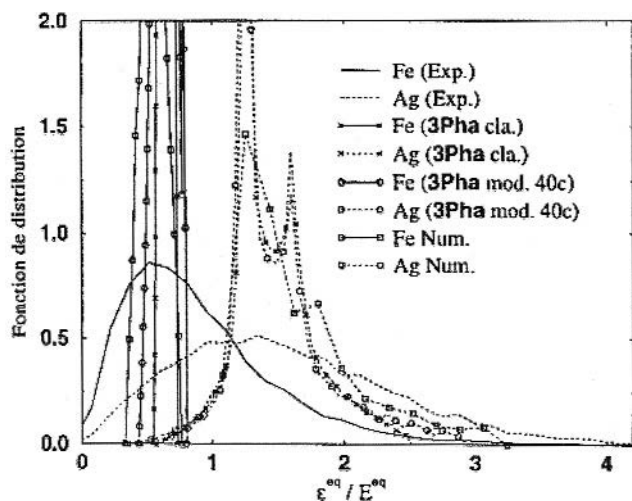


Figure 13 – Distribution des déformations équivalentes intraphases dans un biphasé Fe/Ag (voir fig. 12). Comparaison entre le modèle analytique des 3Phases étendu aux comportements non linéaires, un calcul par éléments finis et les mesures expérimentales.  $E^{eq} = 5\%$  (15).

Figure 13 – Strain distribution function per phase in a two phases material Fe/Ag (see fig. 12). Comparison between analytical 3Phases model with the non-linear extension, finite element computations and experimental measurements.  $E^{eq} = 5\%$  (15).

matériau soumis à diverses sollicitations. En dehors de cette vérification que le modèle remplit bien sa fonction, on peut s'intéresser aux échelles inférieures en comparant des paramètres mécaniques locaux à ceux qui peuvent être extraits du modèle ; cette comparaison peut, en particulier, être menée sur certaines composantes de la déformation. Le premier but de cette démarche est de mieux comprendre comment fonctionne le modèle et ce que cache, à l'échelle locale, un éventuel bon accord global pour tenter de mieux cerner les nécessaires améliorations qui pourraient lui être apportées ; l'autre but est d'apprécier les niveaux d'échelles auxquels le modèle conserve une capacité prédictive, en termes par exemple d'estimation des conditions d'apparition de l'endommagement très liées aux hétérogénéités de déformation locale. À ce titre, il est possible de s'intéresser aux hétérogénéités inter-phase (fig. 12), caractérisant l'écart de déformation moyenne dans les divers constituants ou grains de même orientation, quantités classiquement invoquées par les méthodes d'homogénéisation en champs moyens, mais aussi aux hétérogénéités intra-phase (fig 13), décrivant les fluctuations des déformations autour de ces moyennes au sein des constituants.

## CONCLUSION

Nous avons voulu présenter ici la technique de microextensométrie qui s'affirme de plus en plus clairement comme un outil indispensable de la mécanique des matériaux. Divers niveaux de sophistication ont été présentés et les bénéfices que l'on peut en attendre, évoqués. Les approches qualitatives sont assez simples à mettre en œuvre, mais une volonté de quantification fine nécessite de gros investissements. Enfin, il faut souligner que cette technique ne prend tout son sens qu'intégrée à des moyens la couplant avec l'EBS et les essais mécaniques sous MEB (fig 14), et associée à des capacités de simulation et de modélisation aux diverses échelles pertinentes du matériau.

## Remerciements

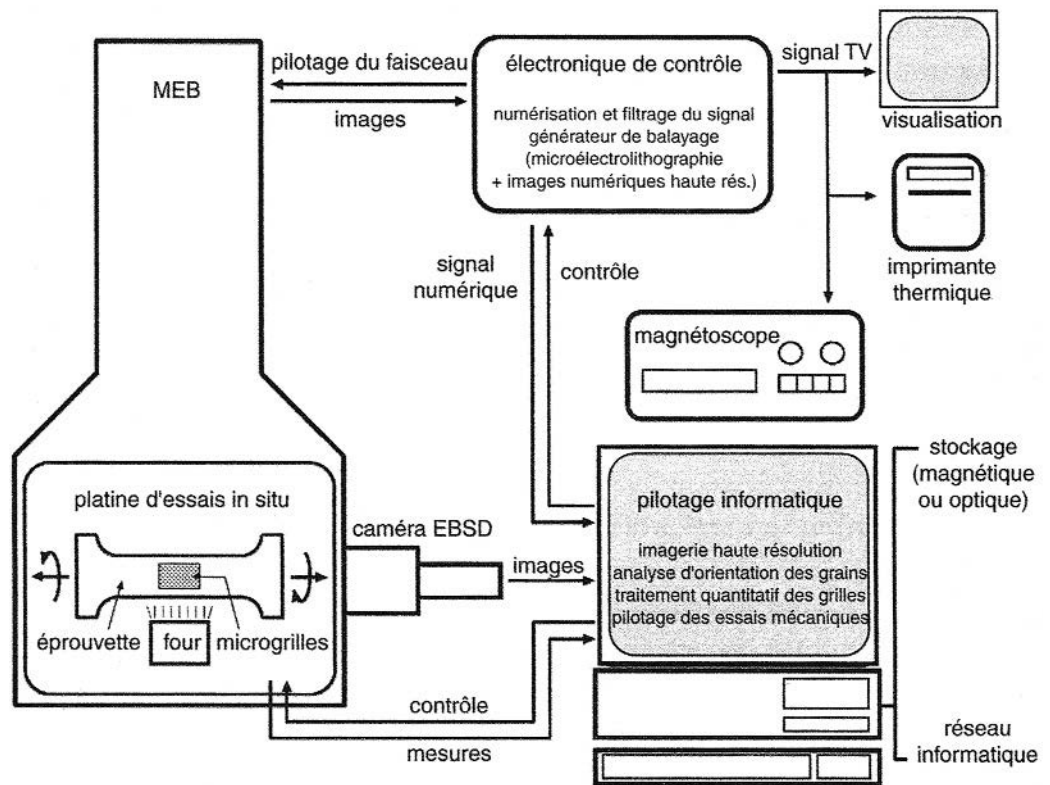
Les auteurs souhaitent remercier Monsieur Daniel Caldemaïson pour la mise au point de la technique de dépôt de microgrilles ainsi que pour sa participation à l'ensemble des travaux expérimentaux présentés dans cet article.

## bibliographie

- (1) BORNERT (M.), BRETHERAU (T.), GILORMINI (P.) – Homogénéisation en mécanique des matériaux, Milieux aléatoires élastiques et milieux périodiques, série Alliages Métalliques, Hermès Science Ed. (2001).
- (2) BRETHERAU (T.), BORNERT (M.), CALDEMAISON (D.) – A mesoscale experimental approach of plasticity and damage in local strain and temperature measurements in non-uniform fields at high temperatures, J. Ziebs Ed., Woodhead (1996), p. 13-19.



Figure 14 – Plate-forme d'essais micromécaniques.  
Figure 14 – Platform for studies in micromechanics.



- (3) BORNERT (M.), BRETHEAU (T.), GILORMINI (P.) – Homogénéisation en mécanique des matériaux, comportements non linéaires et problèmes ouverts. Série Alliages Métalliques, Hermès Science Ed. (2001).
- (4) DUBOIS (P.) – Étude cristallographique de l'initiation et de la propagation de bandes de cisaillement dans les métaux purs. Thèse de doctorat, Université Paris 13, France (1988).
- (5) AMBROISE (M.H.) – Étude de la nocivité d'inclusions superficielles : amorçage de fissures dans les superalliages préparés par métallurgie des poudres. Thèse de doctorat, Université Paris 13, France (1986).
- (6) ALLAIS (L.), BORNERT (M.), BRETHEAU (T.), CALDEMAISON (D.) – Experimental characterization of local strain field in a heterogeneous elastoplastic material. **Acta Metall. Mater.**, 42 (1994), p. 3865-3880.
- (7) CHU (T.C.), RANSON (W.F.), SUTTON (M.A.), PETERS (W.H.) – Applications of the digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. **Exp. Mech.**, 25 (1985), p. 232-244.
- (8) BRUCK (H.A.), McNEILL (S.R.), SUTTON (M.A.), PETERS (W.H.) – Digital image correlation using Newton-Raphson method of partial differential correction. **Exp. Mech.**, 29 (1989), p. 261-267.
- (9) DOUMALIN (P.), BORNERT (M.) – Micromechanical applications of digital image correlation techniques, in "Interferometry in speckle light theory and applications". Proc. Int. Conf., Lausanne (Sept. 25-28, 2000), Jacquet, Fournier Ed., Springer (2000), p. 67-74.
- (10) DOUMALIN (P.) – Microextensométrie locale par corrélation d'images numériques. Thèse de doctorat, École Polytechnique, Palaiseau, France (2000).
- (11) CRÉPIN (J.), BRETHEAU (T.), CALDEMAISON (D.) – Plastic deformation mechanisms of "β treated" zirconium. **Acta Metall. Mater.**, 43 (1995), p. 3709-3719.
- (12) MUSSOT (P.) – Corrélation entre incompatibilité de déformation de grain à grain et glissement intergranulaire. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie, Paris 6, France (1983).
- (13) DA SILVA (R.) – Comportement mécanique et endommagement de composites à matrice à base d'aluminium renforcée par des particules de carbure de silicium. Thèse de doctorat, Université Paris 13 (1990).
- (14) HÉRAUD (S.) – Du polycristal au multicristal : élaboration d'un mésoscope numérique pour une analyse locale en élastoviscoplasticité. Thèse de doctorat, École Polytechnique, France (1998).
- (15) BORNERT (M.) – Morphologie microstructurale et comportement mécanique ; caractérisation expérimentales, approches par bornes et estimations autocohérentes généralisées. Thèse de doctorat, École Nationale des Ponts et Chaussées, France (1996).
- (16) DOUMALIN (P.), BORNERT (M.), SOPPA (E.) – Computational and experimental investigations of the local strain field in elastoplastic two-phase materials. Proc. Euromat 2000, D. Miannay Ed., Elsevier (2000), p. 323-328.