



**HAL**  
open science

## Apport de la texture dans l'analyse des champs thermomécaniques polycristallins

Rian Seghir, Jean-Fançois Witz, Eric Charkaluk, Philippe Dufrenoy

► **To cite this version:**

Rian Seghir, Jean-Fançois Witz, Eric Charkaluk, Philippe Dufrenoy. Apport de la texture dans l'analyse des champs thermomécaniques polycristallins. 10e colloque national en calcul des structures, May 2011, Giens, France. pp.Clé USB. hal-00592819

**HAL Id: hal-00592819**

**<https://hal.science/hal-00592819>**

Submitted on 3 May 2011

**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.

# Apport de la mesure de texture cristallographique dans le traitement et l'analyse des champs thermomécaniques

R. Seghir<sup>1</sup>, J.F. Witz<sup>1</sup>, E. Charkaluk<sup>1</sup>, P. Dufrenoy<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Laboratoire de Mécanique de Lille - CNRS UMR 8107, boulevard Paul Langevin, 59655 Villeneuve d'Ascq cedex, France

**Résumé** — Cette communication détaille une méthode d'analyse de champs thermomécaniques expérimentaux obtenus par corrélation d'images numériques et par thermographie infrarouge quantitative au regard de la microstructure d'un polycristal sollicité en traction monotone. Il est montré qu'il est possible de projeter les champs en faisant des hypothèses compatibles avec la nature hétérogène du matériau. Il est alors possible d'accéder à un opérateur de dérivation peu sensible au bruit, permettant d'observer des déformations ainsi que des flux thermiques. Cette communication met finalement en évidence qu'une analyse couplée de champs (déplacements, températures, orientations cristallographiques...) autorise une meilleure compréhension des phénomènes physiques.

**Mots clés** — thermographie infrarouge, corrélation d'image, E.B.S.D.

## 1 Introduction

Comme cela a été montré depuis plusieurs décennies, durant la déformation plastique des métaux, une grande partie du travail plastique est dissipée sous forme de chaleur tandis que le reste demeure latent au sein du matériau. Cette portion d'énergie stockée au sein du matériau est associée à l'accommodation de la microstructure, à la création de défauts, de structures de dislocations et constitue donc probablement un indicateur pertinent au regard des processus de localisation de la déformation et de l'endommagement.

Certains auteurs ont ainsi montré que les mesures thermiques et l'évaluation des sources de chaleur pouvaient, sous chargement monotone, fournir un certain nombre d'information cruciales sur les phénomènes de localisation macroscopique : (1) bandes de Lüders [1], (2) dissipation plastique au sein d'aggrégat Al [2], (3) localisation Portevin Le Châtelier [3], et (4) transformation de phase localisée au sein d'alliage Nitinol à mémoire de forme [4]. Il semble alors possible de déterminer les zones où se développent favorablement la plasticité et l'endommagement grâce à l'information thermique et dans certains cas grâce à l'évolution de l'énergie bloquée au sein du matériau pendant le processus de déformation. Dans le cas des polycristaux, des phénomènes plus locaux peuvent également apparaître tels que la microplasticité, en particulier au sein de matériaux fortement hétérogènes. Cependant, les mesures de champs cinématiques et thermiques sont complexes ainsi que l'ensemble des traitements de données nécessaires à la réalisation d'un bilan d'énergie. L'objectif de cette communication est ainsi de proposer une méthode s'appuyant sur un dispositif original développé dans ce but [5] ainsi que sur la mesure de texture cristallographique locale.

Cette communication présente dans une première partie la base expérimentale sur laquelle s'appuient les traitements proposés ainsi que les difficultés liées à l'aspect bruité de la mesure. Il présente ensuite l'ensemble des hypothèses considérées quant à la nature des champs, afin d'obtenir une forme analytique granulaire des champs de déplacement, de température ainsi que les opérateurs de dérivation qui leur sont propres. On présente ensuite les champs obtenus ainsi que les résidus entre les données brutes et les données projetés sur les grains. Une discussion de leur pertinence au regard des processus de déformation est réalisée. L'écriture du terme de source de chaleur est finalement introduite.

### 1.1 Données expérimentales

Un dispositif expérimental original de mesures de champs cinématiques et thermiques à l'échelle des grains d'un acier inoxydable a été développé au sein du Laboratoire de Mécanique de Lille dans le

cadre de la thèse de L. Bodelot [5]. Le matériau étudié est un acier inoxydable AISI 316L traité thermiquement pendant 2h à 1200°C afin d'amener la taille moyenne de grain de 10 à 130  $\mu\text{m}$ . Les images de l'échantillon sont capturées par une camera CCD Jai CV-M4+, utilisé avec un objectif 50 mm Tamron 23FM50SP et bague allonge. Ceci conduit à une résolution spatiale de 6.5  $\mu\text{m}$ x6.5  $\mu\text{m}$  par pixel pour une image de 8.9 mmx6.7 mm. Les champs de déplacement sont obtenues à l'aide de la corrélation d'image numérique réalisée par le logiciel Correli Q4 (développé au sein du "Laboratoire de Mécanique et Technologie" (LMT) de Cachan [6]). La corrélation étant réalisée sur des sets de 16 x 16 pixels, la résolution spatiale en terme de déplacement et déformation est finalement de 104  $\mu\text{m}$  x 104  $\mu\text{m}$ . Les champs de température sont obtenues par Thermographie InfraRouge. L'échantillon est filmé par une caméra Cedip Jade III MWIR en association avec un objectif à fort grossissement (G1). La résolution spatiale en terme de champ de température est alors de 30  $\mu\text{m}$  x 30  $\mu\text{m}$  par pixel.

Plusieurs étapes sont ensuite nécessaires à la réalisation de mesures de champs cinématique et thermique à l'échelle des grains d'un polycristal. De nombreux détails concernant cette technique peuvent être trouvés dans [5]. Seules les étapes principales sont donc présentées ici. Premièrement, la microstructure étant différente de part et d'autre de l'échantillon, une même zone, au même instant doit être observée par les deux caméras. Un miroir dichroïque est donc placé à 45° devant l'échantillon. A l'aide de ses propriétés filtrantes, il transmet l'infrarouge (longeurs d'onde comprises entre 2 et 6  $\mu\text{m}$ ) vers la caméra infrarouge, située face à l'échantillon, et réfléchit les radiations restantes, dont les radiations visibles, à la caméra CCD située à la perpendiculaire de l'échantillon. Deuxièmement, chaque pixel de la caméra infrarouge possédant sa propre dynamique, la caméra est calibrée en flux pixel à pixel. Ceci permet à l'aide d'un bilan radiatif simple d'établir le lien entre le flux émis par un corps et le niveau de gris de chaque pixel fourni par la caméra matricielle. Ensuite, l'une des clés de cette mesure couplée réside dans la nature du mouchetis appliqué à l'échantillon ainsi qu'à la différence de résolution de chaque caméra. D'une part, celui-ci révèle un aspect hétérogène aux échelles fines, couvrant une large plage de niveaux de gris, nécessaire à la corrélation d'image numérique. D'autre part, il révèle une haute émissivité, relativement uniforme aux échelles perçues par la caméra infrarouge. Enfin, le champ de température étant mesuré sur l'échantillon déformé, les champs de déplacement issus de la corrélation d'image sont utilisés afin de l'exprimer dans sa configuration d'origine, réattribuant ainsi la température propre à chaque point matériel. Cette technique est appelée Thermographie Lagrangienne.

Les données brutes présentées dans cet article sont finalement totalement couplées, dans la mesure où elles correspondent à la même zone observée (5mm x 5mm), au mêmes instants et qu'elles sont exprimées dans la configuration d'origine. Les résolutions thermiques et cinématiques permettent ainsi une mesure aux échelles des grains du matériau considéré ici.

L'essai présenté dans cet article correspond à une traction monotone à vitesse de déformation constante égale à  $5 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  jusqu'à un niveau de contrainte nominal de 270MPa. Une analyse E.B.S.D (Electron BackScattered Diffraction) a ensuite été effectuée sur la zone d'étude permettant ainsi de révéler la microstructure (grains et joints de grain, orientations cristallographiques, voir figure 1 (a)).

Les figures 1 (a), (b), (c) et (d) présentent respectivement l'orientation cristallographique (1<sup>er</sup> angle) des grains au sein de la zone d'étude issue des analyses E.B.S.D., le champ brut de température correspondant à 1% de déformation moyenne, ainsi que les champs  $U$  et  $V$  de déplacement correspondant à 0.1% de déformation moyenne. Les champs de déplacement, directement issus du logiciel Correli Q4 [6], révèle une traction dans la direction  $U$  ainsi qu'une compression dans la direction  $V$ . Le champ de température révèle quant à lui un champ très hétérogène et une localisation apparente de la température.

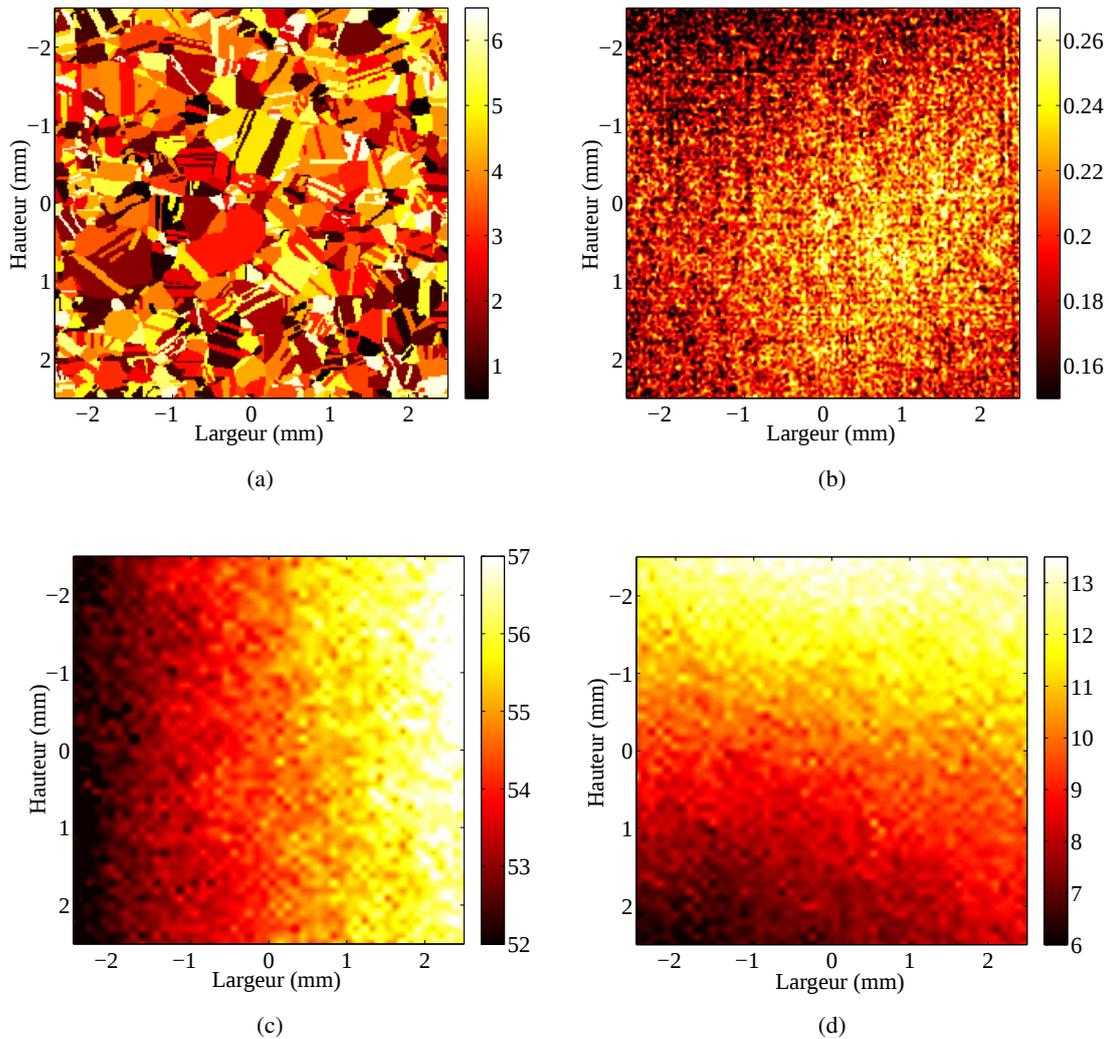


FIGURE 1 – (a) Orientations cristallographiques au sein de la zone d'étude  $5\text{mm} \times 5\text{mm}$  ( $1^{\text{er}}$  angle (rad)), (b) champs de température bruts à 1% de déformation moyenne, (c) déplacement axial  $U$  et (d) transversal  $V$  issus de Correlli Q4 à 0.1% de déformation moyenne

## 2 Traitements numériques

### 2.1 Hypothèses

Les figures 2 (a) et (b) présentent respectivement un champ de déformation axial ( $E_{22}$ ), correspondant à 1% de déformation moyenne, calculé aux différences finies sur la base des données brutes ainsi que le champ du laplacien de la température calculé de la même manière et au même instant. Ce dernier champ intervient directement dans la résolution de l'équation de la chaleur nécessaire à la détermination des sources de chaleur associées aux mécanismes de déformation en vue d'un bilan d'énergie local. Ces deux figures mettent alors en évidence des champs extrêmement bruités qui rendent impossibles une analyse quantitative sans traitements préalables.

Le traitement proposé ici repose sur 4 hypothèses principales :

1. le grain est considéré comme un milieu continu tandis qu'aucune continuité, à la fois, cinématique et thermique n'est supposée au joint de grain. En s'appuyant ainsi sur la microstructure révélée par l'analyse E.B.S.D (cf. figure 1 (a)), les champs cinématique et thermique correspondant à chacun des grains (2001 grains pour cette microstructure) sont donc traités indépendamment des grains voisins.
2. la forme du champ de déformation est supposée bilinéaire au sein de chaque grain ce qui corre-

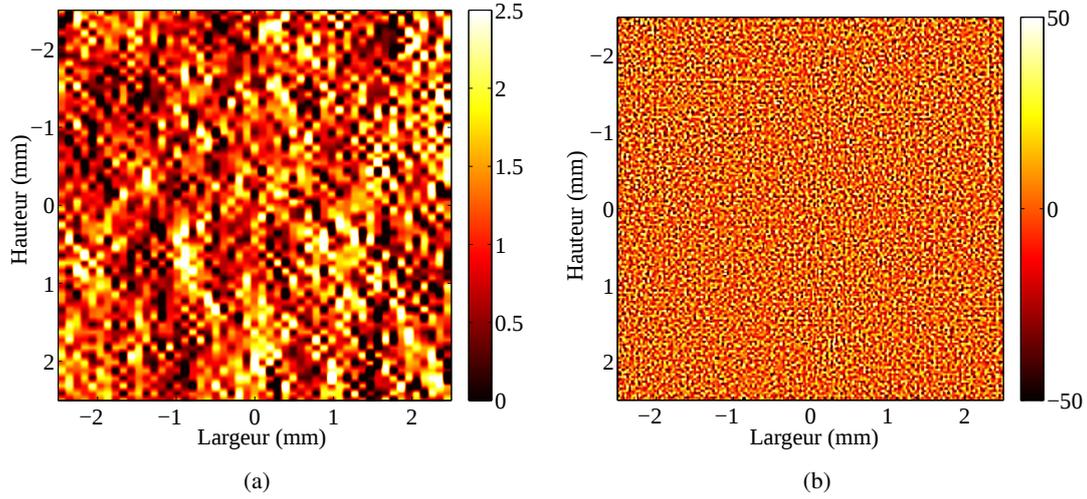


FIGURE 2 – (a) Déformation  $E_{22}$  calculée aux différences finies sur le champ de déplacement brut (b) laplacien de la température calculé aux différences finies sur le champ de temperature brut, à 1% de déformation moyenne

spond à un champ de déplacement granulaire de type quadratique :

$$U_{(X,Y)}^{*g} = A_0^g + A_1^g X + A_2^g Y + A_3^g X^2 + A_4^g Y^2 + A_5^g XY \quad (1)$$

$U_{(X,Y)}^{*g}$  correspond au déplacement du grain  $g$  au pixel de coordonné  $(X,Y)$ , les  $A_i^g$  forment un système de constante granulaire à identifier

- la forme du champ de source de chaleur est supposée uniforme au sein de chaque grain ce qui correspond également à un champ de temperature granulaire de type quadratique. Toute source de chaleur ponctuelle apparaissant au sein d'un grain deviendra, par conduction, rapidement uniforme au sein de celui-ci. Cette hypothèse entraîne donc un léger retard sur la quantification des sources :

$$T_{(X,Y)}^{*g} = A_6^g + A_7^g X + A_8^g Y + A_9^g X^2 + A_{10}^g Y^2 \quad (2)$$

$T^*(X,Y)^g$  correspond à la température du grain  $g$  au pixel de coordonné  $(X,Y)$ .

- enfin chacun des  $A_i^g$  paramètres thermiques est identifié au cours du temps par un polynôme d'ordre 6.

Ces différentes hypothèses conduisent donc à une projection grain à grain de champs cinématique et thermique sur une base de type quadratique en espace et d'ordre 6 en temps. Ceci permet, outre la réduction du bruit, une réduction drastique du volume de données spatio-temporelles (36 données par grain au lieu d'une moyenne de 9375) ainsi que l'obtention d'une forme analytique granulaire des différents champs. Ceci s'avèrera particulièrement intéressant lors de l'application d'opérateurs de dérivation.

## 2.2 Méthode de projection

La projection repose sur la minimisation de l'écart entre les données brutes et les polynômes prédéfinis par la méthode des moindres carrés. La minimisation spatiale est de la forme :

$$A_i^g = \{A_6^g \ A_7^g \ A_8^g \ A_9^g \ A_{10}^g\} \quad (3)$$

$$N_{(X,Y)} = \{1 \ X \ Y \ X^2 \ Y^2\} \quad (4)$$

$$T_{(X,Y)}^{*g} = A_i^g N_{(X,Y)}^T \quad (5)$$

$$\min_{A_i^g} \left\| \sum_X \sum_Y A_i^g N_{(X,Y)}^T - T_{(X,Y)}^g \right\|^2 \quad (6)$$

avec  $T_{(X,Y)}^{*g}$  et  $T_{(X,Y)}^g$  respectivement la fonction recherchée et la température brute au grain  $g$  et  $N_{(X,Y)}^T$  la transposée de la fonction de forme associée à la projection.

### 3 Resultats

#### 3.1 Analyse des champs

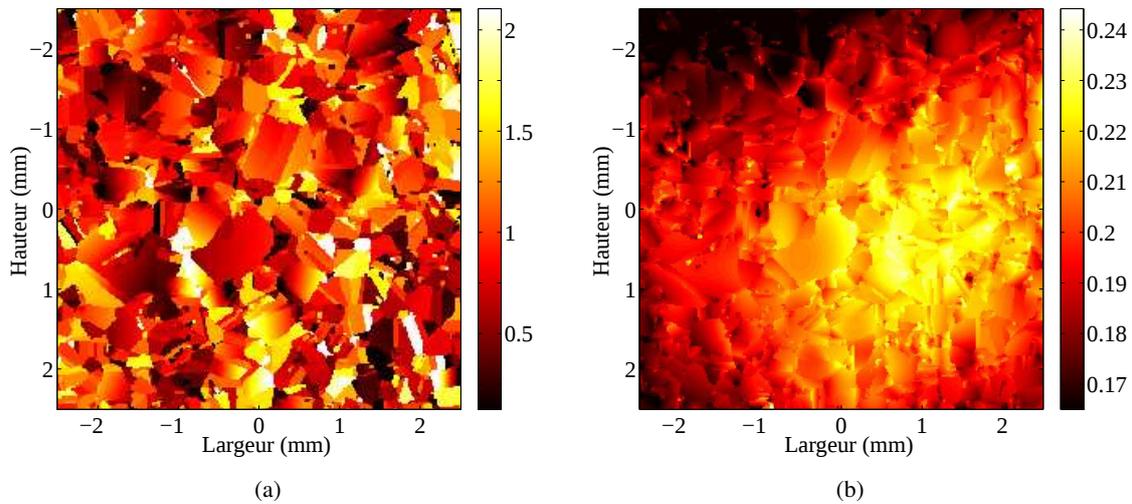


FIGURE 3 – (a) Déformation analytique  $E_{22}$ , (b) champ de température analytique, à 1% de déformation moyenne

Les figures 3 (a) et (b) présentent les champs de déformation et de température analytiques correspondant au même instant que les figures 2 (a) et 1 (b). L'analyse des champs est désormais possible au regard de la microstructure. Nous observons clairement dans le cas présent, la localisation de fort niveaux de déformation au sein de certains grains, ainsi qu'une localisation de la température qui peut désormais être analysée au regard des niveaux de déformation granulaire.

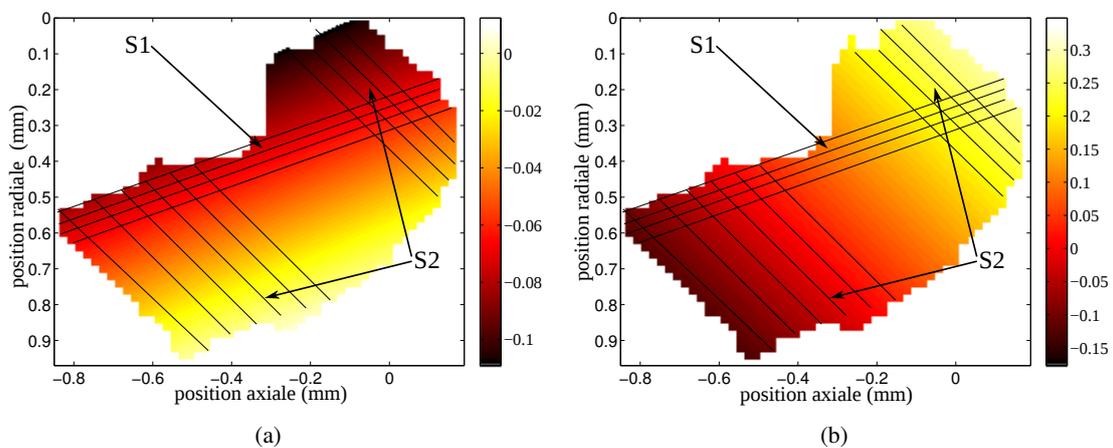


FIGURE 4 – (a) déformation analytique  $E_{12}$  à 0.4% de déformation axiale moyenne, (b) déformation analytique  $E_{12}$  à 2.1% de déformation axiale moyenne

Les figures 4 (a) et (b) présentent le champ de déformation  $E_{12}$  dans l'un des grains de la microstructure (cf. figure 1 (a)) à deux instants de déformation différents. Les lignes tracées sur le grain représentent schématiquement les bandes de glissement plastique qui ont été observées dans ce grain par microscopie optique après essai. Il est clairement possible d'identifier un gradient de déformation de cisaillement selon la direction de glissement  $S_1$  dans le cas d'une déformation axiale moyenne de 0.4% et un gradient de déformation de cisaillement selon la direction de glissement  $S_2$  pour une déformation axiale moyenne de 2.1%. La nature des projections opérées sur les grains nous permet donc clairement de remonter à la cinématique de chaque grain au cours de la déformation de manière cohérente avec les observations microstructurales. Dans la cas présent, l'analyse de l'intégralité du champ de déformation montre alors

que le système  $S_1$  s'active dès 0.1% de déformation axiale moyenne. Entre 0.4% et 2% le glissement est multiple puis  $S_2$  devient largement prépondérant.

### 3.2 Analyse des résidus

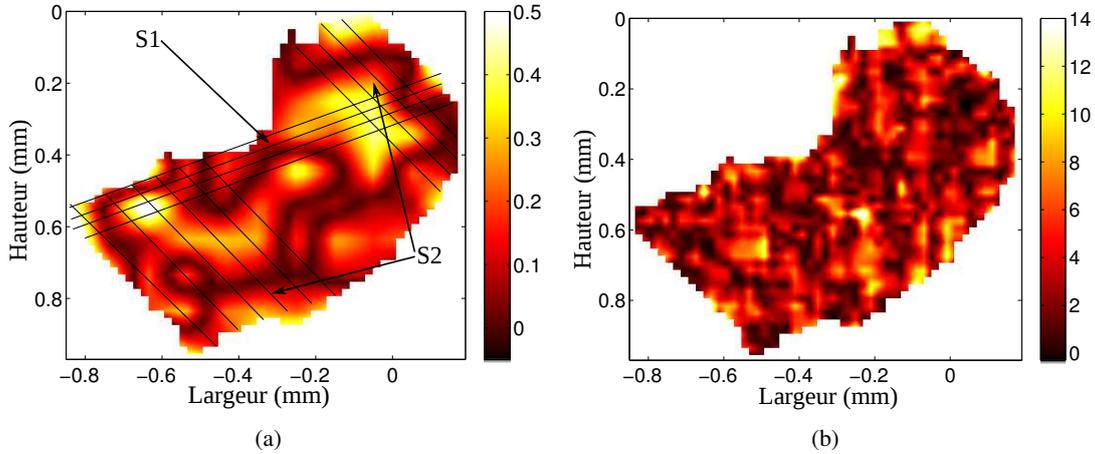


FIGURE 5 – (a) Valeur absolue du résidu de déplacement axiale (%) et du (b) résidu de température (%), à 1% de déformation axiale moyenne

Les figures 5 (a) et (b) présentent le résidu entre les champs de déplacement axial et de température bruts et les champs projetés, correspondant à 1% de déformation axiale moyenne. Ces résidus représentent l'écart des champs expérimentaux aux hypothèses de champs continus et quadratiques par grain. On observe sur le champ de déplacement un résidu compris entre 0 et 0.5% pour un résidu moyen de 0.16% ce qui représente moins d'un micron et on observe sur le champ de température un résidu compris entre 0 et 14% avec une moyenne à 3.7% ce qui représente 8mK. Ces résidus sont donc relativement faibles. Notons que dans le cas du résidu en déplacement présenté sur la figure 5 (a) les deux pics de résidu se situent aux intersections entre les systèmes de glissement  $S_1$  et  $S_2$ . Le résidu thermique représenté sur la figure 5 (b) est, quant à lui, moins évident à analyser puisqu'il rend compte de deux phénomènes : l'hétérogénéité très locale en terme de propriétés thermiques du mouchetis, ainsi que des localisations de température dues à la localisation de sources, notamment au sein des plans de glissement et aux joints de grain. Le mode de projection de champ permet donc aussi de nous éclairer sur les phénomènes de localisation intra et inter granulaire par l'analyse des résidus au regard des précisions de mesures notamment en ce qui concerne l'information thermique.

### 3.3 Sources de chaleur

Comme cela a été précisé en introduction, l'ensemble de ces analyses a pour objectif final la réalisation de bilans d'énergie à l'échelle des grains d'un polycristal. Une première étape dans la réalisation de ces bilans d'énergie est l'écriture du terme source à cette échelle. Suivant les 1<sup>er</sup> et 2<sup>nd</sup> principe de la thermodynamique ainsi que certaines hypothèses (conductivité isotrope, absence de sources de chaleur externes) le terme source correspondant aux différents couplages thermomécaniques, noté ici  $\dot{\Phi}$ , est :

$$\dot{\Phi} = \rho C_v \dot{T} - K \Delta T \quad (7)$$

où  $\rho$  est la masse volumique,  $C_v$  la chaleur spécifique et  $K$  la conductivité thermique. Les hypothèses présent dans le paragraphe 2.1 nous permettent alors d'exprimer la source de chaleur  $\dot{\Phi}$  relative à chaque grain, et cela, tout au long de l'essai.

$$\left\{ \begin{array}{c} \frac{\partial^2 T^{*g}_{(X,Y,t)}}{\partial X^2} \\ \frac{\partial^2 T^{*g}_{(X,Y,t)}}{\partial Y^2} \\ \frac{\partial T^{*g}_{(X,Y,t)}}{\partial t} \end{array} \right\} = \left\{ \begin{array}{c} 2A_9^g(t) \\ 2A_{10}^g(t) \\ \frac{\partial A_i^g_{(X,Y,t)}}{\partial t} N_{(X,Y)}^T \end{array} \right\} \quad (8)$$

L'ensemble des hypothèses nous permettent donc d'obtenir une expression analytique granulaire du terme de source de chaleur. Cependant d'autres hypothèses sont nécessaires à la réalisation d'un bilan d'énergie ; notamment sur la nature du champ de contrainte local. Ces analyses sont en cours de réalisation.

## 4 Conclusion

Cette communication a proposée une méthode d'analyse de champs thermomécaniques expérimentaux obtenus par corrélation d'images numériques et par thermographie infrarouge quantitative au regard de la microstructure d'un polycristal sollicité en traction monotone. Cette méthode rend possible la projection des champs bruts sous réserve d'hypothèses compatibles avec la nature hétérogène du matériau. Il est alors possible d'accéder à un opérateur de dérivation peu sensible au bruit, permettant d'observer les déformations ainsi que les flux thermiques grain à grain. Une analyse couplée de tels champs (déplacements, températures, orientations cristallographiques...) autorise alors une meilleure compréhension des phénomènes physiques, et permettra à terme la réalisation de bilans d'énergie à l'échelle des grains d'un polycristal.

## Références

- [1] H. Louche and A. Chrysochoos. Thermal and dissipative effects accompanying luders band propagation. *Materials Science and Engineering : A*, 307(1-2) :15 – 22, 2001.
- [2] H. Louche and L. Tabourot. Experimental energetic balance associated to the deformation of an aluminum multicrystal and monocrystal sheet. *Mater. Sci. Forum*, 467-470 :1395–1400, 2004.
- [3] H. Louche, P. Vacher, and R. Arrieux. Thermal observations associated with the portevin-le chatelier effect in an al-mg alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 404(1-2) :188 – 196, 2005.
- [4] P. Schlosser, H. Louche, D. Favier, and L. Orgeas. Image processing to estimate the heat sources related to phase transformations during tensile tests of niti tubes. *Strain*, 43 :260 ? 271, 2007.
- [5] L. Bodelot, L. Sabatier, E. Charkaluk, and P. Dufrenoy. Experimental setup for fully coupled kinematic and thermal measurements at the microstructure scale of an aisi 316l steel. *Materials Science and Engineering : A*, 501(1-2) :52 – 60, 2009.
- [6] F. Hild and S. Roux. Correlli Q4 : A Software for "Finite-element" Displacement Field Measurements by Digital Image Correlation, internal report 269. Technical report, LMT Cachan, ENS Cachan, France, 2008.