



HAL
open science

Etude du lien entre champs de déformation et champs de température à l'échelle de la microstructure d'un acier inoxydable 316L.

Eric Charkaluk, Laurence Bodelot, Laurent Sabatier, Philippe Dufrenoy

► **To cite this version:**

Eric Charkaluk, Laurence Bodelot, Laurent Sabatier, Philippe Dufrenoy. Etude du lien entre champs de déformation et champs de température à l'échelle de la microstructure d'un acier inoxydable 316L.. CFM 2009 - 19ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2009, Marseille, France. <hal-03391456>

HAL Id: hal-03391456

<https://hal.science/hal-03391456v1>

Submitted on 21 Oct 2021

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



HAL Authorization

Etude du lien entre champs de déformation et champs de température à l'échelle de la microstructure d'un acier inoxydable 316L

E. CHARKALUK^a, L. BODELOT^{b 1}, L. SABATIER^a, P. DUFRÉNOY^a

a. Laboratoire de Mécanique de Lille - UMR CNRS 8107, boulevard Paul Langevin, 59655 Villeneuve d'Ascq cedex

b. Graduate Aeronautical Laboratories – California Institute of Technology, Pasadena (USA)

Résumé :

Les matériaux métalliques polycristallins sont des agrégats de grains plus ou moins favorablement orientés, par rapport à l'axe de sollicitation, pour le glissement plastique. Lors d'une sollicitation mécanique, cette diversité d'orientations cristallines conduit à une hétérogénéité de la déformation à l'échelle de la microstructure : des déformations plastiques locales peuvent apparaître dans certains grains alors que l'échantillon est macroscopiquement sous chargement élastique. Par ailleurs, cette plasticité locale s'accompagne de l'émergence de marques de glissement en surface du matériau et elle induit une dissipation d'énergie liée aux irréversibilités mécaniques. La description fidèle de ces phénomènes mécaniques et énergétiques, à l'échelle d'apparition de la plasticité et de l'endommagement, ouvre alors la perspective d'identifier des modèles mécaniquement admissibles et énergétiquement fondés. L'objectif de ces travaux est donc de développer les moyens expérimentaux nécessaires à la réalisation de telles analyses mécaniques et énergétiques à l'échelle microstructurale. Pour accéder simultanément aux informations cinématiques et thermiques à l'échelle des grains d'un polycristal, des mesures de champs de température par thermographie infrarouge et de champs de déformation par corrélation d'images numériques sont donc mises en œuvre au sein d'un dispositif original de couplage des deux techniques. Ce dispositif permet alors une étude simultanée des champs de température et de déformation d'un acier inoxydable austénitique 316L sous sollicitations uniaxiales monotones.

Abstract :

Polycrystalline metallic materials are made of an aggregate of grains more or less well-oriented, with respect to the loading axis, for plastic gliding. Under mechanical loading, this diversity of crystalline orientations leads to a heterogeneous deformation at the microstructure scale : local plastic strains can arise within some grains whereas the sample is under macroscopic elastic loading. Besides, local plasticity triggers the appearance of slip marks at the surface of the material along with a thermal dissipation linked to mechanical irreversibilities. An exact description of these mechanical and energy phenomena, at the scale where plasticity and damage take place, bring forth the outlook for identification of mechanically admissible models in good agreement with energy considerations. The aim of this study is thus to develop experimental means necessary to be able to realize such mechanical and energy analyses at the microstructure scale. In order to get simultaneous kinematic and thermal data at the the polycrystal grains scale, temperature fields are grabbed by infrared thermography and strain fields by digital image correlation within an original experimental coupling device. Thanks to this experimental set-up, temperature and strain fields have been studied simultaneously during monotonic loadings on a 316L austenitic stainless steel.

Mots clés : thermographie infrarouge, corrélation d'images numériques, mesures de champs, échelle microstructurale, matériaux métalliques polycristallins

1 Introduction

Depuis les travaux pionniers de Farren et Taylor [1], il est connu que lorsqu'un métal est déformé plastiquement, l'essentiel du travail plastique est converti en chaleur. Le reste est bloqué dans le matériau et correspond aux évolutions de l'état microstructural, en particulier à l'évolution des structures de dislocations et de leur densité. Afin de savoir s'il est possible de relier la quantité d'énergie bloquée aux mécanismes de localisation et d'endommagement, de nombreux auteurs ont cherché à mesurer cette quantité, qui est une variable interne au sens de la thermodynamique, en réalisant des bilans d'énergie à l'échelle de toute une éprouvette [1] ou à une échelle inférieure en mesurant des champs cinématiques et thermiques [2].

¹auparavant au Laboratoire de Mécanique de Lille

Cependant, les matériaux métalliques polycristallins sont des agrégats de grains plus ou moins favorablement orientés, par rapport à l'axe de sollicitation, pour le glissement plastique. Lors d'une sollicitation mécanique, cette diversité d'orientations cristallines conduit à une hétérogénéité de la déformation à l'échelle de la microstructure : des déformations plastiques locales peuvent apparaître dans certains grains alors que l'échantillon est macroscopiquement sous chargement élastique. Par ailleurs, cette plasticité locale s'accompagne de l'émergence de marques de glissement en surface du matériau et elle induit une dissipation d'énergie liée aux irréversibilités mécaniques qui peut donc être totalement différente d'un grain à un autre.

L'objectif de ces travaux est donc de développer les moyens expérimentaux nécessaires à la réalisation de telles analyses mécaniques et énergétiques à l'échelle microstructurale. Pour accéder simultanément aux informations cinématiques et thermiques à l'échelle la plus fine possible actuellement, celle des grains d'un polycristal, des mesures de champs de température par thermographie infrarouge et de champs de déformation par corrélation d'images numériques sont donc mises en œuvre au sein d'un dispositif original de couplage des deux techniques, reposant, entre autres, sur l'utilisation d'un miroir dichroïque à l'origine de ce couplage, d'un revêtement spécifique compatible avec la corrélation d'images numériques et la thermographie infrarouge et enfin sur l'utilisation d'objectifs permettant d'accéder à cette échelle. Ce dispositif est utilisé ici pour l'étude simultanée des champs de température et de déformation d'un acier inoxydable austénitique 316L hypereffort sous sollicitation uniaxiale monotone [3, 4].

2 Dispositif expérimental

2.1 Mesures cinématiques et thermiques

Les déplacements de l'éprouvette sont filmés en cours d'essai grâce à une caméra optique CCD Jai CV-M4+ de 1368×1024 pixels, sensible aux longueurs d'ondes visibles de $0,38$ à $1 \mu m$. Elle est utilisée avec un objectif Tamron (23FM50SP) et deux bagues allonges permettant d'atteindre une résolution géométrique de $6,5 \mu m/pixel$, ce qui correspond à une zone observable de $8,9 \times 6,7 mm^2$. Les champs de déplacement et de déformation de la zone filmée sont obtenus par corrélation d'images numériques grâce au logiciel Correli développé par le LMT-Cachan [5] et utilise pour la corrélation une taille de ZOI (Zone Of Interest) de 16×16 pixels qui conduit à une résolution spatiale de mesure de $104 \times 104 \mu m^2$.

Les champs thermiques de l'éprouvette sont relevés à l'aide d'une caméra infrarouge Cedip Jade III à matrice de détecteurs InSb à plan focal de 320×240 pixels, mesurant dans le domaine des longueurs d'ondes de 3 à $5 \mu m$ et pour laquelle la précision annoncée est de $0,02^\circ C$ à $20^\circ C$. Cette caméra est équipée de l'objectif Cedip G1 à fort grossissement permettant d'atteindre une résolution géométrique de $30 \mu m/pixel$, ce qui correspond à une zone observable de $9,6 \times 7,2 mm^2$. Un ensemble de logiciels associé à la caméra permet de la piloter, d'enregistrer les données. Le traitement des données est ensuite effectué sous Matlab, permettant ainsi de travailler avec un étalonnage pixel par pixel de la caméra infrarouge.

2.2 Principe du couplage

Les essais ayant pour objet de relever simultanément les champs cinématiques et thermiques d'une éprouvette à l'échelle de la microstructure, il n'est pas envisageable d'effectuer la mesure thermique sur une face et la mesure des champs de déformations sur l'autre face de l'éprouvette. Ceci est la première contrainte. Il faut observer la même face au même instant. Pour parvenir à cette observation de la même zone, un "filtre-miroir" est placé à 45 degrés devant l'éprouvette comme l'indique la figure 1. Ce dernier agit comme un filtre car il laisse passer le rayonnement infrarouge en direction de la caméra thermique située en face de l'échantillon et comme un miroir en réfléchissant le reste des longueurs d'ondes privées de l'infrarouge vers la caméra optique. L'ensemble du dispositif est présenté sur la figure 2. Une seconde contrainte concerne l'obtention d'un revêtement à appliquer sur l'échantillon. En effet, pour effectuer la corrélation à partir des images optiques, une surface contrastée couvrant une large gamme de niveaux de gris est nécessaire. Elle est généralement obtenue grâce à un mouchetis de peintures noire et blanche. En revanche, la mesure thermique nécessite une surface de haute émissivité (c'est-à-dire sombre) et uniforme, classiquement obtenue grâce à de la peinture noire mate. Ainsi, les revêtements nécessaires pour chacune des deux techniques semblent incompatibles, au moins à l'échelle macroscopique. Pour résoudre ce problème, nous avons mis en œuvre une technique d'application d'un revêtement de texture "poudrée" ayant une bonne tenue sous sollicitation, et qui, à l'échelle d'observation, convient pour les deux techniques de mesure, comme l'indique la figure 3. L'émissivité de ce revêtement a été caractérisée et sa valeur moyenne est estimée à $0,927$ avec un écart-type de $0,009$. Les caractéristiques du matériau d'étude jouent également un rôle important dans la mise en place de ces essais, en particulier pour l'observation des dissipations de chaleur à l'échelle des grains. Nous optons premièrement, pour un acier monophasé afin d'avoir un comportement globalement comparable d'un grain à l'autre de la zone utile. La diffusivité du matériau doit, de plus, être la plus faible possible afin que la chaleur générée dans un grain ne soit pas trop vite dissipée par conduction et puisse être captée par la caméra thermique. Afin de tenir compte des résolutions des caméras, les grains doivent également être suffisamment grands pour couvrir plusieurs pixels, ce qui conduit à une taille de grains de l'ordre de $100 \mu m$. Le choix finalement retenu est un acier inoxydable 316L, d'une diffusivité thermique de $\alpha = 0,4.10^5 m^2 s^{-1}$ auquel on fait subir un traitement

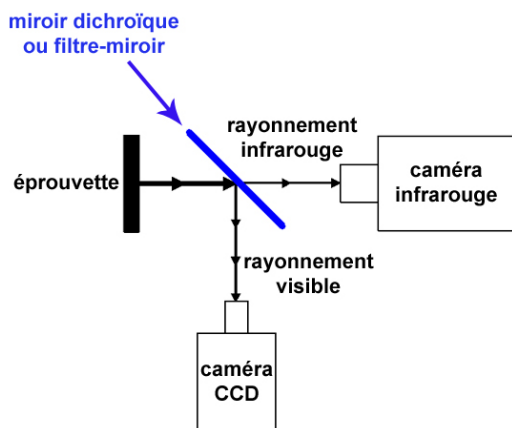


FIG. 1 – Principe du montage expérimental développé et intérêt du miroir dichroïque.

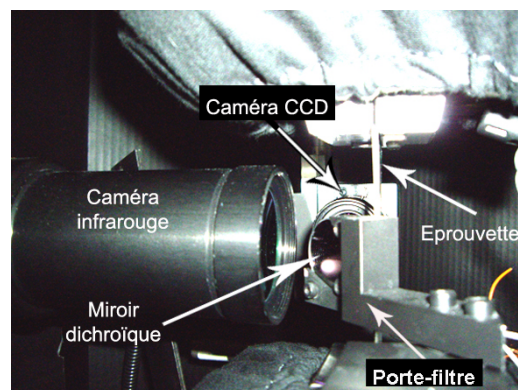


FIG. 2 – Photo du montage expérimental développé.

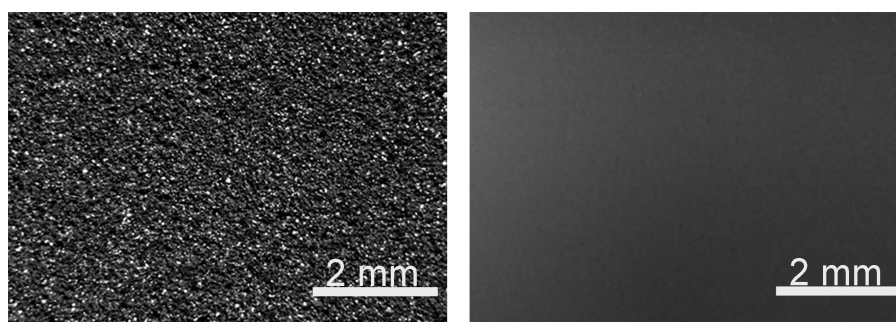


FIG. 3 – Revêtement développé pour les mesures couplées observé, à gauche par la caméra CCD équipée de l'objectif Tamron et des deux bagues allonges, à droite par la caméra infrarouge équipé du G1.

thermique à 1200 degrés pendant 2h suivi d'une trempe à l'eau permettant ainsi d'atteindre une taille moyenne de grain de l'ordre de $130 \mu m$, comme le montre la figure 6. Enfin, des éprouvettes plates et fines sont choisies et leur géométrie correspond à la figure 4. Les éprouvettes brutes sont prélevées dans une plaque laminée, dans le sens de laminage. Après l'hypertrempe, elles sont polies jusqu'à $1 \mu m$ sur la face avant d'observation et jusqu'au papier 4000 sur les tranches et la face arrière. Cette étape de polissage est nécessaire pour retirer la couche d'oxydes apparue lors du traitement thermique. Par ailleurs, le matériau est poli jusqu'à l'état de miroir afin d'obtenir une surface exempte de toutes marques de telle sorte que les mécanismes de déformation émergeant en surface puissent être observables.

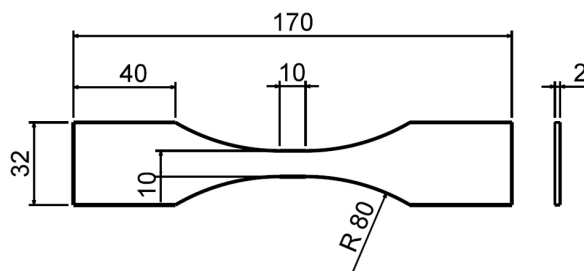


FIG. 4 – Schéma des éprouvettes et dimensions finales (en mm) après polissage.

3 Résultats obtenus lors d'une traction monotone

3.1 Essai réalisé et résultats moyennés

La machine d'essai utilisée est une machine électro-mécanique Instron 4508. Elle permet de réaliser des essais de traction monotone, jusqu'à une charge de 300 kN sur une plage de vitesses de 0,5 à 100 mm/min. Un essai de traction monotone a été réalisé à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 5.10^{-3} s^{-1}$. Le pilotage de la machine a été effectué en déplacement et l'évolution de la contrainte nominale dans l'éprouvette peut être observée sur

la figure 5. Les champs d'évolution de température depuis l'instant initial ainsi que les champs de déformation dans la direction de sollicitation sont d'abord moyennés sur une zone centrale commune de $5 \times 5 \text{ mm}^2$ et tracés au cours du temps, en même temps que l'évolution de la contrainte nominale appliquée à l'échantillon, sur la figure 5. Au début de l'essai, les résultats des évolutions thermiques moyennés sur la zone centrale

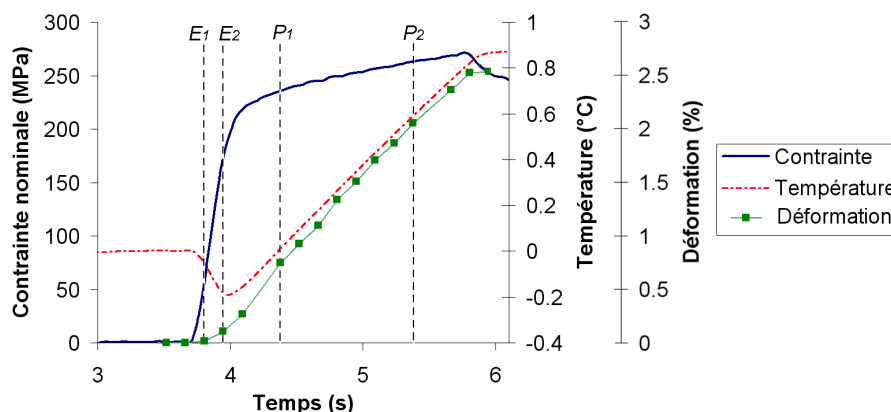


FIG. 5 – Evolutions temporelles, durant la traction monotone, de la contrainte nominale, des champs d'évolution de température depuis l'instant initial et de déformation dans la direction de la sollicitation, moyennés sur une zone centrale d'étude de $5 \times 5 \text{ mm}^2$.

d'étude mettent en évidence l'effet du couplage thermoélastique. Cet effet provoque une diminution de la température de l'échantillon lorsqu'il est soumis à une traction élastique et, inversement, une augmentation de sa température lorsqu'il est soumis à une compression élastique. En particulier, dans le cas de ces essais de traction monotone, une diminution linéaire de la température est observée pendant la partie élastique de la traction. En fin de phase élastique, alors que l'écrouissage débute, la température change progressivement de pente puis augmente tout au long de la phase plastique, soulignant ainsi le caractère dissipatif des mécanismes liés à l'écrouissage et à la plasticité. Enfin, à l'arrêt de la sollicitation, la température cesse d'augmenter, laissant place à un retour à l'équilibre.

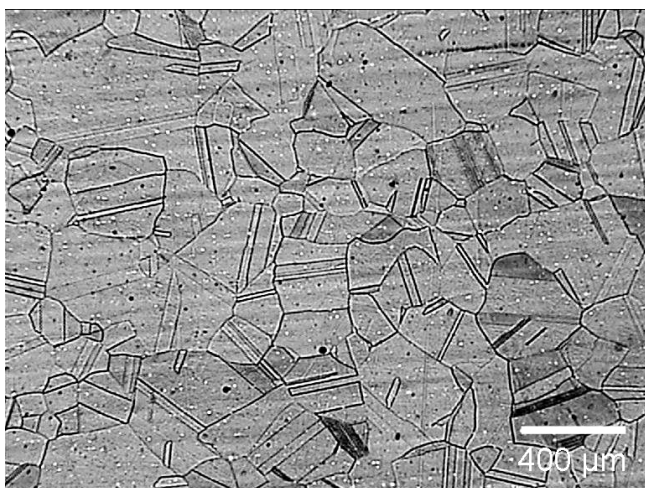


FIG. 6 – Exemple de microstructure obtenue après un traitement thermique de 2h à 1200°C suivi d'une trempe à l'eau. La taille moyenne des grains est de $130 \mu\text{m}$, avec prise en compte des macles.

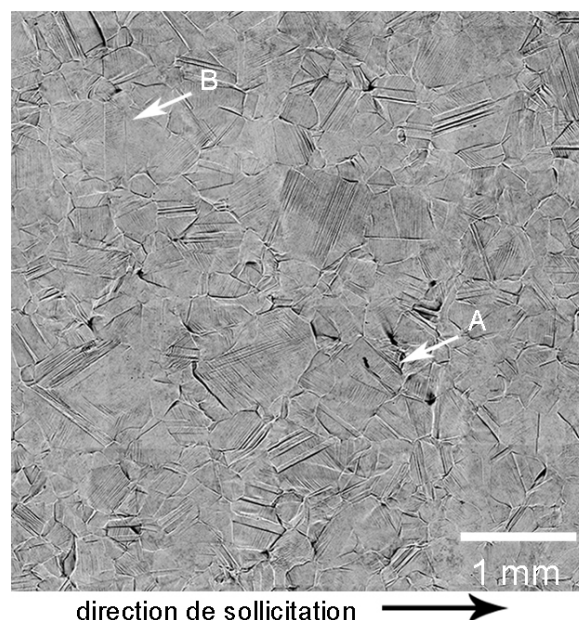


FIG. 7 – Microstructure après déformation ramené à la zone centrale d'étude de $5 \times 5 \text{ mm}^2$. Les points A et B sont étudiés plus en détails sur la figure 10.

3.2 Etude des champs cinématiques et thermiques

Après l'essai, le revêtement a été enlevé en plongeant les éprouvettes dans un bain d'alcool, puis d'acétone aux ultrasons. L'éprouvette est ensuite directement observée au microscope optique et la micrographie obtenue est présentée sur la figure 7. Les champs de température et de déformation peuvent alors être analysés par rapport à cette microstructure finale. Concernant les champs de déformation, les calculs de corrélation sont effectués avec Correli^{LMT} pour une ZOI de 16×16 pixels. Une fois les champs de déplacement obtenus, les champs de déformation sont obtenus par dérivation. La superposition de ces champs sur la microstructure observée en fin d'essai, correspondant à la figure 8, met en évidence que les zones soumises aux hauts niveaux de déformation correspondent aux grains qui présentent des traces de glissement importantes et nettement visibles. En particulier, les déformations les plus élevées se trouvent soit sur des zones où les joints de grains sont très fortement marqués et donc où une rotation de réseau a eu lieu, soit sur des macles. Les zones présentant de plus faibles niveaux de déformation correspondent, quant à elles, à des grains peu marqués par les lignes de glissement. L'existence d'une relation entre la microstructure après déformation et le champ de déformation à un instant de plasticité avancée est due au fait que ce champ de déformation reflète l'histoire de la déformation de l'échantillon. Le champ de déformation dans la direction de sollicitation à un instant donné correspond à la somme des incréments de déformation subis par l'échantillon au cours de la sollicitation, et il en est de même pour la microstructure. Le même principe de superposition est maintenant appliqué au champ d'évolution de température. Le lien entre la présence de traces de glissement marquées et une dissipation thermique plus élevée est difficile à établir de façon systématique sur la figure 9. Certaines zones présentant des lignes de glissement correspondent à une élévation de température plus importante, mais cela n'est pas vrai pour toutes les zones présentant des lignes de glissement, contrairement au champ de déformation au même instant. En effet, si la microstructure et les champs de déformation sont à chaque instant le reflet de l'histoire de la déformation de l'échantillon, les champs des évolutions de température sont affectés par le phénomène de diffusion thermique au sein du matériau, d'où la difficulté d'établir un lien entre les champs thermiques et la microstructure ou les champs de déformation. Si la zone dont l'élévation de température est la plus élevée est, certes, diffuse, elle correspond cependant à celle où les traces de glissement sont les plus nombreuses. Pour mettre en évidence de manière plus claire le lien entre dissipation et activation de la plasticité, on se propose d'étudier les évolutions thermiques temporelles de zones ayant subi des niveaux de déformation très différents.

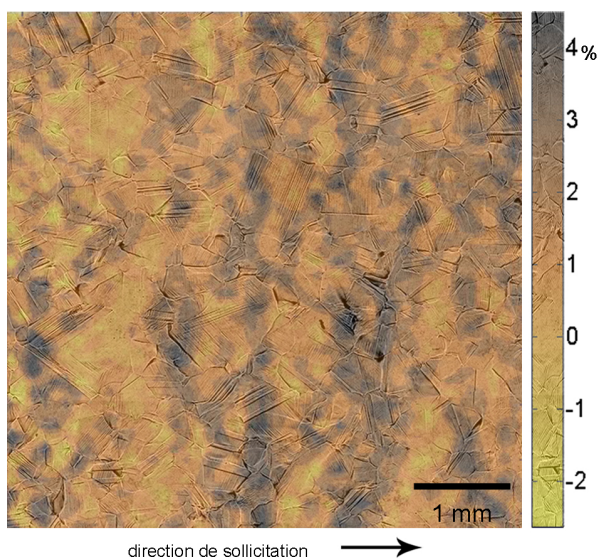


FIG. 8 – Champ de déformation dans la direction de sollicitation en fin de phase plastique, superposé à la microstructure de la figure 7.

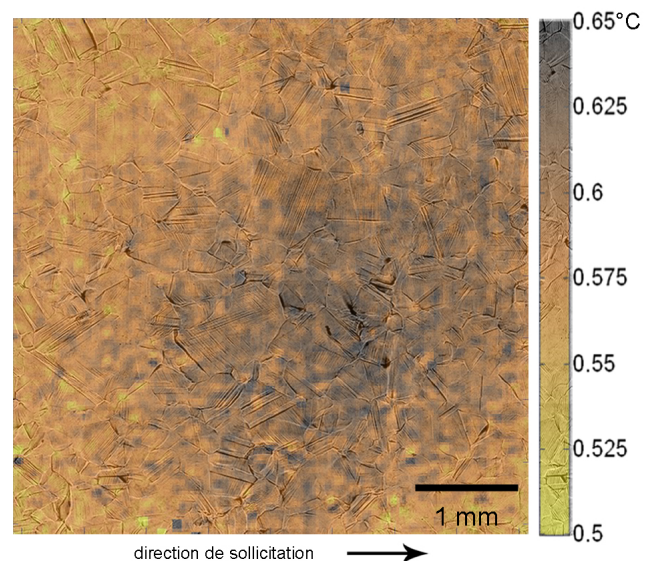


FIG. 9 – Champ d'évolution de température depuis l'instant initial en fin de phase plastique, superposé à la microstructure de la figure 7.

3.3 Analyse temporelle

Deux points nommés A et B (cf. figure 7) sont choisis dans des zones qui présentent à l'instant P2 (cf. figure 5) des déformations respectivement élevées et faibles. Les évolutions temporelles de déformation et de variation de température depuis l'état initial pour ces points A et B sont tracées sur la figure 10. Le point A qui présente tout au long de la sollicitation des niveaux de déformation élevés, se situe dans une zone où la plasticité a été très intense, localisé dans un plus petit grain où les lignes de glissement sont très marquées. Au contraire, le point B qui se déforme beaucoup moins lors de la traction, se situe dans une zone où la plasticité a été beaucoup plus faible. Du point de vue thermique, les deux points ont un refroidissement très comparable durant la phase de

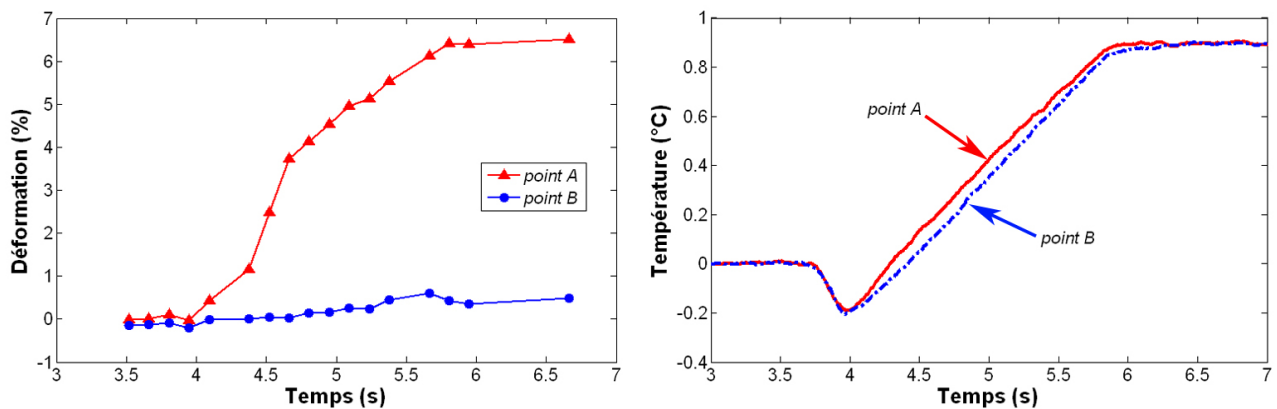


FIG. 10 – Evolutions des déformations et températures de deux points de la zone étudiée, l'un fortement (A), l'autre, faiblement (B) déformés.

traction élastique, phase pour laquelle les niveaux de déformation sont également très proches. Puis, lorsque la température augmente, ce qui marque le début de la phase dissipative, les comportements thermiques des points A et B divergent. Le point A présente en effet des élévations de température plus importantes que celles du point B. L'étude temporelle de ces deux points confirme ainsi l'hétérogénéité des comportements cinématiques et thermiques au sein des grains du polycristal. Ces hétérogénéités des valeurs de déformation se retrouvent logiquement de façon tout aussi marquée sur la microstructure. En revanche, si les comportements thermiques diffèrent d'un grain à l'autre, les écarts relevés sont bien moins nets, signe que la diffusion thermique joue un rôle très important qui homogénéise les gradients.

4 Conclusion

Cette étude a permis de démontrer que, par l'intermédiaire du dispositif expérimental original présenté ici, il est possible de réaliser des mesures couplées simultanées, et sur la même zone, de champs cinématiques et thermiques à l'échelle des grains d'un matériau métallique. Les résultats expérimentaux obtenus mettent en évidence l'origine microstructurale de l'apparition de la plasticité, ainsi que son caractère hétérogène d'un grain à l'autre, mais aussi au sein d'un même grain. Un lien direct a été établi entre l'émergence des traces de glissement en surface du matériau sollicité en traction monotone et les champs de déformation dans la direction de sollicitation, qui portent l'histoire de la déformation de l'échantillon. Les champs d'évolution thermique depuis l'état initial sont, quant à eux, soumis à une diffusion rapide au sein de l'échantillon, malgré les précautions prises quant aux propriétés thermiques du matériau d'étude. Ceci confirme donc l'intérêt de remonter aux termes sources de chaleur, comme l'ont proposé par exemple Chrysochoos et al. [2]. Cependant, nous avons pu constater un lien entre des niveaux de déformation importants et une élévation de température plus marquée, soulignant ainsi l'origine microstructurale des couplages thermomécaniques.

Références

- [1] Farren W. S. and Taylor G. I. The heat developed during plastic extension of metals. Proc. Royal Soc. A, 107, 422–451, 1925.
- [2] Chrysochoos A. and Louche H. An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. Int. J. Engng. Science, 38, 1759–1788, 2000.
- [3] Bodelot L. Etude couplée des champs cinématiques et thermiques à l'échelle de la microstructure des matériaux métalliques. Thèse de doctorat, spécialité : Mécanique, Université de Lille 1, 2008.
- [4] Bodelot L., Sabatier L., Charkaluk E., and Dufrénoy P. Experimental set up for fully-coupled kinematic and thermal measurements at the microstructure scale of an AISI 316L steel. Mat. Sci. Eng. A, 501, 52–60, 2009.
- [5] Hild F. Correli^{LMT} : a software for displacement field measurements by digital image correlation. Technical report, 2002. Rapport interne LMT.