



HAL
open science

Identification de paramètres d'une loi de plasticité cristalline à partir de mesures cinématiques dans les polycristaux d'acier 316L(N)

Adrien Guery, François Hild, Félix Latourte, Stéphane Roux

► To cite this version:

Adrien Guery, François Hild, Félix Latourte, Stéphane Roux. Identification de paramètres d'une loi de plasticité cristalline à partir de mesures cinématiques dans les polycristaux d'acier 316L(N). 11e Colloque National en Calcul des Structures, May 2013, France. 7pp. hal-00859197

HAL Id: hal-00859197

<https://hal.science/hal-00859197>

Submitted on 6 Sep 2013

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.

Identification de paramètres d'une loi de plasticité cristalline à partir de mesures cinématiques dans les polycristaux d'acier 316L(N)

Adrien GUERY ^{1,2 *}, François HILD ¹, Félix LATOURTE ², Stéphane ROUX ¹

¹ LMT-Cachan, ENS Cachan / CNRS / UPMC / PRES UniverSud Paris, {adrien.guery,francois.hild,stephane.roux}@lmt.ens-cachan.fr

² EDF R&D, Matériaux et Mécanique des Composants, Site des Renardières, felix.latourte@edf.fr

* Auteur correspondant

Résumé — A partir d'essais de traction sur une éprouvette d'acier inoxydable 316L(N) réalisés *in-situ* dans un Microscope Electronique à Balayage (MEB), les champs de déplacement sont mesurés par corrélation d'images numériques sur un maillage non-structuré qui s'appuie sur la microstructure du matériau. Avec ce *même* maillage, des simulations de cet essai sont ensuite réalisées avec une loi de plasticité cristalline pour permettre l'identification, par une approche inverse, des paramètres constitutifs.

Mots clés — Plasticité cristalline, corrélation d'images numériques, imagerie MEB, identification

1 Introduction

L'acier austénitique 316L(N) est utilisé dans les composants internes des Réacteurs à Eau Pressurisée (REP), ce qui motive d'améliorer la connaissance de son comportement mécanique. Or si des lois de plasticité cristalline permettent une description fine de la déformation intragranulaire en considérant l'activité des systèmes de glissement du matériau, l'identification des paramètres constitutifs reste délicate. Cette étude vise à proposer une méthodologie d'identification sur la base d'essais mécaniques réalisés *in-situ* dans un MEB. L'intérêt sera porté en particulier sur la loi de plasticité cristalline proposée par Méric *et al.* [5], qui a déjà été validée à l'échelle macroscopique par homogénéisation pour les matériaux austénitiques [3].

A partir d'images MEB de l'éprouvette au cours d'un essai *in-situ*, la Corrélation d'Images Numériques (CIN) permet de réaliser des mesures cinématiques spatialement denses et captant les hétérogénéités de la réponse mécanique, pour permettre une identification des paramètres du modèle par une approche inverse. La comparaison entre ces mesures expérimentales et un calcul par éléments finis requiert une connaissance de la microstructure expérimentale. Pour cela, une acquisition par diffraction des électrons rétro-diffusés (ou *Electron Back-Scattered Diffraction*, EBSD) est réalisée afin de déterminer la microstructure à la surface de l'éprouvette ainsi que les orientations cristallographiques.

2 Mesures cinématiques dans un polycristal par corrélation d'images numériques

Pour accéder à des valeurs expérimentales de champs cinématiques dans un polycristal, une série d'images MEB a été acquise en électrons rétro-diffusés au cours d'un essai de traction *in-situ*. Par EBSD, la morphologie et l'orientation des grains sont caractérisés et permettent de définir un maillage non structuré, adapté à la microstructure (éléments T3, de 20 pixels soit 5 μm environ de côté), présenté en figure 1(a). La taille du domaine d'étude est 400 μm , soit environ 1500 pixels.

Les mesures de champs par CIN requièrent une texture en niveaux de gris avec une large dynamique et des variations locales du contraste. La texture naturelle de l'acier 316L(N) n'étant pas satisfaisante, une technique de dépôt de mouchetis en or pour l'imagerie MEB a été développée pour cette étude, basée sur la gravure par micro-lithographie [1]. La figure 1(b) illustre le mouchetis ainsi obtenu.

Le champ de déplacement est mesuré entre deux images consécutives par une méthode globale de CIN [4, 7]. La minimisation de l'écart entre les niveaux de gris d'une image de référence f et d'une image déformée g conduit à la résolution du système écrit sous forme matricielle :

$$[\mathbf{M}]\{\mathbf{u}\} = \{\mathbf{b}\} \quad (1)$$

où $\{\mathbf{u}\}$ est le vecteur des inconnues, c'est-à-dire les déplacements aux nœuds du maillage. La matrice $[\mathbf{M}]$ et le vecteur $\{\mathbf{b}\}$ sont des quantités calculées à partir des niveaux de gris des deux images et des fonctions de forme des éléments finis ψ_n :

$$M_{i,j} = \int_{ROI} (\psi_i(\mathbf{x}) \cdot \nabla f(\mathbf{x})) (\psi_j(\mathbf{x}) \cdot \nabla f(\mathbf{x})) d\mathbf{x} \quad (2)$$

$$b_i = \int_{ROI} (f - \tilde{g})(\mathbf{x}) (\psi_i(\mathbf{x}) \cdot \nabla f(\mathbf{x})) d\mathbf{x} \quad (3)$$

où \tilde{g} correspond à l'image dans la configuration déformée corrigée du déplacement mesuré.

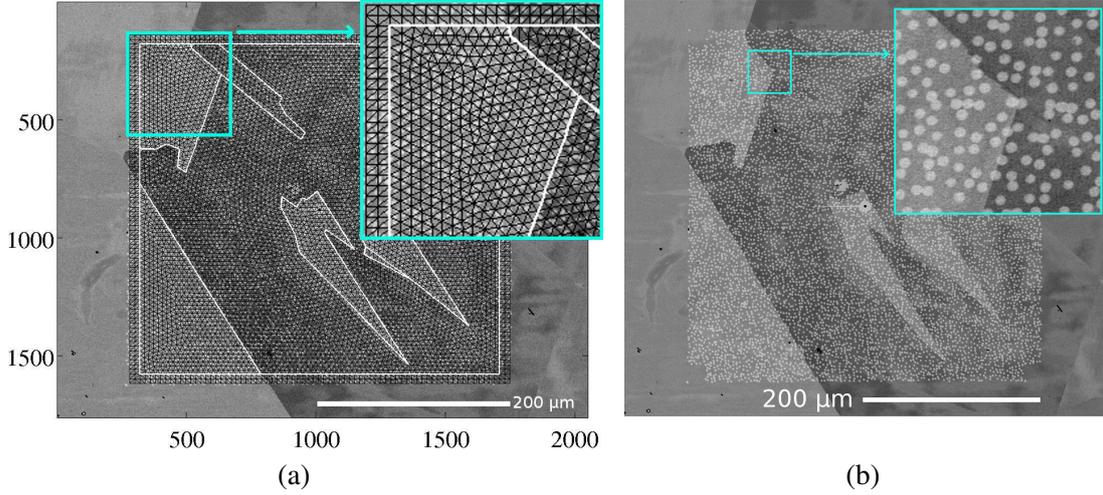


Fig. 1 – Maillage non-structuré utilisé pour la CIN et adapté à la microstructure mise en évidence (a), et image du mouchetis d'or déposé sur l'éprouvette de traction *in-situ* (b)

3 Simulation d'un agrégat polycristallin

Une simulation de l'expérience est réalisée en s'appuyant sur l'orientation et la géométrie des grains suivant le *même* maillage que la CIN, extrudé sur un élément de profondeur pour un calcul 3D. La loi de plasticité cristalline utilisée dans cette étude est celle proposée par Méric *et al.* [5]. Elle est régie par les relations d'écroutissage isotrope (4), cinématique (5) et d'écoulement viscoplastique (6, 7) définies pour chaque système de glissement s des 12 systèmes de la famille octaédrique :

$$R_s = R_0 + q \left(\sum_{r=1}^{12} h_{sr} (1 - e^{-b p_r}) \right) \quad (4)$$

$$\dot{\alpha}_s = \dot{\gamma}_s - d \alpha_s \dot{p}_s \quad (5)$$

$$\dot{\gamma}_s = \dot{p}_s \frac{\tau_s - c \alpha_s}{|\tau_s - c \alpha_s|} \quad (6)$$

$$\dot{p}_s = \left\langle \frac{|\tau_s - c \alpha_s| - R_s(p_s)}{k} \right\rangle^n \quad (7)$$

Les paramètres R_0 , q , b , d , c , k , n à identifier, et les 6 coefficients h_{sr} constituant la matrice d'interaction entre systèmes de glissement, sont initialement fixés aux valeurs identifiées par homogénéisation à l'échelle macroscopique [3].

Des conditions aux limites expérimentales mesurées par CIN sont appliquées avec leur évolution temporelle. Les figures 2(a) et 2(b) représentent respectivement les champs de déplacement et de déformation selon la direction de traction ainsi calculés.

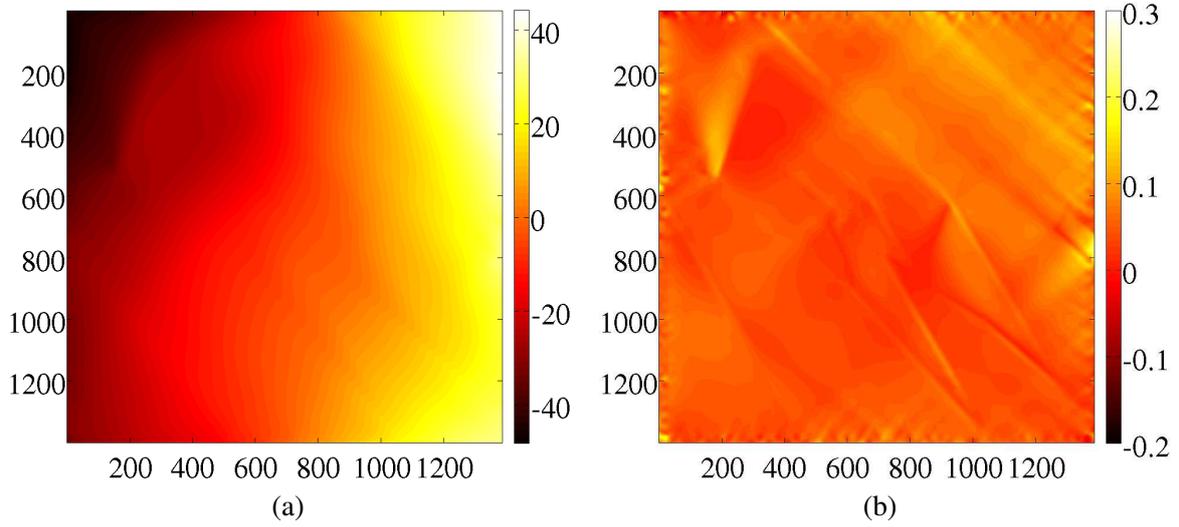


Fig. 2 – Champ de déplacement longitudinal en pixels (a) et champ de déformation longitudinal (b) obtenus par simulation par éléments finis pour une déformation macroscopique de 5% et avec un jeu initial de paramètres du modèle. La direction de traction est l'axe horizontal sur ces figures. La taille physique d'un pixel est $0.26 \mu\text{m}$

4 Identification par recalage du modèle éléments finis

Les figures 3(a) et 3(b) illustrent respectivement la différence entre les champs calculés et mesurés du déplacement et de la déformation selon la direction de traction, avec un jeu initial de paramètres de la loi de plasticité cristalline.

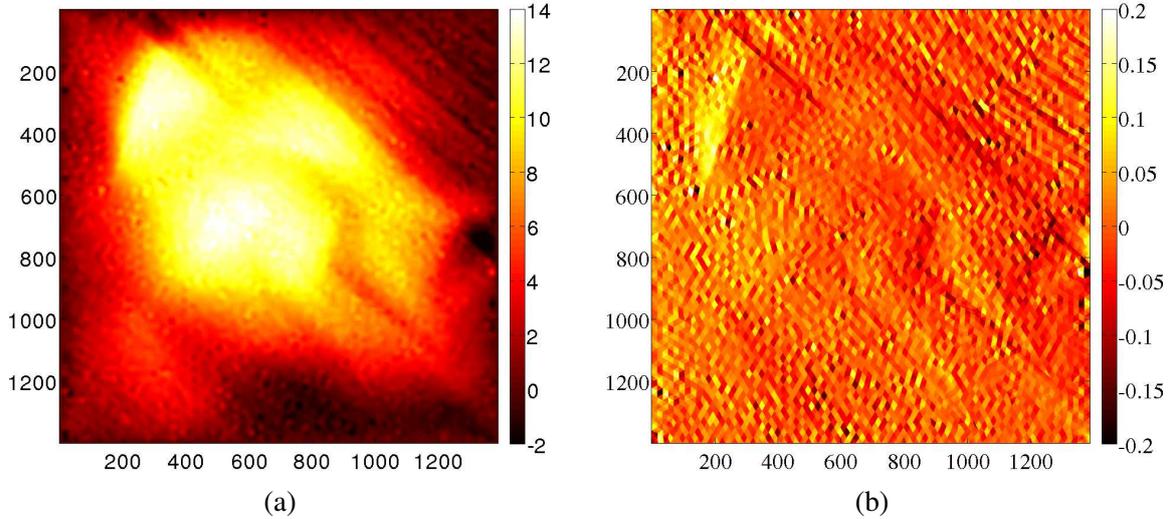


Fig. 3 – Différence entre le champ calculé et le champ mesuré du déplacement longitudinal en pixels (a) et de la déformation longitudinale (b) obtenus pour une déformation macroscopique de 5% et avec un jeu initial de paramètres à identifier. La taille physique d'un pixel est $0.26 \mu\text{m}$

La méthode inverse utilisée pour minimiser ces écarts et identifier un jeu de paramètres \mathbf{p} est un recalage du modèle éléments finis, déjà utilisé par Meuwissen *et al.* [6] en plasticité. Il s'agit de résoudre la minimisation d'une fonctionnelle de moindres carrés pondérés :

$$S(\mathbf{p}) = \{\mathbf{u}^{calc}(\mathbf{p}) - \mathbf{u}^{exp}\}^T [\mathbf{M}_{pond}] \{\mathbf{u}^{calc}(\mathbf{p}) - \mathbf{u}^{exp}\} \quad (8)$$

Les données du recalage sont les champs de déplacement (i.e., les valeurs nodales car la discrétisation est identique) pour tous les pas de temps calculés $\mathbf{u}^{calc}(\mathbf{p})$ et mesurés \mathbf{u}^{exp} . La matrice $[\mathbf{M}_{pond}]$ est une matrice diagonale par bloc, avec autant de blocs que de pas de temps, où chaque bloc est la matrice $[\mathbf{M}]$

de la CIN (2). Cette matrice est proportionnelle à l'inverse de la matrice de covariance du champ de déplacement mesuré [2] :

$$[\mathbf{Cov}_u] = 2\sigma^2[\mathbf{M}]^{-1} \quad (9)$$

où σ^2 est la variance du bruit de chaque image MEB. Une pondération est ainsi réalisée en considérant l'incertitude de mesure à chaque degré de liberté et leur connectivité. La matrice $[\mathbf{M}_{pond}]$ est adimensionnée en divisant par la dynamique au carré des images MEB (codées sur 16 bits). La figure 4 présente l'évolution de la fonctionnelle S en faisant varier un seul paramètre, la limite d'élasticité R_0 . Notons que S est ici divisée par le nombre de degrés de liberté du maillage ainsi que par le nombre de pas de temps. La tendance de la courbe laisse présager la présence d'un minimum global, rendant l'identification de ce paramètre possible.

$$[\mathbf{M}_{pond}] = \frac{1}{(2^{16})^2} \begin{bmatrix} [\mathbf{M}] & [\mathbf{0}] & [\mathbf{0}] \\ [\mathbf{0}] & \ddots & [\mathbf{0}] \\ [\mathbf{0}] & [\mathbf{0}] & [\mathbf{M}] \end{bmatrix} \quad (10)$$

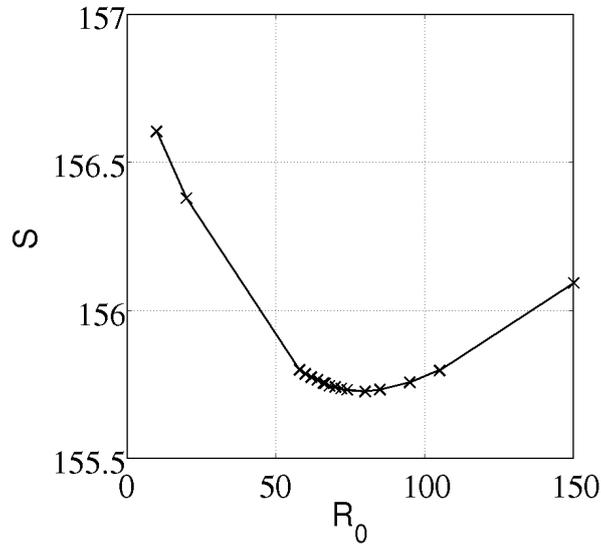


Fig. 4 – Evolution de la fonctionnelle S en fonction de R_0

Un algorithme de Levenberg-Marquardt est utilisé pour résoudre itérativement la minimisation de la fonctionnelle (8) :

$$\left([\mathbf{J}]^T [\mathbf{M}_{pond}] [\mathbf{J}] + \lambda [\mathbf{I}] \right) \delta\{\mathbf{p}\} = -\left([\mathbf{J}]^T [\mathbf{M}_{pond}] \{\mathbf{u}^{calc}(\mathbf{p}) - \mathbf{u}^{exp}\} \right) \quad (11)$$

avec $[\mathbf{J}]$ la matrice de sensibilité définie par :

$$[\mathbf{J}] = \frac{\delta\{\mathbf{u}^{calc}\}}{\delta\{\mathbf{p}\}} \quad (12)$$

où $[\mathbf{I}]$ est la matrice identité et λ un scalaire introduit de manière à pallier une éventuelle singularité du terme $[\mathbf{J}]^T [\mathbf{M}_{pond}] [\mathbf{J}]$.

Les figures 5(a) et 5(b) illustrent les champs de sensibilité du déplacement dans la direction horizontale, respectivement verticale, pour une variation de la limite d'élasticité entre 74 et 80 MPa, et visualisés pour le dernier pas de temps (i.e., pour une déformation macroscopique de 5%).

5 Validation du recalage et étude d'incertitude sur un cas-test

Pour tester la méthode d'identification ainsi présentée, un cas simple est étudié ici, avec un nombre réduit de degrés de liberté, où le champ expérimental de référence est le résultat d'un calcul par éléments

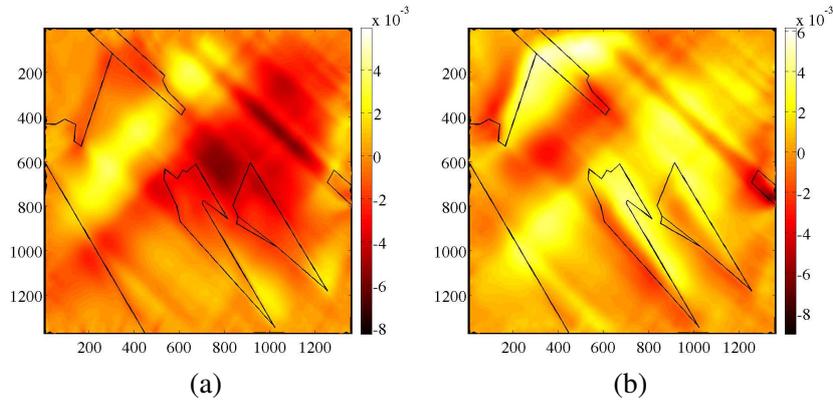


Fig. 5 – Champ de sensibilité du déplacement longitudinal (a) et transversal (b) obtenus pour une variation de R_0 entre 74 et 80 MPa, et observé pour une déformation macroscopique de 5%. La microstructure est mise en évidence en noir sur ces champs

finis avec le jeu initial des paramètres de la loi de plasticité cristalline. Les conditions aux limites sont les déplacements mesurés par CIN sur le bord du domaine jusqu'à une déformation macroscopique de 2.5% (soit 6 pas de temps, notés t).

Le test vise à identifier la valeur de référence d'un paramètre initialement fixé à une valeur quelconque. En initialisant par exemple R_0 à 62 MPa, l'algorithme converge en 6 itérations sur la valeur de référence fixée à 66.62 MPa avec une erreur absolue de 10^{-4} MPa. La figure 6(a) présente l'évaluation de la fonctionnelle pour les valeurs de R_0 déterminées à chaque itération. La convergence est rapide, dès la deuxième itération l'écart absolu par rapport à la valeur de référence est de $2 \cdot 10^{-3}$ MPa. Sur la figure 6(b), l'écart-type en pixels de la différence des champs de déplacement calculés et de référence, évalué pour chaque pas de temps, est présenté pour chaque itération. Il est intéressant de noter que l'écart-type est inférieur à 10^{-4} pixel (soit 26 pm) dès la deuxième itération, pour une amplitude des déplacements d'environ 45 pixels (soit $11.7 \mu\text{m}$) au dernier pas de temps. A partir de la quatrième itération, l'écart entre le champ calculé et le champ expérimental devient nul pour certains pas de temps, ce qui est rendu possible du fait que le champ expérimental est issu d'un calcul par éléments finis avec le jeu de paramètres de référence, dépourvu de bruit de mesure.

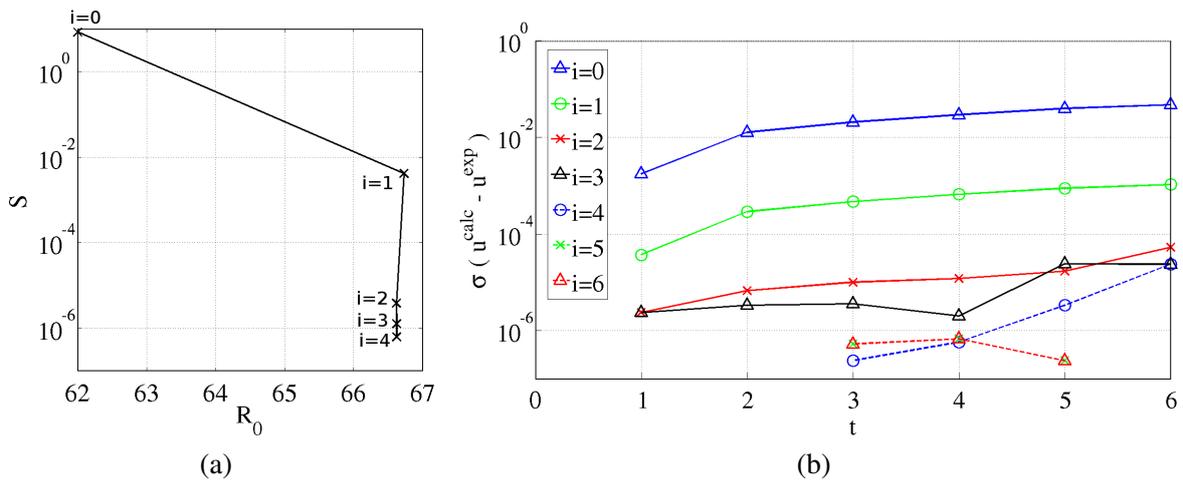


Fig. 6 – Evolution de la fonctionnelle S en fonction de la valeur à chaque itération i de R_0 (a), et écart-type en pixels de la différence des déplacements calculés et de référence en fonction du pas de temps t du calcul éléments finis et pour chaque itération (b). L'échelle est semi-logarithmique, les valeurs nulles de l'écart-type ne sont pas représentées

Un bruit de mesure est maintenant ajouté sur les champs de déplacement de référence. Pour cela, à partir d'une image MEB du mouchetis, notée f , on fabrique une image "déformée" g en ajoutant à f un bruit blanc Gaussien d'écart-type $\sqrt{2}\sigma$, qui correspond à l'écart-type en niveaux de gris de la différence

entre deux images MEB. Cela revient à attribuer le bruit de la différence, de variance $2\sigma^2$, à g uniquement et à considérer f sans bruit. Pour un pas de temps, le champ de déplacement mesuré par CIN entre f et g , avec la méthode présentée précédemment et avec le maillage du cas-test, est ajouté au champ de déplacement de référence. Le bruit MEB en termes d'incertitude de déplacement ainsi caractérisé a un écart-type de 0.02 pixel (soit 5 nm). L'opération est alors réitérée pour chaque pas de temps. Un champ de déplacement de référence est ainsi obtenu avec un bruit représentatif de celui induit par l'environnement MEB. A partir de l'équation (11), il est possible de déterminer l'incertitude sur les paramètres à identifier correspondant à l'incertitude sur le champ de déplacement mesuré. Dans le cas de la variation d'un seul paramètre, et considérant λ nul, la variance σ_p^2 sur le paramètre p s'exprime par :

$$\sigma_p^2 = \frac{2\sigma^2}{a^2} \{\mathbf{N}\} [\mathbf{Cov}_{tot}] \{\mathbf{N}\}^T \quad (13)$$

où a est un scalaire égal à $(\{\mathbf{J}\}^T [\mathbf{M}_{pond}] \{\mathbf{J}\})$, $\{\mathbf{N}\}$ un vecteur défini par $\{\mathbf{J}\}^T [\mathbf{M}_{pond}]$, et avec :

$$[\mathbf{Cov}_{tot}]^{-1} = \begin{bmatrix} [\mathbf{M}] & [\mathbf{0}] & [\mathbf{0}] \\ [\mathbf{0}] & \ddots & [\mathbf{0}] \\ [\mathbf{0}] & [\mathbf{0}] & [\mathbf{M}] \end{bmatrix} \quad (14)$$

L'écart-type σ_{R_0} sur le paramètre R_0 vaut ainsi 0.12 MPa, pour l'incertitude de mesure introduite précédemment. L'algorithme de recalage est de nouveau exécuté avec la valeur initiale de R_0 fixée à 62 MPa, mais avec cette fois-ci en référence le champ bruité. Les résultats sont présentés figure 7(a) et figure 7(b). Dès la première itération la fonctionnelle et l'écart-type de la différence des déplacements évoluent peu. L'amplitude de l'écart-type de la différence des déplacements est comparable aux incertitudes sur les déplacements de référence, qui correspond au minimum d'écart entre calcul et expérience qu'il est possible d'atteindre. Sur 10 itérations, la valeur du paramètre R_0 évolue autour d'une valeur moyenne de 66.50 MPa avec un écart-type de 9×10^{-2} MPa, comparable à l'incertitude σ_{R_0} déterminée *a priori*.

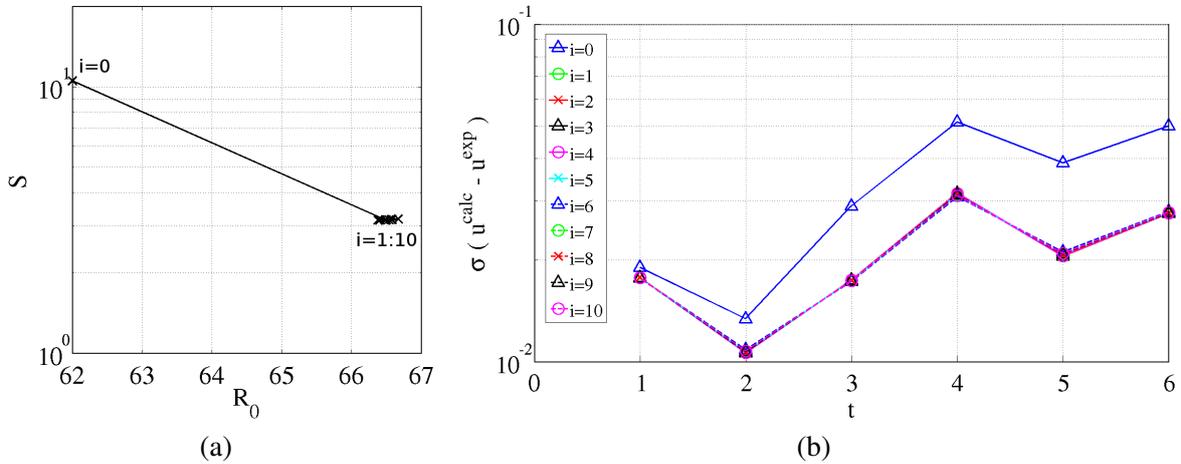


Fig. 7 – Evolution de la fonctionnelle S en fonction de la valeur à chaque itération i de R_0 (a), et écart-type en pixels de la différence entre les déplacements calculés et les déplacements de référence bruités en fonction du pas de temps t et pour chaque itération (b)

6 Conclusion et perspectives

Nous avons présenté une méthode d'identification de paramètres de loi de plasticité cristalline à partir de mesures cinématiques dans les polycristaux d'acier 316L(N). Les déplacements en surface d'une éprouvette sont mesurés par CIN au cours d'un essai de traction dans un MEB. La connaissance de la microstructure en surface par EBSD permet de réaliser une simulation 2D-extrudée par éléments finis du même essai et de comparer les réponses expérimentale et simulée en terme de champs de déplacement

à la surface de l'éprouvette. Une méthode de recalage par éléments finis, utilisant un algorithme de Levenberg-Marquardt, est mise en place pour permettre l'identification des paramètres constitutifs de la loi, en minimisant l'écart entre les champs de déplacement à chaque pas de temps.

L'identification des paramètres repose ainsi sur la comparaison des champs complets et sur leur évolution temporelle. Une pondération est introduite dans la fonctionnelle à minimiser afin de prendre en compte les incertitudes de mesure aux nœuds du maillage de la corrélation. Le fonctionnement de la méthode d'identification a été validé sur un cas-test, consistant à identifier un paramètre par rapport à une valeur de référence d'un calcul du champ expérimental. Sur le cas réel, l'évolution de la fonctionnelle en fonction de différentes valeurs de la limite d'élasticité, laisse présager l'identification de ce paramètre par cette méthode.

L'identification du jeu complet des paramètres régissant l'écroutissage isotrope est en cours de réalisation sur le cas réel. Les perspectives sont de tester la robustesse de la méthode d'identification présentée, et d'introduire dans la fonctionnelle une régularisation de la recherche du jeu de paramètres à identifier par rapport à un jeu de paramètres initial. Cette procédure d'identification pourra ensuite être étendue à différents essais pour lesquels des éprouvettes à taille de grains contrôlée seront préparées.

Références

- [1] L. Allais, M. Bornert, T. Bretheau, D. Caldemaison. *Experimental characterization of the local strain field in a heterogeneous elastoplastic material*, Acta Metallurgica et Materialia 42 (11), 3865-3880, 1994.
- [2] G. Besnard, F. Hild, S. Roux. *"Finite-Element" Displacement Fields Analysis from Digital Images : Application to Portevin-Le-Châtelier Bands*, Experimental Mechanics 46, 789-803, 2006.
- [3] Y. Guilhem, S. Basseville, F. Curtit, J-M. Stéphan, G. Cailletaud. *Investigation of the effect of grain clusters on fatigue crack initiation in polycrystals*, International Journal of Fatigue 32, 1748-1763, 2010.
- [4] H. Leclerc, J.N. Périé, S. Roux, F. Hild. *Integrated digital image correlation for the identification of mechanical properties*, MIRAGE 2009, LNCS 5496, 161-171, 2009.
- [5] L. Méric, P. Poubanne, G. Cailletaud. *Single crystal modeling for structural calculations : Part 1 - Model Presentation*, Journal of Engineering Materials Technology 113, 162-170, 1991.
- [6] M.H.H. Meuwissen, C.W.J. Oomens, F.P.T Baaijens, R. Peterson, J.D. Janssen, *Determination of the elastoplastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method*, Journal of Materials Processing Technology 75, 204-211, 1998.
- [7] S. Roux, F. Hild, H. Leclerc. *Mechanical assistance to DIC*, in : H. Espinosa and F. Hild, eds., *Proceedings IUTAM symposium on Full field measurements and identification in Solid Mechanics*, Elsevier, 159-168, 2012.