



HAL
open science

Sur des problèmes d'identification des champs mécaniques entre des expériences multi-échelles et des modèles micromécaniques, emmenés à rupture

Benoît Panicaud, Andrzej Baczmanski, Chedly Braham, Sebastian Wronski, Chengheri Bao, Léa Le Joncour, Manuel François, Vincent Klosek

► To cite this version:

Benoît Panicaud, Andrzej Baczmanski, Chedly Braham, Sebastian Wronski, Chengheri Bao, et al.. Sur des problèmes d'identification des champs mécaniques entre des expériences multi-échelles et des modèles micromécaniques, emmenés à rupture. 11e colloque national en calcul des structures, CSMA, May 2013, Giens, France. hal-01717093

HAL Id: hal-01717093

<https://hal.science/hal-01717093v1>

Submitted on 25 Feb 2018

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.

Public Domain

Sur des problèmes d'identification des champs mécaniques entre des expériences multi-échelles et des modèles micromécaniques, emmenés à rupture.

Benoît. PANICAUD ^{1*}, Andrzej BACZMANSKI ², Chedly BRAHAM ³, Sebastian WRONSKI ⁴,
Chengheri BAO ⁵, Léa LE JONCOUR ⁶, Manuel FRANCOIS ⁷, Vincent KLOSEK ⁸

1 Université de Technologie de Troyes (UTT), 12 rue Marie Curie, 10010 Troyes

2 AGH University of Science and Technology, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Cracovie, POLOGNE

3 Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers (ENSAM), 151 boulevard de l'Hôpital, 75013 PARIS

4 AGH University of Science and Technology, Al. Mickiewicza 30, 30-059 Cracovie, POLOGNE

5 Université de Technologie de Troyes (UTT), 12 rue Marie Curie, 10010 Troyes

6 Université de Technologie de Troyes (UTT), 12 rue Marie Curie, 10010 Troyes

7 Université de Technologie de Troyes (UTT), 12 rue Marie Curie, 10010 Troyes

8 Laboratoire Léon Brillouin (LLB), CEA / DSM / IRAMIS / LLB, F-91191 Gif-sur-Yvette

* Auteur correspondant

Résumé —

Les modèles de transition d'échelles sont actuellement de plus en plus utilisés pour simuler les comportements mécaniques dans les matériaux [1]. En outre, la prise en compte de l'endommagement dans les modèles de comportement des alliages métalliques est une nécessité si on veut pouvoir modéliser les procédés de mise en forme (emboutissage, poinçonnage, cisailage...), à partir de leurs caractéristiques microstructurales [2]. La détermination expérimentale du dommage est néanmoins délicate mais nécessaire, afin de valider ces modèles [3]. Dans cette étude, nous présentons l'analyse de la plasticité et de l'endommagement, déduite à l'échelle des grains, par des mesures effectuées par diffraction de neutrons (au LLB de Saclay et à ISIS Didcot UK).

Dans un premier temps, il sera montré comment des informations expérimentales sur les champs mécaniques peuvent être extraites à partir de l'échelle mésoscopique. Ainsi, nous proposons une méthode de dépouillement par blocs de texture, choisis pour représenter l'ensemble des orientations cristallines du matériau macroscopique. L'analyse proposée peut être étendue jusqu'à rupture, à condition de mettre en œuvre une méthode originale de calibration [4]. Dans un deuxième temps, l'analyse d'un essai de traction instrumenté par corrélation d'images permet d'extraire des informations à l'échelle macroscopique, jusqu'aux grandes déformations associées à la rupture. L'identification des paramètres doit alors être faite sur un volume expérimental représentatif tenant compte de l'effet de striction, obtenu par un procédé de reconstruction géométrique. Enfin, aux deux échelles considérées, une comparaison entre des modèles élastoplastiques sans endommagement et les résultats expérimentaux permet finalement d'évaluer l'évolution du dommage en fonction de la déformation imposée.

Mots clés — identification, micromécanique, endommagement, diffraction de neutrons

1. Introduction

La démarche que nous cherchons à mettre en place consiste à réaliser une analyse du comportement mécanique des matériaux jusqu'à rupture, en investiguant plusieurs échelles de description. Le chainage complet de cette démarche de caractérisation fait apparaître des points bloquant que nous avons étudiés, afin d'en proposer certaines solutions :

- Effet d'érouissage nécessitant une modélisation plus ou moins complexe ;
- Influence de l'anisotropie induite par la plastification ;
- Effet de la striction à l'échelle macroscopique ;
- Influence de l'endommagement aux différentes échelles.

D'une part, à l'échelle mésoscopique, une caractérisation expérimentale par diffraction des neutrons permet d'accéder au comportement de chaque phase du matériau envisagé (exemple présenté sur un acier austéno-ferritique). En outre, nous proposons une méthode de dépouillement par blocs de texture, choisis pour tenir compte l'évolution des orientations cristallines significatives au sein du matériau. L'analyse générale proposée peut être étendue jusqu'à la rupture du matériau, à condition de mettre en œuvre une méthode originale de calibration [4].

D'autre part, à l'échelle macroscopique, l'analyse d'un essai de traction instrumenté par corrélation d'images permet d'extraire des informations pertinentes, jusqu'aux grandes déformations, associées à la rupture. L'identification des propriétés mécaniques locales doit alors être faite sur un volume expérimental représentatif tenant compte proprement de l'effet de striction, obtenu par un procédé de reconstruction géométrique 3D. Les caractéristiques mécaniques peuvent ainsi être extraites en construisant un modèle de comportement élastoplastique en formulation objective [5].

Enfin, aux deux échelles considérées, une comparaison entre des modèles élastoplastiques sans endommagement et les résultats expérimentaux permet finalement d'évaluer l'évolution du dommage en fonction de la déformation imposée. Des observations micrographiques permettent de compléter l'identification des mécanismes de ruine et d'affiner la construction des relations liées à l'endommagement. Seule la démarche à l'échelle mésoscopique sera présentée dans cet article.

2. Matériau et protocole expérimental

2.1. Matériau

L'acier duplex austéno-ferritique UR45N a été choisi pour illustrer cette étude. Premièrement, cela a permis d'envisager dès le départ une extension des modèles existants initialement développés sur des matériaux monophasés [6], vers des matériaux polyphasés. Ensuite, des expériences déjà menées sur cet acier dans le cadre de plusieurs thèses antérieures [7] ont pu être prises comme base de travail. Enfin, des essais préliminaires réalisés par diffraction de neutrons ont montré que cet acier était particulièrement adapté à la mesure de l'endommagement. Le matériau étudié est un acier inoxydable austéno-ferritique, dans lequel les phases sont en proportions égales (50%). La composition chimique de cet acier est donnée dans le tableau 1. L'UR45N utilisé pour les essais a été tiré d'une plaque laminée élaborée par coulée continue, puis laminage à chaud jusqu'à obtention d'une épaisseur de 15mm. Le matériau est fourni à l'état hypereutecté pour éviter les précipitations. Les échantillons ont été tirés de plaques laminées auxquelles a ensuite été appliqué un traitement thermique de vieillissement, consistant en un maintien pendant 1000 heures à 400 C puis refroidit à l'air ambiant.

Elément	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	N
% massique	0.015	1.6	22.4	2.4	2.9	0.12	0.001	0.17

Tableau 1. Composition chimique du matériau UR45N étudié

2.2. Diffraction de neutrons

A l'échelle mésoscopique, les méthodes de mesure sont basées sur la diffraction des neutrons, via les déformations du réseau cristallin du polycristal étudié. Deux campagnes de mesures ont été réalisées utilisant des montages différents.

La première a été effectuée à ISIS (source de neutrons par spallation) à Didcot, Oxford, UK. Dans le cas de la mesure par "temps-de-vol" (en anglais "time of flight" = TOF [8]) utilisée dans nos essais, les impulsions de neutrons parcourent une distance L le long d'une ligne de faisceau. La configuration de l'expérience est présentée sur la figure 1. Les détails sur la sollicitation imposée peuvent être trouvés dans [9]. Il est important de noter que la méthode a été menée jusqu'à des déformations élevées conduisant à la rupture des échantillons.

La seconde campagne de mesures a été réalisée au LLB (source de neutrons issus d'un réacteur) au CEA Saclay, pour laquelle une technique de mesure différente a été mise en œuvre. La configuration de l'expérience est présentée sur la figure 2. The montage expérimental consiste à sélectionner des orientations des polycristaux. Cette nouvelle méthodologie est basée sur la mesure des déformations élastiques du réseau cristallin pour plusieurs réflexions $\{hkl\}$ et pour différentes orientations de l'échantillon durant un essai de traction « in-situ » (la machine de traction est orientée via le berceau d'Euler). Cette technique permet alors d'extraire l'ensemble des composantes du tenseur des contraintes en se focalisant sur les textures préférentielles.

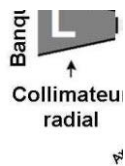


Fig. 1. Schéma de principe de la mesure par diffraction des neutrons à ISIS (Engine-X)

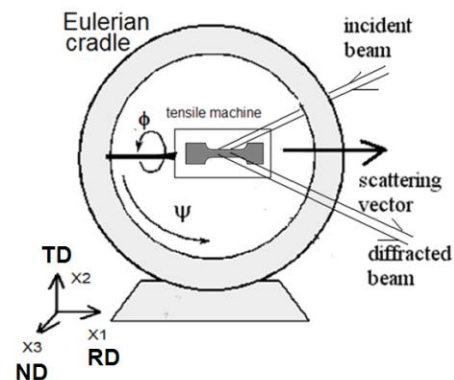


Fig. 2. Schéma de principe de la mesure par diffraction des neutrons au LLB

2.3. Méthode de corrélation d'images

En plus de la diffraction des neutrons et de micrographies, un essai de traction instrumenté a été mis en place. Pour cela, une mesure simultanée de l'évolution de la géométrie des éprouvettes a été réalisée grâce à 2 caméras disposées perpendiculairement. Il s'agit d'une double (mono-)corrélation d'images, comme le présente la figure 3. Nous avons obtenu une série de photographies comme celles montrées sur la figure 4. Les photos ont été prises avec une vitesse de trois images par seconde, stockées puis analysées. Dans le cas de la contrainte, un programme sous Matlab 6.0 nous a permis d'extraire l'évolution de la section dans les zones d'étude au cours de l'essai en détectant le contour de l'éprouvette. La déformation a été évaluée à partir des déplacements des points du mouchetis par corrélation d'images. Une boîte à outils de Matlab [10] a été appelée dans un programme du même logiciel pour effectuer cette corrélation. Une attention toute particulière a été apportée à la sensibilité de la taille de grille, de manière à pouvoir comparer les déformations entre les caméras et les zones. Cette problématique désormais assez classique est détaillée dans [11]. Nous allons voir comment cette démarche a été mise en œuvre pour améliorer la qualité des informations extraites.

Fig. 3. Schéma de principe de la mesure par corrélation d'images



Fig. 4. Photographie obtenues par la méthode de corrélation d'images

3. Analyse des champs mécaniques mésoscopiques

3.1. Méthode des blocs de texture

Aussi bien l'état initial de texture que son évolution sous l'effet de la plasticité peut influencer le comportement du matériau. Des essais réalisés préalablement par diffraction des rayons X ont mis en évidence les textures initiales préférentielles de chaque phase du matériau (austénite et ferrite) [4]. En se focalisant sur ses textures (« cubic, brass, goss » pour l'austénite et « rotated cube » pour la ferrite), le traitement des données issues des différentes orientations obtenues au LLB est simplifié. En effet, l'analyse conduit à calculer les contraintes reliées aux déformations mesurées en suivant la relation :

$$\langle \varepsilon(\phi, \psi) \rangle_{\{hkl\}} = \gamma_{3i} \gamma_{3j} s_{ijkl} \sigma_{kl} \quad (1)$$

Où σ_{kl} sont les composantes du tenseur des contraintes pour une orientation donnée, reliées aux déformations $\langle \varepsilon(\phi, \psi) \rangle_{\{hkl\}}$ mesurées dans la direction du vecteur de diffusion ; s_{ijkl} sont les composantes du tenseur de souplesse, ramenées dans le repère du laboratoire. Les matrices de passage γ_{3i} permettent d'extraire l'information associée à la direction de mesure (la direction x_3 du repère du laboratoire est colinéaire avec la direction du vecteur de diffraction). Les résultats obtenus pour les composantes 11 et 22 sont présentées sur les figures 5 et 6. L'avantage de cette technique est donc de pouvoir obtenir des informations expérimentales fiables pour l'ensemble des composantes du tenseur des contraintes.

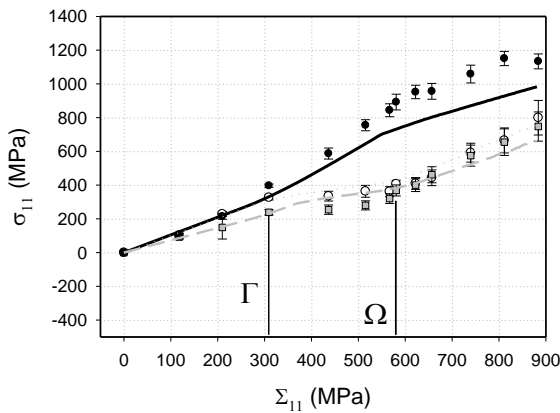


Fig. 5. Composante 11 du tenseur des contraintes, dans l'austénite et la ferrite, extraites à partir de la méthode des blocs de texture, comparée au modèle

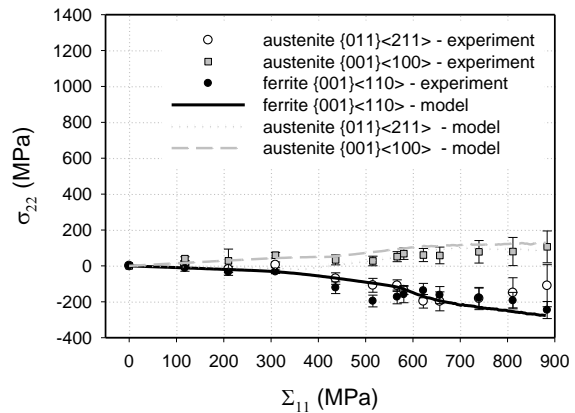


Fig. 6. Composante 22 du tenseur des contraintes, dans l'austénite et la ferrite, extraites à partir de la méthode des blocs de texture, comparée au modèle

3.2. Calibration mésoscopique de la contrainte macroscopique jusqu'à rupture

Afin de la tester, cette méthodologie a été étendue jusqu'à rupture du matériau, lors des mesures faites à ISIS. Lorsqu'on atteint la striction (visible sur la figure 4), le rétrécissement géométrique de la section modifie les données obtenues par diffraction. Pour pouvoir analyser le comportement du matériau endommagé jusqu'à rupture, il est nécessaire de mettre en place une étape de calibration. La méthode que nous proposons est simple et innovante. Elle ne nécessite pas la connaissance précise de la géométrie de l'échantillon au cours de l'essai. Elle permet d'approcher la contrainte moyenne dans le volume irradié par les neutrons. Cette calibration repose sur un certain nombre d'hypothèses détaillées plus loin et a ainsi permis d'étendre le rang des déformations étudiées jusqu'à la rupture de l'échantillon (globalement 57%, localement 250% au niveau de la zone de striction).

Quelques auteurs ont précédemment proposé différentes méthodes pour calculer la déformation élastique moyenne dans le volume irradié par les neutrons [12]. Le but de leurs investigations était de connaître une valeur moyenne principalement due à la contrainte macroscopique réelle et de lutter contre les effets des interactions inter-granulaires. Cependant, cette même proposition de moyenne n'avait encore jamais été appliquée afin de déterminer la valeur de la contrainte macroscopique dans le volume mesuré. Afin de calculer la contrainte macroscopique, nous avons utilisé cette méthode de calibration des données de diffraction reposant sur le calcul de la moyenne de l'ensemble des déformations élastiques microscopiques. Une moyenne arithmétique des déformations élastiques relatives aux plans $\{hkl\}$ dans les deux phases a ainsi été réalisée. Le choix des plans $\{hkl\}$ entrant dans la moyenne est délicat, l'objectif final étant la représentativité maximale de celle-ci. Le détail du modèle permettant de justifier la procédure de calibration est présenté dans [4, 11].

Par conséquent, nous nous retrouvons avec une relation de proportionnalité entre la contrainte macroscopique « vraie » (donc calibrée) et la moyenne des déformations élastiques (sur les plans, puis sur les phases), soit :

$$\Sigma_{RD} \approx k \left\langle \varepsilon(\phi, \psi)_{RD} \right\rangle_{\{hkl\}_{tot}} \quad (2)$$

RD correspond à la direction de laminage (« Rolling Direction »), et simultanément à la direction de traction. L'indice « tot » dans la dernière moyenne correspond à une moyenne sur les deux phases en présence (austénite et ferrite). La constante k s'identifie via la pente du début de la courbe (partie de l'essai sans striction). Le coefficient k est très proche du module d'Young du matériau ce qui tendrait à prouver la représentativité de la moyenne choisie dans le domaine élastique. La calibration a également été vérifiée par comparaison avec un modèle Auto-Cohérent [13]. Cette démarche permet donc de corriger la contrainte macroscopique Σ_{RD} .

3.3. Modélisation mésoscopique du comportement élasto-plastique

La dépendance des composantes du tenseur des contraintes (s'appuyant sur la relation (1)) pour les trois orientations a également été étudiée en utilisant une modélisation élasto-plastique Auto-Cohérente [13]. En accord avec les observations, un comportement linéaire de l'écroutissage a majoritairement été identifié dans chacune des deux phases, pour l'ensemble des familles de plan $\{hkl\}$. Néanmoins, de petits écarts à cette linéarité peuvent être mis en évidence. Par conséquent un modèle de plasticité avec écroutissage non-linéaire a été adopté. Ainsi, la relation de Voce décrivant les procédés d'écroutissage à l'échelle du grain a été utilisée, soit :

$$\tau^{gr} = \tau_0^{ph} + \left(\tau_1^{ph} + \theta_1^{ph} \xi^{gr} \right) \left[1 - \exp \left(- \frac{\theta_0^{ph}}{\tau_1^{ph}} \xi^{gr} \right) \right] \quad (3)$$

Les paramètres $\tau_0^{(ph)}$, $\tau_1^{(ph)}$, $\theta_0^{(ph)}$ et $\theta_1^{(ph)}$ sont définis séparément pour chaque phase « ph » de l'acier. Les résultats numériques ont été ajustés avec les données expérimentales pour obtenir le meilleur jeu de paramètres [16]. La déformation de cisaillement plastique est définie comme la somme cumulée des glissements γ^i sur tous les systèmes de glissement d'un grain « gr ». Cette relation intégrée dans une approche micromécanique (de type Auto-Cohérente) permet de prédire le comportement mécanique du matériau à l'échelle mésoscopique.

3.4. Extraction de l'endommagement mésoscopique

Des analyses précédentes par microscopie électronique à balayage ont montré que ce type de matériau développait des microfissures d'endommagement dans la phase ferritique [11]. L'analyse du comportement mécanique par diffraction des neutrons semble révéler également la présence d'un endommagement au sein de certaines orientations cristallines de la seule phase ferritique. Ceci est visible sur la figure 7. Sur la courbe est également reportée la modélisation théorique de ce comportement. L'accord entre théorie (sans endommagement) et expérience n'est pas tout à fait parfait. Ce désaccord est très probablement lié à l'endommagement ductile subit par la ferrite. Afin d'extraire l'évolution de cet endommagement noté δ^s , on utilise la relation suivante :

$$\bar{\varepsilon} = \varepsilon \times \sqrt{1 - \delta^s} \quad (4)$$



Fig. 7. Comportement mécanique des plans {211} de la ferrite



Fig. 8. Evolution du dommage pour les plans {211} de la ferrite

La barre représente la déformation effective du matériau endommagé. La déformation barrée nous est donnée par l'expérience. La déformation non barrée représente la déformation équivalente du matériau sain (i.e., non endommagé). C'est celle que l'on a calculée par l'utilisation d'un modèle non endommagé. L'équation précédente est obtenue par l'équivalence en énergie [2, 11]. En inversant cette relation, on peut facilement remonter à l'évolution en contrainte de ce dommage pour les plans {211} de la ferrite. Le résultat est présenté sur la figure 8. Sur cette courbe, on a considéré que l'état de contrainte jusqu'au seuil $\Sigma_{RD} = 110$ MPa correspondait à un endommagement nul.

4. Analyse des champs mécaniques macroscopiques

4.1. Corrélation d'images et reconstitution 3D de la géométrie

L'utilisation de la corrélation d'images permet d'extraire deux informations afin de s'affranchir des effets géométriques et cinématiques, et d'avoir ainsi la courbe contrainte-déformation intrinsèque au matériau :

- Il est nécessaire de connaître l'évolution de la section au cours du temps, pour s'affranchir de l'effet de striction due à la localisation de la plasticité ;
- Il est nécessaire de connaître l'évolution de la contrainte vraie/locale au cours du temps.

Des études précédentes [11] ont montrées comment définir approximativement cette contrainte vraie. Ainsi, la contrainte dans le volume diffractant était considérée comme une simple moyenne des contraintes dans deux zones définies sur la figure 4 par le losange blanc (au milieu et au bout du volume diffractant, dans la zone striction). Dans ce paragraphe, une méthode plus précise de calibration de la contrainte macroscopique locale vis-à-vis du phénomène de striction est proposée. Le calcul est basé sur une hypothèse simplificatrice de la géométrie de l'éprouvette au long de l'essai. L'échantillon est symétrique géométriquement par rapport du plan TD-ND (plan de symétrie) où se trouve la plus petite section, qui est introduite par le phénomène de la striction pendant l'essai de

traction. Cette hypothèse semble raisonnable pour l'acier étudié. Nous définissons donc le demi-volume irradié comme le volume irradié divisé par le plan de symétrie. Avec cette hypothèse, la méthode est réalisée en deux étapes :

- Pour obtenir une contrainte moyenne plus précise dans le volume irradié, un programme Matlab modifié nous a permis d'extraire des images l'évolution de plusieurs sections, qui ont été définies dans le demi-volume irradié tout au long de l'essai, en détectant le contour de l'éprouvette.
- Une modélisation 3D de Catia permet de calculer l'évolution du volume irradié défini comme le volume d'intersection de l'éprouvette avec la sonde de diffraction des neutrons.

4.2. Définition d'une contrainte représentative du volume sondé

La problématique est de construire une relation pour trouver une contrainte dans un volume (représentatif des mesures faites par diffraction) à partir de la contrainte sur une surface (extraite par corrélation d'images couplée à l'essai de traction à l'échelle macroscopique), en tenant compte du phénomène de striction. Ainsi, si on divise le volume irradié en plusieurs sous-volumes séparés par des sections, on obtiendra une relation pour la contrainte moyenne dans le volume irradié. La précision de calcul dépend du nombre de sous-volumes que l'on va définir.

Selon l'hypothèse de symétrie sur la géométrie, la contrainte moyenne dans le volume irradié est égale à celle dans le demi-volume irradié. Cinq sections équidistantes S_i sont alors définies dans ce demi-volume irradié, correspondant à 4 sous-volumes V_i . On obtient ainsi l'équation de calcul de la contrainte moyenne dans le volume irradié, utilisée dans cette étude :

$$\Sigma_{RD}^V = \frac{F}{2V_e} \left[\left(\frac{1}{S_1} + \frac{1}{S_2} \right) V_1 + \left(\frac{1}{S_2} + \frac{1}{S_3} \right) V_2 + \left(\frac{1}{S_3} + \frac{1}{S_4} \right) V_3 + \left(\frac{1}{S_4} + \frac{1}{S_5} \right) V_4 \right] \quad (5)$$

F représente la force appliquée à l'échantillon. Le volume diffractant V_e , forme géométrique complexe résultant de l'intersection entre l'éprouvette et le faisceau, a été déterminé par la mesure de l'évolution de deux axes des 5 sections équidistantes distribuées dans le demi-volume diffractant, puis via une modélisation géométrique en 3D. Avant de mesurer les deux axes de l'éprouvette par Matlab, les images ont été traitées par le logiciel Imagej afin de créer un contraste entre les couleurs de l'échantillon et du fond et ainsi mieux voir le contour de l'échantillon. La figure 9 montre la méthodologie de reconstruction géométrique 3D des sous-volumes.

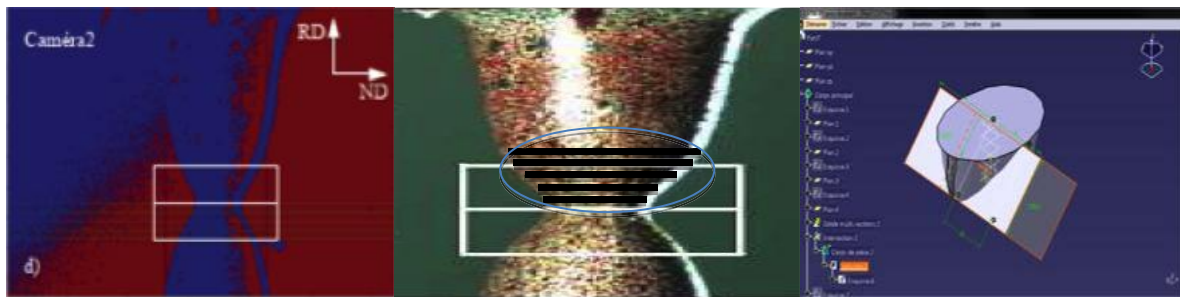


Fig. 9. Méthodologie de reconstruction des sous-volumes par intersection entre la géométrie de l'éprouvette (discretisée en sections équidistantes) et le volume diffractant.

5. Conclusions et perspectives

Dans cet article, nous avons pointé les difficultés à extraire des informations sur les champs mécaniques à différentes échelles. Notamment, une analyse à l'échelle des grains, réalisée à partir de la technique de diffraction des neutrons, a montré qu'il était possible d'évaluer le comportement de chaque phase d'un acier duplex jusqu'à rupture, y compris les phénomènes d'endommagement.

Cette technique permet notamment d'obtenir l'érouissage du matériau. Celui-ci a été identifié à un modèle non-linéaire de Voce qui permet de retrouver le comportement plastique des grains. Ensuite, l'anisotropie induite du matériau a été prise en compte de façon simplifiée, mais réaliste, à partir de la méthode des blocs de texture. Celle-ci permet de déduire simultanément le comportement des 6 composantes du tenseur des contraintes. Nous avons montré que dans les domaines où l'endommagement n'est pas significatif, les modèles de comportement peuvent reproduire avec une excellente précision les données expérimentales. Les modèles d'endommagement peuvent alors être améliorés et alimentés à l'échelle mésoscopique. Il a notamment été observé la présence d'un seuil pour l'acier étudié dans la phase ferritique, alors que l'austénite ne présente finalement aucun endommagement sensible. Enfin, le phénomène de striction peut être corrigé aux deux échelles. A l'échelle mésoscopique, la calibration proposée permet de mesurer les déformations élastiques mésoscopiques en fonction des contraintes macroscopiques corrigées, sans tenir compte de la forme précise de l'échantillon au cours de la striction. Cette méthodologie est basée sur un certain nombre d'hypothèses qui se doivent d'être vérifiées pour chaque matériau. De façon similaire, à l'échelle macroscopique, les champs mécaniques qui vont pouvoir être comparées à la diffraction nécessite un traitement particulier. La courbe de traction rationnelle doit être corrigée de l'effet de striction. A cette échelle et en considérant le type d'observations, il n'est pas possible de s'affranchir de la forme de l'éprouvette. Néanmoins, la méthode de corrélation d'images offre une possibilité intéressante pour effectuer une reconstruction géométrique 3D des volumes d'intérêt.

Cette méthodologie a donc montré qu'il était possible d'effectuer un chaînage complet des observations incluant des identifications de l'endommagement à différentes échelles (une seule a été présentée dans cet article). Il reste néanmoins un certain nombre d'investigations à mener. Ainsi, cette démarche se doit encore d'être validée sur de nombreux matériaux (notamment l'utilisation systématique de la diffraction). Enfin, la validation de cette démarche en transformations finies nécessite d'utiliser un formalisme objectif. Cette approche n'est actuellement pas garantie et mériterait une attention toute particulière.

Références

- [1] J. Besson, G. Cailletaud, J.-L. Chaboche, and S. Forest. *Non-Linear Mechanics of Materials*, 2009.
- [2] K. Saanouni, K. Nesnas, and Y. Hammi. *Damage modelling in metal forming processes*, *Int. J. Damage Mech.* 9, 196-240, 2000.
- [3] F. Montheillet and F. Moussy. *Physique et mécanique de l'endommagement*, 1988.
- [4] A. Baczmanski, L. Le Joncour, B. Panicaud, M. Francois, C. Braham, A. M. Paradowska, S. Wronski, S. Amara, and R. Chiron. *Neutron time-of-flight diffraction used to study aged duplex stainless steel at small and large deformation until sample fracture*, *Journal of Applied Crystallography* 44, 966-982, 2011.
- [5] P. Lipinski and M. Berveiller. *Elastoplasticity of micro-heterogeneous metals at large strains*, *Int. J. Plas.* 5, 149-172, 1989.
- [6] N. Hfaïedh, *Modélisation micromécanique des polycristaux: couplage plasticité, texture et endommagement*. PhD Thesis, Université de Technologie de Troyes, 2009.
- [7] R. Dakhlaoui, *Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage polycristallin multiphase par diffraction des rayons X et neutronique*. PhD Thesis, ENSAM, 2006.
- [8] J. R. Santisteban, L. Edwards, A. Steuwer, and P. J. Withers. *Time-of-Flight neutron transmission diffraction*, *Journal of Applied Crystallography*, 289-297, 2001.
- [9] L. Le Joncour, B. Panicaud, A. Baczmanski, M. François, C. Braham, A. Paradowska, S. Wronski, R. Chiron. *Duplex steel studied at large deformation until damage at mesoscopic and macroscopic scales*, *Mechanics and Materials* 42, 1048-1058, 2010.
- [10] C. Eberl, R. Thompson, D. Gianola, 2006. *Digital Image Correlation and Tracking*. URL: <http://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/12413>.
- [11] L. LeJoncour. *Analyses expérimentales et modélisations multi-échelles de l'endommagement d'un acier UR45N laminé vieilli*. PhD thesis, Université de Technologie de Troyes, 2011.
- [12] M.R. Daymond. *The determination of a continuum mechanics equivalent elastic strain from the analysis of multiple diffraction peaks*, *Journal of Applied Physics* 96, 4263-4272, 2004.
- [13] A. Baczmanski and C. Braham. *Elastoplastic properties of duplex steel determined using neutron diffraction and self-consistent model*, *Acta Materialia* 52, 1133-1142, 2004.