

VALIDATION ET IDENTIFICATION DE LOIS MICROMÉCANIQUES POUR LES ACIERS AUSTÉNITIQUES

A. Guery, F. Latourte (EDF / R&D / MMC) ; F. Hild, S. Roux (LMT Cachan)

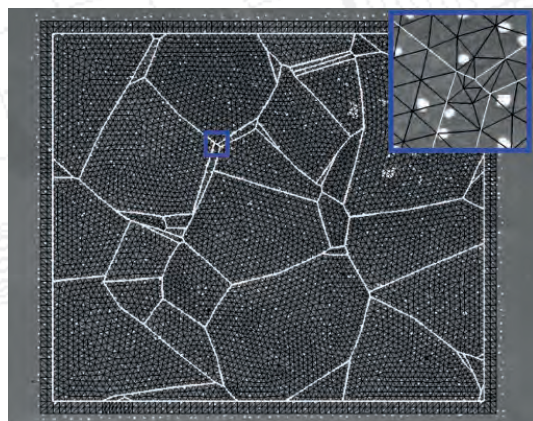
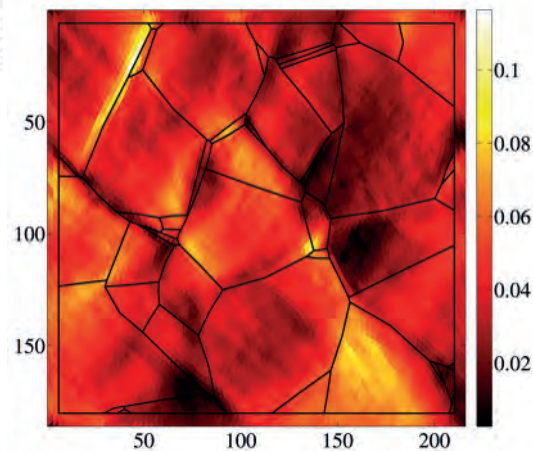


Figure 1:

(a) Maillage non-structuré de la microstructure expérimentale superposé à l'image MEB de la région d'intérêt. La barre d'échelle fait 100 μm .



(b) Champ de déformation longitudinal mesuré pour une déformation macroscopique de 5%. Les axes sont exprimés en micromètres.

CONTEXTE ET OBJECTIFS

Pour étudier le comportement et la durée de vie des composants des réacteurs des centrales nucléaires, des modélisations multi-échelles ont été proposées dans le cadre du projet européen PERFORM60 mené par EDF-R&D. Une échelle importante dans ces modélisations est celle des polycristaux, car elle est pertinente pour étudier les mécanismes de dégradation des matériaux. Si des modèles ont été développés pour décrire finement le comportement des matériaux à cette échelle, leur validation reste aujourd'hui difficile.

L'objectif est tout d'abord de développer une méthode pour comparer des champs cinématiques mesurés dans des polycristaux au cours d'essais réalisés in situ dans un Microscope Electronique à Balayage (MEB) et ceux issus de la simulation de ces essais. Il s'agit alors de valider les différentes hypothèses adoptées pour modéliser la microstructure expérimentale partiellement connue ainsi que la loi de comportement choisie.

L'enjeu est ensuite d'identifier les paramètres de la loi de comportement offrant une réponse locale à l'échelle de la microstructure optimisée, c'est-à-dire qui minimisent l'écart entre les champs cinématiques mesurés et simulés.

CHAMPS CINÉMATIQUES DE RÉFÉRENCE

Pour pouvoir valider les hypothèses de modélisation puis identifier les paramètres de la loi en se basant sur la réponse locale du matériau, il est nécessaire d'obtenir des champs cinématiques expérimentaux qui serviront de référence. Pour cela, des mesures de champs 2D sont réalisées à la surface d'un polycristal d'acier austénitique 316LN, à partir d'une série d'images acquises au MEB au cours d'un essai de traction monotone in situ, et pour différentes tailles moyennes de grains. Une technique de corrélation d'images numériques adaptée aux mesures cinématiques dans les polycristaux est alors employée. La connaissance de la microstructure en surface par diffraction des électrons rétrodiffusés permet de réaliser les mesures cinématiques en utilisant un maillage éléments finis non-structuré s'appuyant sur les joints de

grains ou de macles. Un tel maillage est présenté en Figure 1(a) pour l'une des microstructures étudiées, sur lequel les joints de la microstructure sont tracés en blanc. Le champ de déformation alors mesuré dans la direction de traction (horizontale) est présenté en Figure 1(b) pour une déformation macroscopique de 5%.

Les champs cinématiques mesurés apportent une information riche sur la localisation des déformations dans les polycristaux qui apparaît étroitement liée à la microstructure. Ils servent par la suite de référence pour valider dans un premier temps les hypothèses de modélisation, puis pour identifier les paramètres de la loi par approche inverse (Figure 1).

VALIDATION ET IDENTIFICATION DE LOIS MICROMÉCANIQUES POUR LES ACIERS AUSTÉNITIQUES

A. Guery, F. Latourte (EDF / R&D / MMC) ; F. Hild, S. Roux (LMT Cachan)

MODÉLISATION D'ESSAIS IN SITU

La modélisation des essais in situ est ensuite mise en œuvre à l'échelle microstructurale. Deux lois de plasticité cristalline sont pour cela considérées et comparées pour simuler les hétérogénéités des déformations observées: la loi de Méric-Cailletaud et la loi DD-CFC développée à EDF-R&D et davantage basée sur la physique. Ces deux lois de comportement, implantées dans *Code_Aster*, ont conduit à des prévisions très proches.

Pour modéliser la microstructure expérimentale connue uniquement en surface, le même maillage que celui de la mesure est utilisé pour la simulation de chaque essai de traction, avec comme conditions aux limites les déplacements nodaux mesurés au cours du temps sur les bords du domaine.

Pour permettre une écriture 3D des tenseurs de contrainte et de déformation requise par la loi de comportement, deux approches différentes sont considérées: dans un premier temps l'hypothèse de contrainte plane avec le maillage 2D, dans un second temps l'extrusion droite de ce maillage pour obtenir un maillage 3D. Comparée aux données expérimentales, la première approche a permis de simuler les champs cinématiques au plus proche de l'expérience.

La Figure 2(a) montre par exemple l'écart entre les champs de déplacement mesuré et simulé dans la direction de traction (horizontale) pour une déformation macroscopique de 5%. Par rapport à l'amplitude des déplacements à ce niveau du chargement, d'environ 10 μm (voir champ mesuré Figure 2(b)), cet écart est relativement faible. Il peut néanmoins être réduit en optimisant les paramètres de la loi de comportement de Méric-Cailletaud utilisée dans cet exemple (Figure 2).

IDENTIFICATION DES PARAMÈTRES DE LOI

Enfin, une méthode inverse d'identification des paramètres de loi est proposée, s'appuyant sur le recalage à la fois des champs de déplacement locaux à tous les pas de temps et du comportement homogène du matériau. Une pondération est alors introduite permettant de donner plus ou moins de poids à l'une ou l'autre de ces contributions dans le problème d'identification. Etant donné que la région d'intérêt n'est pas un volume élémentaire représentatif, un modèle d'homogénéisation est utilisé pour simuler le comportement effectif du matériau dans cette procédure.

De plus, le même maillage étant utilisé pour la mesure et pour la simulation, la comparaison des champs de déplacement est directe sans interpolation ni extrapolation.

Les paramètres de l'écroutissage isotrope de la loi de Méric-Cailletaud sont ainsi identifiés pour différentes tailles moyennes de grains.

Il est également montré que certains coefficients de la matrice d'interaction entre systèmes de glissement peuvent être estimés.

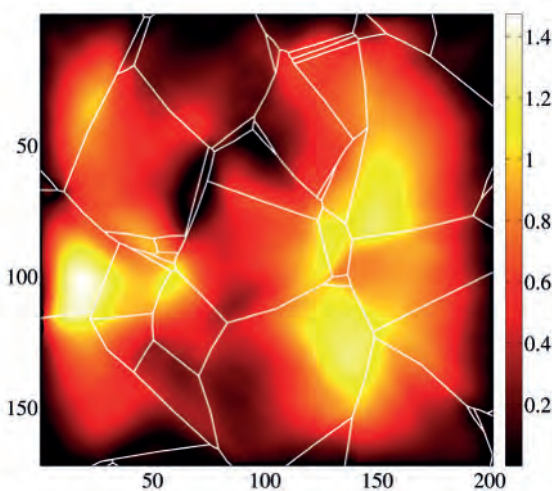
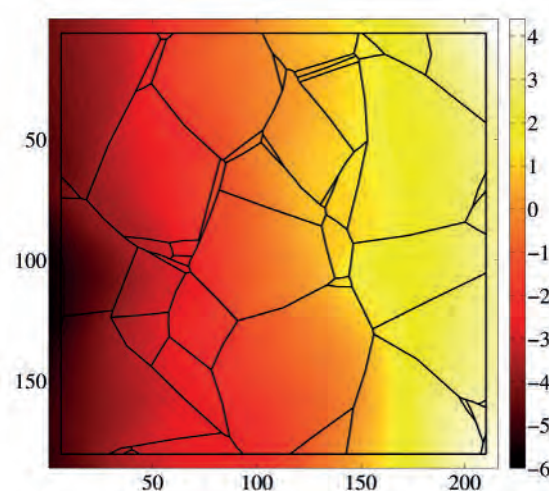


Figure 2:

(a) Écart en valeur absolue entre les champs de déplacement mesuré et simulé.



(b) Champ de déplacement mesuré, suivant la direction longitudinale et pour une déformation macroscopique de 5%. Les axes et les champs sont exprimés en micromètres.