

Une approche multi-échelle pour la modélisation du comportement mécanique d'un superalliage base nickel à solidification dirigée

F. COUDON^{a,b}, G. CAILLETAUD^b, J. CORMIER^c, L. MARCIN^a

a. SAFRAN Tech, 1 rue Geneviève Aubé, 78117 Chateaufort, FRANCE
florent.coudon@mines-paristech.fr
lionel.marcin@safran.fr

b. Centre des matériaux, MINES ParisTech, PSL Research University, CNRS UMR
7633, BP87, 91003 Evry Cedex, FRANCE
georges.cailletaud@mines-paristech.fr

c. Institut P², UPR CNRS 3346, ISAE-ENSMA, 96961 Futuroscope Chasseneuil,
FRANCE
jonathan.cormier@ensma.fr

Mots clés : Superalliages base nickel à solidification dirigée, modélisation multi-échelle, sollicitations multi-axiales

Résumé

Afin de continuer à augmenter les performances des turbines aéronautiques, les nouvelles sollicitations thermomécaniques s'appliquant sur certaines aubes des étages inférieurs (éloignés de la chambre de combustion) ne permettent plus l'utilisation de polycristaux non texturés. Notamment, la résistance en fluage à très haute température n'est plus suffisante. Une des solutions consiste alors à éliminer les joints de grains orthogonaux à la sollicitation maximale, provenant de la force centrifuge. C'est le cas des superalliages base nickel à solidification dirigée (DS), qui ont été longtemps utilisés dans les zones chaudes des réacteurs aéronautiques jusqu'à ce qu'ils soient remplacés par une version monocristalline. Ce type de matériau possède une structure macroscopique colonnaire, choisie colinéaire à x_3 dans la suite. Les grains, de structure cristallographique Cubique à Faces Centrées (CFC), possèdent un axe de type $\langle 001 \rangle$ commun, et confondu avec l'axe macroscopique x_3 . Le comportement mécanique d'un tel matériau va se situer à la frontière du polycristal considéré comme macroscopiquement homogène et du monocristal où les phénomènes physiques que l'on doit évaluer sont situés à l'échelle plus locale des systèmes de glissement du réseau cristallin. Afin de prédire le comportement mécanique des alliages DS, différentes stratégies peuvent être envisagées, incluant plus ou moins de caractéristiques physiques du matériau agissant à différentes échelles. Le niveau 1 de caractérisation se résume à supposer le matériau comme une boîte noire (i.e. on s'affranchit d'une description fine de la microstructure)

et à résoudre les équations constitutives seulement à l'échelle macroscopique en utilisant ses symétries visibles. Les modèles purement macroscopiques adaptés aux alliages DS exhibent un nombre important de paramètres difficiles à calibrer. De plus, la prédiction de ces modèles ne reste convenable que dans l'espace des sollicitations qui ont servi à la calibration. A l'inverse, une modélisation de niveau 3 consisterait à tenir compte explicitement de la microstructure du matériau, obtenue en utilisant des techniques expérimentales d'imagerie (e.g une analyse EBSD) ou des outils numériques permettant de générer une texture synthétique et une simulation Eléments Finis « en champs complets » incluant un modèle de Plasticité Cristalline (FECP). Toutefois, l'accès difficile à une microstructure réelle/réaliste ainsi que la nécessité d'utiliser un maillage contenant un nombre élevé d'éléments rendent cette stratégie difficile à mettre en œuvre dans l'industrie. C'est pourquoi dans cette étude, nous nous sommes intéressés à une stratégie intermédiaire de modélisation appelée aussi « à champ moyen ».

Les modèles à champ moyen adaptés aux polycristaux ont fait l'objet de nombreuses études, utilisant le schéma auto-cohérent développé initialement par Kröner et Hill. Ils sont essentiellement basés sur la formulation d'une relation de transition d'échelle permettant de projeter les sollicitations mécaniques macroscopiques à l'échelle du grain (échelle mésoscopique). Concrètement, cette relation d'échelle fait appel à la résolution du problème d'une inclusion noyée dans un milieu homogène équivalent (HEM) respectant la condition d'auto-cohérence. Cette estimation de la contrainte/déformation locale permet alors d'utiliser un modèle de comportement pour les grains seuls. Dans cette étude, le choix s'est porté vers un modèle de type Méric Cailletaud [1], largement utilisé pour les superalliages base nickel monocristallins. Cette contrainte locale est alors projetée sur les différents systèmes de glissement (échelle microscopique) de la maille cristallographique CFC (uniquement les systèmes octaédriques dans la suite). Une dernière étape consiste à homogénéiser les taux de déformation plastique locaux calculés précédemment afin d'obtenir une activité plastique effective. Ces techniques d'homogénéisation ont déjà été utilisées pour simuler le comportement purement élastique ou élasto-plastique d'agrégats DS. Dans une étude récente, il a été montré l'importance de l'hétérogénéité locale du tenseur d'élasticité [2]. Notre contribution se focalise sur l'extension du modèle en β [3], à une hétérogénéité élastique locale. L'avantage de ce modèle est de simuler l'accommodation plastique intergranulaire à l'aide d'une loi phénoménologique classiquement utilisée pour caractériser l'écroutissage cinématique. Une forme explicite de la relation de transition d'échelle peut alors être formulée, ce qui rend la résolution numérique plus rapide. Toutefois, il est nécessaire de calibrer cet écroutissage de voisinage à l'aide d'un autre modèle à champ moyen ou de simulations FECP sur un élément de volume représentatif (VER). Ainsi, il est intéressant de quantifier la validité des estimations locales du modèle à la fois par rapport à un VER mais aussi sur un calcul de structure où les hétérogénéités du matériau sont couplées à des hétérogénéités géométriques de la structure étudiée. La figure 1 présente le cas d'une éprouvette en croix utilisée pour réaliser des essais expérimentaux biaxiaux. Un premier travail de « découpe » de la CAO de l'éprouvette a été effectué afin d'insérer une microstructure synthétique DS (par pavage de Voronoï). Nous nous proposons de comparer deux modélisations de niveau 2 et 3. Pour la simulation à champ complet (niveau 3), nous appliquons le modèle de Méric Cailletaud sur tous les groupes d'éléments en

assignant une orientation cristallographique aléatoire différente sur chacun d'eux. Pour la simulation à champs moyens, nous appliquons le modèle en β sur toute l'éprouvette. Celui-ci a préalablement été calibré en utilisant un VER périodique et des sollicitations uniaxiales de traction et cisaillement. Ensuite sur chaque groupe d'éléments, nous traçons la carte de la contrainte locale estimée par le modèle en β pour l'orientation qui a été imposée dans le modèle « champs complets ». Cela nous permet de quantifier la prédiction locale obtenue sur la règle en β dans un calcul de structure.

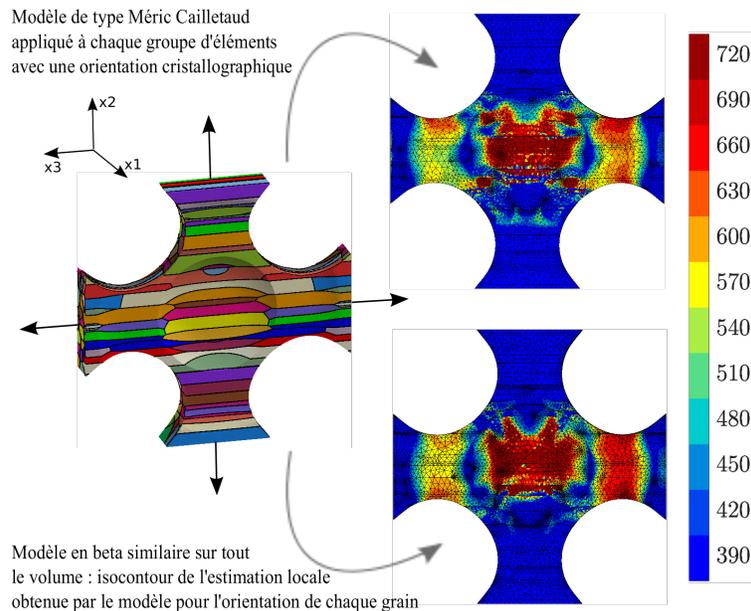


FIGURE 1 – Comparaison de la carte de la contrainte σ_{33} obtenue à l'aide d'une modélisation à champ complet avec un modèle de Méric Cailletaud par rapport à l'estimation locale fournie par le modèle en β avec le même modèle à l'échelle locale. Celle-ci est réalisée pour un chargement bi-axial proportionnel avec un déplacement imposé.

Références

- [1] L. Méric, P. Poubanne, and G. Cailletaud. Single crystal modeling for structural calculations. Part 1 : Model presentation. *J. of Engng. Mat. Technol.*, 113 :162–170, 1991.
- [2] G. Martin, N. Ochoa, K. Sai, E. Hervé-Luanco, and G. Cailletaud. A multiscale model for the elastoviscoplastic behavior of directionally solidified alloys : Application to FE structural computations. *Int. J. Sol. Structures*, 51 :1175–1187, 2014.
- [3] G. Cailletaud and P. Pilvin. Utilisation de modèles polycristallins pour le calcul par éléments finis. *Revue Européenne des Éléments Finis*, 3(4) :515–541, 1994.