



**HAL**  
open science

## **Modélisation viscoplastique du comportement de structure oligogranulaires en alliages à solidification dirigée**

Florent Coudon, Stéphane Gourdin, Lionel Marcin, Georges Cailletaud

### ► **To cite this version:**

Florent Coudon, Stéphane Gourdin, Lionel Marcin, Georges Cailletaud. Modélisation viscoplastique du comportement de structure oligogranulaires en alliages à solidification dirigée. 13e colloque national en calcul des structures, May 2017, Giens, Var, France. <hal-01815828>

**HAL Id: hal-01815828**

**<https://minesparis-psl.hal.science/hal-01815828v1>**

Submitted on 14 Jun 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.



HAL Authorization

## Modélisation viscoplastique du comportement de structures oligogranulaires en alliages à solidification dirigée

F. Coudon<sup>1,2</sup>, S. Gourdin<sup>2</sup>, L. Marcin<sup>2</sup>, G. Cailletaud<sup>1</sup>

<sup>1</sup> MINES ParisTech, PSL Research University, Centre des matériaux, CNRS UMR 7633, BP87, 91003 Evry Cedex, France, {florent.coudon,georges.cailletaud}@mines-paristech.fr

<sup>2</sup> Safran, Rue des Jeunes Bois, Châteaufort, CS 80112, 78772, Magny-Les-Hameaux, France, {florent.coudon,stephane.gourdin,lionel.marcin}@safrangroup.com

**Résumé** — Dans les structures oligogranulaires, les approches macroscopiques ne permettent pas de rendre compte de l'hétérogénéité locale du champ de contraintes. Cette étude se propose donc d'introduire de manière explicite des microstructures synthétiques types dans la pièce et de faire un calcul en champ complet avec une loi de plasticité cristalline, dans le but de caractériser numériquement (i) la variabilité de la réponse mécanique, (ii) la nocivité d'une désorientation primaire. Dans le second cas, c'est une aube de turbine basse pression qui sera étudiée, alors que le premier calcul porte sur une éprouvette de laboratoire, sans désorientation primaire. Le matériau considéré est le superalliage base nickel DS200+Hf.

**Mots clés** — plasticité cristalline, calcul de structure, analyse statistique.

### 1 Introduction générale

L'alliage DS200+Hf est mis en œuvre pour la fabrication des aubes de turbine basse pression chez Safran Aircraft Engines. Ce matériau est constitué de grains colonnaires dont l'orientation suivant la direction de croissance est de type  $\langle 001 \rangle$ , les orientations secondaires des grains étant aléatoires comme l'illustre la figure 1. Ainsi, le comportement mécanique de ce type d'alliage polycristallin à solidification dirigée (alliage DS) est intermédiaire entre le comportement mécanique macroscopiquement isotrope des alliages polycristallins conventionnels et le comportement anisotrope des alliages monocristallins, employés pour les parties les plus chaudes du moteur. De ce fait, des outils de dimensionnement spécifiquement adaptés au cas des alliages DS pour estimer la déformation et la durée de vie des aubes de turbine sont nécessaires. Ces outils de dimensionnement devront s'alimenter de données expérimentales permettant le suivi du comportement mécanique et des modes d'endommagement.

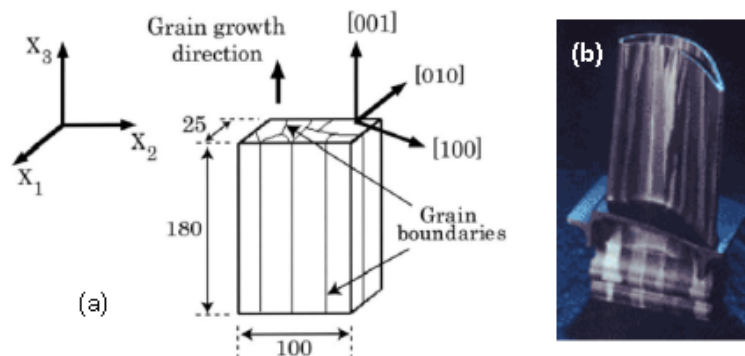


FIGURE 1 – (a) Schéma de l'orientation des grains et (b) exemple d'une aube avec une structure à grains colonnaires

A la difficulté de trouver une loi de comportement mécanique adaptée à ce type de matériau, s'ajoute la difficulté de passer à l'échelle d'une structure. En effet, les pièces sont « oligogranulaires », c'est-à-dire qu'elles ne contiennent qu'un nombre très faible de grains. Sous certaines conditions, l'orientation des

quelques grains dans la structure devient le facteur d'ordre 1 régissant la réponse mécanique. Quelles sont alors les possibilités de la simulation numérique permettant de prévoir le comportement d'une pièce lorsque sa microstructure reste inconnue ? Afin d'évaluer les apports et limitations d'une modélisation en champ complet sur la réponse mécanique locale et globale, nous la confrontons à des cas de structures de complexité croissante : une éprouvette cruciforme sollicitée en traction biaxiale monotone et une aube de turbine basse pression soumise à un chargement thermomécanique.

## 2 Variabilité de la réponse mécanique sur une éprouvette cruciforme

La première partie de l'étude cherche à modéliser la réponse mécanique d'une éprouvette cruciforme en DS200+Hf. Dans une étude précédente, des essais expérimentaux ont été menés à température ambiante pour différents rapports de charge des deux axes, l'un correspondant à une direction longitudinale et l'autre à une direction transverse de l'alliage [1]. Un modèle micromécanique, basé sur le schéma auto-cohérent, a été utilisé pour la simulation numérique associée. Les résultats montrent une bonne corrélation essai/calcul sur les valeurs globales de la force et du déplacement. Toutefois, les mesures de champs effectuées mettent en évidence des zones de déformation localisée qui sont liées à l'orientation cristallographique locale. D'une éprouvette à l'autre, il n'y a pas de raison que la valeur de déformation soit la même pour un point géométrique donné. L'introduction explicite de microstructures types dans l'éprouvette va permettre d'estimer les fluctuations auxquelles il faut s'attendre pour une géométrie donnée.

### 2.1 Maillage tridimensionnel à l'échelle des grains

Ce premier paragraphe illustre la méthode utilisée pour générer de manière automatisée des maillages de l'éprouvette cruciforme auxquels seront associés des jeux d'orientations cristallographiques synthétiques. Certaines étapes sont illustrées en figure 2.

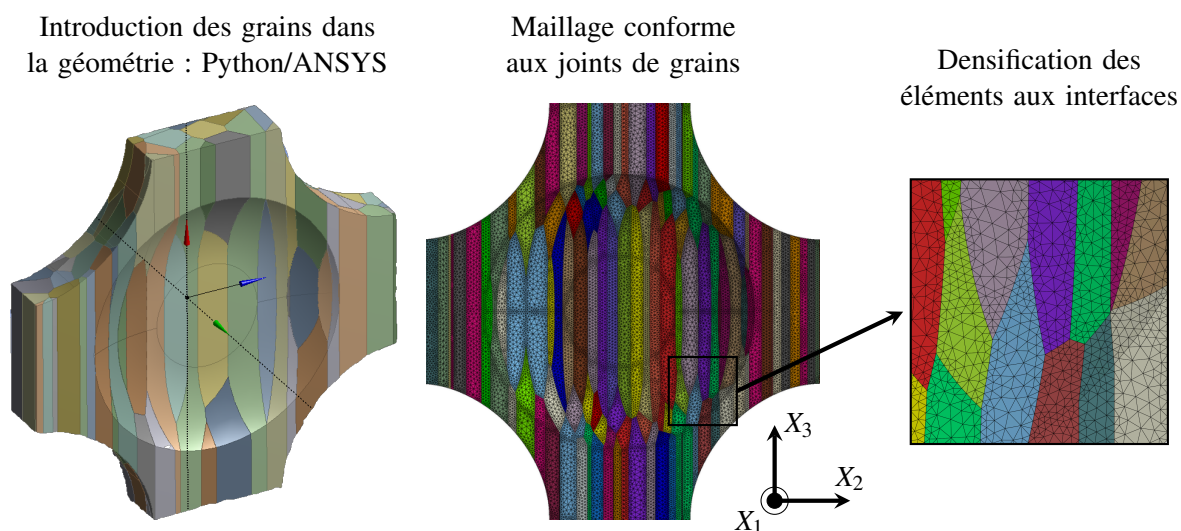


FIGURE 2 – Chaîne d'opérations permettant d'introduire une texture « 2D extrudée » synthétique à partir d'un pavage de Voronoï dans une géométrie tridimensionnelle complexe. Le maillage total comporte 650 grains et près de 4 millions de nœuds.

Un pavage de Voronoï est généré à l'aide de bibliothèques disponibles en langage Python. La définition des grains à l'aide des positions et de l'ordre des arêtes est reformulée sous forme d'esquisses lisibles par le module de design d'ANSYS. Le maillage est ensuite réalisé dans ce logiciel. Finalement, nous sommes en mesure d'étudier un lot de pièces virtuelles définies par une géométrie, une morphologie et une répartition des grains, et un jeu d'orientations cristallographiques assignées à chaque point de Gauss.

## 2.2 Calculs effectués

Pour illustrer la méthode, un chargement biaxial en traction monotone pour un rapport de 1 entre le déplacement longitudinal et le déplacement transverse est étudié. La valeur maximale du déplacement relatif entre les deux extrémités est de  $400\ \mu\text{m}$  (nous nous inspirons des déplacements réels des essais sur DS200+Hf). Le modèle de plasticité cristalline proposé initialement par Méric et Cailletaud [2, 3] pour les superalliages base nickel monocristallins est utilisé. Au préalable, les paramètres matériau ont été identifiés à partir d'essais, sur une version monocristalline MarM200+Hf et des éprouvettes DS200+Hf sollicitées uniquement dans la direction longitudinale, issus d'une étude réalisée à l'institut PPRIME [4].

Dans l'application que nous montrons ici, les pièces étudiées ont toutes la même morphologie de grains, et diffèrent uniquement par leur jeu d'orientations cristallographiques. De plus, on fait l'hypothèse d'un « DS parfait » c'est-à-dire que tous les grains ont un axe cristallographique  $\langle 001 \rangle$  (de la maille CFC) confondu avec la direction longitudinale. Le problème d'assignation aléatoire des orientations cristallographiques se réduit donc au choix d'une valeur pour l'angle d'Euler  $\phi_1 \in [0^\circ, 90^\circ[$  (l'intervalle est discrétisé tous les  $3^\circ$ ), les deux autres angles restant nuls. La simulation par éléments finis utilise le solveur parallèle du code de calcul Zset [5] (méthode FETI). On travaille sur 8 sous-domaines, qui sont générés au moyen du module de découpage *Metis*. Sur chaque sous-domaine, la loi de comportement est intégrée en utilisant 4 *threads*.

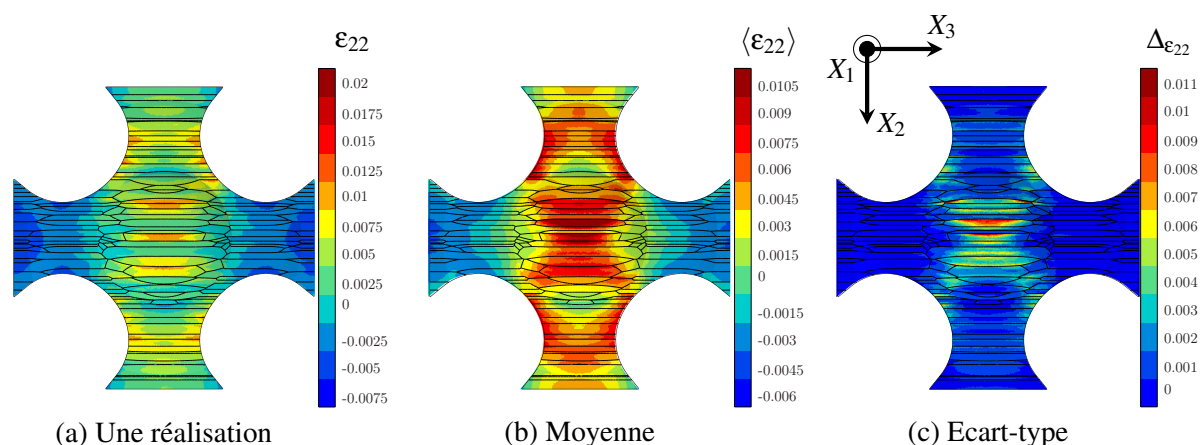


FIGURE 3 – Cartographies des valeurs aux points de Gauss (a) de la composante transverse  $\epsilon_{22}$  du tenseur des déformations pour une pièce virtuelle, (b) de la moyenne pour dix jeux d'orientations et (c) de l'écart-type, après un chargement biaxial de traction monotone avec un déplacement relatif de  $400\ \mu\text{m}$ .

## 2.3 Résultats et discussion

Nous avons réalisé dix calculs différents sur le même maillage. La figure 3(a) montre une carte de la déformation transverse en fin de chargement. Nous observons une localisation préférentielle de la déformation sur certains grains. Celle-ci peut atteindre 2 %, alors que les modèles homogènes prévoient une valeur maximale de l'ordre de 1.2 % [1]. C'est cette valeur qui est retrouvée lorsqu'on effectue la moyenne des dix réalisations, comme le montre la figure 3(b). Comme cela a été observé dans de précédentes simulations polycristallines [6], la dispersion de la réponse est essentiellement localisée sur les joints de grains. Dans le cas présent, l'écart-type est aussi fort que la moyenne. Les résultats sont étudiés pour les autres composantes du tenseur des déformations mais également pour d'autres variables. On remarque par exemple que la composante longitudinale du tenseur des déformations est insensible au changement de texture, et cela indépendamment du rapport de charge appliqué.

Une étude plus fine peut être menée dans la zone évidée de l'éprouvette, en faisant également varier le maillage (morphologie et répartition des grains). En combinant les calculs sur un nombre suffisant de maillages, et en utilisant pour chaque maillage suffisamment de jeux d'orientations, nous sommes en

mesure de construire une densité de probabilité pour chaque variable du problème (contrainte, déformation, somme des glissements,...). Ainsi, nous pourrions mettre en place des analyses statistiques telles que la probabilité d'atteindre une contrainte maximale admissible dans la zone d'intérêt.

### 3 Application à un cas métiers : aube de turbine basse pression DS200+Hf

#### 3.1 Présentation du cas-test

Nous nous proposons maintenant d'appliquer la méthodologie développée sur une aube de turbine en DS200+Hf. Nous utilisons la même procédure que précédemment pour introduire une microstructure granulaire synthétique générée à partir d'un pavage de Voronoï. L'exemple de la figure 4(a) est une aube contenant au total 121 grains. A chaque grain est affectée une orientation aléatoire définie par les trois angles d'Euler  $\phi_1$ ,  $\Phi$  et  $\phi_2$ . Contrairement au cas de l'éprouvette traité à la section précédente, nous souhaitons caractériser l'influence d'une désorientation primaire. Il se peut en effet que certains grains soient désorientés par rapport à l'axe de solidification. L'objectif est ici de voir s'il est possible de bien quantifier cette influence. C'est l'angle  $\Phi$  qui représente cette désorientation. Il est choisi dans un intervalle de  $0^\circ$  à  $90^\circ$ , en suivant une loi normale préalablement identifiée à partir d'analyses EBSD, effectuées sur des échantillons en DS200+Hf [4]. Les angles  $\phi_1$  et  $\phi_2$  sont choisis aléatoirement entre  $0^\circ$  et  $359^\circ$ .

Le calcul est effectué en statique, en bloquant les déplacements au niveau du pied de l'aube (contact aube-disque), et en appliquant une vitesse de rotation et un champ thermique correspondant à un régime moteur spécifique.

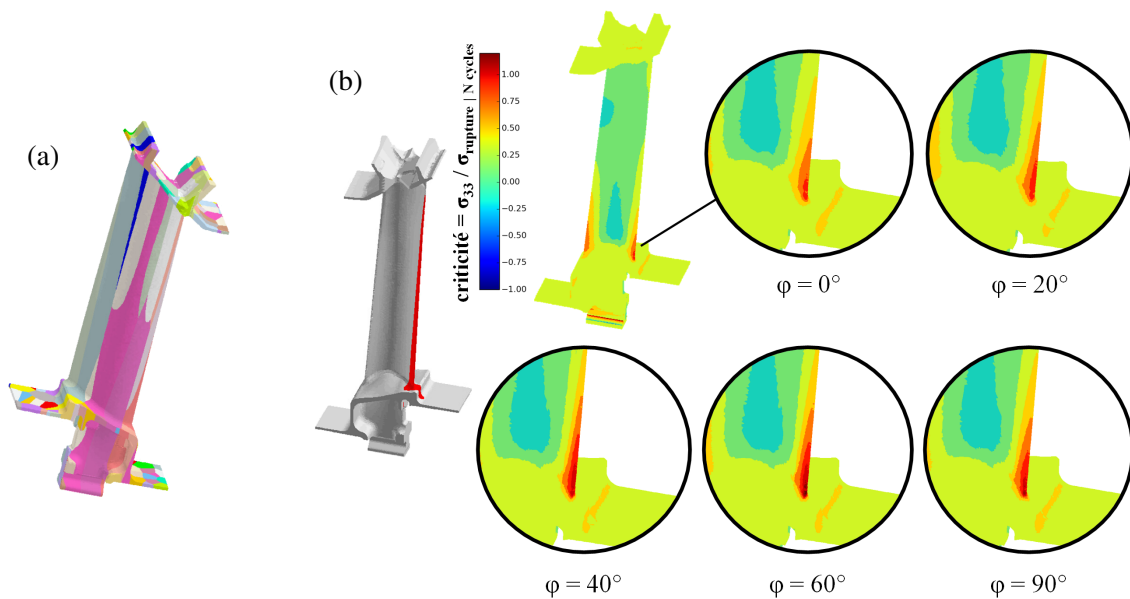


FIGURE 4 – (a) Aube de turbine contenant 121 grains et (b) Influence de la désorientation primaire d'un grain (en rouge sur la figure) sur la criticité en bord de fuite

#### 3.2 Etude de l'influence de la désorientation primaire

Les analyses quantitatives effectuées portent sur l'influence du nombre de grains dans la pale et sur l'effet de la présence d'une désorientation primaire en zone critique. Une fois le calcul de comportement effectué, des cartes de «criticité» sont tracées, en faisant appel à des post-traitements de fatigue oligocyclique et de fluage. Les cartes résultent d'un post-traitement permettant de normer la composante  $\sigma_{33}$  du tenseur des contraintes par la contrainte à rupture pour un nombre de cycles  $N$  donné. Cette contrainte à rupture a été identifiée sur une large campagne d'essais effectués sur des éprouvettes en déformation imposée, dans le sens longitudinal et à différentes températures. Ainsi, si la criticité est inférieure à 1, le

nombre de cycles  $N$  n'est pas atteint. Nous pouvons constater que ce critère est bien respecté sur l'ensemble du modèle, mais que des zones critiques existent au bas des bords d'attaque et de fuite.

Nous proposons donc d'évaluer l'influence d'une orientation primaire non contrôlée, que nous faisons varier entre  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , d'un grain se situant directement sur le bord de fuite comme le présente la figure 4(b). Les résultats montrent qu'à partir de  $60^\circ$  de désorientation primaire, le critère de durée de vie fixé n'est plus respecté (la criticité est supérieure à 1). Bien évidemment cette désorientation est importante, mais dans cet exemple, nous ne nous sommes intéressés qu'à l'orientation d'un seul grain sans considérer l'influence des grains voisins. Nous pouvons ainsi supposer que des configurations critiques existent pour des désorientations primaires plus faibles.

Dans tous les cas, ces résultats mettent en évidence l'intérêt de la modélisation explicite par «force brute» vis-à-vis des approches macroscopiques qui supposent le comportement homogène. En outre, l'utilisation d'une approche explicite peut permettre de justifier les critères qualité de production établis aussi bien sur la désorientation primaire en zone critique que sur le nombre de grains présents dans la pale.

## 4 Conclusion

Afin d'analyser la réponse mécanique de structures oligogranulaires présentant des zones à gradient de contraintes, des modélisations en champ complet ont été réalisées sur des cas à complexité croissante (chargement thermomécanique et géométrie). Pour rendre compte du comportement du matériau, un modèle de plasticité cristalline a été identifié sur une large base de données expérimentale et une stratégie de maillage a été proposée pour introduire une répartition explicite des grains au sein d'une structure. Dans le cas de l'éprouvette cruciforme, l'étude de la variabilité de la réponse mécanique en fonction de l'orientation cristallographique a permis de mettre en évidence la dispersion des valeurs de déformation et de contrainte, spécialement aux joints de grains. La popularisation du calcul intensif [7] va permettre de réaliser ce type de simulations avec un temps de retour suffisamment court pour rendre accessibles des analyses de sensibilité sur cas réels à partir d'un grand nombre de tirages.

## Références

- [1] F. Coudon. *Comportement élasto-viscoplastique à haute température du superalliage à solidification dirigée DS200+Hf*. PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2017.
- [2] 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.
- [3] L. Méric and G. Cailletaud. Single crystal modeling for structural calculations. Part 2 : Finite element implementation. *J. of Engng. Mat. Technol.*, 113 :171–182, 1991.
- [4] L. Mataveli Suave. *Etude de la durée de vie à haute température de l'alliage DS200*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, 2017.
- [5] Non-linear material and structure analysis suite (zset), Version 8-6. <http://www.zset-software.com/>. Accessed : 2016-10-26.
- [6] F. Barbe, S. Quilici, S. Forest, and G. Cailletaud. Numerical study of crystalline plasticity : measurements of the heterogeneities due to grain boundaries under small strains. *Revue de Métallurgie*, 100 :815–823, 2003.
- [7] A. Parret-Fréaud, C. Rey, F. Feyel, C. Bovet, P. Gosselet, B. Marchand, and N. Spillane. HPC en contexte industriel : méthodes de décomposition de domaine robustes et application à des calculs époustouffants sur cas métiers. In *CSMA 2017*, Giens, 2017.