

JOURNEES THEMATIQUES MECAMAT des Groupes "Approches Probabilistes en Mécanique des Milieux Hétérogènes" - "Rhéologie des Matériaux Hétérogènes -- Traitements thermomécaniques"

10-11 mai 2011, CEMEF, Sophia Antipolis, Amphi Mozart

Programme

Mardi 10 mai

10h – 10h40 : accueil

10h40

F. Barbe, R. Quey, A. Tahimi, L. Taleb, A. Guillet, « Plasticité de polycristaux EF 3D soumis à transformation de phase diffusive. Histoire complète de γ à α pour un acier », INSA Rouen / Ecole des Mines de St Etienne.

11h05

G. Damamme, « Eléments pour l'analyse des changements de phase sous choc », CEA DAM

11h30

My Thu Tran, F. Montheillet, D. Piot, G. Damamme, « Les structures de trempe du Zirconium », EMSE / CEA DAM

11h55

J.-F. Zaragoci, L. Silva, M. Bellet, Ch.-A. Gandin, “Numerical modelling of tensile testing in the mushy state based on an in situ and real-time 3D X-ray microtomography”, Cemef Mines Paristech

12h20 – 14h : Pause déjeuner

14h00

D. Piot, G. Damamme, F. Montheillet, « Modélisation de la recristallisation dynamique discontinue du Nickel et distribution de tailles de grains en régime stationnaire », Ecole des Mines de St Etienne / CEA DAM.

14h25

R. Logé, S. Bag, K. Huang, “A 2-site mean field model of discontinuous dynamic recrystallization. Application to 304L stainless steel”, Cemef Mines Paristech

14h50

G. Jacquet, F. Montheillet, J.D. Mithieux, « Etude de la cinétique de recristallisation au laminage à chaud d'un acier inoxydable ferritique », Ecole des Mines de St Etienne

15h15

S. Rousselle, R. Logé and N.Bozzolo, “Measuring the evolution of the recrystallized volume fraction during hot forming using stress-strain curves: application to Inconel 718”, Cemef Mines Paristech

15h40

T. Richeton, V. Taupin, S. Berbenni, G. Wang et C. Fressengeas, « Conditions de continuité aux interfaces, anisotropie induite et effets de taille sur le durcissement », LEM3 U. Paul Verlaine de Metz.

16h05 – 16h30 pause café

16h30

C. Kerisit, N. Bozzolo, R. Logé, « Etude de la stabilité cristallographique de monocristaux de tantale en laminage et en compression, et lien avec les phénomènes de restauration / recristallisation statiques », Cemef Mines Paristech

16h55

A. Belkhabbaz, R. Brenner, B. Bacroix, « Etude du comportement élastoplastique d'agrégats polycristallins par homogénéisation numérique », U. Paris XIII

17h20

A.L. Cruz-Fabiano, R. Logé and M. Bernacki, "Modelling of static and dynamic recrystallization processes at the mesoscopic scale in 304L stainless steel.", Cemef Mines Paristech

17h45

N. Bayona-Carrillo, N. Bozzolo, J-J. Fundenberger et F. Wagner, "Effet de la recristallisation sur la texture et l'anisotropie de tubes de Ti3Al2.5V laminés à pas de pèlerin et conséquences sur le comportement mécanique en traction", LEM3 U. Paul Verlaine de Metz.

Mercredi 11 mai

9h00

M. Bernacki, K. Hitti, A-L. Cruz-Fabiano, A. Agnoli, R. Logé, "Génération statistique de VERs et modélisation EF d'évolutions microstructurales", Cemef Mines Paristech

9h25

J. Dirrenberger, D. Jeulin, M. Faessel and S. Forest, "Statistical representative volume element for materials made of Poisson's fibers networks", Centre des Matériaux et Centre de Morphologie Mathématique Mines Paristech

9h50

M. Oumarou, D. Jeulin, J. Renard, "Multi-scale statistical approach of the elastic and thermal behavior of a thermoplastic Polyamid-glass fiber composite", Centre des Matériaux Mines Paristech

10h15

J. Escoda, F. Willot, D. Jeulin, J. Sanahuja, C. Toulemonde, "Analyse morphologique de champs élastiques 3D. Application à un matériau cimentaire", Centre de Morphologie Mathématique Mines Paristech / EDF.

10h40 – 11h00 Pause

11h00

A. Zouaghi, M. Bellet, Y. Bienvenu, G. Perrin, D. Cedat, M. Bernacki, « Modélisation de la phase de compaction du procédé CIC à l'échelle mésoscopique », Cemef / CdM Mines Paristech / Areva NP

11h25

S. Descartes, M. Busquet, Y. Berthier, C. Desrayaud, E.F. Rauch, « Évolution de microstructures déformées par "HPT" et corrélation avec les transformations tribologiques superficielles : couplage expérimental et numérique - Cas du fer pur. », INSA Lyon / Ecole des Mines de St Etienne / INPG-SIMAP.

11h50

K. Huang, S. Jacomet, R. Logé, "Quasi In Situ EBSD Investigation of Static/Postdynamic Recrystallization in 304L Stainless Steel", Cemef Mines Paristech.

12h15-12h30 : discussion / conclusion

12h30-14h00 : déjeuner

14h00-15h30 : visite possible du CEMEF pour ceux qui sont intéressés

JOURNEES THEMATIQUES MECAMAT des Groupes "Approches
Probabilistes en Mécanique des Milieux Hétérogènes" - "Rhéologie des
Matériaux Hétérogènes -- Traitements thermomécaniques"

10-11 mai 2011, CEMEF, Sophia Antipolis

Résumés des interventions

Plasticité de polycristaux EF 3D soumis à transformation de phase diffusive. Histoire complète de γ à α pour un acier

F. Barbe¹, R. Quey², A. Tahimi¹, L. Taleb¹, A. Guillet¹

¹INSA Rouen, Groupe de Physique des Matériaux, CNRS UMR 6634 76801, Saint Etienne du Rouvray, France

²Ecole des Mines de Saint-Etienne, Centre SMS, CNRS UMR 5146, 158 cours Fauriel, 42023 Saint-Etienne, Cedex 2, France

Les transformations de phase de l'austénite vers la ferrite, perlite, bainite ou martensite constituent une des étapes clé de l'élaboration d'un acier à partir de laquelle s'opère l'amélioration de ses propriétés. Incorporer tous les mécanismes physiques et leurs interactions complexes mis en jeu lors d'une telle transformation dans une modélisation d'évolution de microstructure depuis la phase parente jusqu'au produit et en tenant compte de l'historique thermomécanique de la phase parente constitue donc un des enjeux majeurs des développements actuels.

Etant donné les finesses de représentations spatiale et temporelle qu'elles exigent, les modélisations basées sur la thermodynamique des transformations de phase (champs de phase en particulier) butent sur le problème de l'opérabilité ou des temps de calculs pour la simulation d'une transformation complète à l'échelle d'un VER 3D. L'approche proposée consiste à reproduire les caractères principaux des cinétiques de transformations de phase diffusives à l'échelle granulaire d'un polycristal 3D et à calculer, par la méthode EF, les champs élasto-visco-plastiques – régis par des lois de plasticité cristalline – émanant des interactions locales entre grains des deux phases dans un polycristal soumis à un chargement extérieur [1].

La modélisation est mise en oeuvre dans le cas d'une transformation austéno-ferritique d'un acier modèle pour la caractérisation de l'effet de l'historique thermomécanique sur les propriétés effectives du produit. Elle est par ailleurs mise en confrontation avec d'autres modélisations et avec des mesures expérimentales sur la base de la déformation plastique induite par transformation de phase perlitique (TRIP) dans un acier 100Cr6 [2].

References

[1] F. Barbe, R. Quey, A numerical modelling of 3D polycrystal-to-polycrystal diffusive phase transformations involving crystal plasticity, *Int. J. Plasticity*, in press, doi: 10.1016/j.ijplas.2010.09.008.

[2] A. Tahimi, F. Barbe, L. Taleb, R. Quey, A. Guillet, Evaluation of microstructurebased transformation plasticity models from experiments on 100C6 steel, Accepted manuscript, doi:10.1016/j.commat.2011.01.052

Éléments pour l'analyse des changements de phase sous choc.

G. Damamme – CEA-DAM – Bruyères-le-Châtel

Introduction. Généralités sur les chocs.

Les chocs sont des changements d'état thermodynamique de la matière qui se propagent à célérité supersonique. Ils sont nécessairement associés à un saut d'entropie positif. La détermination globale de leurs caractéristiques résulte des équations de conservation de la mécanique (masse, quantité de mouvement, énergie) qui, dans ce cas, prennent la forme de relations de saut. On établit notamment que (les variables utilisées sont soit massiques, soit intensives):

- $[[p]] = - m^2 [[v]]$ avec $m = \rho_0 D$, D célérité de propagation de la discontinuité par rapport à l'amont (l'état initial) ; c'est la droite de Rayleigh, et que
- $[[E]] = - p^{\text{bar}} [[v]]$, équation qui fournit le lieu des points a priori accessibles par choc à partir d'un point (p_0, v_0) donné, le pôle ; c'est la courbe d'Hugoniot (seule la partie correspondant à $[[s]] > 0$ est à conserver). On établit que la courbe d'Hugoniot, qui dépend du pôle, et la courbe isentropique sont osculatrice au pôle.

L'intersection, dans le plan (p, v) , de la courbe d'Hugoniot et de la droite de Rayleigh détermine l'état atteint derrière un choc de célérité D .

Pour un changement d'état thermodynamique non accompagné d'un changement de phase ou de réaction chimique, les expressions de $E(p, v)$ à utiliser dans l'expression du saut d'énergie sont identiques (dans le cas d'un matériau solide, approche identique excepté que les déformations à considérer sont des déformations planes et que les contraintes normales σ_{nn} remplacent (au signe près) la pression p).

Choc avec changement d'état

La prise en compte d'un changement d'état physique (transformation de phase) ou chimique (réactions) lors du choc revient à utiliser différentes expressions de l'énergie $E(p, v)$ pour l'état initial et pour l'état final. La courbe d'Hugoniot ne passe plus alors par le pôle et la célérité minimale d'une telle onde de choc est supérieure à la célérité du son.

En général de tels changements d'état ne sont pas instantanés (durent un certain temps) donc s'étalent sur une certaine épaisseur et nous pouvons être intéressé par la structure de cette zone de transition, ce qui peut être fait en introduisant l'équation d'état des zones

partiellement transformées $E(p, v, \varepsilon)$ que l'on peut supposer être en état d'équilibre thermodynamique partiel à ε , la fraction massique transformée, donnée.

La donnée d'une cinétique de transformation, $d\varepsilon/dt = \chi(\varepsilon, p, v)$, permet alors de déterminer comment ces différents états sont parcourus.

Il est possible d'illustrer simplement ces différents phénomènes si l'on dispose de modèles simples d'équation d'état pouvant rendre compte des réactions chimiques ou bien des changements de phase ; c'est pour partie le but de la présentation.

Pour un choc avec réaction chimique (écoulement réactif), l'on a alors affaire à un régime de détonation. On peut alors prendre comme modèle d'équation d'état celle d'un gaz parfait, $e(p, v, \varepsilon) = pv / \Gamma - Q \varepsilon$ (Q , chaleur de réaction, coefficient de Grüneisen $\Gamma = \gamma - 1$)

Alors la célérité du son vaut $c_0 = \sqrt{(g p_0 v_0)}$ alors que la célérité minimale de détonation vaut $D_{C-J} = \sqrt{(c_0^2 + 2(\gamma^2 - 1) Q)}$

L'on dispose par ailleurs d'une structure pour la zone de réactions (le schéma Zeldovitch-Neumann-Döring), un choc (non réactif) suivi d'une zone de réactions chimiques (durant laquelle la pression décroît et le volume massique croît).

Notez qu'alors l'état amont n'est pas un réel état d'équilibre thermodynamique mais plutôt un état d'équilibre métastable (à réactions chimiques figées).

Un tel modèle ne peut donc pas convenir pour rendre compte de transitions entre de véritables états d'équilibre thermodynamique ; il nous faut donc disposer d'autres formes d'équations d'état simples et pouvant rendre compte de changements de phase simples.

Bien que les équations d'état de type Mie-Grüneisen (courbe de référence (par exemple une isentropique), $p = p^*(v)$, coefficient de Grüneisen, $\Gamma = \Gamma(v)$ et capacité calorifique (massique) à volume constant, $c_v = c_v(s)$) soient mieux adaptées pour rendre compte des phases solides, nous continuerons à illustrer les phénomènes de changement de phase sous choc avec des équations d'état de type gaz parfait, les courbes de changement de phase retenues étant (pour des raisons de simplicité) des droites dans le plan (p, T) en l'occurrence de la forme $p = k T$. L'effet de changement de phase peut alors être simplement illustré ainsi que les cas les plus courants pouvant se présenter (d'autres cas particuliers, attachés aux formes d'équations d'état ou de courbes de changement de phase, nécessiteraient des développements plus complexes).

Les structures de trempe des alliages de zirconium

My Thu Tran^a, Frank Montheillet^a, David Piot^a, Gilles Damamme^b.

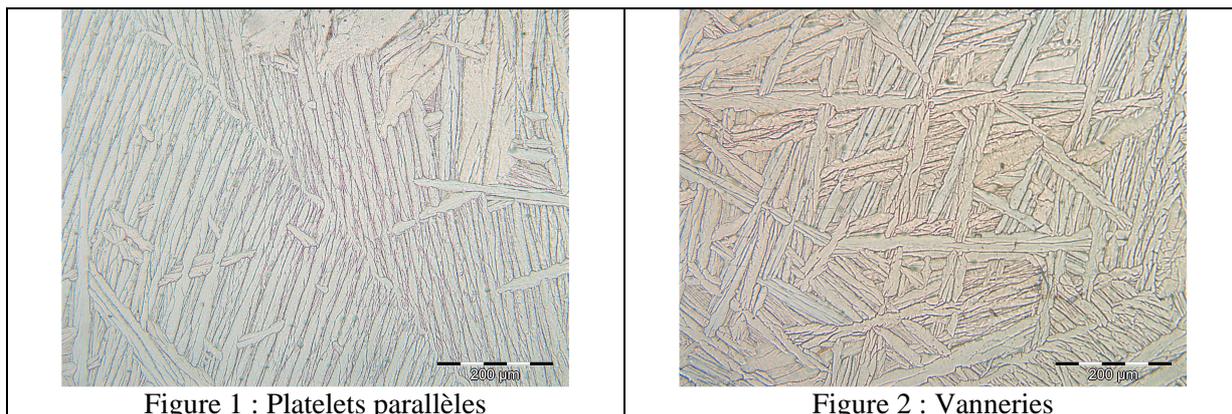
^aCentre SMS, LCG UMR 5146, Ecole Nationale Supérieure des Mines, 158 cours Fauriel, 42023 Saint Etienne, France

^bCEA-DAM Centre-Ile de France-Bruyères-le-Châtel

Les alliages de zirconium sont principalement utilisés dans l'industrie nucléaire, notamment pour les assemblages de combustibles dans les Réacteurs à Eau Pressurisés (REP). Ils sont choisis pour leur transparence aux neutrons ainsi que pour leurs bonnes propriétés mécaniques et leur bonne résistance à la corrosion.

Le processus de fabrication des tubes de gainage à base de ces alliages est relativement lourd, la connaissance de leur microstructure et de son évolution est nécessaire pour maîtriser les différents traitements thermomécaniques. L'un des objectifs de la thèse en cours est de caractériser les microstructures des alliages de zirconium (le Zircaloy-4 et le M5) exposés à différentes conditions de températures et de contraintes au cours de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ notamment afin de comprendre par la suite la sélection des variants.

Ces alliages sont obtenus par le procédé fusion à l'arc (VAR), ils subissent ensuite une série de forgeages puis sont portés à haute température (vers 1050°C) pour une trempe. Lors de cette trempe, une transformation allotropique s'effectue et engendre une structure dite de Widmanstätten qui est une structure de type lamellaire. Ces lamelles peuvent présenter deux morphologies : soit elles sont disposées parallèlement les unes aux autres, ce sont des « platelets parallèles » (voir Figure 1), soit elles sont enchevêtrées entre elles, ce sont alors des « vanneries » (voir figure 2).



Outre l'aspect morphologique, le zirconium présente deux structures cristallographiques. Une structure hexagonale compacte (phase α) à température ambiante, et une structure cubique centrée (phase β) au dessus de la température de transition qui est de 865°C. La transformation $\beta \rightarrow \alpha$ s'effectue selon les relations d'orientation de Burgers. Le plan $\{110\}_\beta$ de la phase β et le plan $\{0001\}_\alpha$ de la phase α doivent être parallèles en maintenant les directions $\langle 111 \rangle_\beta$ de la phase β et $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ de la phase α parallèles.

Un variant est une orientation spécifique de la phase α . Etant donné qu'il y existe 6 plans $\{110\}_\beta$, il existe donc 6 variants engendrés par chacun de ces plans. De plus, lors de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ l'angle entre les grandes diagonales dans le plan $\{110\}_\beta$, étant de $70^\circ 32'$, se réduit à 60° . Cette diminution entraîne une rotation d'environ 5° autour de l'axe c de la phase α , dans un sens ou dans l'autre. De ce fait, il existe deux orientations légèrement différentes pour les lamelles α que l'on appelle des variants jumeaux. En résumé, un grain β peut donner 12 variants différents.

Les propriétés des alliages possédant une structure cristalline hexagonale, tels que le zirconium et le titane, dépendent de leur texture cristallographique. Il est proposé ici une étude sur la sélection des variants dans l'alliage Zircaloy-4 à l'aide d'une analyse EBSD. Pour cela, plusieurs cartographies EBSD ont été acquises. Dans chacune d'elles, on isole chacun des ex-grains β (voir figure 3) afin de quantifier les fractions des variants présents (voir figure 4).

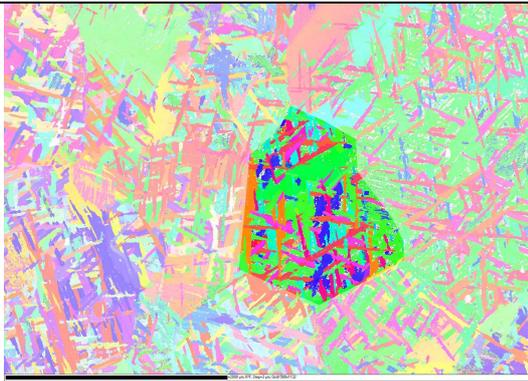


Figure 3 : Cartographie colorée en IPF de l'axe Z de la billette du Zy-4 trempé

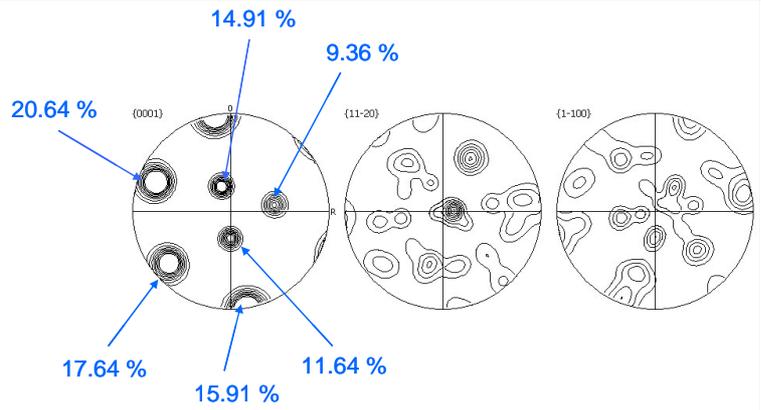


Figure 4 : Figures de pôles du Zy-4 trempé

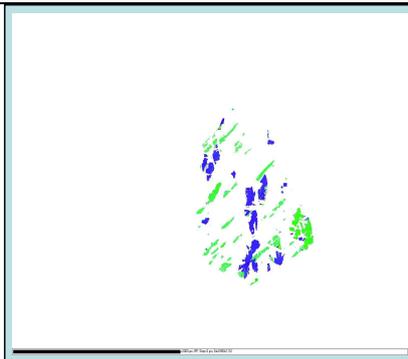


Figure 5 : Cartographie colorée en IPF d'un ex-plan (110)

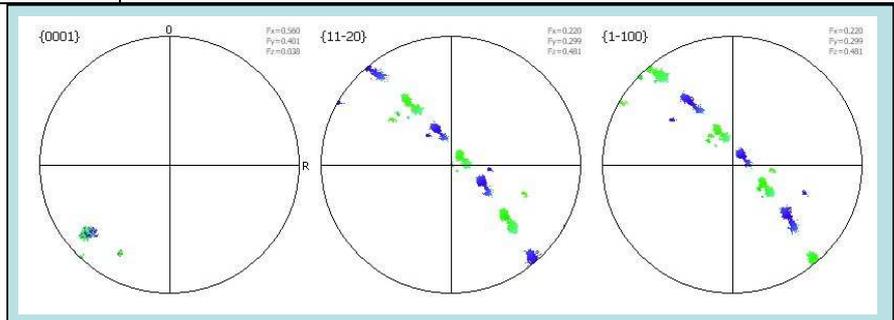


Figure 6 : Figures de pôles correspondant à la figure 5

Sachant que l'orientation d'un axe c correspond à l'orientation d'un ex-plan (110) donné, on observe que pour une orientation de l'axe c, plusieurs variants sont présents (voir figures 5- 6-7).

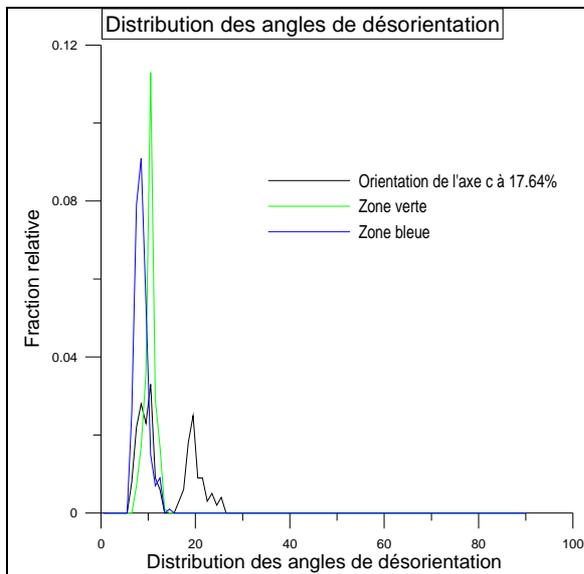


Figure 7 : Distribution des angles de désorientation

Une fois que la caractérisation de l'état initial sera définie, les études futures consisteront à déterminer les paramètres ayant une influence sur la sélection des variants. Par exemples l'application d'une contrainte lors du refroidissement ou bien la vitesse de refroidissement

Numerical modelling of tensile testing in the mushy state based on an in situ and real-time 3D X-ray microtomography

J.-F. Zaragoci*, L. Silva, M. Bellet, Ch.-A. Gandin

MINES ParisTech, CEMEF – Centre de Mise en Forme des Matériaux, CNRS UMR 7635, 1 Rue Claude Daunesse, 06904 Sophia Antipolis Cedex, France

*Corresponding author: MINES ParisTech, Tel: +33 -(0)4 93 67 89 61

Email address: jean-francois.zaragoci@mines-paristech.fr

KEYWORDS: In situ and real-time 3D X-Ray Microtomography, Finite element Level Set method, Aluminium alloy in the mushy state, Tensile testing, Hot tearing

In situ three dimensional observations of the deformation of a semi-solid Al-Cu alloy at constant temperature have been obtained using X-ray microtomography [Ter 09]. This microstructure is composed of three phases: solid grains, liquid veins and pockets, and gas contained in porosities. Finite element representations are built thanks to these observations with the help of a Marching Cubes algorithm, as shown in figure 1. Numerical tensile testing is then applied to this numerical microstructure.

The numerical model is based on an Eulerian framework, for which a Level Set function is used to represent the interface between phases (solid, liquid, gas). Boundary conditions are: an imposed velocity at the bottom and at the top of the sample, to match the experimental observations at the limits of the experimental window. The air and liquid phases have a Newtonian behaviour, while the solid phase is supposed viscoplastic with a behaviour modelled by a power law. A classical mixture law is used to define a viscosity in each point of the computational domain, which is the input of the mechanical (Stokes) solver. Several iterations are made to take into account the non linear behaviour of the solid phase. The velocity derived from the Stokes solver is used to compute new Level Set functions at each time step, thanks to a convective reinitialisation approach [Vil 10]. The finite element method is used to solve the Stokes and Level Set equations using CIMLib, a scientific computational library developed at MINES ParisTech – CEMEF [Dig 07]. Results obtained in a two dimensional configuration demonstrate the model abilities. In view of the extension to three-dimensional simulations, computation cost savings are needed. A preliminary study has been conducted for simple cases, using mesh adaptation algorithms, the numerical parameters of which have been calibrated.

[Dig 07] Dignonnet H., Silva L., Coupez T. *Numiform*, 2007, vol. 208, p. 269.

[Ter 09] Terzi S., Salvo L., Suéry M., Limodin N., Adrien J., Maire E., Pannier Y., Bornert M., Bernard D.,

Felberbaum M., Rappaz M., Boller E. *Scripta Mat.*, 2009, vol. 61, p. 449.

[Vil 10] Ville L., Silva L., Coupez T. *Int. J. Numer. Meth. Fl.*, 2010, doi: 10.1002/fld.2259

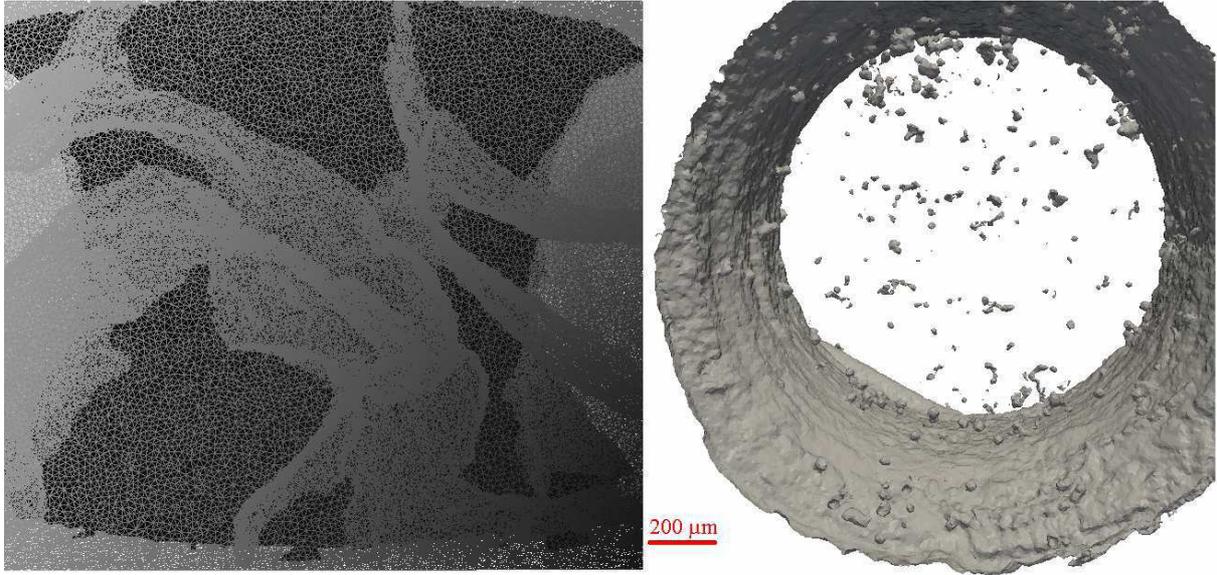


Figure 1. On the left: mesh obtained from an experimental image. The black contour represents the sample, surrounded by gas. On the right: the same numerical sample following the tensile axis and showing initial porosities.

A 2-site mean field model of discontinuous dynamic recrystallization. Application to 304L stainless steel

R. Logé, S. Bag, K. Huang

MINES ParisTech, CEMEF – Centre de Mise en Forme des Matériaux, CNRS UMR 7635, 1 Rue
Claude Daunesse, 06904 Sophia Antipolis Cedex, France

E-mail: Roland.Loge@mines-paristech.fr; phone: +33 (0) 4 93 95 74 33

A grain scale model of discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) is presented, in which elementary physical phenomena are described such as strain hardening, recovery, grain boundary migration, and nucleation. The microstructure is represented through a set of representative grains defined by their size and dislocation density. It is linked to a constitutive law giving access to the polycrystal flow stress. Interaction between representative grains and the surrounding material is idealized using a two-site approach whereby two homogeneous equivalent media with different dislocation densities are considered. Topological information is incorporated into the model by prescribing the relative weight of these two equivalent media as a function of their volume fractions. This procedure allows accounting for the well-known necklace structures. The model is applied to the prediction of DDRX in 304L stainless steel, with parameters identified using an inverse methodology based on a genetic algorithm. Results show good agreement with experimental data at different temperatures and strain rates, predicting recrystallization kinetics, recrystallized grain size and stress-strain curve. Parameters identified with one initial grain size lead to accurate results for another initial grain size without introducing any additional parameter.

Keywords: Dynamic recrystallization, dislocation density, grain size, nucleation, flow stress, topology, genetic algorithm, parameter identification, 304L steel.

Etude de la cinétique de recristallisation au laminage à chaud d'un acier inoxydable ferritique

G. Jacquet¹, F. Montheillet¹, J.D. Mithieux²

¹Ecole des Mines de Saint-Etienne - Centre SMS - CNRS UMR 5146 - 158 cours Fauriel, 42023 St-Etienne

²Aperam Isbergues- Centre de recherche- BP15 62330 Isbergues

Ces dernières années, les variations du coût des éléments d'addition des aciers inoxydables austénitiques ont générés des niveaux de prix historiquement hauts. L'accent a donc été mis sur le développement de nuances inoxydables ferritiques. Equivalentes dans de nombreux domaines, celles-ci présentent toutefois une formabilité et un aspect de surface inférieurs, qui sont imputables à la texture cristallographique marquée du matériau. La teneur élevée en chrome leur confère une structure ferritique à toute température, il n'y a donc pas de transformation de phase susceptible atténuer les conséquences du laminage à chaud (LAC) sur la microstructure et la texture, notamment la formation de bandes de grains.

L'objectif de cette étude est donc de fournir un outil de prévision de la microstructure au cours du LAC d'un acier inoxydable ferritique stabilisé à 20%Cr (AISI445). Deux nuances sont investiguées, la nuance E1 stabilisée par du Nb et la nuance E2 stabilisée par du Ti et du Nb.

La première partie de cette présentation portera sur l'étude rhéologique de ces matériaux, basée sur des essais de compression uniaxiale. A partir des valeurs de contraintes maximales σ_M et de la loi de comportement $\sigma_M = kZ^m$ faisant intervenir le paramètre de Zener-Hollomon Z, des coefficients globaux de sensibilité à la température Q et à la vitesse de déformation m ont été déterminés. Même si la nuance E2 atteint des contraintes maximales plus élevées de quelques MPa, ces deux nuances présentent des coefficients m et Q similaires. De plus, chaque courbe contrainte-déformation, dans le domaine de consolidation, peut être définie par une fonction dépendant d'un coefficient d'écroutissage h et de restauration dynamique r. Cette étude a permis d'établir un modèle prédictif de la sensibilité de h et r, et par suite de la contrainte, à la température et à la vitesse de déformation. Bien qu'ayant des sensibilités globales identiques, il existe des différences de comportement, principalement en fonction de la température, des paramètres h et r pour ces deux nuances. Cet écart de comportement est porté sur la Figure 1 en fonction de Z. Un parallèle peut être fait entre ces écarts et une évolution différente de l'état de précipitation en fonction de la température.

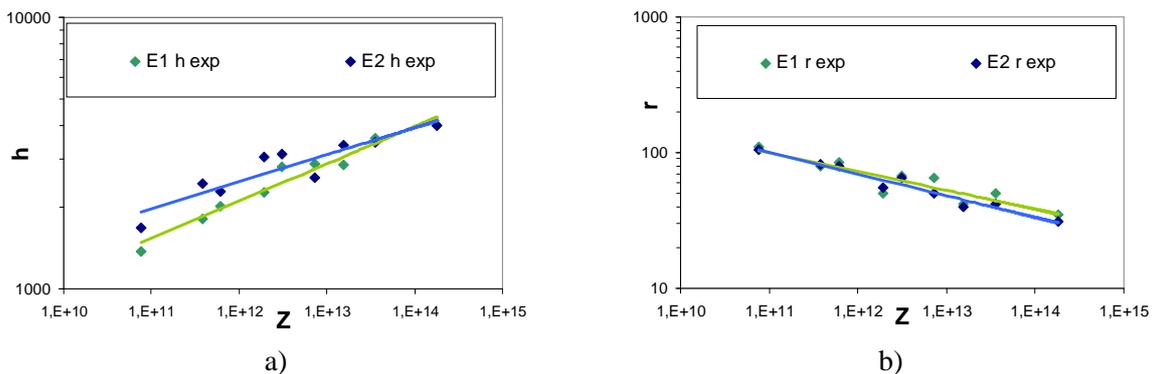


Figure 1: Evolution de a) h et de b) r en fonction de Z

Dans un deuxième temps, les premiers résultats d'essais de compression plane par bi-poinçonnement sur Gleeble 3500 seront exposés pour la nuance E2. Ceux-ci ont pour but de quantifier l'évolution de la microstructure en fonction des divers paramètres opératoires, à savoir la température, le taux de déformation, la vitesse de déformation, le temps de maintien post-déformation.

Les microstructures sont caractérisées par une fraction recrystallisée, une taille de grains afin de définir une cinétique de recrystallisation. Un exemple d'évolution de la microstructure au cours du maintien post-déformation est illustré par la Figure 2. L'utilisation de la technique EBSD permet enfin de connaître l'évolution de la distribution des angles de désorientation et de la texture pour les différentes conditions testées.

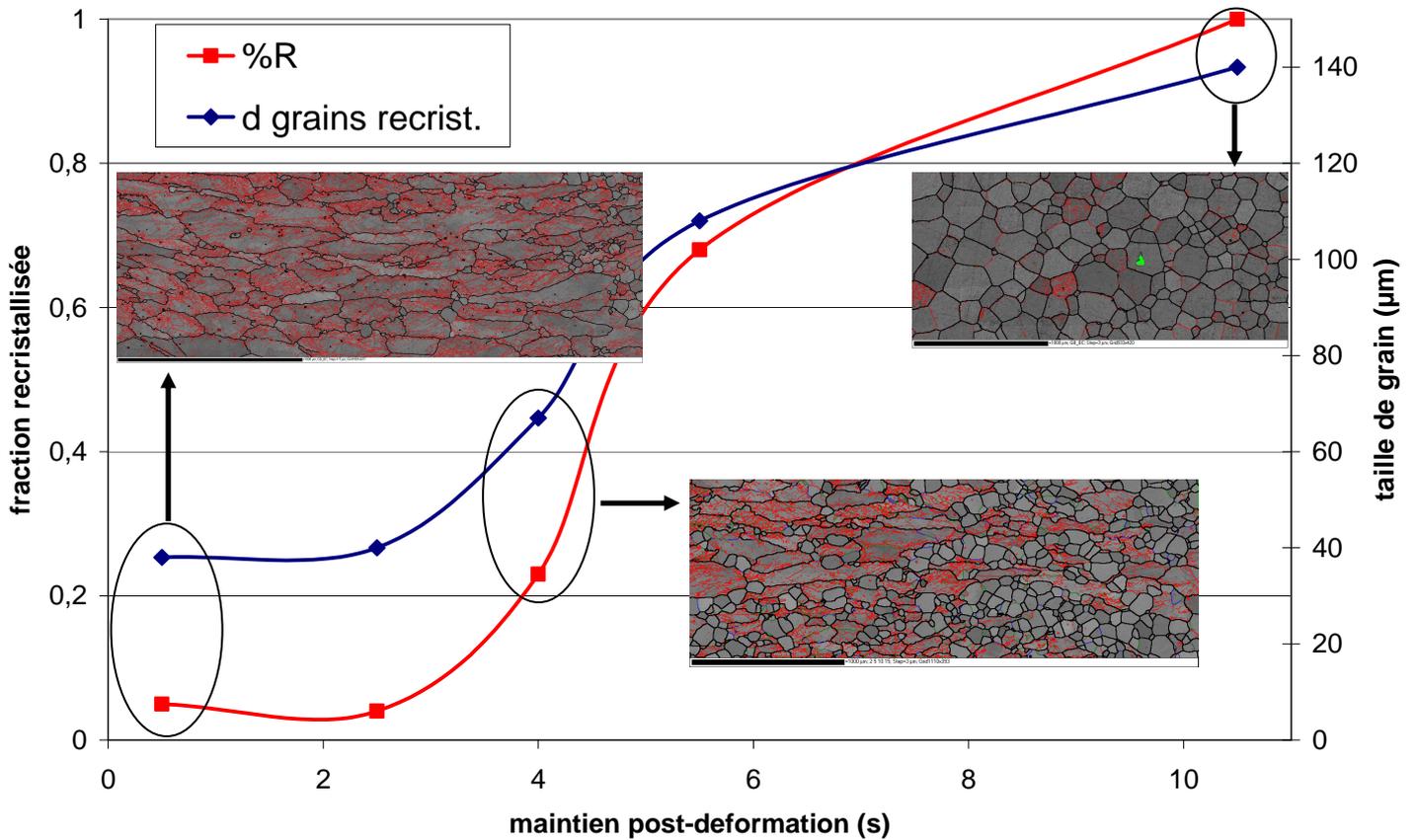


Figure 2: évolution de la fraction et de la taille de grains recrystallisés pendant le maintien post-déformation. Les désorientations comprises entre 2° et 15° sont en rouge, celles supérieures à 15° sont en noir. nuance E2, $\epsilon=0,6$, 1100°C, 100s⁻¹

Measuring the evolution of the recrystallized volume fraction during hot forming using stress-strain curves: application to Inconel 718

S.Rousselle, R. Logé and N. Bozzolo

Mines ParisTech, CEMEF - Centre de Mise en Forme des Matériaux, CNRS UMR 7635,
BP 207, 1 rue Claude Daunesse, 06904 Sophia Antipolis Cedex, France

Abstract

Constitutive behavior in hot forming conditions is a consequence of strain-hardening and softening mechanisms occurring at the scale of the grain structure. Softening mechanisms include dynamic recovery (DRV) and dynamic recrystallization (DRX). A graphic method allows to determine the evolution of the softening fraction thanks to rheological curves [Jonas, 2009]. This method is based on the difference between the curve involving only recovery (without recrystallization), and the experimental curve. The aim of this paper is to show that the softening fraction deduced from rheological curves corresponds well to the recrystallized fraction. Some hot torsion tests were achieved on the nickel base superalloy Inconel 718, at temperatures where the δ -phase has been dissolved. Applied strains were high enough to reach the steady state and a recrystallized fraction of 100 %. The comparison with the recrystallized fraction measured with the EBSD technique shows that the method is a fast and accurate way of assessing the evolution of the recrystallized volume fraction during hot deformation, regardless of the value of the Zener-Hollomon parameter.

Keywords: hot-torsion tests, dynamic recrystallization, recrystallized volume fraction, stress-strain curve, Inconel 718

Reference

[Jonas, 2009] J.J Jonas, X. Queleñec, L. Jiang, E. Martin, *The Avrami kinetics of dynamic recrystallization*, Acta Materialia 57 (2009) 2748–2756

Conditions de continuité aux interfaces, anisotropie induite et effets de taille sur le durcissement

T. Richeton^{1*}, V. Taupin¹, S. Berbenni¹, G.F. Wang², C. Fressengeas¹

¹Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3)

Université Paul Verlaine-Metz/CNRS, 57045 Metz Cedex, France

²School of materials science and engineering,

Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P.R. China

Dans la théorie des dislocations, les joints de grains sont modélisés par les densités de dislocations de surface, qui accommodent les discontinuités de rotation entre grains voisins au travers d'interfaces sans épaisseur [1]. Dans ce cadre, toute discontinuité de la distorsion élastique du réseau cristallin au travers de l'interface est autorisée, car elle peut toujours être accommodée par une densité appropriée de dislocations de surface. Au contraire, dans une description continue des interfaces, celles-ci s'étendent sur une épaisseur finie et supportent des distributions volumiques de dislocations. La description non-singulière d'une interface I de normale \mathbf{n} exclut donc la présence de dislocations de surface. Elle fournit des contraintes cinématiques sur le saut de la distorsion élastique $[\mathbf{U}_e]$ due à la présence de dislocations : la partie tangentielle du tenseur \mathbf{U}_e doit être continue, c'est à dire $\forall \mathbf{l} \in I, [\mathbf{U}_e] \cdot \mathbf{l} = \mathbf{0}$ ou $[\mathbf{U}_e] \times \mathbf{n} = \mathbf{0}$. Nous analysons les conséquences de cette condition de continuité tangentielle sur l'érouissage des composites à matrice métallique. Des simulations par éléments finis de la réponse en cisaillement de composites d'Al renforcés par des particules de SiC sont réalisées à partir de trois modèles différents : (i) un modèle de plasticité cristalline classique, (ii) le même modèle complété par la mise en œuvre de la condition **de continuité tangentielle** aux interfaces matrice/particule, et (iii) un modèle de mécanique des champs de dislocations prenant en compte la présence et le transport des dislocations polaires (géométriquement nécessaires). L'étude s'intéresse aux effets du trajet de chargement, de la taille et de la forme des particules sur l'érouissage des composites. Tous les modèles rendent compte d'effets de forme et de taille et de l'effet Bauschinger, mais à des niveaux différents. En plasticité cristalline standard, l'origine de ces propriétés provient du respect des conditions de compatibilité d'Hadamard [2] aux interfaces matrice/particule. L'intensité de l'effet Bauschinger et des effets de taille est directement reliée à la quantité de surface interfaciale sur laquelle opèrent les conditions de compatibilité. L'ajout de la condition non-locale $[\mathbf{U}_e] \times \mathbf{n} = \mathbf{0}$ accroît fortement ces effets et conduit à l'apparition de nouveaux effets de taille. La présence et le transport des dislocations polaires dans le troisième modèle complète l'interprétation en fournissant l'évolution des microstructures de dislocations. Ce dernier modèle fournit les contraintes internes associées aux dislocations polaires et à l'érouissage cinématique du composite. Il amplifie d'autant plus les effets de forme et de taille de particules sur l'érouissage du composite, ainsi que sa dépendance vis-à-vis du trajet de chargement [3].

Références :

- [1] Frank, F.C., 1950. In: Symposium on The Plastic Deformation of Crystalline Solids, Mellon Institute, Pittsburgh, (NAVEXOS-P-834), p.150.
- [2] Hadamard, J., 1903. Leçons sur la propagation des ondes et les équations de l'hydrodynamique, Paris:Herman.
- [3] Richeton, T., Wang., G.F., Fressengeas, C., Continuity constraints at interfaces and their consequences on the work hardening of metal-matrix composites, submitted J. Mech. Phys. Solids

Étude de la stabilité cristallographique de monocristaux de tantale en laminage et en compression, et lien avec les phénomènes de restauration / recristallisation statiques.

C. Kerisit¹, N. Bozzolo¹, R. Logé¹

¹Mines ParisTech, CEMEF – Centre de mise en forme des matériaux, CNRS UMR 7635, BP207, 06904 Sophia Antipolis cedex, France

Suivant leur orientation cristallographique dans un polycristal, les grains de tantale vont se comporter différemment pendant la déformation. En effet, le comportement du monocristal pendant la déformation va à la fois dépendre de son orientation cristallographique initiale par rapport à un repère macroscopique et du mode de déformation.

Le but de cette étude est de déterminer quelles orientations cristallographiques sont susceptibles de développer une sous-structure afin de comprendre la relation entre orientation cristallographique initiale, structure de dislocations après déformation et phénomènes de régénération de la microstructure pendant un traitement thermique (restauration et recristallisation),

Cette étude est basée à la fois sur les résultats déjà présents dans la littérature ainsi que sur l'utilisation d'un modèle de plasticité cristalline. Dans un premier temps, nous chercherons à vérifier la relation qui peut exister entre orientation initiale et stabilité de celle-ci lors d'une déformation de type laminage. Le degré de stabilité cristallographique engendre différentes structures de dislocations après déformation. Puis à partir de ces résultats, nous chercherons à déterminer des orientations cristallographiques permettant d'obtenir différentes structures de dislocations mais cette fois-ci dans le cas de la compression, plus facile à réaliser en laboratoire.

Etude du comportement élastoplastique d'agrégats polycristallins par homogénéisation numérique

A. Belkhabbaz¹, R. Brenner¹, B. Bacroix¹

¹ Laboratoire des Propriétés Mécaniques et Thermodynamiques des Matériaux,
Université Paris XIII, av J.-B. Clément, 93430 Villetaneuse, France

Résumé :

Les méthodes d'homogénéisation en champs moyens ainsi que la méthode des éléments finis sont habituellement utilisées pour décrire le comportement élastique et plastique des agrégats polycristallins. Dans ce travail, nous avons choisi de mettre en oeuvre une méthode d'homogénéisation en champs complets utilisant la technique des transformées de Fourier pour résoudre de manière itérative l'équation de Lippmann-Schwinger du problème hétérogène (Moulinec et Suquet, 1994). Nous nous intéressons d'une part au rôle de la texture morphologique sur les réponses locale et effective et d'autre part à la régularisation du critère de plasticité à l'échelle des systèmes de glissement (c.-à-d. la loi de Schmid).

Différentes microstructures artificielles ont été générées à l'aide d'un processus de mosaïque de Voronoi afin d'étudier la sensibilité de la réponse à l'échelle globale et à l'échelle des grains, en particulier l'effet des grains voisins sur la dispersion de la mesure des champs locaux. Dans un premier temps, cette étude a été menée pour un polycristal ne présentant pas de texture cristallographique avec un comportement local élastique linéaire anisotrope. On montre une faible influence de la forme des grains sur la réponse du matériau.

Pour l'étude de la plasticité, nous introduisons dans un premier temps une description de la surface de charge initiale (seuil de microplasticité) fondée sur la statistique des champs locaux. Cette approche utilise l'écart type et la moyenne de la cission résolue sur les différents systèmes de glissement pour définir une cission dite effective dans la loi de Schmid. Dans un second temps, nous abordons l'étude de la transition élastoplastique à l'aide de critères de plasticité régularisés (Gambin, 1992).

Modelling of static and dynamic recrystallization processes at the mesoscopic scale in 304L stainless steel.

A.L. Cruz-Fabiano, R. Logé and M. Bernacki

Mines ParisTech, CEMEF - Centre de Mise en Forme des Matériaux, CNRS UMR 7635, BP 207,
1 rue Claude Daunesse, 06904 Sophia Antipolis Cedex, France

Abstract

Mechanical and electrical material properties depend on the material microstructure. Being able to predict and to control the material microstructure after mechanical and thermal treatments is therefore essential. Plastic deformation, as well as static and dynamic recrystallization, are modelled at the mesoscopic scale in order to follow detailed evolutions of the microstructure topology. A model based on a finite element formulation combined with a level set framework is shown to successfully describe primary recrystallization, and subsequent grain growth. Digital microstructures were created based on experimental data using the Laguerre-Voronoi cells method. The level set framework describes the granular structure and a convection-diffusion formulation implements grain boundary motion. The kinetics and the topological evolutions induced by primary recrystallization and grain growth are discussed from simple test cases to more complex configurations. The recrystallization results are compared with the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov theory while the grain growth is compared with Burk and Turnbull's theory.

Keywords: Recrystallization, grain growth, level set framework, finite element method, plastic deformation

Effect of Recrystallization on Tensile Behavior, Texture, and Anisotropy of Ti-3Al-2.5 V Cold Pilgered Tubes

Nicolás Bayona-Carrillo, Nathalie Bozzolo, Jean-Jacques Fundenberger, Bertrand Thomas, Patrick Camelin, Emmanuel Lenarduzzi and Francis Wagner

Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3)

Université Paul Verlaine-Metz/CNRS, 57045 Metz Cedex, France

Abstract

The recrystallized volume fraction of Ti 3Al 2.5V seamless tubes is measured using electron BackScatter diffraction (EBSD) after annealing under various conditions. Standard tensile tests and contractile strain ratio (CSR) measurements are carried out in order to analyze the effect of recrystallization on the tensile behavior and the anisotropy of the tubes. The tensile tests show anomalous yield-point phenomena, which become stronger when the recrystallized fraction is increased. CSR value changes through recrystallization, from 0.8 in the cold worked stress relieved (CWSR) state to 1.1 in the fully recrystallized structure. Orientation distribution functions (ODFs) calculated from X-ray data reveal a decay in the intensity of the crystallographic texture as recrystallization advances. This can explain the tendency toward isotropy when complete recrystallization is achieved.

Article de Reference:

Bayona-Carrillo, N., Bozzolo, N., Fundenberger, J.-J., Thomas, B., Camelin, P., Lenarduzzi, E. and Wagner, F. (2011), Effect of Recrystallization on Tensile Behavior, Texture, and Anisotropy of Ti-3Al-2.5 V Cold Pilgered Tubes. *Advanced Engineering Materials*, 13: 383–387. doi: 10.1002/adem.201000328

Statistical representative volume element for materials made of Poisson's fibers networks

J. Dirrenberger¹, D. Jeulin^{1,2}, M. Faessel² and S. Forest¹

¹MINES ParisTech, Centre des Matériaux, CNRS UMR 7633, BP 87, 91003 Evry Cedex, France

²MINES ParisTech, Centre de Morphologie Mathématique, 35 rue Saint-Honoré, 77305 Fontainebleau Cedex, France

justin.dirrenberger@mines-paristech.fr

Abstract:

A method for determining statistical representative volume element (RVE) of random media was developed and implemented in earlier works by co-authors [1-4]. This technique uses the geostatistics notion of integral range, which gives information about the domain size of a specimen for which a measure has suitable statistical representativity [5,6]. The present work aims at defining RVE of Poisson's fibers for which integral range tends towards infinity, making the previous method inadequate; in order to overcome such trouble, we thus have to improve our statistical criterion. Hence, a large number of realizations of numerically generated infinite Poisson's fibers isotropically distributed in space for an increasing sample size are done. The properties of such digital specimens are studied: volume fraction of fibers and overall elastic moduli are considered. The former is estimated using random point process with enough occurrences to achieve an error of 0.5%. Elastic moduli are obtained by homogenization coupled with finite element method using static uniform boundary conditions (SUBC) and kinematic uniform boundary conditions (KUBC). Scaling laws linking variance of properties to either specimen volume size or count of fibers are plotted, they are found to be power laws with exponents $2/3$ instead of 1 in the standard case, giving a larger statistical RVE for the same precision, as demonstrated in [7].

References:

- [1] : T. Kanit, S. Forest, I. Galliet, V. Mounoury and D. Jeulin, Determination of the Size of the Representative Volume Element for Random Composites: Statistical and Numerical Approach, *International Journal of Solids and Structures* **40** (2003) 3647–3679.
- [2] : T. Kanit, F. N'Guyen, S. Forest, D. Jeulin, M. Reed and S. Singleton, Apparent and effective physical properties of heterogeneous materials: Representativity of samples of two materials from food industry, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **195** (2006) 3960–3982.
- [3] : K. Madi, S. Forest, M. Boussuge, S. Gailliègue, E. Lataste, J.-Y. Buffière, D. Bernard and D. Jeulin, Finite element simulations of the deformation of fused-cast refractories based on X-ray computed tomography, *Computational Materials Science* **39** (2007) 224–229.
- [4] : A. Jean, D. Jeulin, S. Forest, S. Cantournet and F. N'Guyen, A multiscale microstructure model of carbon black distribution in rubber, *Journal of Microscopy* **241** (2011) 243–260.
- [5] : G. Matheron, *Random Sets and Integral Geometry*, Wiley (1975).
- [6] : C. Lantuéjoul, Ergodicity and Integral Range, *Journal of Microscopy* **161** (1991) 387–403.
- [7] : D. Jeulin *et al.*, Variance scaling of Boolean random varieties, *in preparation* (2011)

Multi-scale statistical approach of the elastic and thermal behavior of a thermoplastic Polyamid-glass fiber composite

Mamane OUMAROU¹, Dominique JEULIN², Jacques RENARD³

^{1, 2, 3} Ecole des Mines de Paris, Centre des Matériaux P.M. Fourt, BP 87 91003 Evry Cedex, France

Abstract

The strong anisotropy of composite materials requires a more and more rigorous and precise analysis. That explains multi scale analysis carried out by researchers since several years.

Tests on a macroscopic scale can give relatively homogeneous results with a reduced standard deviation. But microscopical analysis of the same samples will show several heterogeneities related to the manufacturing process of materials and the geometry of their components. To have a better prediction of these materials, different scales have to be considered: microscopical scale (size of fibers), mesoscopical scale (intermediate size) and macroscopical scale (size of the samples). This is commonly called a multi-scale approach.

The aim of this paper is to determine the smallest volume which allows a good estimation of the macroscopical properties of the material, and which will be large enough to take into account all microscopical heterogeneities (clusters, fibers' size and spatial arrangement). It is the Representative Volume Element (RVE).

First, we focus on the influence of the microstructure's heterogeneities on thermal conductivity, shear and bulk moduli of polyamid glass fibers composite. From finite elements calculations on the real microstructure of the composite, we observe the influence of the local volume fraction and of the spatial arrangement of fibers. For thermal conductivity and bulk modulus the local volume fraction is the major factor. We improve these properties by increasing the volume fraction. For shear modulus, the spatial arrangement of fibers plays the paramount role if the size of microstructure is smallest than the RVE. So, to make a good prediction from multi scale approach, the knowledge of the RVE is fundamental.

By homogenization method and a statistical approach, we determine the RVE, which gives a correct estimation of the composite effective properties.

Keywords: Composite; multi-scale approach; microstructural analyses; numerical homogenisation; RVE.

Analyse morphologique de champs élastiques 3D. Application à un matériau cimentaire

J. ESCODA^{1,2}, F. WILLOT¹, D. JEULIN¹, J. SANAHUJA², C. TOULEMONDE²

¹Centre de Morphologie Mathématique, Mathématiques et Systèmes, Mines Paristech, Fontainebleau, France

²Département Matériaux et Mécanique des Composants, Électricité de France, Moret-sur-Loing, France

julie.escoda@ensmp.fr

Les matériaux cimentaires sont des matériaux multi-échelles dont le comportement effectif dépend non seulement des comportements élémentaires des phases mais aussi de la morphologie, c'est-à-dire de l'arrangement spatial de leurs constituants. Leur comportement effectif est évalué par des méthodes d'homogénéisation.

Une image 3D de mortier (obtenue par microtomographie) segmentée en trois phases, a été utilisée comme microstructure. Dans l'hypothèse de l'élasticité linéaire pour chacune des phases, nous avons considéré différents contrastes entre les modules d'Young des granulats et de la matrice ($c = 10^{-8}, 3, 10^2, 10^3, 10^4$). Le contraste 3 correspond à l'ordre de grandeur réel du contraste entre les propriétés élastiques des phases ; les contrastes plus élevés et plus faibles permettent d'anticiper les besoins pour des calculs en fluage et endommagement respectivement. Les champs numériques locaux ont été calculés par l'algorithme FFT, pour un chargement en compression isotrope d'une part et en cisaillement d'autre part.

L'analyse de la réponse élastique proposée consiste à évaluer la moyenne $m(r)$, dans la matrice, d'une composante du champs de contrainte : ici $\sigma_m = (1/3)\sigma_{ii}$ et σ_{xy} pour un chargement en compression et en cisaillement (direction xy), respectivement. Cette moyenne est évaluée en fonction de la distance r à un ensemble donné (ici granulat ou squelette par zones d'influence des granulats).

Cette analyse montre qu'à fort contraste, les zones contenant de fortes valeurs de champs σ_m (resp. σ_{xy}), pour un chargement en compression (resp. cisaillement), sont préférentiellement localisées sur le SKIZ des granulats (voir Fig. 1). Ces zones constituent, en première approximation, des zones candidates à l'endommagement.

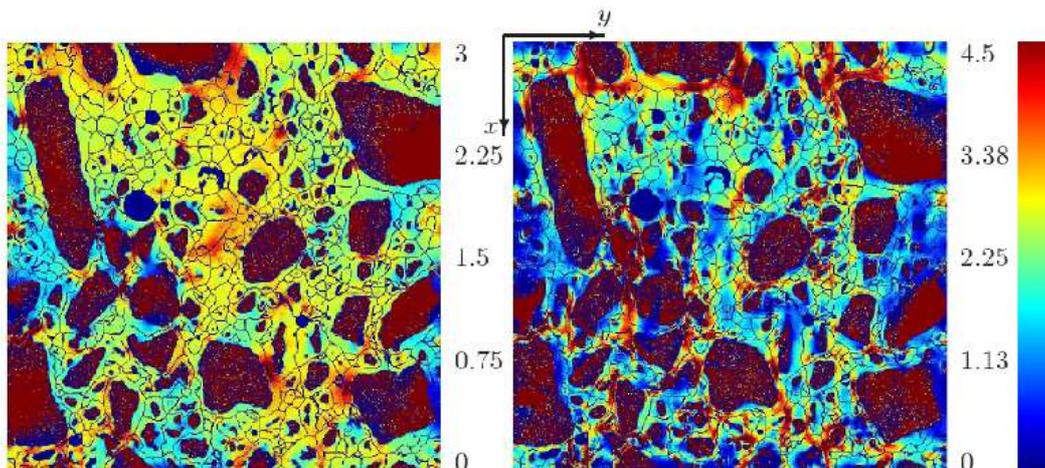


FIG. 1 – Coupe 2D de la composante parallèle du champ de contrainte dans le cas d'un chargement en compression et en cisaillement dans le cas d'un contraste de 10^4 entre le module d'Young des granulats et de la matrice. Le SKIZ des granulats est superposé en bleu.

Modélisation de la phase de compaction du procédé CIC à l'échelle mésoscopique

A. ZOUAGHI^a, M. BELLET^a, Y. BIENVENU^b, G. PERRIN^c, D. CEDAT^d, M. BERNACKI^a

^a MINES ParisTech, Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), UMR CNRS 7635, BP 207, 06904 Sophia-Antipolis, France

^b MINES ParisTech, Centre des Matériaux, UMR 7633, BP 87, 91003 Evry Cédex, France

^c AREVA NP, Tour Areva, 92084 Paris La Défense, France

^d AREVA NP, Centre Technique, BP 181, 71205 Le Creusot Cédex, France

Résumé

La Compaction Isostatique à Chaud (CIC ou Hot Isostatic Pressing HIP en anglais) est un procédé de compaction de poudre qui consiste à soumettre une enveloppe remplie de poudre à un traitement thermique sous pression isostatique. Dans ce procédé, la déformation viscoplastique des particules est un mécanisme prépondérant. Cependant, la compréhension de l'impact global des conditions aux limites thermo-mécaniques et de la granulométrie de poudre sur la microstructure obtenue après ce mécanisme n'est pas simple. Une méthode éléments finis basée sur l'utilisation de level-sets couplée avec une technique de remaillage est proposée afin de modéliser la déformation viscoplastique des particules de poudre à l'échelle mésoscopique sur un Volume Élémentaire Représentatif (VER). La méthode consiste à générer, dans un maillage éléments finis, un empilement de particules sphériques représenté implicitement par des fonctions level-set. Afin d'éviter un coût de calcul important, une adaptation de maillage est également effectuée au niveau des interfaces des particules pour les décrire correctement et gérer la forte discontinuité des propriétés physiques entre les deux sous-domaines (particules et espace inter-particulaire). Les résultats de ce travail sont présentés et discutés.

Evolution des microstructures déformées par HPT et corrélation avec les transformations tribologiques superficielles : couplage expérimental et numérique - Cas du fer pur

S. Descartes^(a), M. Busquet^(a), Y. Berthier^(a), C. Desrayaud^(b), E.F. Rauch^(c)

^(a) Université de Lyon, CNRS, INSA-Lyon, LaMCoS UMR 5259, F-69621 Villeurbanne

^(b) EMSE, CNRS, LCG (Centre SMS) UMR 5146, F-42023 Saint-Etienne

^(c) UJF, INPG, CNRS, SIMAP (Groupe GPM2) UMR 5266, F-38402 Saint Martin d'Hères

Contexte

Dans les contacts les matériaux sont soumis à des pressions instantanées de contact, qui peuvent varier de quelques MPa à quelques GPa, et à de forts gradients de cisaillement en surface [1]. Sous ces sollicitations tribologiques, des Transformations Tribologiques Superficielles (TTS) se produisent. Les TTS ont une épaisseur variant de quelques nanomètres à plusieurs dizaines de micromètres et sont souvent décrites comme du raffinement de grains important et/ou des changements de phase et/ou de la formation de solutions solides. L'importance relative des mécanismes possibles gouvernant leur formation a été largement explorée, attestant de la diversité de ces couches transformées mais aussi de la difficulté à comprendre et prédire leur formation.

Dans la littérature les essais de torsion sous haute pression (HPT) ont permis de produire des grains de taille nanométrique ou encore des changements de phase et les microstructures obtenues semblent comparables à celles induites par frottement pour les métaux [2, 3, 4]. Ces essais ont un double avantage : 1) reproduire dans les échantillons des conditions proches des conditions locales trouvées dans les contacts, i.e. forte pression hydrostatique et fort cisaillement ; 2) permettre de contrôler la déformation cumulée, la pression appliquée et le taux de déformation indépendamment. Ce type d'essais est donc un moyen d'étudier certains mécanismes de déformation conduisant à la formation des TTS, mais en dehors d'un contact classique, de manière mieux contrôlée [5].

Approche

Afin d'étudier la spécificité des cycles de contraintes et déformations locaux associés à l'évolution des microstructures déformées par HPT, les essais expérimentaux sont instrumentés numériquement.

Des échantillons cylindriques en fer de « ultra haute pureté » (99,99999%) avec une taille de grains initiale de 100 μ m, ont été déformés par HPT (dispositif de Bridgman) sous une pression nominale de 0,5GPa et 1GPa, à température ambiante, à une vitesse de l'ordre de 0,1s⁻¹. Les microstructures ont été caractérisées par imagerie "Focused Ion Beam", diffraction des électrons rétrodiffusés et cartographie rapide d'orientation dans un microscope électronique à transmission [6]. Les résultats en terme de couple mesuré et de microstructure 2 sont comparés aux résultats disponibles dans la littérature sur le fer-Armco déformé par HPT. En parallèle un modèle de l'essai, par éléments finis axisymétrique avec rotation, a été développé pour simuler les essais.

Résultats

Les grains initiaux sont d'abord fragmentés. Une sous-structure se forme (faibles angles de désorientation). Les angles de désorientation augmentent progressivement pour

finaleme nt former une structure (ou sous-structure) cristalline submicronique (notée "TTS" dans notre étude). Les grains finaux ont une taille de l'ordre de 220 nm. De plus la déformation conduit à une désorientation continue dans les grains ; et un gradient de désorientation continu significatif a été mis en évidence dans les grains.

Il a été mis en évidence que le raffinement se produit initialement en peau des éprouvettes puis se propage au travers du volume, mais il est préférentiellement situé au niveau de la zone d'adhérence et de la frontière entre cette zone et la zone de glissement. Ces caractérisations ont permis d'établir une cartographie localisant les zones raffinées dans le volume de l'échantillon en lien avec les conditions de contact aux interfaces enclumes-échantillon.

Les calculs par éléments finis ont montré que le raffinement de la microstructure était associé à une combinaison des paramètres suivants couplés : déformations plastiques équivalentes ($VM_e > 6$), gradients de déformation selon le rayon et selon la profondeur, et une pression hydrostatique importante pour garantir l'intégrité de l'échantillon [7].

Bibliographie

- [1] Y. Berthier, in: Wear, Materials, Mechanisms and Practice. Ed. G. Stachowiack Wiley, 2005, pp291-316.
- [2] Y. Ivanisenko, W. Lojkowski, R.Z. Valiev, H.-J. Fecht, Acta Mater. 51 (2003) 5555–5570.
- [3] F. Wetscher, A. Vorhauer, R. Stock, R. Pippan, A 387–389 (2004) 809–816.
- [4] F. Wetscher, B. Tian, R. Stock, R.Pippan, Materials Science Forum Vols. 503-504 (2006) pp 455-460.
- [5] D. Kuhlmann-Wilsdorf, B.C. Cai, R.B. Nelson, Materials Research Society 6 (12) (1991) 2547-2564.
- [6] S. Descartes, C. Desrayaud, E.F. Rauch, Mater. Sci .and Eng. A 528 (2011) 3666-3675.
- [7] S. Descartes, M. Busquet, Y. Berthier, Wear, 2011, To be published.