HAL
open science

Détermination de la cinétique de recristallisation post-dynamique de l'Inconel 718 forgé dans le domaine sub-solvus δ

Alexis Nicolaÿ, Jean-Michel Franchet, Jonathan Cormier, Nathalie Bozzolo

To cite this version:

Alexis Nicolaÿ, Jean-Michel Franchet, Jonathan Cormier, Nathalie Bozzolo. Détermination de la cinétique de recristallisation post-dynamique de l'Inconel 718 forgé dans le domaine sub-solvus δ. Journées annuelles SF2M, SF2M (Société Française de Métallurgie et des Matériaux), Oct 2017, Lyon, France. hal-01625157

HAL Id: hal-01625157

https://minesparis-psl.hal.science/hal-01625157v1

Submitted on 27 Oct 2017

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.

Détermination de la cinétique de recristallisation post-dynamique de l'Inconel 718 forgé dans le domaine sub-solvus δ

Alexis Nicolaÿ [a,b], Jean-Michel Franchet [b], Jonathan Cormier [c], Nathalie Bozzolo [a]

[a] MINES ParisTech, PSL – Research University, CEMEF – Centre de mise en forme des matériaux, Sophia-Antipolis, France
[b] Safran SA, SafranTech – Materials & Process Department, Magny-Les-Hameaux Cedex, France
[c] Institut Pprime – Université de Poitiers – ENSMA, Physics and Mechanics of Materials Department, Chasseneuil, France

Résumé

Après avoir discuté succinctement de la littérature au sujet des cinétiques de recristallisation dynamiques et post-dynamiques en fonction de la vitesse de déformation, on présente le début de cinétique de recristallisation post-dynamique de l'inconel 718 déformé à 980°C, avec une vitesse de déformation de 0,1s^{-1}, et jusqu'à un niveau de déformation macroscopique d'environ 0,7. A cette occasion, plusieurs méthodes d'estimation de la fraction recristallisée sont comparées.

Introduction

L'Inconel 718 est un superalliage base Nickel utilisé dans l'industrie depuis les années 1960 [1]. En raison de ses bonnes propriétés mécaniques à haute température, il est fréquemment employé dans le secteur aéronautique, notamment chez les motoristes. En effet, l'Inconel 718 représente environ un tiers de la masse totale d'un moteur d'avion [2]. La microstructure conditionnant les propriétés mécaniques, il est important de bien suivre les évolutions microstructurales au cours des opérations de forgeage. Les conditions thermomécaniques de déformation influençant elles-mêmes la microstructure finale, l'accent est mis ici sur l'influence de la vitesse de déformation sur les évolutions microstructurales.

Plan d'expérience

Afin de reproduire les conditions thermomécaniques vues par la matière lors d'étapes de forgeage industriel, des essais de compression sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques prélevées à mi-rayon d'une billette d'Inconel 718 fournie par Safran et dont la composition est donnée dans le tableau I.

Tableau I. Composition chimique de l'alliage

Eléments	Ni	Cr	Mo	Nb	Al	Ti	Fe
% massique	Bal.	12,9	2,9	5,4	0,5	1,0	18,0

La microstructure initiale est caractérisée par une taille de grains d'environ 20 µm, ainsi qu'une fraction volumique de particules de seconde phase δ de l'ordre de 0,3%.

La figure 1 schématise le déroulement des essais thermomécaniques. L'éprouvette est maintenue à température d'essai pendant 15 minutes afin que la température y soit homogène. Au cours de cette étape, la fraction de particules δ double quasiment mais la taille de grains n'évolue pas. L'éprouvette est ensuite déformée à une vitesse de déformation de 0,1 s^{-1} jusqu'à un niveau de déformation macroscopique $\bar{\varepsilon} \approx 0{,}7$. A l'issue de la compression, un maintien en température d'une durée variable est effectué avant trempe à l'eau. L'éprouvette est ensuite découpée dans le sens de la hauteur du cylindre pour préparation métallographie et analyses au centre, où le niveau de déformation local est de l'ordre de $\bar{\varepsilon} \approx 1{,}2$. Les microstructures sont caractérisées par EBSD.

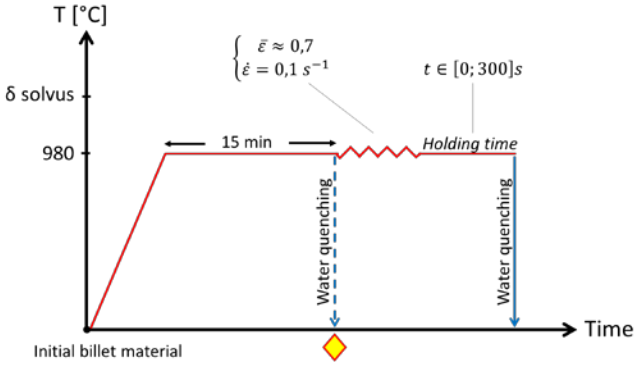

Figure 1. Chemin thermomécanique pour les essais de compression. Le losange jaune correspond à l'analyse de la microstructure après le maintien de 15 min à 980°C

Cinétiques de recristallisation

De manière générale, les superalliages à base Nickel déformés à haute température sont sujets à la recristallisation. En fonction des conditions thermomécaniques de déformation, celle-ci peut intervenir pendant la déformation, et/ou après la déformation lorsque la trempe n'est pas instantanée (c'est le cas des pièces industrielles). On distingue donc la recristallisation dynamique (DRX) de la recristallisation post-dynamique (PDRX).

Plusieurs auteurs se sont intéressés aux cinétiques de DRX lors de la déformation à haute température de l'Inconel 718, notamment en fonction de la vitesse de déformation lorsque celle-ci couvre le domaine de forgeage en presse hydraulique [3]–[5]. Tous montrent qu'à températures et niveaux de déformation équivalents, la fraction de grains DRX diminue lorsque $\dot{\varepsilon}$ augmente. Cependant, lorsque la vitesse de déformation augmente vers des valeurs plus importantes (au-delà de 10^{-2} s^{-1}), les résultats présentés divergent. L'explication à cela se trouve probablement

dans des études s'intéressant aux cinétiques de PDRX qui montrent que celles-ci peuvent être extrêmement rapides lorsque la vitesse de déformation devient importante [6], [7]. Par exemple, Na et al. [7] montrent que pour une déformation subsolvus δ à $\dot{\varepsilon} = 1s^{-1}$, plus de 60% de la microstructure a recristallisé en régime post-dynamique après seulement 5s, soit l'ordre de grandeur du délai de trempe incompressible expérimentalement (trempe pratiquée pour capter les évolutions dynamiques).

a)

b)

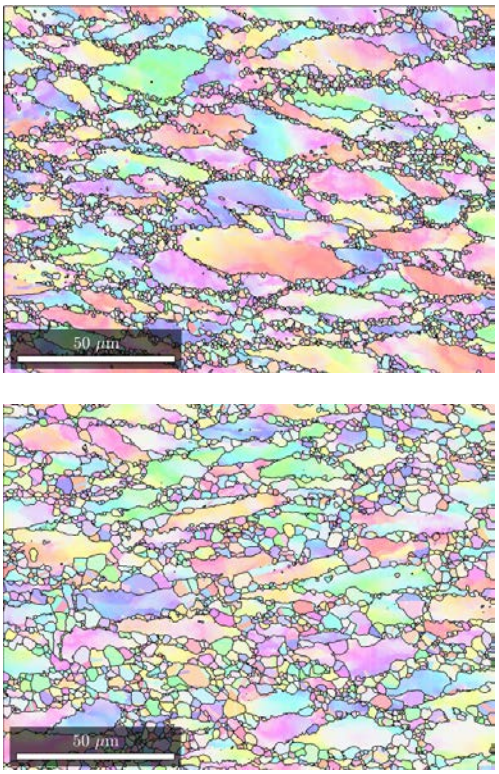

Figure 2 : Microstructures obtenues avec a) un délai de trempe minimal de 6s et b) un délai de trempe de 31s

La figure 2 présente les microstructures obtenues après différents délais de trempe et la figure 3, la cinétique de recristallisation en régime post-dynamique après déformation à $\dot{\varepsilon} = 0{,}1s^{-1}$.

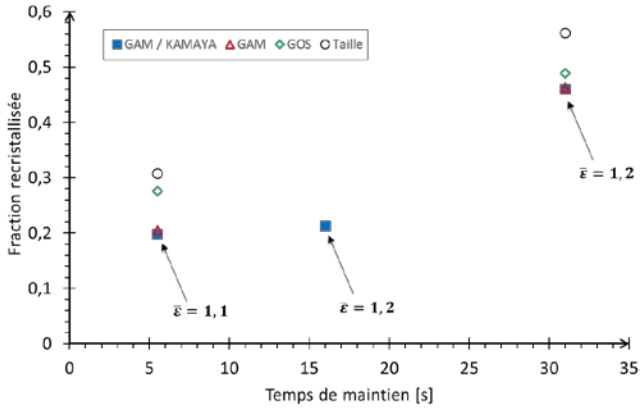

Figure 3. Cinétique de recristallisation en régime post-dynamique pour les conditions de déformation $T = 980°C$, $\dot{\varepsilon} = 0{,}1s^{-1}$ et un niveau de déformation local $\bar{\varepsilon}$ indiqué sur le graphe. Différentes méthodes pour quantifier de la fraction recristallisée à partir de cartographies EBSD sont aussi comparées.

La fraction recristallisée est ici relativement facile à quantifier à l'aide des analyses EBSD. Un critère de taille de grains, ou un critère de désorientation intragranulaire ($GAM \lesssim 0{,}7°$ ou $GOS \lesssim 3{,}4°$) donnent des résultats proches. L'application de la méthode de Kamaya [8] telle que suggérée par Moussa et al. [9] ne modifie pas non plus le résultat de manière importante. Cependant la distinction entre la part de fraction DRX et celle de la fraction PDRX est plus difficile à déterminer. Dans le cas présent, la partie plate de la cinétique de la figure 3 suggère que la fraction recristallisée dynamiquement est de l'ordre de 20% dans les conditions appliquées.

Conclusions et perspectives

L'application d'un temps de maintien avant trempe permet d'évaluer la cinétique de recristallisation post-dynamique, si celle-ci a des temps caractéristiques suffisamment longs (de l'ordre de la minute). Dans cette approche métallographique, un critère couplant taille de grains et désorientation intragranulaire pourrait potentiellement permettre d'être plus polyvalent dans la séparation des populations de grains DRX et PDRX, et sera évalué.

Pour des conditions de déformation différentes, des vitesses plus élevées notamment, la cinétique peut être beaucoup plus rapide, des essais interrompus avec suivi de l'évolution de la contrainte peuvent alors devenir plus pertinents [10]. Sans forcément passer par des essais interrompus, il sera aussi pertinent de suivre l'évolution de la relaxation de contrainte lors du maintien en température, et de la corréler à la cinétique de PDRX.

Dans tous les cas il n'est pas correct de considérer la fraction recristallisée dynamiquement comme celle obtenue lors d'analyses sur l'état trempé directement après déformation. Un délai de trempe même minimal, de l'ordre de quelques secondes, peut modifier très sensiblement la microstructure par rapport à l'état de fin de déformation.

Remerciements

Ce travail été réalisé dans le cadre de la chaire industrielle ANR-Safran OPALE.

Références

[1] A. Thomas et al, *Journal of Materials Processing Technology*, 2006. 469–472.
[2] D. Texier et al., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 1096–1109.
[3] M. Azarbarmas et al, *Materials Science and Engineering: A*, 137–152, 2016.
[4] D. Zhao et al, *Superalloys*, 625–706, 1994.
[5] Y. Wang et al, *Materials Science and Engineering: A*, 479–486, 2008.
[6] M. Zouari, et al, *Materials Science and Engineering: A*, 408–424, 2016.
[7] Y.-S. Na et al, *Journal of Materials Processing Technology*, 337–342, 2003.
[8] M. Kamaya, *Ultramicroscopy*, 1189–1199, 2011.
[9] C. Moussa et al, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015.
[10] Y. C. Lin et al, *Appl. Phys. A*, 601, 2016.