

Evolution des plages non recristallisées des billettes de superalliage base Nickel AD730 TM pendant une séquence de forgeage industriel

Suzanne Vernier, Jean-Michel Franchet, Anne-Laure Rouffié, Christian Dumont, Nathalie Bozzolo

▶ **To cite this version:**

Suzanne Vernier, Jean-Michel Franchet, Anne-Laure Rouffié, Christian Dumont, Nathalie Bozzolo. Evolution des plages non recristallisées des billettes de superalliage base Nickel AD730 TM pendant une séquence de forgeage industriel. Journées annuelles SF2M, SF2M (Société Française de Métallurgie et des Matériaux), Oct 2017, Lyon, France. hal-01625322

HAL Id: hal-01625322
https://minesparis-psl.hal.science/hal-01625322

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.

Evolution des plages non recristallisées des billettes de superalliage base Nickel AD730^{TM} pendant une séquence de forgeage industriel

Suzanne Vernier[a,b], Jean-Michel Franchet[b], Anne-Laure Rouffié[b], Christian Dumont[c] et Nathalie Bozzolo[b]

[a] MINES ParisTech, PSL – Research University, CEMEF – Centre de mise en forme des matériaux, CNRS UMR 7635, CS 10207 rue Claude Daunesse 06904 Sophia Antipolis Cedex, France
[b] Safran SA, SafranTech – Materials & Process Department, Magny-Les-Hameaux Cedex, France
[c] Aubert & Duval, Département R&D transformations, BP1, Les Ancizes, France

Résumé

Dans les billettes en superalliage base nickel AD730^{TM}, comme dans les autres nuances de la même famille (René 65, Udimet 720), la présence de plages non recristallisées forme des hétérogénéités qui contrastent singulièrement avec la matrice environnante. Ces plages se présentent sous la forme de longs grains restaurés aux caractéristiques microstructurales bien différentes de celles des grains équiaxes situés autour. En particulier, ces grains comportent une précipitation intragranulaire dense et cohérente avec la matrice qui rend leur recristallisation difficile au cours du forgeage.

Introduction

Le superalliage base nickel γ-γ' AD730^{TM} a été conçu par la société Aubert&Duval pour des applications à hautes températures (700-750°C) tels que les disques de turboréacteurs. Comme pour d'autres nuances similaires issues de la voie conventionnelle « coulée-forgée », le procédé de conversion du lingot en billette ne permet pas une homogénéisation complète de la microstructure : des plages non recristallisées sous forme de longs grains restaurés sont visibles dans une matrice de grains équiaxes. Or ces grains restaurés doivent disparaître dans les opérations ultérieures de forgeage industriel afin d'obtenir la microstructure finale souhaitée, homogène, équiaxe et fine, assurant des propriétés mécaniques optimales à la pièce. Ce travail a pour but de comprendre les mécanismes de recristallisation de ces grains restaurés pour *in fine* proposer des conditions thermomécaniques permettant de diminuer, autant que possible, leur fraction résiduelle dans la pièce forgée.

Matière initiale et procédure expérimentale

Microstructure des grains restaurés

La microstructure des billettes industrielles d'AD730^{TM} présente des grains restaurés de forme allongée dans l'axe de la billette (DL) et pouvant mesurer jusqu'à quelques centaines de microns (fig. 1). Ils sont également caractérisés par une texture cristallographique particulière (<001> ou <111> parallèle à DL) et par une forte densité de précipités γ' intragranulaires (comparée à celle des grains équiaxes) qui sont cohérents avec la matrice.

Les plus gros de ces précipités sont situés aux joints des éventuelles cellules qui sous-structurent le grain.

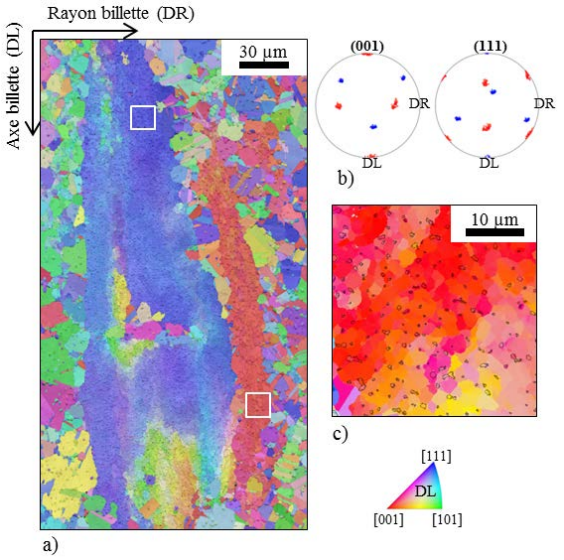


Figure 1. Grains restaurés dans une billette 12''d'AD730^{TM,} (état A de la fig. 2). a) Cartographie d'orientation, le code couleur (triangle standard) indique la direction cristallographique parallèle à DL. b) Figures de pôle des zones rouge et bleue encadrées en blanc sur 1.a). c) Cartographie d'orientation avec gros précipités (contours noirs) identifiés par couplage EDS-EBSD.

Plan d'expérience

Le procédé industriel de forgeage est simulé en laboratoire (fig. 2) et la microstructure est analysée à différentes étapes permettant de caractériser séparément les évolutions statiques (B et D) et dynamiques (C). Les pions de compression utilisés sont des pions double-cône prélevés dans des billettes industrielles. Après compression, la géométrie du pion conduit à un gradient de déformation le long du rayon et permet donc d'observer les microstructures à différents niveaux de déformation.

Résultats

Simulation de la chauffe

La microstructure évolue très peu pendant la chauffe, seules les plus fines populations de précipités (quelques dizaines de nanomètres) sont dissoutes sous l'effet de la montée en température.

Compression

Contrairement aux grains équiaxes, qui dans cet alliage et aux conditions thermomécaniques étudiées, sont sujets à de la recristallisation dynamique discontinue, les grains restaurés ont tendance à recristalliser continument, mais leur recristallisation reste partielle : sous l'effet de la déformation, les grains se fragmentent en cellules et les cellules se désorientent progressivement jusqu'à former des germes (fig. 3).

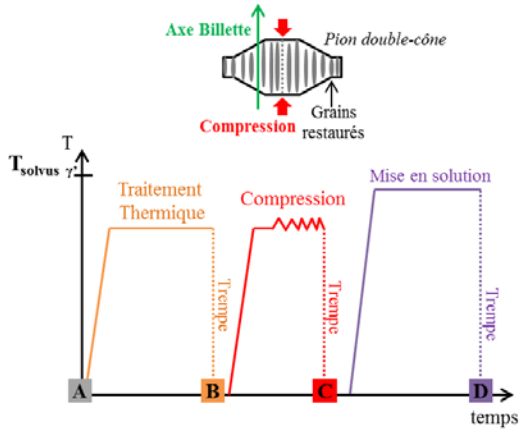


Figure 2. Plan d'expériences simulant les étapes du procédé de forgeage industriel.

Suite à la déformation, les grains restaurés présentent également de la recristallisation en hétéroépitaxie qui se révèle plus nettement encore après mise en solution (flèche jaune fig. 3.f). Ce mécanisme de recristallisation a été mis en évidence récemment par Charpagne et al. et consiste en la croissance d'un germe de phase γ autour d'un précipité γ', le germe γ ayant la même orientation cristalline que le précipité.

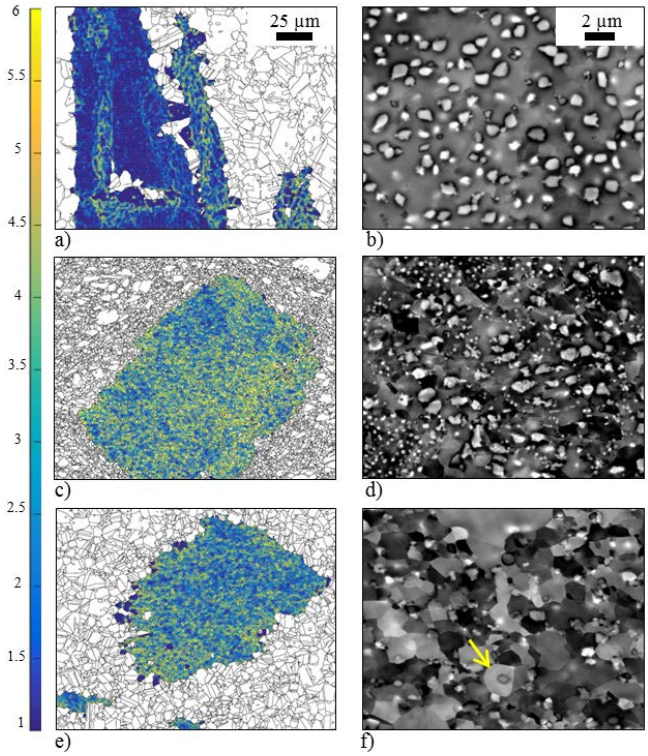


Figure 3. Evolution des grains restaurés à différentes étapes du plan d'expériences. Colonne de gauche : gradient de désorientation calculé selon la méthode décrite par Moussa et al. (en °/µm). Colonne de droite : images d'électrons rétrodiffusés. a) et b) Etat B. c) et d) Etat C déformé à ε=1,77. e) et f) Etat D.

Après mise en solution

L'énergie emmagasinée pendant la déformation préalable associée à la haute température déclenche de la recristallisation statique au niveau des grains restaurés. D'une part, les cellules de recristallisation continue et les grains hétéroépitaxiés se développent (fig. 3.e et 3.f) pour consommer les zones écrouies du grain. D'autre part, les grains restaurés sont consommés en périphérie par des grains équiaxes situés autour (fig. 4), l'énergie stockée (variant comme le gradient de désorientation) étant en général plus élevée en périphérie des grains restaurés. Néanmoins, ces modes de recristallisation statiques restent une nouvelle fois limités, car la densité élevée de précipités des grains restaurés exerce un puissant ancrage de Smith-Zener sur les grains recristallisés en croissance. Dans quelques rares cas et des conditions spécifiques, la recristallisation statique des grains restaurés donne aussi lieu à la croissance rapide et très importante de quelques grains qui atteignent ainsi des tailles considérables par rapport aux autres. Ce phénomène s'apparente à la croissance anormale étudiée en détail par Agnoli et al..

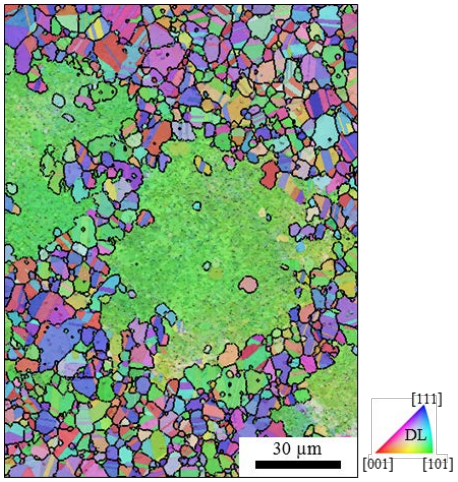


Figure 4. Recristallisation statique partielle des grains restaurés lors de la mise en solution (ε=1,59). Cartographie d'orientation, code couleur identique à fig. 1, et joints de grains (Seuil 10°, joints de macles exclus).

Conclusion

L'origine de la forte densité de précipités des grains restaurés reste pour le moment à établir, mais il est certain que cette forte densité de précipitation empêche la recristallisation complète des grains restaurés pendant une séquence traditionnelle de forgeage industriel sub-solvus.

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

Références

A. Devaux et al., Superalloys 2012, pp. 911-919.
M-A. Charpagne et al., Superalloys 2016, pp. 417-426.
C. Moussa et al., Ultramicroscopy 179 (2017) pp. 63–72.
A. Agnoli et al., Metall. Materials Transactions 46A (2015), pp. 4405-4421.