

Etude de superalliages à base de Nickel contenant du Rhénium pour aubes monocristallines de turbine haute pression

Vincent Huleux^{a,b}, Loïc Nazé^b, Vladimir Esin^b, Virginie Jaquet^a, Alain Köster^b,
Jérémy Rame^a, Vincent Maurel^b

^a Safran Tech, Magny-les-Hameaux, France

^b MINES ParisTech, PSL Research University, Centre des Matériaux (CNRS UMR 7633), Evry, France

Résumé

Différents superalliages monocristallins à base Ni à teneur en Re variée, sont étudiés et comparés à diverses échelles après des essais de fluage à rupture ou interrompus. Le but est de comprendre le rôle du Re sur les propriétés mécaniques sur une large gamme de températures (de 760 à 1150 °C). Les analyses sont axées sur les différentes évolutions microstructurales et les mécanismes de déformation mis en jeu au cours des essais.

Introduction

L'amélioration des performances des moteurs d'avions nécessite l'élévation de la température des gaz à l'entrée de la turbine. Les parties les plus chaudes des moteurs, notamment les aubes de la turbine haute pression, doivent alors faire face à une amplification des sollicitations thermomécaniques. Il faut développer et/ou optimiser de nouveaux superalliages pour répondre à ces exigences.

Les propriétés des superalliages à base de Ni n'ont cessé d'évoluer dans le but d'améliorer à la fois leur résistance mécanique, leur stabilité microstructurale, leur résistance à l'oxydation et à la corrosion et leurs compatibilités microstructurale et mécanique avec les revêtements barrières thermiques.

Il est maintenant couramment admis que l'ajout de Rhénium dans la composition chimique d'un superalliage améliore considérablement les propriétés en fluage à haute température. Cependant le mécanisme de ce renforcement en fluage, apporté par le Re, reste encore incertain et nécessite d'être éclairci^[1].

L'objectif de ce travail est donc de compléter les connaissances sur le rôle des éléments d'alliage, notamment celui du Re, sur la stabilité microstructurale et les propriétés en fluage des superalliages monocristallins à très haute température (≥ 1150 °C) et à température intermédiaire (760-1050 °C).

En particulier, les hypothèses établies quant au durcissement par solution solide apporté par le Re ainsi que son effet sur les propriétés en fluage pourront être vérifiées et interprétées à différentes températures dans le but d'établir de nouveaux critères de composition chimique.

Procédure expérimentale

Pour répondre à ces objectifs, cinq superalliages industrialisés, de différentes générations, ont été étudiés. Ces alliages présentent des compositions en éléments de durcissement de solution solide différentes, en particulier

leur teneur en Re, qui est donnée dans le tableau 1. Certains de ces alliages sont dans un état de traitement thermique « standard » (traitement utilisé industriellement) ou « optimisé » dans lequel la ségrégation chimique des éléments est fortement réduite et les agrégats eutectiques ($\gamma + \gamma'$) sont supprimés.

Tableau 1. Composition en Re, en % massique, des cinq superalliages base Ni étudiés

Alliage	Teneur en Re (wt. %)
AM1	0
René N5	3
CMSX-4SLS	3
CMSX-4PLUS	5
CMSX-10	6

Les températures des essais de fluage ont été définies pour couvrir toute la gamme d'utilisation de ces alliages et pour être en mesure d'observer les différents mécanismes intervenant aux températures intermédiaires (760, 950 et 1050 °C) et aux températures très élevées (1150 °C) grâce à des essais à rupture ou interrompus.

Les évolutions microstructurales, en particulier la mise en radeau des précipités γ' et formation des phases topologiquement compactes (TCP) en fonction de la température et de la contrainte, sont étudiées en microscopie électronique à balayage (MEB) et l'analyse fine des dislocations est réalisée en microscopie électronique en transmission (MET) afin de déterminer les mécanismes de déformation.

Résultats

Un exemple des courbes de fluage à rupture à deux températures extrêmes considérées dans ce travail, soit 760 et 1150 °C, est présenté sur la Figure 1. Couplées à l'analyse de la microstructure après la rupture, ces courbes permettent de mettre en évidence l'impact des défauts tels que la porosité, la présence d'agrégats eutectiques et de carbures aux différentes températures d'essais.

Dans un premier temps, il apparaît que les alliages riches en Re (par exemple le CMSX-4PLUS) ont une très faible tenue en fluage aux températures intermédiaires mais démontrent tout leur intérêt aux températures supérieures à 1000 °C. Cela peut en partie s'expliquer par les évolutions microstructurales intervenant à ces différentes températures.

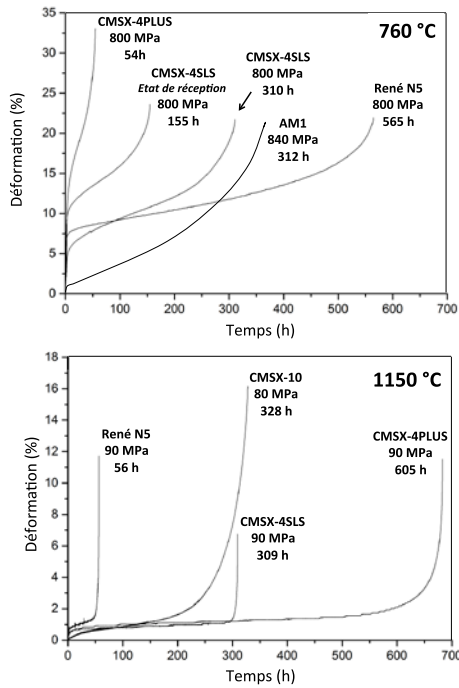


Figure 1. Courbes de fluage à 760 °C (haut) et 1150 °C (bas) sur différents superalliages base Ni

La Figure 2 présente les différentes microstructures obtenues après un essai de fluage à 1150 °C pour quatre des alliages étudiés et leurs microstructures résultantes, plus ou moins dégradées.

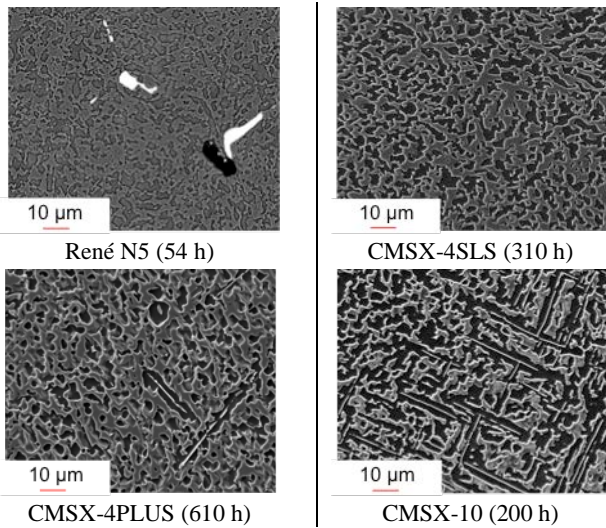


Figure 2. Différence de microstructure pour différents superalliages après essai de fluage à 1150 °C et 90 MPa

L'étude des fractographies et des microstructures révèlent une rupture précoce par cavitation sur les alliages de teneur en Re relativement faible (René N5 et CMSX-4SLS). Cela s'explique par la présence de carbures d'Hf / Ta (précipités apparaissant en blanc sur la micrographie du René N5 présentée Figure 2) ou d'agrégats eutectiques. De même, lorsque la teneur en Re est très élevée (CMSX-10), la précipitation de phases TCP riches en éléments réfractaires (Re, Cr, W, Mo) entraîne là aussi une rupture précoce. Elle s'initie sur ces phases aiguillées puis se propage dans la matrice γ . Une teneur optimale en Re est

donc envisageable afin d'augmenter la tenue mécanique tout en limitant une formation importante et néfaste de phases TCP.

Pour approfondir la compréhension sur l'effet du Re, des analyses de dislocations ont été réalisées au MET dans le but de corréler le mécanisme de déformation au taux de Re (exemples donnés dans la Figure 3).

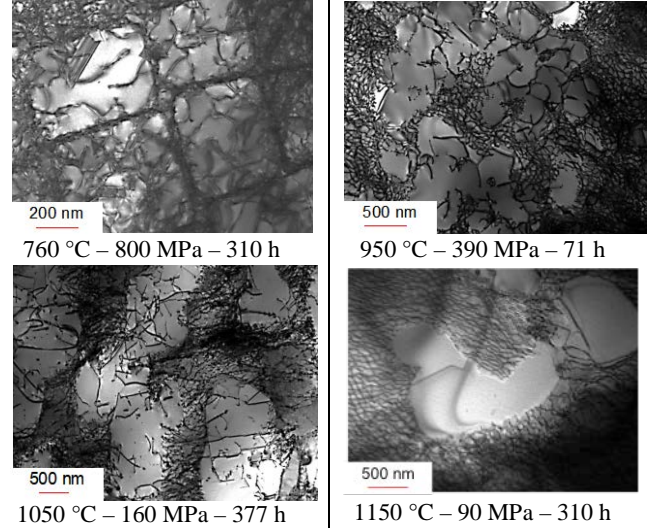


Figure 3. Différences entre les microstructures de dislocation pour le CMSX-4SLS pour différents essais de fluage

Les microstructures de dislocation ainsi obtenues permettent de révéler différents mécanismes en fonction de la température de l'essai. Un cisaillement des précipités γ' par des dislocations provenant de la matrice a lieu à température intermédiaire (< 760 °C) et contrainte élevée^[2] alors qu'on tendra vers une mise en radeau totale des précipités γ' et la formation d'un réseau de dislocations aux interfaces γ / γ' à haute température (> 1050 °C)^[3]. Ce dernier mécanisme de déformation est observé pour tous les alliages mais semble posséder des différences en termes de distance entre nœuds du réseau de dislocations. Cela laisse présager que la composition chimique modifierait l'agencement du réseau de dislocations et permettrait un blocage des dislocations plus ou moins efficace.

Références

- [1] Mottura, A., & Reed, R. C. (2014). *What is the role of rhenium in single crystal superalloys ?*, In MATEC Web of conferences (Vol. 14, p. 01001). Eurosuperalloy14. EDP Sciences.
- [2] Rae, C., Vorontsov, V., Kovarik, L., & Mills, M. (2014). *Dislocations in a Ni-based superalloy during low temperature creep*. In MATEC Web of conferences (Vol. 14, p. 01006). Eurosuperalloys14. EDP Sciences.
- [3] Epishin, A., Link, T.. *Mechanisms of high temperature creep of nickel-base superalloy under low applied stress*. In Superallloys 2004, TMS, p137-143.