



**HAL**  
open science

## Le développement des superalliages monocristallins à base de nickel

Pierre Caron

► **To cite this version:**

Pierre Caron. Le développement des superalliages monocristallins à base de nickel. Journées Annuelles de la SF2M - JA2016, Oct 2016, ALBI, France. hal-01400297

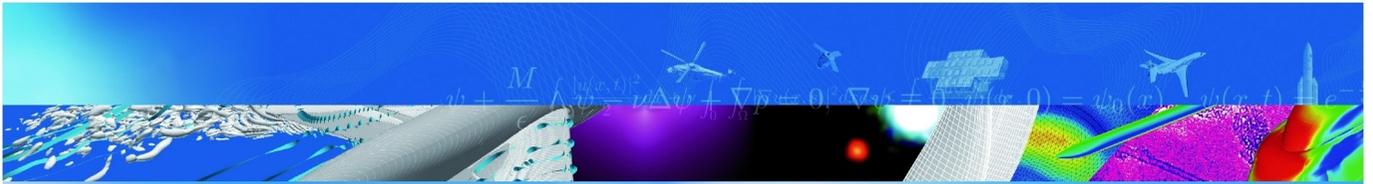
**HAL Id: hal-01400297**

**<https://hal.science/hal-01400297v1>**

Submitted on 21 Nov 2016

**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.



COMMUNICATION A CONGRES

## **Le développement des superalliages monocristallins à base de nickel**

P. Caron

Journées Annuelles de la SF2M - JA2016

ALBI, FRANCE

25-27 octobre 2016

TP 2016-683

**70** 2016  
ans

**ONERA**

THE FRENCH AEROSPACE LAB



# Le développement des superalliages monocristallins à base de nickel

Pierre Caron<sup>a</sup>

<sup>a</sup> Onera – The French Aerospace Lab, F-92322 Châtillon, France

## Résumé

De nombreuses nuances de superalliages à base de nickel ont été spécifiquement développées depuis plus de 35 ans pour la fabrication par solidification dirigée en fonderie à la cire perdue de composants monocristallins de turbines à gaz, en particulier des aubes de turbine haute pression. Les évolutions des compositions de ces alliages ont permis d'accroître progressivement et significativement leurs performances intrinsèques en termes de durée de vie et de température maximale admissible. Les différentes familles de superalliages monocristallins sont décrites après un bref historique et un rappel de leurs spécificités.

## Généralités

Il y a déjà plus de 50 ans que Versnyder *et al.* ont démontré la possibilité de produire des superalliages à grains colonnaires par solidification dirigée [1]. L'ajout d'un système de sélection de grain a ensuite permis de couler des pièces monocristallines en superalliages à base de nickel initialement destinés à la fonderie de pièces à grains équiaxes ou à grains colonnaires, tels que le Mar-M200 [2]. Les premières nuances de superalliages spécifiquement développées pour la fabrication d'aubes monocristallines datent de la fin des années 1970. Les compositions de ces alliages ont ensuite continuellement évolué afin de répondre aux besoins croissants des motoristes en termes de température maximale admissible et de durée de vie, et d'accroître la puissance et/ou de réduire la consommation spécifique des turbines à gaz.

Cette famille de superalliages est principalement destinée à la fabrication des aubes monocristallines des premiers étages de la turbine haute pression dans les moteurs des avions et des hélicoptères (turboréacteurs, turbofans, turbomachines). Ces superalliages peuvent également être utilisés pour la fabrication d'aubes fixes de distributeur haute pression dans ces mêmes turbines à gaz. Des segments de virole (anneau de turbine) en superalliage peuvent également être fabriqués par solidification monocristalline. L'utilisation de ces composants monocristallins s'est ensuite étendue aux turbines à gaz terrestres pour la production d'électricité.

Les pièces monocristallines sont élaborées par fonderie en cire perdue dans un four de solidification dirigée du type Bridgman en utilisant pour amorcer la croissance monocristalline soit, le plus fréquemment, un sélecteur de grain du type chicane ou spirale, soit un germe monocristallin. Les conditions de solidification (gradient thermique et vitesse de tirage) communément mises en œuvre dans les fours industriels conduisent à une croissance dendritique selon une direction cristallographique préférentielle du type  $\langle 001 \rangle$ , avec une

largeur de dendrite comprise entre 300 et 500  $\mu\text{m}$ . Une telle structure dendritique est illustrée par la micrographie de la figure 1 obtenue sur une coupe transverse d'un barreau monocristallin en alliage AM3.

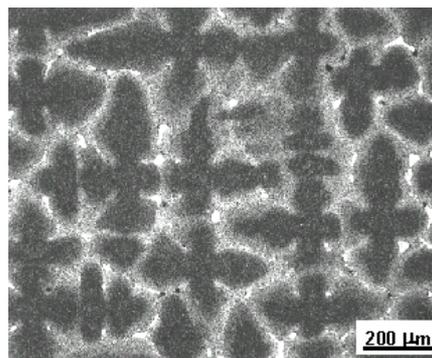


Figure 1. Microstructure dendritique du superalliage AM3 dans l'état brut de solidification monocristalline.

Les compositions chimiques de ces superalliages monocristallins sont définies de manière à faire précipiter une fraction volumique très élevée (jusqu'à 70% à la température ambiante) de fins précipités de phase durcissante  $\gamma'$  du type  $\text{Ni}_3\text{Al}$  et de structure cubique ordonnée  $L1_2$  dans une matrice  $\gamma$ , solution solide à base de nickel de structure cubique à faces centrées. Une telle microstructure, obtenue dans l'alliage AM3 après un cycle adéquat de traitements thermiques d'homogénéisation puis de revenu, est illustrée par la micrographie de la figure 2.

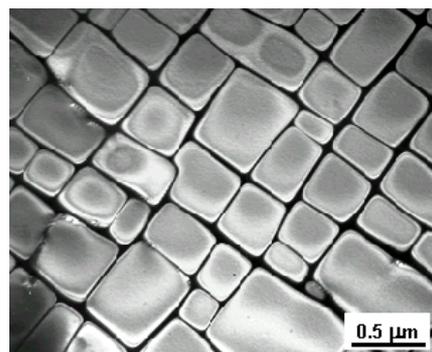


Figure 2. Microstructure  $\gamma$ - $\gamma'$  du superalliage AM3 après traitements thermiques d'homogénéisation et de revenu (microscopie électronique en transmission).

L'avantage évident de la structure monocristalline par rapport aux structures polycristallines est l'absence de joints de grains. Ceci supprime naturellement les phénomènes de glissement et de fissuration aux joints de grains qui limitent la durée de vie, en particulier en fluage, dans les portions des aubes soumises aux températures de fonctionnement les plus élevées (900°C à 1150°C). Un avantage supplémentaire résulte de l'absence des éléments

carbone, bore et éventuellement hafnium et zirconium habituellement ajoutés dans les superalliages polycristallins pour contribuer au renforcement des joints de grains. La température de début de fusion des superalliages monocristallins est ainsi significativement relevée par rapport à celles des alliages polycristallins, ce qui permet de mettre en œuvre des traitements d'homogénéisation plus efficaces et d'atteindre une proportion optimale de fins précipités de phase  $\gamma'$  favorable aux caractéristiques mécaniques, en particulier en fluage. Enfin la direction privilégiée de croissance monocristalline du type  $\langle 001 \rangle$ , caractérisée par une valeur minimale du module d'élasticité, confère le meilleur équilibre entre caractéristiques de traction, de fluage et de fatigue pour les aubes mobiles qui sont en grande partie sollicitées de façon uniaxiale selon cette même direction de croissance.

## Evolution des compositions des superalliages monocristallins

Les premiers superalliages à base de nickel pour aubes monocristallines ont été spécifiquement développés à la fin des années 1970, avec les mêmes éléments d'addition majeurs que dans les superalliages polycristallins de fonderie, mais en augmentant progressivement les concentrations en éléments réfractaires tels que le tungstène (W), le tantale (Ta) et le molybdène (Mo). Les alliages les plus connus, aujourd'hui considérés comme superalliages monocristallins de première génération, sont le PWA1480 de Pratt & Whitney [3], le René N4 de General Electric [4], et le CMSX-2 de Cannon-Muskegon [5] aux USA, et en France l'alliage AM1 développé conjointement par Snecma/Armines/Onera/Imphy SA [6] et utilisé, en particulier, dans le moteur Snecma (Safran Aircraft Engines) M88-2 du Rafale, ainsi que l'AM3 [7] et le MC2 [6] développés par l'Onera et utilisés dans les turbomachines Turboméca (Safran Helicopter Engines).

L'introduction du rhénium (Re) à des concentrations voisines de 3% en masse caractérise les superalliages monocristallins de deuxième génération développés au cours de la seconde moitié des années 1980, et dont les exemples les plus connus sont le CMSX-4 [8] de Cannon-Muskegon, le PWA 1484 [9] de Pratt & Whitney, et le René N5 de General Electric [10]. Ces alliages ont permis d'obtenir un gain de température de fonctionnement d'environ 30K par rapport aux alliages de première génération. La concentration en Re a ensuite été portée aux environs de 6% en masse dans les superalliages monocristallins de 3<sup>ème</sup> génération tels que le CMSX-10 [11] et le René N6 [12] afin de bénéficier au mieux des avantages liés à cet élément réfractaire particulièrement efficace pour accroître la stabilité morphologique de la microstructure  $\gamma-\gamma'$  à haute température. Avec ces alliages un nouveau gain de température de fonctionnement est revendiqué par rapport aux alliages de deuxième génération, mais avec une plus grande sensibilité à la formation de grains parasites, et au détriment de la masse volumique, du coût et de la stabilité microstructurale vis-à-vis de la précipitation de phases intermétalliques fragiles topologiquement compactes (PTC) du type  $\sigma$  ou  $\mu$  dans la matrice  $\gamma$  fortement sursaturée en éléments d'alliage. Une parade à ce problème d'instabilité microstructurale a été

l'introduction de l'élément ruthénium (Ru), caractérisant les alliages de quatrième génération tels que le MX-4 co-développé par General Electric, Pratt et Whitney et la NASA [13] et le MC-NG développé par l'Onera [14]. Une autre voie a consisté à revenir à des alliages beaucoup moins chargés en Re, voire exempts de Re, afin de s'affranchir des défauts propres à cet élément. Ainsi, General Electric a proposé les alliages René N515 contenant 1,5% en masse de Re, et le René N500 sans Re [15], tous deux dérivés du René N5. Récemment, Cannon Muskegon a choisi la voie d'alliages à concentration en Re intermédiaire entre celle des alliages de deuxième et de troisième génération avec, par exemple, l'alliage CMSX-4 Plus C contenant 4,8% en masse de Re [16].

Enfin, il ne faut pas oublier de citer les superalliages de 5<sup>ème</sup> et 6<sup>ème</sup> générations développés par le NIMS au Japon [17, 18], caractérisés par des teneurs toujours plus élevées en Re, Ru et Ta, mais qui sont *a priori* fortement pénalisés par leur masse volumique et leur coût très élevés, et donc difficilement exploitables à l'échelle industrielle.

Durant toutes ces années, les équipes de chercheurs impliquées dans la recherche de nouveaux superalliages monocristallins ont développé des méthodes de nature diverses basées sur des analyses de bases de données et/ou sur des modèles physiques, afin de prédire certaines de leurs caractéristiques de base et propriétés d'emploi à partir de leurs compositions chimiques, et de faciliter ainsi le choix de nuances optimisées en prenant en compte les cahiers des charges complexes des aubes de turbine. Même si ces méthodes se sont révélées être des guides précieux pour l'identification d'alliages performants, elles ne permettent cependant pas de prévoir toutes les caractéristiques et tous les comportements de ces alliages et n'ont ainsi jamais pu se substituer totalement à des approches métallurgiques plus classiques basées sur l'expérience et le savoir-faire.

## Références

- [1] F.L. Versnyder *et al.*, Trans. ASM, 52 (1960) 485-493.
- [2] F.L. Versnyder *et al.*, Mat. Sc. Eng., 6 (1970) 213-247.
- [3] D.N. Duhl *et al.*, US Patent 4,209,348, 24/06/1980.
- [4] E.W.Ross, O'Hara K.S., Superalloys 1996, éd. R.D. Kissinger *et al.*, TMS, Warrendale, PA, USA (1996) 19-25.
- [5] K. Harris *et al.*, US Patent 4,582,548, 15/04/1986.
- [6] J.H. Davidson *et al.*, Brevet FR 2557598, 28/11/1986.
- [7] T. Khan *et al.*, Brevet FR 2599757, 02/09/1988.
- [8] K. Harris *et al.*, US Patent 4,643,782, 17/02/1987.
- [9] D.N. Duhl *et al.*, US Patent 4,719,080, 12/01/1988.
- [10] C.S.Wukusick *et al.*, US Patent 6,074,602, 13/06/2000.
- [11] G.L. Erickson, US Patent 5,366,695, 22/11/1994.
- [12] W.S. Walston *et al.*, US Patent 5,455,120, 03/10/1995.
- [13] K.S. O'Hara *et al.*, US Patent 5,482,789, 09/01/1996.
- [14] P. Caron *et al.*, Brevet FR 2 780 982, 08/09/2000.
- [15] GE reduces rhenium use in engines, Flight International, 29 janvier - 4 février 2008, p. 22.
- [16] Harris K., Wahl J.B., US Patent Application 2015/0322550, 12/11/2015.
- [17] Sato A. *et al.*, US Patent 8,771,440 B2, 08/07/2014.
- [18] Kawagishi K. *et al.*, Superalloys 2012, éd. E.S. Huron *et al.*, J. Wiley & Sons, Hoboken, NJ, USA (2012)189-195.



