

# MATERIAUX POUR L'INGENIEUR : EXAMEN 2008-2009 (ENONCE) :

## STRUCTURE ET PROPRIETES D'UN SUPERALLIAGE BASE NICKEL POUR DISQUES DE MOTEURS AERONAUTIQUES

A.-F. GOURGUES-LORENZON

Durée : 2h30.

Tous documents, calculatrice et double décimètre autorisés.

Il est demandé de justifier chaque réponse par un argument qualitatif ou par un calcul simple. Les valeurs numériques seront considérées avec grande attention, en particulier les ordres de grandeur. Les différents exercices sont largement, mais non totalement indépendants.

Cet énoncé s'appuie sur la thèse de doctorat de Franck Alexandre, soutenue à l'Ecole des Mines de Paris en 2004 en partenariat avec Snecma Moteurs. Il concerne un superalliage à base nickel, l'Alliage 718, notamment utilisé pour fabriquer les disques de turbine de moteurs aéronautiques. Les questions sont en *italiques*.

### EXERCICE 1 : MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE 718 POUR DISQUES DE TURBOREACTEURS

Les disques de turboréacteurs sont des pièces critiques dans un moteur d'avion. Elles portent les aubes, qui sont elles-mêmes au contact de gaz de plus en plus chauds et à des pressions de plus en plus élevées au fur et à mesure qu'on s'approche de la chambre de combustion. Pour les disques de turbine, qui travaillent au moins à 600°C, les alliages de titane sont remplacés par les superalliages base nickel.

La composition chimique de l'alliage est donnée sous la forme de tolérances (teneurs minimale et maximale en chaque élément) dans le Tableau 1.

TABLEAU 1 : COMPOSITION DU SUPERALLIAGE BASE NICKEL 718 POUR DISQUES DE TURBINE (% EN MASSE)

Elément	Ni	C	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al
% minimum	(base)	0,02	17,00	15,00	4,75	2,80	0,75	0,30
% maximum	(base)	0,08	21,00	21,00	5,50	3,30	1,15	0,70

#### 1.1 Sollicitations imposées à la pièce

Dans cette partie on s'intéresse à l'ensemble des sollicitations que peut subir le disque, qui est une pièce tournante dans le moteur.

- Quelles sont a priori les sollicitations (thermiques, mécaniques, chimiques...) que peut subir un disque dans un moteur d'avion ?
- Etant donnée la masse de la pièce, il est impensable qu'un disque se rompe en vol (il traverserait le fuselage). Trois formes de dimensionnement sont possibles : le « safe life » (on garantit l'absence de rupture), le « fail safe » (on limite les conséquences d'une rupture) ou la tolérance au dommage (on tolère une pièce fissurée tant qu'on contrôle la propagation de la fissure). Quel type de dimensionnement vous paraît le plus approprié pour cette pièce ?

#### 1.2 Propriétés attendues du matériau

Pour répondre aux sollicitations imposées à la pièce, le matériau avec lequel on fabrique cette pièce doit répondre à un cahier des charges. Cette question a pour but de constituer ce cahier.

- Quelles propriétés attend-on du matériau ?
- Justifier le choix d'un alliage métallique, de préférence à un polymère, un matériau céramique ou un verre minéral.

Les questions suivantes consistent à étudier la composition chimique de l'alliage et la contribution des différents éléments aux caractéristiques du matériau demandées dans ce cahier des charges. Le superalliage 718 étant constituée d'une phase continue (la matrice,  $\gamma$ ) et de précipités, nous allons étudier successivement la matrice et les précipités.

### 1.3 Principaux éléments affectant les propriétés de la matrice $\gamma$

La matrice  $\gamma$  est notamment constituée de nickel, de fer, de chrome et de molybdène. On étudie ici le rôle respectif de ces différents éléments.

- Quelles sont les teneurs (% en masse) minimales et maximales en nickel dans cet alliage ? Justifier alors l'appellation « superalliage base nickel ».
- La Figure 1 donne l'enthalpie libre d'oxydation des différents éléments d'alliage cités (sauf le molybdène). Justifier la présence du chrome en quantité importante dans cet alliage. Dans quel autre alliage a-t-on déjà rencontré (dans le cours) une quantité importante de chrome pour les mêmes raisons ?
- La Figure 2a montre la maille conventionnelle de la solution solide cristalline  $\gamma$ . Quelle est la structure cristalline de la phase  $\gamma$  ? Cette phase est-elle ordonnée ou désordonnée ?
- Le molybdène est notamment ajouté pour renforcer l'effet du chrome et aussi pour augmenter la tenue mécanique de l'alliage. Rappeler quels défauts sont à l'origine de la déformation plastique et proposer un mécanisme par lequel le molybdène freine le mouvement de ces défauts dans la phase  $\gamma$ .
- Sachant que le fer n'est d'aucune utilité pour la propriété garantie par le chrome et participe assez peu au durcissement de l'alliage, donner une autre raison possible de la présence de cet élément en quantité importante dans l'Alliage 718.

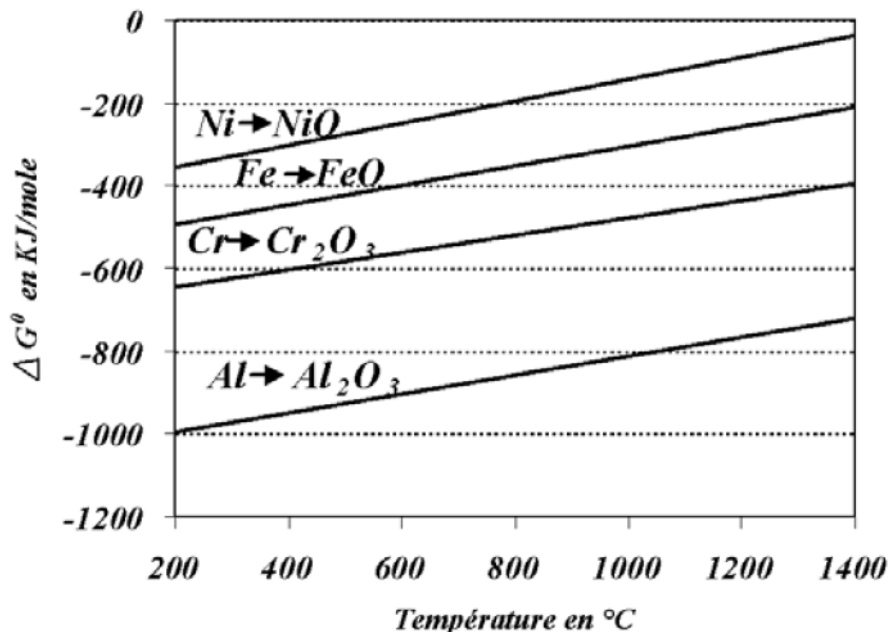


Figure 1 : Enthalpie libre de formation de différents oxydes en fonction de la température. D'après R. Molins et coll. (voir Références)

### 1.4 Principaux éléments affectant les propriétés des précipités

On trouve plusieurs familles de précipités dans cet alliage : des carbures, des nitrures et des phases « intermétalliques ».

- Les carbures et nitrures se forment en phase liquide, lorsque le métal est élaboré à très haute température (>1400°C). Ils sont utilisés pour obtenir des grains fins en solidification. Proposer un mécanisme par lequel des carbures et des nitrures permettent de contrôler la taille des grains lors de la solidification.
- La Figure 2 montre la structure cristalline des deux principaux types de précipités : les phases  $\gamma'$  et  $\gamma''$ . Quel est le système cristallin de chacune de ces deux phases ? Ces deux phases sont-elles ordonnées ? Quelles peuvent être les conséquences pour les propriétés thermiques et mécaniques de l'alliage ?
- La taille typique des précipités de phases  $\gamma'$  et  $\gamma''$  est de l'ordre de 25 nm et la fraction volumique totale de

ces précipités est de 15%. En assimilant les précipités à des sphères et en supposant que les précipités sont distribués d'une manière uniforme dans tout le matériau, évaluer la distance moyenne entre précipités.

- Rappeler deux mécanismes par lesquels les précipités peuvent contribuer au durcissement de l'alliage. Sachant que les deux phases  $\gamma'$  et  $\gamma''$  sont cohérentes avec la matrice, les deux mécanismes peuvent-ils être actifs, a priori ?
- Lors du traitement thermique final, on porte l'alliage à une température au moins égale à 955°C pour dissoudre les phases  $\gamma'$  et  $\gamma''$  dans la matrice  $\gamma$ , on refroidit brutalement et on réchauffe ensuite l'alliage à une température inférieure (entre 620 et 720°C) pour faire précipiter les phases  $\gamma'$  et  $\gamma''$ . Citer une autre famille d'alliages pour laquelle on pratique le même type de traitement thermique et rappeler pourquoi on effectue un traitement aussi complexe.

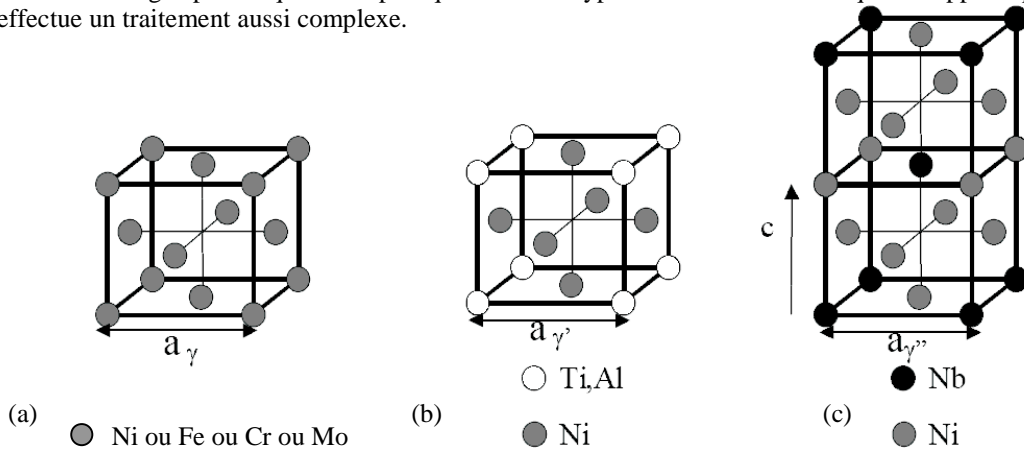


Figure 2 : Mailles cristallines de trois phases de l'Alliage 718 : (a) matrice  $\gamma$ ; (b) phase  $\gamma'$  ( $Ni_3(Ti,Al)$ ), (c) phase  $\gamma''$  ( $Ni_3Nb$ ). On a indiqué, si besoin, les sites correspondant aux différents éléments chimiques.

### 1.5 Structure de grains de l'Alliage 718

La taille de grains de la matrice de l'Alliage 718 qui nous intéresse est de l'ordre de 10  $\mu m$ . C'est une taille de grains « fine », malgré le traitement à haute température qu'a subi l'alliage.

Dans les joints de grains,  $Ni_3Nb$  précipite sous forme de la phase  $\delta$ , qui présente une structure cristallographique différente de celle de  $\gamma'$  et qui est, thermodynamiquement stable à haute température (Figure 3a). Cette phase  $\delta$  est remise en solution à partir de 1050°C. La Figure 3b illustre le rôle de la phase  $\delta$  aux joints de grains : si on chauffe l'alliage à une température supérieure à 1050°C et qu'on le refroidit très rapidement pour empêcher toute précipitation ( $\gamma'$ ,  $\gamma''$  et  $\delta$ ) on obtient la microstructure de la Figure 3b.

- Par quelle technique a pu être obtenue l'image de la Figure 3a ? Par quelle technique a pu être obtenue l'image de la Figure 3b ?
- Que s'est-il passé à haute température, en l'absence de phase  $\delta$ ? Quel est l'intérêt de garder un peu de phase  $\delta$  (en chauffant l'alliage à une température moins élevée) pour contrôler la microstructure ?

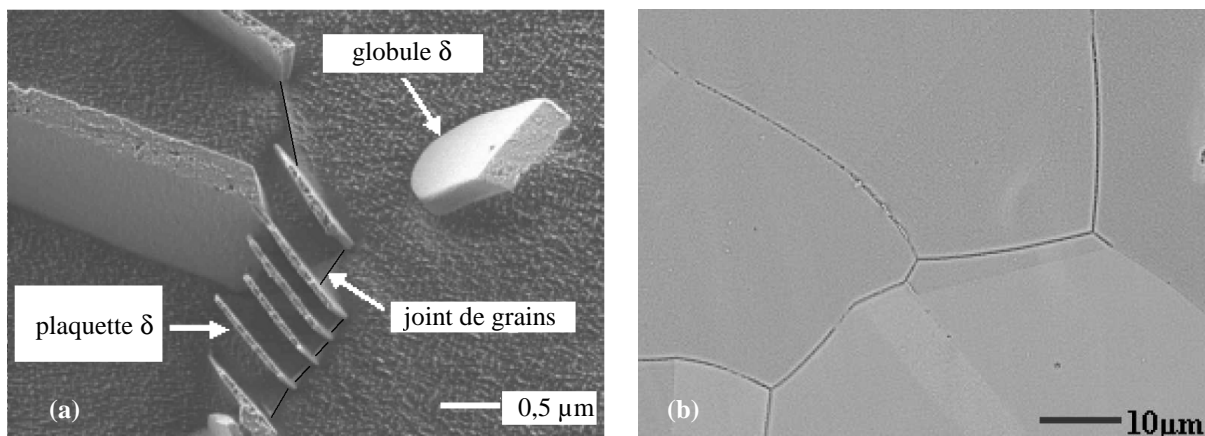


Figure 3 : Morphologie et rôle de la phase  $\delta$  de formule  $Ni_3Nb$ . (a) Plaquettes et globules de phase  $\delta$  près d'un joint de grains (souligné en noir) ; (b) microstructure de l'Alliage 718 porté à une température au moins égale à 1050°C et refroidi très rapidement

### 1.6 Correspondance entre les éléments de la microstructure et le cahier des charges

Dans cette question de synthèse, on montre comment la microstructure du matériau peut répondre à certaines propriétés du cahier des charges. On prendra l'exemple de la résistance mécanique (dureté).

*Montrer comment les différents éléments de la microstructure contribuent au durcissement du matériau. Préciser, pour chacun de ces éléments, les étapes critiques du traitement thermique.*

## EXERCICE 2 : RESISTANCE MECANIQUE ET DUREE DE VIE DE L'ALLIAGE 718

### 2.1 Comportement de l'Alliage 718 en traction uniaxiale

On dispose dans cette partie de deux matériaux : un alliage de référence noté « DA » et un alliage retraité :

- L'alliage « DA » est mis en forme par forgeage à haute température, puis refroidi avant le traitement de revenu à basse température (620-720°C) : on espère « économiser » l'étape de remise en solution en profitant de la chaleur apportée au matériau lors de l'étape de forgeage.
- L'alliage « retraité » : on a prélevé un morceau d'alliage « DA » et on lui a appliqué le traitement de remise en solution des précipités et de revenu, de sorte à faire grossir les grains de matrice  $\gamma$  en utilisant le phénomène physique étudié précédemment. L'alliage « retraité » présente la même distribution de précipités que l'alliage « DA » mais avec une taille de grains  $\gamma$  différente.

On effectue des essais de traction à une vitesse de déformation initiale fixée (de l'ordre de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) sur les deux alliages, pour deux températures : 350°C (température modérée) et 600°C (température proche des conditions d'utilisation du disque de turbine). Les résultats sont reportés sur la Figure 4.

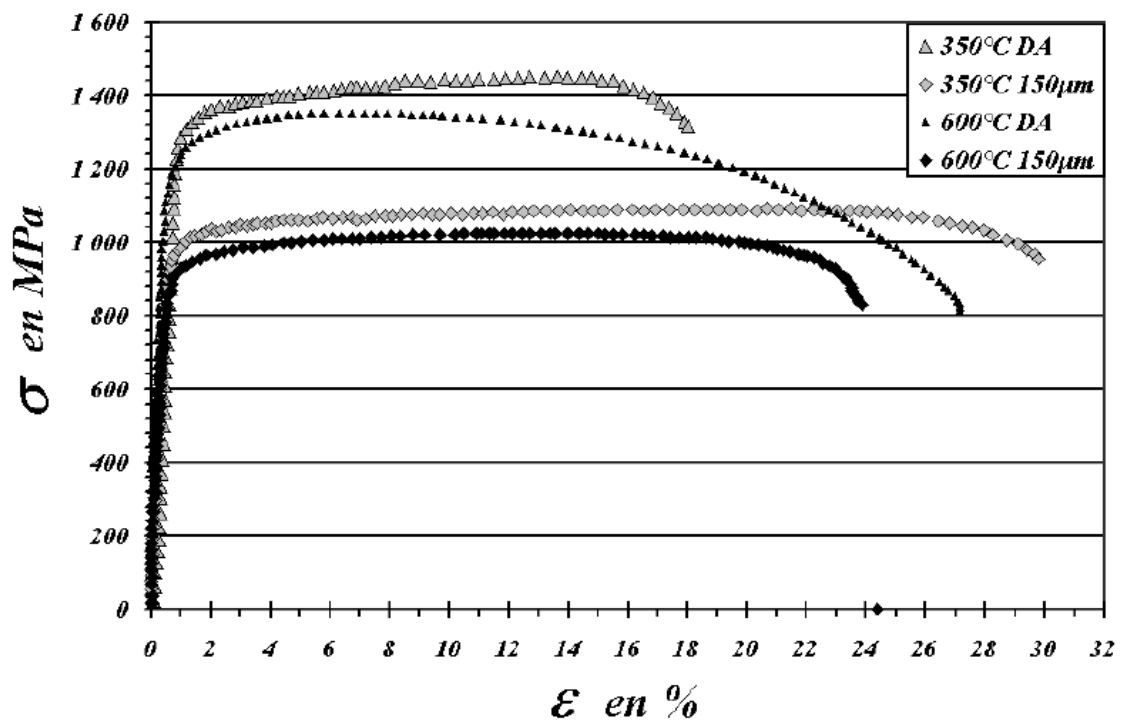


Figure 4 : Courbes de traction des alliages « DA » (taille de grains  $10 \mu\text{m}$ ) et « retraité » (taille de grains  $150 \mu\text{m}$ ) pour deux températures

- Situer l'Alliage 718 parmi la famille des métaux et alliages : est-ce un alliage particulièrement résistant ? Est-ce intéressant pour l'application souhaitée ?
- D'après l'allure générale des courbes, indiquer quel est le comportement de l'alliage : ductile, semi-fragile ou fragile ?
- Reconnaître les principales étapes de la déformation de l'éprouvette (mécanismes de déformation du matériau) en commentant l'une des courbes. On pourra utiliser les valeurs numériques du Tableau 2.
- Quel effet attend-on de la température d'essai ? Est-il effectivement important pour ces deux alliages ?

- e. Quel effet attend-on de la taille des grains pour ces deux alliages ? Par quelle loi est-il habituellement décrit ? Le rapport entre les limites d'élasticité (Tableau 2) est-il cohérent avec l'estimation que l'on obtient par cette loi ?
- f. Sachant que l'alliage « DA » a été refroidi après avoir été déformé pendant le forgeage, quel mode de durcissement complémentaire pourrait jouer un rôle sur la résistance mécanique de cet alliage ?

TABLEAU 2 : CARACTERISTIQUES EN TRACTION UNIAXIALE DES ALLIAGES « DA » ET « RETRAITE »

Alliage et température d'essai	« DA » 350°C	« retraits » 350°C	« DA » 600°C	« retraits » 600°C
Limite d'élasticité (MPa)	1250	950	1200	900
Résistance à la traction (MPa)	1400	1100	1350	1025
Allongement à rupture (%)	18	30	27	24

## 2.2 Comportement de l'alliage 718 en fatigue

On effectue des essais de fatigue pour tester la résistance de l'Alliage 718 à un chargement cyclique. Les résultats en termes de durée de vie sont reportés sur la Figure 5. On utilise également un troisième alliage, qui a subi le même type de traitement que l'alliage « retraits » mais dans des conditions différentes pour obtenir une taille de grains de 40  $\mu\text{m}$ , intermédiaire entre celle de l'alliage « DA » et celle de l'alliage « retraits ».

- a. Sachant que la vitesse de rotation du moteur est supérieure à 1000 tours par minute, commenter le choix de l'intervalle des nombres de cycles à rupture que l'on a choisi pour construire la courbe de la Figure 5.
- b. Que représenterait alors un cycle ?
- c. Commenter la forme des cycles de fatigue relevés sur la Figure 6a. A quel domaine de la fatigue (en termes de nombre de cycles) a-t-on affaire ? Est-ce cohérent avec le nombre de cycles à rupture ?
- d. La Figure 6b suggère-t-elle que l'alliage durcit ou s'adoucit en fatigue ? Ceci est-il cohérent avec les propriétés mécaniques étudiées dans les questions précédentes ?

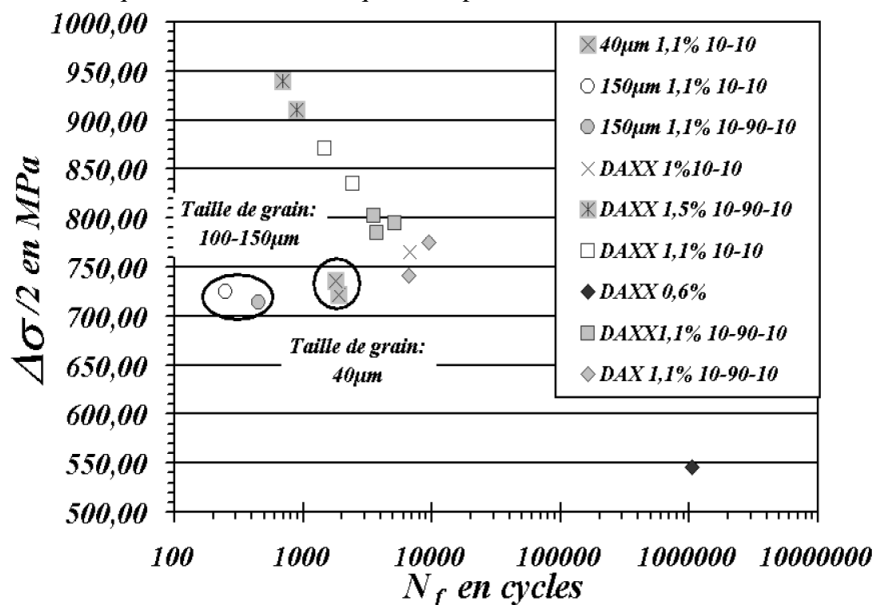


Figure 5 : Courbe de Wöhler pour les trois alliages étudiés. La forme du cycle (10-10 ou 10-90-10) ne sera pas considérée ici. Les essais intitulés « DAX » et « DAXX » ont utilisé un alliage « DA ».

## 2.3 Durée de vie de l'Alliage 718 en fatigue

- a. Rappeler la grandeur permettant d'évaluer la durée de vie en fatigue.
- b. La dispersion observée en durée de vie pour l'alliage de type « DA » vous paraît-elle normale ?
- c. Quel est l'effet apparent de la taille de grains  $\gamma$  sur la durée de vie en fatigue ? Rappeler le mécanisme d'amorçage communément observé en fatigue sur les alliages métalliques, ainsi que l'effet de taille de grains associé. Le résultat expérimental est-il cohérent avec cet effet ?

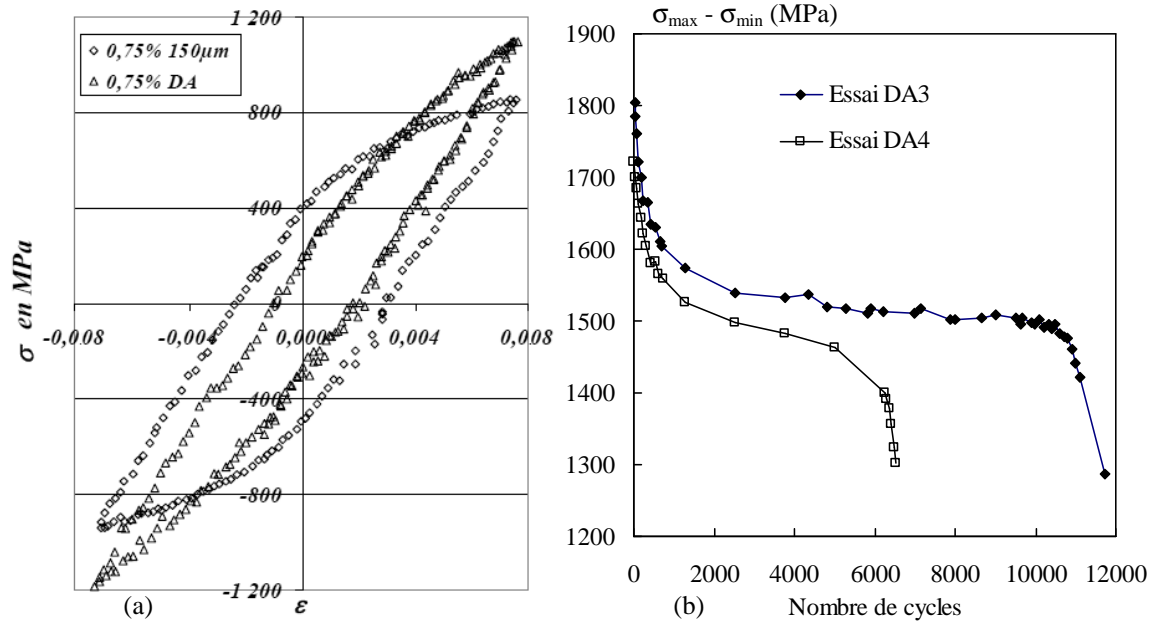


Figure 6 : Cycles de fatigue relevés sur l'Alliage 718. (a) Cycle 5 pour deux essais dans des conditions identiques (vitesse de déformation imposée :  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,  $\epsilon_{\min} = -0,75\%$ ,  $\epsilon_{\max} = +0,75\%$ ) sur le matériau « DA » et sur le matériau retraits. (b) Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles pour deux essais sur le matériau « DA »

#### 2.4 Expertise des éprouvettes de fatigue

Lorsque l'on interrompt un essai de fatigue après amorçage d'une ou de plusieurs fissures, on observe deux mécanismes d'amorçage : l'un est celui évoqué dans la question précédente (dit « en stade I »), l'autre est un mécanisme d'amorçage sur les carbures de niobium NbC qui sont des particules dures et fragiles (Figure 7a). On considère que l'amorçage par rupture des carbures NbC se produit dès que la contrainte dépasse 1100 MPa.

- Quel mécanisme d'amorçage attend-on sur l'alliage « retraits » avec des grains de 150  $\mu\text{m}$  ? Quel mécanisme d'amorçage attend-on sur l'alliage « DA » ?
- Commenter l'image de la surface de rupture d'une éprouvette testée à 600°C (Figure 7b) : où l'amorçage a-t-il eu lieu ? Cela vous paraît-il normal en fatigue ? Quel est le mécanisme d'amorçage responsable de la rupture de cette éprouvette ?

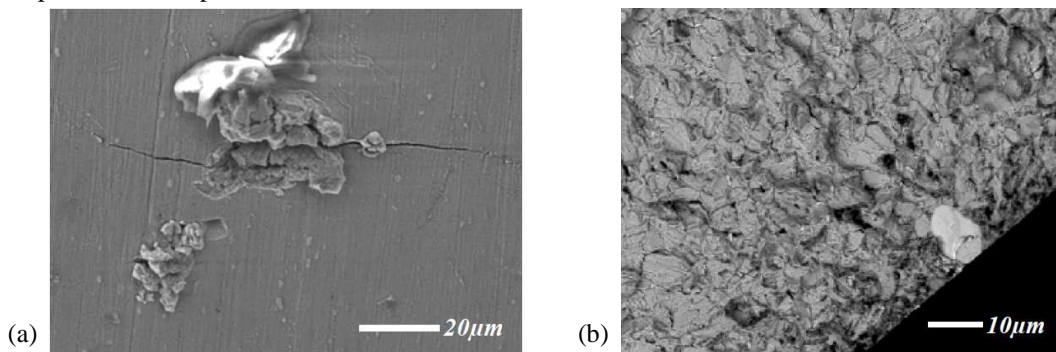


Figure 7 : (a) Amorçage d'une fissure sur un carbure de niobium NbC (vue de la surface externe de l'éprouvette). (b) Surface de rupture d'une éprouvette testée à 600°C ( $\epsilon_{\min} = 0$ ,  $\epsilon_{\max} = 1,1\%$ ). Le contraste observé est lié à la composition chimique locale.

#### REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- F. Alexandre**, *Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage INCO 718*, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004. En partenariat avec SNECMA Moteurs. Document disponible à l'adresse suivante : <http://pastel.paristech.org/857/>
- R. Molins, J.C. Chassigne, E. Andrieu**, *Nickel based alloy intergranular embrittlement in relation with oxidation mechanisms*, Materials Science Forum 251-254 (1997) 445-452

## **MATERIAUX POUR L'INGENIEUR : EXAMEN 2008-2009 (CORRIGE) :**

### **STRUCTURE ET PROPRIETES D'UN SUPERALLIAGE BASE NICKEL POUR DISQUES DE MOTEURS AERONAUTIQUES**

A.-F. GOURGUES-LORENZON

Les réponses aux questions sont en caractères droits. Les commentaires en *italiques* n'étaient pas demandés mais peuvent éclairer le lecteur sur des points particuliers.

#### EXERCICE 1 : MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE 718 POUR DISQUES DE TURBOREACTEURS

##### 1.1 Sollicitations imposées à la pièce

- a. Dans un moteur d'avion un disque est soumis à de hautes températures, à des contraintes élevées, notamment sous la forme d'un chargement mécanique cyclique (il y a donc des sollicitations en fatigue). Les gaz rencontrés par le disque peuvent en outre entraîner des phénomènes de corrosion.
- b. Comme on doit garantir l'absence d'éclatement du disque, on aimerait utiliser un dimensionnement de type « safe life ». En revanche, comme le disque est sollicité en fatigue, il n'est pas possible de garantir qu'aucune fissure ne s'amorcera. Il faut donc contrôler la propagation de ces fissures. On doit alors garantir qu'aucune fissure amorcée dans le disque ne pourra conduire à la rupture au cours de l'utilisation de ce disque. C'est donc un dimensionnement en tolérance au dommage. *Bien que la seule étape considérée dans ce problème soit l'amorçage, des études intensives sont également menées pour caractériser la propagation des fissures dans les disques de turbomachines.*

##### 1.2 Propriétés attendues du matériau

- a. On demande au matériau une bonne tenue mécanique, y compris sous chargement cyclique et à haute température, une bonne tenue à la corrosion par les gaz, ainsi qu'une ténacité (résistance à la rupture) suffisante et un prix « raisonnable ».
- b. Les polymères ne peuvent pas être utilisés à des températures élevées (la suite de l'énoncé montre qu'on utilise le disque à 600°C). Les céramiques sont trop fragiles. *En revanche l'association d'un alliage métallique et d'une céramique dans un composite à fibres longues (composite titane-SiC) représentent une voie de développement intéressante, pour des températures toutefois compatibles avec l'utilisation des alliages de titane (inférieures à 450°C)*

##### 1.3 Principaux éléments affectant les propriétés de la matrice $\gamma$

- a. *Si on considère que tous les éléments présents dans l'alliage ont été déclarés dans le Tableau 1, on calcule la teneur maximale en nickel à l'aide des valeurs minimales des teneurs des autres éléments, et la teneur minimale en nickel à l'aide des teneurs maximales en éléments d'alliage. On trouve une teneur en nickel comprise entre 47,27 et 59,38%. Le nickel est donc l'élément le plus abondant même s'il ne constitue pas toujours plus de 50% de l'alliage.*
- b. En dehors de l'aluminium (*qui n'est pas cité dans ce paragraphe*), le chrome est l'élément qui s'oxyde le plus facilement d'après la Figure 1 (enthalpie d'oxydation fortement négative quelle que soit la température). On a déjà rencontré une famille d'alliages protégée par une couche dense et compacte d'oxyde de chrome : il s'agit des aciers inoxydables *considérés dans le chapitre d'exercices sur la corrosion*. On peut aussi citer l'AM1 (aubes de turbines).
- c. *En utilisant le Chapitre II sur la cristallographie, on relève que la structure cristalline de la phase  $\gamma$  est cubique à faces centrées. Il s'agit d'une phase désordonnée : on ne distingue pas, sur la Figure 2a, les différents éléments qui composent la phase  $\gamma$ . Une phase cristalline peut donc être désordonnée : le terme « ordonnée » désigne non pas la structure cristalline mais la solution solide.*

- d. Ce sont les dislocations qui sont à l'origine de la déformation plastique. *Comme on ne considère ici que la matrice et non les précipités*, le molybdène apporte essentiellement un durcissement de solution solide.
- e. Si le fer n'apporte pas de résistance à l'oxydation ou de résistance mécanique, on peut supposer que c'est son prix qui justifie (au moins en partie) sa présence dans l'Alliage 718 *et c'est bien le cas*.

#### 1.4 Principaux éléments affectant les propriétés des précipités

- a. On peut supposer que les carbures et nitrures contrôlent la taille des grains en contrôlant le nombre de grains, c'est-à-dire le nombre de germes de grains. Ils interviennent donc probablement pour faciliter la germination (hétérogène) des grains lors de la solidification.
- b. *Les deux mailles cristallines de la Figure 2 (b,c) ont déjà été étudiées dans le chapitre II (cristallographie)*. D'après les symétries des positions des atomes dans la maille (ces deux phases sont ordonnées), la phase  $\gamma'$  cristallise dans le système cubique tandis que la phase  $\gamma''$  cristallise dans le système quadratique. Le fait que ces phases soient ordonnées peut impliquer qu'elles soient dures et qu'elles puissent résister à de hautes températures. *On l'a notamment vu dans le chapitre sur l'optimisation des microstructures, dans l'exemple des alliages pour aubes de turbine. En revanche la phase  $\gamma'$  n'est pas thermodynamiquement stable pour les températures qui nous intéressent, c'est la phase  $\delta$  qui est le polymorphe stable de  $Ni_3Nb$* .
- c. En calculant, pour un volume unitaire, la fraction volumique des sphères en fonction du diamètre et du nombre de sphères et en écrivant que cette fraction volumique doit être égale à 15%, on en déduit que le nombre de sphères par unité de volume est égal au volume unitaire divisé par le volume d'une sphère, soit  $1,83 \cdot 10^{22}$  particules par mètre cube. Si on suppose que toutes les sphères sont réparties de manière homogène, en moyenne une sphère occupe un volume égal à l'inverse de cette valeur, soit  $5,45 \cdot 10^{-23}$  mètre cube. C'est le volume d'un cube de côté  $(5,45 \cdot 10^{-23})^{1/3}$  soit  $3,79 \cdot 10^{-8}$  m ou encore 37,9 nm. L'espacement entre particules est donc du même ordre de grandeur que la taille des précipités : les précipités sont très proches les uns des autres. *D'autres modèles géométriques sont possibles (petite sphère dans grande sphère, sphères en série...) et aboutissent à des valeurs numériques différentes mais à des ordres de grandeur comparables*.
- d. Les précipités peuvent contribuer au durcissement de l'alliage en forçant les dislocations à les franchir soit par cisaillement, soit par contournement. Le contournement est toujours théoriquement possible. Comme les phases sont cohérentes, de petite taille et très proches les unes des autres, elles peuvent probablement aussi être cisailées par les dislocations. Les deux mécanismes peuvent donc être actifs, *leurs contributions respectives dépendent de la taille de chacune des phases et de l'espacement réel entre les phases (qui sont d'ailleurs liés par la fraction volumique)*.
- e. Lors du traitement thermique final, on remet en solution les phases durcissantes avant de contrôler leur précipitation (pour qu'elle soit très finement dispersée) par un traitement de revenu à plus basse température. C'est exactement ce que l'on a vu dans le chapitre sur le traitement thermique des alliages d'aluminium. *On l'a également revu dans l'étude de cas sur les alliages d'aluminium pour culasses de moteurs automobiles. Certains aciers sont également traités de cette manière, pour éviter la formation de gros carbures fragilisants*. Le but d'un tel traitement est de contrôler la nature, la taille et la dispersion des phases durcissantes (ici les précipités  $\gamma'$  et  $\gamma''$ ).

#### 1.5 Structure de grains de l'Alliage 718

- a. D'après l'échelle d'observation et d'après les tableaux du chapitre sur les microstructures et les techniques d'observation, on a eu recours à la microscopie électronique pour obtenir la Figure 3a. *Le relief prononcé évoque la microscopie électronique à balayage*. L'image de la Figure 3b a également été obtenue par microscopie électronique à balayage (la résolution spatiale est légèrement meilleure que celle qu'on peut obtenir par microscopie optique) bien que ce soit une coupe.
- b. En l'absence de phase  $\delta$  on trouve de très gros grains  $\gamma$  après le refroidissement. Les joints de grains ont pu se mouvoir à haute température pour augmenter la taille des grains et réduire ainsi la surface totale de joints de grains. En gardant un peu de phase  $\delta$  dans les joints de grains on empêche ceux-ci de migrer à haute température et on garde une taille de grains fine tout en dissolvant les précipités  $\gamma'$  et  $\gamma''$ . *On remarquera éventuellement que les joints de grains ont gardé une certaine courbure, signe qu'ils n'avaient pas atteint un état d'équilibre avant le refroidissement*.



## 1.6 Correspondance entre les éléments de la microstructure et le cahier des charges

La résistance mécanique de l'alliage est assurée à la fois par la présence d'éléments d'alliage (molybdène, chrome, fer) dans la solution solide  $\gamma$  et par la présence d'une fine distribution de précipités cohérents (phases  $\gamma'$  et  $\gamma''$ ) grâce à la présence du titane, de l'aluminium et du niobium. Les phases critiques du traitement thermique sont la température de remise en solution (éviter la croissance des grains  $\gamma$  en laissant un peu de phase  $\delta$  mais assurer tout de même la dissolution des précipités durcissants : il faut une température inférieure à 1050°C) ainsi que les conditions de revenu (qui conditionnent la précipitation durcissante).

*On peut aussi noter que le chrome favorise la résistance à la corrosion par oxydation et que le fer contribue au coût « raisonnable » de l'alliage.*

## EXERCICE 2 : RESISTANCE MECANIQUE ET DUREE DE VIE DE L'ALLIAGE 718

### 2.1 Comportement de l'Alliage 718 en traction uniaxiale

- a. En utilisant les tableaux de synthèse des grandes familles de matériaux fournis dans le chapitre sur la sélection des matériaux, on s'aperçoit que l'Alliage 718 fait partie des alliages les plus résistants de la famille des « alliages techniques ». Pour fabriquer un disque de turbomachine performant il faut effectivement une résistance mécanique élevée, *notamment pour résister à la force centrifuge et alléger le plus possible les pièces en mettant le moins de matière possible.*
- b. La déformation à rupture élevée, la présence d'une large zone non linéaire sur la courbe et d'une chute progressive de la contrainte nominale montrent que l'alliage possède un comportement ductile. *C'est rassurant pour l'application envisagée !*
- c. Prenons l'exemple de la courbe obtenue à 350°C sur le matériau « DA ». La première partie de cette courbe (contrainte inférieure à la limite d'élasticité soit 1250 MPa) est linéaire avec une pente élevée (théoriquement égale au module d'Young si on mesure bien uniquement la déformation de la zone centrale de l'éprouvette). Entre 1250 MPa et la contrainte maximale (1400 MPa d'après le tableau, un peu plus d'après la courbe), la déformation est essentiellement plastique, l'alliage continue à durcir mais moins rapidement. Une fois le maximum atteint, la déformation se localise (c'est la striction) et la force chute progressivement jusqu'à la rupture pour un allongement total de 18%.
- d. D'une manière générale, une température élevée favorise les mécanismes de diffusion ainsi que les mécanismes de déformation par fluage qui sont associés à la diffusion. L'alliage devrait donc être nettement moins dur à 600°C qu'à 350°C. Entre 350 et 600°C la chute de contrainte est assez faible dans notre cas, ce qui n'est pas habituel. *Ceci est notamment dû au fait que les phases durcissantes sont au moins aussi dures à 600°C qu'à 350°C, ce qui est inhabituel aussi et justifie le nom de « super » alliage pour cette famille de matériaux.*
- e. L'effet de taille de grains sur la résistance mécanique est généralement décrit par la loi de Hall-Petch : plus les grains sont petits, plus un matériau peut être dur. Si le durcissement est essentiellement apporté par ce phénomène, la constante additive est faible devant le terme en  $1/\sqrt{\text{taille de grains}}$ . Dans ce cas, un grain de 150  $\mu\text{m}$  devrait présenter une résistance de l'ordre d'un tiers de celle apportée par le grain de 10  $\mu\text{m}$  du matériau « DA ». Ce n'est clairement pas le cas d'après le Tableau 2. On en déduit que l'essentiel du durcissement n'est pas apporté uniquement par l'affinement du grain.
- f. Puisque l'alliage « DA » est directement refroidi après la déformation produite par le forgeage (*et sans doute rapidement pour éviter une précipitation non contrôlée des phases durcissantes*), il est possible que des dislocations subsistent dans la pièce, contribuant à un durcissement par écrouissage (interaction entre dislocations). *C'est effectivement le cas pour l'Alliage 718 « DA ».*

## 2.2 Comportement de l'alliage 718 en fatigue

- a. Les essais présentés sur la Figure 5 montrent des durées de vie inférieures à 10000 cycles pour la plupart. On ne cherche donc pas à qualifier le matériau vis-à-vis des vibrations et de la rotation du moteur (cela ne durerait que quelques minutes). *En fait on peut décomposer le chargement du disque en deux types de cycles. Le premier type de cycle est lié aux vibrations (rotation du moteur), qui sont de très faible amplitude, en-dessous de la limite d'endurance. Le deuxième type de cycle, beaucoup plus sévère, est lié à la marche/arrêt du moteur (1 cycle par vol). On va s'intéresser ici aux cycles les plus sévères, pour la raison suivante. Les cycles vibratoires n'amèneront pas d'amorçage de fissure puisqu'ils sont au-dessous de la limite d'endurance. On ne peut pas non plus les traiter avec une approche en propagation de fissure à partir d'un défaut existant car le nombre de cycles approche de 10<sup>12</sup> sur une « vie avion ». Si on part d'un défaut décelable par contrôle non destructif (environ 300 µm ici) et qu'on applique la loi de propagation classique (de Paris) adaptée aux fissures longues, on trouve que tous les disques devraient rompre, ce qui n'est pas le cas ! Il existe en fait un seuil de taille de défaut, pour le très faible chargement imposé ici, qui garantit que tout défaut de taille inférieure à ce seuil ne peut mener à la rupture sous l'effet du seul chargement vibratoire : la loi de Paris n'est pas valide pour les tout petits défauts et les tout petits chargements.*
- b. Un avion volant tous les jours (un vol par jour) pendant environ 40 ans subirait environ  $40 \times 365 = 14600$  cycles. On vise donc des sollicitations pour lesquelles un cycle représente un vol.
- c. On voit sur la Figure 6a que le cycle comporte une boucle d'hystérèse importante : il y a dissipation d'énergie. Comme de plus le comportement du matériau n'est pas linéaire sur la totalité du cycle, on en déduit que chaque cycle impose au matériau une déformation plastique. Avec une durée de vie inférieure à 10000 heures, on est dans le domaine de la fatigue oligocyclique.
- d. La Figure 6b suggère clairement que la contrainte chute : l'alliage s'adoucit en fatigue. On a vu en cours qu'effectivement les alliages les plus résistants ont tendance à s'adoucir en fatigue. A déformation imposée, c'est dangereux car la déformation plastique par cycle est de plus en plus élevée.

## 2.3 Durée de vie de l'Alliage 718 en fatigue

- a. La durée de vie en fatigue est évaluée par le nombre de cycles à rupture pour un chargement donné ou, inversement, par le chargement que peut supporter une pièce pour un nombre de cycles à rupture donné. On s'intéressera ici au nombre de cycles à rupture.
- b. La dispersion observée en durée de vie pour l'alliage de type « DA » paraît normale pour des essais de fatigue : cette dispersion est notamment liée à la présence aléatoire de zones faibles dans (ou surtout sur) les éprouvettes de fatigue.
- c. D'après la Figure 5, plus les grains sont fins (« DA »), meilleure est la résistance en fatigue, bien que la finesse des grains  $\gamma$  ne soit pas la seule origine du durcissement. On rappelle que le mécanisme d'amorçage vu en cours fait intervenir l'accumulation de la déformation plastique dans des « bandes de glissement persistantes ». De petites fissures se propagent lentement à travers tout le premier grain affecté. Elles sont alors arrêtées par le joint de grains (transition entre stade I et stade II). Plus le grain est gros, plus la fissure a atteint une taille élevée en fin de stade I, plus le facteur d'intensité des contraintes en pointe de fissure sera élevé (cf. chapitre sur la rupture :  $K$  dépend du carré de la longueur de fissure). Le franchissement du joint de grains sera alors plus facile. Ceci est cohérent avec le résultat expérimental, d'autant plus que l'alliage « retraité » à 150 µm de taille de grains est sensiblement moins résistant que l'alliage « DA ».

## 2.4 Expertise des éprouvettes de fatigue

- a. D'après les courbes de traction de la Figure 4 il est impossible d'atteindre 1100 MPa avec l'alliage « retraité » : ce matériau n'est pas assez résistant pour que puisse se déclencher l'amorçage par rupture d'un carbure NbC. Seul l'amorçage en stade I est donc possible. Sur l'alliage « DA », on atteint facilement 1100 MPa sous chargement monotone, pour un niveau de déformation plastique faible (donc on atteint également un critère équivalent en fatigue oligocyclique). On s'attend donc ici à une fissuration des carbures NbC, en plus de la fissuration liée à la plasticité de la matrice. *C'est bien ce qui est observé expérimentalement et ceci justifie que les points de la courbe de Wöhler sur l'alliage « retraité » ne*

---

*s'alignent pas du tout avec les points obtenus avec l'alliage « DA ».*

- b. Le contraste d'origine chimique montre trois zones sur l'image de la Figure 7b : une zone noire (en dehors de l'éprouvette), une zone claire (une particule) et une zone grise (le reste de l'éprouvette). L'amorçage a donc eu lieu près de la surface externe de l'éprouvette, ce qui est habituel en fatigue. *C'était d'ailleurs aussi le cas sur l'observation de surface (Figure 7a).* La particule claire semble être à l'origine de la rupture : on soupçonne un amorçage sur un carbure de niobium (taille : environ 10  $\mu\text{m}$ ).