

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE
Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Centre de Recherche et de Développement de l'Electricité et du Gaz

Mémoire de projet de fin d'études

pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

**Etude numérique et expérimentale de la dégradation
d'aubes de turbines à gaz, en Inconel 738LC**

Présenté et soutenu publiquement le 20/09/2020 par :

BENSEMMANE Ilyes

Composition du Jury :

Président	M. A. KASSER	Professeur	ENP
Promoteurs	M. F. HELLAL	Professeur	ENP
	M. K. BOULEGHEB	Docteur	CREDEG
Examineurs	M. M. CHITROUB	Professeur	ENP
	M. H. SEDJAL	Docteur	ENP

ENP 2020

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE
Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Centre de Recherche et de Développement de l'Electricité et du Gaz

Mémoire de projet de fin d'études

pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'Etat en Génie des Matériaux

**Etude numérique et expérimentale de la dégradation
d'aubes de turbines à gaz, en Inconel 738LC**

Présenté et soutenu publiquement le 20/09/2020 par :

BENSEMMANE Ilyes

Composition du Jury :

Président	M. A. KASSER	Professeur	ENP
Promoteurs	M. F. HELLAL	Professeur	ENP
	M. K. BOULEGHEB	Docteur	CREDEG
Examineurs	M. M. CHITROUB	Professeur	ENP
	M. H. SEDJAL	Docteur	ENP

ENP 2020

REMERCIEMENTS

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du laboratoire Métallurgie du CREDEG, sous la direction de Monsieur HELLAL Fatah, Professeur à l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger et de Monsieur BOULEGHEB Khaled, Docteur de l'Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene. Je souhaite leur exprimer ma profonde reconnaissance pour m'avoir tellement apporté de valeurs scientifiques et humaines.

Je remercie aussi davantage tous les membres du CREDEG, en particulier également monsieur DRIF Rabah, Chef de laboratoire et monsieur MOUBARAK Abdesselam, de m'avoir aidé de près ou de loin, durant ces mois passés.

Je tiens à remercier monsieur KASSER Abdelmadjid, Professeur à l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger, pour avoir accepté de présider le jury, malgré ses nombreuses obligations.

Je remercie également le professeur CHITROUB Mohamed, le docteur SEDJAL Hamid, de l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger, d'avoir accepté d'être les examinateurs de mon mémoire de projet de fin d'études.

Je remercie toutes les personnes qui m'ont soutenu et m'ont aidé de loin ou de près durant mes années d'étude et de travail.

Je tiens aussi à remercier toute ma famille pour son soutien. Je pense très fort à celle qui a partagé mon quotidien et qui m'a toujours soutenu.

Merci à tous.

ملخص

أتاح عملنا دراسة تدهور زعانف التوربينات الغازية بعد 50000 ساعة من الخدمة. هذه الشفرات ، التي تستخدمها الشركة ، مصنوعة من سبائك فائقة. الدراسة العددية ، عن طريق المحاكاة ، أبرزت السلوك الميكانيكي لمناطق الفجر المختلفة. ثم تعرضت هذه المناطق للتوصيف المجهرية بواسطة المجاهر الإلكترونية الضوئية والمسح الضوئي. تم إجراء مقارنة بين منطقة الحبل ، النقطة الحساسة للشفرة ، بين الشفرة المستخدمة والشفرة الجديدة. لقد أظهرنا تأثير درجة الحرارة والقوى الخارجية المطبقة على الشفرة أثناء الخدمة ، على بنيتها المجهرية (طور الكريبيد) وخصائصها الميكانيكية. أخيرًا ، تساعد البيئة الحارة والعدوانية على تفسير الفرق بين العمر الافتراضي المحاكى والعمر الفعلي للفجر.

الكلمات المفتاحية: شفرة التوربينات الغازية ، البنية المجهرية ، التدهور ، التنبؤ بالحياة

Inconel 738LC

ABSTRACT

Our work made it possible to study the degradation of the blades of a 9D2 gas turbine, after 50,000 hours of service. These blades, used by the company SONELGAZ, are made of Inconel 738LC superalloy. The numerical study, by simulation by MEF, highlighted the mechanical behavior of the different zones of the dawn. These areas were then subjected to microstructural characterization by MO and SEM. A comparison of the area of the tether, the sensitive point of the blade, was made between a used blade and a new blade. We have shown the influence of temperature and external forces applied to the blade during service, on its microstructure (γ phase Ni₃ (Al, Ti) and carbides) and its mechanical properties. Finally, the hot and aggressive environment helps explain the difference between the simulated lifespan and that of dawn.

Key words: Gas turbine blade, Inconel 738LC, microstructure, degradation, life prediction.

Résumé

Notre travail a permis d'étudier la dégradation des aubes de turbine à gaz 9D2, après 50000h de service. Ces aubes, utilisées par la société SONELGAZ, sont faites en superalliage Inconel 738LC. L'étude numérique, par simulation par MEF, a mis en avant le comportement mécanique des différentes zones de l'aube. Ces zones ont ensuite fait l'objet d'une caractérisation microstructurale par MO et MEB. Une comparaison de la zone du pied d'attache, point sensible de l'aube, a été effectuée entre une aube usagée et une aube neuve. Nous avons montré l'influence de la température et des forces extérieures appliquées à l'aube en cours de service, sur sa microstructure (phase γ' Ni₃ (Al, Ti) et carbures) et ses propriétés mécaniques. Enfin, l'environnement chaud et agressif permet d'expliquer l'écart entre la durée de vie simulée et celle effective de l'aube.

Mots clés: Aube de turbine à gaz, Inconel 738LC, microstructure, dégradation, prédiction de durée de vie.

Table des matières

Liste des figures	
Liste des tableaux	
Liste des symboles	
Introduction Générale.....	10
Chapitre 1 : Turbine a gaz.....	12
1.1.Introduction.....	12
1.2.Turbine à gaz.....	12
1.3.Cycle de BRAYTON	13
1.4. Le principe de fonctionnement de la turbine TG 9D2.....	13
1.5- Les aubes de turbine 9D2.....	14
1.6.Détail des aubes.....	14
1.7. Les compresseurs: ...	15
1.8.Chambre de combustion	15
1.9 Conclusion.....	16
CHAPITRE 2: Les superalliages à base de nickel.....	17
2.1. Superalliages.....	18
2.1. Superalliages à base de nickel	18
2.3. Traitements thermiques des superalliages à base nickel.....	24
2.4. Mode de durcissement des superalliages à base nickel.....	26
2.5. Le rôle des éléments d’alliages dans les superalliages à base de nickel.....	27
2.7 Evolution dans le domaine des superalliages a base nickel	30
2.8 Mode d’endommagement	35
2.9 Techniques avancées de prévision de la durée de vie résiduelle.....	42
2.10 Conclusion.....	44
Chapitre 3 : simulation par la Méthode des Eléments Finis d’une aube de turbine à gaz	45
3.1 Introduction	46
3.2 Présentation de SolidWorks	46
3.3 La force centrifuge	46
3.4 Propriété des matériaux utilisés	47
3.5 Considération géométrique du Modèle.....	48
3.6 Méthode des Eléments Finis (MEF):	49
3.7 Etude statique.....	50

3.8 Analyse de fatigue avec l'évènement statique	55
3.9 Analyse thermique en régime permanent sans refroidissement.....	58
3.10 Analyse thermique en régime permanent avec refroidissement.....	60
3.11 Le profil thermique	61
3.12 Conclusion	62
CHAPITRE 4: Matériaux et méthodes expérimentales.....	63
4.1 Introduction	64
4.2 Mise au point du matériau étudié.....	64
4.3 Techniques d'analyse.....	66
4.4 Conclusion.....	71
Chapitre 5 : Résultats et interprétations	72
5.1 Composition chimique :	73
5.2 Type d'endommagement les plus courant qu'on pourra observés.....	74
5.3 Caractérisation microstructurale du matériau à l'état de réception.....	74
5.4 Choix de la pièce de référence	75
5.6 Microscope électronique à balayage.....	77
5.7 Résumé des résultats.....	84
5.8 Caractérisation mécanique par essai de microdureté.....	85
5.9 Analyse des endommagements et des dégâts subis	86
5.10 Estimation de la durée de vie	90
8.11 Conclusion	91
Conclusion générale et perspective.....	91
Conclusion.....	91
Perspectives.....	92
Références bibliographique.....	93

Liste des figures

Figure 1: Schéma simplifié du système de turbine à gaz et du cycle de Brayton idéal	12
Figure 2:Groupe Turboalternateur D'ELHAMMA.....	13
Figure 3:a) aubes de la turbine 9D2 à l'état de réception. b) le circuit de refroidissement interne des aubes.	14
Figure 4:deffirent partie d'une aube d'une turbine à gaz.....	15
Figure 5:la chambre de combustion et les aubes de turbine	16
Figure 6:Mailles cristallines des phases γ , γ' et γ''	20
Figure 7:a) Phase δ précipitée aux joints de grains.	21
Figure 8:Microstructure des phases eutetique γ/γ' et les phases TCP	22
Figure 9: a)Carbures primaires de type MC , b) carbures secondaires de type M23C6	23
Figure 10:Aubes élaborées par fonderie à la cire perdue	24
Figure 11:Influence de la vitesse de trempe sur la taille des précipités γ' des superalliages... ..	25
Figure 12:Diagramme d'équilibre de l'alliage Ni-Al	26
Figure 13:schéma de la microstructure de la phase Y' de superalliage à base de nickel	27
Figure 14:Evolution du paramètre de maille de la matrice austénitique de Ni	29
Figure 15:Variation de la limite élastique à 0,2 % de déformation pour différentes phases d'alliages Ni-Cr-Al d'après Beardmore et al.	30
Figure 16: Une vue comparative qualitative des tendances de la composition	31
Figure 17:Les alliages de nickel, hier et aujourd'hui.	32
Figure 18: La microstructure : Panorama du développement de la microstructure	32
Figure 19:Capacité de température des superalliages de nickel avec le progrès réalis.....	34
Figure 20: Textures de grains de coulée d'ailettes d turbine moulées,	34
Figure 21:Microstructures typiques des matériaux des aubes dans divers états:	36
Figure 22:les trois étapes du phénomène de fluage.....	37
Figure 23:(a) Dégâts de fluage observés lors de l'inspection de routine	38
Figure 24: Courbe de Wöhler définissant les trois domaines de la fatigue.....	39
Figure 25:a)Fissuration par fatigue	40
Figure 26:Attaque par sulfuration d'une aube de turbine.. ..	41
Figure 27:Érosion d'ailette de turbine à gaz	42
Figure 28:appareil test ultrasonique	42
Figure 29:Ressuage de liquide pénétrant (Dye Penetrant Inspection)	43
Figure 30:Courbe de paramètre Larson-Miller contrainte	43
Figure 31:Dimensions du Squelette de l'aube.....	48
Figure 32:Modèle 3D d'aube sous SOLIDWORKS	49
Figure 33:le maillage du modèle	50
Figure 34:la direction et la valeur de la force centrifuge	51
Figure 35:la zone de fixation indiqué sur le pied	51
Figure 36:distribution de contrainte	52
Figure 37:Diagramme de répartitions des contraintes.....	53
Figure 38:Déplacements résultant	53
Figure 39:Diagrammes de répartition du déplacement	54
Figure 40:Répartition des déformations sur le Modèle	54

Figure 41:diagramme de repartitions de déformation	55
Figure 42:courbe de Wöhler Pour l'inconel 738lc.....	56
Figure 43:fenetre de travail et du choix de l'évènement.....	56
Figure 44:l'ajout de l'évènement statique 1 avec la courbe de chargement base zéro	56
Figure 45:distubution du pourcentage d'endommagement sur l'ensemble de l'ailette	57
Figure 46:diagramme sondé verticalement du milieu du pied vers le haut de l'ailette montrant le pourcentage de déformation des nœuds sondés	57
Figure 47:nombre de cycle à la rupture par fatigue des différentes zones de l'ailette.....	58
Figure 48:diagramme sondé verticalement à partir du pied vers le haut de l'ailette	58
Figure 49:distrubution de la température sans refroidissement	59
Figure 50:les résultats et les nœuds choisis sont sondés horizontalement du milieu de la pale	60
Figure 51:distribution de la température avec refroidissement.....	61
Figure 52:sondage des résultats par des nœuds prise horizontalement	61
Figure 53: L'aubes de la turbine à gaz TG 9D2 (usagée)	64
Figure 54:les différentes zone ou échantillons découpées	65
Figure 55: Echantillon pris de la pale de la turbine indiquent les différents zones	65
Figure 56:microscope optique au sien du CREDEG.....	66
Figure 57:microscope électronique à balayage au sien du CREDEG	67
Figure 58:(a) échantillon du pied par MO, (b) échantillon de la zone 6 de la pale par Mo , ...	68
Figure 59:Calcul de la distribution de la taille des précipités γ' à l'aide du logiciel Imagej	69
Figure 60: Histogramme de la distribution de la taille des précipités γ' dans le pied de l'aube .	69
Figure 61:microduromètre au sien du CREDEG	70
Figure 62:Principe de l'essai de microdureté Vickers	71
Figure 63:Microanalyse chimique par EDS de l'ailette.....	73
Figure 64: fenêtre de la base de données total materia indiquant les résultats de recherche ...	73
Figure 65: a),b)et c) présente la microstructure toute en augmentant le grossissement.....	76
Figure 66: a),b)et c) présente la microstructure toute en augmentant le grossissement	77
Figure 67:observation au MEB du pied (échantillon de référence)	78
Figure 68:reshold +comptage des grain en utilisant le logiciel Imagej	78
Figure 69:Distribution de la taille des précipités γ' dans le pied de l'aube.....	78
Figure 70:figure a et b présente la distribution et l'apparition de la phase TCP sigma.....	80
Figure 71:observation au MEB d'un carbure de type M23c6.....	81
Figure 72:Microanalyse chimique par EDS d'un carbure de type M23c6.....	81
Figure 73:observation au MEB de la microstructure de l'échantillon usée	82
Figure 74:reshold +comptage des grain en utilisant le logiciel Imagej de deux espaces	82
Figure 75:distribution de la taille de précipité γ' pour les deux espaces	83
Figure 76:les types de dégradation et vieillissement sur la microstructure.....	86
Figure 77:evolution de la Coalescence de la phase gamma prime.....	87
Figure 78:la phase σ apparue au bord d'attaque (zone 6 de l'aube vers le haut)	88
Figure 79:microfissure apparue dans le bas de l'aube avec un taille de 40.5 μm	88
Figure 80:evolution de l'allongement des bras dendritique du pied figure a) vers la pale b)...	89

Liste des tableaux

Tableau 1:Composition pondérale (%en poids) de quelques superalliages à base de nickel utilisée dans les turbines à gaz [4].....	19
Tableau 2:Effets des principaux éléments d’alliages dans les superalliages à base de nickel .	28
Tableau 3:Quelques propriétés physiques du Ni et des éléments métalliques en substitution dans le Ni (CFC).	29
Tableau 4:présente les différentes Compositions chimiques. Une comparaison des premiers superalliages et de ceux utilisés 50 ans plus tard.	31
Tableau 5:Résumé des caractéristiques du squelette d’aube.....	48
Tableau 6:Information sur le maillage effectué	50
Tableau 7:Les conditions aux limites du profile thermique.....	59
Tableau 8:condition aux limites du profil thermique avec refroidissement.....	60
Tableau 9:fraction surface des phase γ' du pied et de l’échantillon usagé issue de la zone 6.	70
Tableau 10:composition chimique issue de la microanalyse par EDS.....	73
Tableau 11:fraction surfacique du pied (référence)	79
Tableau 12:composition chimique par microanalyse d'un carbure du type M23C6.....	81
Tableau 13:fraction surface des phase γ' de l’échantillon usagé issue de la zone 6.....	84
Tableau 14:resumé des résultats calculée de la distribution de la taille des précipités γ'	84
Tableau 15:resumée de la distribution surfacique.....	85
Tableau 16:resulatas de l'analyse par microdureté.....	85
Tableau 17:Caractéristiques mesurées pour les échantillons de référence et la pale usagée ...	89

Liste des symboles

LMP : paramètre de Larson-Miller

T : température absolue en K

t_r : le temps de rupture en s

C : la constante du matériau égale a 20

F : Force centrifuge en N

S : section de l'aube en mm^2

Ω : vitesse angulaire rad/s

ρ : Masse volumique Kg/m^3

r_2 : Rayon en tête de l'aube en m

r_1 : Rayon au pied de l'aube (rayon de la turbine) en m

h_{ref} : coefficient de convection de l'air refroidit à l'intérieur des canaux en $\text{W} / \text{m}^2\text{K}$

c_{p-ref} : capacité calorifique de l'air refroidissent en $\text{j}/\text{Kg}/\text{K}$

μ_{ref} : viscosité de l'air refroidissent en $\text{Pa} \cdot \text{s}$

Pr_{ref} : nombre de prandt

Nu_{ref} : nombre de nusselt moyen du canal de refroidissement

H_{ref} : La hauteur du canal de refroidissement en m

Introduction Générale

Le choix des matériaux utilisés dans les turbines à gaz dépend essentiellement des sollicitations thermiques et mécaniques extrêmes, qu'ils sont capables de supporter surtout à la sortie de la chambre de combustion, pour garantir une durée de vie acceptable à la pièce.

Les superalliages sont caractérisés par d'excellentes propriétés mécaniques et une bonne résistance à l'oxydation et à la corrosion à haute température avec le contrôle de ses microstructures, et pour cela les superalliages à base de nickel sont largement utilisés dans la fabrication des aubes de turbine à gaz, qui sont en contact direct lors de leur exploitation avec les gaz chauds. De ce fait, ces aubes sont soumises à des températures élevées, à des contraintes statiques et dynamiques importantes, à une érosion et une corrosion à chaud qui peuvent être très sévères pendant le service, les aubes subissent alors des dégradations naturelles ou accélérées dues aux différentes causes. Ces dégradations ou détériorations sont d'origine métallurgique ou mécanique.

Les aubes de turbine positionnée à la sortie de la chambre de combustion sont en contact avec des gaz brûlés, milieu particulièrement chaud et agressif. On peut s'attendre à ce que les processus d'oxydation – corrosion à chaud aient de ce fait une influence significative sur les processus d'endommagement et la durée de vie des matériaux.

Le superalliage utilisé pour les aubes de turbine à gaz est très difficilement soudable, des fissures se formant très souvent lors de ce procédé. Ce manque de soudabilité constitue un véritable problème pour l'utilisation de ce matériau car on trouve des grandes difficultés pour le réparer par le rechargement, et pour cela La rupture d'une aube de turbine à gaz en service est totalement interdite. Il est donc absolument nécessaire de comprendre au mieux l'influence de la microstructure des aubes sur le comportement mécanique.

Les superalliages pour les aubes en service sont soumis à des températures élevées. Dans ces conditions, leur microstructure métallurgique est susceptible d'évoluer, les effets pouvant être accélérés jusqu' à la défaillance par l'action du rechargement mécanique et thermique. Donc le but de ce travail est de qualifier ou de disqualifier le fonctionnement en tenant compte des caractéristiques microstructurales (joints de grains, les phases, les carbures) et de la durée de vie approchée (mise en service, durée de vie résiduelle...) des aubes de turbine à gaz 9D2 de la société SONELGAZ, après 50000 heures de service, par des approches basées sur l'équation d'Arrhenius et des caractérisations mécanique et microstructurales.

Pour ce faire, nous avons suivi la démarche suivante :

1. Recherche bibliographique sur les superalliages à base de nickel
2. Etude des caractéristiques microstructurales des aubes à l'état de réception des aubes du premier étage de la turbine.
3. Etude de l'influence de la microstructure sur la tenue mécanique des aubes.
4. Etude de l'effet des mécanismes de dégradation sur la tenue mécanique de l'aube en comparaison avec un échantillon de référence qui sera le pied.
5. Prédiction d'une durée de vie de l'aube de la turbine à gaz.

Chapitre 1 : Turbines à gaz

1.1 Introduction

L'énergie électrique est produite dans des centrales à différents principes tels que :

Centrales nucléaires, centrales hydrauliques et centrales thermiques ainsi que les centrales d'énergies renouvelables (solaires, éoliennes ...). Le principe de production dans ces centrales est pratiquement le même, où on retrouve les machines utiles qui sont la turbine et l'alternateur, mais chaque centrale utilise pour son fonctionnement l'énergie disponible.

La centrale d'ELHAMMA (SONELGAZ) a été mise en service en 1978 par le constructeur CEM (compagne électromécanique de France). Elle comprend quatre groupes de turbine a gaz identique, ils sont de type TG 9 D2 dont la puissance unitaire est de 27 MW (un total de 108 MW).

La turbine à gaz TG 9D2 est constituée d'un ensemble d'organes dont les trois composants principaux sont : Un compresseur, une chambre de combustion et une turbine comme il est représenté dans la figure 2.

1.2 Turbine à gaz

Une turbine à gaz industrielle est une machine thermique qui convertit l'énergie chimique d'un carburant en une énergie mécanique en utilisant l'air comme moyen de conversion. La turbine est une machine tournante thermodynamique appartenant à la famille des moteurs à combustion interne. Une telle turbine sert à produire soit du travail, par l'entraînement en rotation d'un arbre qui est couplé à une machine industrielle.

Le cycle de la turbine à gaz est généralement décrit à l'aide du cycle idéal de Brayton, illustré à la figure 1. De l'air frais à la pression atmosphérique circule dans le compresseur. La compression est isentropique où l'entropie reste constante et se traduit par une élévation de température et de pression. L'air comprimé est mélangé avec du carburant au niveau de la chambre de combustion avant d'être enflammé, cette combustion a pour but d'augmenter la température du fluide. Les gaz chauds traversent par la suite les différents étages d'ailettes de la turbine, c'est là où les gaz chauds de la combustion cèdent leurs énergies calorifiques pour être convertis en énergie mécanique de rotation. [1]

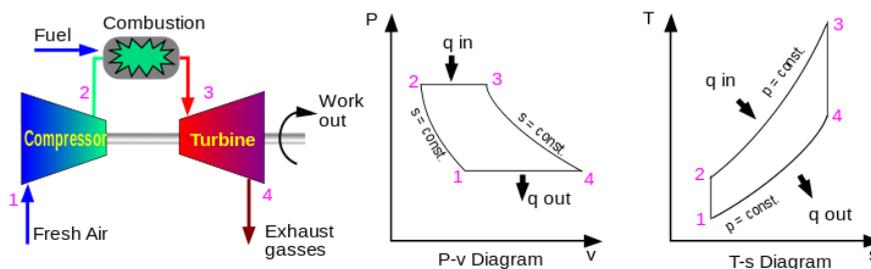


Figure 1: Schéma simplifié du système de turbine à gaz et du cycle de Brayton idéal [2]

1.3 Cycle de BRAYTON

La façon dont une turbine à gaz convertie l'énergie du carburant en énergie mécanique par l'application d'un processus thermodynamique est connue sous le nom de cycle de Brayton (illustré dans la figure 1 processus régulier et continu).

- a. Compression : L'air atmosphérique est comprimé par le compresseur axial de 1 à 7 bar.
- b. Combustion : Le carburant est mélangé à l'air comprimé et le mélange est enflammé, provoquant une dilatation rapide des gaz chauds.
- c. Expansion : Les gaz chauds se dilatent dans la section turbine de la turbomachine, provoquant un couple rotatif dans le processus.
- d. Echappement : Les gaz utilisés sont évacués dans l'atmosphère après avoir transmis presque toute leur énergie à la section turbine [2].

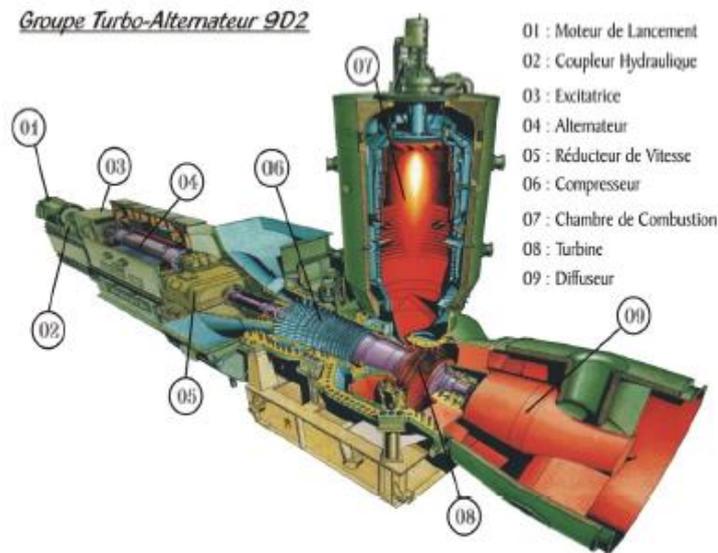


Figure 2: Groupe Turboalternateur D'ELHAMMA

1.4 Le principe de fonctionnement de la turbine TG 9D2

La turbine à gaz TG 9D2 fonctionne suivant le principe de cycle ouvert :

On alimente le moteur de lancement à partir du réseau à travers un transformateur auxiliaire de 1250 KVA, 11.5KVA/400V. Le couple moteur est transmis à la ligne d'arbre par l'intermédiaire du coupleur hydraulique à travers un tourbillon d'huile, ce dernier se remplit par une pompe d'exécution classique mise en fonction dès le démarrage du moteur de lancement. Un compresseur axial comportant des ailettes aspire l'air ambiant à travers le caisson de filtration et le comprime jusqu'à 8 bars. Puis l'air pénètre verticalement dans un volume d'aspiration d'un seul côté du compresseur où il est uniformément reparti au moyen d'aubes de guidage (ailette IGV). La température de l'air au refoulement du compresseur avoisine les 300°C. L'air comprimé est admis dans la chambre de combustion par une conduite, et seulement



Figure 4: diffèrent partie d'une aube d'une turbine à gaz

1.7 Le compresseur

Le rôle du compresseur est d'aspirer et de comprimer l'air afin d'atteindre des pressions et des températures optimales à l'entrée de la chambre de combustion.

L'air frais, à la température ambiante et à la pression atmosphérique, pénètre dans la turbine à gaz. Idéalement, une compression isentropique aura lieu. La compression entraîne une réduction du volume et une augmentation significative de la pression et de la température. En réalité, l'entropie n'est pas affectée par la compression. Le travail exécuté sur le gaz augmentera légèrement l'entropie. L'aérodynamique du compresseur est de la plus haute importance pour l'efficacité de la turbine à gaz. Des efforts continus sont faits pour améliorer la conception du compresseur dans le but de minimiser la consommation de travail nécessaire lors de la compression de l'air

1.8 Chambre de combustion

Elle génère l'énergie calorifique qui sera fournie à la turbine et au canal d'éjection. L'air et le carburant (énergie chimique) sont transformés en chaleur (énergie calorifique). La chambre de combustion est conçue pour brûler un mélange de fuel et d'air et pour délivrer à la turbine les gaz résultant à une température uniforme la plus élevée possible afin d'optimiser son fonctionnement. Mais la température des gaz ne doit pas dépasser la température maximale autorisée pour la turbine car sinon, cette dernière risque d'être endommagée.

La section de la chambre de combustion se compose de trois parties principales: le système d'injection de carburant, le revêtement de combustion et la sortie de combustion. La chambre de combustion est la première partie du chemin des gaz chauds. Les composants doivent faire face à des charges à températures élevées lorsque le mélange d'air comprimé et de carburant est brûlé [1].

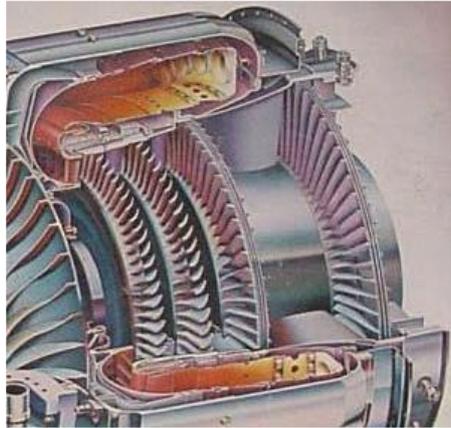


Figure 5: la chambre de combustion et les aubes de turbine [1]

1.9 Conclusion

Dans ce chapitre on a pu voir l'importance d'une turbine à gaz pour la génération d'énergie et d'électricité.

L'importance des différentes composant pour le fonctionnement d'une turbine, avec les conditions de fonctionnements comme l'ailette pour assurer la rotation de la turbine.

Dans le chapitre suivant nous allons parler en particulier sur l'importance d'une aube de turbine , sa composition chimique , la nuance jusqu'au phénomène de dégradation , d'où nous allons assurer le bon fonctionnement de l'aube .

CHAPITRE 2 : Les superalliages à base de nickel

2.1 Superalliages

Les superalliages sont des alliages complexes de haute performance, à matériaux métalliques, possédant de très bonnes propriétés mécaniques (résistance au fluage) à haute température (0.7 à 0.8 fois T_f° fusions) combinées avec une excellente résistance à l'oxydation et à la corrosion dans des conditions d'environnement et de fonctionnement agressif.

Les superalliages sont essentiellement à base de fer, de nickel et de cobalt, avec une structure austénitique, dont la matrice est renforcée par précipitation des phases durcissantes, dans les cas à base de fer et à base de nickel, ou par précipitation des carbures comme dans le cas à base de cobalt à cause de la forte quantité de carbone.

2.2 Superalliages à base de nickel

Les domaines d'application des superalliages à base de nickel dans les turbines à gaz sont, par exemple, les aubes de turbine en raison de la bonne résistance à la corrosion et au fluage des alliages et de leur résistance à haute température. De plus, les alliages peuvent être renforcés de différentes manières et ils possèdent une stabilité de phase élevée.

Les superalliages à base de nickel peuvent être utilisés à des températures de fusion plus élevée et sont donc plus favorables que les superalliages à base de cobalt et de fer à des températures de service proches de la température de fusion des matériaux. D'où les superalliages les plus courants dans l'industrie sont les superalliages à base de nickel, leurs microstructures sont contrôlées à l'aide des traitements thermiques bien définis en fonction des applications visées, et ils consistent en une matrice austénitique gamma γ , renforcée par la précipitation d'une phase intermétallique cohérente gamma prime γ' Ni_3 -(Al, Ti), et parfois plus une seconde phase γ'' Ni_3 -Nb dans certain alliage comme par exemple l'inconel 718.

Les excellentes propriétés mécaniques à haute température sont dues à deux types de renforcement, soit à l'ajout des éléments durcissant, soit par précipitation des phases durcissantes.

2.2.1 Composition chimique des superalliages à base de nickel

La composition des superalliages à base de nickel est modifiée en fonction des propriétés souhaitées. Outre le nickel, les alliages contiennent en général 10 à 20% de chrome, jusqu'à 8% d'aluminium avec du titane, ce qui engendrera un renforcement par formation des précipités d'une phase (γ') de type Ni_3 -(Al, Ti) dans une matrice austénitique majoritairement composée de nickel et 5 à 10% de cobalt. De petites quantités de bore, de zirconium et de carbone sont également incluses. L'addition courante dans certains alliages est par exemple le molybdène, le tungstène, le niobium, le tantale et l'hafnium. Il existe également des traces d'éléments clochards, c'est-à-dire des éléments qui ont été involontairement inclus dans l'alliage, et ces éléments doivent être soigneusement contrôlés. Des exemples d'éléments appartenant à ce groupe sont le silicium, le phosphore, le soufre, l'oxygène et l'azote. [3].

Le chrome et l'aluminium sont recherchés car ils améliorent la résistance à l'oxydation de l'alliage. Du bore et du zirconium sont ajoutés aux superalliages polycristallins où ils se séparent aux joints de grains. Il en résulte une meilleure résistance au fluage et une meilleure ductilité.

Les carbures ont tendance à précipiter aux joints de grains et à empêcher le phénomène de glissement des joints [4].

A titre d'exemple, les compositions chimiques nominales (% en poids) de quelques alliages sont rassemblées dans le tableau 1 ci-après :

Tableau 1: Composition pondérale (%en poids) de quelques superalliages à base de nickel utilisée dans les turbines à gaz [4].

Alliage	Ni	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb	Fe
IN939	Base	1.9	22.5	-	2	1.9	3.7	1.4	1	-
IN738	Base	8.5	16	1.7	2.6	3.4	3.4	1.7	0.9	0.07
IN792	Base	9	12.4	1.9	3.8	3.1	4.5	3.9	-	-
IN100	Base	15.0	10.0	3.0	-	6.0	1.0	4.0	-	-
Inconel 718	Base	0.5	19	3.05	-	6.5	0.95	0.005	5.15	18
René 80	Base	9.5	14	1.5	3.8	3	4.9	2.8	-	-
Nimonic80	Base	1	21	-	-	1.8	2.7	-	-	1.5

2.2.2 Caractérisations microstructurales des superalliages à base de nickel

La microstructure des superalliages à base de nickel est constituée d'une matrice (celle de l'élément chimique nickel (Ni)) symbolisée par γ , de structure cristalline cubique à faces centrées (CFC), durcie volontairement par d'autres éléments d'alliages tels que l'aluminium (Al) et le titane (Ti). Le durcissement est obtenu suite à la précipitation d'une seconde phase intermétallique cohérente notée γ' , de composition chimique bien définie $\gamma' Ni_3-(Al, Ti)$, et de structure cristalline identique à γ , et aussi peut être durcie par la précipitation d'une phase gamma seconde γ'' de composition chimique Ni_3-Nb comme dans le cas de superalliage IN 718. Les performances de ce type d'alliages sont basées sur le contrôle de la solidification et de la précipitation des phases durcissantes, ainsi que sur la maîtrise des cycles de traitements thermiques appliqués, afin d'obtenir les meilleures caractéristiques mécaniques à haute température.

2.2.2.1 La phase gamma (γ)

C'est une solution solide austénitique désordonnée. Le réseau de sa structure est cubique à faces centrées A_1 (Figure6a). Son paramètre de maille évolue en fonction de sa composition, il est de $a_\gamma = 3,523 \text{ \AA}$ pour le Ni pur, et comme Le fer, le chrome, le molybdène et le niobium ont des rayons atomiques proches de 12 % de celui de nickel, ils se substituent dans le nickel pour donner une solution solide austénitique désordonnée γ par la distorsion du réseau qui entraîne un durcissement de la solution solide γ . Cette matrice γ constitue la base microstructurale des superalliages à base Ni comme le nickel n'a ni module d'élasticité élevé ni faible diffusivité [5].

2.2.2.2. La phase gamma prime (γ')

La phase précipitée gamma prime, γ' , n'a été identifiée que dans les années 1940. Le titane et l'Aluminium conduisent et imposent la formation d'une seconde phase intermétallique cohérente et stable avec la phase γ , de structure cristallographique cubique à face centrée, et de composition chimique bien définie de type $A_3B(Ni_3 (Al, Ti))$, et son action durcissante dépend

de la quantité formée, de sa composition chimique, et de sa morphologie. (La figure 5b), représente les atomes de titane ou d'aluminium aux sommets du cube et les atomes de nickel sont au centre des faces.

La présence de γ' présente plusieurs avantages dans la matrice. La cohérence entre γ' et γ se traduit par une faible énergie de surface et une stabilité à long terme exceptionnelle. La phase est également la raison de la résistance à haute température et de la résistance au fluage dans la plupart des superalliages. La résistance de l'alliage dépend fortement de la fraction volumique de γ' . Les alliages corroyés contiennent 20 à 45% de γ' . Des fractions plus élevées rendront la déformation trop difficile.

2.2.2.3 La phase gamma seconde (γ'')

Le niobium est le principal élément contribuant à la formation de la phase γ'' , il forme avec le nickel les précipités ($Ni_3 Nb$) métastable de structure quadratique centré. (Figure 6c).

Certains alliages ont une particularité d'être principalement durcis par la précipitation de la phase γ'' de composition $Ni_3 Nb$ (IN718) ; et la fraction de cette phase est gouvernée par la bonne teneur en niobium (souvent limitée entre 4.3 à 6 %).

Lorsqu'elle est présente la précipitation de la phase γ'' assure, au même titre que la précipitation de la phase γ' , le durcissement structural de l'alliage. Toutefois on ne peut pas obtenir une phase γ'' avec une température de solvus aussi élevée que celle que l'on peut obtenir pour la phase γ' . C'est pourquoi les alliages durcis par la précipitation de phase γ'' présentent une température d'utilisation plus basse que de nombreux alliages durcis par la précipitation de phase γ' .

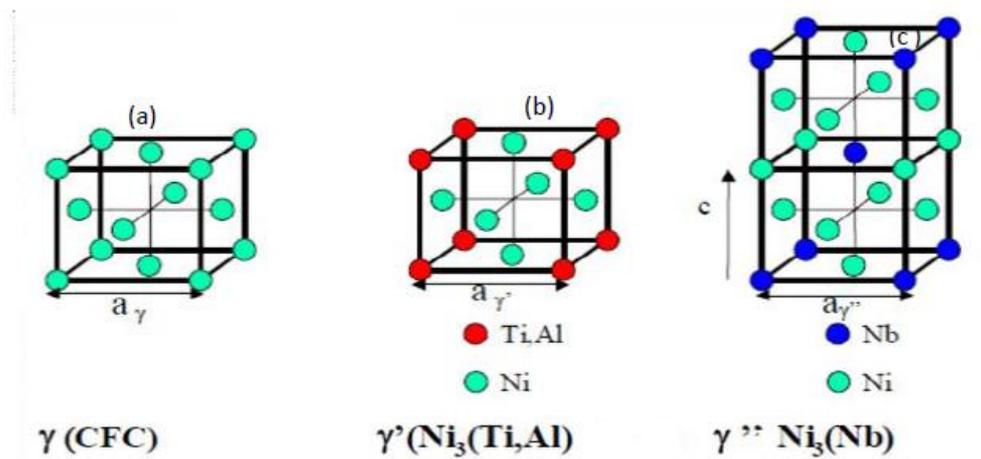


Figure 6: Mailles cristallines des phases γ , γ' et γ'' [6]

2.2.2.4 La phase delta (δ)

La phase intermétallique de structure orthorhombique ordonnée est la forme stable de la phase γ'' de composition stœchiométrique $Ni_3 Nb$. Après une longue période à la température de service, la phase γ'' métastable durcissante se décompose en une phase stable $\delta-Ni_3 Nb$. La phase est également présente au-dessus de solvus γ'' et sa forte fraction volumique est

contrôlée, car sa présence permet de limiter le grossissement des grains, mais une trop forte fraction volumique conduit à un durcissement plus faible (moins de précipités durcissantes γ''). La phase δ se forme dans le cas de vieillissement de longue durée et dans l'intervalle 700-900°C. Elle est majoritaire si les traitements sont effectués dans l'intervalle [900-1000°C]. De plus, cette phase ne contribue pas significativement au durcissement de l'alliage ; par contre elle semble bénéfique en ce qui concerne la valeur de la ductilité à la rupture. Cette phase précipite généralement dans les joints de grains. Elle permet ainsi de contrôler la croissance des grains par ancrage des joints de grains,

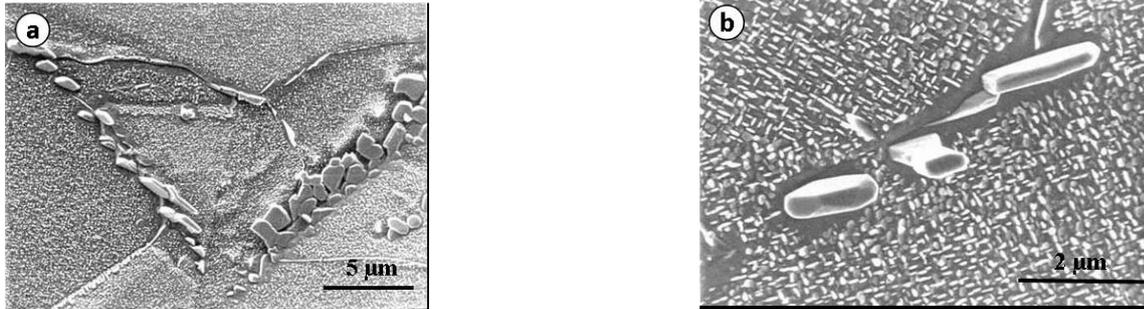


Figure 7: a) Phase δ précipitée aux joints de grains. b) Phase δ globulaire et appauvrissement du durcissement structural. [7].

2.2.2.5 Les carbures et les phases topologiquement compactes (T.C.P)

Outre les précipités intermétalliques durcissant γ' et γ'' et non durcissant δ , les superalliages présentent des phases TCP (topologically closed packed), des carbures et carbonitrides primaires de type MX ($M=\text{Nb, Ti, etc. Et } X=\text{C, N}$), ils sont fréquemment repartis de manière plus homogène dans l'ensemble des matériaux.

a) Les phases TCP (topologically closed packed)

Toutes les phases trouvées dans les superalliages à base de nickel n'améliorent pas les propriétés. La composition doit être soigneusement contrôlée afin d'éviter les phases topologiquement compactes (TCP), par exemple la phase σ , la phase μ ou Laves. Ces phases peuvent se former dans certaines conditions, généralement pendant le service, et se distinguent par leurs formes (en forme de plaque ou d'aiguille). Les alliages contenant des métaux de transition, tels que le tantale, le niobium, le chrome, le tungstène ou le molybdène, sont les alliages les plus vulnérables à la formation de phases TCP. La phase σ est une phase durcie physiquement dure de la forme $(\text{Fe, Mo})_x (\text{Ni, Co})_y$ qui a une influence sérieusement néfaste sur les propriétés de l'alliage. L'initiation de la fissure causée par la forme et la dureté de la phase conduit à une rupture fragile. Encore plus crucial, est l'effet sur la résistance de l'alliage. La phase γ est épuisée en métaux réfractaires, entraînant une perte considérable de renforcement de la solution. La phase σ est également responsable d'une durée de vie de rupture raccourcie, car une rupture à haute température peut se produire le long des plaques [6]. Des μ de type plat ont été observés mais les effets de la phase sur les superalliages restent à étudier. Une teneur élevée en Laves dans le superalliage diminuera la ductilité en traction et les propriétés de fluage à température ambiante. Dans les superalliages de nouvelle génération, la teneur en chrome est

considérablement réduite, car trop de chrome a tendance à former du TCP et donc à détériorer les propriétés de l'alliage. La réduction ultérieure de la protection contre la corrosion est compensée par le revêtement du composant en question. Les mécanismes proposés pour expliquer l'altération des propriétés mécaniques sont :

- l'amorçage prématuré de fissures à partir des précipités de phase T.C.P. conduisant à la réduction de la ductilité, voire à la fragilisation de l'alliage;
- l'adoucissement de la matrice résultant du piégeage des éléments durcissants entrant dans la composition des phases T.C.P., et entraînant ainsi une réduction de la résistance au fluage;
- la perturbation de la microstructure régulière γ/γ'

a/1. Phase de laves

La phase de Laves se précipite généralement lors de la solidification ou lors d'un vieillissement prolongé. C'est une phase topologiquement compacte de structure cristallographique hexagonale et de formule générale AB_2 [avec: $A = (Si, Ti, Nb, Mo)$ et $B_2 = (Cr, Fe, Ni)_2$]. La formation de ces phases est désastreuse pour les propriétés du matériau, car elle est intrinsèquement fragile, prive le matériau d'éléments d'alliages durcissants, et présente de plus une interface fragile avec la matrice. De ce fait, elle constitue un site préférentiel d'amorçage et de propagation de fissures. Cependant en maîtrisant les procédés d'élaboration et d'homogénéisation, il est possible de limiter la formation de ces phases. [8]

a/2. Phase σ

La phase σ est également une phase topologiquement compacte. Cette phase est semi-cohérente ou non-cohérente avec la matrice γ . La présence de cette phase TCP a des conséquences néfastes sur la tenue mécanique à haute température. Il a aussi été noté que l'interface entre la phase σ et la matrice était un site privilégié de rupture en fluage à haute température. De plus, privant la matrice γ de Cr, elle limite le durcissement par solution solide. [9]

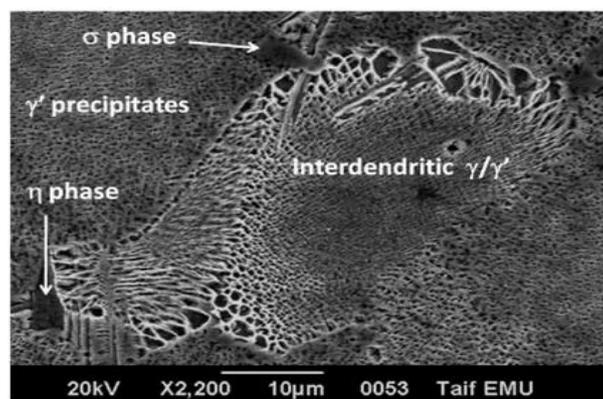


Figure 8: Microstructure des phases eutetique γ/γ' et les phases TCP d'un superalliage à base du nickel [10]

a/3. La phase μ

La structure cristallographique de la phase μ est hexagonale ordonnée. Sa formule chimique est Ni_3Ti . La formation de cette phase est possible lors du survieillissement dans des alliages où le ratio Ti/Al est élevé, ou après solidification dans des alliages présentant des zones de ségrégation où ce même rapport est élevé. La phase μ germe principalement sur les joints de grains de fortes désorientations et va croître en aiguilles vers le coeur du grain ou de manière plus globulaire le long des joints de grain.

Sa précipitation et sa croissance se font au détriment des phases γ'' et γ' , et donc affaiblissent les propriétés mécaniques de l'alliage. De plus, on la suppose comme étant un site préférentiel d'amorçage de fissures à haute température.

Le Cr et Le Mo qui ont une faible solubilité dans cette phase, vont être rejetés vers la matrice et vont enrichir les zones proches de la phase μ . [11]

b) Les carbures

L'addition de carbone, généralement en des quantités d'environ 0,02 à 0,2%, entraînera une union avec des éléments réfractaires tels que le hafnium, le niobium et le titane. Des carbures primaires du type MC, où M peut être l'un des métaux mentionnés précédemment, se forment lors de la solidification de l'alliage. La structure de ces carbures est CFC. L'existence de carbures joue un rôle important dans les superalliages polycristallins. Les carbures M_6C et $M_{23}C_6$ sont les plus susceptibles de précipiter aux joints de grains. Lorsqu'ils sont correctement formés, ils renforcent la structure et limitent le glissement des joints des grains. Lorsque le $M_{23}C_6$ se forme dans les joints de grains, la teneur en chrome de la matrice est réduite et la solubilité de γ' est augmentée dans ces zones. La forme des carbures est cruciale pour les propriétés. La forme cellulaire des carbures $M_{23}C_6$ peut provoquer une défaillance prématurée tandis que des particules irrégulières et en blocs renforceront l'alliage. Les carbures jouent un rôle important dans les superalliages à bases Ni dans la mesure où ils participent au contrôle de la taille de grain lors du forgeage et lors de traitements thermiques. Le superalliage à base de nickel présente des carbures et des carbonitrides inter- ou intra-granulaires qui améliorent les propriétés mécaniques à haute température, ils ont un rôle de barrière contre les efforts de cisaillement transmis par une matrice efficacement durcie par les phases γ' ou γ'' [11]. Les carbures primaires MC se forment au voisinage de point de fusion et en particulier lors de solidification du lingot à l'intérieur de grains. Par contre les carbures secondaires de type $M_{23}C_6$ vont précipiter aux joints de grains et les renforcer.

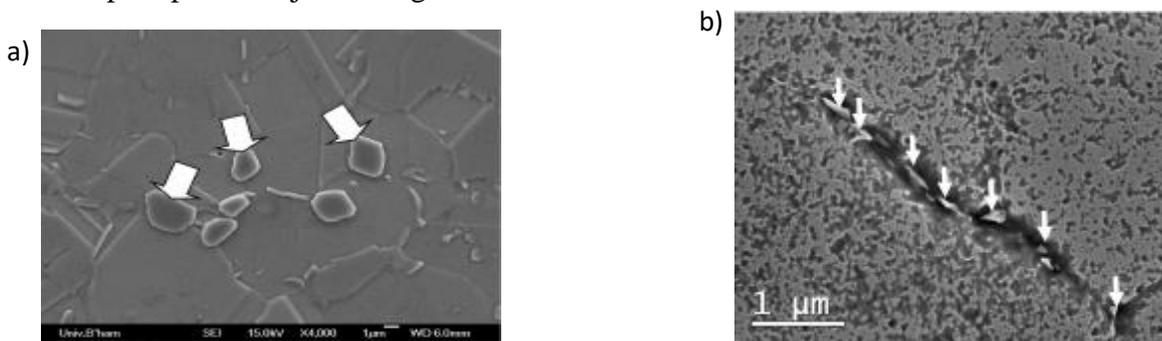


Figure 9: a) Carbures primaires de type MC, b) carbures secondaires de type $M_{23}C_6$ [12]

2.2.3 Mode d'élaboration des superalliages à base de nickel

Les méthodes d'élaboration et de transformation des superalliages à base de nickel sont non seulement variées mais dépendent aussi de leur domaine d'application. Il existe quatre méthodes d'élaborations des superalliages à base de nickel :

1- une méthode classique (fusion au four à l'induction sous vide puis forger) dans les cas des pièces dite poly cristalline comme aube pour turbine à gaz.

2- par métallurgie des poudres (compression isostatique a chaud) comme les disques de turbine. Cette méthode offre à l'alliage une bonne homogénéité, des tailles des grains très fines (25 μ m) et une distribution des phases très uniformes ; ces caractéristiques améliorent les propriétés mécaniques comme la tenue en fatigue.

3- par solidification dirigée des structures colonnaires dans le but de supprimer les joints de grains orthogonaux à l'axe de sollicitation afin d'augmenter la résistance au fluage.

4- Et l'avancée la plus importante reste la fabrication des pièces sans joint des gains (superalliages monocristallin) grâce à l'ajout d'un sélecteur de grain au procédé de solidification dirigée, comme les aubes monocristallines pour les turboréacteurs.

Dans les quatre méthodes les performances de ce type d'alliage sont basées sur le contrôle de la solidification et de la précipitation des phases durcissantes, ainsi que sur la maîtrise du cycle de traitement thermique appliqués pour obtenir des caractéristiques mécaniques recherchées.

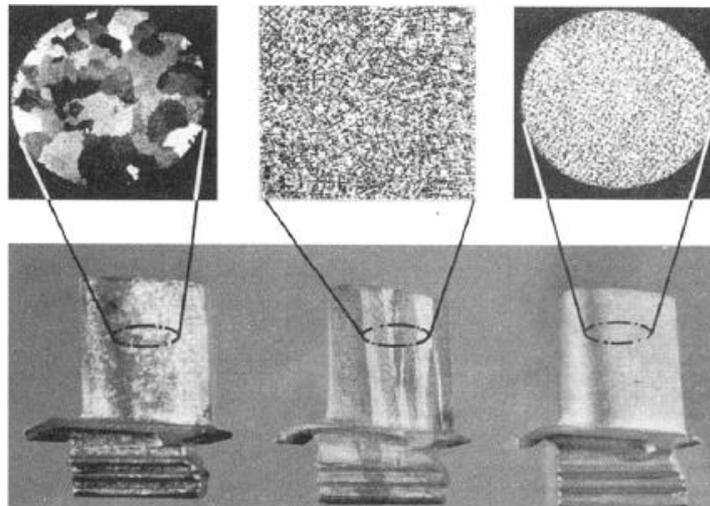


Figure 10: Aubes élaborées par fonderie à la cire perdue, de la solidification conventionnelle à la solidification monocristalline

2.3 Traitements thermiques des superalliages à base de nickel

Les traitements thermiques généralement recommandés pour les superalliages à base de nickel sont suggérés pour produire une fraction volumique importante et la meilleure distribution de taille des précipités gamma prime γ' , ce qui donne une propriété mécanique optimale à haute température.

Les traitements thermiques des superalliages sont constitués d'une mise en solution effectuée après l'élaboration de superalliage à base de nickel pour homogénéiser leurs microstructures. Ce traitement permet de dissoudre les précipités gamma prime γ' formés en sortie du procédé d'élaboration d'une façon incontrôlable à la fin de forgeage dans la phase gamma γ . Le refroidissement de ce traitement thermique permet ensuite de reformer les précipités de phase γ' d'une manière homogène et souhaitable, suivie d'un ou de deux paliers de vieillissement pour permettre de faire apparaître une phase précipitée dont l'action sera bénéfique sur les propriétés mécaniques à haute température. La morphologie, la quantité et la taille de ces précipités influenceront directement sur les propriétés en service des superalliages à base de nickel. Généralement, le traitement thermique de vieillissement est effectué après la mise en solution, et conduit à des températures inférieures, ce qui permet d'augmenter la limite d'élasticité des superalliages, de précipiter le maximum de phases durcissantes, et de grossir les carbures aux joints de grains, dans le but d'obtenir des précipités stables pour des applications de longues durées [14]

Influence de la vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement lors de la trempe après la mise en solution est également un facteur majeur sur la répartition des précipités γ' . Plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus la précipitation γ' est fine (γ' tertiaires), plus le risque de tapures et de création de contraintes internes générant des déformations en cours d'usinage ou des amorçages de fatigue prématurés, augmentent. [13]

La figure 11 montre l'influence de la vitesse de refroidissement sur la taille des précipités gamma prime γ' des alliages (N18, R95 et Astroloy). Le superalliage est ici traité subsolvus (à une température inférieure à la température de dissolution des précipités γ' ($T_{\gamma'}$ solvus), ce qui ne permet pas de dissoudre complètement les précipités γ' , et garde une taille de grain très fine en donnant une meilleure propriété mécanique. [16]

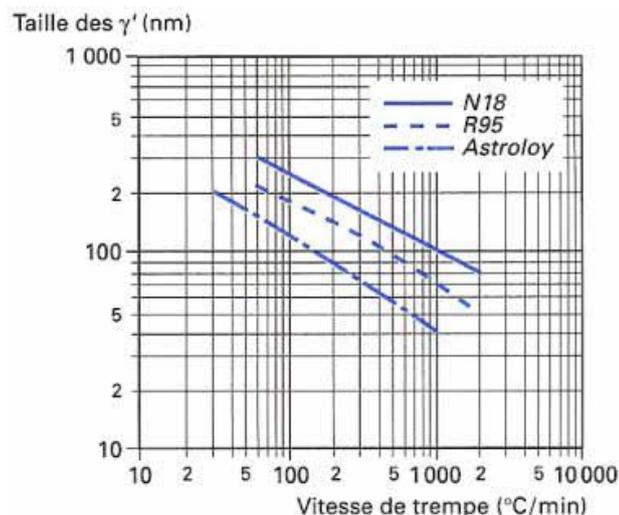


Figure 11: Influence de la vitesse de trempe sur la taille des précipités γ' des superalliages élaboré par Mdp [16]

2.4 Mode de durcissement des superalliages à base de nickel

Les différents modes de durcissements des superalliages à base de nickel sont :

2.4.1 Durcissement de la solution solide γ

Le durcissement en solution solide de la matrice γ est principalement assuré par le chrome, le molybdène, et le cobalt qui se distribuent préférentiellement dans cette phase, et par le tungstène qui se partage à peu près équitablement entre les phases γ et γ' .

Le durcissement est obtenu dans ce cas par distorsion du réseau cristallin par substitution au nickel d'atomes lourds de grand diamètre présentant de faibles vitesses de diffusion comme le tungstène ou le molybdène [17]

2.4.2 Durcissement par précipitation des phases durcissantes γ' et γ''

Le durcissement par précipités est le mode de durcissement le plus employé dans les superalliages à base de nickel. Il est à la base de la majorité des traitements thermiques de ces alliages. La taille, la morphologie et la répartition des précipités pour une fraction volumique donnée, vont conditionner les propriétés mécaniques, particulièrement la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, la tenue en fatigue et la vitesse de fissuration, mais aussi le fluage.

Les microstructures sont obtenues par le choix des niveaux de température de traitement par rapport à la température seuil de mise en solution (solvus γ'), de la vitesse de refroidissement en début de la mise en solution et l'organisation des niveaux de température et de la durée des traitements de précipitation.

Les conditions de précipitation de Ni_3Al dans le cas simple de l'alliage Ni-Al découlent du diagramme d'équilibre (figure 12) établi de 1937 à 1954 en particulier par Taylor.

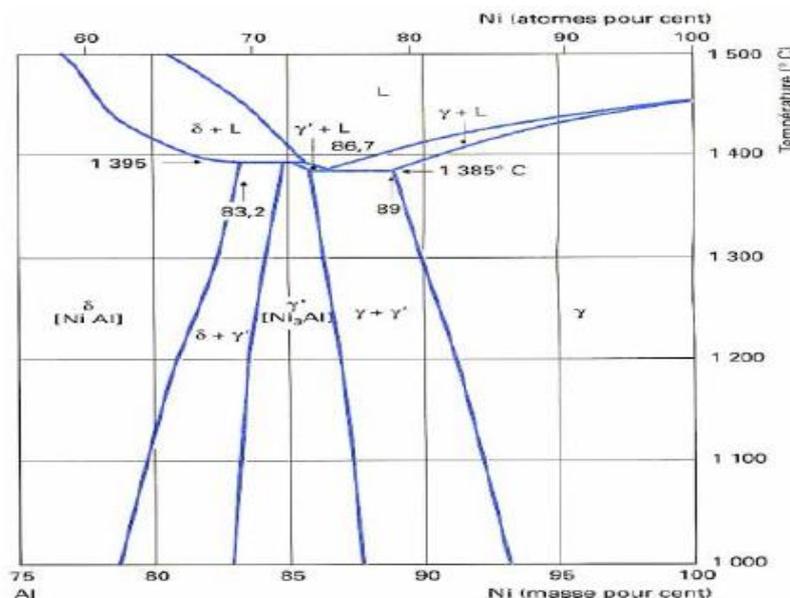


Figure 12: Diagramme d'équilibre de l'alliage Ni-Al [18]

Les précipités γ' consistent en trois types de précipités (figure 13), Les précipités γ' primaires, les précipités γ' secondaires et les précipités γ' tertiaires. Les précipités γ' primaires n'ont aucun rôle direct sur le durcissement. Ils jouent un rôle indirect sur le contrôle de la taille de grain et de la quantité de précipités γ' secondaires et tertiaires.

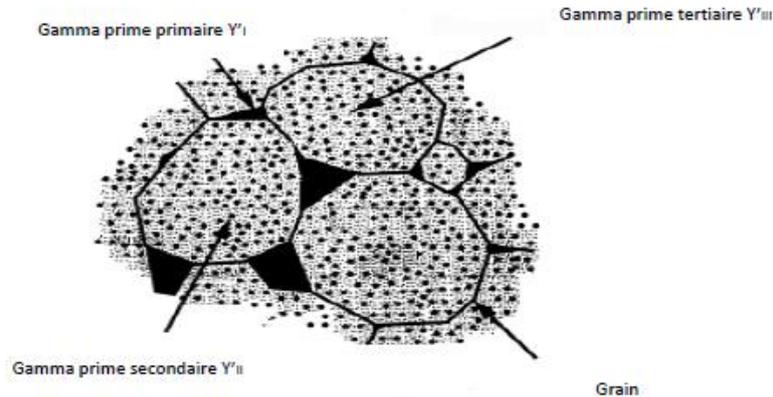


Figure 13:schéma de la microstructure de la phase Y' de superalliage à base de nickel [18]

2.4.3 Durcissement par précipitation des carbures de Cr, Mo, W et Ti

La présence des carbures dans les joints de grains améliore les propriétés mécaniques de superalliages (les carbures de chrome étant les plus efficaces), ils jouent un rôle de barrière contre les efforts de cisaillement transmis par une matrice efficacement durcie par les phases γ' et γ'' .

Les carbures primaires MC se forment au voisinage de point de fusion et en particulier lors de solidification de superalliage. Par contre les carbures secondaires $M_{23}C_6$ qui jouent un rôle très important dans la résistance au fluage, sont obtenus par des traitements thermiques de vieillissement.

2.5 Le rôle des éléments d'alliages dans les superalliages à base de nickel

Dans les superalliages, la solution solide gamma (γ) peut être renforcée par des éléments d'addition. En effet cette phase admet beaucoup d'éléments en solution, solide tel que le molybdène, le tungstène, le chrome, le cobalt, et aussi le rhénium. Le molybdène, le tungstène et le rhénium durcissent la solution solide gamma (γ). Le cobalt renforce légèrement la phase gamma (γ), mais il réduit surtout la solubilité de l'aluminium dans la matrice γ , augmentant ainsi la température de solvus de $\gamma'-Ni_3Al$

La présence d'Aluminium est essentielle à la résistance à l'oxydation à haute température par formation d'une couche d'Alumine Al_2O_3 . Il a aussi un rôle dans la formation de la phase γ' . Le chrome aussi par la formation en surface des oxydes de chrome Cr_2O_3 participe aussi essentiellement à la protection contre l'oxydation et la corrosion. Il forme aussi les carbures $M_{23}C_6$. Le fer en substitution partielle de nickel dans les superalliages permet de réduire les coûts sans modifier les propriétés mécaniques. Le titane et le tantale durcissent et stabilisent la phase γ' dans le domaine de température entre 760°C et 1100°C. Le carbone conduit à la formation des carbures dont certaines sont riches en titane ou en tungstène.

Le molybdène, le bore, le carbone, le hafnium et le zirconium renforcent les joints de grains à haute température. Le niobium apporte une précipitation d'une phase durcissante gamma seconde γ'' , et aussi bien la phase delta δ (Ni_3Nb) stable et non durcissante. [19]

Le Tableau 2 présente les principaux éléments rencontrés dans les superalliages.

Tableau 2: Effets des principaux éléments d'alliages dans les superalliages à base de nickel [15].

Elément	Effets positifs recherchés	Effets négatifs
Cr	Renforcement de la phase γ , améliore la résistance à la corrosion à chaud et à l'oxydation, formation de carbures $M_{23}C_6$	Formation de carbures $M_{23}C_6$, favorise la formation de TCP
Mo	Renforcement de la phase γ , formation de carbures M_6C et MC	Formation de carbures M_6C et MC , augmente la densité
W	Renforcement de la phase γ	Favorise la formation de TCP, augmente la densité
Ta	Renforcement de la phase γ' , améliore la résistance à l'oxydation, formation de carbures MC	Formation de carbures MC , augmente la densité
Ti	Renforcement de la phase γ' , formation de carbures MC	Formation de carbures MC
Al	Précipitation de la phase γ' , améliore la résistance à l'oxydation	-
Nb, V	Renforcement de la phase γ' , formation de carbures MC	Formation de carbures MC
Co	Renforcement de la phase γ , augmente le solidus et peut augmenter ou diminuer le solvus	-
Ré	Renforcement de la phase γ , ralentit la déstabilisation de la structure γ/γ'	Augmente la densité
C	Formation de carbures	Formation de carbures
B, Zr	Améliore la résistance et la ductilité des joints de grains, inhibant la croissance des carbures	-

2.5 Influence des éléments gamma-gènes sur le durcissement par solution solide des superalliages à base de nickel

Les éléments gamma γ - gène comme le niobium, le chrome, le molybdène, l'aluminium et le titane sont des éléments chimiques indispensables dans les superalliages, car ils sont les principaux responsables de la tenue mécanique des superalliages à base du nickel à hautes températures. Leurs premières implications dans le comportement de ces alliages sont le renforcement de la matrice par solution solide. Comme le tableau 3 laisse supposer, le volume de ces atomes venant en substitution d'atomes de Ni distord la maille CFC de la matrice. L'effet stérique n'est pas le seul facteur responsable du durcissement en solution solide, le degré d'oxydation (valence) doit également être pris en compte. [20]

Tableau 3: Quelques propriétés physiques du Ni et des éléments métalliques en substitution dans le Ni (CFC). [20]

	Ni	Nb	Al	Ti	Cr	Mo
Masse volumique (g/cm ³)	8.9	8.4	2.69	4.51	7.51	10.2
Rayon atomique pm	162	208	182	200	185	201
Température de la solubilité maximale °C	-	1270	1385	1287	1345	1315
limite de solubilité % atomique à la température de solubilité maximale	-	14	21	15	50	27

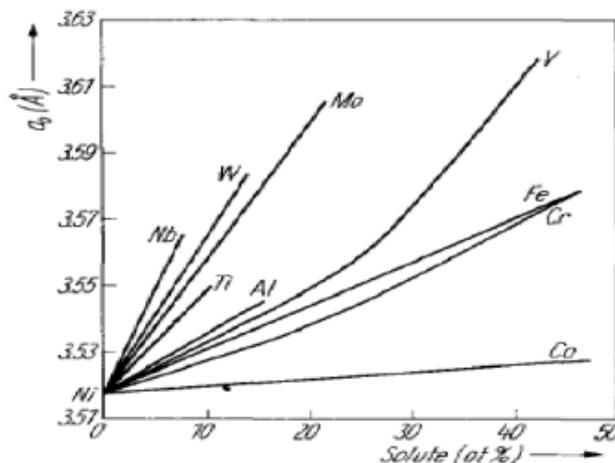


Figure 14: Evolution du paramètre de maille de la matrice austénitique de Ni en fonction de la solubilité de différents éléments d'alliage [17]

La Figure 14 représente l'évolution du paramètre de maille de l'austénite de nickel en fonction de l'ajout d'éléments d'alliages en solution. Des atomes tels que le Nb, le Mo... font varier très rapidement ce paramètre et sont plus ou moins solubles (Tableau 3 et Figure 15), tandis que le Co ne le fait évoluer que peu par rapport aux teneurs en solution qu'il peut atteindre.

2.6 Le rôle de la phase gamma prime γ' dans le superalliage à base de nickel

De nombreux travaux ont été effectués sur le rôle des deux phases. Les premiers à s'être intéressés à leurs caractéristiques mécaniques sont Copley et Kear (1967) puis Beardmore et al. (1969) qui ont montré que les caractéristiques mécaniques de la phase γ sont légèrement

supérieures à celles de γ' , et que la tendance s'inverse quand la température augmente. Ceci est illustré sur le graphique de la figure 15 qui représente la variation de la limite élastique à 0,2 % de déformation en fonction de la température pour la phase γ isolée, la phase γ' isolée et différentes fractions volumiques de phase γ' d'un superalliage Ni-Cr-Al

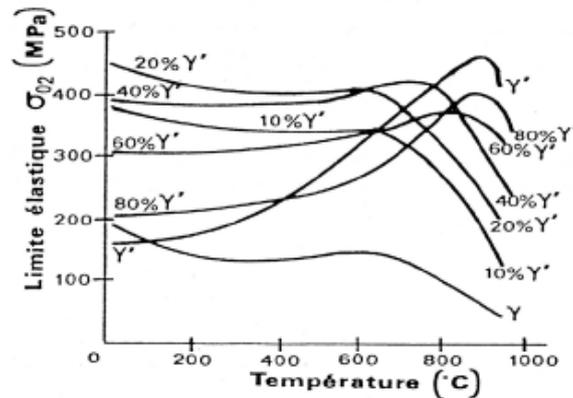


Figure 15: Variation de la limite élastique à 0,2 % de déformation pour différentes phases d'alliages Ni-Cr-Al d'après Beardmore et al. [20]

Cette figure montre que le rôle de la phase γ' est d'améliorer les propriétés mécaniques du matériau biphasé. Le pic de limite élastique du superalliage augmente avec la fraction volumique de γ' et tend vers celui de la phase γ' isolée. Cependant, pour obtenir les meilleures caractéristiques mécaniques du matériau, il ne faut pas seulement ajuster la fraction volumique des particules γ' , mais il faut également tenir compte de leur taille et du désaccord paramétrique entre les deux phases. En effet, Shah et Duhal (1984) ont montré que pour une taille de précipités faible, le comportement du superalliage s'identifie à celui d'alliages contenant 50 % des deux phases alors que pour des tailles plus grandes, il est proche de celui de la phase γ' seule. Ainsi, on cherche en général à optimiser ces trois paramètres en jouant notamment sur les conditions d'élaboration et de traitement thermique. [20]

2.7 Evolution dans le domaine des superalliages a base de nickel au cours de l'histoire

2.7.1 la composition chimique

Durant les premières années, les alliages n'étaient constitués que d'une base de fer ou de nickel contenant suffisamment de chrome pour résister à l'oxydation. Ensuite, les petites quantités d'aluminium, de titane et de columbium (ajoutées pour la première fois en 1929) ont créé une phase cohérente de γ' d'une grande résistance au fluage, et parfois des phases nocives. On peut voir que dans les années 1930, le fer, était utilisé à grande échelle comme base pour les alliages comme les aciers inoxydables, disparaissait généralement au profit du nickel et du cobalt. Le chrome, toujours un élément d'alliage majeur pour sa contribution à la résistance à l'oxydation, Cependant, la réduction du chrome a conduit imprudemment à l'apparition de problèmes de la corrosion à chaud, d'où il fallait contrôler soigneusement la quantité du chrome ajouté. Bien sûr, l'aluminium, le titane et le columbium, ajoutés pour former le γ' , n'ont jamais été présents en grande quantité. Ajouté excessivement, ils sont devenus des agents fragilisant importants. Le rôle important de l'aluminium en tant que formateur primaire et en tant qu'élément résistant à l'oxydation d'où une influence plus vital de ces trois. A la fin des années

40, il a été constaté que les ajouts de métaux réfractaires, menés par le molybdène, créaient un renforcement supplémentaire significatif grâce à des effets de solution solide et de carbure. Le tungstène, le tantale (et maintenant le rhénium) sont tous utilisés. Parallèlement à ces développements, le carbone a toujours été présent. Les carbures agissent comme des renforçateurs ponctuels. Les carbures (et le zirconium et le bore) ont des effets bénéfiques sur le renforcement des joints de grain ou bien stopper les contraintes de cisaillement mécanique. [21]

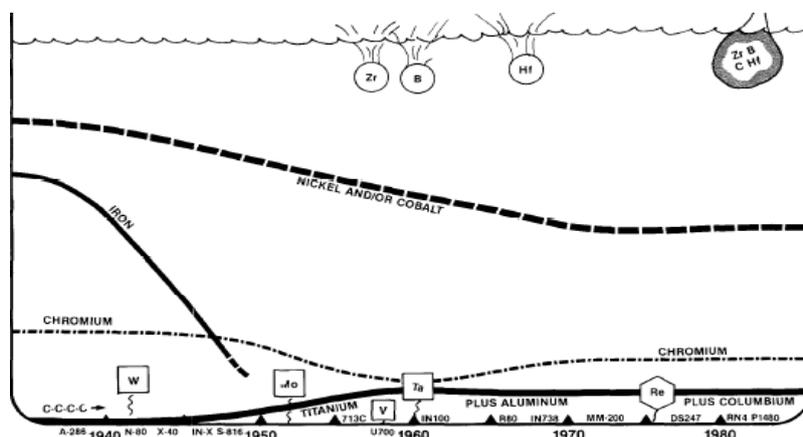


Figure 16: Une vue comparative qualitative des tendances de la composition des superalliages pour les superalliages représentatifs. [21]

Tableau 4: présente les différentes Compositions chimiques. Une comparaison des premiers superalliages et de ceux utilisés 50 ans plus tard.

			Fe	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Ta	Mo	W	Hf	Zr	C
1935	A-266	Alliage à base de fer forgé	66.5	26	-	15	0.2	2.0	-	1.3	-	-	-	0.05
	K 42 B	Alliage a base Ni-Co-Fe forgé	13	43	22.0	18	0.2	2.1	-	-	-	-	-	0.05
1985	FSX-414	Alliage d'aube Co-base moulé	10	10	52.5	29	-	-	-	-	7.5	-	-	0.25
	CM SX-2	Alliage monocristallin à base de nickel coulé	-	66.5	4.6	8.0	5.6	0.9	5.8	0.6	7.9	<.1	<.01	0.005
	MA 6000 ^E	Alliage sd à base Ni forgé	-	70	-	15	4.5	2.5	2.0	2.0	4.0	-	0.15	0.05
	IN-718	Alliage à base de Ni-Fe forgé	18.5	52.5	-	19	0.5	0.9	-	3.0	-	-	-	0.04

2.7.2 Microstructures

Comme la constitution des phases dans les superalliages est assurée par la composition chimique et les quantités d'éléments introduites, les phases créent à leur tour la microstructure. Ce n'est qu'avec l'avancement de la microscopie électronique dans les années 1950 que s'avère le commencement de la compréhension de la relation visuelle entre les phases et l'extrême complexité des superalliages. La figure 18 est une vue panoramique à environ 10 000 X montrant le développement durant 50 ans de la microstructure de superalliage de nickel. La

figure 18 vise à caractériser les structures qui ont rendu les alliages de plus en plus résistants et ductiles au fil des ans. Cependant, la partie inférieure de la figure comprend également quelques vues de certaines des phases problématiques de la structure qui sont la cause de la fragilisation et une réduction de résistance. Il est évident que depuis le début des années 30 (figure 18, à gauche) jusqu'aux années 50, la structure a subi un grand développement et semble couverte de plusieurs phases ; cela les a rendu de plus en plus forts. Dans les années 1950, l'ère du fill up a véritablement commencé. Cependant, cela a également conduit à des problèmes importants créés par les phases de fragilisation, tels que σ , μ et Laves.

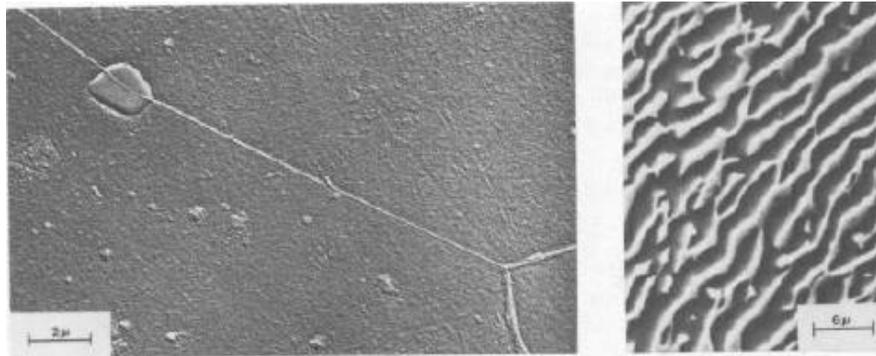


Figure 17: Les alliages de nickel, hier et aujourd'hui. Microstructures en A-286 ouvragé (à gauche, vers 1935) et en alliage de nickel radeau monocristallin (à droite, 1983). [22]

Pourtant, la génération de plus en plus de γ' , à la fois sphériques et cubiques, est apparente. Les années 1950 ont également vu la création des joints de grains très complexes, où les carbures tels que $M_{23}C_6$ se trouvent englobés en γ' , créant une feuille renforcée. En 1970, les effets du hafnium ont été découverts qui va contrôler ou bien déformer les joints des grains pour créer une résistance et une ductilité d'une manière purement mécanique. Traitement de solidification directionnelle créant des structures de grains alignés, des joints de grains alignés et même des filaments orientés (tels que TaC) - représentés tels qu'ils sont apparus dans les années 70 et 80. Enfin, nous voyons les structures monocristallines homogènes alignées. Récemment, grâce au traitement thermique, des plaques transversales de γ' ont été créées en monocristaux, ce qui offre un potentiel de renforcement supplémentaire (figure 18, à droite). [22]

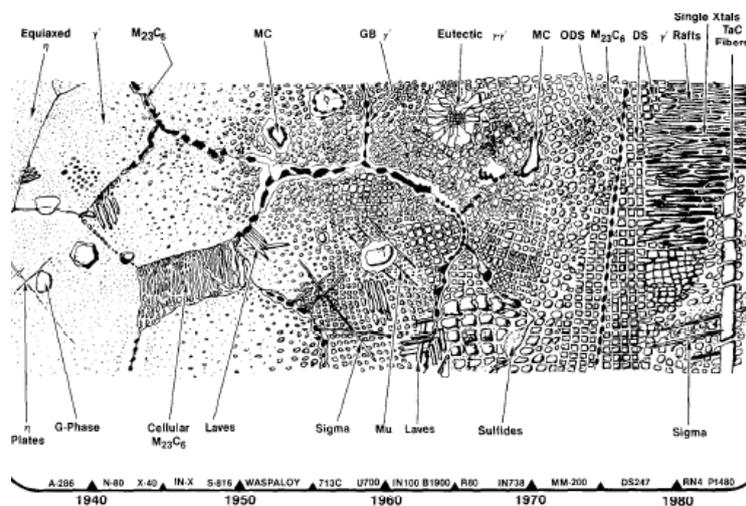


Figure 18: La microstructure : Panorama du développement de la microstructure des superalliages de nickel, montrant les phases utiles et nuisibles. [21]

2.7.3 Technique de protection

La protection des superalliages contre l'oxydation et la corrosion de l'atmosphère agressive dans laquelle ils servent est tout aussi importante pour augmenter leur résistance. Au cours des premières décennies, le fonctionnement a été à des températures modérées (environ 700 ° C), avec l'utilisation du chrome qui venait naturellement des aciers inoxydables (16 à 25%), était tout à fait suffisant pour faire un travail de protection acceptable. Cependant, avec l'augmentation des températures, l'élévation de l'oxydation est apparue, d'où il fallait pousser la protection de la surface plus loin. Le potentiel de l'aluminium (qui remplace Cr_2O_3 par Al_2O_3) a été observé, sa composition dans les alliages a augmenté. Le chrome était, abaissé de 18 à 15 à 12 et même à 10%. Le comportement à l'oxydation s'est amélioré. L'aluminium, jusqu'à 5% environ, faisait le travail.

Cependant, en particulier dans le secteur industriel, l'utilisation de certains de ces alliages a conduit à un problème appelé oxydation renforcée par corrosion à chaud résultant du sodium et du soufre dans le combustible et le gaz. Au fur et à mesure que les températures augmentaient, il est devenu plus clair que pour protéger cet alliage de l'oxydation et à la corrosion faudra des propriétés mécaniques d'alliage améliorées. Par exemple, l'augmentation du chrome et la diminution de l'aluminium ont abaissé les températures de la mise en solution de γ' et donc abaisser la résistance. Les ingénieurs se sont tournés vers le revêtement de superalliages pour obtenir la protection de surface requise sans dégrader de manière significative les propriétés mécaniques de l'alliage de l'ailette. Ceci, à son tour, a conduit à la période actuelle de 'l'aluminium amélioré' où les alliages et leurs éléments de revêtement sont soigneusement équilibrés (à base de nickel, de fer ou de cobalt avec du chrome, de l'aluminium et d'autres éléments actifs) créent des surfaces de protection extrêmement résistantes à l'oxydation et à la corrosion. Généralement, dans la technologie actuelle, toutes les pièces importantes en superalliage utilisées à des températures très élevées et dans des conditions dynamiques sont revêtues. [22]

Enfin, l'avènement des « TBC » (revêtements à barrière thermique) apporte une nouvelle dimension. Ces revêtements épais de type oxyde abaissent la température dans les surfaces de ces alliages en réduisant le flux de chaleur, diminuant ainsi l'attaque de surface. Cependant, ils peuvent également augmenter la corrosion à chaud.

2.7.4 les procédés

Le grand progrès des superalliages ces dernières années a été la génération des développements révolutionnaires dans les procédés. Au début, les superalliages n'étaient utilisés qu'à l'état travaillé, fabriqués à partir de pièces forgées. À la fin des années 30 et dans les années 40, la première question pour une nouvelle application de superalliage était souvent cette question et requête « coulé contre forgé? » D'où la participation de la fonderie dans cette fabrication, pour une application donnée à forte contrainte. Tout d'abord, grâce à de légères modifications de conception, un peu d'avancement de la transformation et un changement de composition chimique, les alliages coulés semblaient plus solides et plus viables économiquement. L'apparition de la fusion sous vide vers 1950 est meilleure à la fois aux produits forgés et aux pièces moulées. La fusion sous vide a éliminé les impuretés d'alliage

indésirables qui avaient empêché l'alliage de progresser dans les années 30 et 40. Il a également permis l'ajout et le contrôle d'éléments de renforcement et d'éléments résistants à l'oxydation ; la tenue des alliages a été considérablement améliorée et la possibilité de former des moules complexes. En fait, l'invention de la fusion sous vide reste pour beaucoup le développement le plus important dans les superalliages. Au cours des années 1950, les avantages de la fusion sous vide étaient absorbés. Puis, dans les années 1960 et 1970, une explosion de nouveaux procédés s'est produite, l'une des principales réalisations a été la commercialisation du procédé de solidification directionnelle pour produire des composants à profil aérodynamique cylindrique et monocristallin. Une grande partie de ce travail a été effectuée à Pratt and Whitney et TRW [23].

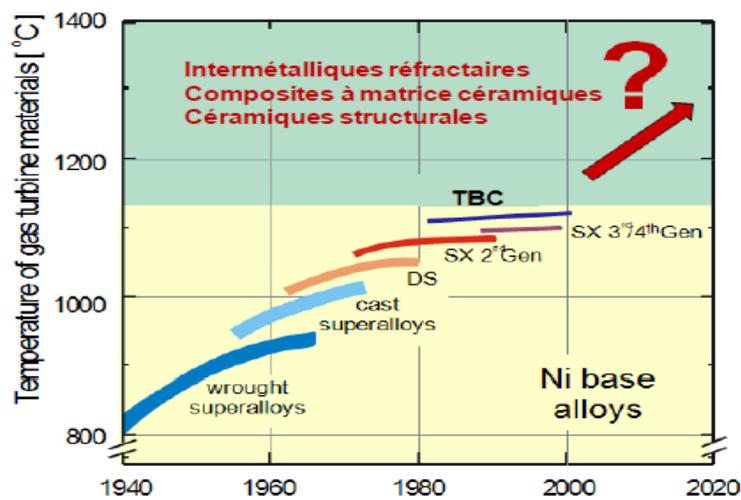


Figure 19: Capacité de température des superalliages de nickel avec le progrès réalisé des procédé (basée sur une rupture par fluage) [23]

Les progrès réalisés en conception mécanique et thermique ont été accompagnés par des progrès sur les matériaux. Le matériau traditionnel est un matériau de fonderie, comportant de gros grains, à base de nickel (schéma et photo de gauche). Ayant constaté que les joints de grains étaient des sites privilégiés pour l'amorçage de petites fissures menant à la rupture de l'aube, les métallurgistes ont proposé de passer du matériau polycristallin à des alliages à solidification directionnelle. Dans ce cas, tous les grains constituant la pièce ont un axe cristallin (001) en direction de l'axe de l'aube, les directions secondaires étant aléatoires. Ils ont ensuite réussi à fabriquer des aubes monocristallines (schéma et image de droite), par croissance cristalline à partir d'un germe sélectionné. L'aube a donc partout la même orientation cristalline, à savoir (001) dans l'axe de l'aube [20].

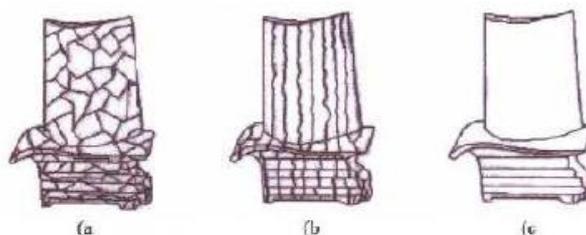


Figure 20: Textures de grains de coulée d'ailettes d turbine moulées, (a) fonderie conventionnelle (grains équiaxes) ; (b) solidification dirigée (grains colonnaires) ; (c) solidification dirigée+ sélection de grain (mono grain). [20]

2.8 Mode d'endommagement

Les progrès réalisés pour créer une plus grande résistance à des températures élevées et dans des atmosphères corrosives ont été remarquables pour les superalliages. Cependant, comme dans d'autres technologies, aucun progrès de ce type ne se produit sans problème et défaillance majeur. La maîtrise de ces problèmes fournit souvent une base pour la prochaine avancée. Les mécanismes de défaillance communs trouvés dans les aubes de turbine à gaz sont discutés et illustrés.

2.8.1 Endommagement causés par des températures élevées.

Les aubes de turbine sont soumises à un régime d'endommagement différent. Contrairement aux aubes de compresseur, qui fonctionnent à des températures relativement basses mais qui peuvent être exposées à des débris ingérés, les aubes de turbine fonctionnent dans un environnement sans débris. Au moment où ils atteignent la turbine, les objets étrangers absorbés et hachés par le compresseur seront brûlés dans la chambre à combustion, et il est peu probable qu'ils présentent une menace mécanique, bien que la possibilité d'une contamination conduisant à la corrosion. Une source rare d'endommagement mécaniques est l'érosion par le carbone, déposé sous forme de coke autour des buses d'injection de carburant, passant à travers la turbine. De même, des particules de revêtements de barrière thermique en céramique, souvent appliquées sur les surfaces de la chambre de combustion pour aider à maintenir les parois froides, à se détacher en raison d'un choc thermique et à traverser les parties en aval du moteur.

2.8.2 Exposition à haute température.

Les aubes de turbine fonctionnent à des températures élevées. Trois mécanismes d'endommagement probables affectent les aubes de turbine, ceux-ci étant mécaniques dus au fluage ou à la fatigue et à la corrosion à haute température.

L'utilisation d'alliages légers pour les sections à haute température n'est pas possible car ils ne peuvent pas être conçus pour donner des propriétés de fluage acceptables car pour un fonctionnement efficace de la turbine faudra augmenter la température. Dans le cas des alliages d'aluminium, la température de fonctionnement est supérieure au point de fusion, d'où l'utilisation des alliages à base de nickel. L'utilisation d'ailette creuses, pour la canalisation d'air à l'intérieur pour servir au refroidissement et même réduire le poids des aubes. Les matériaux les plus courants pour la fabrication des aubes de turbine sont les superalliages à base de nickel, ces alliages sont capables de résister à un environnement très agressif à des températures et des contraintes élevées. Le nickel est considéré comme l'élément de base le plus approprié pour l'alliage car il présente une grande capacité de formation d'alliages stables. Il forme également, avec l'ajout du chrome, des films d'oxyde sur la surface riches en Cr_2O_3 , qui sont à la fois stables et protecteurs, limitant le mouvement des éléments métalliques dans le sens extérieur et des éléments atmosphériques agressifs tels que l'oxygène, l'azote et le soufre dans le sens intérieur. Le nickel formera également, avec l'ajout de l'aluminium, des couches sur la surface en Al_2O_3 , qui sont très résistantes à l'oxydation à des températures très élevées. Les efforts des développeurs d'alliages au fil des ans ayant créé une gamme de précipités fins qui confèrent des niveaux élevés de résistance au fluage. Les alliages à base de nickel à matrice

γ de structure CFC, avec des éléments d'addition tels que le chrome pour conférer une résistance à l'oxydation, dans lequel une deuxième phase γ' est précipitée dans cette matrice [24] .

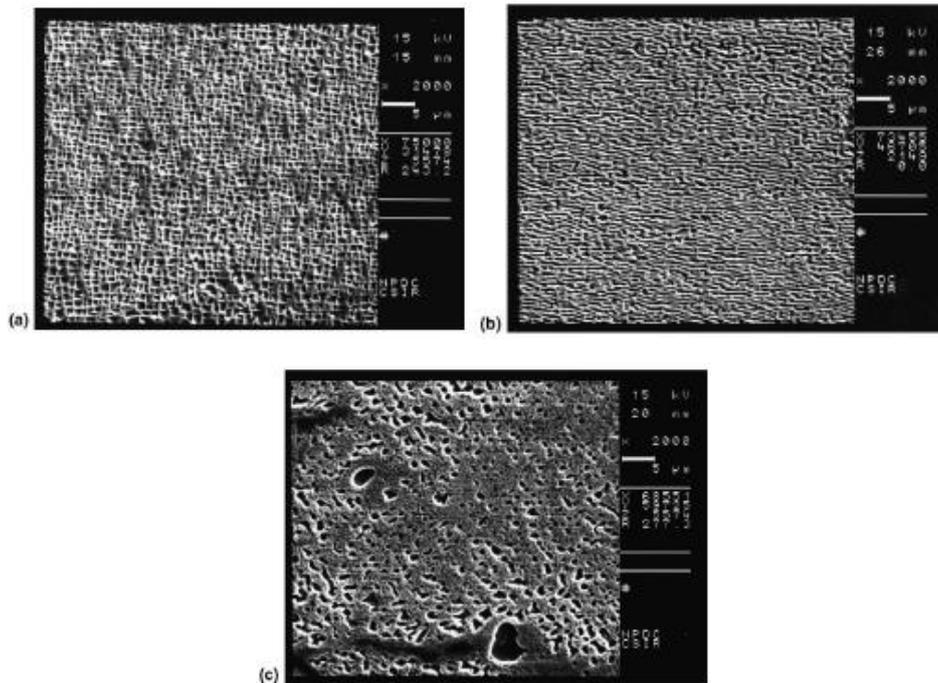


Figure 21: Microstructures typiques des matériaux des aubes dans divers états: a) une structure intacte de quasi-cuboïdes γ' ; (b) γ' en radeau résultant de l'exposition au stress à haute température; (c) γ' en solution et précipité de l'exposition à des températures extrêmes et de l'opération subséquente. [24]

La précipitation de la phase γ' est soigneusement contrôlée pendant la fabrication pour contrôler la taille et la morphologie de cette dernière, le précipité résultant est de la forme quasi cubique ordonné fin pour optimiser la résistance à haute température en maximisant la résistance au fluage. Cette structure, peut être modifiée par l'exposition à des contraintes à haute température qui se traduisent par le changement de la forme des particules qui se développent en radeau (coalescence) en forme de plaques orientées perpendiculairement à la contrainte appliquée. Cette structure radiale entraîne une dégradation des performances de fluage. une structure en forme de plaque présente une légère amélioration des performances de fluage à des températures plus élevées. Si l'exposition à des températures élevées continue, la structure en forme de plaque se dégrade davantage, par un mécanisme de maturation d'Ostwald, pour former de grosses particules avec une forme sphérique. Lorsque la température s'approche du solvus γ' , la phase γ' se dissout dans la matrice γ et la taille des particules diminue et disparaît finalement. Lorsque la phase γ' se dissout, la résistance du matériau au fluage diminue. Si l'ailette est autorisée à continuer à fonctionner dans cette condition, une défaillance par fluage est très probable à apparaître, avec une destruction conséquente ou des endommagements graves au moteur. Dans les conditions normales, les ailettes ne doivent jamais être utilisées à des températures excessives pendant une période suffisamment longue car cela pourra causer des problèmes au niveau de la microstructure. Cette exposition doit être strictement contrôlée. Une fois que la microstructure a été dégradée par une exposition à une température élevée, il est obligatoirement préférable de considérer que les ailettes ont été endommagées et donc qu'il faudrait les remplacer.

2.8.3 Défaillances par fluage

Le fluage est la tendance d'un matériau solide à se déplacer lentement ou à se déformer de façon permanente et se produit à la suite d'une exposition à long terme à des niveaux de contraintes élevés qui sont inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. Le fluage est plus sévère dans les matériaux soumis à des températures élevées pendant de longues périodes et près du point de fusion. Le fluage augmente toujours avec la température. La figure 22 montre trois stades de fluage.

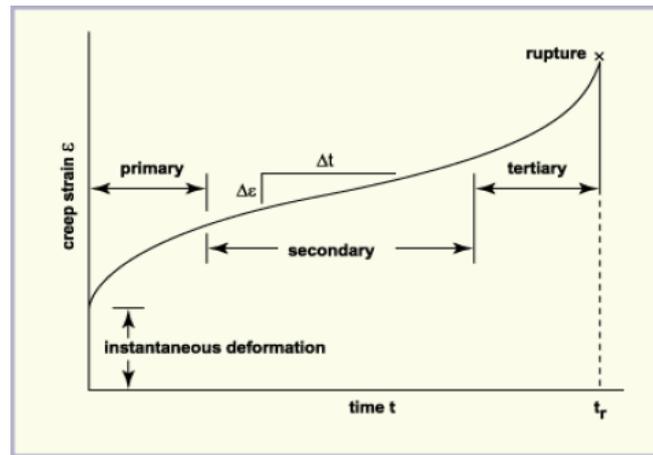


Figure 22: les trois étapes du phénomène de fluage

Le stade primaire représente une extension rapide à un rythme décroissant. Le stade secondaire montre un fluage se produisant à un rythme relativement constant. Il s'agit de la partie importante de la courbe pour la plupart des applications et il est recommandé que les composants qui échouent généralement en raison du fluage doivent être exploités en étage secondaire. L'étape tertiaire montre une accélération du taux de fluage jusqu'à la rupture. Cette étape doit être évitée en fonctionnement et il n'est pas facile de prédire la transition du stade secondaire au stade tertiaire. Le taux de cette déformation (fluage) est fonction de nombreux facteurs tels que les propriétés du matériau, le temps d'exposition, la température d'exposition et la charge structurelle appliquée, etc.

Toutes les aubes de turbine sont exposées au fluage comme conséquence naturelle d'un fonctionnement à des températures et des contraintes élevées. En service normal, le fluage se manifeste comme un étirage de l'aube dans laquelle elle s'allonge en service. Dans des conditions anormales. L'étirement de l'ailette est mesuré régulièrement lors des inspections. L'ailette est jetée lorsque la contrainte accumulée atteint une valeur prédéterminée. Cette procédure est conçue pour éviter les défaillances de fluage. L'ailette tombent en panne par fluage lorsque les températures de fonctionnement du moteur sont dépassées pendant plus de brèves périodes ou lorsque les procédures d'inspection ne sont pas correctement suivies. [24]

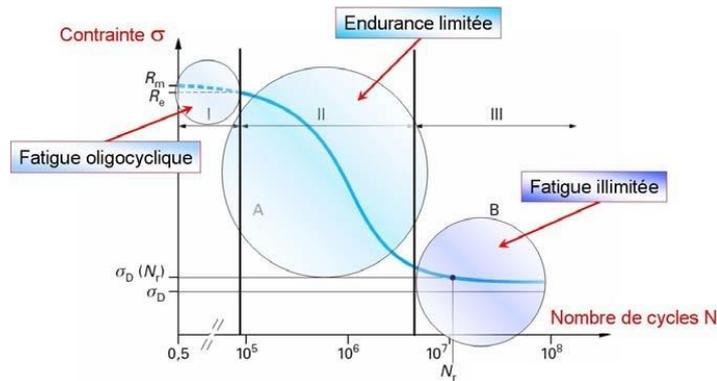


Figure 24: Courbe de Wöhler définissant les trois domaines de la fatigue

La durée de vie en fatigue d'une aube de turbine à gaz dépend du choix du matériau et de la largeur et de l'amplitude des contraintes cycliques. La production et le traitement des matériaux peuvent également avoir un impact significatif sur la durée de vie de la lame en service. Les variables microstructurales telles que les changements dans la taille des grains, l'alliage et la présence d'inclusions non métalliques affecteront la durée de vie en fatigue. Le comportement à la fatigue est également très sensible à des facteurs tels que les fluctuations de contraintes aléatoires, les concentrations de contraintes, la finition de surface, les contraintes résiduelles et les environnements corrosifs, etc. Les charges de conception pour les aubes de turbine à gaz se situent principalement dans la région élastique de la courbe contrainte / déformation du matériau. L'approche traditionnelle de la fatigue, pour laquelle la courbe a été conçue, concernait principalement la défaillance après un grand nombre de cycles. A des contraintes plus élevées et à des cycles inférieurs, la durée de vie en fatigue diminue progressivement et entraîne la défaillance et un phénomène appelé fatigue à faible cycle. Le point de transition de la fatigue à faible cycle (low cycle fatigue LCF) à la fatigue à cycle élevé (high cycle fatigue HCF) est généralement supposé se produire lorsque la déformation totale comprend des proportions égales à la déformation élastique et plastique. Cependant, pour des raisons de sécurité et de facilité, la LCF est souvent considérée comme entraînant une défaillance en moins de 10^5 cycles et la HCF après plus de 10^7 cycles.

2.8.4.1 Fatigue à faible cycle (LCF)

Si l'amplitude des contraintes cycliques appliquées à un composant est très élevée (LCF), l'énergie de déformation accumulée par inversion sera considérablement plus élevée. Pour cette raison, sous LCF, un composant passera une très petite proportion de sa vie au stade primaire, connu sous le nom de stade d'initiation de fissure et la majorité de sa vie au stade secondaire connu sous le nom de stade de propagation de fissure de rupture par fatigue. La plupart des composants critiques des moteurs à turbine à gaz, tels que les aubes de turbine, sont soumis à des cycles de charge très élevés et la durée de vie de ces composants est donc limitée par le LCF. La charge mécanique sur ces composants est causée par les éléments suivants :

- Forces centrifuges et charges thermiques.
- des pressions élevées à l'intérieur des enveloppes.
- Gradients thermiques au sein des composants.

2.8.4.2 Fatigue à cycle élevé (HCF)

La rupture par fatigue se produit lorsque soit la ténacité à la rupture du matériau est dépassée par la combinaison de la contrainte appliquée et de la taille de la fissure, soit une taille de la fissure critique est atteinte dans une région fortement sollicitée d'un composant. Le processus pour atteindre l'une ou l'autre de ces conditions implique l'initiation de la fissure et la propagation de la fissure sous-critique. Alors que les composants sous un régime LCF passent la majorité de leur vie dans la phase de propagation des fissures, pour le HCF, l'amorçage des fissures a souvent tendance à prendre du temps. Les cycles de charge à haute amplitude et haute fréquence (HCF) pourraient rapidement propager une fissure initiée par LCF jusqu'à la rupture. Un composant qui échoue dans le HCF le fait parce qu'il a été soumis à un grand nombre ($>10^7$) de cycles de contrainte. Un certain nombre de facteurs peuvent provoquer une charge à haute fréquence des composants et sont généralement appelés pilotes.

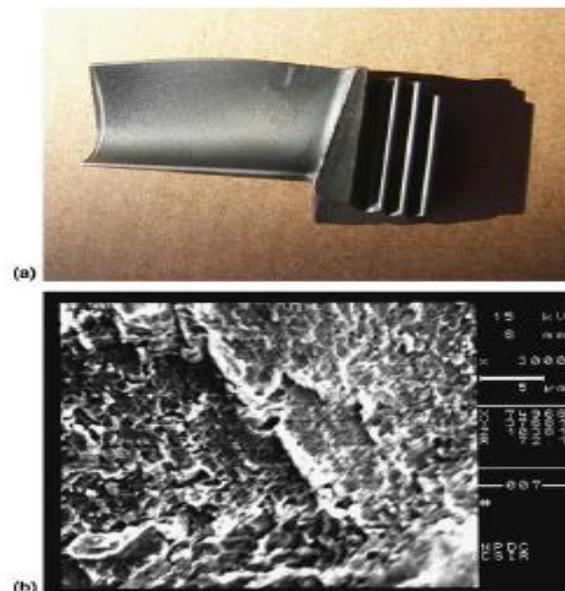


Figure 25:a) Fissuration par fatigue, commençant à un défaut métallurgique, trouvée dans le bord de fuite de la lame à droite de la marque au crayon b) image à l'aide du MEB de la surface de la fissure montrant des stries, confirmant le mécanisme de fatigue. [24]

2.8.5 Défaillances de corrosion

Les aubes de turbine à gaz sont exposées à des conditions corrosives et fonctionnent à haute température. Les moteurs à turbine à gaz facilitent l'utilisation d'une large gamme de carburants, y compris les carburants lourds. Ces carburants peuvent contenir des contaminants comme le soufre, le sodium, le potassium, le calcium, le vanadium, le plomb et le molybdène. Cela provoque de graves problèmes de corrosion à chaud dans les aubes de turbine à gaz. Des précautions doivent être prises pour s'assurer que le carburant est correctement traité à une qualité acceptable avant d'être introduit dans le moteur à turbine à gaz. La contamination du carburant par de l'eau salée est assez courante lorsque le carburant est transporté par barges et que les polluants atmosphériques entrant avec l'air d'admission dépendent de l'emplacement de la turbine. Le sel peut également pénétrer dans le moteur de la turbine à gaz au moyen de l'air. Ce problème peut être très grave dans les turbines à gaz marines et les usines de turbines à gaz situées dans des environnements côtiers. Les contaminants atmosphériques des milieux marins,

la pollution industrielle, les incendies de forêt contiennent généralement du soufre et du sodium sous forme de sels comme éléments actifs. Ces impuretés dans l'air peuvent entraîner le dépôt de sulfates de métaux alcalins sur les surfaces des pales, entraînant l'attaque par corrosion à chaud. Certaines études ont montré que les aubes de turbine utilisées dans les installations intérieures pouvaient également être affectées par la corrosion à chaud par le sel en suspension dans l'air introduit dans le moteur de la turbine à gaz. [25]

2.8.5.1 Corrosion à chaud

La corrosion à chaud peut être un phénomène d'endommagement accéléré qui se produit lorsque les aubes de turbine à haute température en superalliages fonctionnent dans un environnement contenant du sel et du soufre. Le sel provient de l'air ou entre dans la turbine via le carburant. Le soufre pénètre généralement dans la turbine via le carburant. La réaction de base qui se produit est représentée par:



La corrosion à chaud des aubes de turbine peut être intensifiée par la présence du vanadium, qui produit du V_2O_5 lequel, en combinaison avec les alcalis, peut produire des vanadates à bas point de fusion (environ 600 ° C). Ces derniers, fondus, peuvent dissoudre d'une manière agressive les oxydes métalliques. Le sulfate de sodium est un agent corrosif bien connu qui se forme dans la flamme à partir du chlorure de sodium ou d'autres composés du sodium et des composés organiques contenant du soufre, qui sont présents dans presque tous les carburants : en général, le taux d'attaque augmente avec l'augmentation de la quantité de contaminant.



Figure 26: Attaque par sulfuration d'une aube de turbine. Ces endommagements peuvent parfois être réparés en retirant le revêtement endommagé et en appliquant un nouveau revêtement. [25]

2.8.6 Défaillances d'érosion

L'érosion est l'élimination abrasive de matière du trajet d'écoulement par des particules dures qui frappent les surfaces d'écoulement. Ces particules doivent généralement avoir un diamètre supérieur à 20 μm pour provoquer une érosion par impact. Ce mécanisme provoque rarement une défaillance catastrophique de l'aube de turbine, mais contribue à d'autres modes de défaillance et peut avoir une importance économique considérable. L'érosion peut se produire dans les pales du compresseur et de la turbine d'un moteur à turbine à gaz et est probablement plus un problème pour le moteur d'avion. Dans un moteur à turbine à gaz, les dommages à la surface de la pale de turbine sont souvent causés par de gros objets étrangers frappant la surface du matériau de la pale. Ces objets peuvent pénétrer dans le moteur avec l'air d'admission, ou le compresseur de gaz avec le flux de gaz, ou sont le résultat de morceaux

cassés du moteur lui-même. L'érosion est une source rare de dommages mécaniques causés par les particules de carbone. Ces particules se déposent sous forme de coke autour des buses d'injection de carburant lorsque le schéma de pulvérisation de la buse se dégrade en passant par la turbine.



Figure 27:Érosion d'ailette de turbine à gaz

2.9 Techniques avancées de prévision de la durée de vie résiduelle

2.9.1 Méthodologie d’approche et d’évaluation d’endommagement

L'objectif de l'évaluation de la durée de vie est d'étudier et estimer la durée de vie utile, résiduelle et même qualifier le fonctionnement d'un ensemble de composants. Ce problème a été abordé sous différentes manières et approches, mais il faut reconnaître que le niveau général de connaissances et de compréhension est inférieur à ce qui a été développé pour les composants en acier. Cependant, il existe actuellement trois approches de base. L'une de ces approches comprend trois phases séquentielles:

Phase I. Calculer la durée de vie consommée depuis la mise en service. Cela nécessite une collection de données détaillée du composant sur le type et les propriétés du matériau, ainsi que sur les règles de déformation et d'endommagement que peut subir le matériau avec les informations sur la température de travail.

Phase II. Les test non destructifs (CND) doivent être effectués en utilisant des techniques conventionnelles sans endommager le composant (pour la détection des dommages microstructuraux) si la consommation de vie calculée en phase I est supérieure à la moitié de la durée de vie totale.

Phase III. Des tests et des contrôles destructifs des composants doivent être effectués à l'aide de la métallographie et des essais mécaniques (traction, résilience) pour quantifier davantage l'endommagement [26].

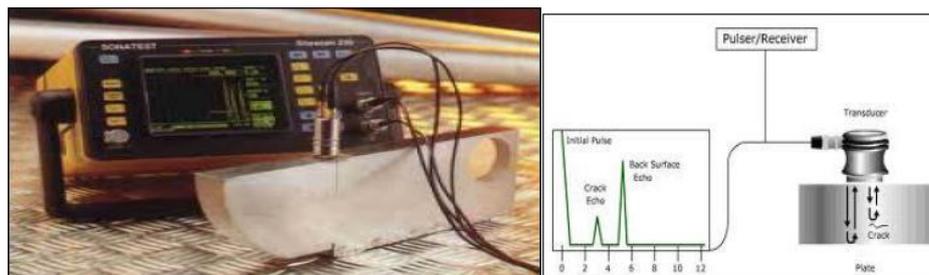


Figure 28:appareil test ultrasonique

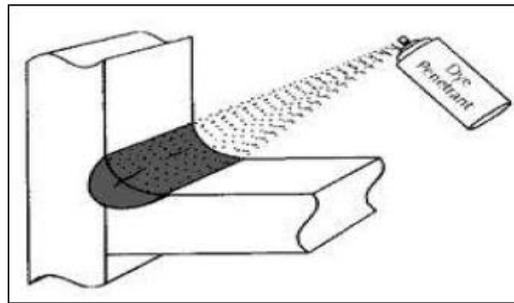


Figure 29: Ressuage de liquide pénétrant (Dye Penetrant Inspection)

Les observations sont en outre complétées par des investigations en laboratoire et une analyse des résultats pour la microstructure pour mieux visualiser les changements qui apaisaient et ce que on va faire dans notre cas. Les résultats des tests de fluage seront étudiés ainsi que la présence des traces d'oxyde et l'état métallurgique pour le calcul de la durée de vie restante.

Donc, pour l'évaluation de la durée de vie restante, elle sera effectuée selon diverses méthodes suivantes :

- Méthode d'analyse métallographique : Analyse de la morphologie (caractéristiques de la forme et d'orientation) des cavités ce qui donne un indice sur le statut du composant en termes de durée de vie restante.
- Méthode d'essai de fluage uniaxial : Une approche couramment utilisée qui consiste à tester un échantillon du composant en service et le rompre dans des conditions accélérées en laboratoire. L'essai de rupture en fluage accéléré par iso-contrainte peut être effectué à des températures élevées pendant une durée de plusieurs heures selon le calcul préalable et si l'essai réussit sans rupture [27].

2.9.2 Prédiction de la durée de vie de l'IN738LC compte tenu des endommagements dus au fluage sous fatigue à basse cycle

Utilisation du paramètre de Larson-Miller

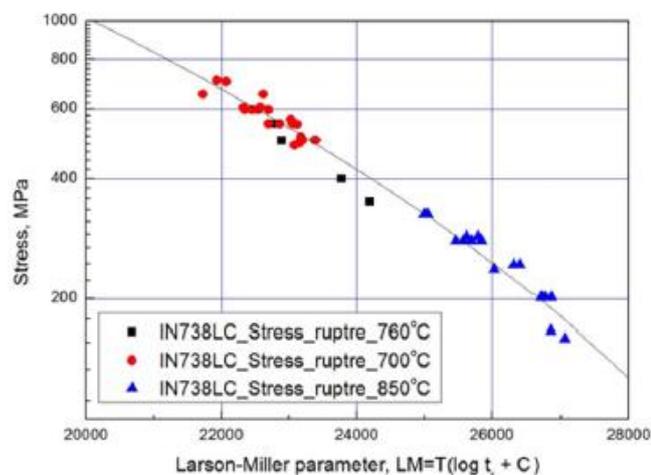


Figure 30: Courbe de paramètre Larson-Miller contrainte [27]

Le paramètre de Larson-Miller est une méthode de prédiction de la durée de vie en fluage du matériau. Le paramètre Larson-Miller suggère que le taux de fluage peut être exprimé par l'équation d'Arrhenius. Il est représenté par l'équation (1) où T est la température absolue, t_r est le temps de rupture et C est la constante du matériau, qui est généralement de 20. Cela peut s'exprimer comme suit :

$$LMP = T(\log t_r + C) \quad (1)$$

Il existe aussi d'autres approches et modèles basés sur des relations en tenant compte des endommagements subis par le fluage et la fatigue à bas cycle, comme par exemple la prédiction de durée de vie par le modèle de Neu et Sehitoglo et en utilisant la loi de Miner.

$$D^{tot} = D^{fat} + D^{flu}$$

Ensuite par la règle de Miner :

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_f^{fat}} + \frac{1}{N_f^{flu}}$$

Avec D^{fat} est le dommage par fatigue et D^{flu} est le dommage par fluage.

Vu la difficulté de prédire, pour insuffisance de données, à partir de cette relation, donc on va se guider et s'orienter avec le paramètre de Larson-Miller [27] .

2.10 Conclusion

Dans ce chapitre on a vu les différents aspect microstructuraux d'une aube, les différents changements qui peuvent apparaître lors des différents phénomènes, d'où l'intérêt ou le danger de certaines phases sur la tenue mécanique.

Dans le chapitre suivant nous allons mettre en exergue, à travers une simulation, les parties de l'aube qui seront le plus sollicitées.

Chapitre 3 : Simulation par MEF d'une aube de turbine à gaz

3.1 Introduction

La conception d'une aube de turbine doit prendre en compte la comparaison entre les valeurs des réponses aux sollicitations dynamiques avec les cycles haute fréquence qui conduisent à l'initiation et propagation de fissure.

Nous nous proposons d'identifier au mieux ces conditions, afin de pouvoir analyser leur influence sur le fonctionnement et la durée de vie, à travers la caractérisation des zones de concentration de contraintes que présentera l'aube, dont la géométrie est complexe. Afin de caractériser ces sollicitations nous étudierons une aube de turbine d'un étage à haute pression. En comparant les résultats des simulations sous Solidworks, et ce en utilisant la méthode des éléments finis, nous mettrons l'accent sur les zones critiques qui subissent les plus grandes contraintes et les déplacements maximums, afin de les comprendre et de cibler les problèmes à anticiper avant la conception 3D de l'aube avant usinage. Cette étude suivra les étapes suivantes :

- Définition des matériaux utilisés
- Conception 3D à partir de squelettes d'aube 2D sous SolidWorks.
- Calcul de la force centrifuge appliquée.
- Maillage des modèles
- Etude statique : application d'un appui fixe et de la force centrifuge.
- Calcul et affichage des résultats : Contraintes, déformations, déplacements.
- Etude de fatigue
- Visualisation de la distribution de la température avec et sans refroidissement en utilisant les conditions aux limites.
- Conclusion.

3.2 Présentation de SolidWorks

SolidWorks est un logiciel de conception et de simulation assistée par ordinateur 3D fonctionnant sous Windows développé par Dassault Système, dont la première version a paru en 1995

3.3 La force centrifuge :

La force centrifuge résultant de la rotation est l'un des principaux facteurs induisant et contribuant à la fatigue des aubes de turbine à gaz qui subissent des sollicitations cycliques sous l'effet de cette force. La force centrifuge est généralement proportionnelle au carré de la vitesse. Les contraintes que subissent les aubes, au cours de la rotation à grande vitesse, peuvent augmenter la limite d'élasticité, engendrant parfois et à long terme des dégâts au niveau des zones de concentration de contraintes. Dans notre étude statique, nous ne considérerons que l'effet radial de la force centrifuge dirigé du pied vers le haut de l'aube, sans prendre en compte l'effet axial de l'effort car on considère la raideur de la jonction entre l'aube et le rotor. Cette force était dirigée vers l'extérieur de l'aube et elle est décrite par l'équation générale suivante :

$$F = \int_{r_1}^{r_2} \rho S \frac{r_2}{r_1} \Omega^2 r dr \quad (2)$$

$$F = \rho S r_2^2 \Omega^2 \left(1 - \frac{r_1}{r_2}\right) \quad (3)$$

Avec :

S : section de l'aube en mm²

Ω : vitesse angulaire rad/s

ρ : Masse volumique Kg/m³

r_2 : Rayon en tête de l'aube

r_1 : Rayon au pied de l'aube (rayon de la turbine)

3.4 Propriété des matériaux utilisés :

Désignation	
Nuance	IN738LC
Propriétés Générales	
Masse volumique	8110Kg/m ³
Composition chimique	
C	0,15 -0,2%
Al	3,2 - 3,7%
Ti	3,2 -3,7%
Nb	0,6 - 1,1%
Mo	1,5 – 2%
Cr	15,7-16,3
W	2,4- 2,8%
Ni	61.1-59.3%
Fe	0,05% max
Co	8 – 9%
Ta	1,5 - 2%
Propriétés Mécaniques	
Module de Young	149- 152 GPa
Module de cisaillement	57.3 -77.9 GPa
Module de compressibilité	144 - 159 GPa
Coefficient de Poisson	0.28 - 0.33
Limite d'élasticité	599- 792 MPa
Résistance à la traction	1034–1096.3 MPa
Elongation %	5.5-7
Striction %	5-9
Résistance à la fatigue à 10 ⁷ cycles	117.2-124.1 MPa
Propriétés Thermiques	
Point de fusion	1400 °C
Conductivité thermique	14.3 W/m.°C
Chaleur spécifique à 25C (J K-1 kg-1)	444
Chaleur latente de fusion (J g-1)	292

3.5 Considération géométrique du modèle

3.5.1 Forme du squelette de l'aube

La figure 31 montre la forme squelette de l'aube (l'esquisse), après extrusion on obtient la forme de la lame, pour la suite on va faire un assemblage avec le lame et le pied de spin en choisissent les faces qui coïncident

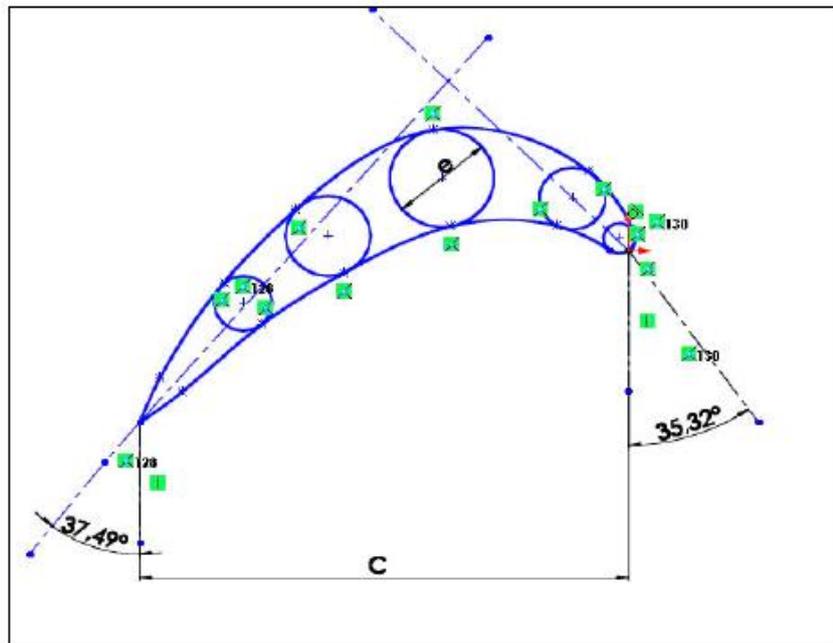


Figure 31: Dimensions du Squelette de l'aube.

Tableau 5: Résumé des caractéristiques du squelette d'aube

Hauteur L (mm)	169
Corde C (mm)	50
Epaisseur Max e (mm)	10
Angle d'aube à l'entrée β_1 (°)	35.32
Angle d'aube à la sortie β_2 (°)	37.49
Section S (mm ²)	385.6

3.5.2 Les différentes vues de l'ailette

La figure 32 montre le Modèle en 3D obtenu, avec les différentes vues sous SolidWorks , après assemblage du pied avec la lame.

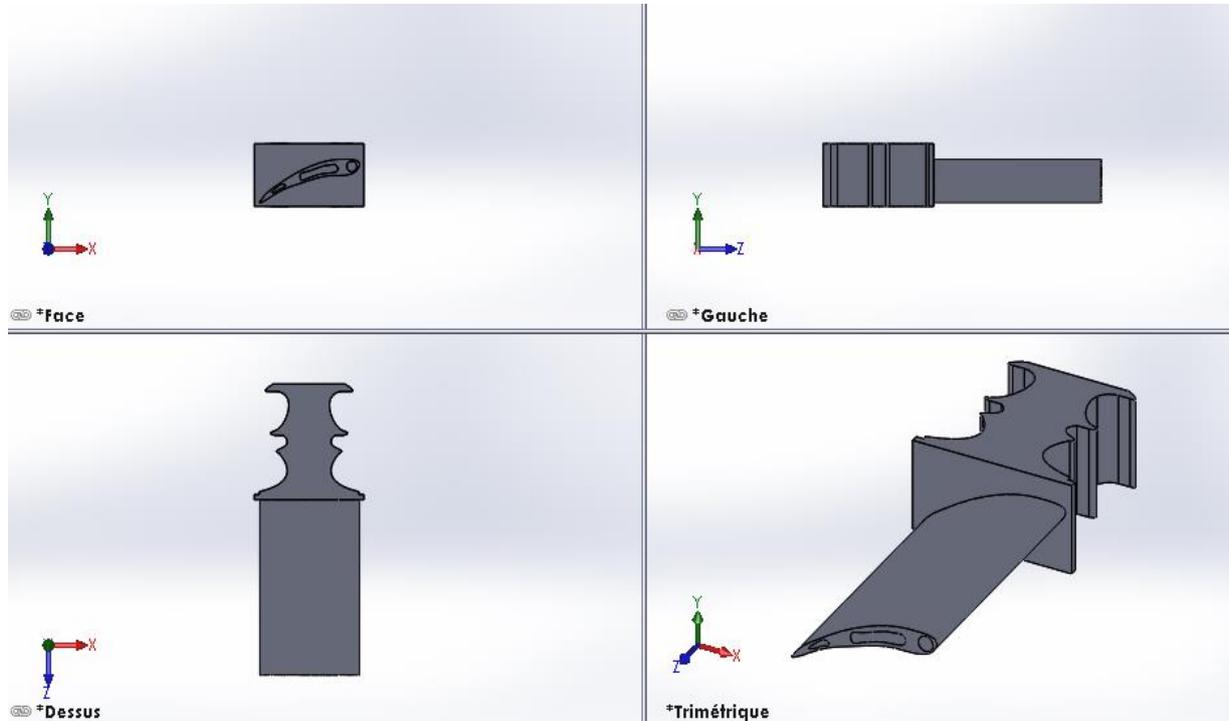


Figure 32:Modèle 3D d'aube sous SOLIDWORKS

3.6 Méthode des Eléments Finis (MEF):

Cette méthode consiste en l'analyse des corps solides en les subdivisant en éléments de volumes appelés mailles ou éléments finis. Le calcul des sollicitations mécaniques sur le corps volumique se fait par sommation de toutes les valeurs des mailles contenues dans ce corps pour trouver les valeurs globales avec une grande précision. C'est d'ailleurs un outil très exploité en ingénierie de conception car il permet d'optimiser le dessin des pièces mécanique avant usinage, d'aider à réduire leur poids et éventuellement leur coût. On réalisera dans ce qui suit la simulation statique reproduisant l'effort de la force centrifuge pour notre aube.

Maillage du modèle

Le tableau 6 indique les différentes informations à propos du maillage utilisé :

Tableau 6: Information sur le maillage effectué

Type de maillage	Maillage volumique
Mailleur utilisé:	Maillage basé sur la courbure
Points de Jacobien	4 Points
Taille d'élément maximum	0.01314 m
Taille d'élément minimum	0.002628 m
Qualité de maillage	Haute
Remailler les pièces en échec avec un maillage incompatible	Désactivé(e)

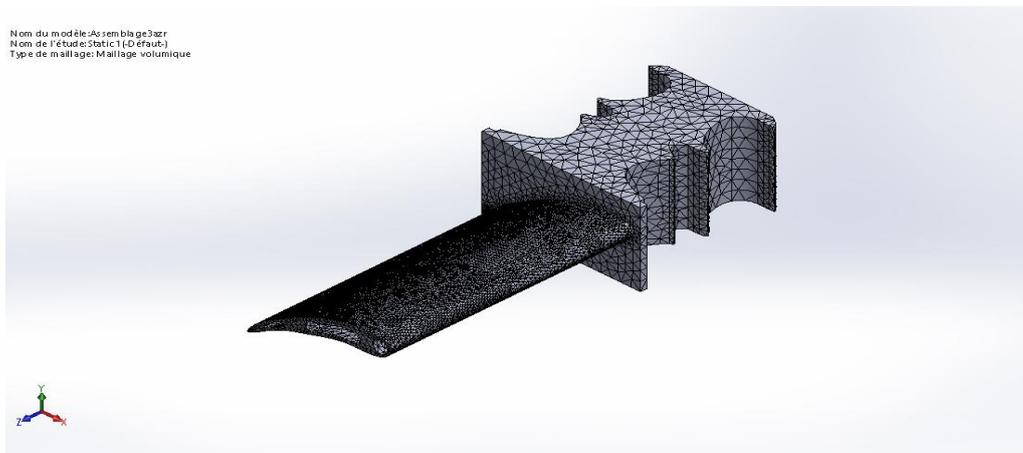


Figure 33: le maillage du modèle

3.7 Etude statique :

3.7.1 Calcul de la force centrifuge :

Nous considérerons dans notre calcul la superficie comme étant la moyenne des sections des quatre plans de la géométrie de l'aube car le profil d'évolution des sections transversales de l'aube ne suit pas une ligne droite en tenant compte du pied. Ainsi on supposera que la force centrifuge agissant sur toute les sections de l'aube sera calculée à partir de la valeur moyenne.

Le diamètre du disque sur lequel sont montées les aubes de cet étage étant égal à 1800mm, on déduit :

$$\Omega=3000\text{tr}/\text{min}=314.\text{rad}/\text{s} ; r_2 = 1507 \text{ mm } r_1 =900\text{mm } \rho=8110 \text{ Kg}/\text{m}^3$$

On trouve ainsi ;

$$F=282333\text{N}= 282.333\text{KN}$$

3.7.2 Simulation de l'étude statique :

Le modèle est une aube à ancrage en pied de sapin qui reproduit la fixation sur les disques des rotors des pales comme montré sur la figure 32.

a) Le chargement externe

Une force de traction est assimilée à une force centrifuge qui sera chargé perpendiculairement à la face supérieure, la figure ci-dessous montre la direction et la face sur laquelle la force est appliqué.

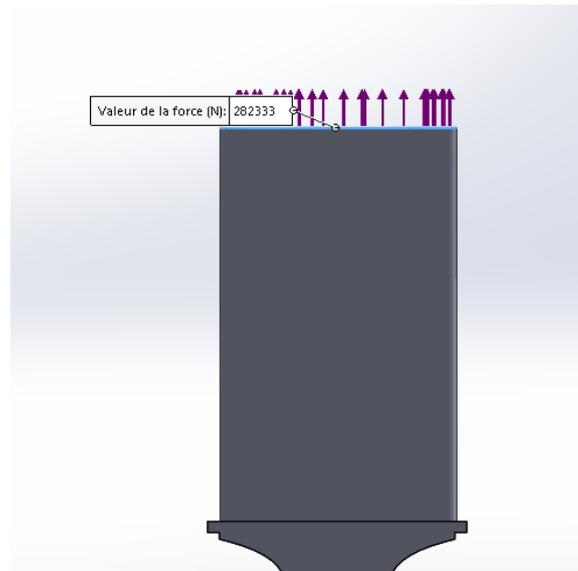


Figure 34: la direction et la valeur de la force centrifuge

b) La fixation

Comme notre aube est fixée à la turbine au niveau du pied, on procèdera dans cette étude par fixer le pied pour simuler l'essai de traction. La figure qui suit montre les zones des fixations

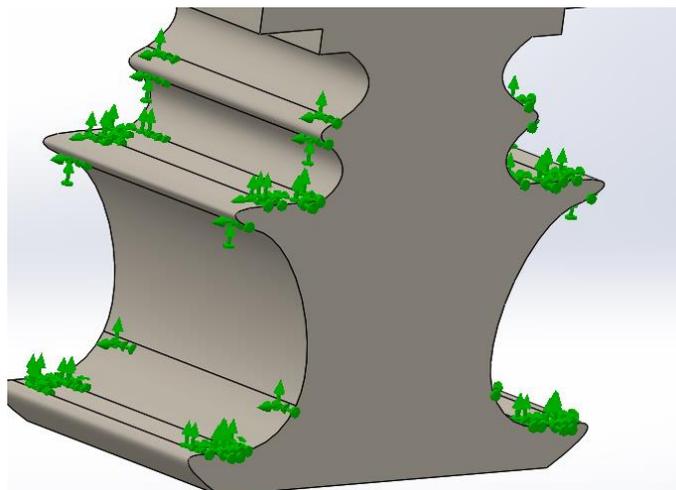


Figure 35: la zone de fixation indiquée sur le pied

3.7.3 Résultats :

Après les calculs nous avons trouvé les résultats suivants :

3.7.3.1 Les contraintes :

La figure qui suit montre les différentes zones qui sont les plus sollicitées par la force centrifuge, pour identifier le max et le min grâce à la différence de couleur

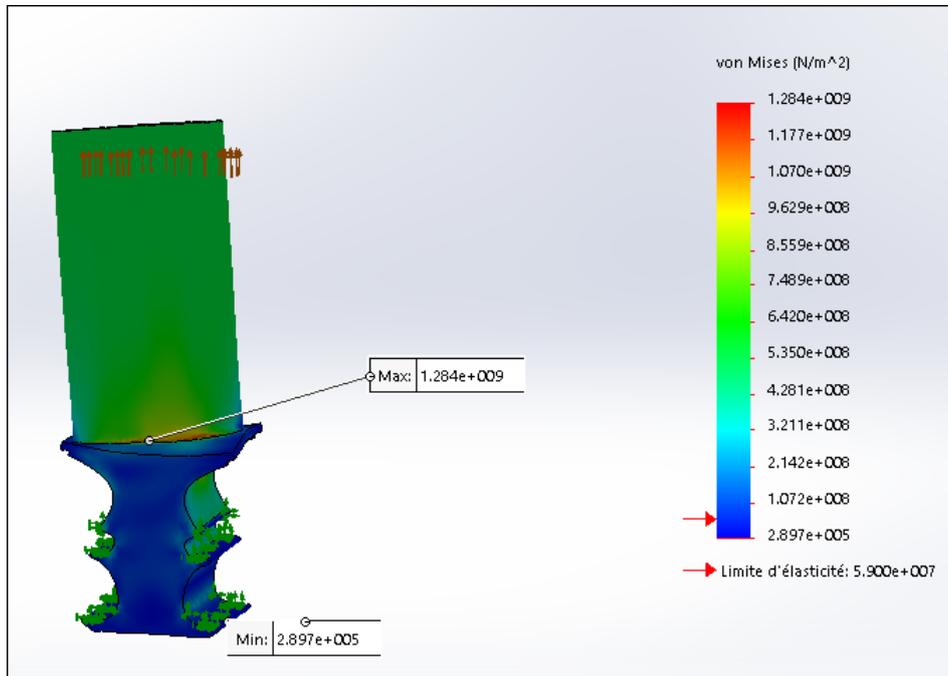


Figure 36: distribution de contrainte

a) Distribution et l'intensité de contrainte

La Figure 36 montre la distribution des contraintes sur des emplacements différents du modèle avec une accumulation de contrainte qui atteint une valeur maximale et qui s'allongent vers le haut localisée dans la partie inférieure de la pale qui est en contact avec le pied, représenté par une zone rouge distribué sur une large ligne de concentration de contrainte à intensité assez élevée

La valeur maximale et minimale des contraintes sont relevées.

b) Diagramme de répartitions des contraintes

Les résultats obtenus sont montrés dans le tracé ci-dessous où les entités sont prises verticalement du bas vers le haut de notre ailette à partir du pied pour mieux visualiser les zones sollicitées.

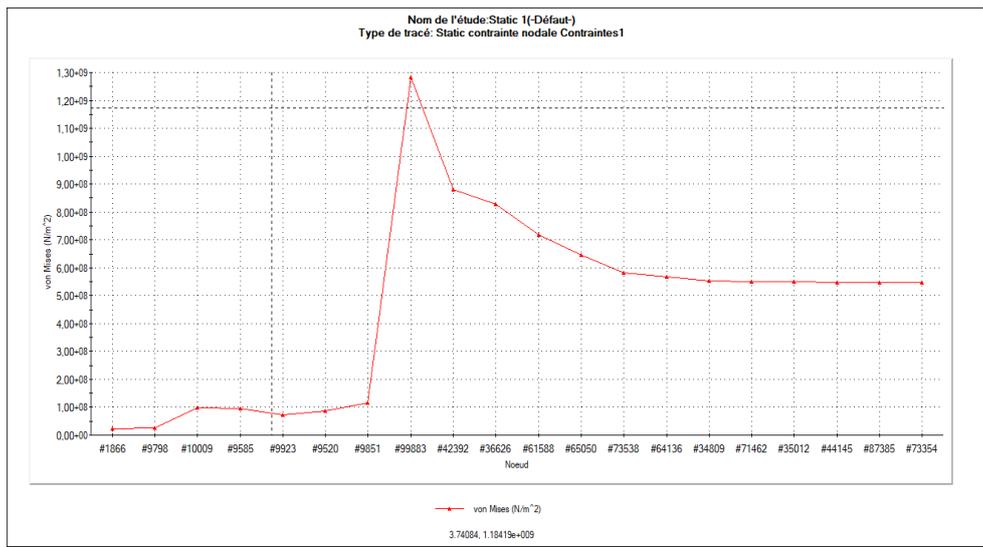


Figure 37: Diagramme de répartition des contraintes

Nous remarquons que la lame dans la partie supérieure de l'ailette est soumise à de grands sollicitations mécaniques avec une accumulation de contraintes maximales dans la partie inférieure de la lame qui est en contact avec le pied en montant vers le milieu.

3.7.3.2 déplacement

la figure qui suit montre la direction et le taux de déformation de chaque entité maillée, on pourra ensuite visualiser les zones qui sont plus amenées à se déplacer

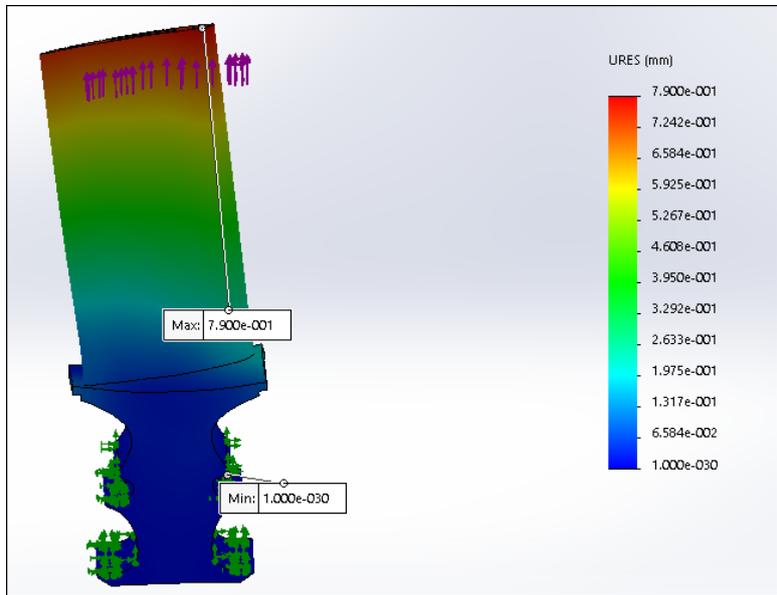


Figure 38: Déplacements résultant

a) Diagrammes de répartition du déplacement

Le diagramme ci-dessous montre les résultats sondés verticalement du pied vers le haut de notre ailette, on pourra donc remarquer que la zone supérieure subit un grand déplacement qu'il faut prendre en considération

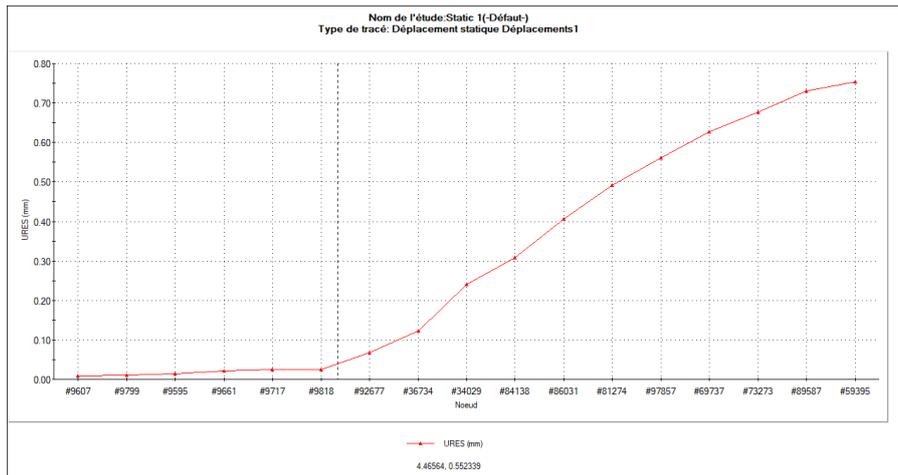


Figure 39: Diagrammes de répartition du déplacement

3.7.3.3 La déformation

La figure montre les zones qui ont subi le plus de déformation dans les différentes zones, Il est utile de pouvoir visualiser la courbe des déformations que subit l'aube sur toute sa géométrie, la Figure 40 montre les déformations résultantes des contraintes.

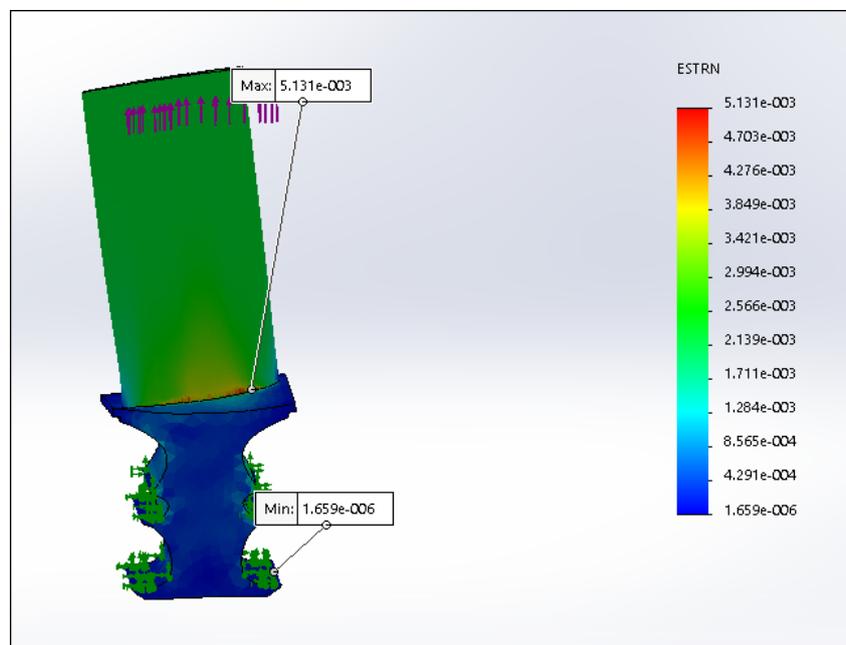


Figure 40: Répartition des déformations sur le Modèle

a) Diagrammes de répartition de la déformation

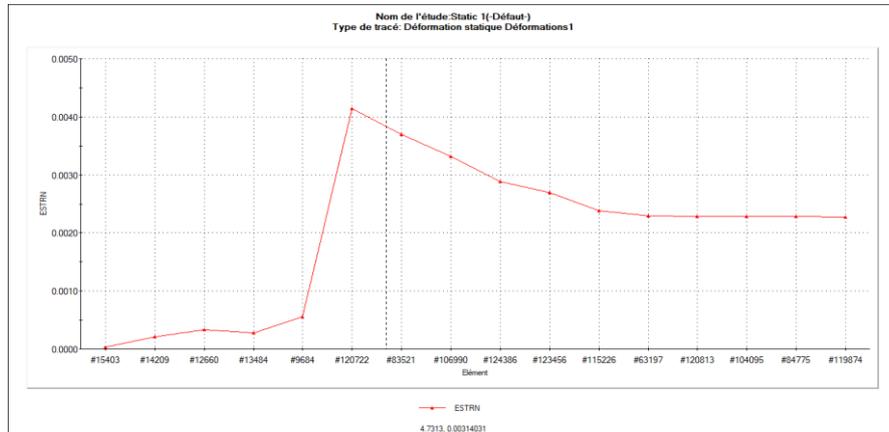


Figure 41: diagramme de répartition de déformation

On remarque une répartition similaire et une concentration au même endroit de la zone de déformation maximale on notera aussi que presque toute la géométrie de l'aube subit une déformation inférieure ou égale à la valeur maximale inférieure du bord de fuite.

Les différents points sondés sur l'aube sont répartis verticalement du pied de l'aube vers la partie supérieure, on remarque que les déplacements sont presque nuls au pied de l'aube et atteignent leur maximum dans la zone supérieure du bord de fuite où l'épaisseur est moindre.

3.7.4 Discussion des résultats de l'étude statique :

La première remarque qu'on note après analyse des résultats des contraintes, déformations et déplacements est la zone de localisation de ces dernières, représentée en rouge sur les figures.

La contrainte maximale dans notre cas est de $1.284 \cdot 10^9 \text{ N/m}^2$. Elle est concentrée dans la partie supérieure du pied en contact avec l'aube et ne dépasse pas la limite élastique qui est de l'ordre de $7 \cdot 10^9 \text{ N/m}^2$.

Les zones des déformations correspondent en tout point avec la localisation des contraintes.

3.8 Analyse de fatigue avec l'évènement statique

De la bibliothèque de SolidWorks on pourra extraire la courbe S-N de Woller de notre matériau qui est dans ce cas l'IN 738LC, la courbe est représentée ci-dessous. A partir de cette courbe on pourra déterminer le nombre de cycle approximatif que pourra subir notre pièce dans des différents emplacements

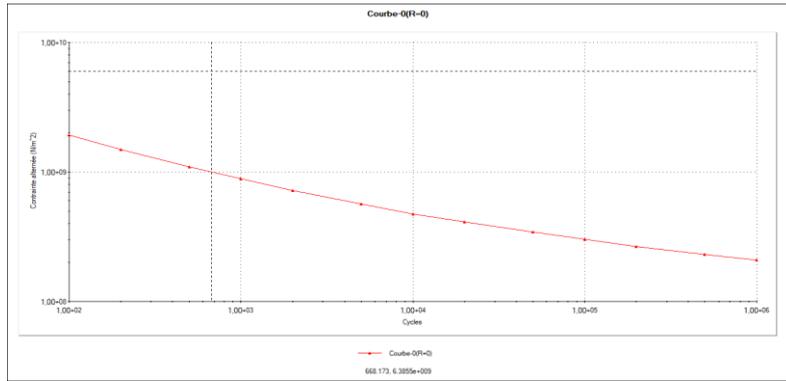
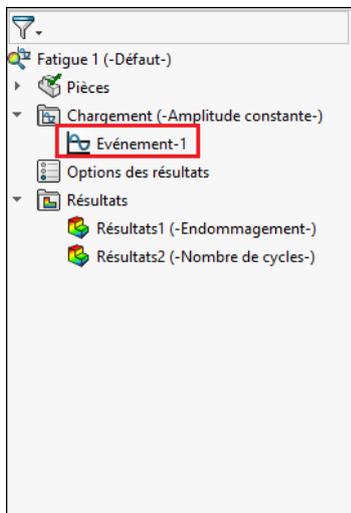


Figure 42: courbe de Wöhler Pour l'inconel 738lc

Dans l'arbre de construction représenté comme suit, on choisit le chargement qui correspond à l'évènement 1 qui est dans notre cas l'étude de la fatigue dans le mode statique



a) le mode de chargement

Pour ce qui suivra du travail on va choisir à partir du mode de chargement celui de base zéro qui est représenté dans la figure qui suit avec un nombre de cycle de 1000. Ce mode correspondra à un chargement (traction) sans compression, on pourra dire donc chargement-arrêt, présenté dans le diagramme qui suit pour être plus proche de la réalité car dans la turbine, l'ailette n'est pas soumise dans ce cas à des forces de compression.

Figure 43: fenetre de travail et du choix de l'évènement

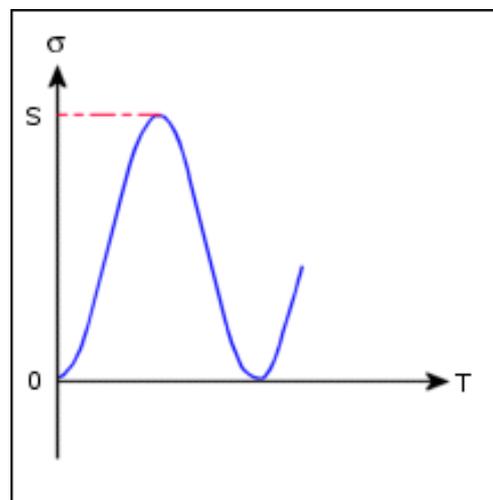
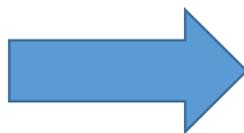
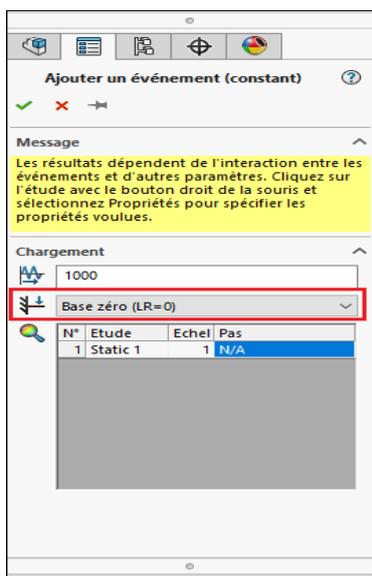


Figure 44: l'ajout de l'évènement statique 1 avec la courbe de chargement base zéro

b) Le pourcentage d'endommagement

La figure ci-dessous montre le pourcentage d'endommagement en d'autres termes : les zones qui vont subir de grandes sollicitations mécaniques en fatigue :

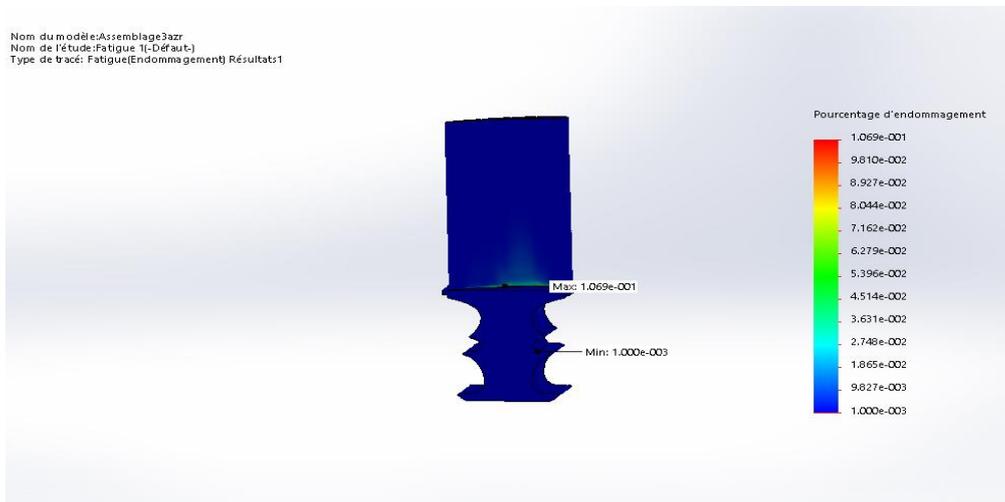


Figure 45: distribution du pourcentage d'endommagement sur l'ensemble de l'ailette

Dans cette figure on pourra voir que l'endommagement est maximal dans la partie en contact du pied avec la lame, on pourra en réalité apercevoir des microfissures à l'aide du MEB qui commencent à se propager dans cette zone d'où notre choix d'échantillons basé sur ces résultats

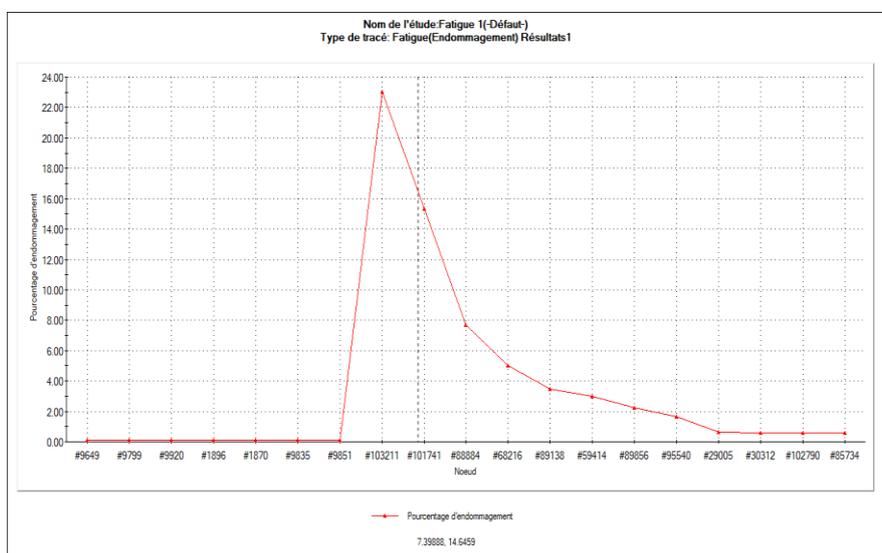


Figure 46: diagramme sondé verticalement du milieu du pied vers le haut de l'ailette montrant le pourcentage de déformation des nœuds sondés

Le diagramme nous confirme que la zone la plus sollicitée se trouve au point de contact, qui a la valeur maximale

c) Nombre de cycles

La figure nous renseigne sur la durée de vie approximative des différentes zones de cette évènement à l'aide de la courbe de Woller de notre matériau,

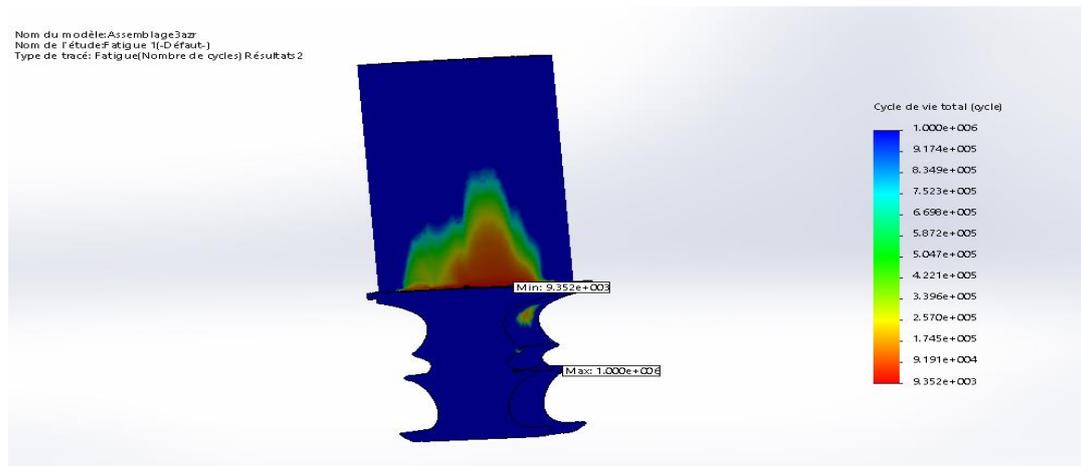


Figure 47: nombre de cycle à la rupture par fatigue des différentes zones de l'ailette

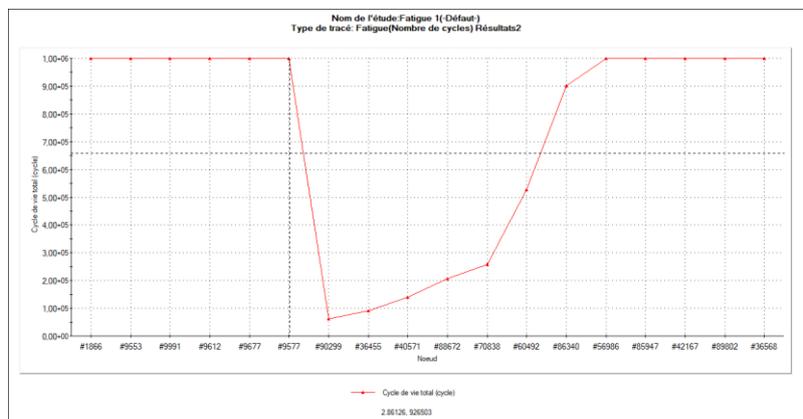


Figure 48: diagramme sondé verticalement à partir du pied vers le haut de l'ailette sur le nombre de cycle de chaque nœud sondé avant la rupture

On pourra dire, à l'aide des résultats qui suivent, que les zones les plus sensibles se trouvent au niveau de la lame, de la zone en contact avec le pied et la pale vers le haut de la cette dernière, vu la durée de vie minimale dans ces zones observées nous devons les mettre en considération

Le nombre de cycle minimum avant la rupture par fatigue est de l'ordre de $9.36 \cdot 10^3$ cycle avec une valeur maximale distribuée sur l'ensemble de l'ailette de $1 \cdot 10^6$ cycle, alors on pourra dire que la zone en rouge est une zone critique et sensible pour l'évènement statique qui est la rupture par fatigue.

Cette étude est difficile à simuler dans des conditions réelles, donc on a mené cette étude pour déduire et confirmer les zones fragiles qui sont susceptibles à la rupture.

3.9 Analyse thermique en régime permanent sans refroidissement :

Dans une aube de turbine à gaz, une couche limite se développe sur la surface de l'aube et la température du flux libre présente un intérêt. Cette couche agit comme un tampon entre la lame solide et le flux libre chaud et offre une résistance au transfert de chaleur. Le transfert de chaleur se produit dans cette couche visqueuse entre la lame et le fluide par convection. Après avoir saisi les conditions aux limites présentées dans le tableau et les avoir appliquées sur l'aube de la turbine à gaz, les résultats suivants ont été obtenus pour le matériaux IN 738 LC, Cette condition aux limites a provoqué un transfert de chaleur par convection à travers une ou plusieurs faces planes ou incurvées (en contact avec un fluide). Les gaz d'échappement de la chambre de combustion sont dirigés à travers la turbine de telle manière que les gaz les plus chauds empiètent sur les aubes de turbine. Il a été observé que la température maximale est ressentie au bord d'attaque de la lame, cependant, il y a eu une chute de température du bord d'attaque au bord de fuite de la lame. Ceci est dû au fait que la chaleur est transférée de la région de haute température vers une région de basse température.

3.9.1 Condition aux limites

Les conditions aux limites sont présentées dans le tableau ci-dessous :

Tableau 7: Les conditions aux limites du profile thermique

Paramètre	Valeur
Température d'entrée de la turbine °C	850
Coefficient de transfert de chaleur convectif sur la pointe (W / m ² K)	800
Coefficient de transfert de chaleur par convection côté pression (W / m ² K)	1000
Coefficient de transfert de chaleur par convection côté aspiration (W / m ² K)	1300
Température de sortie de la turbine °C	350

3.9.2 Résultat

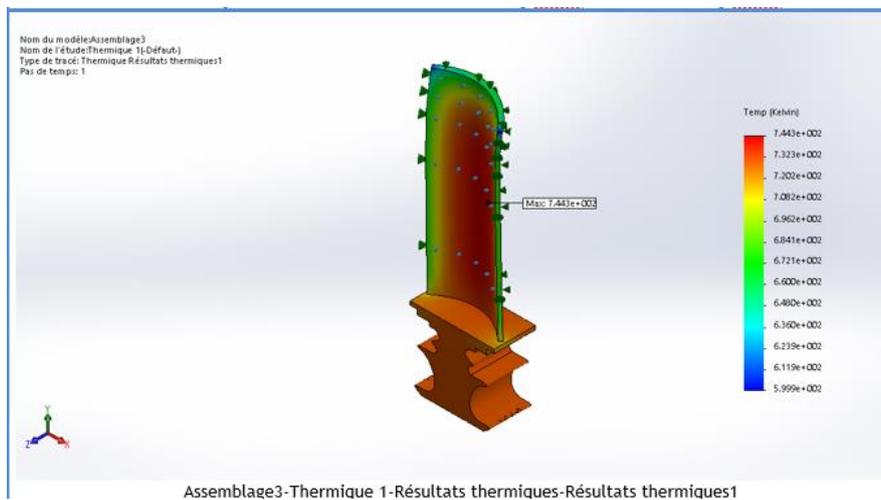


Figure 49: distribution de la température sans refroidissement

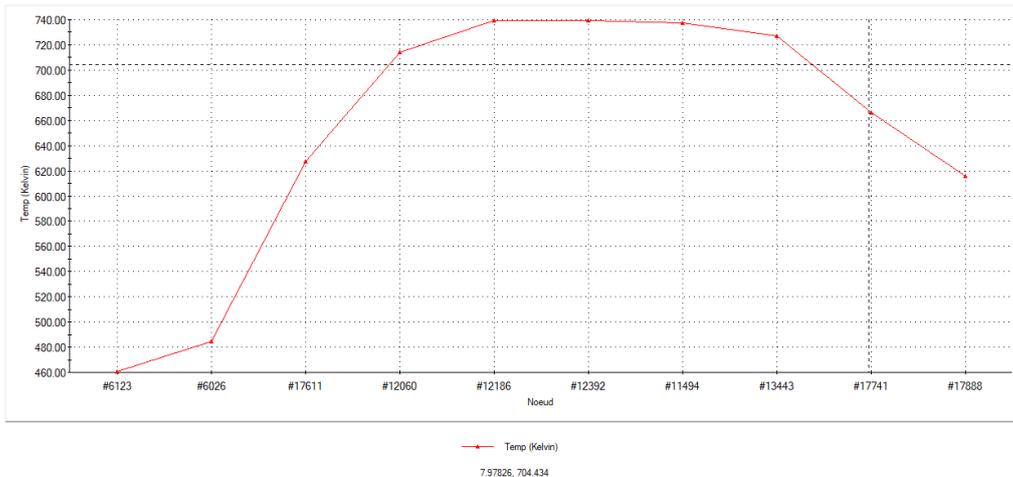


Figure 50: les résultats et les nœuds choisis sont sondés horizontalement du milieu de la pale

Tous les résultats sondés sont pris par des entités choisies du pied vers la partie supérieure de l'aube

3.10 Analyse thermique en régime permanent avec refroidissement :

Pour cette analyse nous avons besoin de la température de refroidissement qui a été obtenue à partir des données de travail en plus du calcul du coefficient de convection des canaux de refroidissement à l'aide de la relation 1

3.10.1 Condition aux limites

Tableau 8: condition aux limites du profil thermique avec refroidissement

Paramètre	Valeur
Température d'entrée de la turbine °C	750
Coefficient de transfert de chaleur convectif sur la pointe (W / m ² K)	800
Coefficient de transfert de chaleur par convection côté pression (W / m ² K)	1000
Coefficient de transfert de chaleur par convection côté aspiration (W / m ² K)	1300
Température de sortie de la turbine °C	450
Température de refroidissement °C	250

Le coefficient de convection de l'air refroidit à l'intérieur des canaux est présenté par cette loi ci-dessous :

$$h_{ref} = \frac{Nu_{ref} \cdot \mu_{ref} \cdot c_{p-ref}}{2 \cdot Pr_{ref} \cdot H_{ref}} \quad (4)$$

Avec :

$c_{p-ref} = 770 \text{ j/KgK}$, capacité calorifique de l'air refroidissant

$\mu_{ref} = 3.1 \cdot 10^{-5} \text{ Pa} \cdot \text{s}$, viscosité de l'air refroidissant

$Pr_{ref} = 0.72$, nombre de prandt

$Nu_{ref} = 400$, nombre de nusselt moyen du canal de refroidissement

$H_{ref} = 9.3cm = 0.093m$, La hauteur du canal de refroidissement

D'où

$$h_{ref} = 71.29 \text{ W} / \text{m}^2\text{K}$$

3.10.2 Résultat

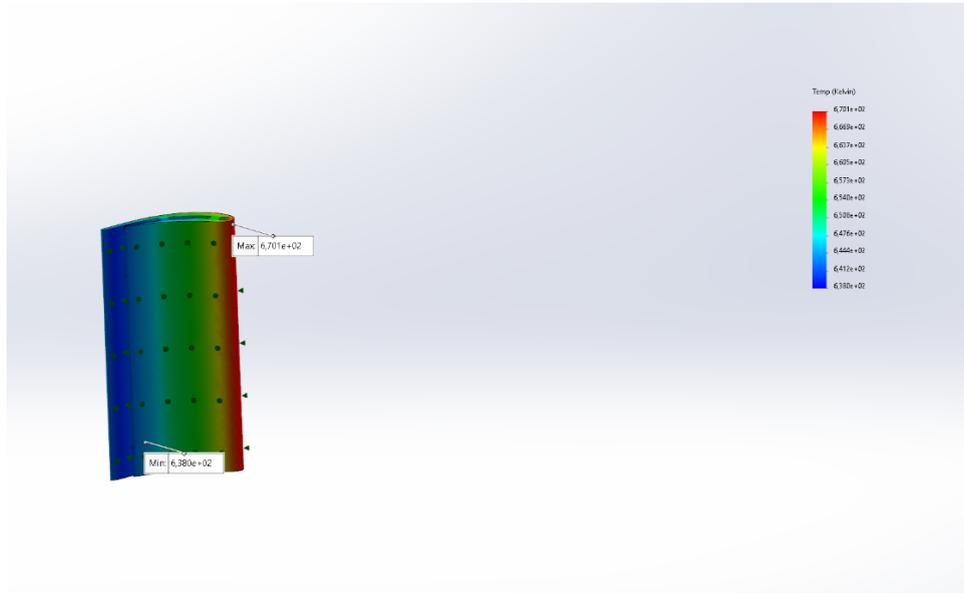


Figure 51: distribution de la température avec refroidissement

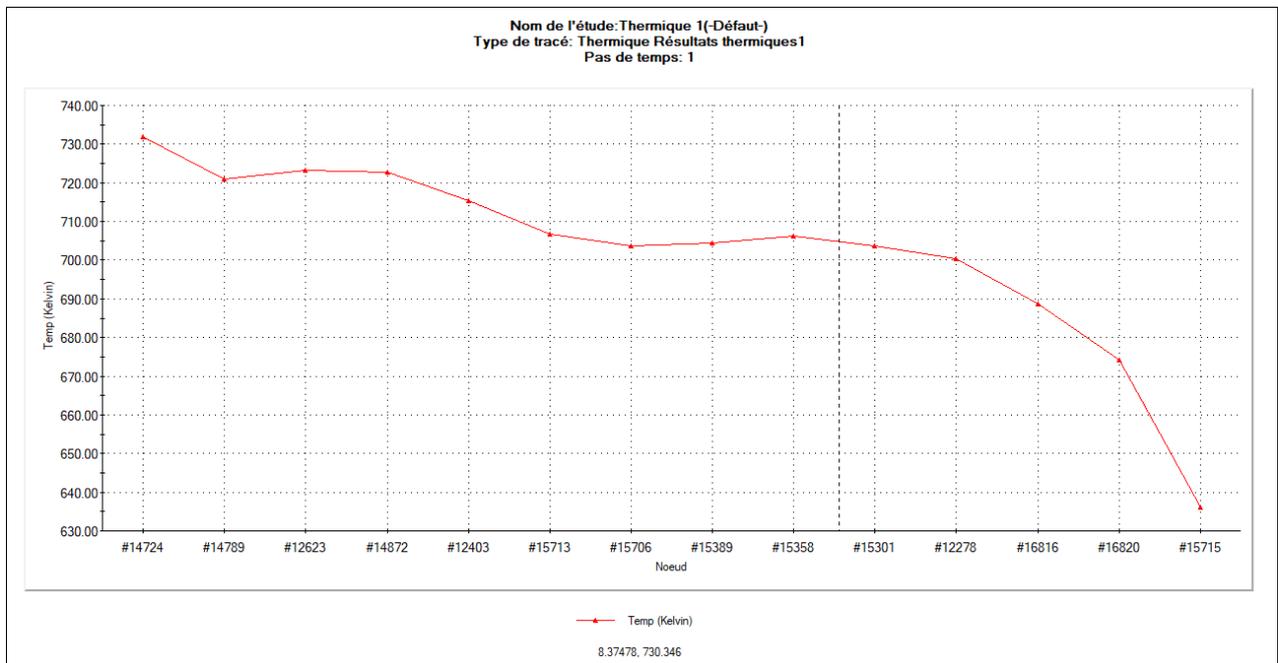


Figure 52: sondage des résultats par des nœuds prise horizontalement du bord d'attaque vers le bord de fuite

3.10.3 Le profil thermique

Pour mieux comprendre les phénomènes métallurgiques et mécaniques induits par le cycle thermique, nous avons procédé à une étude de simulation thermique dans le but de connaître l'étendu de la température à de différentes zones (bord d'attaque, bord de fuite, coté concave et convexe) intrados et extrados.

3.11 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons pu voir le comportement statique et thermique de notre aube, cette étude va nous permettre d'étudier cette aube selon ces différentes zones, en essayant d'observer à l'aide des outils d'observation microstructurales (Le MO et le MEB), et en donnant de l'importance à la distribution thermique et statique on observera si, après une longue durée de travail des anomalies apparaîtront qui vont altérer la microstructure.

On pourra aussi tirer dans ce chapitre une justification sur le choix de notre échantillon (le pied référence et la pale), où on pourra considérer le pied d'aube comme une « zone froide » car il n'est pas exposé aux gaz de combustion chauds, avec des contraintes mécaniques minimales comme on a vu dans l'étude statique. La durée de vie est de l'ordre de 10^6 cycles et ainsi les changements microstructuraux ne sont pas considérables.

En ce qui concerne l'essai de fatigue, on a pu observer et tirer un aperçu sur le nombre de cycles avant la rupture des différentes zones. Malgré le manque de données réelles pour la comparaison avec l'expérience, on a pu aboutir à un concept pour mieux prédire la durée de vie.

CHAPITRE 4 : Matériaux et méthodes expérimentales

4.1 Introduction

Les aubes de turbine à gaz sont utilisées à des températures élevées parfois dépassant les 750°C sous chargement important dû à leur vitesse de rotation (de l'ordre 3000tr/minute), et dans un environnement agressif à cause de combustible (gasoil, kérosène, etc.). Le refroidissement des aubes est assuré par l'air comprimé à 8 bars environ.

Donc pour garantir une durée de vie acceptable pour les aubes, leurs matériaux constitutifs doivent donc présenter les propriétés suivantes :

- Une résistance au fluage à haute température.
- Une tenue à la fatigue thermomécanique.
- Une bonne résistance à l'oxydation et la corrosion.

Le but de notre travail est d'évaluer l'effet de l'exposition thermique et la force centrifuge et d'évaluer les endommagements subis après une longue durée en service sur les propriétés des matériaux et d'enquêter sur la corrélation entre les changements de microstructure et le comportement mécanique des alliages constituant les aubes de turbine à gaz en se basant sur le choix des zones sollicitées avec une découpe des échantillons en se basant sur la simulation du chapitre précédent. Pour ce faire, on a procédé à :

Une microanalyse via une analyse semi quantitative par analyse EDS du matériau étudié, suivi d'une caractérisation microstructurale et mécanique, après 50000h de services.

Des observations métallographiques ont été réalisées sur des échantillons en utilisant la MO et MEB, afin d'évaluer la morphologie et la taille de grain, ainsi révéler la présence des précipités de seconde phase.

La croissance des grains due à l'exposition à long terme dans les conditions de mise en service a été étudiée par mesure de la taille des grains des échantillons. Les renseignements fournis par les observations micrographiques optiques et électroniques ont été complétés par des mesures de microdureté.

4.2 Mise au point du matériau étudié

Le matériau utilisé au cours de cette étude nous a été fourni par la société nationale de l'électricité et du gaz (SONELGAZ), sous forme d'aubes de turbine 9D2 du premier étage usagées (figure 53).



Figure 53: L'aube de la turbine à gaz TG 9D2 (usagée)

Découpe et repérage des échantillons

Afin de procéder à une caractérisation, les aubes sont découpées par un disque de tronçonnage sous lubrifiant (l'eau), pour le prélèvement de plusieurs échantillons (figure 54).

Concernant notre pièce de référence, nous avons pris le pied de notre aube comme pièce de référence car il n'était pas en contact direct avec la chaleur ni la contrainte mécanique, comme nous avons pu voir dans la simulation précédente.

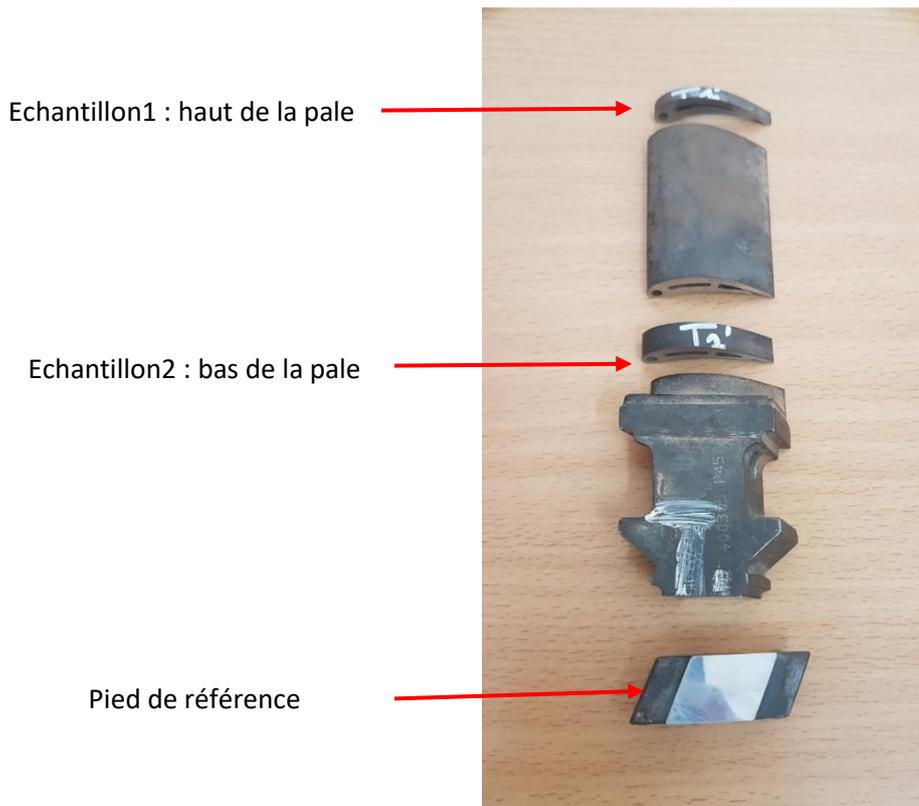


Figure 54: les différentes zone ou échantillons découpées

Pour mieux voir l'effet et la distribution de la température et à l'aide de la simulation par SOLIDWORKS, nous avons visualisé les différentes zones de notre échantillon usagé, à l'aide du MEB et le MO, comme représenté dans la figure ci-dessous :

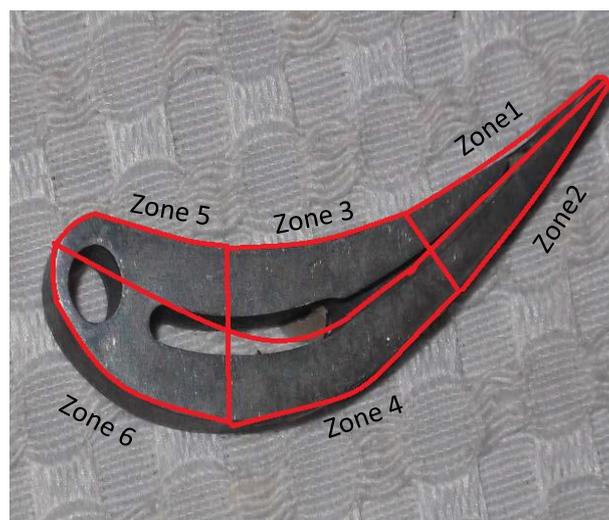


Figure 55: Echantillon pris de la pale de la turbine indiquent les différents zones ou l'observation se fera

Pour la plupart des résultats obtenu par MO ou le MEB nous nous sommes focalisés sur les zones 5 et 6 à cause de la distribution élevée de température, afin de bien voir les changements microstructuraux.

4.3 Techniques d'analyse

Afin de caractériser la microstructure et identifier les phases et les précipités présents dans l'alliage à l'état de réception, plusieurs techniques de caractérisation essentielles ont été utilisées au cours de ce travail, ce qui nous a permis d'étudier l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques. Ces techniques sont :

- Analyse métallographique par microscope optique MO
- Analyse métallographique et micro-analyse EDS par microscope électronique à balayage MEB
- Caractérisation mécanique par l'essai de microdureté.

4.3.1 Analyse métallographique par microscope optique MO

L'observation par microscope optique nous permet de caractériser la microstructure au sein de l'alliage dans son état de réception et d'analyser son évolution lors de son fonctionnement et on compare les changement (microstructural et mécanique) de l'aube par rapport au pied qui est notre référence. Ainsi d'évaluer les variations des tailles des grains, la microdureté et les dégâts subi.

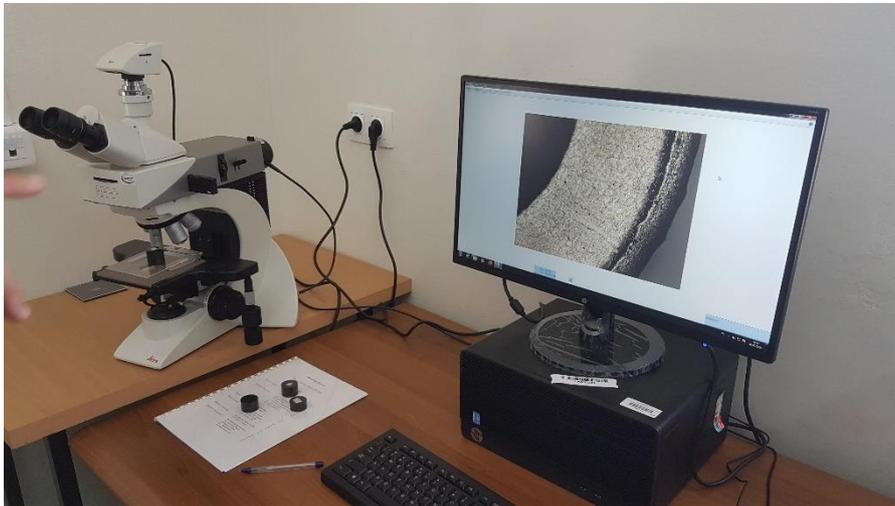


Figure 56: microscope optique au sien du CREDEG

L'observation est effectuée sur des échantillons qui sont d'abord polis mécaniquement au papier abrasif de carbure de silicium jusqu'à la granulométrie 1200. La préparation se poursuit par un polissage avec une suspension diamantée de granulométrie 1 μm , jusqu'à disparition des rayures. Les échantillons sont ensuite attaqués avec plusieurs solutions chimiques de manière à révéler la microstructure.

L'observation métallographique a été effectuée au niveau du laboratoire métallurgie du CREDEG (Centre de Recherche et de Développement Electricité et Gaz). L'appareillage utilisé

est un microscope optique de marque Leica couplé avec une caméra numérique qui est reliée à un micro-ordinateur permettant l'acquisition directe d'image par un logiciel de la même marque.

4.3.2 Observation au MEB et microanalyse chimique des particules EDS

Pour compléter les observations en microscopie optique, nous avons aussi utilisé un microscope électronique à balayage de marque JEOL JSM-6380- (figure 57) au sein de Laboratoire métallurgie du CREDEG. Ce microscope est équipé de trois détecteurs différents :

- 1-un détecteur pour des électrons secondaires permettant d'obtenir un contraste topologique.
- 2-un détecteur pour des électrons rétrodiffusés qui est nécessaire pour visualiser les contrastes chimiques.
- 3- une sonde qui permet d'effectuer une analyse chimique ponctuelle EDS



Figure 57: microscope électronique à balayage au sien du CREDEG

L'observation au MEB, nous a permis de caractériser les précipités de la phase durcissante, et d'étudier la variation de la fraction surfacique de la phase gamma prime en fonction de la microdureté et de leur température de fonctionnement par rapport à notre pièce de référence et aussi par rapport à leur tenu au fluage et la fatigue. Ainsi de faire quelques micro-analyses chimiques des particules présentes.

La préparation des échantillons elle est identiques à celles décrite précédemment pour le microscope optique.

4.3.3 Traitement et analyse quantitative des images métallographiques

4.3.3.1 Traitement d'image

L'image d'entrée obtenue par MEB ou par MO est représentée (figure 58 a et b). Le logiciel Imagej d'analyse utilisé dans cette étude nécessite une image binarisée. Pour ce faire, l'image subit un premier traitement d'ajustement du contraste et de la luminosité afin de

distinguer les parties que l'on souhaite séparer lors de la binarisation. L'image est ensuite seuillée avec une fonction threshold qui définit à partir de quel niveau on différencie matrice et précipités (figure 58 b et d).

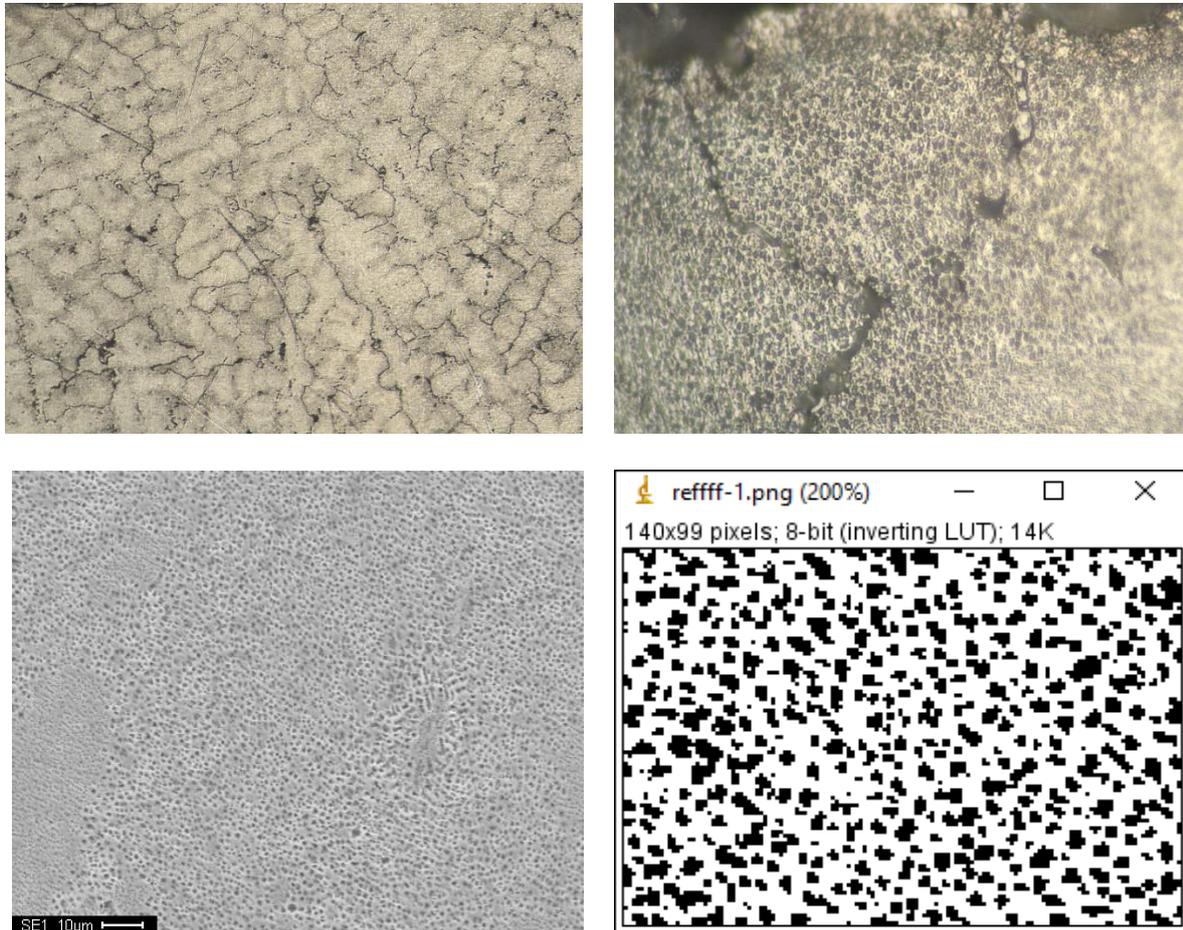


Figure 58:(a) échantillon du pied par MO, (b) échantillon de la zone 6 de la pale par Mo, (c) image avant traitement de seuillage, (d) après seuillage et binarisation de l'image issue par MEB du pied

4.3.3.2 Analyse quantitative des images métallographiques

Après le seuillage de l'image, le logiciel Imagej est utilisé pour calculer une série de données associée à chaque grain pour l'image de MO et à particule noir pour celle de MEB, telles que la taille des précipités γ' ainsi que la fraction surfacique des phases (taux de phase).

a) Calcul de la distribution de la taille des précipités γ'

L'obtention de la taille des précipités γ' va nous servir à évaluer l'évolution de la distribution de la taille des précipités au cours de différentes sollicitations thermique et mécanique subies au cours de la durée de travail.

Pour cela, le calcul se fait directement par le logiciel Imagej à partir des images traitées précédemment, après identification de différentes particules en présence, classement selon leur

morphologie, en attribuant à chaque forme un numéro (comptage automatique) correspondant (figure 59), et enfin une estimation de leur taille. Le résultat est présenté dans un histogramme de distribution du pourcentage pour 40 particules en moyenne de même morphologie en fonction de leurs diamètres moyens correspondants (figure 60).

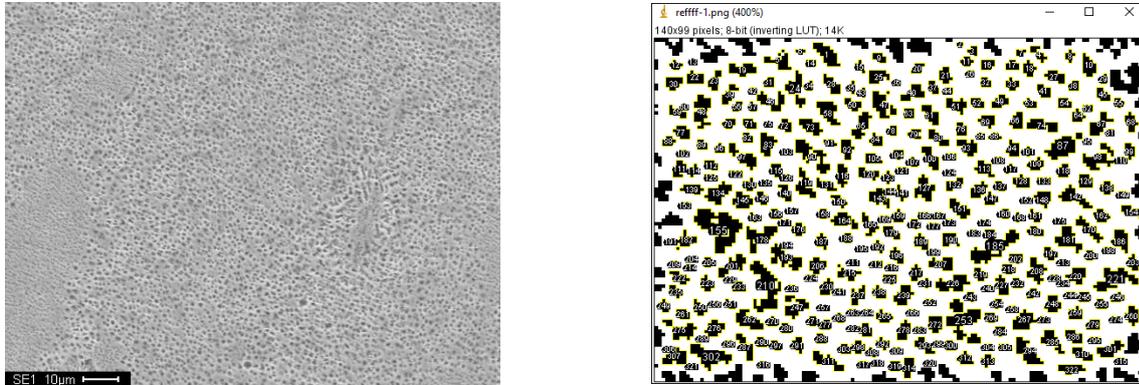


Figure 59: Calcul de la distribution de la taille des précipités γ' à l'aide du logiciel Imagej

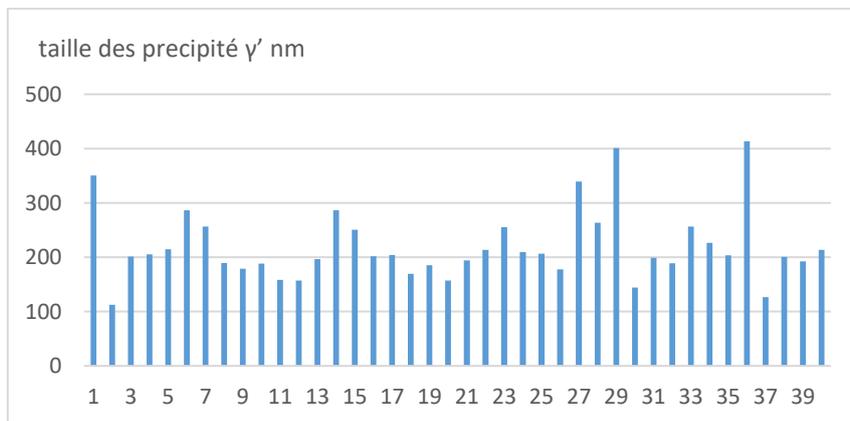


Figure 60: Histogramme de la distribution de la taille des précités γ' dans le pied de l'aube

b) Calcul de la fraction surfacique (taux de phase) de la phase durcissante γ'

La phase γ' est responsable des propriétés excellentes de la résistance des superalliages à haute température, à cause de l'effet de précipitation de cette phase dans le superalliage INCONEL738LC.

Le calcul du taux des précipités γ' se fait toujours par le logiciel Imagej qui repère les différentes phases présentes, (figure 61), pour ensuite évaluer leurs fractions surfaciques. Les résultats sont donnés dans le tableau 9.

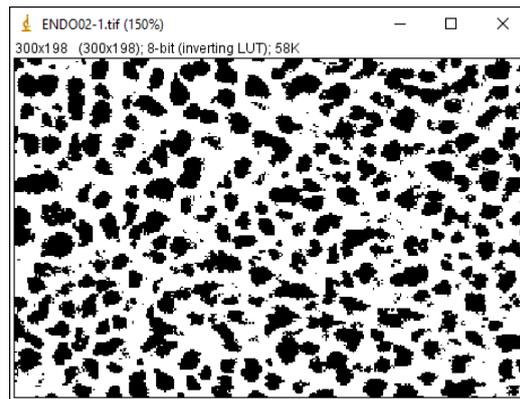
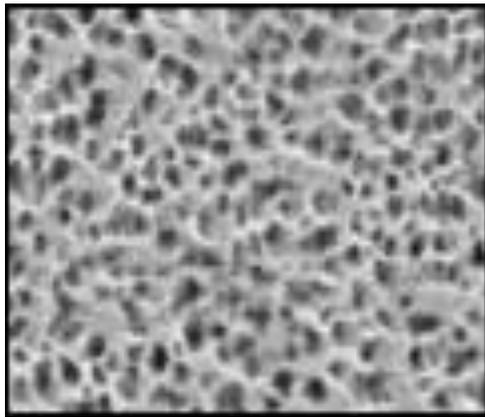


Tableau 9: fraction surface des phase γ' du pied et de l'échantillon usagé issue de la zone 6

Calibration :		1 pixel = 0,01 μm		
Surface		Champ = 5,63 μm^2		
Image :		état réception 5 μm x 20000		
Phase 1 :		gamma prime γ'		
Phase 2 :		Matrice gamma γ		
Echantillon :				
Champ	S Ph1 γ' (μm^2)	Taux Ph1 γ' (%)	S Ph2 γ (μm^2)	Taux Ph2 γ (%)
pied	1,83	35,74	4,73	64,26
pale	2,33	41,24	3,33	58,76

4.3.4 Caractérisation mécanique par essai microdureté (VICKERS)



Figure 61: microduromètre au sien du CREDEG

L'essai de la microdureté est l'une des techniques pour caractériser les cinétiques de durcissement structurale dans l'alliage. Il consiste à créer une empreinte sur une pièce par un pénétrateur soumis à une force d'appui déterminée. Le pénétrateur est une pyramide en

diamant à base carrée dont l'angle au sommet est 136°. L'empreinte formée est donc pyramidale, voir la figure 62 :

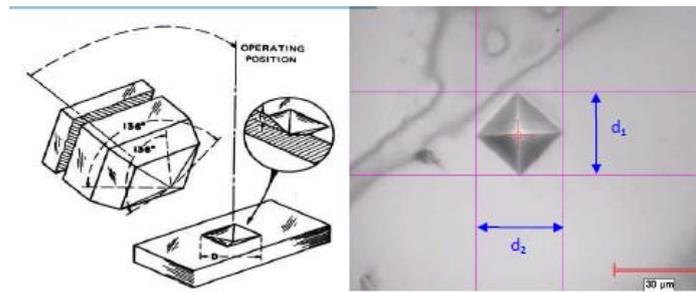


Figure 62: Principe de l'essai de microdureté Vickers

Si S_e est la surface latérale de cette empreinte (exprimée en mm^2), d_{em} sa diagonale en mm et F la force appliquée en Kgf, la dureté est alors donnée par :

$$H_v = \frac{\text{Force appliquée (kgf)}}{\text{Aire d'empreinte (mm}^2\text{)}}$$

$$H_v = \frac{F}{S_e} = \frac{2F \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d_{em}^2}$$

$$H_v = 1.8544 \frac{F}{d_{em}^2}$$

Les essais sont réalisés au Laboratoire du centre de recherche et de développement de l'électricité et du gaz, en utilisant un micromètre de marque Wilson Tukon 2100b figure 61 à pénétration Vickers, en appliquant une charge de 500 kgf et un temps de pénétration de 15 s.

Les essais sont effectués sur des échantillons polis mécaniquement au papier abrasif de carbure de silicium jusqu'à la granulométrie 1200. Les mesures sont prises sur des échantillons du matériau étudié à son état de réception. Une moyenne de 3 mesures a été effectuée lors de chaque essai.

4.4 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons pu voir les différents équipements utilisés pour mener une analyse, afin de déterminer les cause d'endommagement dans les différentes zones observées.

Dans le chapitre suivant nous allons interpréter ces résultats de telle façon à trouver des relations entre ces endommagements et les résultats trouvés.

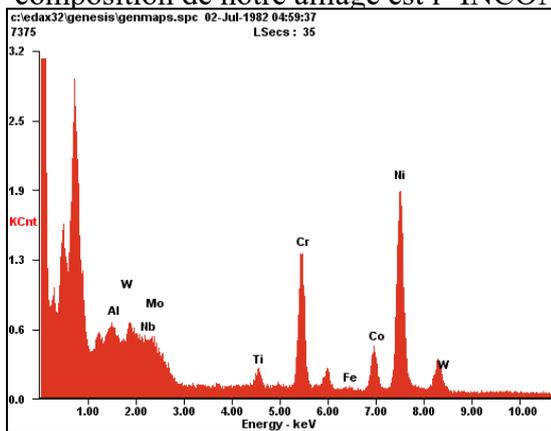
CHAPITRE 5 : Résultats et interprétations

5.1 Composition chimique :

La composition chimique élémentaire de notre alliage, a été obtenue via une analyse semi quantitative par analyse EDS. La composition obtenue est comparée à une série d'alliages à base de nickel moyennant une base de données sur les matériaux « TotalMateria ».

Tableau 10:composition chimique issue de la microanalyse par EDS

Au final, l'alliage qui se rapproche le plus de la composition de notre alliage est l' INCONEL 738- LC



Element	Wt%	At%
AlK	02.94	11.29
NbL	06.17	03.96
MoL	01.53	03.15
TiK	03.68	02.48
CrK	15.98	19.19
FeK	00.25	00.44
CoK	08.60	08.54
NiK	47.29	48.08
WL	02.43	02.86
Matrix	Correction	ZAF

Figure 63:Microanalyse chimique par EDS de l'ailette

Les résultats sont donc injectés dans la base de données <<TotalMateria>> en choisissant le mode smartcomp plus le mode expert dans le but de connaître la nuance de notre alliage illustré dans la figure qui suit

Composicion chimique (%)

Élément	Valeur	Élément	Valeur	Élément	Valeur
Ag		Cu		Pb	
Al	2.97	Fe	0.25	S	
As		H		Sb	
Au		Hf		Si	
B		Mg		Sn	
Be		Min		Sr	
Bi		Mo	1.53	Ta	1.33
C		N		Ti	3.68
Cd		Nb		V	
Co	8.6	Ni		W	2.43
Cr	15.98	P		Zn	
				Zr	

Résultat(s) trouvé(s): 3

Matériel	Standard / Pays	Similarité
IN 738LC	PROPRIETARY	0.88
IN-738	PROPRIETARY	0.88
Inconel 738	PROPRIETARY	0.88

Figure 64: fenêtre de la base de données total materia indiquant les résultats de recherche obtenus

On pourra en plus choisir et régler le degré de similarité qui se trouve, dans notre cas, à un seuil de 0.85 (85%), après la confirmation on obtient un résultat qui est l'inconel738lc

La microanalyse chimique de la matrice γ de l'aube 1 (Inconel 738), révèle que celle-ci est constituée essentiellement de l'élément Ni et du Cr, ainsi que d'autres éléments de substitution tels que le Co, W, Al, Mo, Ti, Ta, etc. Par contre la microanalyse des précipités γ' , n'a pas pu être détectée à cause de leur taille plus fine. On constate que le renforcement de la solution solide de l'aube est dû essentiellement au chrome et au cobalt, ainsi qu'aux éléments restants avec un effet moins faible.

5.2 Type d'endommagement les plus courant observable

Dans cette partie on va identifier le type de dommage qui se produit ou pourrait se produire dans les aubes de turbine à gaz après une période de service. Ces dommages peuvent être divisés en :

- Dommages aux surfaces externes et internes (corrosion, oxydation, formation de fissures, érosion, dommages causés par des corps étrangers).
- Dommages internes de la microstructure sous forme de vieillissement de phase γ' [$Ni_3(Al, Ti)$] (coalescence de la phase sous forme de radeau), croissance des grains, évacuation du fluage aux limites des grains, précipitation des carbures et formation de phases fragiles, décomposition des carbures MC en gamma prime + $M_{23}C_6$.

L'endommagement de la surface produit des changements dimensionnels des pales qui se traduisent par une augmentation des contraintes et une détérioration de l'efficacité de la turbine.

En service, la détérioration du matériau des aubes est liée à la température élevée du gaz, aux niveaux de charges élevées en régime permanent (charge centrifuge) et aux charges transitoires thermiques élevées (déclenchements, démarrages et ralentissements). Cependant, le degré de détérioration des lames individuelles diffère en raison de plusieurs facteurs tels que:

- Le temps de service total et historique de fonctionnement (nombre de démarrages, d'arrêts et de déclenchements).
- Les conditions de fonctionnement du moteur (température, vitesse de rotation, mode de fonctionnement (charge de base), les différences de fabrication (granulométrie, porosité, composition de l'alliage, traitement thermique). [27]

5.3 Caractérisation microstructurale du matériau à l'état de réception

La microstructure de nos alliages est présentée à deux échelles. Pour la première, les observations sont réalisées en microscopie optique (MO) sur des échantillons polis puis attaqués acide chlorhydrique HCl + acide nitrique HNO_3 avec un dosage ou $HCl=3HNO_3$ pendant 15 secondes à température ambiante, afin de révéler les joints de grains du matériau.

À cette échelle, on accède à des informations concernant principalement la structure granulaire de l'alliage. La phase γ' et les carbures sont observables de façon plus précise en microscopie

électronique à balayage (MEB) en raison de la petite taille des précipités. Pour cette seconde échelle, les observations sont réalisées à l'aide d'un MEB JEOL JSM-6380.

5.4 Choix de la pièce de référence

Une analyse métallographique de la microstructure dans le pied d'aube a été réalisée. Le pied d'aube est considéré comme une « zone froide » car il n'est pas exposé aux gaz de combustion chauds et les changements microstructuraux qui ne sont pas considérables. C'est pourquoi cette zone peut être utilisée comme zone de référence.

5.5 Microscopie optique :

L'évaluation de la microstructure de différentes zones de l'aube illustrées aux figures 65 a), b) et c) a été réalisée. La microstructure de la section chaude d'aube (profil aérodynamique) a été comparée à la zone de référence froide (pied d'aube) pour évaluer le degré de détérioration de l'alliage. L'évaluation comparative comprend le changement de morphologie des particules de γ' , la précipitation de carbures et la caractérisation du type et de la taille des grains. En outre, la dégradation du revêtement de la lame a été évaluée.

5.5.1 Echantillon de référence :

Une première approche moyennant des observations au microscope optique ont été effectuées afin d'essayer d'avoir une idée globale sur la morphologie et les différentes phases et composés en présence dans la microstructure de notre alliage

A faible grossissement, la microstructure de notre alliage présente un contraste de deux couleurs, un contraste clair illustrant un développement microstructural sous une forme dendritique, et un deuxième contraste de couleur sombre cette fois- ci il présente l'espace interdendritique

A plus grand agrandissement, la phase dendritique révèle la présence d'une microstructure fine sous forme de petites taches de couleur noire de faible diamètre. L'espace interdendritique révèle la présence de la microstructure observée au niveau et à côté des dendrites, on pourra observer une différence du diamètre qui est cette fois ci et nettement plus important.

a)



b)



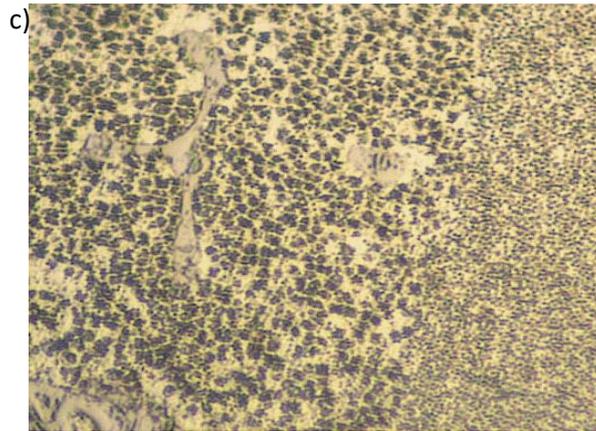


Figure 65: les figures a), b) et c) présente la microstructure toute en augmentant le grossissement : a) grossissement faible, b) grossissement moyen et c) grossissement élevé

Aussi au niveau de l'espace interdendritique, nous pouvons observer la présence de composés de forme allongée qui correspondent généralement à des carbures ou d'autres types de précipités.

En se basant sur les différentes informations recueillies dans le chapitre I au sujet des superalliages à base de nickel utilisés dans le domaine de la fabrication des ailettes des turbines à gaz, nous pouvons dire que :

- La microstructure de notre alliage se compose d'une matrice de type γ qui a précipité sous une forme dendritique,
- Cette matrice est renforcée par la précipitation d'une deuxième phase cohérente appelée γ' , cette dernière se présente sous deux formes : une première de structure fine qui occupe les branches des dendrites et une deuxième plus grossière qui occupe l'espace interdendritique
- Les précipités présents au niveau de l'espace interdendritique sont de type MC, $M_{23}C_6$ selon leur taille et leur localisation.

5.5.2 Echantillons usés :

La microstructure des échantillons recueillis au niveau de la pale de l'ailette dans les figures 66 a, b et c, présente les mêmes composants que ceux révélés au niveau de la microstructure de l'échantillon de référence, à la différence qu'au niveau des microstructures des échantillons de la pale nous distinguons la présence de plusieurs signes de vieillissement du matériau de notre ailette, tels que :

- Apparition des lignes continues qui longent les bras des dendrites, à plus grand agrandissement ces lignes apparaissent sous la forme de précipités alignés tout au long de l'interface qui sépare les bras des dendrites de l'espace inter-dendritique
- Augmentation de la taille des branches des dendrites

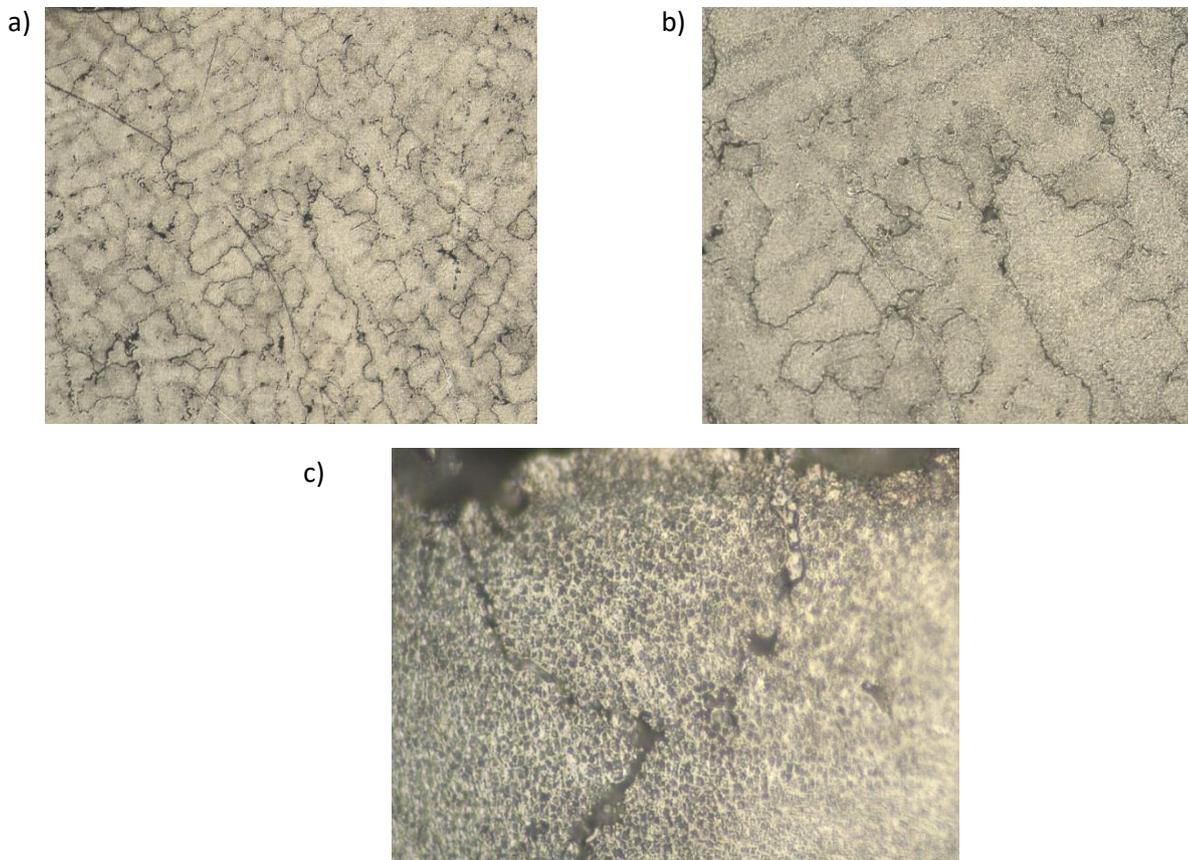


Figure 66: les figures a), b) et c) présente la microstructure toute en augmentant le grossissement : a) grossissement faible, b) grossissement moyen et c) grossissement élevé

5.6 Microscope électronique à balayage :

L'illustration des microstructures de notre aube du premier étage à l'état de réception (après 50000h de service), obtenues par microscopie électronique à balayage (MEB).

Cette figure montre que les microstructures de l'aube consistent en une matrice austénitique γ (zone claire), des particules noires des précipités durcissants γ' Ni_3 (Al, Ti) intra et inter granulaires, des constituants eutectiques γ/γ' , ainsi que des carbures. La différence est observée dans la quantité de la phase durcissante γ' qui est plus importante dans l'aube.

5.6.1 Echantillon de référence :

La figure qui suit représente la microstructure du pied de notre aube, prise par MEB. L'analyse de la taille des grains permet de comparer leur évolution après leur exposition à haute température, et d'avoir une idée globale sur la morphologie et les différentes phases présentes.

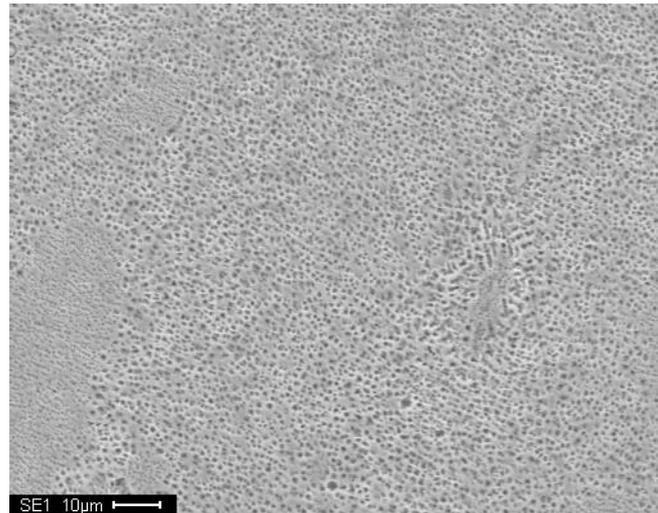


Figure 67: observation au MEB du pied (échantillon de référence)

5.6.1.1 Calcul de la distribution de la taille des précipités γ' pour l'échantillon de référence

Dans ce qui va suivre, nous allons calculer la distribution de la taille des précipités γ' ainsi que leur fraction surfacique dans le but d'avoir des résultats sur leur morphologie et leur développement dans les différentes zones de l'ailette.

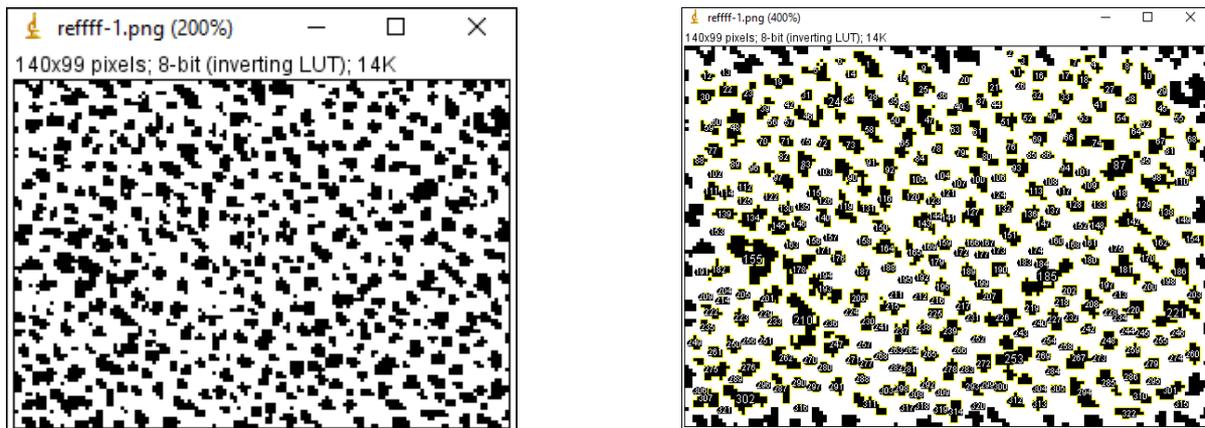


Figure 68: threshold +comptage des grain en utilisant le logiciel Imagej

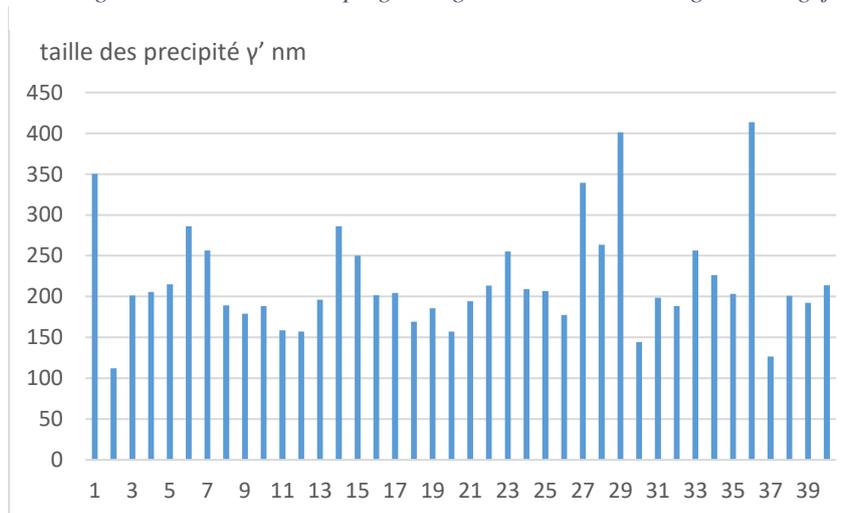


Figure 69: Distribution de la taille des précipités γ' dans le pied de l'aube

La microstructure est constituée de grains équiaxes de phase γ (matrice d'alliage) et de fines particules de γ' précipitées dans la matrice. De plus, des particules de carbures dispersées dans les joints de grains et la matrice ont été trouvées. La granulométrie moyenne a été déterminée à environ 303 nm [7]. Ce type de microstructure est courant pour les alliages à base de nickel à précipitation γ' . La figure 67 montre la morphologie et la taille de la phase γ' . Une structure duplex γ' est observée. Les fines particules semblent être de phase γ' formées au cours du vieillissement en raison d'une dissolution partielle. Bien que le pied d'aube soit considéré comme une zone froide qui ne subit normalement pas de changements microstructuraux considérables, il est possible d'observer un léger allongement de la forme cubique d'origine du γ' .

5.6.1.2 La fraction surfacique

La fraction surfacique a été calculée en utilisant le logiciel Imagej et les résultats sont illustrés dans le tableau ci-dessous

Tableau 11: fraction surfacique du pied (référence)

Champ	S Ph1 γ' (μm^2)	Taux Ph1 γ' (%)	S Ph2 γ (μm^2)	Taux Ph2 γ (%)
Echantillon	1,83	35,74	4,73	64,26

5.6.2 Echantillons usés :

La microstructure de l'aube à l'état de réception consiste en une matrice austénitique γ et des précipités durcissants γ' Ni₃ (Al, Ti), ainsi que d'autres précipités, tels que les carbures primaires de type MC, ou secondaires de type $M_{23}C_6$.

L'observation au MEB a permis d'identifier en plus des phases γ , γ' et les carbures MC, d'autres phases secondaires constituant l'aube, il s'agit de constituants eutectique γ/γ' , ainsi que d'autres carbures en début de formation dans les joints des grains. On remarque aussi dans les joints des grains, en particulier au voisinage de constituant eutectique γ/γ' , la formation soit des microfissures, soit des microfilms des précipités γ' coalescés.

5.6.2.1 Les constituants eutectiques γ/γ' et les phases TCP

Les constituants eutectiques se situent dans les zones dendritiques. Dans ces régions eutectiques, on trouve des particules coalescées de précipités γ' , les phases TCP, et ainsi que d'autres particules minoritaires, tels que les carbures MC, carbonitrides de titane ou d'autres type de carbures.

La phase sigma

La phase σ est également une phase topologiquement compacte. Cette phase est semi-cohérente ou non-cohérente avec la matrice γ . La présence de cette phase TCP a des conséquences néfastes sur la tenue mécanique à haute température. Il a aussi été noté que l'interface entre la phase σ et la matrice était un site privilégié de rupture en fluage à haute température. De plus, privant la matrice γ de Cr, elle limite le durcissement par solution solide. [9]. La plupart des expériences indiquent que des quantités excessives sont préjudiciables aux propriétés mécaniques. La résistance, la durée de vie à la rupture, la résistance au fluage et la ductilité au fluage sont généralement diminuées par la formation σ dans les alliages à base de Ni. Il existe également d'autres expériences qui impliquent que la formation de σ dépend des contraintes appliquées, d'où la tendance à sa formation augmentant avec l'application de la

contrainte [30]. Selon toute probabilité, la diffusion assistée par contrainte augmente la cinétique de précipitation de σ en augmentant le taux des réactions de précipitation, appauvrissant ainsi la teneur en Ni de la matrice au point où o pourrait se former

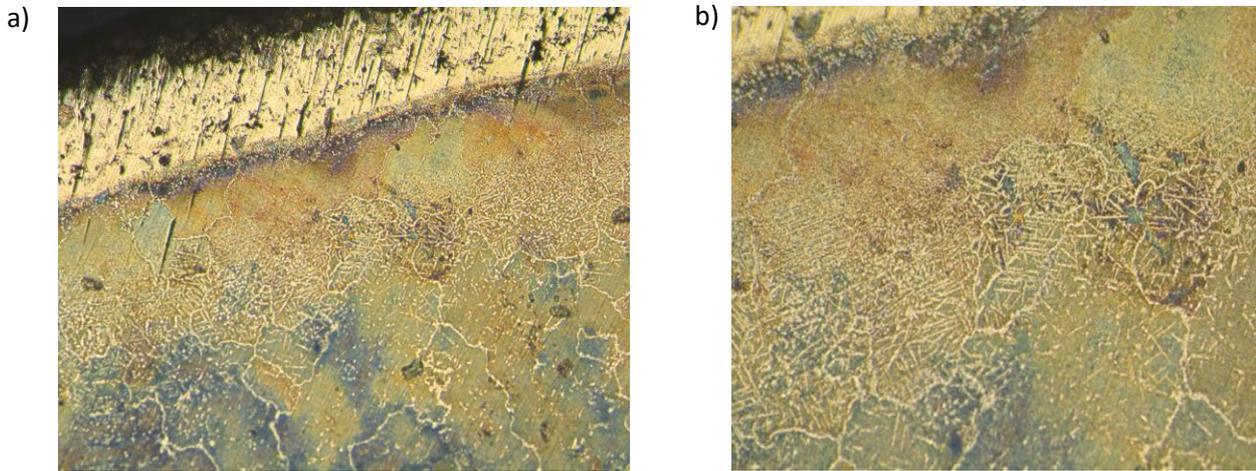


Figure 70: figure a et b présente la distribution et l'apparition de la phase TCP sigma

5.6.2.2 Les carbures primaires MC et secondaires $M_{23}C_6$

Ces carbures se logent préférentiellement sur les joints des grains (figure 71), qui se répartissent d'une façon allongée, mais on peut aussi les trouver à l'intérieur du grain, ou répartis dans les constituants eutectiques.

Les carbures primaires de type MC apparaissent très tôt lors de la solidification de l'alliage au cours de leur élaboration. Ils ont un rôle majeur d'ancrer les joints afin d'éviter les phénomènes de recristallisation.

Ces carbures contiennent de grandes quantités d'éléments tels que le tantale, le titane et le niobium. Ces éléments participent aussi à la formation, et la stabilisation de la phase durcissante γ' dans le domaine de la température 760°C-1100°C [8].

La microanalyse par le système EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) d'un précipité dans l'aube (figure 71) a révélé ce type de carbure. D'après l'analyse quantitative, celle-ci révèle des éléments essentiels constituant ce précipité. On constate qu'il peut s'agir de carbures tels que: TaC, TiC et NbC. L'existence du niobium dans ce précipité, permet de stabiliser les carbures primaires et retardent leur évolution en carbure secondaire et leur remise en solution [14]. La microanalyse par EDS, a permis de révéler aussi, les mêmes éléments constituant d'un autre précipité dans l'aube (Inconel 738): Ta, Ti et Nb, il s'agit toujours d'un carbure primaire de type MC, tels que: TaC, TiC et NbC

Tableau 12: composition chimique par microanalyse d'un carbure du type M23C6

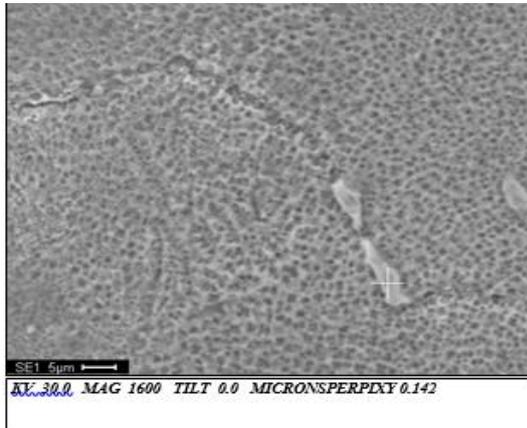


Figure 71: observation au MEB d'un carbure de type M23c6

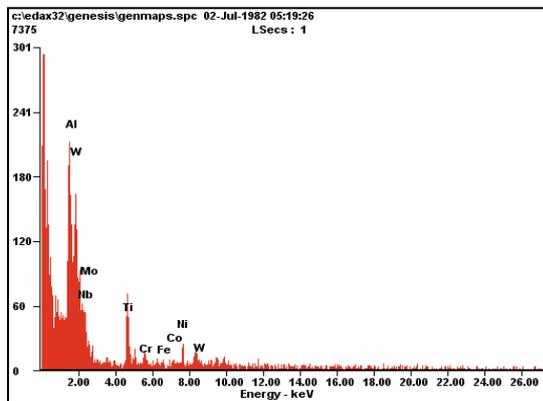


Figure 72: Microanalyse chimique par EDS d'un carbure de type M23c6

Elément	Wt%	At%
AlK	37.61	65.00
NbL	16.63	08.35
MoL	16.61	08.07
TiK	08.28	08.06
CrK	01.76	01.58
FeK	01.46	01.22
CK	02.36	02.07
NiK	01.65	02.69
WL	11.64	02.95
Matrix	Correction	ZAF

Il est connu que les carbures primaires dans les superalliages à base de nickel sont instables, ils sont décomposés graduellement à haute température. Cette décomposition est accompagnée par la formation des particules secondaires des carbures $M_{23}C_6$ et la phase gamma prime γ' . La formation de ces carbures secondaires se produit à la fois par la dégénérescence des carbures MC primaires et par précipitation dans la solution, qui contient du carbone résiduel. C'est ce qui a été observé dans notre matériau après 50000h de service, où on remarque le début de formation des carbures dans les joints des grains, ainsi que des microfissures, en particulier au voisinage du constituant eutectique γ/γ' . Ces carbures intergranulaires n'ont pas été identifiés, en raison du manque de moyens de caractérisation, soit par MEB à l'aide du système EDS (MEB). Mais il est très probable qu'il s'agisse de carbures secondaires de type $M_{23}C_6$, formés à partir de la décomposition des carbures primaires de type MC, après 50000h d'exposition de l'aube aux phénomènes de fluage et fatigue.

5.6.2.3 Calcul de la distribution de la taille des précipités γ' pour l'échantillon utilisé

Suite à ce qui précède, nous allons calculer la taille des grains à l'aide de Imagej pour les deux espaces dendritique et interdendritique d'où nous avons pris une petite partition d'image de chaque espace dans le but de voir la différence de taille de grain et voir l'effet de l'exposition à haute température sur la coalescence des grains avec l'augmentation de l'espace inter-dendritique

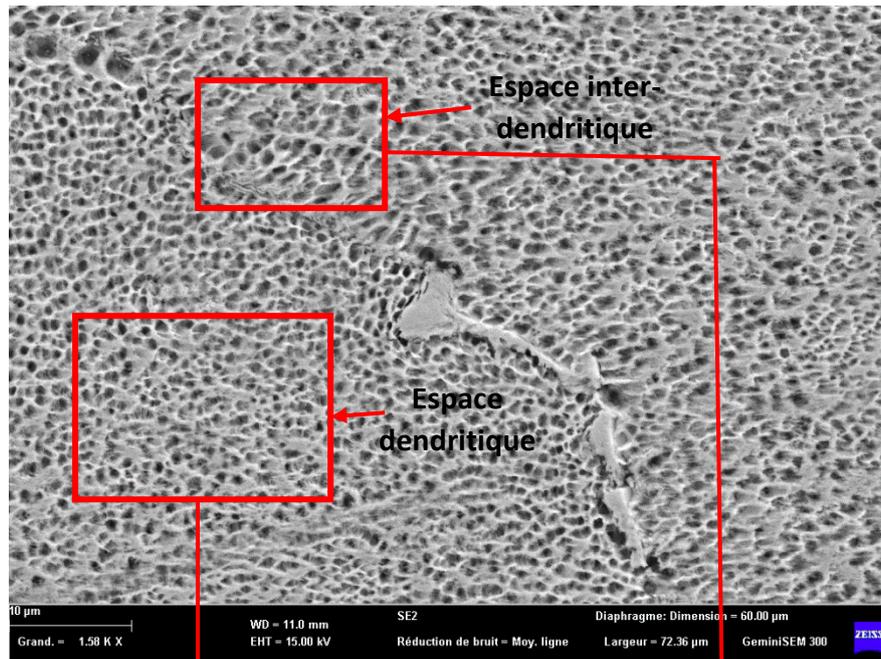


Figure 73: observation au MEB de la microstructure de l'échantillon usée qui est pris du bord d'attaque révèle l'apparition de deux espace dendritique et inter-dendritique

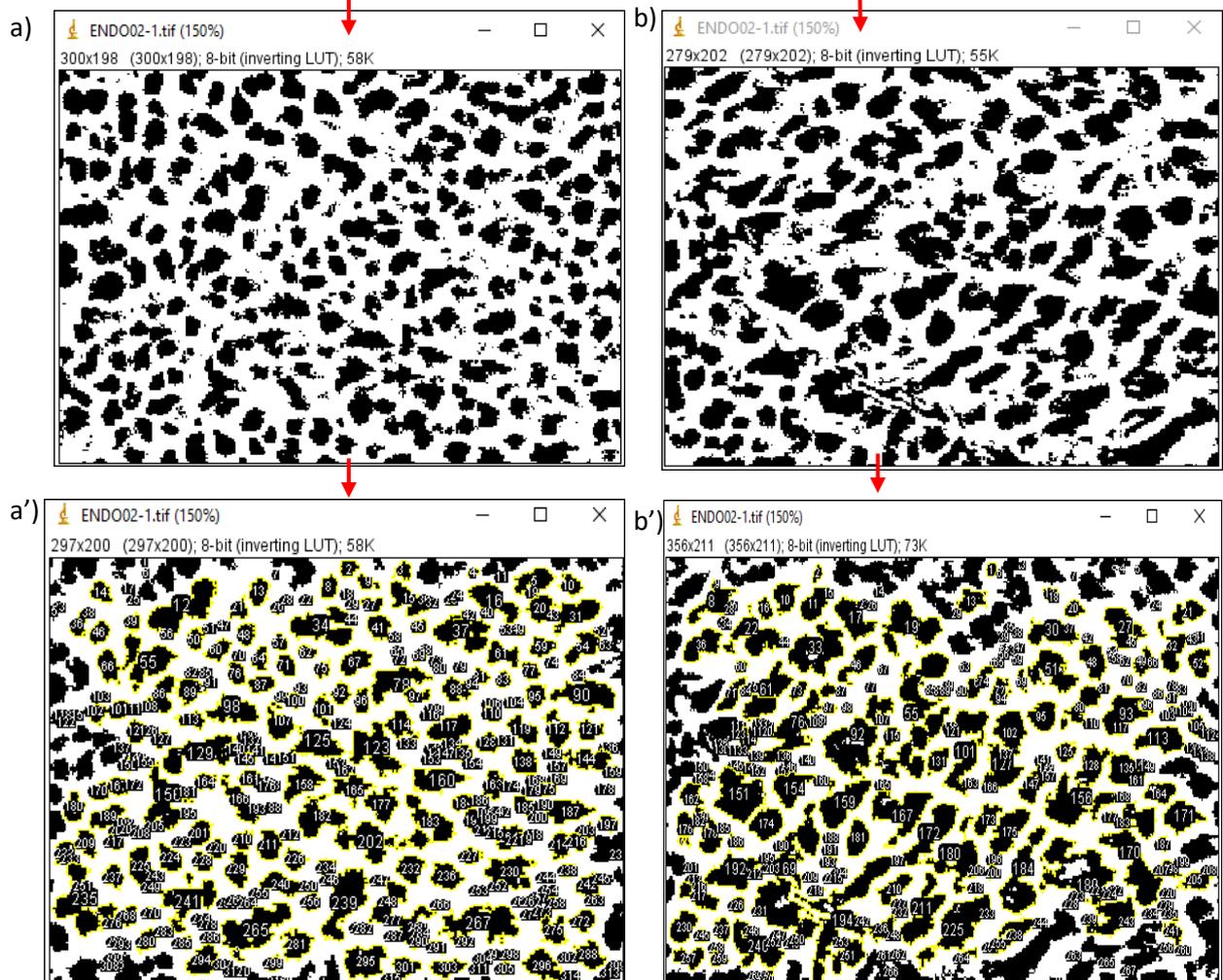


Figure 74: treshold + comptage des grain en utilisant le logiciel Imagej de deux espaces différents

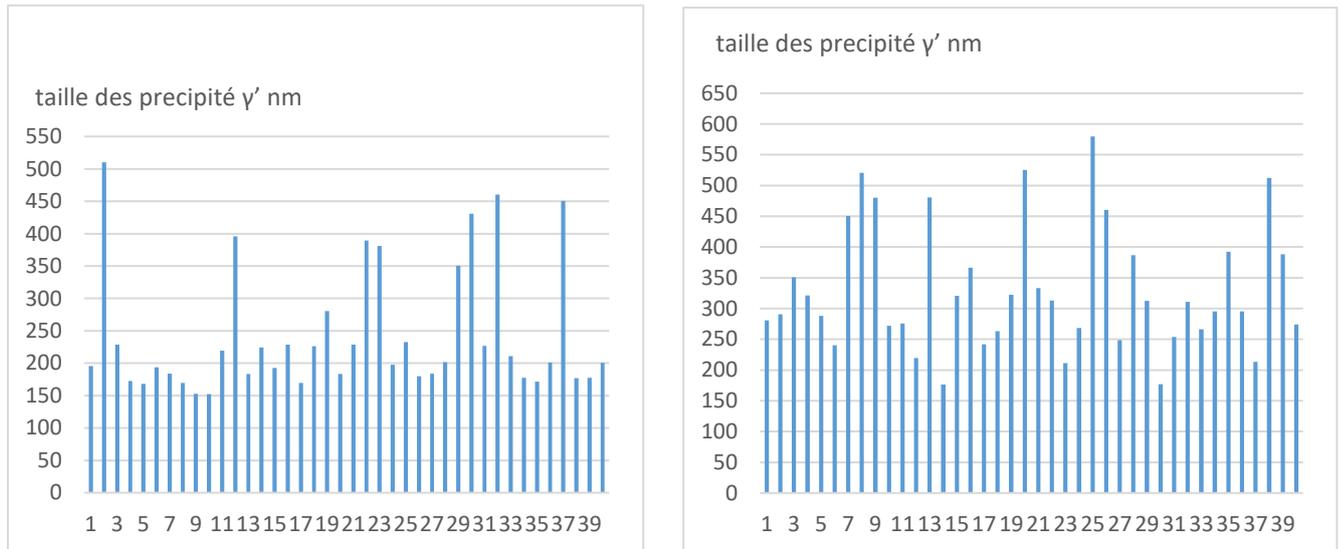


Figure 75: distribution de la taille de précipité γ' pour les deux espaces dendritique et inter-dendritique

5.6.2.4 Évaluation microstructurale de la section chaude de la pale (profil aérodynamique)

Des échantillons pour l'évaluation microstructurale ont été prélevés dans les zones les plus chaudes (bord d'attaque et au niveau de la pale) la zone 5 et 6 du profil aérodynamique, comme indiqué dans la Figure 73. La microstructure est constituée de grains de γ et de particules de carbure précipitées dans la matrice et les joints de grains. Dans les joints de grains, on a trouvé un film continu de carbures d'environ 1,5 à 3 μm d'épaisseur [30]. La Figure 73 a montré la présence de particules de γ' avec un degré de détérioration considérable.

La forme cubique originale γ' se transforme en plaquettes allongées (radeaux) orientées perpendiculairement à la direction de contrainte principale. Après un certain temps, l'allongement γ' atteint un état d'équilibre dans lequel aucun allongement supplémentaire n'a lieu. On observe également la coalescence des particules de γ' . Le temps pour atteindre l'état d'équilibre dépend des contraintes et de la température, de sorte que le temps nécessaire pour atteindre la longueur maximale γ' diminue avec l'augmentation de la température et / ou des contraintes. La longueur des plaquettes d'équilibre final γ' diffère également, en fonction de la contrainte appliquée et du niveau de température. L'allongement γ' dans les alliages à base de nickel est lié à la diminution progressive de la durée de vie totale de la lame [27].

En réalité, on pourra observer cette différence dans deux espaces distincts, dans ce qui va suivre nous allons mener une analyse de la taille de grain dans ces deux espaces afin de voir et de confirmer l'allongement des grains γ' pour le valider dans notre cas comme un signe de dégradation, vu que l'on pourra facilement observer l'augmentation de la taille des bras dendritique secondaire.

5.6.2.5 Fraction surfacique de l'échantillon usagé

La fraction surfacique est calculée en utilisant le logiciel de traitement et de mesure Imagej. Elle est présentée dans le tableau ci-dessous

Tableau 13: fraction surface des phase γ' de l'échantillon usagé issue de la zone 6

Champ	S Ph1 γ' (μm^2)	Taux Ph1 γ' (%)	S Ph2 γ' (μm^2)	Taux Ph2 γ' (%)
Echantillon	2,33	41,24	3,33	58,76

5.6.3 Les résultats de l'analyse

On pourra observer une différence entre l'espace dendritique et interdendritique, notre comparaison de taille de grain a été menée via le logiciel Imagej, après seuillage. Concernant l'analyse de la taille des particules on a pu aboutir à des résultats représenté dans les 2 histogramme ci-dessus. On pourra observer que la taille maximale des grains dans l'espace inter-dendritique elle est de l'ordre de 780.82nm avec une taille moyenne de 374.55nm, tandis que dans l'espace dendritique est de l'ordre de 715.64nm avec une taille moyenne de 332.02nm, ainsi on pourra dire que l'espace inter-dendritique présente une structure de précipités γ' coalescé plus grossière que celle de l'espèce dendritique.

On pourra déduire que cette déférence est due à un vieillissement par fluage (exposition à haute température). Plus la microstructure est plus grosse et allongées, ce qui est évident, plus cela permet d'apporter une certaine résistance au fluage, quand ils sont plus exposés à ce phénomène, cela engendrera une coalescence des grains en plus, après une longue durée de mise en service à des températures élevées.

L'analyse quantitative des précipités γ' par le logiciel imagej a été menée à partir des images 74 a et b, après le traitement d'image.

Le superalliage Inconel 738 constituant l'aube, possède une fraction surfacique globale de la phase γ' de 41,24 % à l'état de réception après 50000h de mise en service (tableau 13). Or le degré de dégradation est mesuré par la taille des précipités γ' et en particulier celle de γ' secondaire, qui augmente avec le temps d'exposition et la température de service. Celle-ci varie de 150 à 350 nm dans les conditions normales [27]. On constate que les précipités γ' secondaires coalescent après une mise en service de 50000h, et que l'aube (Inconel 738) a subi un vieillissement par fluage, puisque la taille moyenne mesurée qui est de 374,55 nm, qui est supérieure à la taille maximale (350 nm) dans les conditions normales.

5.7 Résumé des résultats

5.7.1 La distribution de la taille des précipités γ'

Le tableau ci-dessous résume les résultats calculés sur la distribution des différentes zones de la taille des précipités γ'

Tableau 14: resumé des résultats calculée de la distribution de la taille des précipités γ'

échantillon		Distribution de la taille des précipités γ' (taille moyenne en nm)
Pied de référence		303.63
Echantillon usagée (pale)	Espace dendritique	332.02
	Espace inter - dendritique	374.55

On pourra voir l'évolution de la taille des précipités γ' du pied et la pale qui est un signe de dégradation et de vieillissement, on pourra également constater une augmentation significative de la taille moyenne de γ' dû à l'exposition à des températures élevées. La moyenne de la distribution entre l'espace dendritique et inter-dendritique est de 353.285 nm.

5.7.2 La distribution surfacique de γ'

Le tableau ci-dessous résume les résultats calculés sur la différence de la fraction surfacique de notre échantillon usagé prise dans la zone 6 et le pied de référence

Tableau 15:resumée de la distribution surfacique

échantillon	Fraction surfacique	
	Taux Ph1 γ' (%)	Taux Ph2 γ (%)
Pied de référence	35.74	64.26
Echantillon usagée (pale)	41.24	58.76

5.8 Caractérisation mécanique par essai de microdureté

Tableau 16:resulatas de l'analyse par microdureté

Echantillon	Valeur (Hv)
Référence	373.30
Essai 1	323.30
Essai 2	266.10
Essai 3	295.9

Les résultats des mesures de dureté Vickers du tableau 16 indiquent une baisse de dureté dans la section du profil aérodynamique par rapport au pied d'aube. Bien entendu, toutes les valeurs mesurées dans la section du profil aérodynamique sont dans la même plage, les valeurs les plus basses étant mesurées coté intrados et bord d'attaque (zone 4, 5 et 6). La dureté moyenne dans le profil aérodynamique est de l'ordre de 295.1 HV. La réduction de dureté observée dans la section du profil aérodynamique, due à des changements microstructuraux induits par le service, est courante et a été rapportée dans le cas d'aubes de turbine à gaz exposées en service [29] ainsi que d'échantillons exposés thermiquement [31].

5.9 Analyse des endommagements et des dégâts subis

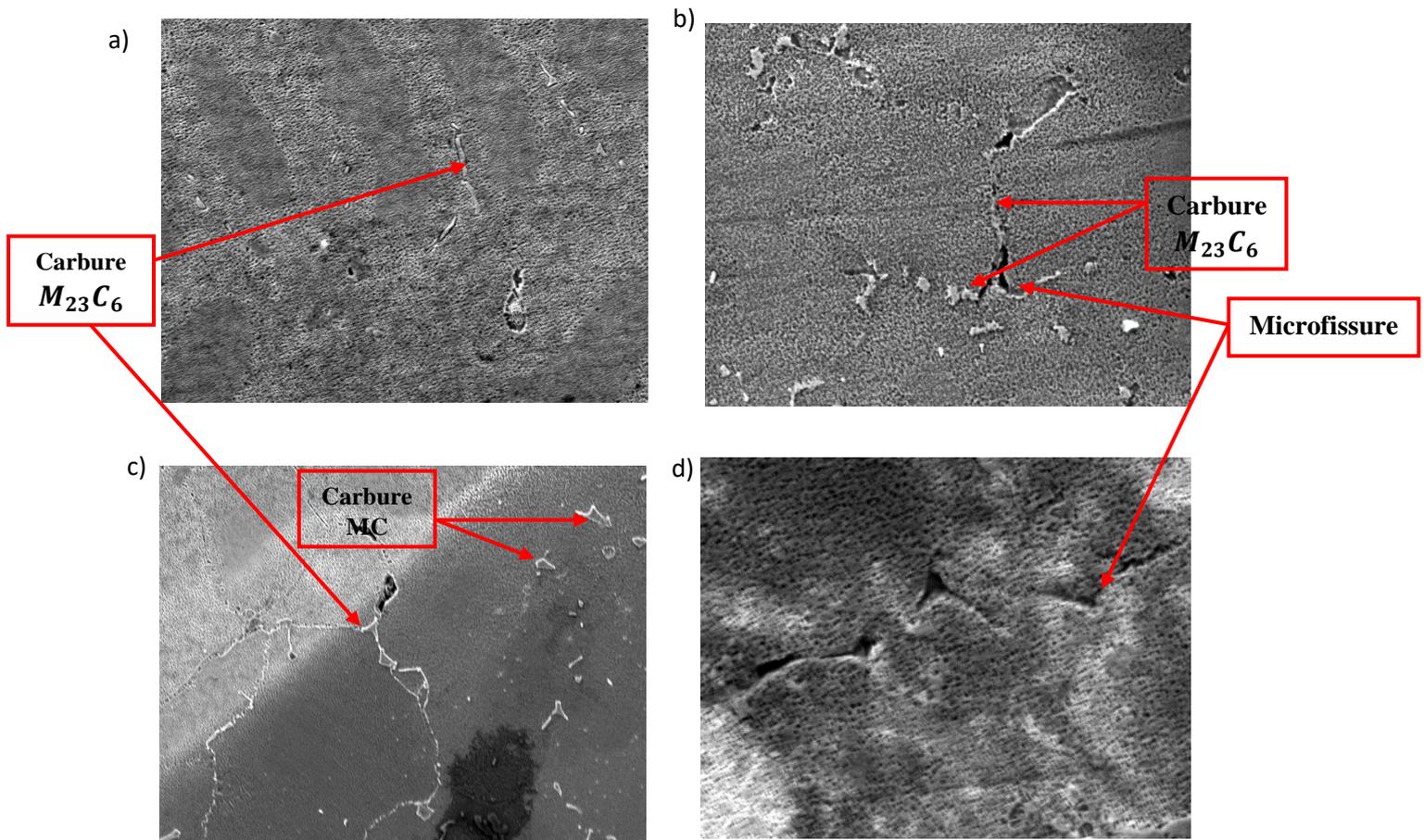
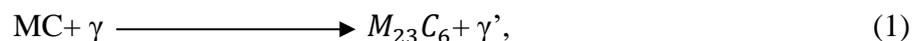


Figure 76: les types de dégradation et vieillissement sur la microstructure; a) allongement des bras dendritique + la formation des carbures $M_{23}C_6$ à la zone 5 coté extrados, b) la formation des microfissures au voisinage des carbures $M_{23}C_6$ à la zone 6, c) accumulation des précipités des carbures $M_{23}C_6$ sur les joints de grains et c) l'apparition d'une microfissure sur la zone 4 en bas de la pale

Parmi les dégradations microstructurales qu'on pourra observer :

5.9.1 Formation carbure $M_{23}C_6$

Les figure 76 a) et c) montrent la formation des carbures $M_{23}C_6$ qui commencent à précipiter dans les joints de grains en formant une ligne continue le long du joint. La formation du carbure $M_{23}C_6$ est la conséquence de la décomposition des carbures MC en carbure $M_{23}C_6$ [24]



Ils ont un effet néfaste par rapport à leur forme et à leur taux de formation car l'apparition d'une ligne continue de ces carbures, qui vont être un site préférentiel d'amorçage de fissure, forment des cavités qui vont s'accumuler et s'aligner jusqu'à l'espace interdendritique pour former des microfissures comme le montre la figure 76 b) [24]. Par comparaison aux figures observées

dont nous pouvons voir une augmentation de concentration de carbure du type $M_{23}C_6$, ceci pourra aussi être expliqué par la diminution de la microdureté des échantillons car les carbures Mc sont responsables de la tenue mécanique de l'échantillon [25]

5.9.2 Coalescence de la phase γ'

C'est un signe de vieillissement et de dégradation de notre pièce comme constaté dans les résultats précédant. La coalescence de la phase γ' va fragiliser la structure contre les effets du fluage à haute température [25] comme le montrent la figure 77 a et la figure 77 b. Cette augmentation pourra nous renseigner sur les dégâts subis par fluage. Nous pouvons facilement observer la différence de distribution des précipités γ' sur les deux figures qui suivent : la figure à gauche pour le pied de référence et celle à droite qui a été prise du bord d'attaque. On pourra bien visualiser la coalescence de la phase γ' qui s'alignent, ou bien certains précipités qui vont en absorber d'autres.

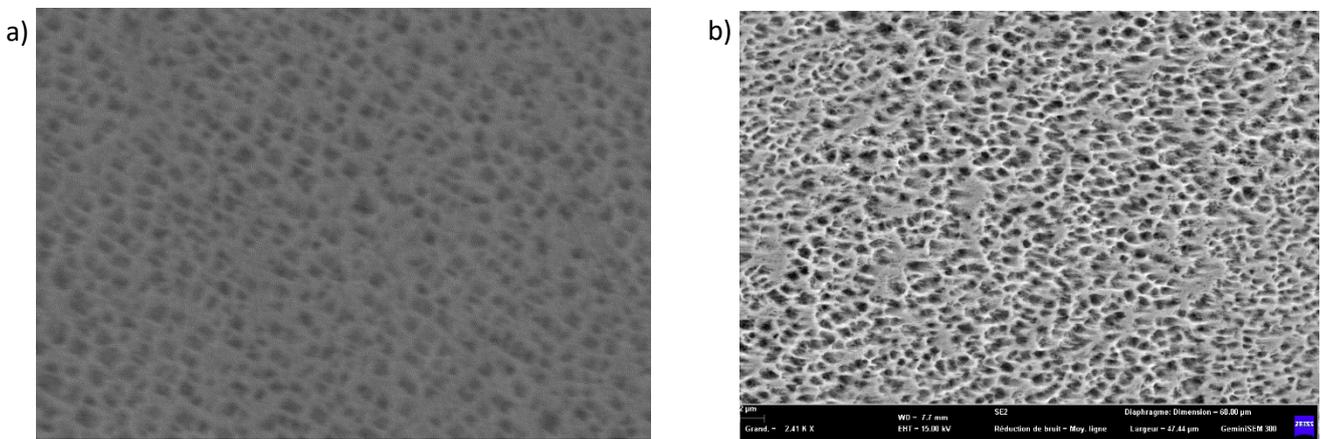


Figure 77: évolution de la Coalescence de la phase gamma prime: a) le pied de l'aube et b) le bord d'attaque de l'aube

5.9.3 Augmentation de la fraction surfacique de la phase γ'

Nous pouvons voir les résultats de l'augmentation de la fraction surfacique qui sont résumés dans le tableau 15 Il montre une augmentation de la fraction surfacique de la phase γ' dans la pale par rapport à l'échantillon de référence, à cause de :

- a) l'augmentation de la taille des précipités γ' comme apparaissant dans le calcul de la distribution de la taille des grains. Cette augmentation va renforcer la structure contre les sollicitations subies par fluage à haute température [27]
- b) la décomposition des carbures Mc en $M_{23}C_6 + \gamma'$ selon la relation précédente (1)

Ces résultats ont été observés dans les zones les plus sensibles thermiquement (bord d'attaque, zone 5, 6 et 7)

5.9.4 formation de phase TCP

La figure qui suit a été observée à l'aide du MO du côté intrados de la zone 6 (le bord d'attaque) a révélé l'apparition d'une phase sigma, la présence de cette phase TCP a des

conséquences néfastes sur la tenue mécanique à haute température. Il a aussi été noté que l'interface entre la phase σ et la matrice était un site privilégié de rupture en fluage à haute température. De plus, privant la matrice γ de Cr, elle limite le durcissement par [4]

La phase σ n'est observée dans certains superalliages à base de Ni qu'après une longue exposition (> 100 h) à des températures comprises entre 538 et 982 °C, la phase se trouve généralement dans les alliages à base de Ni sous forme de plaquettes, qui apparaissent comme des aiguilles dans une section transversale polie, une phase dure et cassante et, bien que sa présence ait peu d'effet sur les propriétés mécaniques à haute température de certains alliages



Figure 78: la phase σ apparue au bord d'attaque (zone 6 de l'aube vers le haut)

5.9.5 Formation de cavités et de microfissures

La formation des cavités et des fissures est due à la formation des carbures $M_{23}C_6$ qui vont précipiter continuellement sur le joint de grain, ce qui va être un site privilégié d'amorçage de fissures [24]. La longueur d'une microfissure observée dans la zone 4 du côté intrados du bas de la pale est de l'ordre de $40.5\mu\text{m}$.

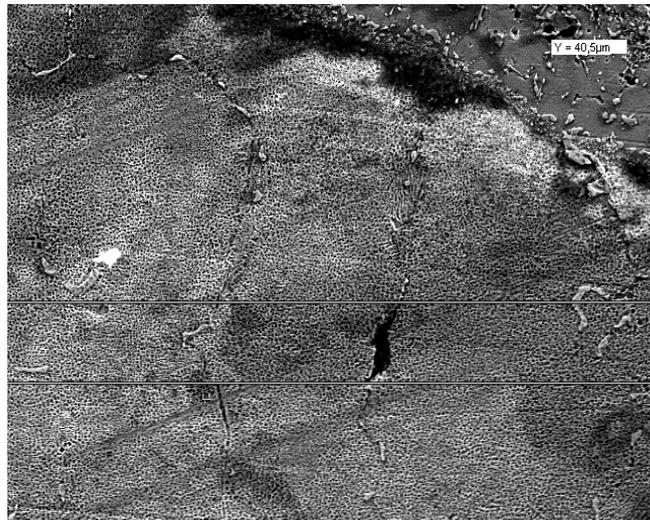


Figure 79: microfissure apparue dans le bas de l'aube (l'intersection du pied avec l'aube) avec un taille de $40.5\mu\text{m}$

5.9.6 Allongement de dendrite

La comparaison entre la figure 80 a et 80 b obtenue à l'aide du microscope optique montre une grande différence dans la taille des dendrites. La figure étant prise de la zone 5 du côté intrados du bord d'attaque montre un allongement significatif par rapport à l'échantillon de référence qui est le pied. Nous pouvons conclure que l'augmentation des bras de dendrite est un signe de vieillissement [28] qui va causer la chute de la résistance à la fatigue thermique car ils deviennent des sites de précipitations des carbures et des phases fragilisantes.

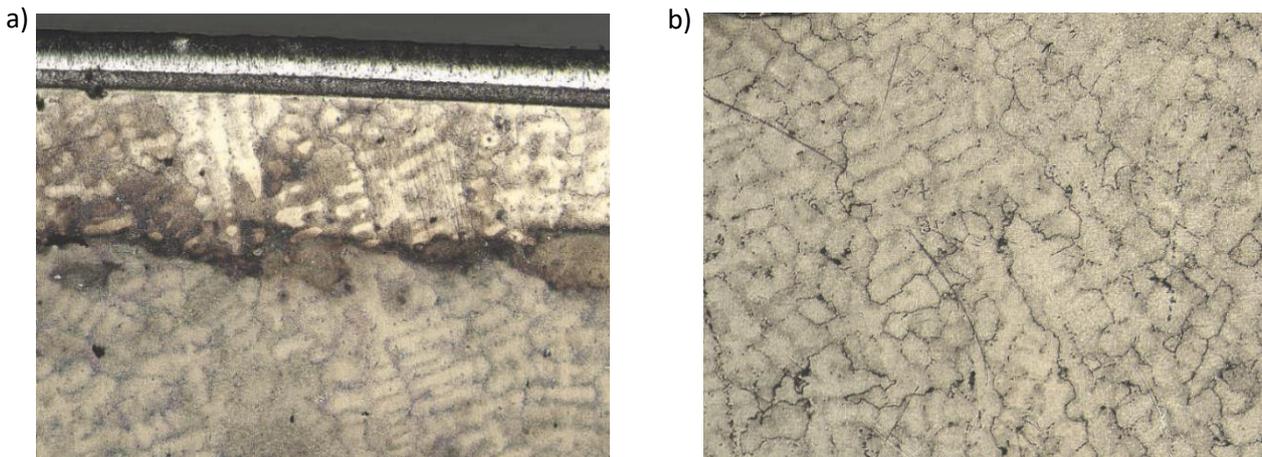


Figure 80: evolution de l'allongement des bras dendritique du pied figure a) vers la pale b)

Tableau 17: Caractéristiques mesurées pour les échantillons de référence (pied) et la pale usagée

condition	Distribution de la taille des précipités γ' (nm)	Distribution surfacique des précipités %	Essai de dureté Vickers (Hv)
référence	303.63	35.74	373.30
Pale (usagée)	353.285	41.24	295.10

Le tableau 17 montre la variation de taille des particules de γ' , leur fraction surfacique et les variations de dureté Vickers du matériau, entre pied et pale, après 50 000 heures de service. Après vieillissement, une diminution significative de la dureté a pu être observée, probablement provoquée par l'augmentation de la granulométrie. Bien que la fraction de phase γ' ait augmenté de manière significative, cela peut s'être produit non pas par nucléation d'une nouvelle phase à partir d'une matrice saturée mais par coalescence de particules, dont certaines n'ont pas été détectées en raison de leur taille extrêmement petite. La perte de cohérence de γ' avec la matrice et sa taille significativement augmentée ont une grande influence sur la réduction de la dureté de l'échantillon. Cela indique qu'il existe un lien étroit entre les propriétés mécaniques à haute température et la morphologie des particules de seconde phase γ' .

Outre les changements de forme et de taille de γ' , un autre facteur microstructural a une grande influence dégradant les propriétés mécaniques à haute température, à savoir la précipitation de carbures secondaires ($M_{23}C_6$) sous forme de films aux joints de grains.

Les carbures primaires (MC) sont caractérisés comme contenant Ti, Ta ou Al. Les carbures secondaires ($M_{23}C_6$) se caractérisent par leur teneur élevée en Cr. Dans le pied, il n'y a pas de

carbures aux joints de grains, mais juste des carbures primaires uniformément répartis le long de la microstructure. La précipitation de $M_{23}C_6$ démarre pendant le processus de vieillissement. La présence de $M_{23}C_6$ indique un stade avancé de vieillissement de l'alliage. De plus, le carbure mentionné dépense le chrome de la matrice, diminuant la dureté due à la solution solide et la résistance aux températures élevées [30].

5.10 Estimation de la durée de vie

Le but de notre travail est de déterminer la durée de vie d'une ailette, ou temps de fonctionnement, depuis l'état de réception. Pour ce faire, parmi plusieurs méthodes, nous avons employé l'approche et l'équation de Larson-Miller présentée dans le chapitre 1. Nous avons ensuite comparé ce résultat avec le temps de réception, en tenant compte des observations et les caractérisations qu'on a obtenues.

Estimation avec la relation de Larson Miller

Pour ce calcul, nous avons estimé le temps à la rupture à la température de 760° grâce à la figure 30 dont pourra tirer le paramètre LMP en projetant la valeur de la contrainte appliquée sachant la valeur de sa force. Le calcul nous donne une contrainte d'environ 311MPa, en projetant cette valeur sur la courbe on trouve le paramètre 25550, ensuite en utilisant l'équation :

$$LMP = T(\log t_r + C)$$

On trouve l'heure de fonctionnement :

$$t_r = 10^{\frac{LMP - C}{T}}$$

On remplace on trouve la valeur

$$t_r = 54173.27 \text{ hr}$$

Dans notre aube, à l'aide des caractérisations mécaniques et microstructurales et en se basent sur les résultats précédents, on pourra qualifier notre ailette comme étant usée, qu'il faudra remplacer. Le temps de fonctionnement de l'aube reçue au sein du CREDEG est d'environ 50000 hr. Cette valeur est inférieure aux prédictions faites par Larson-Miller qui est de 54173.27 hr. Cette différence est probablement due à d'autres phénomènes de dégradation, comme l'oxydation, sachant que l'ailette a fonctionné dans la centrale de EL'HAMMA qui est assez proche de la mer. Il faudra faire des tests supplémentaires pour confirmer cette hypothèse.

5.11 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons pu montrer les changements microstructuraux responsables de phénomènes de dégradation qui peuvent nuire à notre aube. Cela nous a permis d'évaluer une durée de vie approximative et la comparer avec celle calculée avec le paramètre de Larson-Miller. On a trouvé des différences dans le calcul, cela est dû à d'autres phénomènes de dégradation comme la corrosion, que l'on pourra contrôler avec des tests supplémentaires.

Conclusion générale et perspective

Conclusion

Le vieillissement du superalliage à base de nickel, dans les aubes de turbine à gaz est strictement lié à l'évolution morphologique des particules de la phase γ' dans l'alliage. La croissance des précipités de la phase γ' est fonction des températures et temps de service.

Le but de ce travail a été d'identifier les alliages constituant les aubes d'une turbine à gaz, et d'examiner l'effet du fluage et de la fatigue à haute température, après une longue durée de mise en service (50 000 h). Ensuite, nous avons analysé les endommagements subis pour pouvoir prédire la durée de vie en fonction des phénomènes qui ont lieu, et réduire de façon significative le coût des réparations. Pour cela :

- Nous avons procédé à une microanalyse par EDS pour but d'avoir la composition chimique de l'aube, celle-ci nous a permis d'identifier les alliages constitutifs. Il s'agit des superalliages Inconel 738LC.

- Nous avons procédé à une étude par simulation faite par le logiciel SolidWorks, dont le but a été de déterminer, par la suite, les différentes zones qui peuvent subir un changement microstructural, et ainsi des endommagements et des conséquences néfastes.

- Nous avons procédé à une analyse microstructurale par observation en MO. Elle montre que l'aube présente une microstructure dendritique voisine, se compose d'une matrice de type γ , renforcée par la précipitation d'une deuxième phase cohérente γ' .

Nous avons procédé à une analyse microstructurale par observation en MEB. Elle montre que:

- la microstructure de l'aube est constituée de la phase γ renforcée essentiellement par les éléments substitutionnels: Cr et Co, des précipités γ' secondaires et des carbures tels que TaC, TiC et NbC, des phases TCP et des constituants eutectiques γ/γ' .

- La formation de phases TCP et de constituants eutectiques dans l'aube, due à la sollicitation en fluage en service.

- Le durcissement de l'aube est dû essentiellement aux précipités γ' , qui représentent un taux de 35,74% pour le pied alors que le taux trouvé au pied est inférieur à celui de la lame cette différence est due à la formation des précipités γ' qui vont ajouter une résistance au fluage et les contraintes mécaniques à haute température pour la lame. Par contre il est de 41,24%, pour le profil aérodynamique (la lame) qui présente une fraction supérieure par rapport au pied pour lui rendre plus résistant, d'où on pourra apercevoir l'importance de cette phase.

- Il y a un début de formation de microfissures et de germes constitués de carbures MC, $MR_{23}RCR_6$, des précipités γ' dans les joints des grains de l'aube. Ceci indique le début de la dégradation du matériau après 50000h de service, en présence de phénomènes de fluage et de fatigue. Cette dégradation est confirmée par l'augmentation de la taille des joints des grains et des précipités γ' secondaires par rapport à l'état initial de l'Inconel 738, avant mise en service.

- La caractérisation de la microstructure par MO et MEB nous a permis de révéler quelques signes de dégradation et de vieillissement :

- Formation de carbure $M_{23}C_6$
- Coalescence de la phase γ'
- Augmentation de la fraction surfacique de la phase γ'
- Formation de phase TCP σ
- Formation de cavité et microfissure
- Allongement de dendrite

- Nous avons procédé à une caractérisation mécanique par des essais de microdureté, réalisés sur des échantillons de l'aube usée par rapport au pied de référence à l'état de réception, après 50000h de service. On a constaté que la dureté du pied (373,3 HVR) est légèrement supérieure à celle de la pale (295,10 HVR).

Cette réduction de dureté observée dans la section du profil aérodynamique est due à des changements microstructuraux induits par le service. Elle est courante et a été rapportée dans le cas d'aubes de turbine à gaz exposées au service ainsi que d'échantillons exposés thermiquement, qui peut être provoquée par l'augmentation de la granulométrie. Bien que la fraction de phase γ' ait augmenté de manière significative.

- L'estimation de la durée de vie a été calculée en utilisant le paramètre de Larson-Miller. En comparant cette valeur avec celle de l'état de réception de l'aube auprès de 50000h, on pourra disqualifier cette ailette du fonctionnement suite aux endommagements subis et caractérisés. Le calcul obtenu par l'approche de Larson-Miller est supérieur aux prédictions et le temps de disqualification de l'aube usée. Ceci est dû probablement à d'autres phénomènes comme l'oxydation, qu'il reste à vérifier.

Perspectives

L'analyse des résultats ouvre la voie à plusieurs perspectives, parmi lesquelles :

- Faire des tests préventifs périodiques pour avoir une bonne idée sur l'environnement de fonctionnement et estimer une durée approximative du nombre d'heures de fonctionnement de l'aube.
- Réaliser des essais de fluage et fatigue, pour ajouter plus de précision aux tests réalisés, selon le concept établi, et avoir une meilleure prédiction de durée de vie.
- Des renseignements peuvent être fournis par les observations micrographiques optiques et électroniques qui peuvent être complétés par la diffraction des rayons X (DRX).
- Une observation au microscope électronique à transmission pour identifier les particules de phases secondaires et tertiaires, et étudier leur influence sur la tenue mécanique du matériau en service.
- Modéliser les phénomènes de dégradation de l'aube aube après une durée de service, en s'appuyant sur des données collectées.
- Essayer de faire des traitements thermiques de restauration pour la régénération de la microstructure afin d'apporter une amélioration des propriétés mécaniques.

Références bibliographiques

- [1] Richard, T.C. Harman-gas turbine engineering: applications, cycles and characteristics-1st edition – stylest limited_1983
- [2] H Gohen , GFC rogers-gas turbine theory-4th edition-Longman Group Limited-1996
- [3] M. Durande-Charre-The microstructure of superalloys. Gordon and Breach Science Publishers, 1997, ch1- pp2.
- [4] P. Caron, M. Mccolvin, A. Marcel, M. Blacker et W. Rajeshwar-Prasad-Superalliage à base de nickel à résistance très élevée à la corrosion à chaud pour aubes monocristallines de turbines industrielles-Fascicule de Brevet Européen, 2007.
- [5] B. Ter-Oveanessian-Etude comparative de différents superalliages base Ni pour ressorts de systèmes de maintien-Thèse Doctorat à l'INP Toulouse, 2011.
- [6] F. Zemzemi-Caractérisation de modèles de frottement aux interfaces pièce-outil-copeau en usinage : application au cas de l'usinage des aciers et de l'inconel 718-Thèse Doctorat à l'Ecole Centrale de Lyon, 2008.
- [7] S. Azadian, L.Y. Wei et R. Warren-Delta phase precipitation in Inconel718-Materials Characterization, Vol.53, 2004, pp. 7.
- [8] D. Yann-Etude de la soudabilité d'un superalliage base nickel fortement chargé en éléments durcissants titane et aluminium : inconel 738-Thèse Doctorat- Université de Bordeaux 1, 2008.
- [9] C.T. Sims, N.C. Stoloff et W.C.Hagel.-Superalloys 2-High temperature materials for aerospace and industriel power-Wiley Interscience, 1987.
- [10] Sims, Stoloff et Hagel-Superalloys II- Eds John Wiley & Sons, New-York, 1987.
- [11] Meriadeg REVAUD-Optimisation métallurgique du superalliage base de Nickel- thèse de doctorat – sous la direction de Luc RÉMY-paris-l'École nationale supérieure des mines de Paris-2013 pp 12 - 40
- [12] N. El-Bagoury-Microstructure and mechanical properties of aged nickel base superalloy. Archives of Applied Science Research, 2011.
- [13] S.T. Wlodek et R.D. Field-The eEffects of long time exposure on alloy718, Proceedings of Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, 1994, pp. 659.
- [14] E.O. Ezugwu , Z.M. Wang , A.R. Machado-The machinability of nickel-based alloys: a review-E.O. Ezugwu et al. : Journal of Materials Processing Technology 86 (1999) 1–16
- [15] A. Niang-Contribution à l'étude de la précipitation des phases intermétalliques dans l'alliage inconel 718-Thèse Doctorat-Institut National Polytechnique de Toulouse, 2010.
- [16] M.J. Cieslak, G.A. Knorovsky, T.J. Headley et A.D. Romig-The solidification metallurgy of alloy 718 and other Nb-containing superalloys-Proceedings of Superalloy 718-Metallurgy and Applications, TMS, 1989, pp.59
- [17] C. Mons-Traitements thermiques des superalliages-Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques, M1 165-1.
- [18] G.P. SABOL et R. STICKLER- Microstructure of nickel-based superalloysreview, Physica Status Solidi, Vol.39, 1969, pp. 11.

- [19] I.M. Lifshitz et V.V. Slyozov. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions-Journal of Physical Chemistry Solids, 1961, pp. 19.
- [20] S. Raujol. Influence du vieillissement sur le comportement en fluage d'un superalliage pour disques de turbine-Thèse Doctorat, INSA de TOULOUSE, 2004.
- [21] Chester T. Sims. A HISTORY OF SUPERALLOY METALLURGY FOR SUPERALLOY METALLURGISTS Schenectady- New York
- [22] J B Marriott- Future Materials Requirements for High Temperature Power Engineering Components-MATERIALS & DESIGN Vol. 11 No. 3 JUNE 1990
- [23] G W Meetham -High Temperature Materials in Gas Turbine Engines-MATERIALS & DESIGN Vol. 9 No. 4 JULY/AUGUST 1988
- [24] Tim J Carter-Common failures in gas turbine blades-T.J Carter / Engineering Failure Analysis 12 (2005) 237–247
- [25] HENRY L,Bernstein- materials issues for users of gas turbine-proceeding of the 27th turbomechinery symposium-2003
- [26] V. REGIS and D. D'ANGELO -ADVANCED RESIDUAL LIFE METHODS FOR IMPROVED DESIGN AND OPERATION -Nuclear Engineering and Design 116 (1989) 399-406
- [27] Jeong-Min Lee, Sunguk Wee, Junghan Yun-Life Prediction of IN738LC Considering Creep Damage under Low Cycle Fatigue-INTERNATIONAL JOURNAL OF PRECISION ENGINEERING AND MANUFACTURING-GREEN TECHNOLOGY- Vol. 5, No. 2, pp. 311-316
- [28] Patil A.A., Shirsat U.M.- Study of Failure Analysis of Gas Turbine Blade-Journal of Engineering-PP 37-43
- [29] Lvova E, Norsworthy D. Influence of service-induced microstructural changes on the aging kinetics of rejuvenated Ni-based superalloy gas turbine blades. J Mater Eng Perform 2001;10(3):299–312
- [30] Stevens RA, Flewitt PEJ. The effects of γ' precipitate coarsening during isothermal aging and creep of the nickel-base superalloy IN-738. Mater Sci Eng 1979;37(3):237–47.
- [31] N. El-Bagoury, Microstructure and mechanical properties of aged nickel base superalloy. Arch. Appl. Sci. Res. 3(2), 266–276 (2011)