



Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE FIN D'ETUDE

En vue de l'obtention du diplôme de :

MASTER

En Génie Mécanique

Option : Génie des Matériaux

Présenté par :

KOURICHE Said & CHANEGUE Said

Thème

**Régénération de la microstructure et propriétés
mécaniques d'un superalliage René 80 traité par
traitement thermique.**

Devant le jury composé de :

NOM et Prénom	Grade	Qualité
BENARIOUA Younes	Professeur	Président
GHOUSS Haoues	MCB	Encadreur
BOUKHARI Amar	MAA	Examineur

Année Universitaire : 2019 / 2020

N° d'ordre : GM/...../2020

REMERCIEMENTS :

En premier lieu, nous remercions Dieu de nous avoir aidés et donné la santé la patience et le courage tout au long de finir ce travail que nous espérons avec succès.

*En deuxième, un grand merci à notre promoteur et dirigeant de ce mémoire, **Dr: GHOUSS Haoues**, pour nous avoir offert l'opportunité d'effectuer ce travail. Nous avons beaucoup profité de l'extrême rigueur scientifique de **Dr: GHOUSS Haoues**, de son sérieux et son esprit physique qui nous a permis d'investir sereinement et efficacement dans ce travail.*

*Sans oublier l'équipe de MEI. Pour leur aide surtout Mr: BOUDJAMLINE Yassine. Agent de MEI, et spécialement / Mr: BOUZIANE Abdelhafidh chef service ATI de l'unité (SPE de M'sila) A tous les personnels de MEI & SPE. Nous tenons à remercier chaleureusement monsieur le directeur du département de mécanique **Dr: ROKBI Manssour**.*

Enfin nous remercions aussi tout le personnel administratif du département de génie mécanique de l'Université de M'sila, et nous remercions également les membres de jury qui me font honneur en acceptant d'examiner et juger mon travail. A tous les enseignants du département de génie mécanique.

Nos remerciements s'adressent également à nos collègues de Génie mécanique et tous nos amis.

- Kouriche.

- Ghanegue.

Résumé.

Résumé: Les superalliages sont de plus en plus employés dans de nombreux secteurs industriels. Ils sont utilisés dans les domaines de pointe tels que les turbines à gaz pour leurs propriétés mécaniques très intéressantes. Cependant, que ce soit au cours de leur fabrication ou dans l'activité de service, des défauts sont susceptibles d'apparaître. Ces défauts et les dégradations engendrent une concentration de contraintes et peuvent avoir de lourdes conséquences. L'amélioration des performances des turbines à gaz est un enjeu important, qui nécessite d'identifier et de comprendre les mécanismes de détérioration qui ont lieu durant leur utilisation. L'amélioration de la tenue en température des superalliages au cours des dernières décennies s'est faite par optimisation de la composition chimique, mais aussi par la mise au point de nouveaux procédés d'élaboration et les traitements thermomécaniques.....

Mots Clés: Superalliage à base de nickel René 80, Microstructure et rôle des éléments d'alliage, Aubes turbine à gaz, Défauts, Dégradations, Amélioration et Régénérations, Traitement thermique de mise en solution ...

Abstract: Superalloys are increasingly used in many industrial sectors. They are used in advanced fields such as gas turbines for their very interesting mechanical properties. However, whether during their manufacture or in service, defects are likely to occur. These defects and degradations generate a concentration of stresses and can have serious consequences. Improving the performance of gas turbines is an important issue, which requires identifying and understanding the deterioration mechanisms that take place during their use. The improvement in the temperature resistance of superalloys over the last few decades has been achieved by optimizing their chemical composition, but also by developing new production processes and thermomechanical treatments.....

Key words: René 80 nickel base superalloy, Microstructure and role of alloying elements, Gas turbine blades, Defects, Degradations, Improvement and regeneration, Solution heat treatment ..

ملخص: يتم استخدام السبائك الفائقة بشكل متزايد في العديد من القطاعات الصناعية. يتم استخدامها في المجالات المتقدمة مثل توربينات الغاز لخصائصها الميكانيكية المثيرة للاهتمام. ومع ذلك، من المحتمل أن تظهر العيوب أثناء تصنيعها أو في نشاط الخدمة. تولد هذه العيوب والانحرافات تركيزًا من الضغوط ويمكن أن يكون لها عواقب وخيمة. يعد تحسين أداء التوربينات الغازية مسألة مهمة تتطلب تحديد وفهم آليات التدهور التي تحدث أثناء استخدامها. تم تحقيق التحسن في مقاومة درجات الحرارة للسبائك الفائقة على مدى العقود الماضية من خلال تحسين التركيب الكيميائي، ولكن أيضًا من خلال تطوير عمليات إنتاج جديدة ومعالجات حرارية ...

الكلمات الدالة: السبائك الفائقة على أساس النيكل رينيه 80، البنية المجهرية ودور عناصر صناعة السبائك، شفرات توربينات الغاز، العيوب، تدهور، تحسين والتجديد، حلول المعالجة الحرارية ...

SOMMAIRE :

INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE I :	Les superalliages.
I.1. Introduction	3
I.2. Historique du développement des superalliages	3
I.2.1. Microstructure et rôle des éléments d'alliage	5
I.2.2. Les superalliages à base de nickel monocristallins	7
I.2.2.1. Évolution des superalliages	8
I.2.2.2. Les différents types des superalliages à base de nickel	10
I.2.2.2.1. Les Superalliages à base de cobalt	10
I.2.2.2.2. Les superalliages à base de Fe – Ni	12
I.2.2.2.3. Les superalliages à base de Nickel	12
I.2.3. Composition chimique des superalliages	13
I.2.3.1. Solidification équiaxe	14
I.2.3.2. Modes de renforcement	15
I.2.4. Structure d'un superalliage à base de nickel	16
I.2.4.1. Les superalliages monocristallins bas de nickel	16
I.2.4.2. Éléments d'alliages	17
I.2.4.3. La matrice austénitique γ	18
I.2.4.4. Phase γ'	19
I.2.4.5. Importance de la phase γ'	19
I.2.4.6. Carbure	20
I.2.4.7. Borures	21
I.2.5. Caractéristiques général des superalliages	21
I.2.5.1. Caractéristiques mécaniques	22
I.2.5.2. Protection contre la corrosion	22
I.3. Traitements thermiques d'un superalliage à base nickel et microstructure	23
I.3.1. Diagrammes TTT (Température -Temps -Transformation)	24
I.3.2. Traitement thermique de mise en solution	25
I.3.3. Traitement thermique de vieillissement	26
I.3.4. Traitements d'adoucissement et de relaxation des contraintes	28
I.3.4.1. Traitements d'adoucissement	28
I.3.4.2. Traitements de relaxation des contraintes	28

I.3.4.3. Chauffage.....	28
I.3.4.4. Modes de refroidissement.....	28
I.3.4.5. Atmosphères.....	29
I.3.5. Traitement thermique de N18 et le René 80.....	29
I.4. Généralités sur les turbomachines.....	30
I.4.1. Les principales qualités de la turbine.....	31
I.4.2. La turbine à gaz est constituée.....	31
I.4.3. Thermodynamiques du fonctionnement de la turbine à gaz.....	32
I.4.4. Classement des turbines à gaz.....	32
I.4.4.1. Turbine industrielle.....	32
a - Turbine à un arbre.....	33
b - Turbine à deux arbres.....	33
I.4.4.2. Avantages et inconvénients des différents types.....	34
I.5. Aubes de turbine à gaz.....	34
I.5.1. Description.....	34
I.5.2. Les aubes du rotor.....	35
I.5.3. Les aubes du stator.....	36
I.5.4. Choix du matériau pour réalisation d'aube.....	37
I.5.5. Forme de l'aube.....	37
I.5.6. Techniques de refroidissement.....	38
I.5.6.1. Convection interne forcée.....	38
I.5.6.2. Couplages des méthodes de refroidissement.....	40
I.5.6.2.1. Film-Cooling.....	41
I.5.6.2.2. Impact de jets.....	41
I.5.7. Durée de vie des structures chaudes.....	42
I.5.8. Caractéristiques des aubes de turbine et leur fonctionnement environnement.....	43
Conclusion.....	44

CHAPITRE II : *Défauts et dégradations ailettes turbine.*

II.1. Introduction	45
II.2. Les défauts des aubes de turbine	45
II.2.1. Défauts et indications	46
II.2.2. Contrôle non destructif (CND).....	47
II.2.3. Évaluation d'intégrité structurelle	47
II.2.4. Principaux types de défauts	48

II.2.5. Caractérisation des défauts	48
II.3. Les Dégradations des aubes de turbine	49
II.3.1. Dégradation métallurgique de la turbine à gaz	49
II.3.1.1. Méthodes d'évaluation de la dégradation matérielle des composants de la turbine à gaz	49
II.3.1.2. Mécanismes de dégradation	50
II.3.1.3. Dégradation des performances des TAG (que veux dire TAG)	50
II.3.1.4. Protection contre les dégradations	51
II.3.1.5. Contraintes dans les aubes de turbines	51
II.3.1.6. Endommagement	52
II.3.2. Endommagement des aubes turbine	53
II.3.2.1. Endommagement par choc	53
II.3.2.2. Endommagement par frottement	54
II.3.2.3. Mécanisme microstructurale de dégradations des ailettes	55
II.4. Principaux causes dégradations ailettes	57
II.4.1. Fatigue des aubes turbine	57
II.4.1.1. Fatigue thermomécanique (à la fatigue de cycle)	58
II.4.1.2. Fatigue thermique (fatigue oligocyclique)	59
II.4.2. Erosion aubes de la turbine	59
II.4.3. Corrosion les aubes de la turbine	60
II.4.4. L'oxydation à chaud des aubes de la turbine	63
II.4.4.1. Croissance de la couche d'oxyde	63
II.4.4.2. L'oxydation à haute température	64
a) Oxydation haute température de β-NiAl β-NiAl aubes turbine	65
II.4.4.3. Croissance de la couche d'oxyde protectrice	65
II.4.5. Fluage aubes de la turbine	66
II.4.5.1. Définition	66
II.4.5.2. Les différents mécanismes de fluage	67
II.5. Les revêtements	68
II.5.1. Barrières thermiques céramiques	68
II.5.2. Les revêtements de diffusion d'aluminium	69
II.5.3. Revêtements conventionnels	70
II.5.4. Nouveaux revêtements et matériaux	71
II.5.4.1. Procédés d'obtention	72
a) CVD (dépôt chimique en phase vapeur)	73

III.4.3.6. Exécution de la voie de régénération choisie.....	97
III.5. Le Superalliage René 80 et la Composition Chimique.....	98
III.5.1. Le superalliages René 80.....	98
III.5.2. La composition chimique.....	100
III.6. Traitement thermique de superalliage René 80.....	100
III.6.1. Mise en solution.....	101
III.6.1.1. Traitement thermique Mises en Solution Supersolvus.....	102
III.6.1.2. Traitement thermique Mises en Solution Subsolvus.....	104
III.6.2. Traitements de précipitation (revenus).....	105
III.6.3. Précipitation.....	105
III.6.4. Précipitation des carbures/borures aux joints de grains.....	106
III.6.5. Vitesse de refroidissement après mise en solution.....	106
III.6.6. Mise en solution étagée.....	106
III.6.7. L'hypertrempe.....	107
III.6.8. Vieillissement.....	107
III.6.9. Stabilisation.....	108
III.6.10. Solidification dans les superalliages.....	108
III.6.11. Précipitation γ' intra granulaire.....	109
Conclusion.....	111
CONCLUSION GENERALE	112

Bibliographie et Webographie.

LISTES DES FIGURES ET DES TABLEAUX :

Figure I.1	Les superalliages dans les turboréacteurs aéronautiques	3
Figure I.2	Enjeux Matériaux futurs pour très hautes températures..	4
Figure I.3	Tableau des principaux éléments périodique des éléments d'alliage de base sur le groupe VIII B.....	4
Figure I.4	Résistances mécanique et à l'oxydation de différents alliages	5
Figure I.5	Microstructure typique d'un superalliage monocristallin (CMSX-4). Image MEB, révélant les cubes Y^2-Ni_3Al après attaque électrochimique de la matrice (Electrolyte : acide perchlorique 20%, éthanol 70%, éthylène glycol monobutyléther 10%, 3A, 2V).....	6
Figure I.6	Microstructure de superalliage selon la température d'utilisation.....	6
Figure I.7	Matériaux au-delà des superalliages monocristallins	8
Figure I.8	Le Positionnement des superalliages	8
Figure I.9	Évolution des microstructures des aubes de turbine, équiaxe (a), colonnaire(b) et monocristalline (c).....	10
Figure I.10	Schéma des effets des différents éléments d'alliage des superalliages monocristallins base Ni de 1 ^{ère} génération.....	10
Figure I.11	Comparaison schématiquement de propriétés mécaniques de superalliages base cobalt et superalliage base Nickel	11
Figure I.12	Microstructure typique d'un superalliage base nickel γ/γ' et phases cristallines associées	13
Figure I.13	Différentes générations de superalliages et leur variation de composition, d'après W. Ru.....	13
Figure I.14	Tableau périodique des éléments des superalliages base sur le groupe VIII B	14
Figure I.15	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)	15
Figure I.16	Particularité du durcissement par γ'	15
Figure I.17	Ces deux phases sont mixées sans qu'il y ait rupture de la structure	16
Figure I.18	Microstructures dans les superalliages base Ni	17
Figure I.19	Diagramme Ni-Al (a) et structures cristallines de la phase γ (b) et γ' (c).....	18
Figure I.20	Image MET taille de grain austénitique γ & La résistance à la rupture des superalliages austénitique	18

Figure I.21	Clichés STEM de super dislocations dans γ' (a) divisée en deux super partielles et (b) numérotées	19
Figure I.22	Cliché MET Haute Résolution des super partielles qui composent une dislocation [100] dans la direction [011].....	19
Figure I.23	(a) Représentation d'un précipité cohérent γ' dans une matrice γ d'un superalliage à l'état initial et (b) avec une microstructure mise en radeaux contenant des dislocations aux interfaces. ble vecteur de Burgers et d la distance moyenne entre deux dislocations. nle nombre de pas du circuit de Burgers	20
Figure I.24	Représentation schématique de formation dans les superalliage base cobalt	20
Figure I.25	Particules de carbure et limites de grains de la zone de lame de l'ailette	20
Figure I.26	Bande continue des limites des grains et carbures CO	21
Figure I.27	Sollicitations thermiques et mécaniques dans un disque de turbi.....	21
Figure I.28	Essais de corrosion dans la cendre à 800°C (ALSTOM).....	23
Figure I.29	Diagramme TTT de l'Inconel 718.....	24
Figure I.30	Procédé de Bridgman (a) et inclinaison des électeurs de grain (b).....	25
Figure I.31	Représentation schématique de la solidification d'un superalliage monocristallin	25
Figure I.32	Microstructure du superalliage CMSX2 à différentes vitesses de refroidissement après mise en solution à 1300°C pendant 30 minutes	26
Figure I.33	Évolution structurale des précipités	27
Figure I.34	Représentation du traitement thermique de l'AM1 et micrographies associées	27
Figure I.35	Micrographies à différentes échelles d'un superalliage monocristallin base nickel.(a) conventionnelle (grains équiaxes) ; (b) solidification dirigée (grains colonnaires) ;(c) solidification dirigée+ sélection de grain (mono grain).....	27
Figure I.36	Vie de 3D de rotor turbine à gaz	30
Figure I.37	Régénération	31
Figure I.38	Cycle idéal de BRYTON-JOULE	32
Figure I.39.a	Schéma représentatif d'une turbine à simple ligne d'arbre	33
Figure I.39.b	Schéma représentatif d'une turbine à deux lignes d'arbre	33
Figure I.40	L'aube du rotor	35
Figure I.41	La fixation des aubes sur le disque	35
Figure I.42	Les aubes de rotor et les aubes de stator	36
Figure I.43	La fixation d'aube sur le carter de stator	36

Figure I.44	Développement de matériaux d'aube depuis 1940 à notre jour	37
Figure I.45	Aube d'une turbine à gaz	37
Figure I.46	Profil d'une aube de turbine à gaz	38
Figure I.47	Refroidissement des pales	38
Figure I.48	Refroidissement par convection interne forcée	39
Figure I.49	Le refroidissement à l'intérieur de l'ailette mobile	39
Figure I.50	Le refroidissement de l'aube fixe	40
Figure I.51	Types de refroidissement des aubes ; Refroidissant par convection et impact (Gauche) et refroidissement par film (Droit).....	40
Figure I.52	Représentation d'aube et de ses systèmes de refroidissement	41
Figure I.53	Refroidissement par film	41
Figure I.54	Refroidissement par impact de jets	42
Figure I.55	Calcul thermomécanique d'une pale d'aube de turbine avec son circuit de refroidissement (Champ de contrainte équivalente de Von Mises, valeurs en MPa).....	42
Figure II.1	Turbine à gaz V94.3, P = 250MW	45
Figure II.2	Indication les défauts avec couleur du système (CND).....	46
Figure II.3	Indication de défaut (Logiciel d'ansaldo AE).....	47
Figure II.4	Diagramme de structure CND	47
Figure II.5	Analyses micrographiques	48
Figure II.6	Différentes formes de dégradation métallurgique sur la turbine à gaz	49
Figure II.7	Variation de la vitesse de corrosion en fonction de la température dans le cas de la corrosion sous dépôts	50
Figure II.8	Distribution de contrainte et de température dans une aube de turbine.....	52
Figure II.9	Réparation des aubes de turbine à gaz endommagés par choc	53
Figure II.10	Endommagement aubes compresseur par choc avec corps étranger	54
Figure II.11	Endommagement par frottement sur face supérieure de la lame	54
Figure II.12	Endommagement par frottement sur le pied sapin de l'ailette	55
Figure II.13	Micrographie MEB illustrant l'oxydation de l'AM1 a 950°C sous air. (a) après 10 heures ;(b) après 27 heures ; (c) après 100 heures	56
Figure II.14	Comparaison des aubes de turbine T-1 non défectueuses (a) et défectueuses (b).....	56
Figure II.15	Fatigue thermomécanique d'un aube 3eme étage turbine	59
Figure II.16	Disparition de la couche de céramique par érosion.....	60
Figure II.17	Erosion aube 1ère étage turbine	60

Figure II.18	Corrosion des aubes turbine	62
Figure II.19	X10000 SEMSE + BSE description des phases primaires et secondaires dans des zones différentes de créé central à 20% côte à côte: (a) côté chaud par pression; (b) côté pression centrale (c) côté chaud côte à côte (d) côté aspiration côté centre.....	62
Figure II.20	Mesuré HY30 sur l'échantillon examine	62
Figure II.21	Image MEB en mode électrons rétrodiffusés du revêtement RT22 recouvrant CMSX-4, à l'état initial. L'image insérée est une observation au MEB en mode électrons secondaires de la partie externe (ZE) du revêtement après une attaque chimique de quelques secondes dans 0,5g de CrO3 + 100ml HCl.....	63
Figure II.22	Image MEB d'oxydation entre l'alliage de l'aube et le revêtement	64
Figure II.23	Diagramme d'Arrhenius $\log k_p = f(1/T)$ pour l'oxydation de NiAl. Les régions hachurées indiquent le domaine de transformation de l'alumine	65
Figure II.24	Oxyde transitoire en forme de plaquettes. Image MEB en mode électrons secondaires de la surface d'un revêtement aluminure modifié au Pt sur superalliage à base de Ni, oxydé 100h à 900°C sous air	66
Figure II.25	Courbe classique de fluage	67
Figure II.26	Courbes de fluage des aubes ; AM1	67
Figure II.27	Représentation schématique des modes de déformation en fonction de la température.....	68
Figure II.28	Micrographie d'un système barrière thermique en coupe transverse	68
Figure II.29	Limite de température admissible par les superalliages et par les systèmes barrière thermique	69
Figure II.30	Diagramme de phases binaire Ni-Al (les phases colorées sont celles principalement mises en jeu dans les revêtements étudiés).....	69
Figure II.31	Morphologie des barrières thermiques conventionnellement utilisées dans l'industrie: (a) projetées par EB-PVD ; (b) déposées par projection plasma atmosphérique	71
Figure II.32	Etapes du procédé de dépôt par barbotine PARTICOAT	71
Figure II.33	Différence de température enregistrée entre les surfaces avant et arrière d'un superalliage CM247 exposée à une flamme à 1000°C, échantillon non revêtu (en vert), revêtu d'une barrière thermique élaborée par projection plasma atmosphérique (en rouge), et revêtu d'une barrière thermique PARTICOAT d'épaisseur équivalente (en noir).....	72
Figure II.34	Principe de l'aluminisation	72
Figure II.35	Aube revêtue NiAl (a) et revêtement NiAl coupe transverse MEB (b).....	74
Figure II.36	Aube revêtue NiPtAl (a) et revêtement monophasé NiPtAl coupe transverse MEB(b).....	75

Figure II.37	Schéma système BT (a) et micrographie par microscope électronique à balayage (Coupe transverse, (b)).....	76
Figure II.38	Ecaillage de la couche de céramique d'une aube turbine.....	76
Figure II.39	Ecaillages de la couche de céramique de systèmes barrière thermique pour aube de turbine (photos Snecma).....	77
Figure II.40	O.M description des dommages au revêtement métallique endommagements dans différentes zones de l'étrécle de bord d'attaque de la coque de la pointe après gravure de rainures.....	77
Figure II.41	Mécanisme de dégradation d'un système barrière thermique par interaction avec des dépôts de CMAS.....	78
Figure II.42	Schéma montrant les phénomènes d'inter diffusion intervenant dans un système revêtu pour un temps court (a) et un maintien (b).....	78
Figure II.43	Dégradation de l'extrémité de l'aube (tip) (a) et de la plate-forme (b) d'une aube HPT.....	79
Figure III.1	Turbine à gaz industrielle GT10C (Document Siemens DDIT) et disque et aube de turbine.....	81
Figure III.2	Evolution de la tenue en température de superalliages au cours des dernières décennies.....	82
Figure III.3	Changements d'état de la matière en fonction de la température.....	83
Figure III.4a	Critères de choix d'un matériau.....	83
Figure III.4b	Critères de choix d'un matériau.....	84
Figure III.5	Distribution de contrainte et de température dans une aube de turbine à gaz.....	85
Figure III.6	Graphique représentant le facteur de vie d'une lame avec le niveau de puissance utilisé.....	87
Figure III.7	Modèle de vie rampante.....	88
Figure III.8	Image électronique d'un échantillon d'Inconel 738.....	88
Figure III.9	Types de sollicitations subies par un matériau en service.....	89
Figure III.10	Bord d'attaque d'une aube de turbine, avant et après la réparation du coupon.....	90
Figure III.11	Alliage à base de nickel brasé par superposition.....	91
Figure III.12	Processus (CRC 871) de régénération des aubes de turbine.....	92
Figure III.13	Élaboration des étapes de régénération pour la réparation des aubes de turbine.....	94

Figure III.14	Présentation les défauts après (CND).....	95
Figure III.15	Amplitude de vibration normalisée des aubes de turbine pour les variations alternées des aubes du stator.....	95
Figure III.16	Les résultats de régénération virtuelle.....	97
Figure III.17	Ailette turbine 1 ^{er} étage.....	98
Figure III.18	Système désordonné (γ), (γ').....	99
Figure III.19	Alliages pouvant être employé jusqu'à $0,7 \cdot T_{\text{fusion}}$ (Fluage).....	99
Figure III.20	Matériaux employés dans les turbines à gaz V94.3A4.....	99
Figure III.21	Thermo scientifique.....	100
Figure III.22	Schéma de la microstructure d'un superalliage définissant les trois types de précipités de phase γ'	102
Figure III.23	Validation des paramètres du traitement thermique du René 80 appliqué à l'alliage 80-AA, à l'alliage de référence 80-ET et aux alliages expérimentaux.....	103
Figure III.24	Influence de la température d'un revenu de 8h sur la dureté de l'alliage expérimental MP1 et de l'alliage 80-AA après des remises en solution supersolvus respectivement à 1195°C/1h et 1150°C/1h et un refroidissement contrôlé à 140°C/min.....	103
Figure III.25	Influence du temps et de température de revenu sur l'alliage NU1 après une remise en solution à 1145°C/24h et un refroidissement contrôlé à 100°C/min. Comparaison avec l'alliage NU9 (substitution de 1% de l'aluminium par du niobium).....	104
Figure III.26	Influence du temps et de température de revenu de 24h sur la dureté des alliages expérimentaux MP1 et MP3 et de l'alliage 80-ET après une remise en solution à $T_s - 25^\circ\text{C}/4\text{h}$ et un refroidissement contrôlé à 100°C/min.....	105
Figure III.27	Superalliage MdP : influence de la vitesse de trempe sur la taille des précipités γ'	106
Figure III.28	Facteurs de taille atomique des éléments pour la formation d'une solution solide avec du nickel.....	108
Figure III.29	Représentation schématique de la solidification d'un alliage ternaire Ni-Al-Ti de composition nominale M. Le chemin de solidification implique successivement le péristaltique P et l'eutectique E.....	109
Figure III.30	Observation de la précipitation γ' intra granulaire.....	110
Tableau I.1	Fonction des éléments sur les caractéristiques à chaud des superalliages ...	11
Tableau I.2	Températures de transformation de phase de l'alliage AM1.....	24
Tableau I.3	Traitements thermiques appliqués industriellement au René 80 et au N18....	29
Tableau I.4	Avantages et inconvénients des différents types de turbines.....	34

Tableau II.1	Présentation les types de défauts.....	48
Tableau III.1	Évolution de la perte de pression totale et de l'efficacité de la turbine en fonction des variations géométriques (macro- et micro-niveau).....	96
Tableau III.2	Composition chimique du René 80 (% en poids).....	100
Tableau III.3	Traitement thermique appliqué industriellement aux ébauches de disque en René80.....	102

Introduction Générale.

Introduction Générale :

Les conditions de fonctionnement des turbines sont extrêmement sévères. Les aubes des turbines doivent présenter des caractéristiques qui leur permettent de conjuguer une résistance élevée au fluage et à la fatigue thermomécanique, ainsi qu'une bonne tenue aux effets oxydants et corrosifs des gaz de combustion et de l'environnement. Jusqu'à aujourd'hui, les superalliages à base de nickel ont été privilégiés pour la fabrication des aubes, car ces matériaux présentent une excellente tenue mécanique à haute température, ainsi qu'une résistance à l'oxydation convenable.

Un superalliage ou alliage à haute performance est un alliage métallique présentant une excellente résistance mécanique et une bonne résistance au fluage à haute température (typiquement 0,7 à 0,8 fois sa température de fusion), une bonne stabilité surfacique ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation. Les superalliages présentent typiquement une structure cristalline cubique à faces centrées de type austénitique. Les éléments d'alliages d'un superalliage sont le plus souvent le nickel, le cobalt et le fer, mais aussi le titane et l'aluminium. Le développement des superalliages s'est appuyé à la fois sur des innovations dans les domaines de la chimie et des processus de fabrication, réalisées dans les domaines de l'aérospatial et de l'énergie. Les superalliages trouvent leurs applications habituelles dans les turbines des moteurs d'avion, les turbines à gaz, ou les turbines de l'industrie marine.

Le choix des superalliages durcis par précipités γ' résulte d'un compromis en termes de propriétés mécaniques et de mise en œuvre :

- les alliages durcis par solution solide possèdent une forgeabilité et des propriétés mécaniques médiocres vis-à-vis de l'application. De plus, leur microstructure est instable à haute température.
- les superalliages renforcés par précipitation γ' et γ'' sont plus facilement forgeables que les superalliages durcis par précipités γ' , mais ils possèdent une stabilité microstructurale médiocre.

René 80 est un superalliage de fonderie de précision qui est fréquemment utilisé pour des applications à haute température, en particulier pour les aubes et les pales des turbines à gaz. Pendant le service, il est exposé à des températures élevées ; cependant, les composants critiques des moteurs à turbine à gaz sont dégradés. Le phénomène de dégradation consiste soit en des alternances purement physiques, soit en des dommages métallurgiques qui réduisent la capacité des sections chaudes à résister aux contraintes de service. Cela réduit considérablement la durée de vie des sections rotatives qui se trouvent à proximité de l'entrée des gaz chauds.

Le phénomène de dégradation consiste soit en des alternances purement physiques, soit en des dommages métallurgiques qui réduisent la capacité des sections chaudes à résister aux

contraintes de service. Cela réduit considérablement la durée de vie des sections rotatives qui sont situées à proximité de l'entrée des gaz chauds.

Pour mener à bien ce travail, nous avons jugé utile de diviser ce mémoire en trois chapitres :

- ✓ Le premier chapitre présente une synthèse sur les superalliages et les aubes utilisés dans les turbomachines.
- ✓ Dans le deuxième chapitre est consacré à l'étude des défauts et dégradations ailettes turbine.
- ✓ La troisième et le dernier chapitre est consacré de les études et Améliorations et à la description du processus de traitement thermique et les techniques appliquées aux matériaux (RENE 80).

Chapitre I : **Les superalliages.**

I.1. Introduction:

L'utilisation de plus en plus sévère d'organes ou de pièces mécaniques soumises à des sollicitations thermiques, mécaniques ou thermomécaniques, a conduit au développement d'une gamme assez large d'alliages réfractaires depuis plusieurs décennies. La course vers une meilleure performance dans le domaine du transport ou de l'énergie a induit un développement et une amélioration continue d'alliages métalliques de plus en plus spécifiques (superalliage ou alliage à haute performance).

Ces alliages ont un double avantage : d'une part, résiste à l'oxydation, à l'air libre ou en présence de gaz, et d'autre part, garder un niveau de résistance suffisant sous des sollicitations élevées et une excellente résistance mécanique et une bonne résistance au fluage à haute température.[1]

I.2. Historique du développement des superalliages:

Le terme de « superalliages » désigne une vaste famille d'alliages à base de nickel, cobalt ou fer, possédant de très bonnes performances à haute température. Une définition générale a été donnée par Chester T. Sims en 1972 : « Un superalliage est un alliage basé sur les éléments du groupe VIIIA (Figure I-3), développé pour une utilisation à température élevée, combinant résistance mécanique et stabilité de surface. ». Les superalliages sont donc des alliages possédant de très bonnes propriétés mécaniques (notamment en fluage) à des températures proches de point de fusion, combinées à une très bonne résistance à la corrosion à haute température. Ils sont tout d'abord été utilisés pour les moteurs d'avion, puis pour les turbines à gaz industrielles ou marines, les moteurs de fusée, les réacteurs nucléaires, les usines chimiques et pétrochimiques.[8]

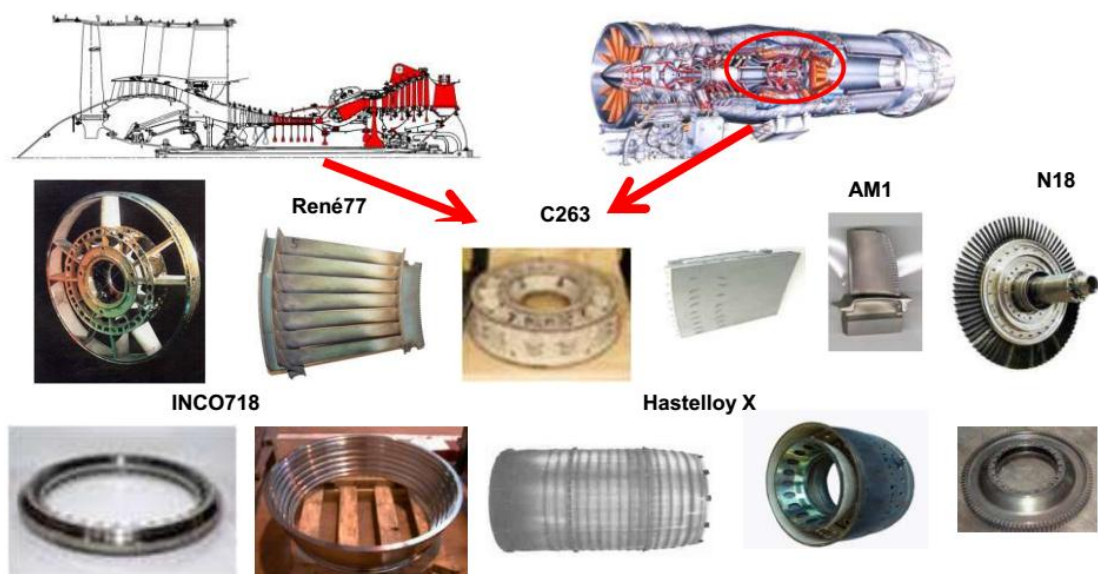


Figure I-1 : Les superalliages dans les turboréacteurs aéronautiques.[10]

Les superalliages à base de nickel sont nés à partir des aciers à la fin des années 20. En France, Chevenard eut l'idée d'ajouter de l'aluminium et du titane à un acier contenant un fort pourcentage de nickel, ce qui engendra un renforcement par formation de précipités d'une phase de type Ni₃Al. La même année aux Etats-Unis, Bedford, Pelling et Merica firent la même chose avec un alliage nickel-chrome 80/20. Depuis, des progrès n'ont cessé d'être réalisés, non seulement par l'optimisation de leur composition mais aussi par l'amélioration des méthodes d'élaboration et des traitements thermiques. En particulier, l'utilisation du procédé de coulée et de solidification dirigée a permis de développer une nouvelle famille d'alliages, les superalliages monocristallins.[8]

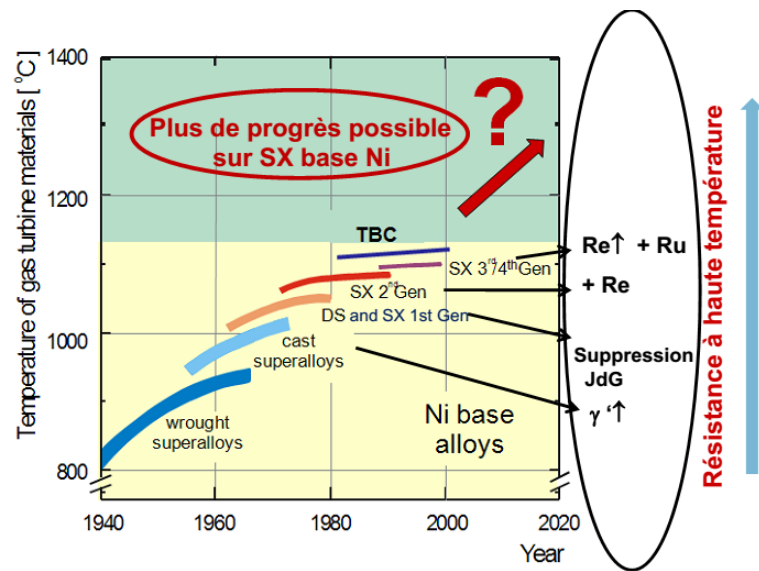


Figure I-2 : Enjeux Matériaux futurs pour très hautes températures.[10]

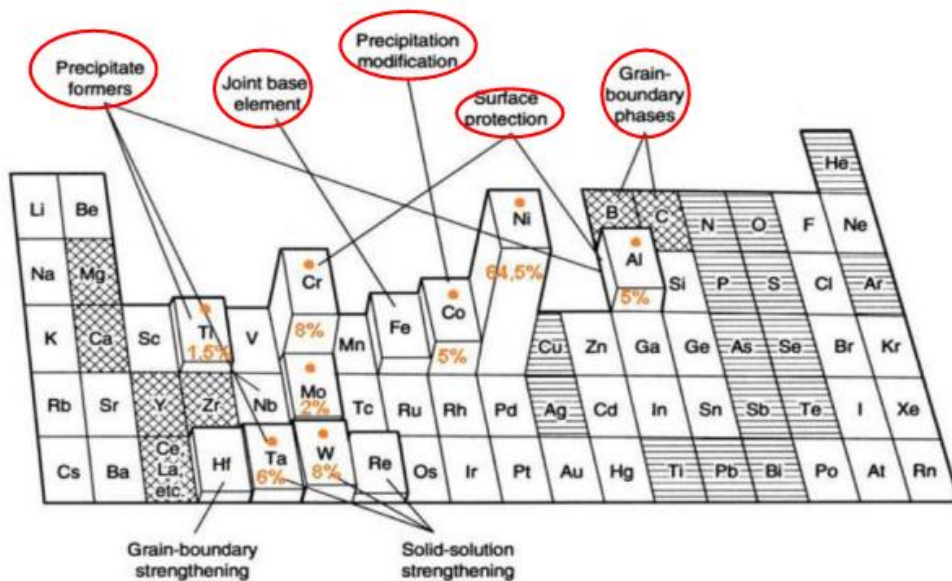


Figure I-3: Tableau des principaux éléments périodique des éléments d'alliage de base sur le groupe VIII B.[10]

Les superalliages à base de nickel, qui font l'objet de notre étude, présentent l'un des meilleurs compromis entre bonne résistance à l'oxydation et bonnes propriétés mécaniques à températures élevées (Figure I-4).[9]

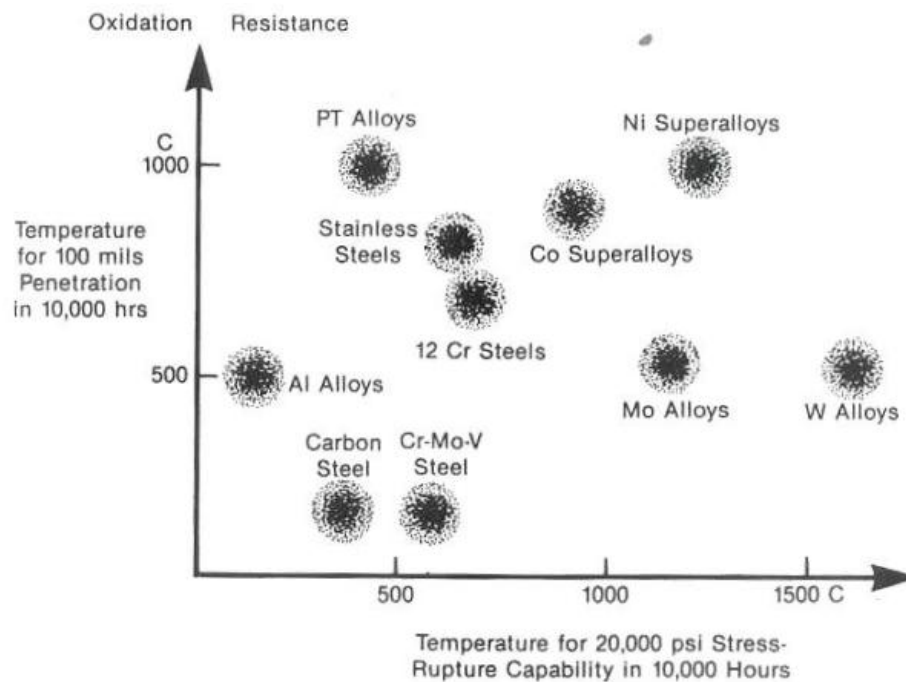


Figure I-4 : Résistances mécanique et à l'oxydation de différents alliages.[9]

Les alliages à base de nickel – phase austénitique γ -Ni (CFC) - sont durcis par des précipités cohérents intermétalliques de type : γ' - Ni₃X (X = Al, Ti, Ta) et par des carbures répartis dans la matrice γ/γ' en volume et aux joints de grains. Le pourcentage des phases γ' améliore la tenue mécanique, ce qui se traduit par une augmentation (jusqu'à 55%) de cette phase dans les alliages les plus avancés, voire de 70% pour les alliages monocristallins.[9]

I.2.1. Microstructure et rôle des éléments d'alliage:

Les superalliages à base de nickel sont constitués d'une matrice austénitique (γ), cubique faces centrées, et de précipités de phase (γ') -Ni₃Al (Figure I-5 & I-6). La solution solide (γ) peut être renforcée par des éléments d'addition. En effet, cette phase admet beaucoup d'éléments en solution solide, tels que le molybdène, le tungstène, le rhénium, le chrome et le cobalt. Le molybdène, le tungstène et le rhénium durcissent la solution solide (γ). Le chrome apporte essentiellement une protection contre l'oxydation et la corrosion, en formant en surface des oxydes de chrome Cr₂O₃. [8]

Le cobalt renforce légèrement la phase (γ) mais il réduit surtout la solubilité de l'aluminium dans la matrice, augmentant ainsi la température de solvus de (γ' - Ni₃Al). Le mode de renforcement majeur est dû à la précipitation cohérente de la phase (γ' - Ni₃Al). La présence d'aluminium est aussi essentielle par formation d'une couche d'alumine stable Al₂O₃ à haute

température. Le titane, le tantale et le niobium durcissent la phase (γ') et la stabilisent dans le domaine de température 760-1100°C, ils forment aussi des carbures MC.

L'inconvénient majeur de l'ajout de chrome et d'éléments lourds comme Mo, W, Ta et Re est leur tendance à former des phases fragilisantes dites TCP (Topologically Closed Package) du type σ , μ et Laves sous forme de grandes plaquettes.[8]

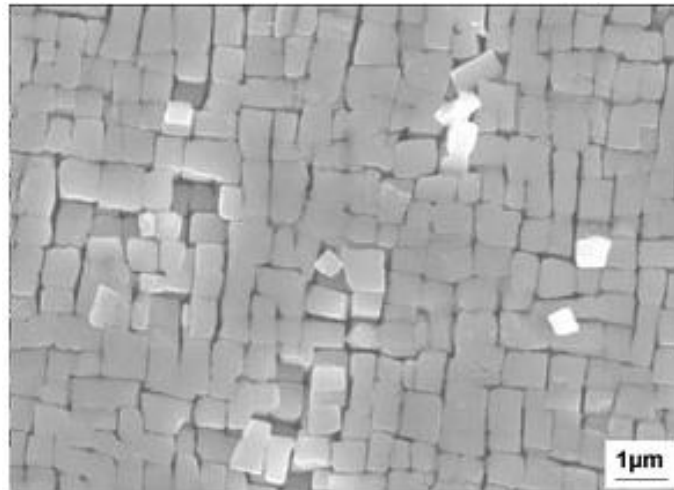


Figure I-5 : Microstructure typique d'un superalliage monocristallin (CMSX-4). Image MEB, révélant les cubes γ' -Ni₃Al après attaque électrochimique de la matrice γ (Electrolyte : acide perchlorique 20%, éthanol 70%, éthylène glycol monobutyl éther 10%, 3A, 2V).[8]

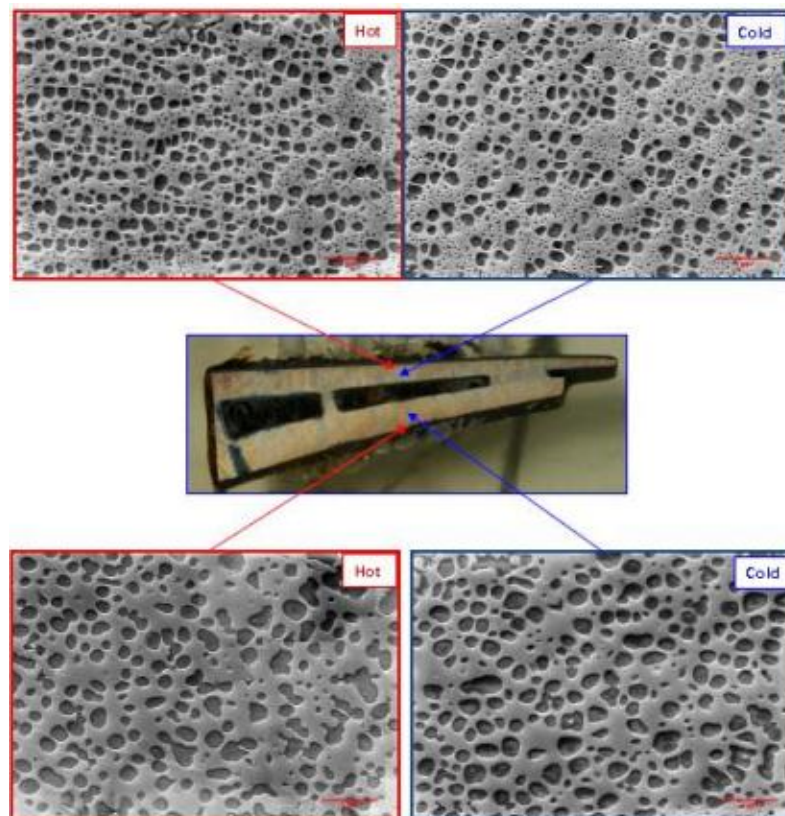


Figure I-6 : Microstructure de superalliage selon la température d'utilisation.[5]

I.2.2. Les superalliages à base de nickel monocristallins:

Pour aubes de turbine à gaz le procédé de solidification dirigée a d'abord permis l'élaboration d'aubes à grains colonnaires dans les années 60 puis monocristallines dans les années 70. L'élimination des joints de grains a amélioré la ductilité à température élevée du superalliage. En effet, en supprimant les sites d'initiation des fissures, un traitement de remise en solution permettant l'optimisation de la microstructure γ' et donc le renforcement, est alors possible sans risque de fissuration. Les superalliages monocristallins ont aussi une excellente résistance au fluage, de par l'élimination des joints de grains perpendiculaires à l'axe de contraintes. Ils ont aussi une résistance à la fatigue thermique supérieure grâce à une orientation $\langle 001 \rangle$ parallèle à la direction de solidification.

La microstructure des superalliages monocristallins est identique à celle des superalliages conventionnels, ils sont constitués de précipités cubiques γ' dans une matrice γ , mais la fraction de γ' est plus importante, de quelques carbures et borures, ainsi que de phases TCP. Ainsi, grâce à leurs très bonnes propriétés mécaniques et leur stabilité de surface à haute température, les superalliages à base de nickel sont utilisés dans les parties les plus chaudes des turbines à gaz aéronautiques, industrielles ou marines.

Pour accroître le rendement des turbines à gaz, il est nécessaire d'augmenter les températures de fonctionnement, donc d'améliorer les propriétés mécaniques des superalliages.

Les propriétés mécaniques des superalliages ont été nettement améliorées grâce à l'optimisation de leur composition, en diminuant notamment les teneurs en chrome mais surtout grâce à la technique de solidification dirigée, qui a permis d'obtenir des aubes monocristallines. Or, la diminution du taux de chrome s'est généralement accompagnée d'une diminution de la résistance à la corrosion. Les températures de fonctionnement sont maintenant limitées par la température maximale d'utilisation des superalliages. Pour pallier ces deux problèmes, parallèlement à l'évolution de la conception des superalliages, des revêtements protecteurs aluminiformes ont été développés afin de permettre l'utilisation des superalliages dans un domaine de température où les problèmes de corrosion n'interviennent plus ($T > 950^\circ\text{C}$). [8]

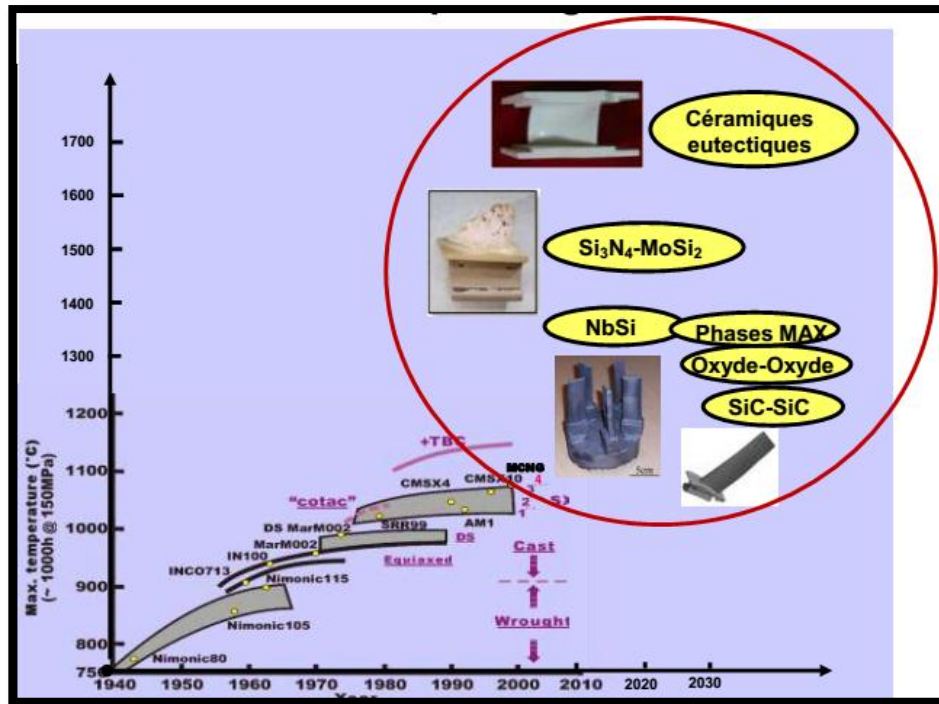


Figure I-7 : Matériaux au-delà des superalliages monocristallins.[10]

I.2.2.1. Évolution des superalliages:

Après la seconde guerre mondiale, l’aviation prît une part importante dans l’économie créant ainsi une course à la performance en Europe et aux États Unis, et un développement des recherches sur les alliages pour les applications à haute température. En effet, les aciers subissaient des dégradations catastrophiques aux températures exigées par les motoristes. Des nouveaux matériaux ont été élaborés à partir de différents composants. La combinaison de ces éléments confère des propriétés si avantageuses méritant alors le préfixe de « super ». Trois familles de superalliages existent, classées en fonction de l’élément majeur dit de base : nickel-fer, cobalt ou nickel.[2]

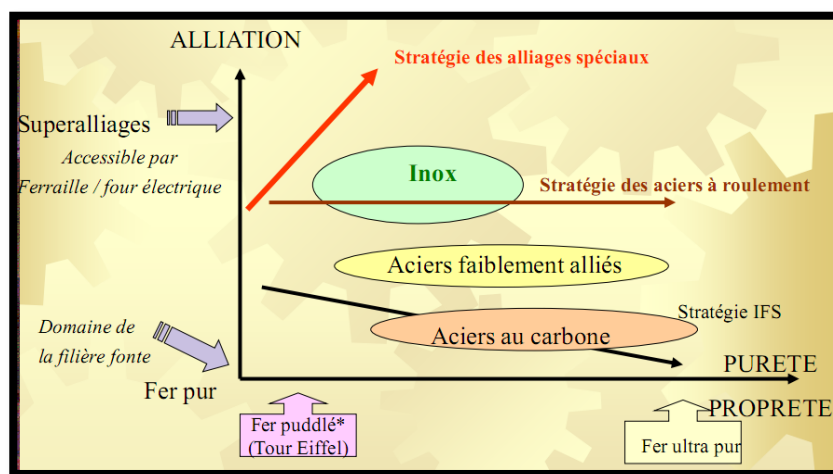


Figure I-8 : Le Positionnement des superalliages.[1]

La suite de ce manuscrit est uniquement consacrée aux superalliages à base nickel. L'un des premiers superalliages conçus fût le Nimonic 80. Il est constitué majoritairement de nickel et de 20% de chrome, ajouté pour des questions de tenues à l'oxydation. En moindre proportion, il contient également de l'aluminium et du titane pour renforcer ses propriétés mécaniques à chaud par durcissement dû à la présence de précipités. La composition des superalliages a alors beaucoup évolué pour s'adapter aux applications, et le nombre d'éléments présents dans le superalliage a augmenté.

En parallèle, de nouveaux procédés de mise en forme se sont développés. Notamment le processus de solidification dirigée a permis, en 1960, d'obtenir des superalliages avec des grains orientés parallèlement à la direction principale de contrainte de manière à diminuer le fluage aux joints de grains (Figure I-9b). Dix ans plus tard, un nouveau procédé a été mis au point afin de supprimer les défauts que pouvaient induire les joints de grains (sites préférentiels d'amorçage de fissures) et ce dernier a ainsi permis d'obtenir des superalliages monocristallins (Figure I-9c) dotés d'une meilleure résistance en fluage. Pour maximiser les propriétés de ces alliages, des compositions chimiques spécifiques ont été définies pour les monocristaux dans les années 1980.

Il s'agit de la 1^{ère} génération de superalliage à base nickel monocristallin, qui est uniquement constituée d'une matrice γ et de précipités γ' (Figure I-10). Puis, afin d'augmenter les propriétés en fluage, du rhénium a été ajouté de 3% (2^{ème} génération) à 6% (3^{ème} génération) en masse. Cet élément permet de ralentir la coalescence des précipités mais provoque cependant l'apparition d'autres phases intermétalliques (appelées TCP Topologically Closed Packed) non désirables qui affaiblissent grandement le matériau. L'ajout de ruthénium a ensuite permis de neutraliser la fragilisation induite par le rhénium, correspondant à la 4^{ème} génération, qui présente donc d'excellentes propriétés en fluage.[2]

Les composants sont souvent produits par solidification soigneusement contrôlée de manière à obtenir une structure directionnellement solidifiée optimale ou une structure monocristalline régulière. Ces composants peuvent résister jusqu'à 1000° C, contrairement aux aciers classiques.[5]

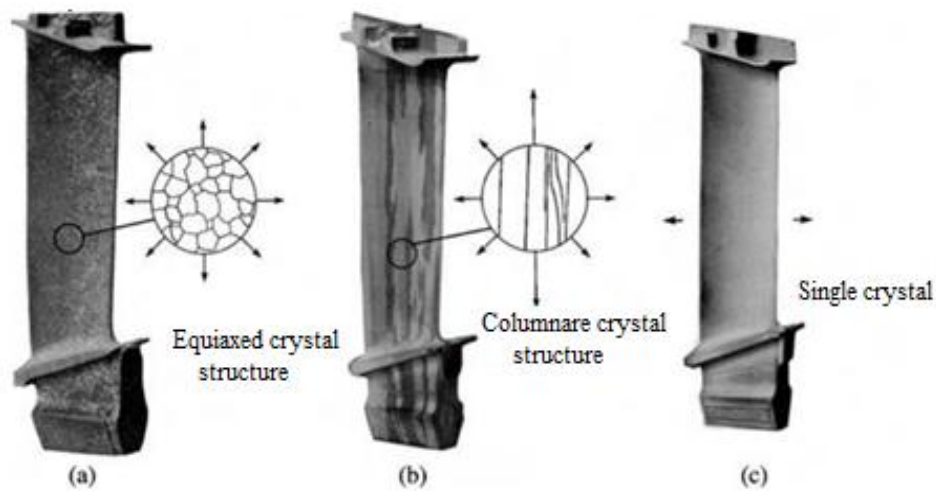


Figure I-9 : Évolution des microstructures des aubes de turbine, équiaxe (a), colonnaire(b) et monocristalline (c).[5]

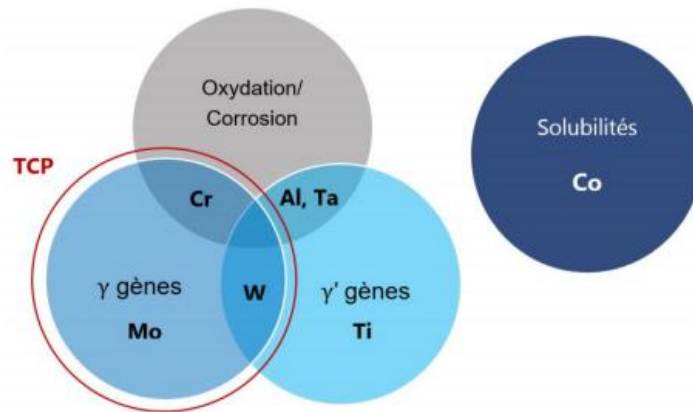


Figure I-10 : Schéma des effets des différents éléments d'alliage des superalliages monocristallins base Ni de 1^{ère} génération.[2]

I.2.2.2. Les différents types des superalliages à base de nickel:

Les superalliages réfractaires se répartissent en 3 groupes :

- Les superalliages à base de Cobalt ;
- Les superalliages à base de Fe – Ni;
- Les superalliages à base de Nickel.[1]

I.2.2.2.1. Les Superalliages à base de cobalt:

Sont durcis par la précipitation de carbures, par durcissement en solution solide et, à un degré moindre, par la précipitation de phases intermétalliques. Ces précipités intermétalliques ayant un effet moins durcissant que la phase γ' dans les superalliages de nickel, les superalliages de cobalt sont moins résistants mécaniquement que les superalliages de nickel en dessous de 1100° C ; ils sont en revanche plus résistants au-dessus de cette température (dissolution de la phase γ' dans les superalliages de nickel au-dessus de 1000°C environ). Les superalliages à base

de cobalt doivent contenir plus de chrome (25 à 30 %) que ceux de nickel pour résister à la corrosion à haute température (Figure I-11).[1]

Tableau I-1 : Fonction des éléments sur les caractéristiques à chaud des superalliages.[1]

Élément	Fonction
Chrome	Résistance à l'oxydation Formation de carbures $M_{23}C_6$ et M_7C_3
Molybdène Tungstène	Durcissement de la solution solide Formation de carbures M_6C et MC
Titane	Formation de carbure TiC Formation de la phase γ' [$Ni_3(AlTi)$]
Aluminium	Formation de la phase γ' [$Ni_3(AlTi)$] Résistance à l'oxydation
Cobalt	Durcissement de la solution solide Accroît la température de dissolution de la phase γ'
Bore Zirconium	Augmentation de la ductilité et de la résistance au fluage
Niobium	Formation de Ni_3Nb et de carbure NbC
Carbone	Formation de carbures MC , M_6C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 Efficace surtout aux températures élevées

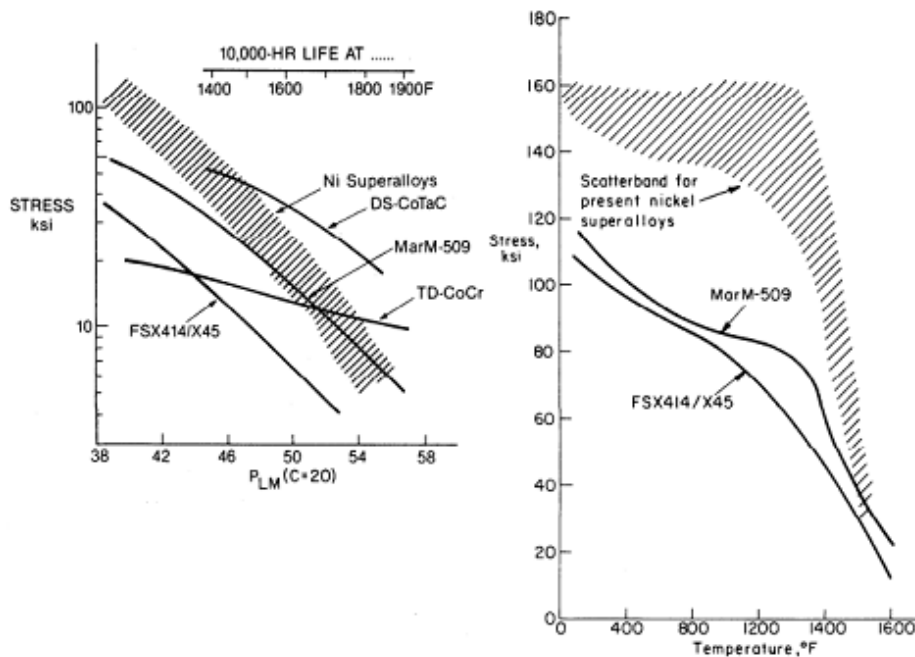


Figure I-11 : Comparaison schématisée de propriétés mécaniques de superalliages base cobalt et superalliage base Nickel.[1]

I.2.2.2. Les superalliages à base de Fe – Ni:

Le nom de marque déposée, Incoloy, est appliqué en tant que nom de préfixe à plusieurs alliages métalliques, à haute résistance à la corrosion et fortement résistant aux températures élevées, produit par des corporations spéciale en métaux. Ces alliages Incoloy sont des alliages à base de nickel qui révèle des caractéristiques qui incluent une bonne résistance à la corrosion dans des milieux aqueux, une excellente résistance à l'oxydation et au fluage, une bonne résistance à la rupture, et la facilité de fabrication.[11]

I.2.2.3. Les superalliages à base de Nickel:

Ils sont connus notamment sous les noms de marques **Inconel**, ils présentent d'ailleurs de très nombreuses nuances dont des alliages **super réfractaires** utilisés à hautes températures.[3]

Au total, les superalliages à base nickel peuvent contenir jusqu'à 10 éléments, offrant une combinaison de propriétés en termes de résistance au fluage et à l'oxydation. Il existe donc de nombreuses possibilités en termes de composition. Néanmoins, très peu de nouveaux superalliages monocristallins base nickel ont été développés dernièrement pour des raisons économiques. Le choix se porte généralement sur des superalliages déjà développés avec des propriétés connues et un procédé abouti. Cela permet en effet un gain de temps important par rapport au développement de nouveaux superalliages même si ceux-ci pourraient offrir de meilleures performances.

À l'heure actuelle, ces matériaux sont employés dans différents domaines d'activité. Ils sont surtout appréciés pour leurs hautes propriétés thermomécaniques et leurs résistances à la corrosion/oxydation. Le plus souvent ils sont utilisés pour des pièces destinées à des turbines que ce soit dans l'aéronautique, l'énergie ou les usines chimiques mais également pour d'autres applications nécessitant des matériaux performants.

Les principales faiblesses des superalliages sont leur densité élevée (comprise entre 8 et 9 en moyenne), leur coût et leur faible usinabilité. En effet, l'indice de performance qui guide le choix des matériaux pour une pièce sollicitée en traction par une force centrifuge à haute température est le rapport de la contrainte de fluage sur la densité. Les superalliages à base nickel sont en concurrence avec les superalliages à base cobalt ou à base fer en fonction des applications. Mais ils le sont également avec les alliages intermétalliques TiAl (de densité moitié) pour des propriétés similaires dans certaines gammes de température.[2]

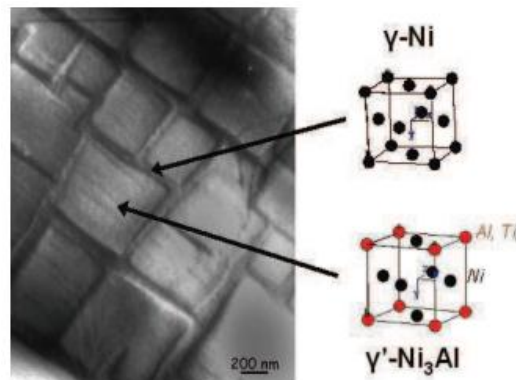


Figure I-12 : Microstructure typique d'un superalliage base nickel γ/γ' et phases cristallines associées.[11]

I.2.3. Composition chimique des superalliages:

La composition des superalliages est le résultat d'un compromis entre plusieurs objectifs qui sont :

- ❖ La possibilité de réalisation en utilisant un procédé de fabrication donné.
- ❖ La résistance à la corrosion sèche.
- ❖ La résistance mécanique telles que :
 - ✓ La résistance à la traction, au fluage et à la fatigue, ce qui implique une stabilité de la structure métallurgique en service. Il faut régler finement la composition chimique pour bien obtenir les deux phases γ et γ' .
 - ✓ Cela est d'autant plus difficile car le moindre ajout d'additif fait varier le taux de différentes phases ;

- Il faut connaître précisément la répartition des additifs entre les deux phases.

- De plus, la composition chimique influence grandement la durée de vie en contrainte du superalliage.[12]

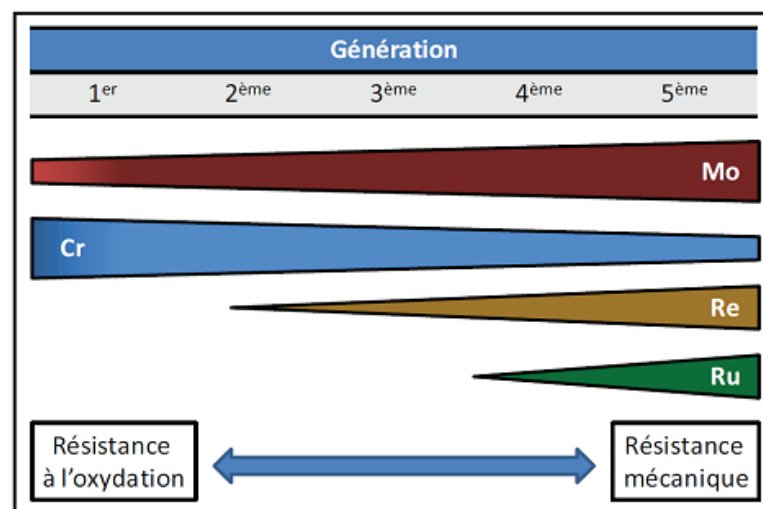


Figure I-13 : Différentes générations de superalliages et leur variation de composition, d'après W. Ru.[11]

Celle-ci peut varier de moins de 200 heures à plus de 1000 heures pour une même température de service.[11]

Développés pour des applications à haute température, les superalliages sont des alliages de base fer, nickel ou cobalt (éléments du groupe VIII B) présentant des caractéristiques mécaniques élevées à chaud et une faible réactivité chimique (Inoxydabilité)(Figure I-14). Les ailettes mobiles de la turbine, du fait des fortes contraintes mécaniques auxquelles elles sont soumises, sont presque toujours en superalliage de nickel ; les superalliages de cobalt sont plus souvent utilisés pour les aubages fixes.[1]

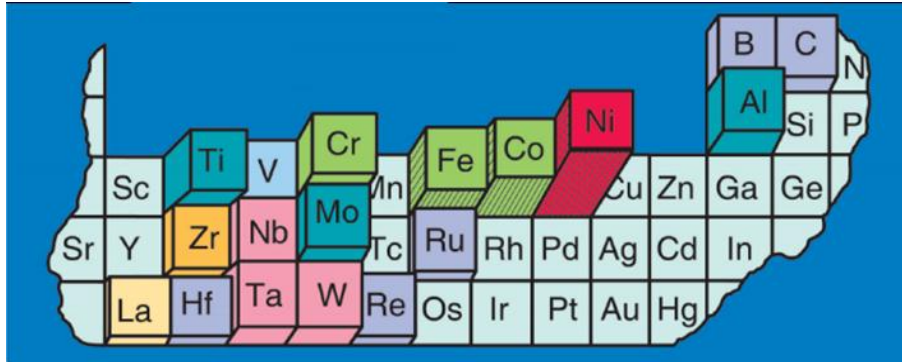


Figure I-14 : Tableau périodique des éléments des superalliages base sur le groupe VIII B.[1]

I.2.3.1. Solidification équiaxe:

Lorsque ce refroidissement est lent et que la solidification s'opère de façon naturelle, c'est-à-dire sans intervention après la coulée du métal jusqu'à son refroidissement total, les mécanismes de germination et de croissance génèrent une structure qui présente de fortes hétérogénéités de composition. Il en découle de faibles caractéristiques mécaniques et des durées de vie en service aléatoires.

Dans le cas précis des aubages de turbine, domaine privilégié d'application de la technique de fonderie décrite ci-dessus, les joints de grains dans les pièces moulées demeurent, pour les alliages mis en œuvre, des zones de fragilité et des sites préférentiels d'initiation et de propagation des fissures, de fatigue thermique notamment. Ainsi sont apparus au plan industriel respectivement deux autres types de solidification, destinés à minimiser les effets néfastes des joints de grains dans les pièces moulées :

- ❖ Dans les années 70, une technique dite de solidification dirigée colonnaire dans laquelle, on oriente tous les joints de grains dans une même direction ;
- ❖ Dans les années 80, une technique dite de solidification dirigée monocristalline, dérivée de la précédente et dans laquelle, on supprime totalement les joints de grains.

Ces techniques développées initialement en laboratoire ont trouvé maintenant leur plein essor industriel dans les plus grandes entreprises de fonderie actives sur le marché international.

La figure I-15 : montre trois aubes de turbines : le premier est à texture de grains équiaxes conventionnelle, la seconde est à texture colonnaire, la troisième ne comprend qu'un seul grain.[19]

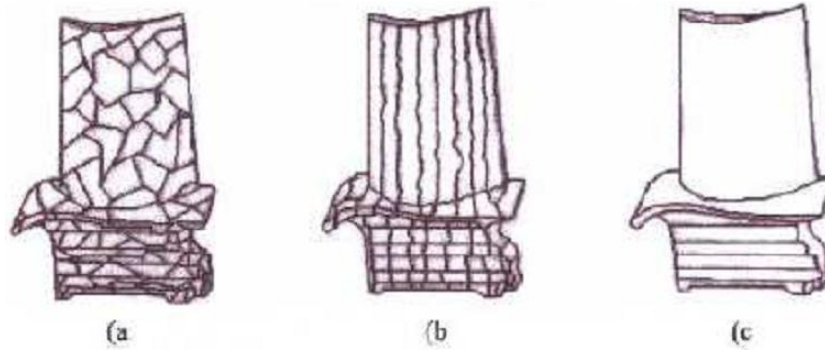
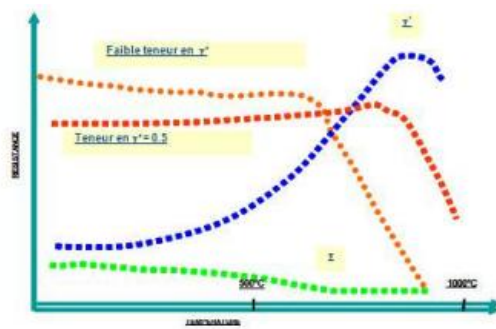


Figure I-15: textures de grains de coulée d'ailettes d turbine moulées, (a) fonderie conventionnelle (grains équiaxes) ; (b) solidification dirigée (grains colonnaires) ;(c) solidification dirigée+ sélection de grain (mono grain).[19]

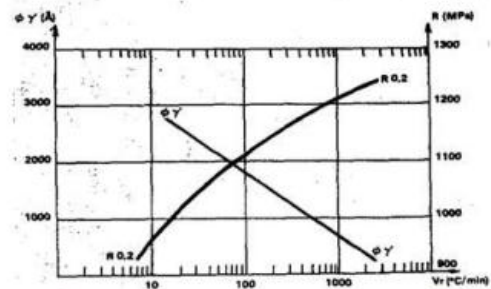
I.2.3.2. Modes de renforcement:

Les mécanismes de renforcement des superalliages à base de nickel incluent, en plus du renforcement de la solution solide par les éléments d'addition, le durcissement par précipitation.

Le durcissement par précipitation comprend évidemment la précipitation de la phase γ' , mais d'autres phases comme les carbures ou les borures peuvent apporter un renforcement à basse température si leur fraction volumique reste faible. Ils peuvent cependant avoir une influence néfaste sur la vitesse de fluage et la résistance à la rupture.[8]



Effet du taux de γ' sur la résistance



Relations entre vitesses de refroidissement, taille des γ' et R0,2

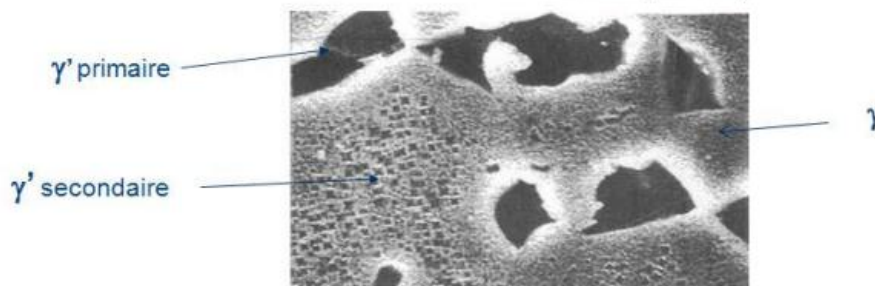


Figure I-16 : Particularité du durcissement par γ' . [10]

I.2.4. Structure d'un superalliage à base de nickel:

Les superalliages à base de nickel contiennent des précipités cohérents de la phase ordonnée γ' dans la matrice CFC γ . Donc, un superalliage es composé de :

- Une matrice austénitique : système CFC désordonné.
- Des précipités formant un système CFC ordonné Ni_3Al .

Ces deux phases sont mixées qu'il y ait rupture de la structure (Figure I-17).[3]

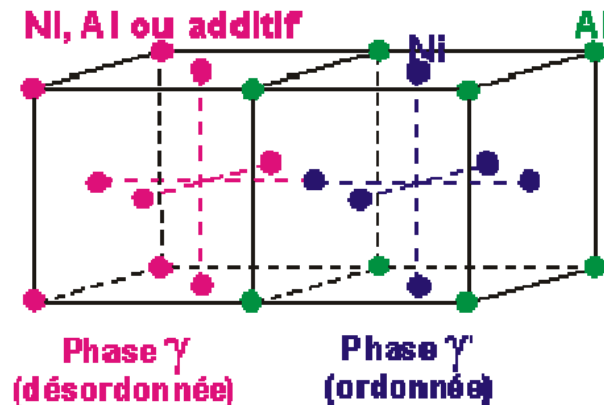


Figure I-17 : Ces deux phases sont mixées sans qu'il y ait rupture de la structure.[3]

Matrice Austénitique (CFC) $\rightarrow (\gamma)$ Ni-Cr-Al :

- ❖ Précipités durcissant cohérents $\rightarrow (\gamma')$ $\text{Ni}_3\text{Al, Ti}$ ou γ'' Ni_3Nb ;
- ❖ Carbures, borures ... ;
- ❖ Phases TCP (Topological Compact Phases): $\sigma, \mu \dots$

I.2.4.1. Les superalliages monocristallins base de nickel:

Ces propriétés sont obtenues principalement par durcissement structural (Précipitation de phases intermétalliques de type Ni_3M { $\text{M} = \text{Al, Ti, Nb}$ }), la matrice pouvant de plus être renforcée par l'addition d'éléments durcissant en solution solide (molybdène ou tungstène par exemple). Par ailleurs, la présence de chrome dans ces alliages est indispensable pour renforcer leur résistance à l'oxydation, grâce à la formation d'une couche d'oxyde protectrice de Cr_2O_3 , une résistance optimale à l'oxydation est obtenue avec 15 à 30 % de chrome.[1]

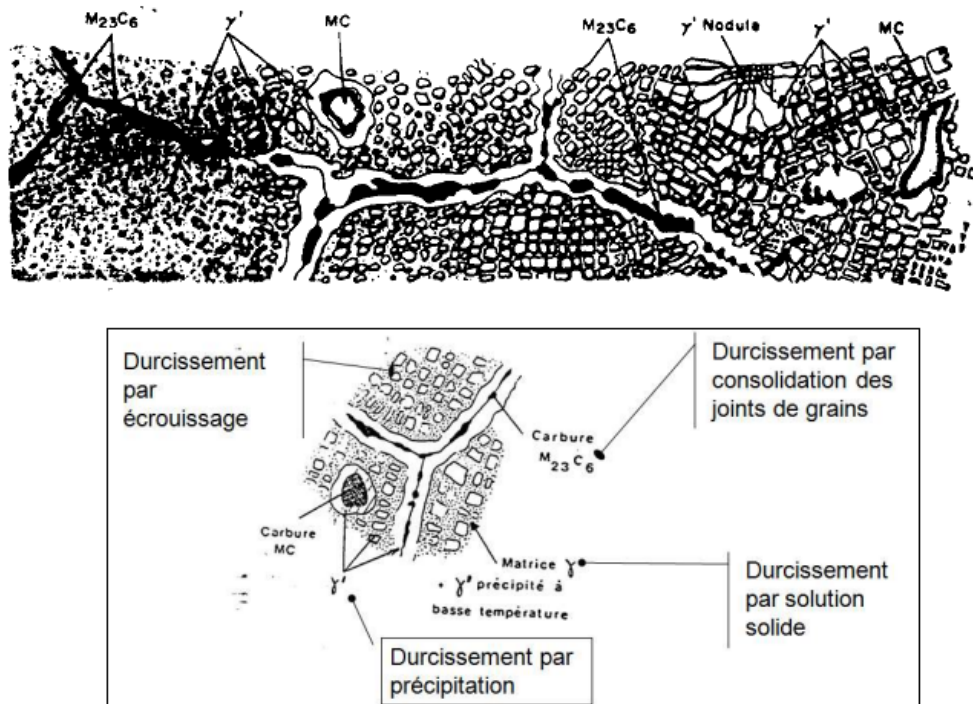


Figure I-18 : Microstructures dans les superalliages base Ni.[10]

I.2.4.2. Eléments d'alliages:

Les superalliages monocristallins à base nickel sont composés de plusieurs éléments amenant chacun un avantage en termes de propriétés. L'élément de base en plus grande quantité est le nickel. Celui-ci permet d'obtenir et de garder une structure cubique face centrée (CFC) (Figure I-19b) jusqu'à la température de fusion. Cette structure austénitique est désirée du fait de son faible coefficient de dilatation. Les propriétés mécaniques des superalliages monocristallins dépendent fortement du durcissement lié à la présence des précipités γ' qui ont une structure cristalline CFC organisée L_{12} proche de celle de Ni_3Al (Figure I-19c). Cette phase se forme grâce aux éléments dit γ' gènes comme Al (Figure I-19a), Ti et Ta. L'aluminium permet d'obtenir une grande stabilité de sa structure cristalline tandis que le titane et le tantale jouent un rôle au niveau de sa stabilité thermique. En fonction de leur forme, leur répartition et de leur fraction volumique, ces précipités vont servir d'obstacles aux mouvements des dislocations, et vont donc améliorer la résistance mécanique.[2]

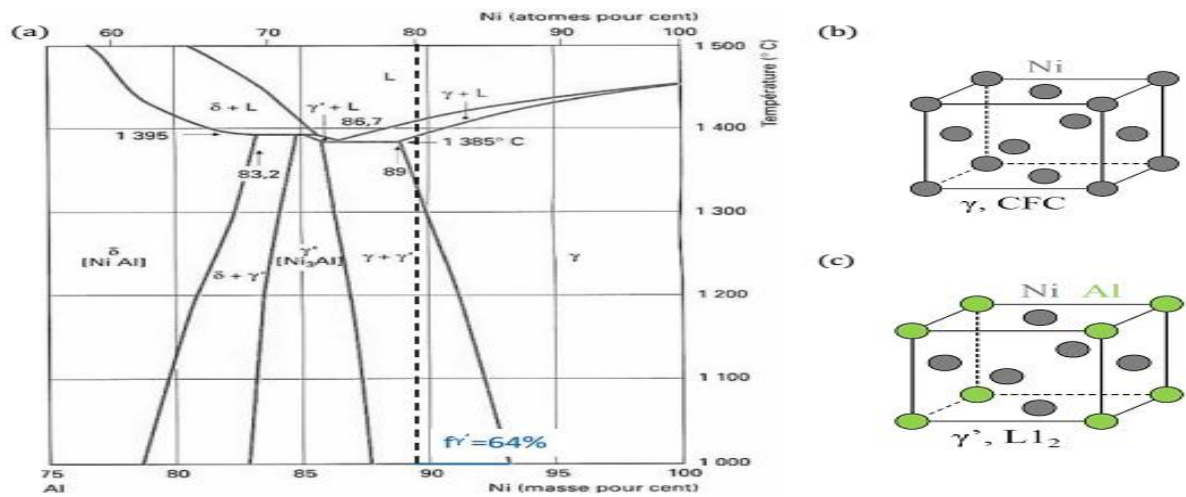


Figure I-19 : Diagramme Ni-Al (a) et structures cristallines de la phase γ (b) et γ' (c).[2]

I.2.4.3. La matrice austénitique γ :

Contient une forte concentration d'éléments en solution solide (Co, Cr, Mo, W) ainsi que d'autres éléments tels que le fer, le titane et aluminium. Le cobalt réduit la solubilité de l'aluminium et du titane dans la matrice et aide indirectement à maintenir de hautes caractéristiques mécaniques à haute température. Le durcissement de la solution solide par le tungstène et le molybdène est dû à leur faible diffusivité, les autres éléments ayant d'avantage tendance à diffuser aux températures supérieures à $0,7 * T_f$.[1]

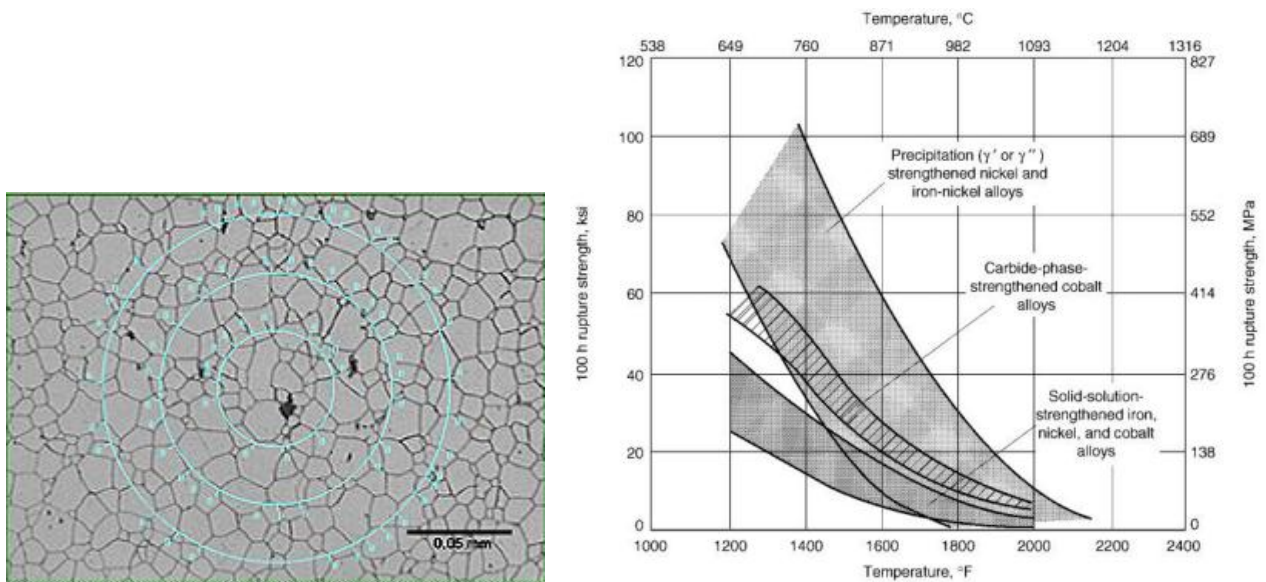


Figure I-20 : Image MET taille de grain austénitique γ & La résistance à la rupture des superalliages austénitique.[1.5]

I.2.4.4. Phase γ' :

Principale responsable du durcissement structural des superalliages de nickel, est constituée de précipités intermétalliques de type A3B et de structure CFC, en cohérence avec la matrice austénitique. D'une bonne ductilité, cette phase a tendance à coalescer ("coarsening") aux températures supérieures à $0,7 \cdot T_f$, entraînant une diminution de la résistance au fluage. On retarde le grossissement des précipités γ' et leur transformation en une phase indésirable grâce à une teneur suffisante en niobium et en tantale.[1]

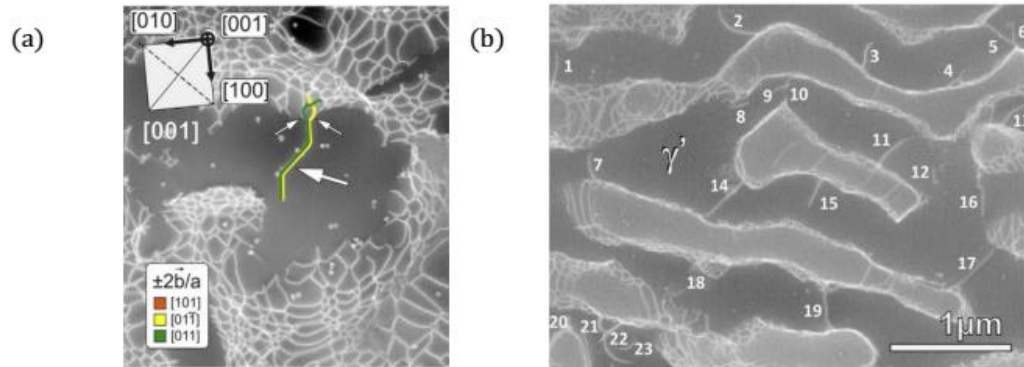


Figure I-21 : Clichés STEM de super dislocations dans γ' (a) divisée en deux super partielles et (b) numérotées.[2]

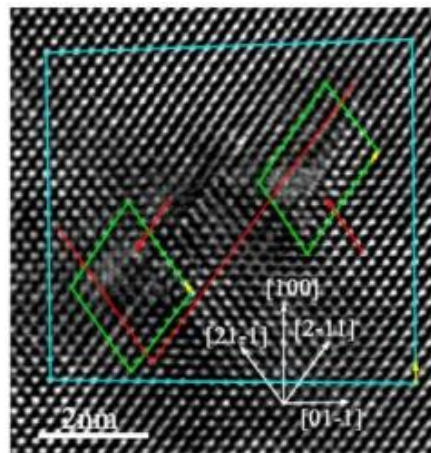


Figure I-22 : Cliché MET Haute Résolution des super partielles qui composent une dislocation $[100]$ dans la direction $[011]$. [2]

I.2.4.5. Importance de la phase γ' :

Les hautes performances mécaniques des superalliages monocristallins à base nickel sont étroitement liées à la précipitation de la phase intermétallique γ' .

En effet, les dislocations soit cisailent les précipités, soit les contournent pour se déplacer et déformer ainsi plastiquement le matériau. Le mécanisme le plus favorable énergétiquement est celui qui est activé, ce qui dépend fortement de l'interface, la taille, de la distance entre précipité et de la température.[2]

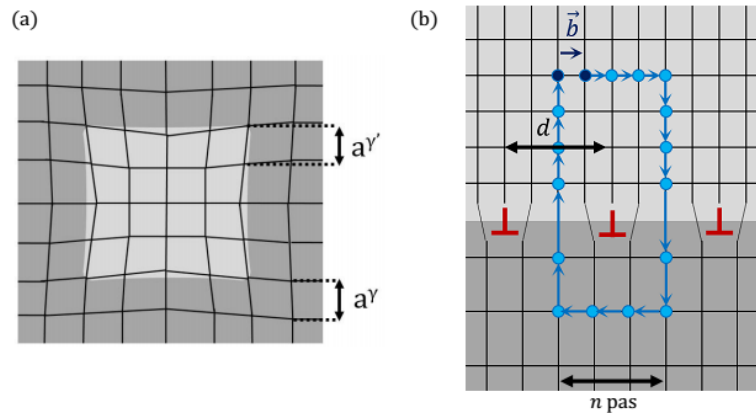


Figure I-23 : (a) Représentation d'un précipité cohérent γ' dans une matrice γ d'un superalliage à l'état initial et (b) avec une microstructure mise en radeaux contenant des dislocations aux interfaces. b le vecteur de Burgers et d la distance moyenne entre deux dislocations. n le nombre de pas du circuit de Burgers.[2]

I.2.4.6. Carbure:

En quantité limitée (0,05 à 0,15 % C), ils ont un effet bénéfique sur La résistance à la rupture à haute température, mais leur influence est moindre que celle de la phase γ' .[1]

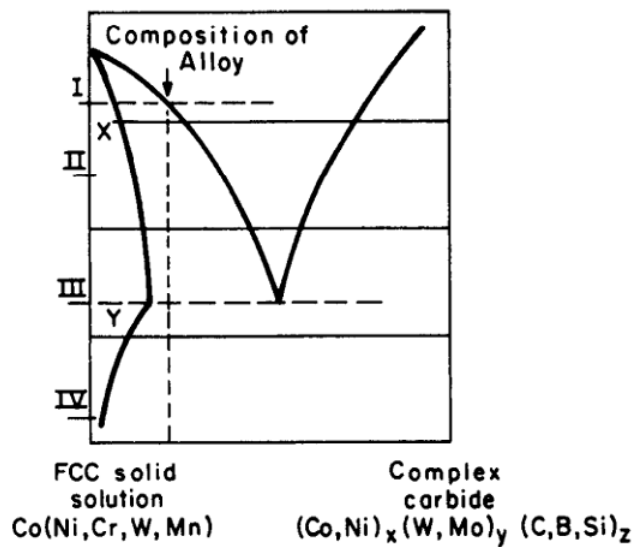


Figure I-24 : Représentation schématique de formation dans les superalliages base cobalt.[1]

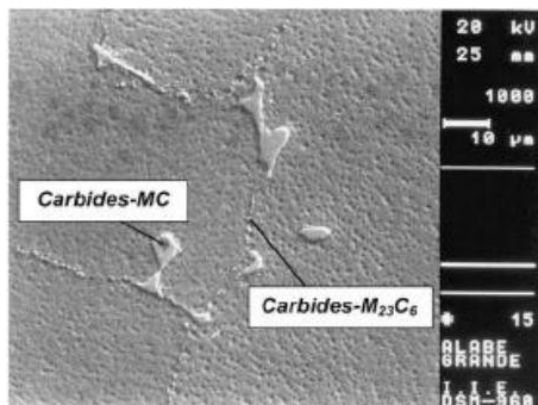


Figure I-25 : Particules de carbure et limites de grains de la zone de lame de l'ailette.[18]

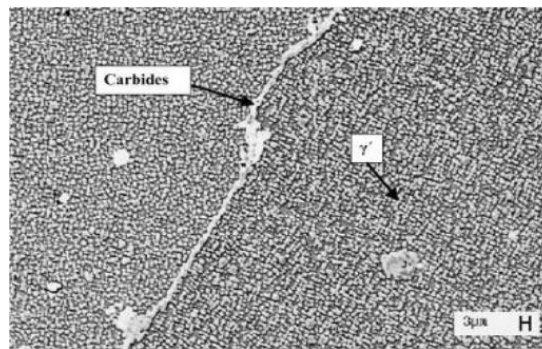


Figure I-26 : Bande continue des limites des grains et carbures CO.[18]

I.2.4.7. Borures:

Le bore, à des teneurs de 50 à 500 ppm (1 partie pour million (10^{-6})), est un élément essentiel des superalliages. Il améliore la résistance au fluage et la ductilité des alliages, mais le mécanisme de l'action des borures n'est pas encore totalement compris.[1]

I.2.5. Caractéristiques général des superalliages:

Deux familles de superalliages sont employées : les « base nickel » et les « base cobalt » (le terme « base » précise le métal qui est le plus abondant). En partant du nickel pur, métal qui s'oxyde et qui flue dès 600°C à 700°C , l'addition de 20 % en poids de chrome conduit à un alliage dont la résistance à l'oxydation est bonne jusqu'à 1000°C , voire au-delà.

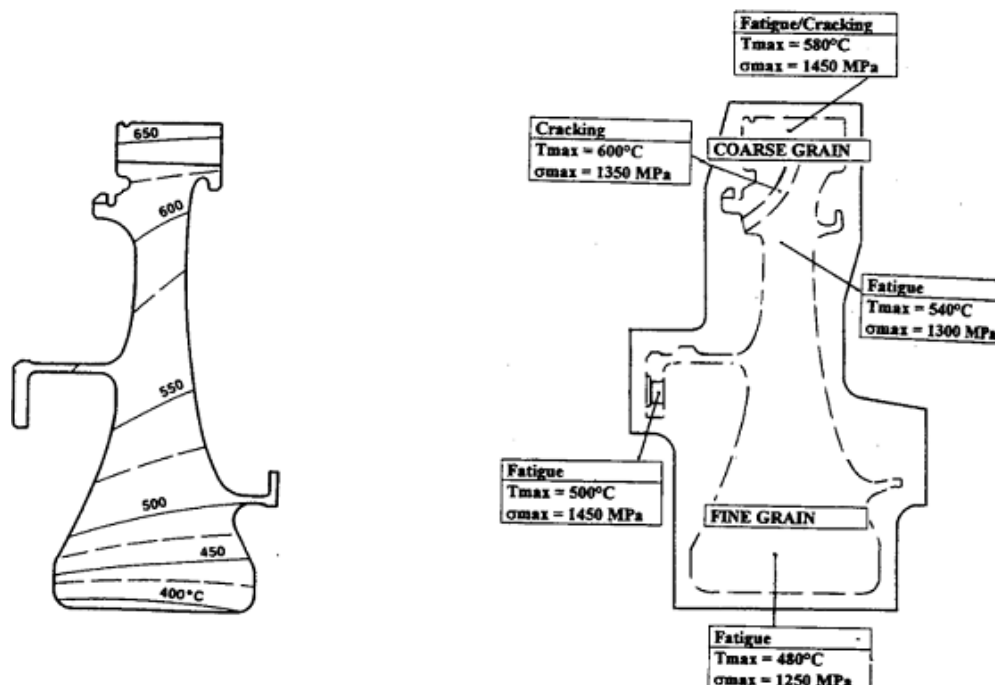


Figure I-27 : Sollicitations thermiques et mécaniques dans un disque de turbine.[1]

Ensuite, un ajout d'aluminium permet de renforcer les propriétés mécaniques à chaud, jusqu'à près de 1000°C , grâce à la précipitation dans la solution solide ternaire nickel-chrome-

aluminium d'un composé de type Ni_3Al . Ce composé possède le même réseau cristallin que la solution solide, mais un paramètre légèrement différent. L'ajustage des propriétés mécaniques et chimiques, par un dosage fin des composants cités et des ajouts supplémentaires (Titane, Molybdène, Tungstène, Fer, etc.), permet de répondre à des besoins très divers qui dépassent largement le domaine des réacteurs d'avion.[1]

I.2.5.1. Caractéristiques mécaniques:

Pour limiter les déformations, les pièces doivent avoir l'élasticité la plus élevée possible pour pouvoir supporter une charge instantanée élevée (sur vitesse d'un disque de turbine) ou une bonne tenue au fluage pour limiter les déformations viscoplastiques sous l'effet d'une contrainte moyenne élevée ; ces propriétés sont relativement faciles à quantifier. Il n'en est pas de même pour la tenue en fatigues mécanique ou thermique, qui correspondent soit à des vibrations pour la fatigue haute fréquence, soit à des répétitions cycliques des contraintes (démarrages et arrêts), pour lesquelles en interviennent également les autres caractéristiques du cycle et la corrosion. Les lois de comportement sous fatigues brutales et élevées, en vitesse de propagation, ainsi que la ténacité doivent être déterminées pour prévoir la rupture finale.

Dans le choix des matériaux et de leurs conditions de traitement, il faut toutefois tenir compte des caractéristiques associées : une limite élastique très élevée risque de correspondre à une faible ténacité ; une structure à gros grains améliore la tenue au fluage mais diminue la tenue en fatigue.[11]

I.2.5.2. Protection contre la corrosion:

Les phénomènes d'oxydation et de corrosion sont dus à la présence d'oxygène et de polluants (Na, Ca, SO_2 , SO_3) pouvant provenir des carburants ou présents dans l'air, en particulier, en atmosphère marine (NaCl), et se présentent sous deux formes :

- Au-delà de 750 à 800°C, l'oxydation/corrosion type I sous forme de couche d'oxydes. Un revêtement à base d'alumine, Al_2O_3 , assure une protection efficace ;
- entre 550 et 750°C, la corrosion type II, où les dépôts de sels peuvent former avec le nickel ou le cobalt de l'alliage des composés eutectiques à bas point de fusion empêchant la création d'une couche d'oxydes protectrice Al_2O_3/Cr_2O_3 et conduisant à une corrosion en cavernes. Le dépôt préalable de couches protectrices à base d'oxyde chrome Cr_2O_3 permet d'atténuer ce phénomène.

L'amélioration de la tenue des alliages peut s'obtenir soit par augmentation de la teneur superficielle en Al et/ou Cr (par cémentation solide ou par diffusion en phase vapeur), soit par des revêtements de matériaux céramiques (jouant un rôle de barrière thermique et à base de zircon)

ou d'alliages spéciaux réalisés par projection plasma basse pression, les plus usités étant actuellement MCrAlY (M étant Ni ou Co, l'addition d'yttrium augmentant l'adhérence de la couche d'oxydes).[1]

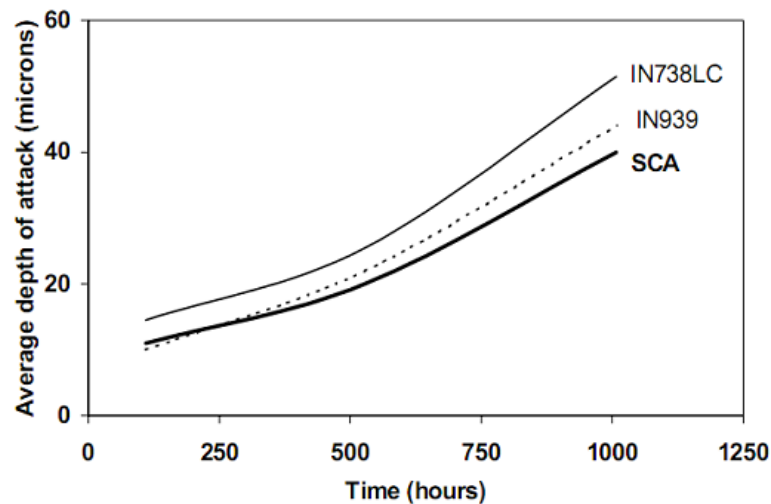


Figure I-28 : Essais de corrosion dans la cendre à 800°C (ALSTOM).[2]

I.3. Traitements thermiques d'un superalliage à base nickel et microstructure:

Les propriétés mécaniques des superalliages à base de nickel peuvent être améliorées par l'optimisation de la composition chimique et des procédés d'élaboration, mais également par les traitements thermiques. Les traitements thermiques des superalliages sont constitués d'une mise en solution, suivie d'un ou de deux paliers de vieillissement.

L'objectif de la mise en solution est de mettre en solution la phase durcissant γ' , précipitée parfois de façon incontrôlée en fin de forgeage ou de la CIC. La température de la mise en solution influe sur la taille de grain et la distribution des précipités γ' . Il existe deux familles courantes de traitements de mise en solution :

- mise en solution subsolvus, à une température inférieure à la température de dissolution des précipités γ' ($T_{\gamma'}$ solvus). Ce traitement a pour but de conserver une taille de grain très fine, pour optimiser les propriétés de traction et de fatigue, au détriment de la tenue en fluage.
- mise en solution supersolvus, à une température située entre la température de dissolution des précipités γ' ($T_{\gamma'}$ solvus) et la température de brûlure de l'alliage. Ce traitement permet de dissoudre les précipités γ' , entraînant le grossissement de la taille de grain. La tenue en fluage est alors améliorée.[15]

La vitesse de refroidissement lors de la trempe est également un facteur majeur de la répartition des précipités γ' . Plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus la précipitation

γ' est fine, mais plus les risques de tapures et de création de contraintes internes générant des déformations en cours d'usinage ou des amorçages de fatigue prématurés augmentent.[13]

Les traitements de vieillissement ont pour but de précipiter le maximum de phases durcissantes, de carbures et de borures et d'optimiser leur morphologie. L'objectif étant d'obtenir des précipités stables pour des applications de longues durées.[15]

I.3.1. Diagrammes TTT (Température -Temps -Transformation):

Ces diagrammes donnent une image des domaines de transformation des matériaux et sont une aide précieuse à l'établissement des traitements thermiques. Ils sont cependant très longs et coûteux à établir et leur cohérence dépend des méthodes d'investigation utilisées (principalement micrographie et dilatomètre).

Un des diagrammes les mieux établis est celui de l'Inconel 718 (Figure I-29) présenté pour la première fois par Eisenstein, puis complété par plusieurs auteurs dont **Boesch** et Canada, **Cozar** et Pineau, etc. Ce diagramme donne une idée précise du domaine de précipitation des phases intermétalliques γ' , et δ , ainsi que des carbures au sein de l'alliage. Il se lit en suivant une isotherme fournissant pour une température et un temps donnés le domaine d'existence des précipités.

Il pourra en association avec des courbes TRC (Transformation en Refroidissement Continu) et des ATD (Analyse Thermique Différentielle) être une aide précieuse à la définition des traitements thermiques.[13]

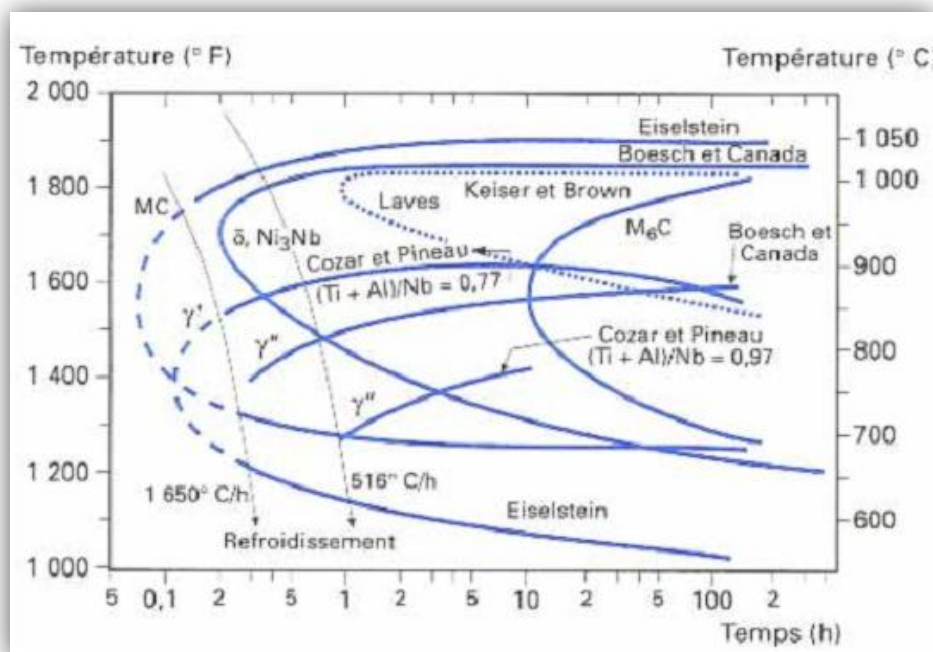


Figure I-29 : Diagramme TTT de l'Inconel 718.[13]

I.3.2. Traitement thermique de mise en solution:

La mise en solution est un traitement thermique permettant d'homogénéiser le matériau par diffusion des éléments, mais après celui-ci, il reste malgré tout une trace de cette hétérogénéité. M.S.A Karunaratne, par analyse microsonde (EPMA), cette ségrégation sur un échantillon (superalliage de 2^{ème} génération) brut de coulée (Figure I-30) et après mise en solution (Figure I-31). Ceci a été également observé dans le cas de l'AM1.[2]

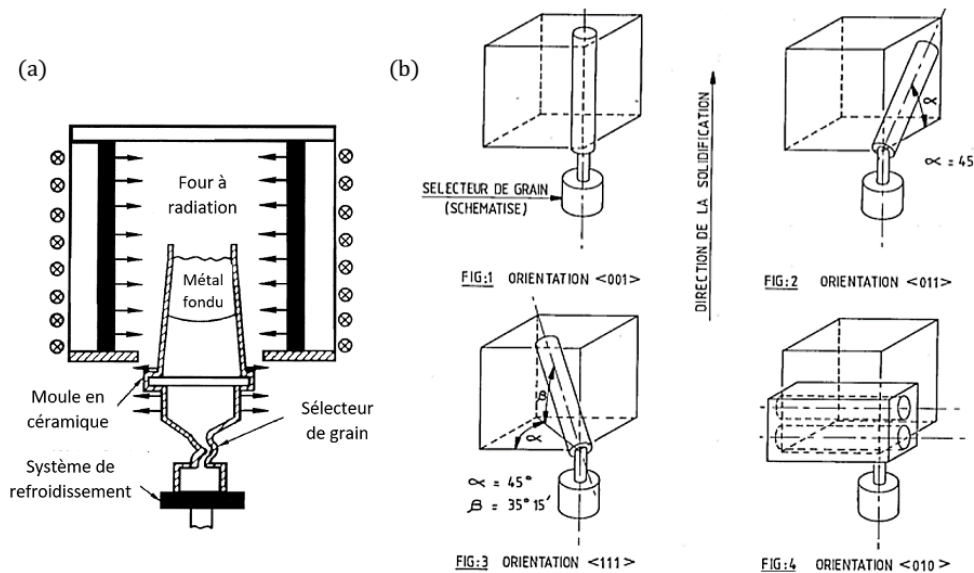


Figure I-30 : Procédé de Bridgman (a) et inclinaison des électeurs de grain (b).[2]

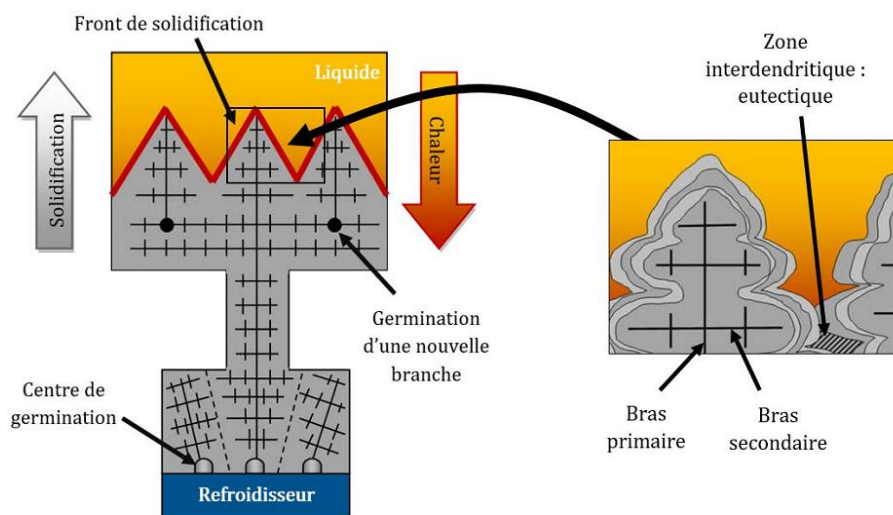


Figure I-31 : Représentation schématique de la solidification d'un superalliage monocristallin.[2]

La mise en solution peut être soit partielle, c'est-à-dire subsolvus (jusqu'à -50°C du T_{solvus}), traitement plutôt favorisé pour des superalliages nécessitant une tenue en fatigue ; soit complète, supersolvus ou proche du solvus de γ' (jusqu'à 50°C au-dessus du T_{solvus}). La température du solvus est de 1385°C par exemple. Le temps de maintien peut varier de 30 minutes à quelques heures en fonction de la composition du superalliage et des propriétés

souhaitées. Dans le cas de l'AM1, la température de mise en solution est comprise entre le solvus et le solidus, c'est-à-dire à 1300°C (durant 3 heures). À cette température, les amas d'eutectique se dissolvent, permettant ainsi une bonne distribution de la phase γ' , tout en étant en dessous du seuil de brûlure de l'alliage.[2]

Tableau I-2 : Températures de transformation de phase de l'alliage AM1.[2]

Température solvus	Température solidus	Température liquidus
1293°C	1310°C	1362°C

À la fin de la mise en solution, l'alliage subit une trempe à l'air contrôlé (10°C/secondes pour l'AM1). En effectuant ce refroidissement rapide, la solution solide qui se trouve en sursaturation va se décomposer en deux phases : des précipités cohérents γ' contenus dans une matrice γ . La force motrice de germination dépend entre autres du ΔT que subit l'alliage : plus le changement de température sera brutal plus les précipités seront petits et nombreux (Figure I-32). Si la vitesse de refroidissement est lente, il y a précipitation d'une seconde phase γ'' dans les couloirs de la matrice.[2]

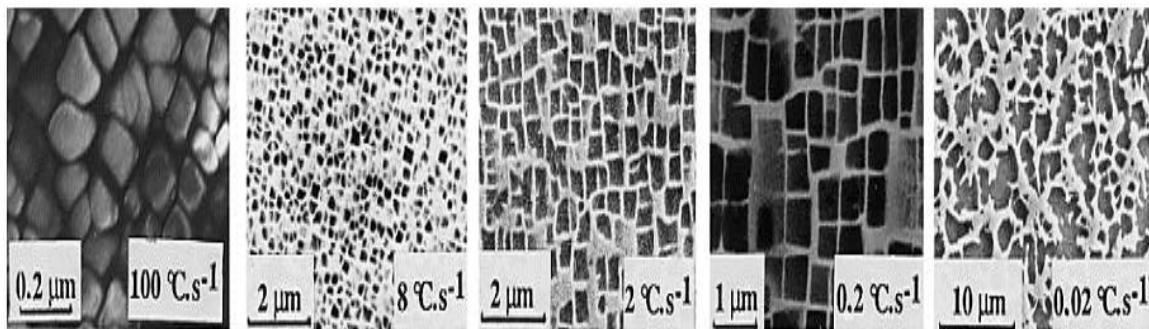


Figure I-32 : Microstructure du superalliage CMSX2 à différentes vitesses de refroidissement après mise en solution à 1300°C pendant 30 minutes.[2]

I.3.3. Traitement thermique de vieillissement:

Un premier traitement thermique de revenu (1100°C pendant 5 heures) est effectué afin d'optimiser la distribution, la taille et la morphologie des précipités puis un second à plus basse température (870°C pendant 16 heures) pour accroître la fraction volumique de γ' . Celui-ci est également nécessaire pour faire disparaître les précipités secondaires qui se forment durant le refroidissement du premier revenu. Dans un premier temps la croissance est surtout liée aux flux de soluté (Loi de Fick) : les éléments γ' gènes vont diffuser vers les précipités, jusqu'à atteindre une fraction de phase d'équilibre. Puis il y a coalescence selon l'effet Gibbs-Thomson : les petits précipités se dissolvent en faveur des gros par transfert de matière. Cette croissance est plus communément appelée maturation ou mûrissement d'Ostwald et a été décrite pour des alliages binaires par Lifshitz, Slyozov et Wagner (théorie de LSW). Ce modèle a été adapté aux ternaires,

pour se rapprocher du cas des superalliages, par Kuehmann et Voorhees. Selon cette approche le rayon des précipités évolue selon le temps de maintien en $(t^{1/3})$. L'évolution structurale des précipités est causée par la réduction globale de l'énergie du système. Dans la plupart des cas il s'agit de réduire l'énergie libre chimique et l'énergie d'interface. Mais dans le cas des superalliages, il existe une troisième contribution : l'énergie élastique de distorsion associée au désaccord paramétrique naturel. Dans le cas d'une évolution libre, la morphologie des précipités passe de la sphère au cube puis à l'octocube et l'octodendrite (ce qui induit une perte de cohérence importante). Cependant l'interaction élastique entre précipités modifie cette évolution.

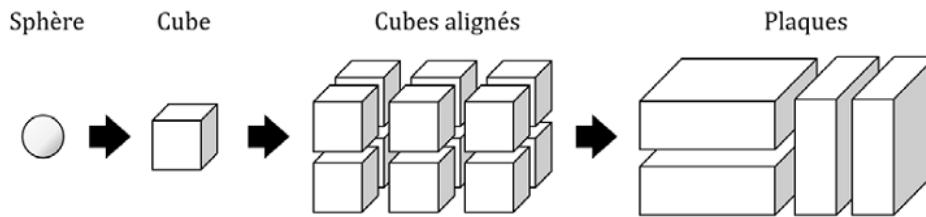


Figure I-33 : Évolution structurale des précipités.[2]

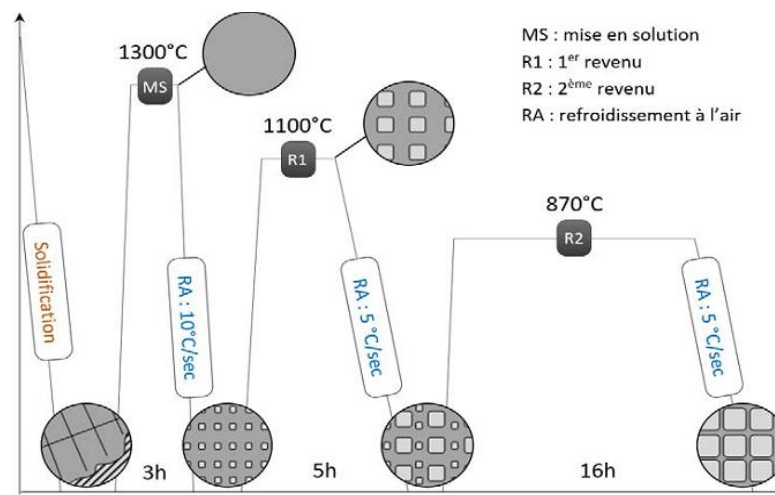


Figure I-34 : Représentation du traitement thermique de l'AM1 et micrographies associées.[2]

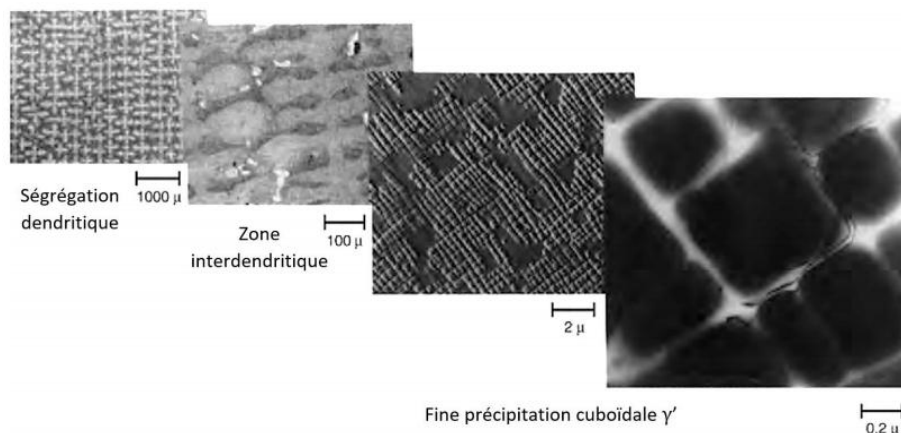


Figure I-35 : Micrographies à différentes échelles d'un superalliage monocristallin base nickel. (a) conventionnelle (grains équiaxes) ; (b) solidification dirigée (grains colonnaires) ; (c) solidification dirigée+ sélection de grain (mono grain).[2.4]

La séquence est alors la suivante : sphères → cubes → cubes alignés → plaques (Figure I-33). Ces plaques sont observées lors de traitements thermiques de longue durée dans le cas de l'AM1.[2]. Après les traitements thermiques standards, l'AM1 est constitué de précipités cubiques γ' distribués de manière homogène et alignés. L'évolution de sa microstructure durant ces étapes est schématisée sur la (Figure I-34). L'homogénéisation n'étant pas parfaite, il subsiste des zones dendritiques et interdendritiques visibles par observation au microscope électronique à balayage.

Deux types d'échelles sont utilisés: celle de la dendrite et celle du précipité (Figure I-35).[2]

I.3.4. Traitements d'adoucissement et de relaxation des contraintes:

I.3.4.1. Traitements d'adoucissement:

Les traitements d'adoucissement ont pour but de rendre plus aisé la déformation des matériaux au cours des opérations de formage ou d'usinages. Lorsque le matériau a préalablement été écroui, le niveau de traitement devra permettre la restauration ou la recristallisation. Concrètement, l'efficacité de ce traitement sera principalement liée à la mise en solution de la phase durcissante (γ' ou) et si possible des carbures, ces constituants accroissant la résistance du matériau et limitant donc la déformabilité.[13]

I.3.4.2. Traitements de relaxation des contraintes:

Les traitements de relaxation des contraintes dans les superalliages sont souvent le résultat d'un compromis mettant en concurrence l'état idéal de relaxation, l'effet de traitement thermique et les coûts de l'opération. L'efficacité du traitement dépendra en effet de l'état de contrainte initial, du niveau de température et du temps de maintien (niveau de température élevé et temps long étant les objectifs).[13]

I.3.4.3. Chauffage:

Les conditions de chauffage et les géométries de pièces brutes de traitement thermique devront être telles qu'elles permettent d'éviter les tapures, associées à de trop forts gradients thermiques et/ou à des gradients de contrainte dus aux facteurs de forme.

Selon le volume, la complexité des pièces à traiter et le taux de durcissement, il sera possible d'enfourner à la température de traitement (Pièces de petite taille) ou à des températures plus basses dans des fours autorisant des montées rapides en température si l'atmosphère du four le permet.[13]

I.3.4.4. Modes de refroidissement:

Les modes de refroidissement utilisés devront permettre d'assurer un compromis entre l'aspect microstructural recherché et les contraintes internes induites.

Les pièces de petite taille (épaisseur < 60 mm) traitées en fours sous vide pourront être refroidies rapidement à l'argon turbiné par exemple, à condition de respecter les remplissages de four adéquats (répartition des pièces, arrimages éventuels).[13]

I.3.4.5. Atmosphères:

Les traitements thermiques des superalliages peuvent être réalisés selon le niveau de température et l'état d'avancement d'usinage : soit à l'air, soit sous gaz neutre, soit sous azote ou sous vide.[13]

I.3.5. Traitement thermique de N18 et le René 80:

Ces deux superalliages ; le N18 et le René 80 ont été choisis comme alliages de référence. Leurs traitements thermiques industriels ne sont pas identiques et diffèrent notamment par leur température de remise en solution qui est inférieure à celle du solvus de la phase γ' dans le cas du N18 (remise en solution subsolvus), et supérieure dans le cas du René 80 (remise en solution supersolvus). Nous avons pu constater sommairement l'impact différent des traitements thermiques sur la microstructure des alliages et par-delà sur leurs propriétés mécaniques.

Le traitement thermique comprend trois étapes successives : la remise en solution, la trempe, le revenu. Il est donc primordial de comprendre l'influence des paramètres liés à ces trois étapes : la température et la durée de la remise en solution, la vitesse de refroidissement, et la température et la durée du revenu sur la microstructure d'une part et sur les propriétés mécaniques d'autre part. Industriellement, la remise en solution est soit subsolvus soit supersolvus. La trempe est réalisée par immersion dans un bain d'huile souvent précédée d'un refroidissement à l'air pulsé.

En laboratoire, la vitesse de refroidissement est contrôlée afin de s'approcher au mieux des conditions industrielles. Le revenu est effectué à des températures comprises entre 650 et 850°C.

Il s'agit ensuite de valider les traitements thermiques optimaux à appliquer aux nuances expérimentales après élaboration, dans le cadre de cette étude de développement d'un nouveau superalliage aux propriétés améliorées en comparaison de celles du N18.

Les traitements thermiques du N18 et du René 80 (Tableau I-3) nous servent de référence, comme leurs compositions ont servi de référence pour la formulation des nouvelles compositions.[16]

Tableau I-3 : Traitements thermiques appliqués industriellement au René 80 et au N18.[16]

	Remise en solution	Refroidissement	Revenu
René 80 : Traitement supersolvus	Totale : 1150°C/1h(Ts+15°C)	140°C/min ➤ ambiant	760°C/8h
N18 : traitement Subsolvus	1170°C/4h(Ts-25°C)	100°C/min ➤ ambiant	700°C/24h+ 800°C/4h

Dans la suite du propos, nous distinguerons le traitement de la remise en solution : l'utilisation du terme "traitement supersolvus" par exemple indiquera que l'ensemble des trois étapes a été effectué alors que l'utilisation de "remise en solution supersolvus" indiquera que seules les deux premières étapes auront été réalisées.[16]

I.4. Généralités sur les turbomachines:

Les turbomachines sont des machines rotatives composées d'une ou plusieurs séries d'aubages, fixées alternativement sur le stator et sur le rotor. Les turbomachines thermiques Permettent la conversion de l'énergie thermique en énergie mécanique par l'intermédiaire d'un fluide de travail. La transformation de l'énergie entre l'arbre tournant le gaz est continu et se produit par l'intermédiaire d'aubes en rotation. Le principe du transfert de la force dynamique rend possible une concentration de puissance dans une machine de plus petites dimensions qu' par exemple dans une machine de principe alternatif. L'avantage des turbomachines par rapport aux machines alternatives est que le travail se manifeste sous la forme d'un arbre en rotation. Elles sont utilisées aujourd'hui dans un très large domaine de la technique moderne (production d'électricité, propulsion des véhicules, pompe à chaleur et dans divers procédés techniques et chimiques) .Leur taille peut varier de quelques centimètres à plusieurs mètres. Les turbomachines représentent aujourd'hui un produit de très haute technologie.[6]



Figure : I-36 : Vie de 3D de rotor turbine à gaz.[5]

I.4.1. Les principales qualités de la turbine:

La turbine se caractérise par :

- ❖ Une puissance spécifique élevée (kW/kg) ;
- ❖ Une installation simple (la principale servitude est la qualité et le volume de l'air aspiré) ;
- ❖ Disponibilité élevée (> 95 %) ;
- ❖ Poly-combustible (gaz, fuel, ...) ;
- ❖ Exige peu de fluide de refroidissement (eau ou air) ;
- ❖ Accepte les conditions climatiques extrêmes (moyennant des adaptations sur l'aspiration d'air et les auxiliaires combustible et lubrification) ;
- ❖ Fonctionnement sous conduite et surveillance automatisée ;
- ❖ Mise en régime rapide (quelques dizaines de minutes).

Son principal défaut est son assez faible rendement thermique intrinsèque (30 % à 35 %), mais qui peut être compensé souvent par la possibilité d'utiliser un combustible à faible valeur commerciale (voir le tableau I-4).

Toutefois des progrès technologiques récents améliorent ce rendement (on atteint 38 à 42 %).[21]

I.4.2. La turbine à gaz est constituée:

- ❖ D'un générateur de gaz comprenant un compresseur d'air, une chambre de combustion et une turbine de détente fournissant l'énergie mécanique nécessaire à l'entraînement du compresseur d'air (Figure I-38) ;
- ❖ D'une turbine de puissance accouplée à l'alternateur.[21]

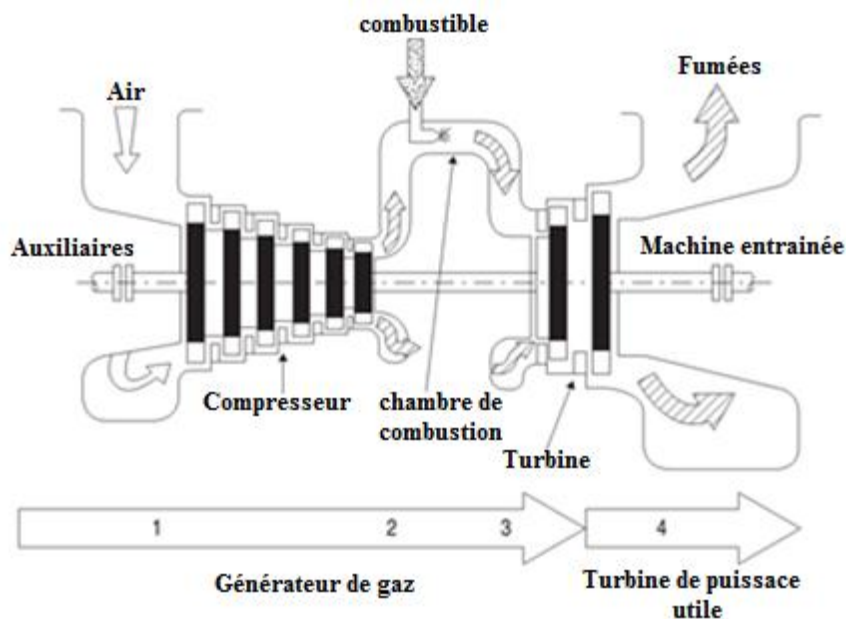


Figure I-37 : Régénération.[21]

I.4.3. Thermodynamiques du fonctionnement de la turbine à gaz:

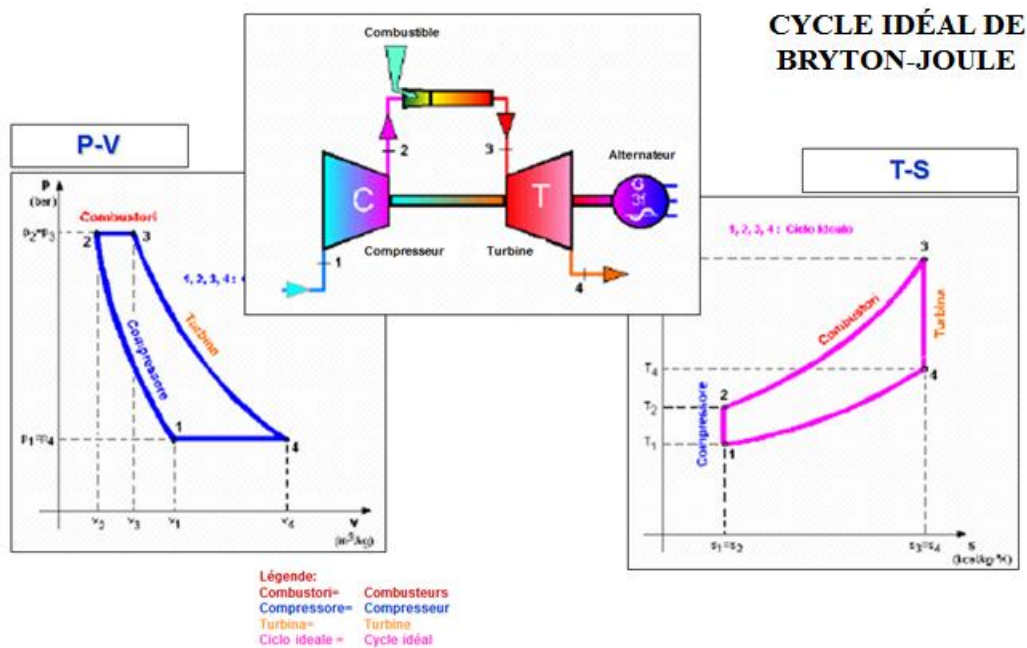


Figure I-38 : Cycle idéal de BRYTON-JOULE.[5]

I.4.4. Classement des turbines à gaz:

On peut classer les turbines à gaz en deux grandes familles :

- ❖ Les turbines industrielles pouvant être du type 1 arbre ou 2 arbres ;
- ❖ Les turbines type aviation à 2 arbres.

Ces deux familles se différencient essentiellement par leur conception mécanique et la technologie utilisée.[21]

I.4.4.1. Turbine industrielle:

Les turbines industrielles ou “heavy duty” sont des machines lourdes et assez rustiques dont l'objectif principal est la longévité. Ce critère de longévité conduit à l'utilisation de paramètres de fonctionnement peu sévères :

- ❖ Taux de compression en général compris entre 6 et 8 ;
- ❖ Température entrée turbine limitée à 950°C environ (évite des problèmes de corrosion) donc à des rendements moyens de l'ordre de 25 à 30 %.

En contrepartie, les révisions n'ont lieu que toutes les 20000 ou 30000 heures ; il y a lieu de noter que la durée de l'arrêt, lors de la révision, varie de 3 semaines à 1 mois. Cette révision se fait sur site.[21]

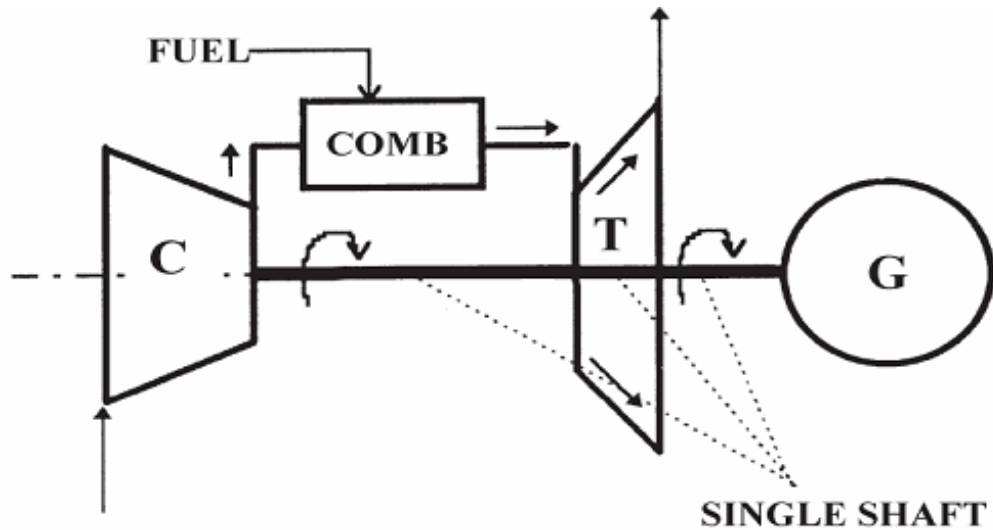
a - Turbine à un arbre:

Figure I-39a : Schéma représentatif d'une turbine à simple ligne d'arbre.[21]

La turbine à un arbre est le plus souvent utilisée pour l'entraînement d'alternateur dont la vitesse de rotation est constante et qui, de plus, ne se charge pas lors de la montée en vitesse.

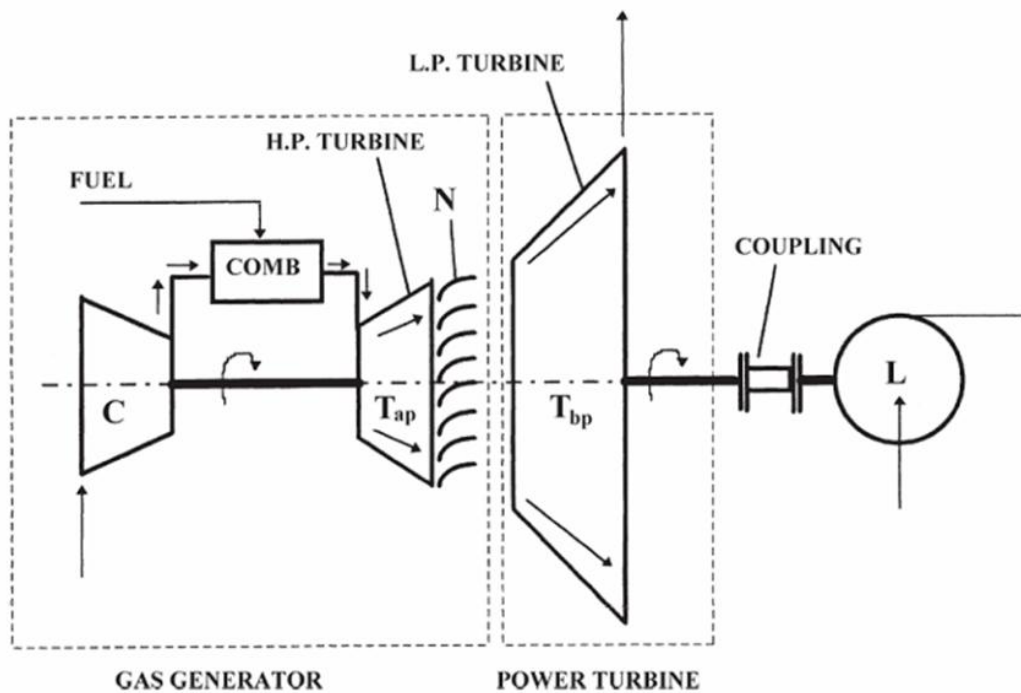
b - Turbine à deux arbres:

Figure I-39b : Schéma représentatif d'une turbine à deux lignes d'arbre.[21]

I.4.4.2. Avantages et inconvénients des différents types:

Tableaux I-4 : Avantages et inconvénients des différents types de turbines.[21]

Catégories	Puissance	Rendement	Utilisation	Avantages	Inconvénients
Turbine à gaz					
Industrielle cycle simple ouvert	=> 265 MW	20 – 30 %	On-shore si le prix du gaz n'influe pas sur le prix du produit vendu	Puissance importante	ystème lourd et major overhails longs
Aérodérivative	=> 45 MW	20 – 30 %	Off-shore et on-shore si le prix du gaz n'influe pas sur le prix du produit vendu	Système plus léger que turbine industrielle et temps de maintenance réduit	Puissance limitée
Cycle régénératif (Préchauffage air de combustion)		=> 40 %	On-shore si le prix du gaz influe sur le prix du produit vendu	Gain de rendement global de l'installation (moins de combustible consommé)	Maintenance accrue Investissement et poids plus important
Cycle combiné (production vapeur pour production électrique)		=> 50 %		Economie d'énergie (la récupération d'énergie est liée au niveau des températures des fumées)	
Cycle cogénération (production électrique et préchauffage fluides process)		=> 60 %			
Turbine à vapeur					
	=>1000MW	60 – 80 % turbine seule	On-shore si le process nécessite de la vapeur et si le prix du combustible influe sur le prix du produit vendu	Puissance très importante. Peu de maintenance si la conduite et le traitement de l'eau de chaudière sont bien faits	Système lourd et major overhails longs

I.5. Aubes de turbine à gaz:

I.5.1. Description:

Dans les turbines à gaz la contrainte technologique majeure concerne la température maximale que peuvent supporter tant les éléments de la chambre de combustion que le premier étage de la turbine qui sont soumis au flux des gaz d'échappement. Les pièces les plus exposées sont en particulier les aubes du rotor turbine qui sont très difficiles à refroidir et particulièrement sensibles à l'abrasion, il importe donc d'utiliser un combustible très propre (absence de particules et de composants chimiques susceptibles de former des acides) et de limiter la température en fonction des caractéristiques mécaniques des aubages. Le problème d'autant plus difficile à résoudre que les formes des tuyères fixes et des aubes mobiles des turbines sont très complexes. La turbine à gaz comporte deux couronnes d'aubages ; l'une fixe, l'autre mobile et des capacités qui assurent l'alimentation en fluide ainsi que son échappement. Cet ensemble d'organes constitue un étage ou une cellule de turbomachine. La partie active de la turbine est constituée par la roue au rotor qui porte les aubages mobiles appelés encore aubes, pales ou ailettes et tourne à vitesse angulaire que l'on supposera constante autour d'un axe. L'espace compris entre deux aubages mobiles constitue un canal mobile ou sous la réserve d'effets instationnaires, l'écoulement est

considérée comme permanent par rapport à un repère solide du rotor, les aubages mobiles ont une forme aérodynamique très complexe.

La couronne d'aubages mobiles qui est portée par une roue animée d'un mouvement de rotation à vitesse angulaire constante opère un échange d'énergie mécanique entre le fluide et l'arbre, l'écoulement relatif à l'espace tournant y est globalement permanent : Les couronnes d'aubages qu'elles soient fixe au mobiles sont fréquemment appelées grilles d'aubes, le rôle des aubes du rotor est de convertir de l'énergie cinétique des gaz chauds sortants de la chambre de combustion en une énergie mécanique.[3]

I.5.2. Les aubes du rotor:

Comme une aile, une aube est composée d'un bord d'attaque d'une âme et d'un bord de fuite, et son profil est optimisé pour respecter le domaine d'utilisation de l'étage du compresseur auquel elle appartient.[4]

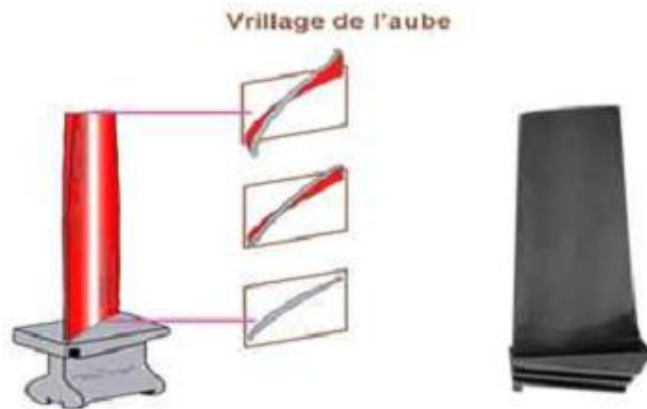


Figure. I-40 : L'aube du rotor.[4]

Il y a différentes technologies de liaison entre le disque (roue) et l'aube suivant les constructeurs et les compresseurs. En voici quelque unes.

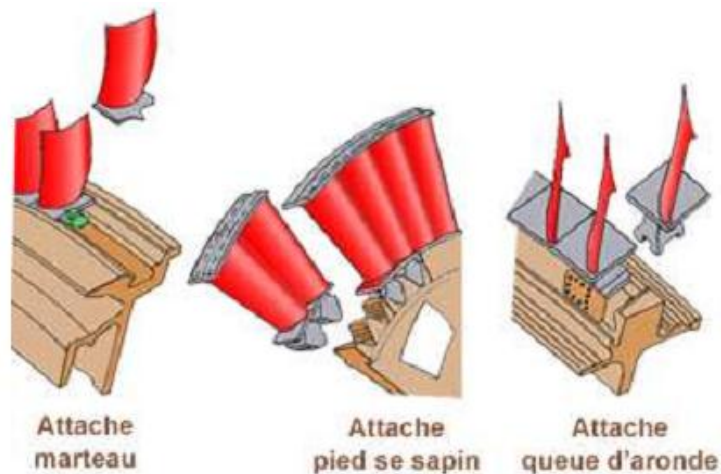


Figure. I-41 : La fixation des aubes sur le disque.[4]

I.5.3. Les aubes du stator:

Comme les aubes du rotor, les aubes de stator ont une forme de profil d'aile. En outre, l'angle d'attaque des aubes de stator peuvent être fixes ou variables. Ces aubes à calage variable sont portées par le carter du stator et sont réglables en position autour de leurs axes pour optimiser l'écoulement des gaz. L'angle d'attaque des aubes est contrôlé en fonction des conditions de fonctionnement par un système d'asservissement qui commande le déplacement d'une couronne rotative, extérieure au carter et reliée aux dites aubes par des biellettes respectives.[4]

Le système d'asservissement peut être électrique, pneumatique ou hydraulique, il est commandé par l'unité de commande de carburant.

Ci-dessous en bleu les aubes du stator (redresseur) et en rouge les aubes du rotor.[4]

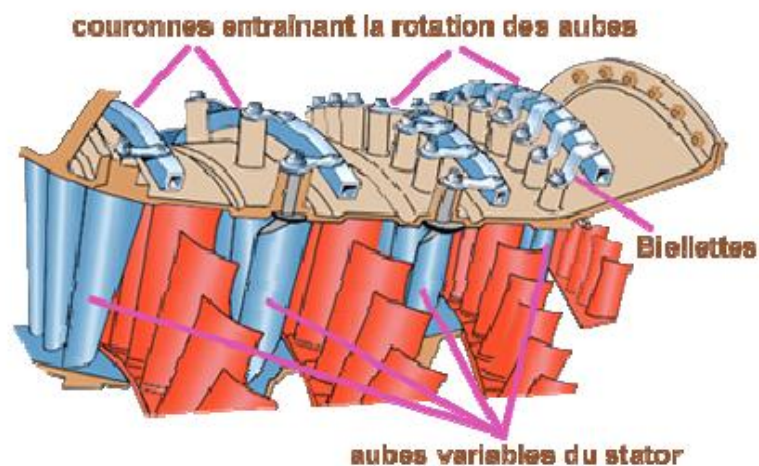


Figure I-42 : Les aubes de rotor et les aubes de stator.[4]

Les aubes de stator peuvent être fixées directement sur le carter du compresseur ou par un anneau de retenue qui est fixé sur le carter de stator. La plupart des aubes de stator sont fixées par groupes (5 à 6 aubes) avec un pied en queue d'aronde. Ci-dessous à gauche les aubes du redresseur (stator) sont fixées directement sur le carter de compresseur, à droite, les aubes sont fixées au carter par une bague de retenue.[4]

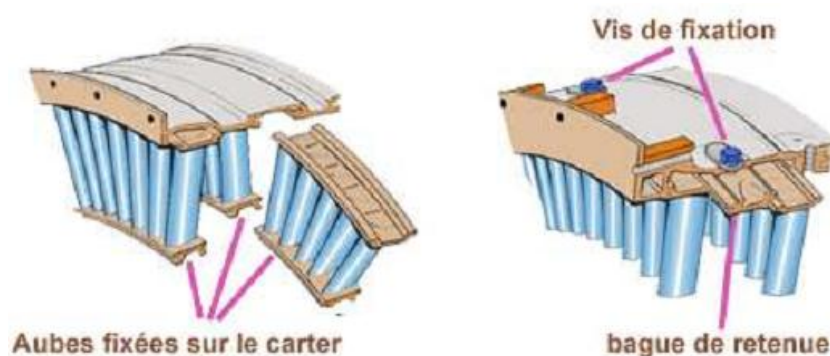


Figure I-43 : La fixation d'aube sur le carter de stator.[4]

I.5.4. Choix du matériau pour réalisation d'aube:

Bien qu'il ait connu depuis longtemps que l'augmentation de la température d'entrée de turbine dans les résultats de moteurs aéronautiques dans les moteurs plus efficaces, les limites de fusion des métaux ont certainement restreint ces températures. Par conséquent, différents matériaux et revêtements résistants à la température ont été considérés un certain nombre de plus en plus la température des alliages d'aubes de turbine efficace sont présentés dans la figure I-44.[4]



Figure I-44 : Développement de matériaux d'aube depuis 1940 à notre jour.[4]

I.5.5. Forme de l'aube:

L'aube a une forme aérodynamique très complexe elle se compose d'une section de profil d'aile dans le chemin des gaz d'une joint de queue d'aronde (pied au sabot) reliant l'aube au disque de turbine et souvent d'une jambe (barrière thermique) entre l'aube et la queue d'aronde permettant à la queue de fonctionner à une plus basse température que la racine de l'aile (FigureI-45).[3]



Figure I-45 : Aube d'une turbine à gaz.[3]

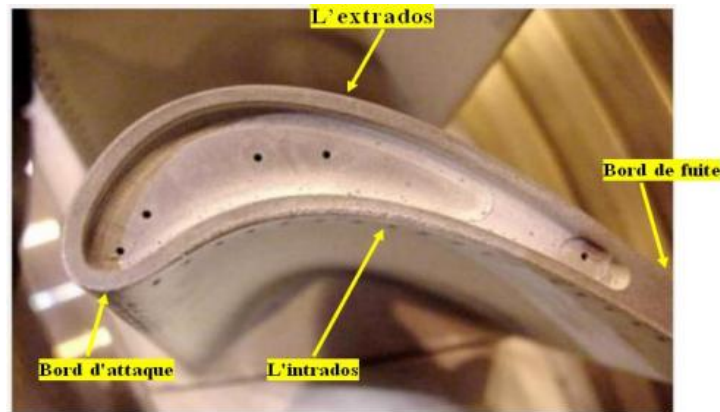


Figure I-46 : Profil d'une aube de turbine à gaz.[3]

I.5.6. Techniques de refroidissement:

Le refroidissement des parties chaudes est d'une importance considérable puisqu'il permet d'augmenter le rendement et la vie des composants. D'une manière générale, il est réalisé par circulation d'air prélevé au niveau du compresseur. Ainsi, on refroidit les aubes distributeurs, les disques de turbines et même dans certains cas, les pales de turbine. Il existe différentes techniques de refroidissement des pales, techniques liées à la fabrication (par exemple : pales coulées, préformées, passages par électroérosion).[21]

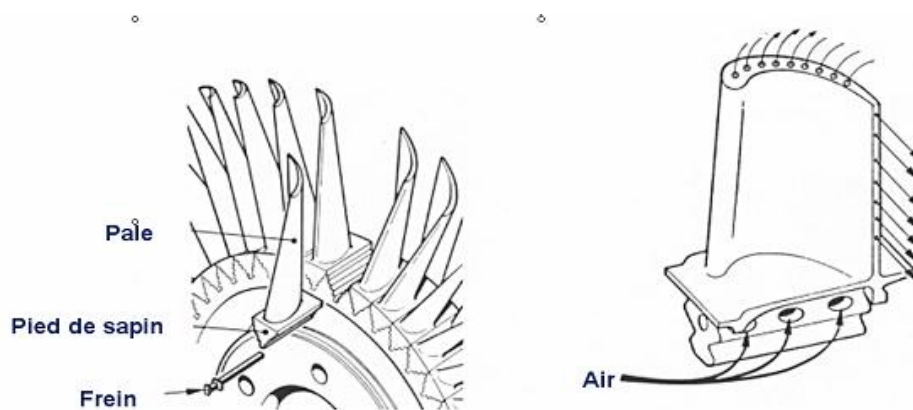


Figure I-47: Refroidissement des pales.[21]

I.5.6.1. Convection interne forcée:

C'est la plus ancienne des techniques de refroidissement. Il s'agit de faire circuler de l'air frais par des canaux à l'intérieur de l'aube (Figure I-48). Cette technique a progressivement évolué vers des systèmes multi-passes, équipés de dispositifs comme des ailettes, des perturbateurs ou des picots dans le but d'engendrer un pompage thermique et d'améliorer les transferts par l'augmentation de la turbulence.[4]

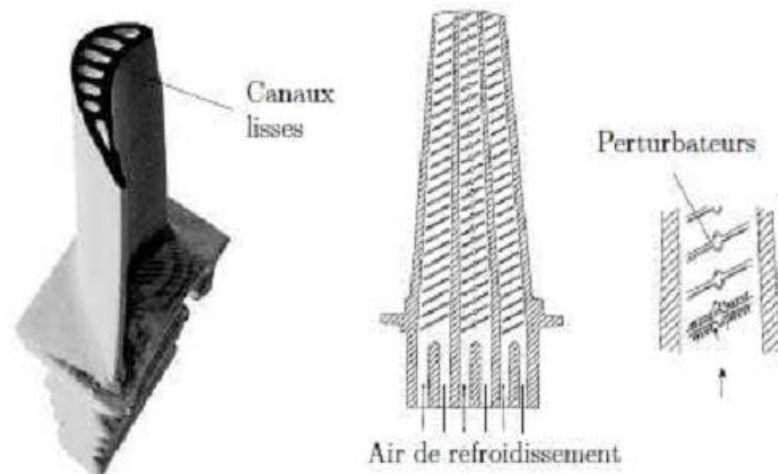


Figure I-48 : Refroidissement par convection interne forcée.[3]

L'aube directrice est pourvue d'une cloison interne qui épouse sa forme. Des trous répartis sur cette cloison vont permettre à l'air de refroidir la paroi interne de l'aube. Après avoir refroidi les surfaces internes, l'air s'échappe par des trous sur le bord d'attaque afin de le refroidir. Une rangée de trous disposée de chaque côté du bord d'attaque permet de refroidir l'intrados et l'extrados par recouvrement de film. Une autre rangée de trous disposée sur le bord de fuite en assure son refroidissement par convection.[4]

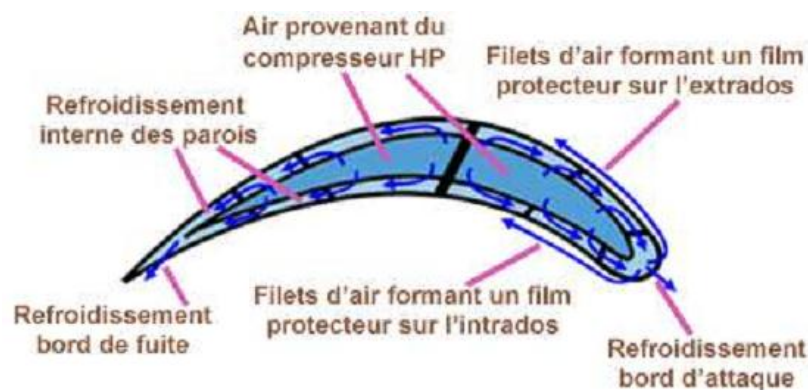


Figure I-49 : Le refroidissement à l'intérieur de l'ailette mobile.[4]

Ces aubes directrices étant exposées aux gaz chauds de combustion, il est donc nécessaire de les refroidir pour atténuer les contraintes thermiques. Le système de refroidissement peut varier d'un motoriste à un autre, mais le principe général reste le même. L'air provenant du compresseur HP (environ 500°) pénètre à l'intérieur de l'aube puis s'échappe à travers des trous au niveau du bord d'attaque et du bord de fuite.[4]

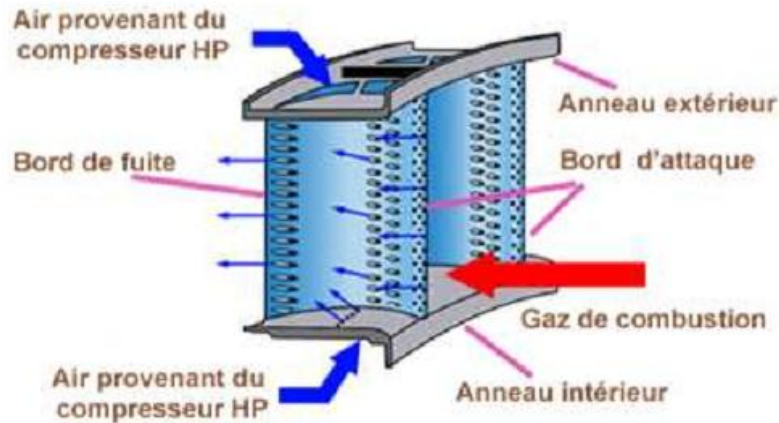


Figure. I-50 : Le refroidissement de l'aube fixe.[4]

I.5.6.2. Couplages des méthodes de refroidissement:

Souvent ces méthodes sont couplées pour optimiser le refroidissement des aubes de turbines (Figure. I-51) : Cela rend complexe la conception de ces éléments et de nombreux paramètres géométriques et aérodynamiques entrent alors en ligne de compte. Les ingénieurs chargés de la conception de ces éléments doivent donc trouver le meilleur compromis entre coût de fabrication, protection thermique, rendement aérodynamique, résistance mécanique et durée de vie.[4]

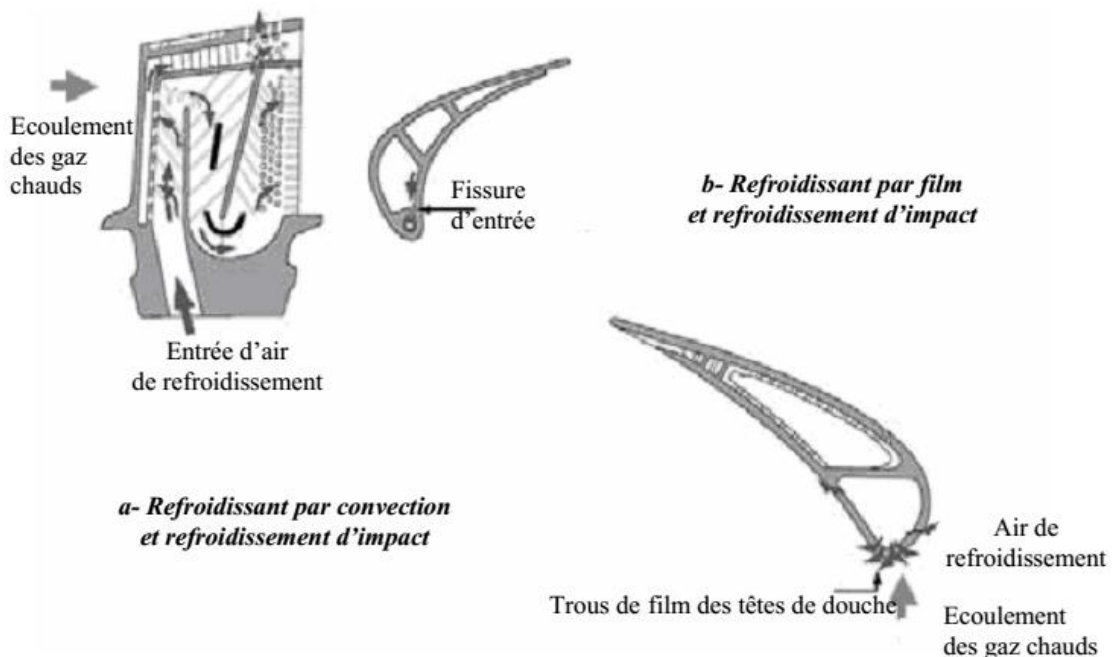


Figure I-51: Types de refroidissement des aubes ; Refroidissant par convection et impact (Gauche) et refroidissement par film (Droit).[17]

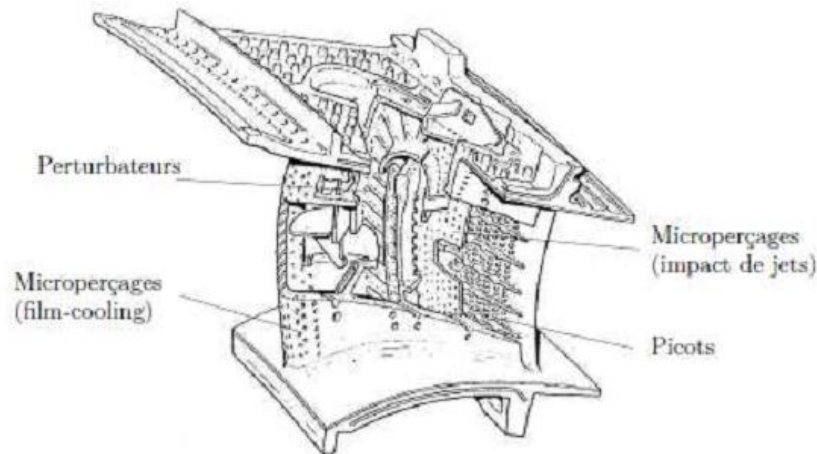


Figure I-52 : Représentation d'aube et de ses systèmes de refroidissement.[4]

I.5.6.2.1. Film-Cooling:

Cela consiste à créer un film d'air frais protégeant la paroi externe de l'aube. La création de ce film est généralement réalisée par injection de l'air au travers de plusieurs rangées d'orifices de petit diamètre et inclinés dans le sens de l'écoulement (Figure. I-53).

On rencontre aussi des films créés par transpiration à travers des matériaux poreux et par effusion à travers plusieurs couches de paroi multi perforées. L'inconvénient majeur du film-Cooling est qu'il est fortement dégradé par le dépôt des particules de suies et de résidus de combustion qui viennent obstruer les perforations et compromettre l'efficacité du refroidissement.

Cette technique, bien qu'offrant une bonne protection thermique, est pénalisante en terme de rendement aérodynamique car elle vient fortement perturber l'écoulement externe autour des aubes et reste l'objet de nombreuses études.[4]



Figure. I-53 : Refroidissement par film.[4]

I.5.6.2.2. Impact de jets:

La technique de l'impact de jet consiste à chemiser l'aube et à percer plusieurs offices dans cette chemise. La chemise est alimentée en air frais et des jets d'air se forment ainsi à la sortie des orifices et viennent refroidir la paroi interne des aubes de turbine (Figure I-54). Les coefficients d'échange obtenus avec cette méthode sont très élevés ce qui la rend très efficace.

C'est pour cela qu'elle est notamment utilisée sur le bord d'attaque des aubes, en impact dit concentrer, car cette partie est particulièrement exposée au flux de chaleur extérieur. Un impact réparti (matrice de jets) est souvent introduit également sur la partie amont de l'intrados et de l'extrados de l'aube. L'objet du travail présenté dans ce mémoire porte sur cette technique de refroidissement particulière.[4]

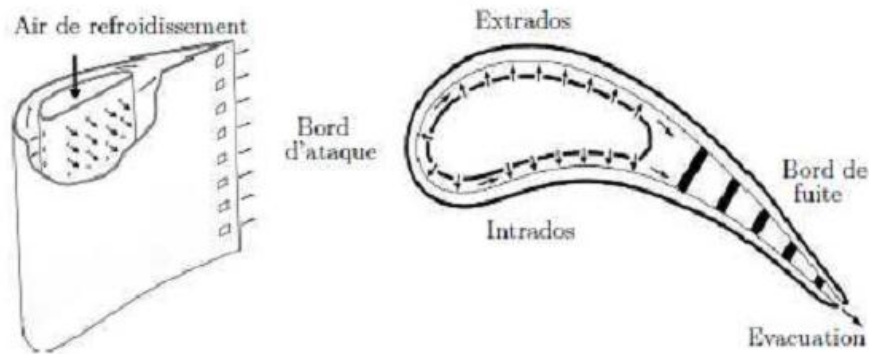


Figure. I-54 : Refroidissement par impact de jets.[4]

I.5.7. Durée de vie des structures chaudes:

Les défis scientifiques se situent au niveau de la modélisation du comportement des aubes revêtues avec prise en compte de la fatigue, du fluage et de l'oxydation. Il s'agira par ailleurs de modéliser l'endommagement en surface comme en volume en tenant compte des effets d'échelle. De plus, il faudra tenter d'améliorer la modélisation de la propagation des fissures avec la prise en compte de la fatigue vibratoire et du couplage entre sollicitations à haute et basse fréquence.[4]

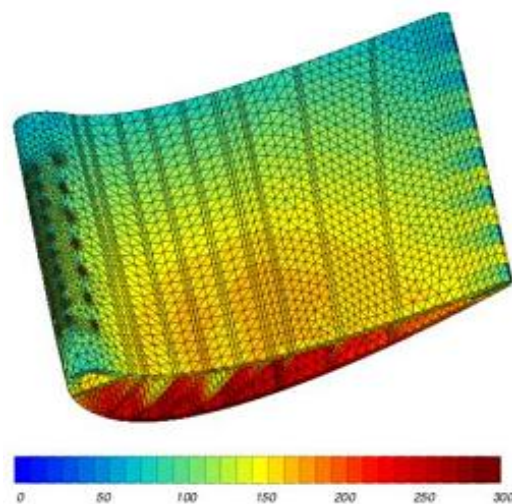


Figure. I-55 : Calcul thermomécanique d'une pale d'aube de turbine avec son circuit de refroidissement (Champ de contrainte équivalente de Von Mises, valeurs en MPa).[4]

Les structures sont divisées en éléments au sommet desquels les grandeurs mécaniques sont calculées. Pour connaître leurs valeurs en tout point, on utilise des fonctions d'interpolation (polynômes de Lagrange par exemple). On renvoie à l'enseignement spécialisé pour la description

détaillée de ces méthodes numériques en mécanique des milieux continus (méthode des éléments finis).[4]

I.5.8. Caractéristiques des aubes de turbine et leur fonctionnement environnement :

Les aubes de turbine doivent pouvoir résister à des températures aussi élevées que 1700°C pendant le fonctionnement, ce qui est supérieur au point de fusion des superalliages dont ils sont faits. À haute température, la résistance au fluage est réduite, ce qui peut être contrôlée par des mécanismes de refroidissement tels que l'application d'une couche céramique conductrice dans la lame et en concevant le refroidissement interne des canaux qui pompent l'air dans la lame et créent une enveloppe de l'air plus frais autour d'elle.

La plupart des aubes de turbine sont fabriquées en superalliages à base de nickel qui offrent une grande résistance au fluage à des températures élevées, ainsi qu'une la résistance à la corrosion.

En raison de ses conditions de fonctionnement, les structures monocristallines de la de base sont bénéfiques, ce type de structure permet à les aubes de turbines doivent fonctionner à des températures de travail plus élevées que celles des turbines multi des aubes de turbine cristallines, avec une résistance élevée au fluage à et donc d'augmenter l'efficacité thermique du système.[16]

Conclusion:

Les turbomachines sont des machines rotatives composées d'une ou plusieurs séries d'aubages, fixées alternativement sur le stator et sur le rotor.

Les turbomachines thermiques permettent la conversion de l'énergie thermique en énergie mécanique par l'intermédiaire d'un fluide de travail.

Les ailettes de turbine à gaz sont fabriquées par superalliages comme superalliages à base de nickel.

Le matériau étudié est un superalliage monocristallin base nickel dont sa principale utilisation correspond aux aubes de turbomachines impliquant donc des sollicitations de fluage à haute température. Il est ainsi important de comprendre son comportement mécanique à haute température afin de prévoir sa durée de vie et d'envisager des pistes d'amélioration.

Les superalliages contiennent d'autres éléments (Co, Cr, Mo, W, Fe, Al, Ti, Ta) pour qu'il fonctionne à des températures élevées

Ces superalliages subissent à traitement thermique pour d'homogénéiser les matériaux par diffusion des éléments.

Les modes de traitement thermique, traitement thermique de mise en solution, traitement thermique de vieillissement.

Les superalliages à base de nickel contiennent des précipités cohérents de la phase ordonnée γ' CFC, dans la matrice γ CFC.

Chapitre II :

Défauts et dégradations ailettes turbine.

II.1. Introduction:

Différents facteurs influencent la durée de vie des ailettes turbine en fonction de leur conception et les conditions de fonctionnement. Les conditions d'exploitation sévères sont caractérisées par les facteurs suivants :

- Environnement d'exploitation (élevé température, contamination du carburant et de L'air, et particules solides),
- Les contraintes mécaniques (dus à la force centrifuge, aux vibrations et à la flexion)
- Les contraintes thermiques élevées (dus aux gradients thermiques). Reyhani, ont étudié les effets de différents paramètres sur la durée de vie des ailettes turbines à haute pression et haute température avec refroidissement par convection interne.

Ils ont prédit le transfert de chaleur et la durée de vie des ailettes turbine par des méthodes numériques et les a validées expérimentalement, ils ont constaté que les deux résultats sont en accord les uns avec les autres.

Leurs travaux ont montré que e la pointe minimale de la durée de vie des ailettes se situe à la pointe maximale température. Ils ont également conclu que l'augmentation de la barrière thermique (TBC) de 3 fois l'épaisseur nominale améliore la durée de vie dès la lame par 9 fois.[9]

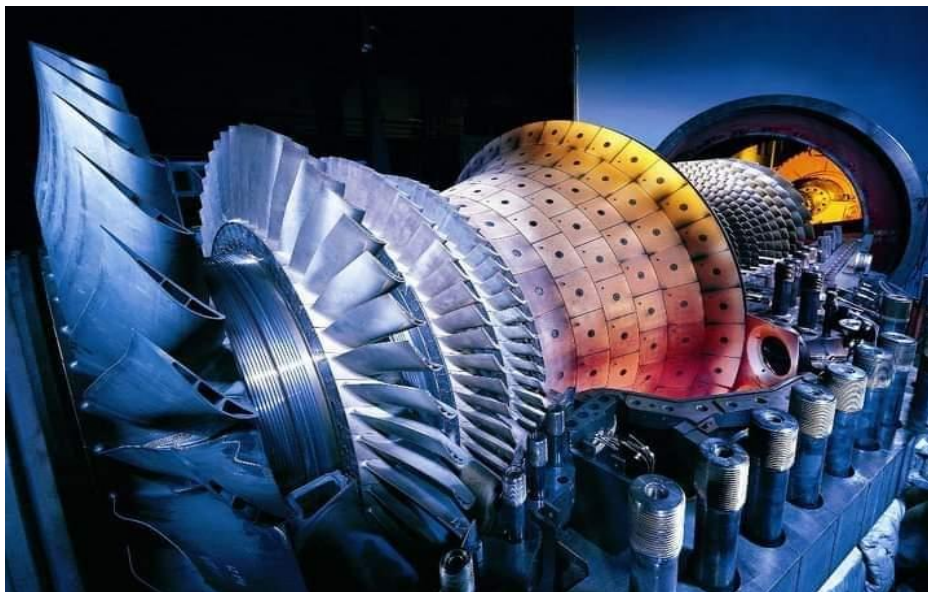


Figure II-1 : Turbine à gaz V94.3, P = 250MW.[5]

II.2. Les défauts des aubes de turbine:

La présence de défauts dans la turbine peut générer des risques :

- Physiques (explosion, incendie, émanations,...) ;
- Economiques (dégâts, perte de production,...).[5]

II.2.1. Défauts et indications:

- Un défaut est une imperfection de matière ou de forme, qui compromet la conformité de l'objet ;
- Une indication est un signe physique traduisant la présence possible d'un défaut ;
- Une indication dont l'origine réelle n'est pas un défaut est dite parasite.

Les méthodes de CND exploitent diverses propriétés physiques pour faire apparaître des indications.[5]

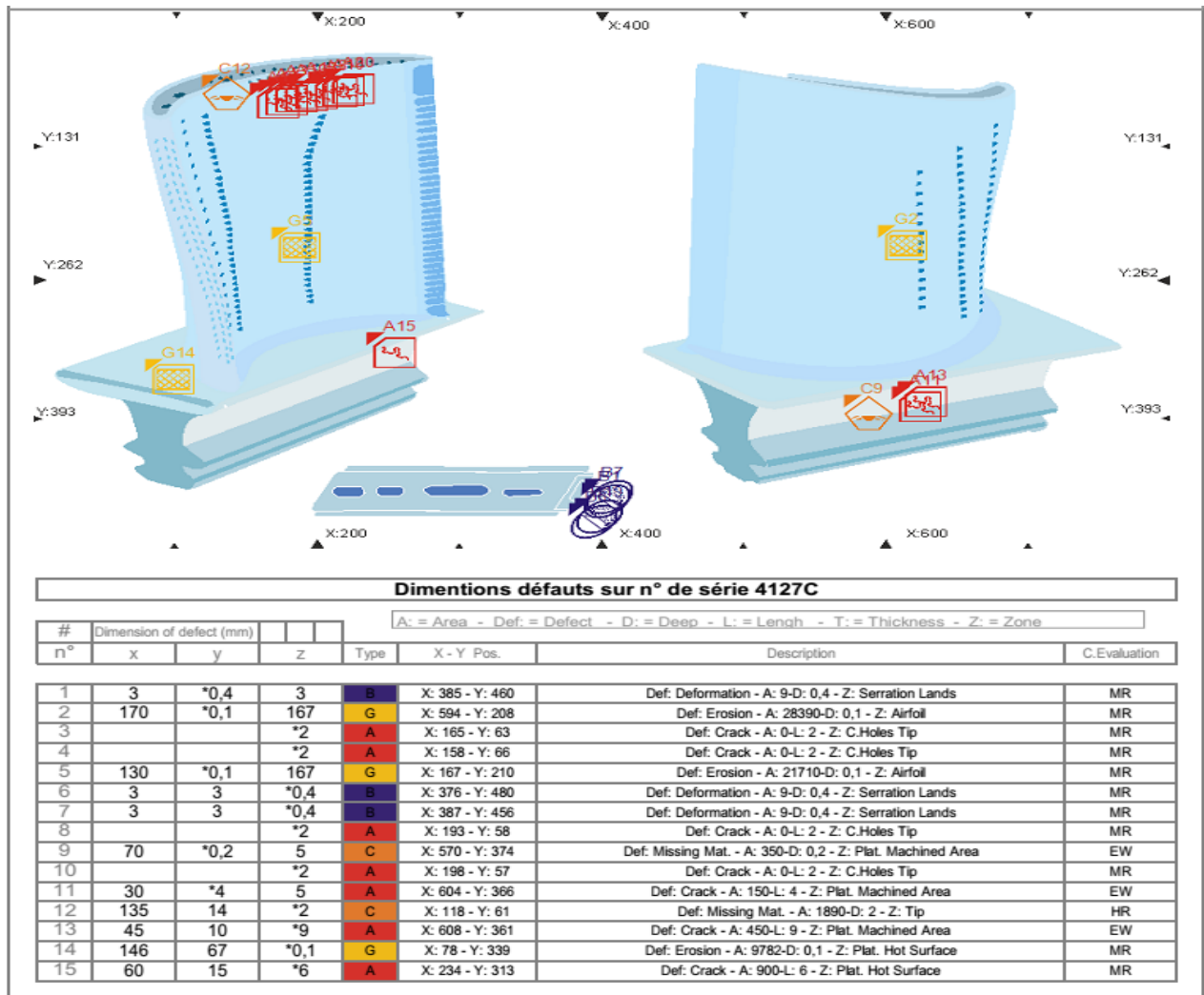


Figure II-2 : Indication des défauts avec couleur du système (CND).[5]

Les populations de défauts et d'indications (émanant de diverses méthodes d'examen) ne sont pas forcément identiques.[5]

Les dimensions "X" - "Y" - "Z", à chaque fois qu'elles sont représentées, sont rapportées à l'axe de chaque défaut, étant l'axe "X" parallèle au flux de gaz. Les pièces sont contrôlées avec la pointe vers le haut et la dentelure de racine vers le bas dans le cas des aubes mobiles, dans la case d'aubes fixes avec la plate-forme externe vers le bas et dans la case des segments d'anneau avec la surface froide vers le bas.[5]

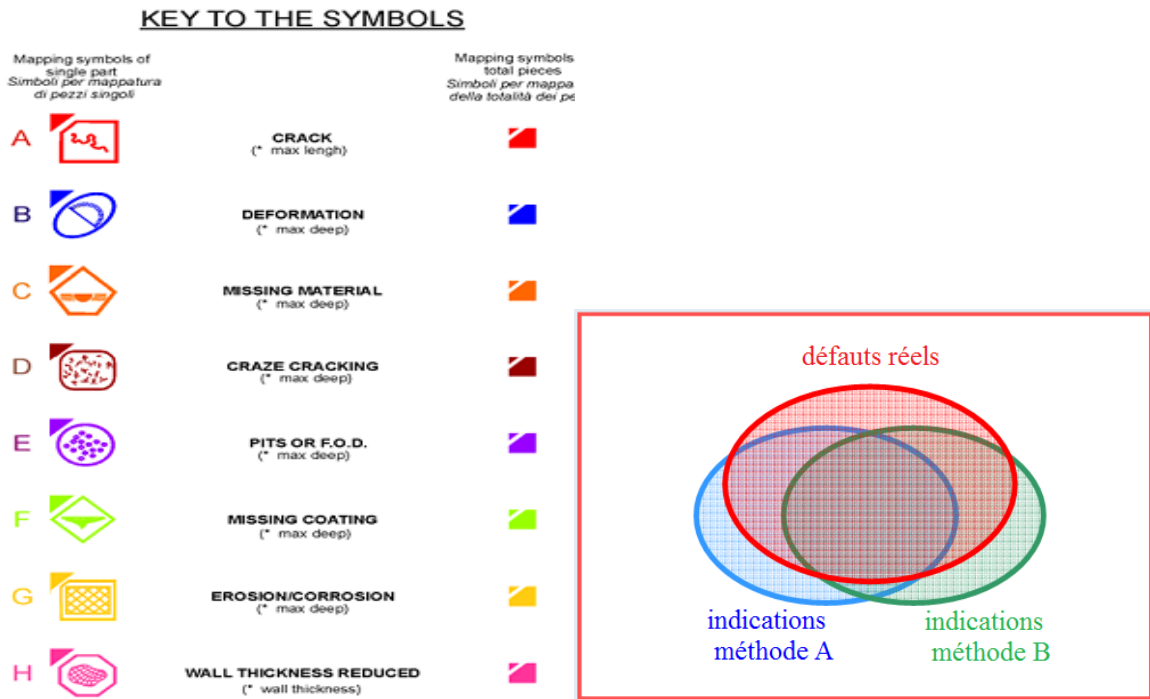


Figure II-3 : Indication de défaut (Logiciel d'ansaldo AE).[5]

II.2.2. Contrôle non destructif (CND):

- Examen de matériau qui, sans modifier l'état de façon permanente, génère une information sur la présence ou les caractéristiques d'éventuels défauts ;
- Détection, dimensionnement, localisation et caractérisation de défauts.[5]

II.2.3. Évaluation d'intégrité structurelle:

Pour examiner l'étendue des dommages causés à une lame après certains nombre d'heures de fonctionnement, des tests non destructifs sont effectués. Les types d'essais non destructifs les plus courants.[16]

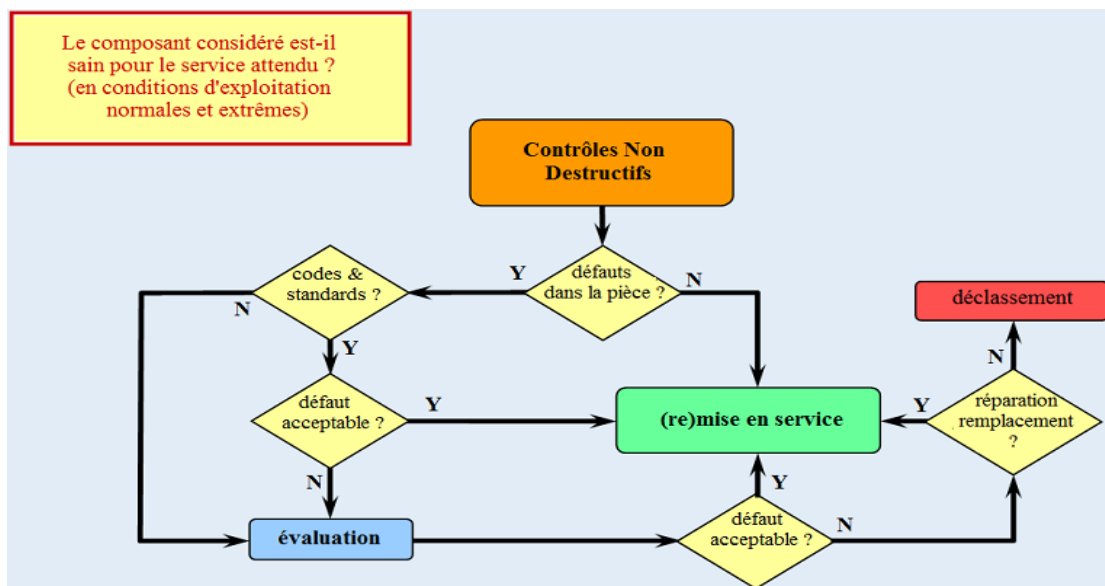


Figure II-4 : Diagramme de structure CND.[5]

II.2.4. Principaux types de défauts:

Tableaux II-1: Présentation les types de défauts.[5]

TYPE	Défauts de fabrication		Défauts de service	
ORIGINE	Matière	Soudage	Fatigue	Corrosio
Défauts volumiques	inclusions, porosités, retassures	inclusions, défauts de forme	-	piqûres, décohésion, corrosions diverses
Défauts plans	fissures	manques de fusion, manques de pénétration, fissures	fissures de fatigue mécanique ou thermique	fissures de corrosion

II.2.5. Caractérisation des défauts:

Les défauts se caractérisent par leur :

- **Origine** : fatigue, corrosion, soudage,... ;
- **Type** : plan, volumique, linéaire,... ;
- **Orientation** : axiale, circumférentielle,... ;
- **Taille** : hauteur h ; longueur ℓ ;
- **Position** : absolue et/ou relative (notamment ligament S) ;
- Etat de surface. [5]

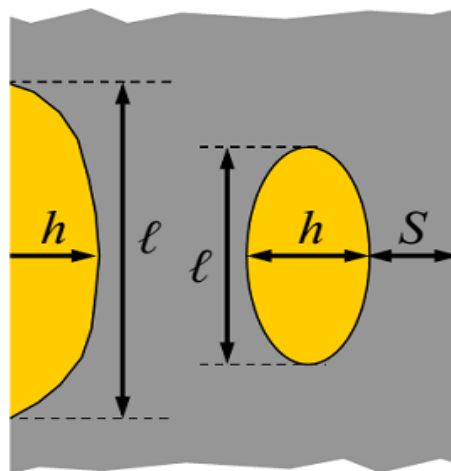


Figure II-5 : Analyses micrographiques.[5]

II.3. Les Dégradations des aubes de turbine:

II.3.1. Dégradation métallurgique de la turbine à gaz:

Les différentes formes de dégradation métallurgique, dues au fluage, à la fatigue, à l'adoucissement, etc. peuvent affecter les composants au cours du fonctionnement. Il est par conséquent essentiel d'évaluer l'influence de l'exposition aux conditions de fonctionnement sur la stabilité de la microstructure et sur les propriétés mécaniques des matériaux utilisés.[5]

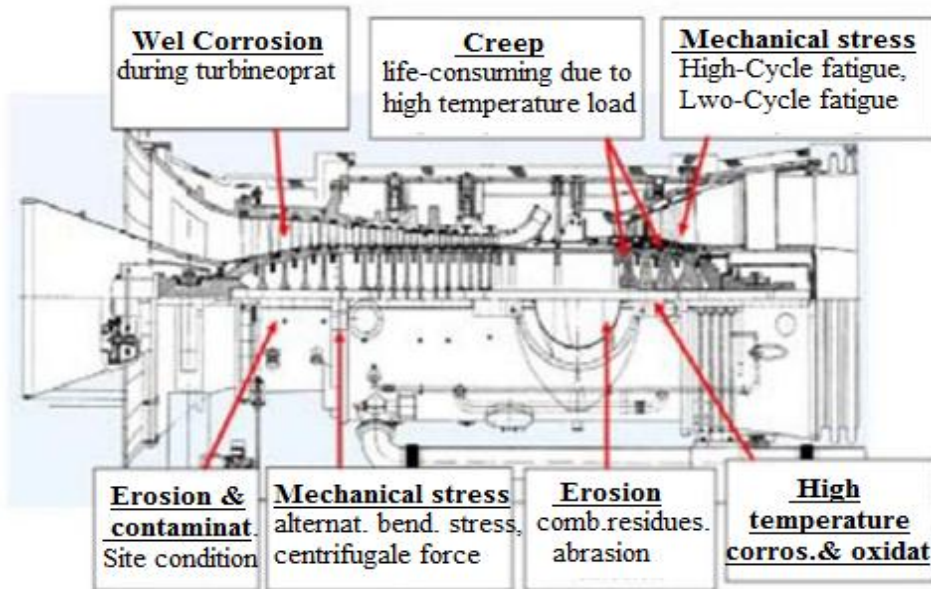
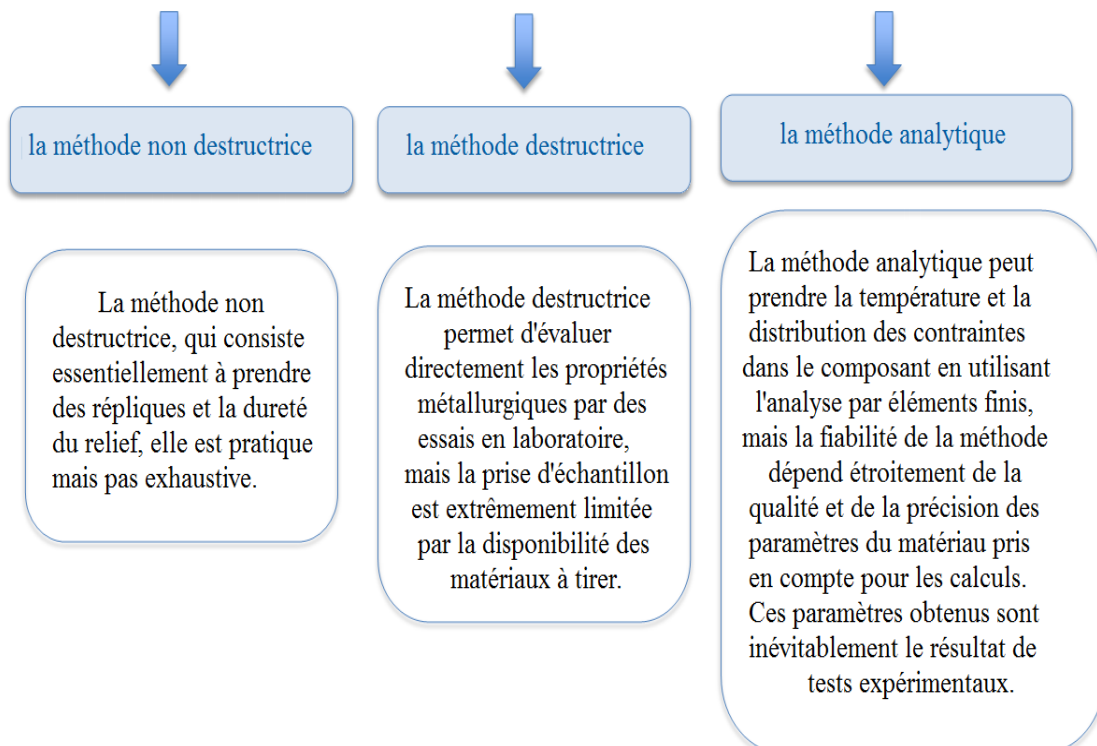


Figure II-6 : Différentes formes de dégradation métallurgique sur la turbine à gaz.[5]

II.3.1.1. Méthodes d'évaluation de la dégradation matérielle des composants de la turbine à gaz : Trois méthodes d'évaluation du dommage matériel métallurgique :[5]



II.3.1.2. Mécanismes de dégradation:

Les aubes de la turbine sont exposées à différents types de dégradation en fonction de la température, de la pression et du débit des gaz (régime moteur) et donc de leur emplacement dans la turbine. A haute température, on distingue les phénomènes de corrosion à chaud (type II et I) des mécanismes d'oxydation « pure » (Figure II-7). La corrosion chaude est un phénomène de corrosion accélérée survenant en présence de sels fondus issus de la formation de composés eutectiques (Généralement Na_2SO_4) sur la pièce chaude. Elle se caractérise par un processus en deux étapes : initiation de l'attaque puis propagation. L'attaque reste faible pendant l'étape d'initiation et est comparable à celle observée dans la même atmosphère sans le dépôt. La diminution du caractère protecteur de ces couches, associée à la formation de composés à bas point de fusion (phases eutectiques), accélère la dégradation des oxydes et conduit à une forte augmentation des cinétiques de corrosion (phase de propagation).[9]

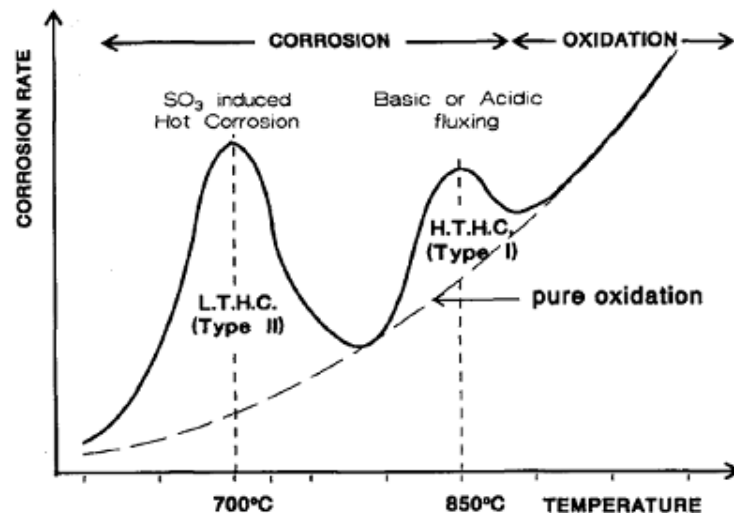


Figure II-7 : Variation de la vitesse de corrosion en fonction de la température dans le cas de la corrosion sous dépôts.[9]

II.3.1.3. Dégradation des performances des TAG (que veut dire TAG):

Toute machine en fonctionnement dépend considérablement de son niveau d'utilisation et de la durée de vie de ces composants. De nos jours limiter les effets de l'usure et de corrosion et la recherche pour prédire les performances d'une TAG sont des questions d'actualité. Les mécanismes qui causent la dégradation de la machine sont :

- Changements des surfaces des aubes dues à l'érosion ou à l'encrassement, et l'effet sur l'aérodynamisme d'aube ;
- Changements de la géométrie des joints et des dégagements, et l'effet sur les écoulements parasites ;
- Changements dans le système de combustion.

II.3.1.4. Protection contre les dégradations:

La dégradation des moteurs à combustion interne ne peut pas être entièrement évitée, néanmoins certaines précautions peuvent clairement ralentir les effets vers le bas. Ces précautions incluent le choix et l'entretien soigneux de l'équipement de filtration d'air, et le traitement du carburant, de la vapeur, ou de l'eau qui sont injectés dans le processus de combustion. Il faut inclure également le respect des recommandations des fabricants concernant l'arrêt et la remise en marche des machines. Pour cela il est recommandé de ne pas faire subir à l'équipement une montée brusque et subite en puissance après un arrêt prolongé. Quant à l'injection de vapeur, il est à noter que les conditions pour des limites de contaminants pour une turbine à gaz sont, en raison des températures de processus plus élevées, plus rigoureuses que pour une turbine à vapeur.

Les conditions d'emplacement et d'environnement qui dictent les contaminants aéroportés, leur taille, la concentration et la composition ont besoin d'être considéré dans le choix de la filtration d'air. Les conditions atmosphériques, telles que l'humidité, précipitation, brume, brouillard, la poussière, la vapeur, les échappements industriels, affecteront principalement le compresseur de moteur. La qualité du carburant affectera la section chaude.

La propreté du gaz de processus, les particules entraînées affectera les performances de l'équipement entraîné.[17]

II.3.1.5. Contraintes dans les aubes de turbines:

Les contraintes développées dans les aubes de turbines à gaz pendant le service proviennent de la combinaison des forces induites par la rotation, l'aérodynamique et le gradient thermique. Le champ de contraintes résultant est donc complexe et variable.

L'effet combiné de la contrainte et de la température est le plus sévère vers le tiers de la hauteur de l'aube (Figure II-8). Par contre, au niveau de l'extrémité supérieure de l'aube, la contrainte réelle est nettement inférieure à la contrainte admissible, rendant les réparations par soudage à l'aide de métaux d'apport moins résistants que le métal de base acceptables en bout d'aube. Dans ce cas, la partie de l'aube où de telles réparations sont permises doit être définie avec précision pour chaque type d'aube et de rechargement.

Il y a lieu de noter que la variation de la température le long de la hauteur de l'aube conduit à un degré de dégradation variable (taux de décomposition des carbures, grosseur du grain, vieillissement...). Ces variations influent sur l'aptitude à la réparation car les structures dégradées sont plus fragiles, moins tenaces et moins soudables.[9]

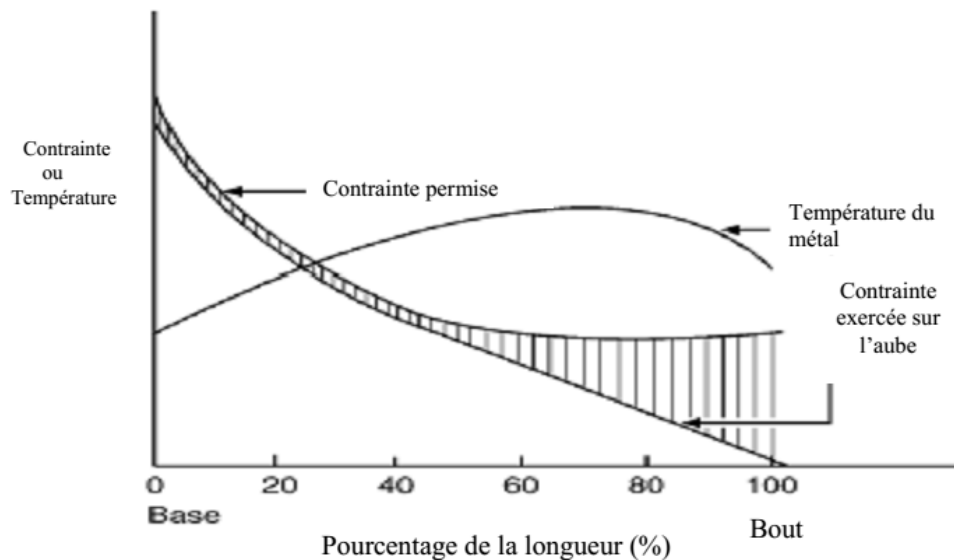


Figure II-8 : Distribution de contrainte et de température dans une aube de turbine.[9]

II.3.1.6. Endommagement:

D'un point de vue mécanique, l'endommagement est la création de défauts menant à la ruine complète du matériau. Ces défauts sont des discontinuités dans la structure cristallographique du matériau et détruisent sa cohésion initiale. L'endommagement, d'une manière générale, est engendré au niveau atomique car celui-ci est créé lors des déformations élastiques et plastiques subies par le matériau. Ces déformations engendrent ainsi des déplacements locaux du réseau et des singularités appelées « dislocations ». Certains sites, qu'ils soient d'origines microstructurale, géométrique ou chimique, sont favorables à la création et à l'accumulation de ces singularités. Ainsi, par l'empilement de ces dislocations, des micro-vides sont créés qui, par des phénomènes de nucléation, croissance puis coalescence, peuvent former des amorces de fissures. Celles-ci, sous l'effet des contraintes extérieures ou intrinsèques, peuvent se propager et mener à la rupture du matériau. La propagation de ces fissures peut se faire de plusieurs façons différentes. En effet, deux types classiques de rupture sont la rupture fragile et la rupture ductile. La première intervient brusquement après une forte élévation de la contrainte par rapport à la déformation. Ce mode de rupture est généralement observé avec les céramiques, les matériaux peu ductiles ou lorsque des conditions de clivage sont créées. La seconde, est engendrée après une déformation plastique importante et est généralement observée sur les métaux ou autres matériaux ductiles. Quel que soit le matériau, ce type de rupture est très influencé par la température. Il existe une transition ductile-fragile pour la plupart des matériaux. Compte tenu du travail effectué lors de cette thèse, c'est un autre mécanisme qui va être détaillé, la rupture par fatigue.[7]

II.3.2. Endommagement des aubes turbine:

Dans la turbine haute pression, les aubes mobiles sont les pièces qui subissent les sollicitations les plus endommageâtes. On peut citer les facteurs suivants :

- Température des gaz brulés très élevée, souvent supérieure à la température de fusion des alliages ;
- Forts gradients thermiques, notamment lors des phases de l'arrêt et démarrage de la turbine;
- Fluage dû `a la force centrifuge ;
- Corrosion à chaud : présence de Na_2SO_4 et de NaCl ;
- Contraintes locales élevés à cause des formes complexes ;
- Fatigue vibratoire dans certaines zones.

L'endommagement est donc dû à la fatigue-fluage anisotherme. De plus, à cause des gradients thermiques, des formes complexes, et de la différence de coefficient de dilatation entre la barrière thermique et le substrat, l'état de contrainte est multiaxial et varie dans le temps. Ces phénomènes réduisent fortement la durée de vie des aubes. C'est pourquoi des solutions technologiques ont été trouvées pour améliorer leur tenue et permettre de nouveaux gains en TET.[14]

II.3.2.1. Endommagement par choc:

Vu la grande vitesse de rotation du rotor de la turbine, les déformations par choc peuvent être provoquées par impact d'objets étrangers et parfois par des particules solides provenant du combustible. Lorsque les aubes rencontrent un corps étranger, il y aura un cisaillement ou arrachement de matière.[9]

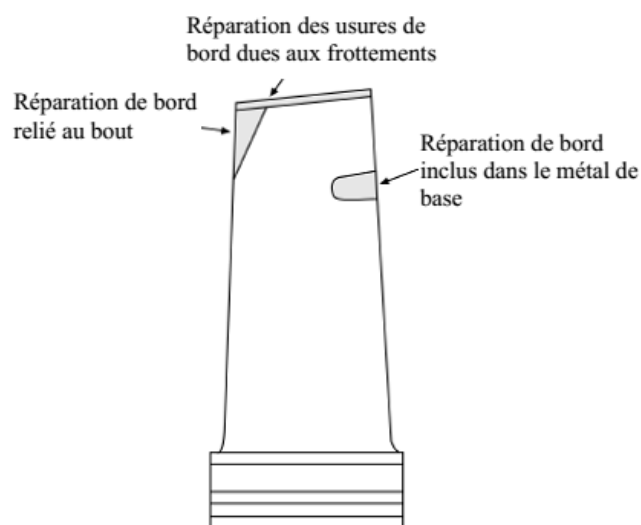


Figure II-9 : Réparation des aubes de turbine à gaz endommagés par choc.[9]



Figure II-10 : Endommagement aubes compresseur par choc avec corps étranger.[5]

II.3.2.2. Endommagement par frottement:

Ces déformations, qui sont très prononcées, se situent sur le côté anneau de tuyère, c'est à l'arrivée des gaz. Elles sont provoquées essentiellement par :

- **Les vibrations du rotor** : comme le jeu axial (entre l'anneau et l'extrémité de l'aube) imposé par le constructeur (GE) est de l'ordre de quelques dixièmes de millimètre, rien que de petites vibrations peuvent provoquer des usures par frottement ;
- **L'allongement de l'aube** : c'est une déformation plastique résultante de phénomène de fluage, l'allongement de l'aube diminue le jeu axial jusqu'à frottement.

Les principales dégradations réparables par soudage sont :

- Frottement et usure des bouts ;
- Cisaillement et cassure des bords reliés aux bouts ;
- Cisaillement des bords inclus par le métal de base.[9]

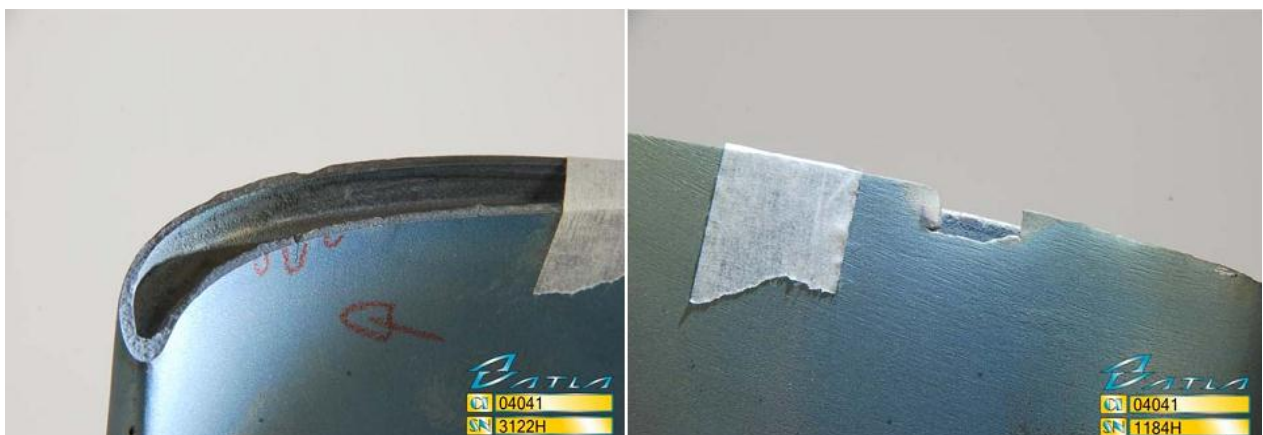


Figure II-11 : Endommagement par frottement sur face supérieure de la lame.[5]

L'usure par frottement est due aux vibrations du rotor, qui entraîne le contact du bout de l'aube avec le carter du stator. Ces bandes d'usure par frottement sont habituellement uniformes et peuvent être localisées ou se prolongent le long du bout de l'ailette.

Des dommages des rebords sont souvent provoqués par impact d'objet étranger. Ce cas présente une différence significative entre les réparations se trouvant sur les bords libres et ceux qui sont enclavés par le métal de base.[9]



Figure II-12 : Endommagement par frottement sur le pied sapin de l'ailette.[5]

II.3.2.3. Mécanisme microstructurale de dégradations des ailettes:

Les matériaux constitutifs des aubes de turbine subissent, au cours de leur fonctionnement, des dégradations liées aux variations de température et d'atmosphères provoquées par les différents régimes moteurs (arrêtes, démarrages). Ainsi, cinq grands types de dégradation sont rencontrés à haute température :

- La corrosion à chaud de type II intervient entre 600°C et 800°C et concerne les phénomènes de sulfuration ;
- La corrosion à chaud de type I intervient entre 800°C et 950°C et provoque la dissolution acido/basique des oxydes par les sels fondus et/ou oxydes. Il s'agit de « fluxage », qui peut conduire à une corrosion « catastrophique » ;
- Au-delà de 950°C, le phénomène d'oxydation sous atmosphère complexe (O_2 , H_2O) est prédominant ;
- La dégradation par CMAS intervient sur les systèmes barrières thermiques autour de 1150°C-1200°C et peut, notamment, provenir de l'ingestion par le réacteur de sable et/ou de cendres volcaniques ;
- La dégradation des barrières thermiques dues à d'autres facteurs mécaniques (par exemple érosion par impact à haute vitesse de différents objets - FOD -).[23]

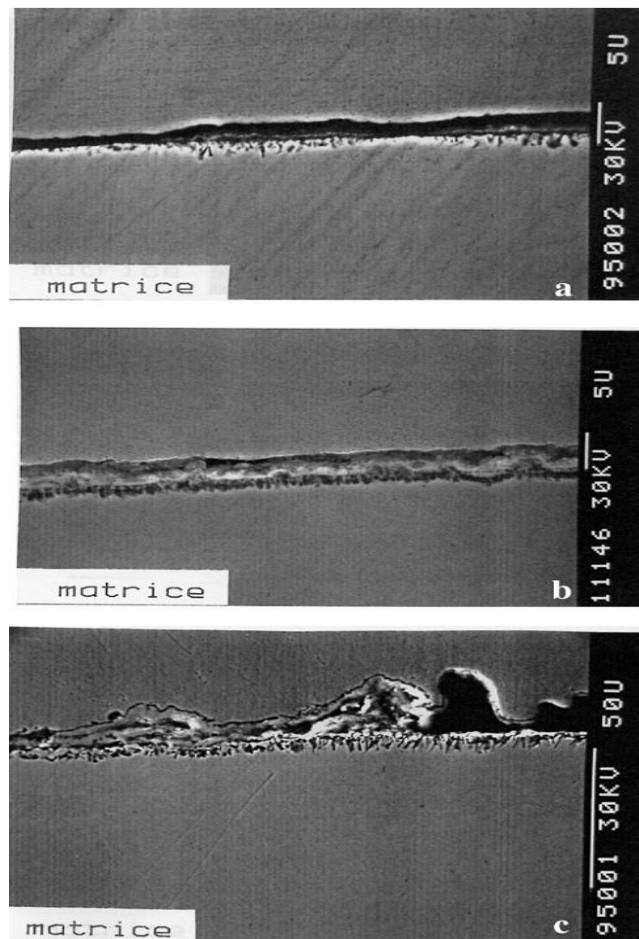


Figure II-13 : Micrographie MEB illustrant l'oxydation de l'AM1 a 950°C sous air.
(a) après 10 heures ;(b) après 27 heures ; (c) après 100 heures.[8]

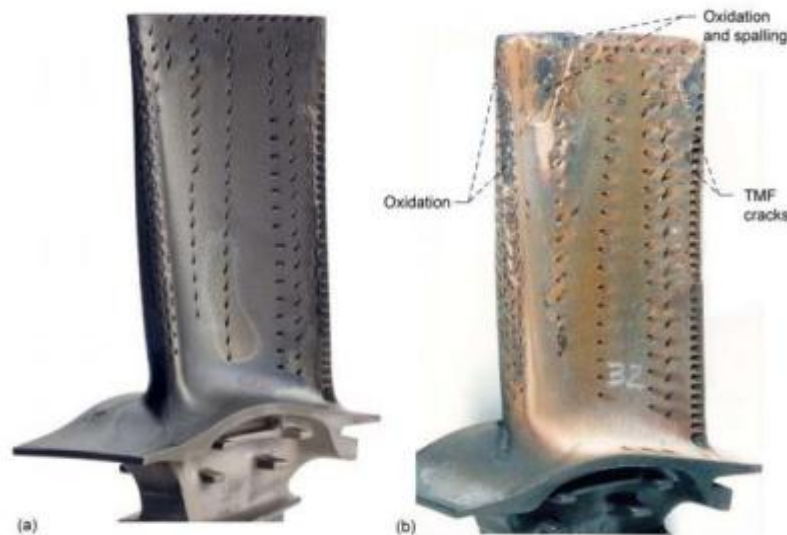


Figure II-14 : Comparaison des aubes de turbine T-1 non défectueuses (a) et défectueuses (b).[16]

Le premier mécanisme de défaillance typique se produit lorsque la lame se développe (Figure II-14), cela se produit principalement en raison de la dégradation du revêtement à cause des températures de fonctionnement élevées de la turbine à gaz. La deuxième étape de l'échec se

produit lorsque l'alliage de base se dégrade, et à ce stade les lames sont généralement difficiles à réparer et doivent être remplacées.[16]

II.4. Principaux causes dégradations ailettes:

L'origine de la dégradation des lames peut être métallurgique ou mécanique, et notamment lors de l'exploitation la production d'électricité de la turbine à gaz, des aubes et autres les composants qui se trouvent sur le chemin du gaz chaud subissent au cours du service des dégradations induite. Les aubes sont exposées aux conditions de fonctionnement les plus sévères, dont les plus importantes sont :

- ❖ Fatigue ;
 - fatigue thermomécanique (à la fatigue de cycle) ;
 - fatigue thermique (fatigue oligocyclique).
- ❖ Erosion ;
- ❖ Corrosion ;
- ❖ L'oxydation à chaud ;
- ❖ Fissure ;
- ❖ Fluage ;
- ❖ Encrassement ;
- ❖ Rupture.[9]

Ces phénomènes causent :

- Une diminution de rendement ;
- Légère augmentation du niveau vibratoire ;
- Fragilisation de l'aube qui favorise la rupture par fatigue.[9]

II.4.1. Fatigue des aubes turbine:

On entend par fatigue la modification des propriétés des matériaux consécutive à l'application des cycles d'efforts, cycles dont la répétition peut conduire à la rupture des pièces , au cours d'un essai en définie les contraintes par l'amplitude maximale atteinte au cours d'un cycle (σ_{max}) par la valeur moyenne de cette contrainte σ_m et par le rapport R de la contrainte minimale à la contrainte maximale $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$. En générale la fatigue se produit sans déformation plastique d'ensemble mais avec une déformation plastique très limitée (déformation plastique) localisées dans un premier temps autour des défauts à fend d'entaille (>) ou en surface puis la microfissure se crée et s'amplifié jusqu'à fissuration. Les premières étapes de la fatigue sont donc microscopiques et délicate à mettre en évidence.

Un matériau soumis à une sollicitation périodique subit un endommagement qui conduit à sa rupture. On distingue deux types de fatigue :

- Fatigue à grand nombre de cycles appelé aussi essai de propagation ;
- Fatigue à petit nombre de cycles dite fatigue oligocyclique Dans les deux cas, on définit un nombre de cycles à l'amorçage N_a pour lequel si $N < N_a$, il n'y a pas de fissure apparente et le dommage est très faible.

On définit également un paramètre de dommage D qui varie de 0 à 1. $D=0$ correspond à un matériau vierge $D=1$ au moment de la rupture.[12]

Il existe plusieurs moyen d'étude du phénomène de la fatigue, nous citons les principaux :

- La méthode de l'endurance, basée sur les travaux de Wöhler ;
- La fatigue oligocyclique, plastique à faible nombre de cycle généralement étudié à partie des travaux de COFFIN et BASQUIN ;
- La fissuration par fatigue travaux de PARIS FOREMAN ;
- L'érouissage cyclique on l'en introduit la notion de loi du comportement du matériau ... ;
- En parlerait aussi dans le cas de la rupture des travaux de GRFITH.[6]

II.4.1.1. Fatigue thermomécanique (à la fatigue de cycle):

La relation de comportement thermomécanique peut ainsi être exprimée sous forme technique dans les axes (x, y) faisant l'angle (θ) avec les axes (L, T) . On y a fait apparaitre les modules élastiques, coefficients de poisson et coefficients de dilatation thermique pour chaque direction.[24]

L'endommagement par fatigue thermomécanique peut conduit à la ruine des structure. Elle peut intervenir lorsqu'un certain nombre de cycle de la contrainte dynamique a été appliqué à la structure ; ce nombre de cycle, dépend :

- De la nuance du matériau ;
- De la température du matériau ;
- De l'ambiance (milieu corrosif par exemple) ;
- De la contrainte dynamique ;
- De l'ordre et du nombre de cycle à amplitude variable des contraintes dynamique.

Le critère attache à l'ordre montre la nécessité de définir la mission en tenant compte des arrêts et des démarrages de la machines pendant lesquels les contraintes ont en général des valeurs différentes.[6]



Figure II-15 : Fatigue thermomécanique d'une aube 3^{ème} étage turbine.[18]

II.4.1.2. Fatigue thermique (fatigue oligocyclique):

La fatigue thermique est nombre de cycles dite fatigue oligocyclique Dans le cas, on définit un nombre de cycles à l'amorçage N_a pour lequel si $N < N_a$, il n'y a pas de fissure apparente et le dommage est très faible. On définit également un paramètre dommage D qui varie de 0 à 1. $D=0$ correspond à un matériau vierge $D=1$ au moment de la rupture.[6]

La fatigue thermique sous air et sous vide, on peut considérer que les deux modèles donnent une bonne estimation de l'amorçage des fissures bien qu'ils soient plutôt conservateurs dans leurs prévisions. La propagation des fissures est imparfaitement évaluée par les modèles.[24]

II.4.2. Erosion aubes de la turbine:

Les tuyères et les aubages mobiles sont le plus souvent soumis à érosion par eau dans les turbines à vapeur. Ce phénomène qui apparaît surtout dans les étages B.P. des turbines à condensation, est dû principalement à la détente de la vapeur motrice. Ce phénomène est tributaire des lois de thermodynamique et ne peut être combattu que dans son ordre de grandeur mais non pas dans son principe.[26]

En fonctionnement, diverses particules peuvent entrer dans les turbines à gaz (sable, poussières, particules métalliques arrachées à certaines parties du moteur, etc.). Outre des dommages locaux n'affectant généralement qu'une épaisseur limitée de la couche céramique, provoqués instantanément par l'impact de particules pouvant atteindre des dimensions millimétriques, des phénomènes d'érosion plus progressifs, liés à l'action de particules plus petites, peuvent conduire à la disparition totale de la couche de céramique sur des zones étendues, notamment sur le bord d'attaque des aubes (Figure II-16).[4]

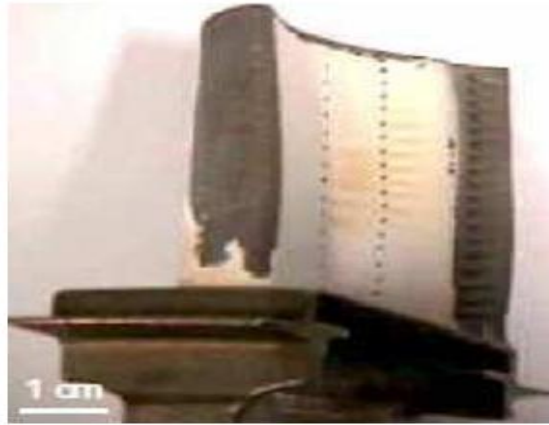


Figure II-16 : Disparition de la couche de céramique par érosion.[4]

Figure II-17 : Erosion aube 1^{ère} étage turbine.[5]

II.4.3. Corrosion les aubes de la turbine:

Un autre phénomène tout aussi dangereux pour l'ailettage, la corrosion ; c'est une forme complexe de détérioration des matériaux. Elle est définie par une destruction du métal par réaction chimique ou électrochimique avec son environnement.

La corrosion est due à une réaction d'oxydoréduction irréversible du métal et d'un agent oxydant contenu dans son environnement, qui implique une consommation de la matière. La corrosion de l'ailettage et souvent aussi de la totalité de l'intérieur de la turbine.[26]

Sous l'effet d'une élévation de température, le métal peut subir une agression de la part du milieu avec lequel il est en contact : air, autre atmosphère gazeuse comme les gaz de combustion.

Ce sont les phénomènes de corrosion à haute température. Les matériaux résistant à ce genre de corrosion sont qualifiés de réfractaires.

Les superalliages doivent résister à haute température, soit simplement à l'action oxydante et nitrurant de l'air, soit à l'action plus complexe, et souvent plus agressive d'atmosphères contenant, en plus, d'autres agents comme des produits de combustion des hydrocarbures, de produits sulfurés ou d'autres impuretés provenant des hydrocarbures comme l'oxyde de vanadium (V_2O_5).[12]

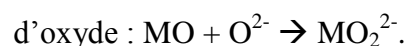
On distingue deux types de mécanismes de dégradation par la corrosion à chaud :

- La corrosion de type II se produit principalement à des températures inférieures à 800°C avec une vitesse de corrosion maximale environ à 700°C . Elle se manifeste dans des environnements riches en soufre et en sel (NaCl). À ces basses températures, la plus grande partie du soufre est oxydé en SO_3 (ou SO_2 pour les températures les plus élevées). En présence de SO_3 , NaCl est transformé en Na_2SO_4 . La corrosion de type II se traduit par une attaque localisée du substrat sous forme de piqûres remplies d'oxyde. Les modes d'attaque sont la sulfuration ou l'oxydation active en l'absence de SO_3 .
- La corrosion de type I intervient à des températures plus élevées, de 800 à 950°C , ce qui correspond à la température de rosée de ces composés. Il s'agit d'une attaque généralisée dont le mode de propagation est le fluxage basique, le fluxage acide induit par des éléments d'alliage ou la sulfuration. La perte du caractère protecteur d'une couche d'oxyde est souvent obtenue, pour la corrosion chaude, par le fluxage des dépôts avec les oxydes protecteurs. Le fluxage est la réaction entre la couche protectrice, généralement un oxyde, et le dépôt liquide. Les dépôts sont principalement composés de sulfates, majoritairement de sulfate de sodium Na_2SO_4 . [9]

La dissociation de ce sulfate suivant la réaction : $\text{SO}_4^{2-} \rightarrow \text{SO}_3 + \text{O}^{2-}$ Ou bien : $\text{Na}_2\text{SO}_4 \rightarrow \text{SO}_3 + \text{Na}_2\text{O}$ conduit à la définition d'une acido-basicité de ces milieux liquides. Si l'activité de O^{2-} (ou Na_2O) est élevée, le milieu sera basique et inversement.

La présence de vapeur de SO_3 ou de V_2O_5 dans l'environnement rend le milieu plus acide :

✚ En milieu basique, le fluxage avec les oxydes conduit à la formation d'espèces solubles



✚ En milieu acide, il conduit à la dissolution d'ions métalliques :



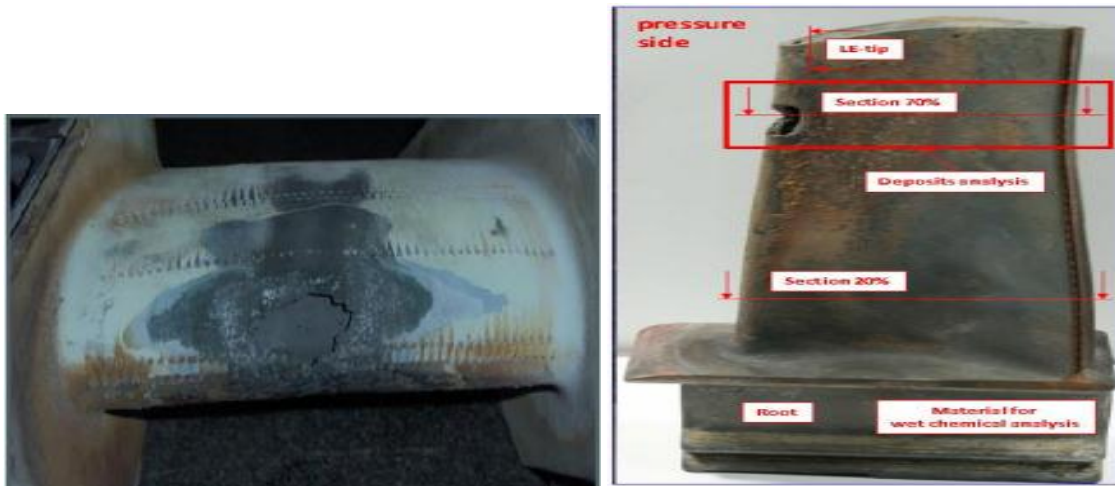


Figure II-18 : Corrosion des aubes turbine.[4.5]

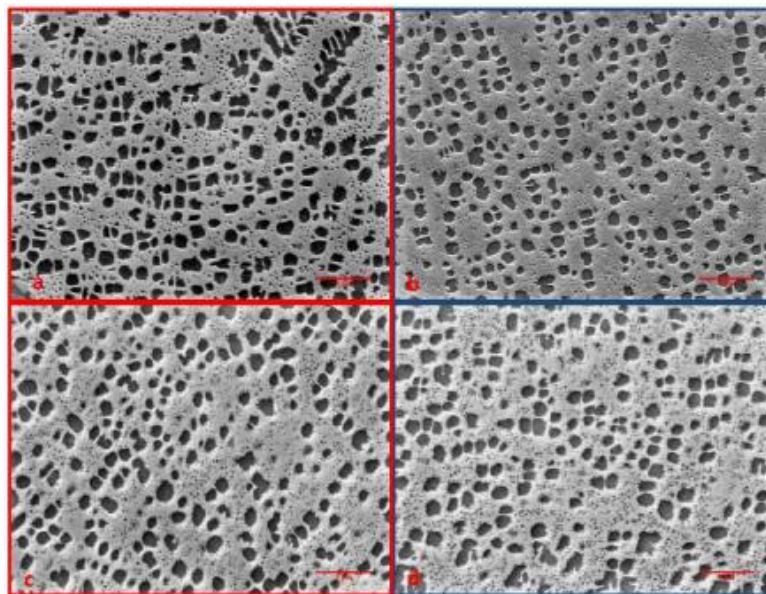


Figure II-19 : X10000 SEMSE + BSE description des phases primaires et secondaires dans des zones différentes de créé central à 20% côté à côté: (a) côté chaud par pression; (b) côté pression centrale (c) côté chaud côté à côté (d) côté aspiration côté centre.[5]

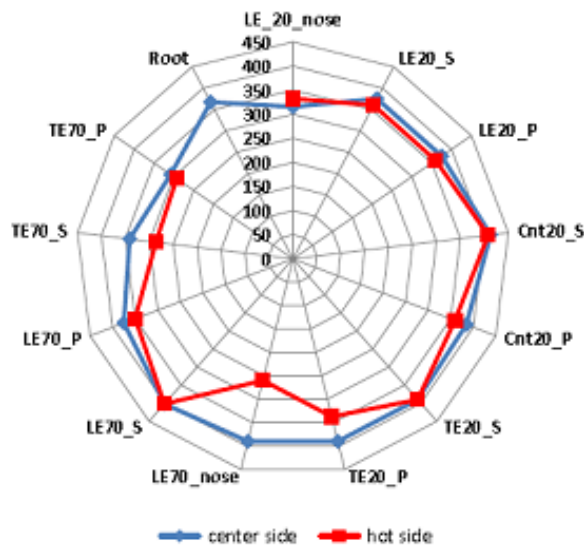


Figure II-20 : Mesuré HY30 sur l'échantillon examine.[5]

En fait, les turbines à gaz fonctionnant avec des fuels riches en soufre et parfois en vanadium. Le soufre est particulièrement nocif pour les alliages riches en nickel parce qu'il forme avec le nickel des eutectiques à bas point de fusion : 645°C pour l'eutectique (Ni-Ni₃S₂). Au contact de ces eutectiques, l'oxydation est accélérée. De même l'oxyde de vanadium (V₂O₅ fond à 650°C et accélère l'attaque du métal.[12]

II.4.4. L'oxydation à chaud des aubes de la turbine:

II.4.4.1. Croissance de la couche d'oxyde:

Le processus d'oxydation isotherme des MCrAlY comporte trois étapes :

- Une oxydation transitoire pendant laquelle il y a germination et croissance de tous les oxydes thermodynamiquement stables, susceptibles de se former, tels que NiO, (Ni, Co)(Al, Cr)₂O₄, Cr₂O₃... La formation d'alumines de transition a aussi été observée lors d'oxydations courtes de revêtements MCrAlY, la transformation en alumine stable Al₂O₃ peut être très rapide, mais elle dépend de la température et de l'état de surface
- Un régime stationnaire, régi par une loi parabolique, durant lequel il y a formation d'une couche d'alumine stable et continue α-Al₂O₃ entre les oxydes de transition et le revêtement ;
- Une oxydation accélérée ("breakaway") au bout d'un temps d'oxydation très long, résultant de la formation d'oxydes non protecteurs avec une cinétique de croissance rapide, tels que NiO, (Ni,Co)(Al,Cr)₂O₄ ou de nitrures internes d'aluminium.[8]

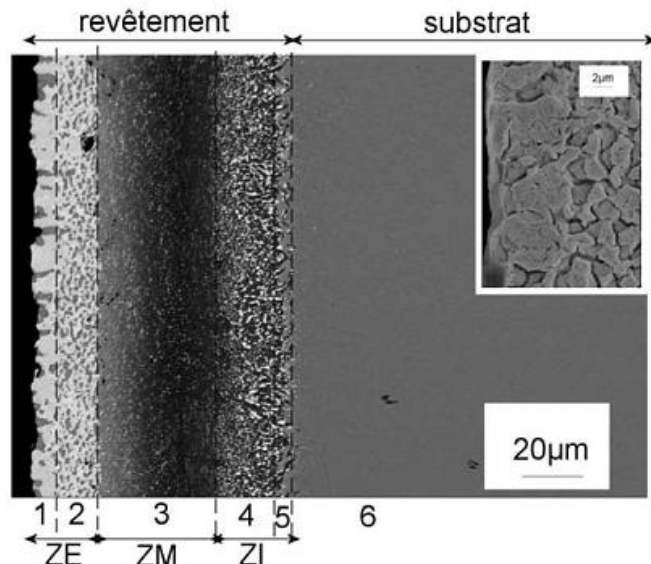


Figure II-21 : Image MEB en mode électrons rétrodiffusés du revêtement RT22 recouvrant CMSX-4, à l'état initial. L'image insérée est une observation au MEB en mode électrons secondaires de la partie externe (ZE) du revêtement après une attaque chimique de quelques secondes dans 0,5g de CrO₃ + 100ml HCl. [8] Cette étape correspond à la fin de vie du matériau.

II.4.4.2. L'oxydation à haute température:

L'oxydation à haute température est l'autre mode de détérioration auquel nous nous sommes intéressés au cours de ce travail de thèse. La résistance à l'oxydation dépend en partie de l'inter diffusion, puisqu'elle dépend de la composition chimique du revêtement et éventuellement de sa microstructure. Dans certaines circonstances, la couche d'oxyde qui se forme sert de protection. C'est le cas des revêtements alumino formeurs, utilisés pour protéger les aubes de turbines à gaz. Une protection efficace est généralement associée à un oxyde qui croît lentement grâce à un mécanisme contrôlé par la diffusion. Ce qui conduit à une cinétique de croissance décrite par une loi de vitesse parabolique : $(\Delta S_m)^2 p = tk$.

Où Δm est le gain de masse, S la surface, t le temps et k_p la constante de vitesse parabolique. Cette loi parabolique a été complétée en tenant compte de la présence du régime transitoire, qui est observé pour la plupart des métaux, et des processus interraciaux :

$$t = A + B \Delta S_m + C (\Delta S_m)^2$$

Où A , B et C sont des constantes dont l'expression dépend des conditions initiales (à partir desquelles le régime est parabolique) et de la nature protectrice ou non du premier oxyde formé. Seule la constante C est indépendante du régime transitoire et des processus inter faciaux et est toujours égale à l'inverse de la constante de vitesse parabolique k_p : $C = k_p^{-1}$. [8]

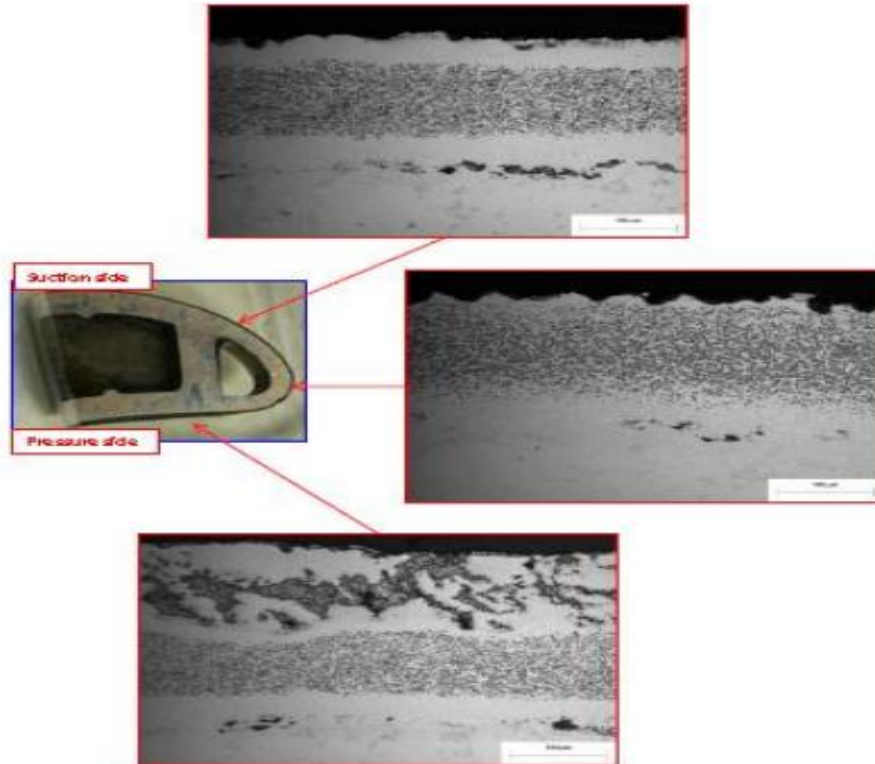


Figure II-22 : Image MEB d'oxydation entre l'alliage de l'aube et le revêtement. [5]

La croissance de l'oxyde se fait soit par diffusion d'un cation métallique vers l'extérieur, à travers l'oxyde, qui réagit avec l'oxygène à l'interface oxyde/gaz, on parle alors de **croissance cationique** ; soit par diffusion d'un anion d'oxygène vers l'intérieur, à travers l'oxyde, qui réagit avec le métal à l'interface métal/oxyde, on parle de **croissance anionique** ; soit par une combinaison des deux processus.[8]

a) Oxydation haute température de β -NiAl β -NiAl aubes turbine:

Est la phase principale constituant les revêtements aluminures de diffusion. Au cours d'un maintien à haute température, grâce à sa forte teneur en Al, la phase β -NiAl forme uniquement l'oxyde protecteur Al_2O_3 . [8]

II.4.4.3. Croissance de la couche d'oxyde protectrice:

Au cours des premiers stades de l'oxydation de β -NiAl (oxydation transitoire), des oxydes métastables ou alumines de transition, γ - Al_2O_3 , δ - Al_2O_3 et θ - Al_2O_3 se forment. La formation de spinelles NiAl_2O_4 a aussi été observée par Doychak et al. Pour des oxydations courtes à 800°C . Les caractéristiques les plus notables des alumines de transition sont :

- Une vitesse de croissance plus rapide que celle de l'alumine α - Al_2O_3 . Les constantes de vitesse de formation des alumines observées sur NiAl sont reportées dans un diagramme d'Arrhenius (Figure II-23). [8]

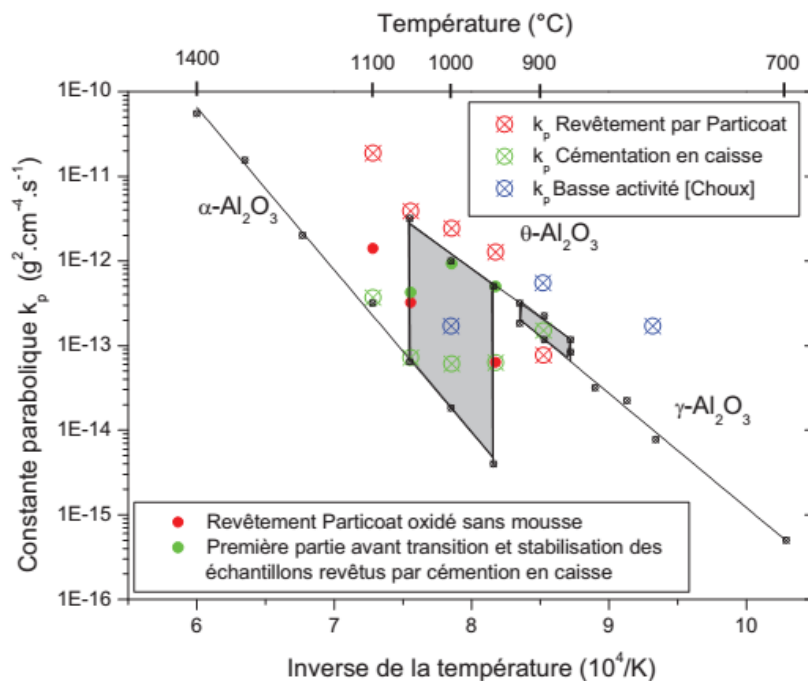


Figure II-23 : Diagramme d'Arrhenius $\log k_p = f(1/T)$ pour l'oxydation de NiAl. Les régions hachurées indiquent le domaine de transformation de l'alumine. [20]

- Une morphologie inhabituelle, souvent en forme de longs filaments ou de plaquettes fines, indiquant une croissance cationique (Figure II-24).

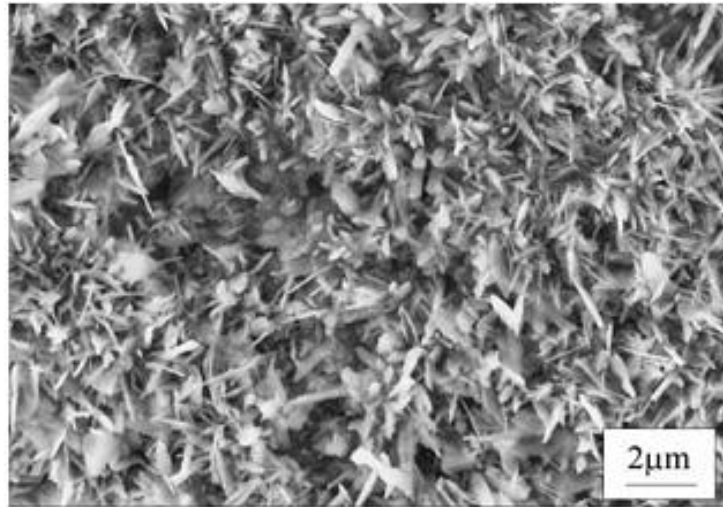


Figure II-24 : Oxyde transitoire en forme de plaquettes. Image MEB en mode électrons secondaires de la surface d'un revêtement aluminure modifié au Pt sur superalliage à base de Ni, oxydé 100h à 900°C sous air.[8]

II.4.5. Fluage aubes de la turbine:

II.4.5.1. Définition:

À haute température, un matériau se déforme plastiquement sous l'application d'une contrainte constante, même si elle est inférieure à la limite d'élasticité. Ce phénomène est appelé fluage. Le domaine "haute température" correspond à un rapport T/T_f (T_f : température de fusion) supérieur à 0,3. Pour un matériau donné, la résistance au fluage dépend du domaine de température, du niveau de contrainte appliquée et des paramètres microstructuraux. Une expérience de fluage consiste à appliquer une charge à l'extrémité d'une éprouvette, l'autre extrémité étant maintenue solidaire d'un bâti fixe. On mesure au cours du temps le déplacement de l'extrémité libre de l'éprouvette.

Une courbe type de fluage, exprimant la déformation en fonction du temps, est représentée en figure II-25. On distingue trois stades, primaire, secondaire et tertiaire définis par Andrade depuis 1910 : Pendant le **stade primaire**, la vitesse de fluage diminue fortement, la résistance du matériau augmente. Un mécanisme d'écrouissage prédomine, des sous-structures stables de dislocations se forment. Pendant le **stade secondaire**, la vitesse de déformation atteint sa valeur minimale et reste constante. Ce régime permanent d'écoulement plastique résulte d'un équilibre entre le durcissement dû à la déformation et la restauration favorisée par la température et la contrainte. Il est qualifié de "stade stationnaire". Pendant le **stade tertiaire**, la vitesse de fluage

augmente jusqu'à la rupture. La forme de la courbe de fluage tertiaire reflète l'accumulation d'endommagement sous forme de cavités internes.[14]

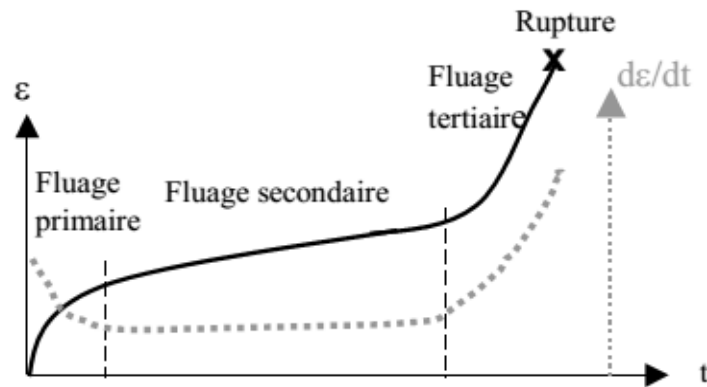


Figure II-25 : Courbe classique de fluage.[14]

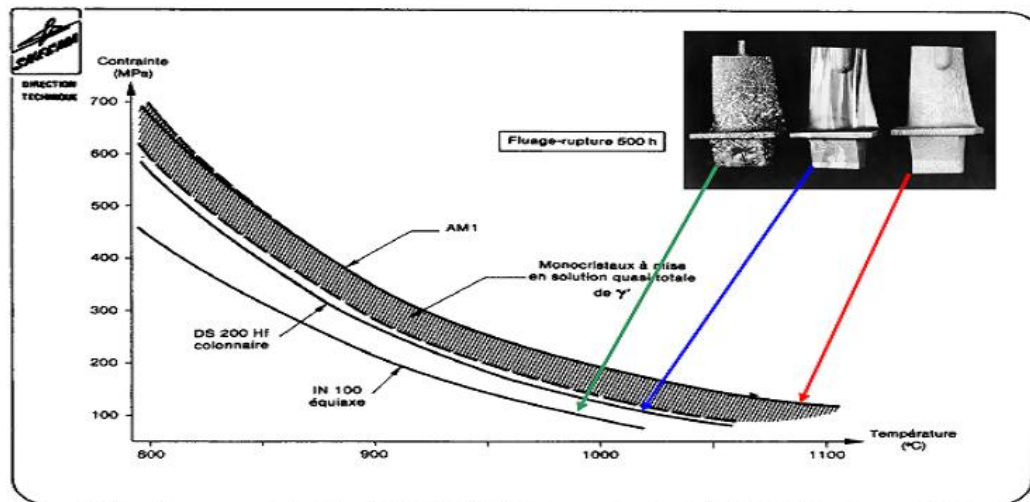


Figure II-26 : Courbes de fluage des aubes ; AM1.[7]

II.4.5.2. Les différents mécanismes de fluage:

Il existe deux grandes classes de mécanismes à l'origine de la déformation plastique à haute température : le fluage-dislocation et le fluage-diffusion. La déformation du matériau est gouvernée par l'un ou l'autre des mécanismes, en fonction de la température ou de la contrainte appliquée. Nous exposerons ici les mécanismes prédominants par ordre croissant de température, ce qui correspond à un ordre décroissant de la contrainte [Poirier 1976, Nabarro 1995] ;

- ❖ Fluage-dislocation contrôlé par le glissement thermiquement activé ;
- ❖ Fluage-dislocation contrôlé par la restauration ou la montée ;
- ❖ Fluage-diffusion aux joints de grains ou dans la matrice.

Le fluage-diffusion est associé à un mécanisme de glissement inter granulaire pour assurer la cohésion de la déformation aux joints de grains.[14]

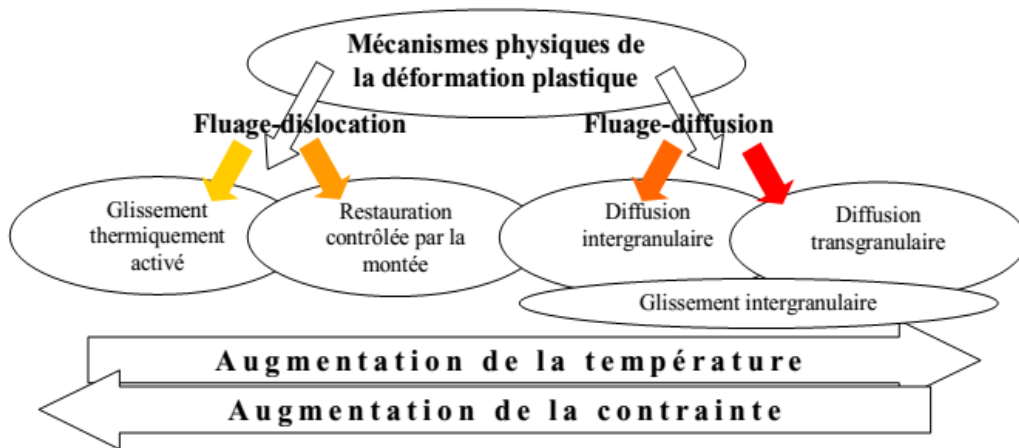


Figure II-27 : Représentation schématique des modes de déformation en fonction de la température.[14]

II.5. Les revêtements:

II.5.1. Barrières thermiques céramiques:

Les barrières thermiques céramiques permettent d'augmenter la température de gaz en transitoire sans augmenter la température du métal. Le point faible du système est l'interface céramique-métal.[10]

L'augmentation des rendements des turbines requiert une augmentation des températures d'utilisation qui peuvent alors dépasser la limite de température des superalliages. Des revêtements de type système barrière thermique ont donc été développés afin d'isoler le substrat des gaz chauds de la turbine. Ils sont de plus toujours associés à un système de refroidissement interne des pièces.[3]

Comme le montre la figure II-28, ces systèmes permettent d'augmenter la température limite d'utilisation des pièces d'environ 100°C.



Figure II-28 : Micrographie d'un système barrière thermique en coupe transverse.[10]

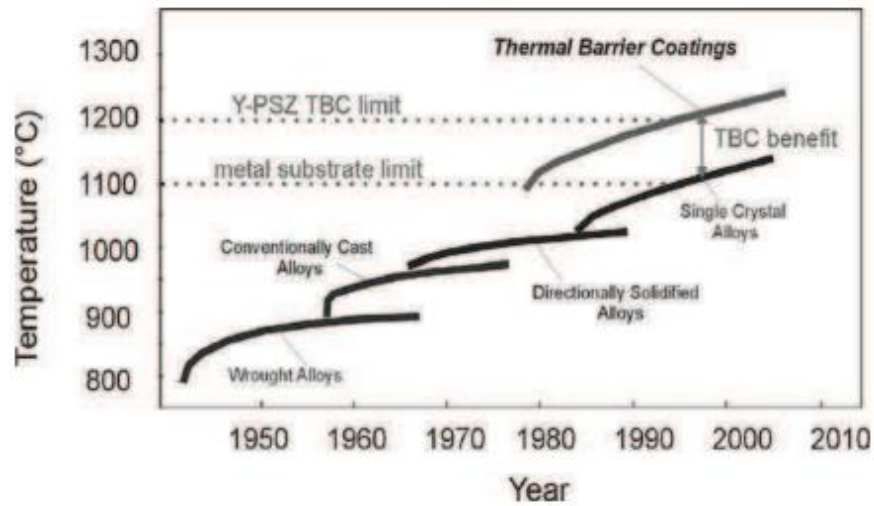


Figure II-29 : Limite de température admissible par les superalliages et par les systèmes barrière thermique.[20]

II.5.2. Les revêtements de diffusion d'aluminium:

Les revêtements de diffusion sont généralement utilisés pour protéger les aubes de turbine.

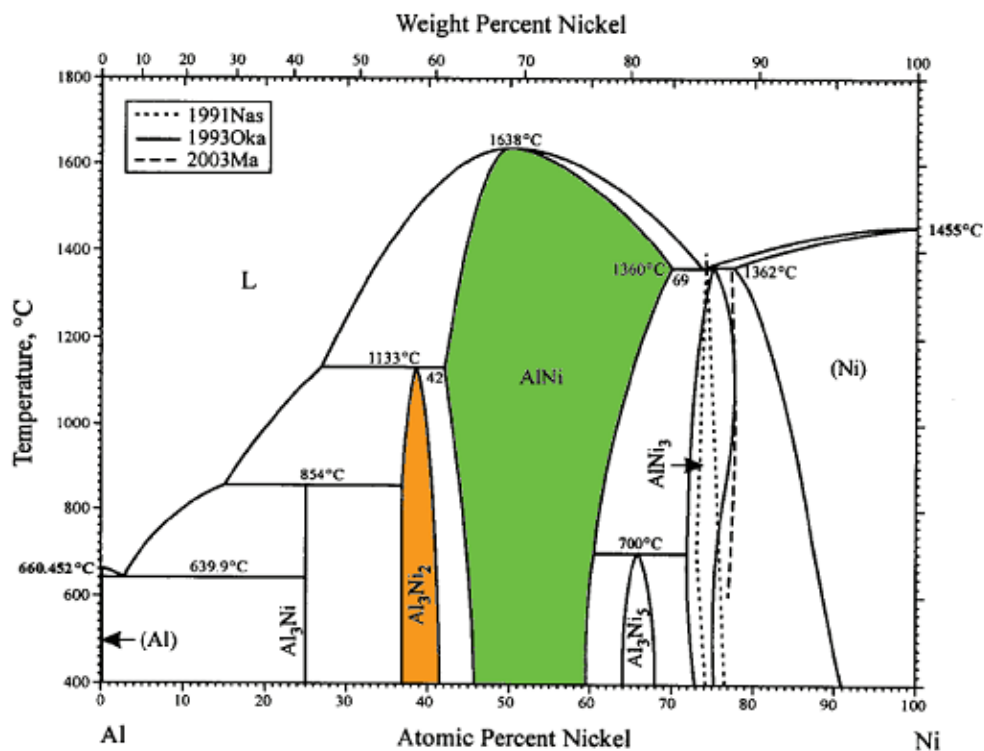


Figure II-30 : Diagramme de phases binaire Ni-Al (les phases colorées sont celles principalement mises en jeu dans les revêtements étudiés).[20]

Les revêtements de diffusion d'aluminium constituent un réservoir en aluminium capable de former de l' α - Al_2O_3 . La couche ainsi formée est protectrice contre l'oxydation et la corrosion à chaud. Les revêtements sont donc appliqués très majoritairement dans la turbine basse et haute pression, seuls ou combinés avec du Cr, du Si, du Pt ou dopés avec des terres rares ou leurs oxydes. Ces revêtements de diffusion sont formés sur le superalliage par inter diffusion principale

de l'Al et du Ni donnant lieu à différentes phases intermétalliques Al-Ni comme celles indiquées dans le diagramme de stabilité thermodynamique. Parmi ces phases, seules la β -NiAl et la γ' -Ni₃Al ont un intérêt commercial grâce au rapport adéquat entre teneur suffisante en Al et tenue mécanique. Par ailleurs, si de nouveaux revêtements dits à l'équilibre thermodynamique γ -Ni(Al)/ γ' -Ni₃Al voient à l'heure actuelle le jour, la plupart des revêtements appliqués aujourd'hui sont fabriqués en β -NiAl et se dégradent progressivement en γ' -Ni₃Al avant d'être réparés.[20]

II.5.3. Revêtements conventionnels:

Bien que la fonction principale d'un tel système BT soit de réduire la température à la surface d'un métal, d'autres propriétés sont requises pour un fonctionnement optimal :

- Une faible conductivité thermique ($< 2 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$).
- Un coefficient d'expansion thermique (« Coefficient of Thermal Expansion », CTE) compatible avec celui du système métal/oxyde à recouvrir pour accommoder au mieux les contraintes thermomécaniques (Al₂O₃ 10.10⁻⁶ K⁻¹ - superalliage 14-15.10⁻⁶ K⁻¹ à 1100°C).
- Une bonne stabilité thermodynamique de l'ambiante à la température de fonctionnement ;
- Une bonne résistance à l'érosion (« Foreign Object Damage », FOD) ;
- Une bonne résistance chimique (Calcium, Magnésium, Aluminium, Silicates, CMAS) et structurale ;
- Un faible taux de frittage ;
- Une compatibilité chimique vis-à-vis de la couche de Al₂O₃ ;
- Deux procédés de dépôt physique à caractère fortement directionnel sont actuellement utilisés dans l'industrie pour réaliser les revêtements barrière thermique. Il s'agit de l'EB-PVD, qui permet d'obtenir des revêtements à structure colonnaire (Figure II-31a) et de la projection plasma, qui donne naissance à une morphologie à porosité fermée lamellaire (Figure II-31b). En aéronautique, les dépôts type EB-PVD sont les plus fréquents car la morphologie colonnaire permet une meilleure accommodation des contraintes thermomécaniques induites par un cyclage thermique.

En revanche, la conductivité thermique de tels revêtements est plus élevée (1,4-1,8 W.m⁻¹.K⁻¹) que celle des barrières thermiques élaborées par projection plasma (0,7-0,9 W.m⁻¹.K⁻¹). Le coût de l'EB-PVD est aussi beaucoup plus important que celui de la projection plasma en raison d'un très faible rendement.[23]

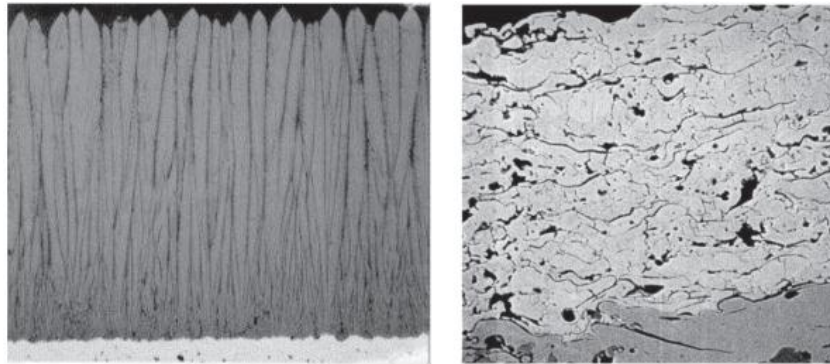


Figure II-31 : Morphologie des barrières thermiques conventionnellement utilisées dans l'industrie: (a) projetées par EB-PVD ; (b) déposées par projection plasma atmosphérique.[23]

II.5.4. Nouveaux revêtements et matériaux:

Utiliser les autres éléments de la famille des terres rares apparaît comme une alternative possible pour remplacer l'yttrium comme stabilisant de la zircone. Certains éléments comme Gd, Er et Nd permettent de diminuer encore la conductivité thermique.

L'ajout de lanthane permet d'obtenir une nouvelle phase stable sur un large domaine de température (de l'ambiante jusqu'à 2300°C). De formule $A_{23}B_{24}O_7$ où $A = La, Y, Gd, Eu, Sm, Nd$ et $B = Zr, Ce$, elle donne naissance à des structures de type pyrochlore ou fluorine et à des solutions solides désordonnées. Les matériaux obtenus sont prometteurs en raison de leur très faible conductivité thermique mais leur coefficient d'expansion thermique fluctue avec la température, ce qui nécessite l'ajout d'autres éléments tels que W ou Ta et complique le procédé. Des barrières thermiques multicouches à gradient de composition ou de porosité ont également été élaborées grâce aux méthodes classiques EB-PVD et projection plasma, pour équilibrer les propriétés de résistance thermomécanique et d'isolation thermique. Ces techniques restent néanmoins onéreuses et difficiles à mettre en œuvre. D'autres procédés de « chimie douce » sont également à l'étude, ainsi la voie SOL-GEL est-elle explorée au laboratoire CIRIMAT (Toulouse) en coopération avec l'Ecole des Mines d'Albi. Un autre procédé plus simple et plus économique a été récemment développé au laboratoire La SIE dans le cadre du projet européen PARTICOAT.

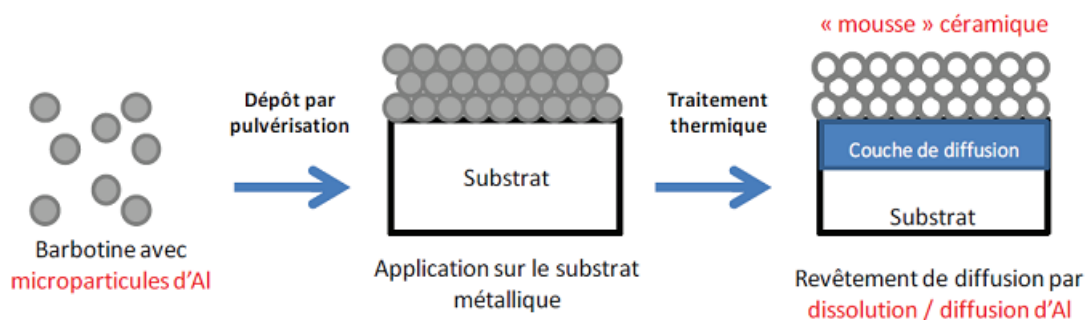


Figure II-32 : Etapes du procédé de dépôt par barbotine PARTICOAT.[23]

Il s'agissait d'élaborer en une seule étape un système barrière thermique complet à partir d'une barbotine contenant des microparticules d'aluminium (cf. figure II-32 ci-dessous).[23]

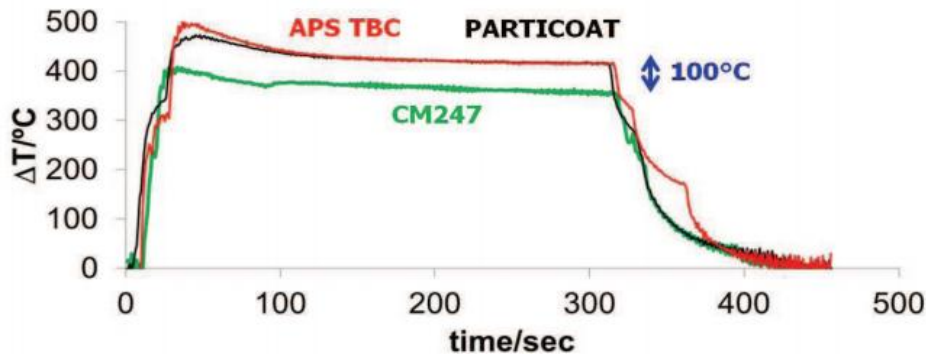


Figure II-33 : Différence de température enregistrée entre les surfaces avant et arrière d'un superalliage CM247 exposée à une flamme à 1000°C, échantillon non revêtu (en vert), revêtu d'une barrière thermique élaborée par projection plasma atmosphérique (en rouge), et revêtu d'une barrière thermique PARTICOAT d'épaisseur équivalente (en noir).[23]

II.5.4.1. Procédés d'obtention:

On peut distinguer plusieurs variantes du CVD (Chemical Vapour Deposition : Dépôt chimique en phase vapeur). Le CVD classique, dont la réaction chimique s'effectue à l'écart des pièces, la cémentation en caisse, où les pièces sont directement placées dans le ciment, lieu de la réaction chimique, et enfin le « out-of-pack » (comme « l'APVS » de Snecma) qui est un compromis entre les deux (les pièces sont dans le même « four » que le ciment, mais pas en contact direct avec celui-ci, qui est sous la forme de granules). Les trois variantes sont décrites ci-après. Le principe général des réactions CVD est décrit dans la figure II-31.[9.23]

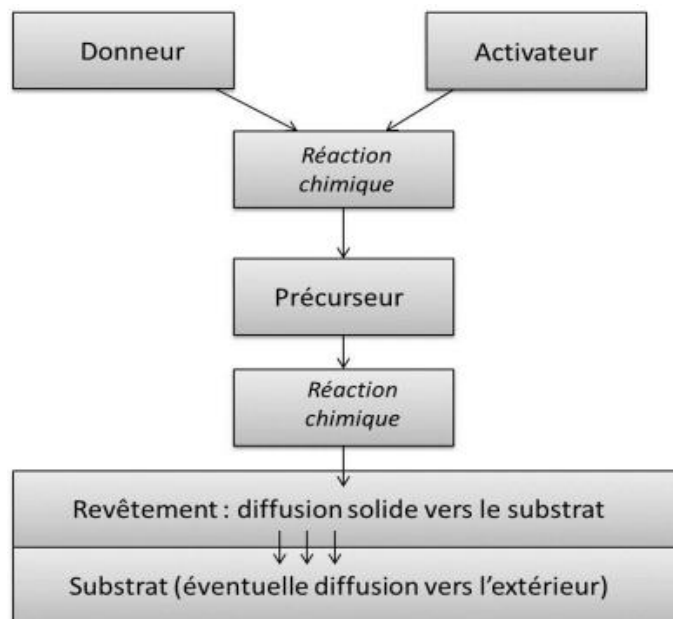


Figure II-34 : Principe de l'aluminisation.[23]

Un matériau « donneur » réagit, en température, avec un « activateur » pour permettre la formation d'un « précurseur » qui correspond à la molécule contenant l'élément à déposer. Après adsorption du précurseur sur la surface du matériau à revêtir et différentes réactions chimiques (réduction, hydrolyse, etc.) l'élément est libéré et diffuse vers l'intérieur du substrat. Ceci est parfois accompagné d'une diffusion vers l'extérieur des éléments constituant le substrat.[9]

a) CVD (dépôt chimique en phase vapeur):

Ce procédé général consiste à mettre un composé volatil du matériau à déposer en contact soit avec un autre gaz au voisinage de la surface à recouvrir, soit avec la surface en question, de façon à provoquer une réaction chimique donnant au moins un produit solide. La réaction chimique ainsi que la diffusion dans le substrat des éléments apportés en surface sont obtenues grâce à l'énergie fournie par la température du substrat, lorsque celle-ci est suffisamment élevée (800 à 1000°C). Cette diffusion à l'état solide entraîne une modification des produits de la réaction et assure généralement une bonne adhérence au revêtement. Le procédé de CVD permet d'obtenir des revêtements d'épaisseur variable de très nombreux métaux, alliages ou composés métalliques, sur des matériaux conducteurs ou isolants. Il peut également permettre d'obtenir des échantillons massifs ou des poudres fines.[9]

✚ Cémentation en caisse (pack cémentation):

La cémentation en caisse est une variante de CVD. Dans ce type de procédé, la pièce à recouvrir est mise dans une enceinte close, en contact avec un ciment généralement constitué par un mélange de poudres contenant l'élément donneur et d'un agent chimique convenablement choisi, d'où la dénomination pour ce procédé de cémentation en caisse ou « pack cementation ». Afin d'éviter le frittage entre ces poudres, un diluant inerte (souvent l' Al_2O_3 ou la SiO_2) constitue plus de 90% de la composition des packs. Le procédé est dit « statique », par opposition au CVD classique, qui est appelé procédé « dynamique ».[9]

b) APVS:

L'Aluminisation Phase Vapeur Snecma (APVS) est une technique spécifique de déposition chimique en phase vapeur (CVD) développée par le groupe SAFRAN-Snecma. Il s'agit d'un procédé intermédiaire entre la CVD et le pack cementation, où les pièces sont dans l'enceinte réactionnelle mais sans contact direct avec le donneur (cément), qui est donc considéré comme « out-of-pack » ou « above-the-pack ». On utilise alors des granulés (et non des poudres) d'un alliage à base d'aluminium (à hauteur de 20 à 40%) et de chrome (à hauteur de 60 à 80%), permettant l'obtention d'un revêtement d'aluminure NiAl sur les pièces en superalliage (à base nickel), et un activateur, NH_4F (fluorure d'ammonium), requis pour les réactions chimiques. Le

principe général des réactions APVS est le même que pour les CVD classique et en caisse (cf. Figure II-31). Néanmoins, la principale différence entre l'APVS et le CVD ou la cémentation en caisse est que, du fait de l'utilisation des granules, les pièces ne sont pas en contact avec le donneur bien que placées dans le même four. Cela évite les problèmes de présence de résidus dans les revêtements, que l'on retrouve avec la technique en caisse, et diminue la distance supplémentaire nécessaire dans la CVD classique, ce qui augmente les cinétiques de formation de dépôt par rapport à la CVD.[23]

II.5.4.2. Les aluminures simples:

Pour ce type de revêtement, il s'agit de faire croître par diffusion sur la surface du substrat une couche enrichie en nickel et en aluminium qui va favoriser ultérieurement la formation d'une couche protectrice d'alumine, et pour laquelle une teneur minimum de 17% (massique) d'aluminium en surface est nécessaire. On peut distinguer deux types de revêtements de diffusion en fonction de l'activité de l'aluminium : revêtements « haute activité », réalisés à température intermédiaire (environ 700°C) et revêtements « basse activité », obtenus à une température supérieure à 1000°C. Des revêtements d'aluminure de nickel sont obtenus dans les deux cas. Ceux-ci peuvent présenter des morphologies différentes.[9]

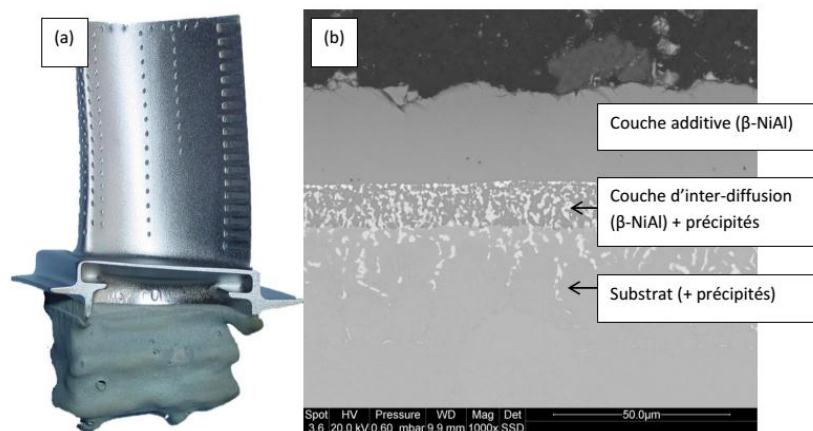


Figure II-35 : Aube revêtue NiAl (a) et revêtement NiAl coupe transverse MEB (b).[9]

II.5.4.3. Les aluminures modifiés:

Certains revêtements, appelés aluminures modifiés, sont développés afin de mieux répondre à des conditions spécifiques. Dans notre cas, nous nous focaliserons sur les NiAl modifiés avec du platine. La présence de platine en surface permettra alors d'obtenir une meilleure résistance à l'oxydation. Ces traitements utilisant du platine s'avérant très coûteux, ce type de revêtement est utilisé exclusivement sur les premiers étages de la turbine. Au-dessus de la couche d'alumine formée à partir du (Ni,Pt)Al, des revêtements spéciaux céramiques à fort pouvoir d'isolation

thermique (appelés barrière thermique) sont déposés afin d'isoler le substrat métallique de la veine gazeuse chaude.[9]

a) Revêtement NiPtAl:

L'addition de platine, qui est déposé préalablement sur le substrat par galvanoplastie, au revêtement d'aluminure par diffusion NiAl présente deux avantages : tout d'abord, le platine augmente la diffusion de l'aluminium dans le substrat lors du procédé d'aluminisation. Ensuite, il améliore de façon significative les propriétés relatives à l'oxydation et à la corrosion à chaud du revêtement d'aluminure. L'épaisseur de platine nécessaire est estimée à 6 μm . Les revêtements formés sont monophasés [(Ni, Pt)Al] (Figure II-36b) ou biphasés [(Ni, Pt) Al + PtAl₂].[9]

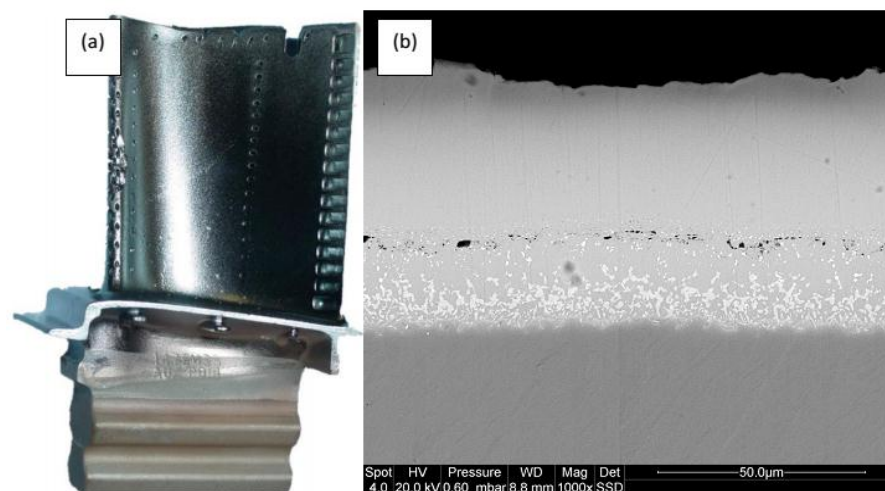


Figure II-36 : Aube revêtue NiPtAl (a) et revêtement monophasé NiPtAl coupe transverse MEB(b).[9]

b) Système barrière thermique:

Les systèmes barrière thermique (BT) sont largement utilisés dans les moteurs aéronautiques pour diminuer la température superficielle du métal dans la chambre de combustion et dans les premiers étages haute pression de la turbine. Comme le montre schématiquement la figure II-37a, un système barrière thermique typique est constitué de trois couches : une couche de liaison résistante à l'oxydation, généralement un aluminure de diffusion (Ni,Pt)Al comme réservoir d'Al, une couche protectrice d'alumine appelée TGO (Thermally Grown Oxide), et une couche supérieure céramique, typiquement 7 à 8% atomique de Y₂O₃ stabilisant ZrO₂ (YSZ), pour réduire le flux de chaleur du gaz chaud à la surface de la pièce. Cette couche d'oxyde protectrice est obtenue avec un traitement de peroxydation, avant le dépôt en céramique (par EB-PVD). Lors de l'exposition des pièces à haute température et avec la présence d'une source d'oxygène, ce dernier peut diffuser à travers la structure colonnaire pour maintenir, voire développer davantage cette couche en $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, qui est nécessaire pour assurer la résistance à l'oxydation, ainsi que

l'adhésion de la couche supérieure céramique. Dans le cas des turbines aéronautiques qui nous intéresse ici, seule la turbine haute pression (HPT) possède ce type de revêtement aujourd'hui. La couche céramique est généralement appliquée soit par plasma spray, soit par EB-PVD, ce qui donne lieu à différentes microstructures, porosités et propriétés de conductivité thermique.[9]

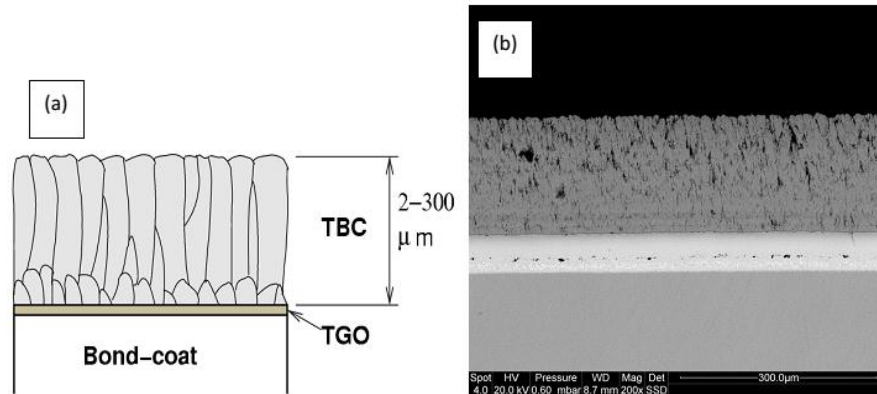


Figure II-37 : Schéma système BT (a) et micrographie par microscope électronique à balayage (Coupe transverse, (b)).[9]

II.6. Dégradation des revêtements:

II.6.1. Modes de dégradation:

La ruine des systèmes barrière thermique survient par écaillage de la couche de céramique. Le métal mis à nu est alors dangereusement exposé aux gaz chauds. Aux mécanismes accompagnant les phénomènes d'oxydation à haute température s'ajoutent des dégradations liées aux impacts de particules et aux dépôts d'oxydes en surface des pièces.[4]

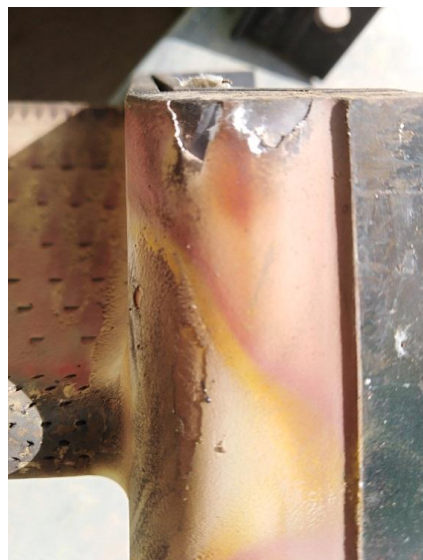


Figure II-38 : Ecaillage de la couche de céramique d'une aube turbine.[5]

II.6.1.1. Dégradations intrinsèques:

L'adhérence de la couche de céramique est affectée par les modifications microstructurales qui accompagnent l'oxydation de la couche de liaison en condition de service. L'écaillage de la protection thermique qui, in fine, conduit à la ruine du système (Figure II-39), résulte d'une fissuration qui s'amorce et se propage au niveau de la couche d'alumine interfaciale.[4]

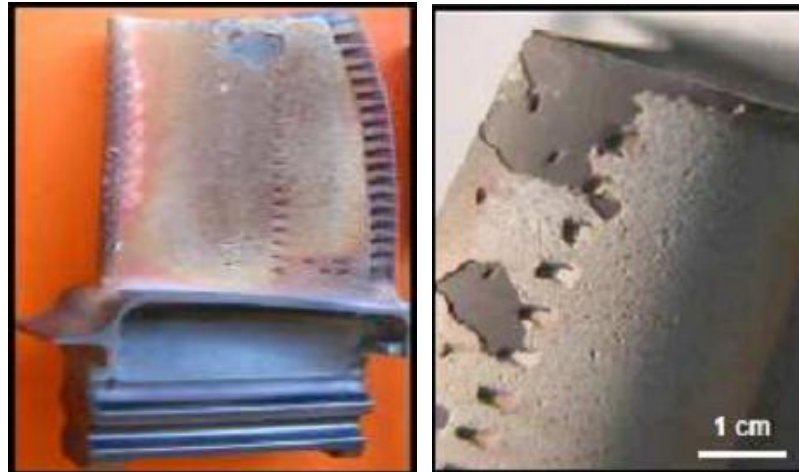


Figure II-39 : Ecaillages de la couche de céramique de systèmes barrière thermique pour aube de turbine (photos Snecma).[4]

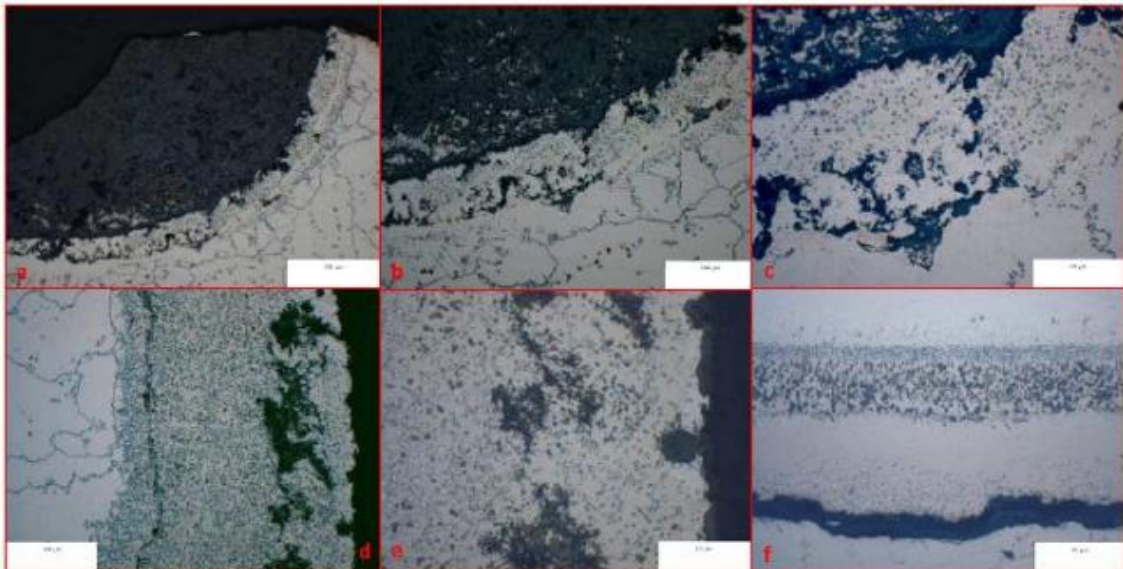


Figure II-40 : O.M description des dommages au revêtement métallique endommagements dans différentes zones de l'étrécle de bord d'attaque de la coque de la pointe après gravure de rainures.[5]

Ce phénomène, en entraînant une augmentation importante de la rigidité de la couche de céramique infiltrée, peut conduire à des fissurations en condition de service qui mènent à la perte d'une partie de la protection thermique (Figure II-41). Par ailleurs, une interaction chimique peut survenir entre les dépôts de CMAS et la zircone yttrée, susceptible de provoquer une dissolution de la couche de céramique.[4]

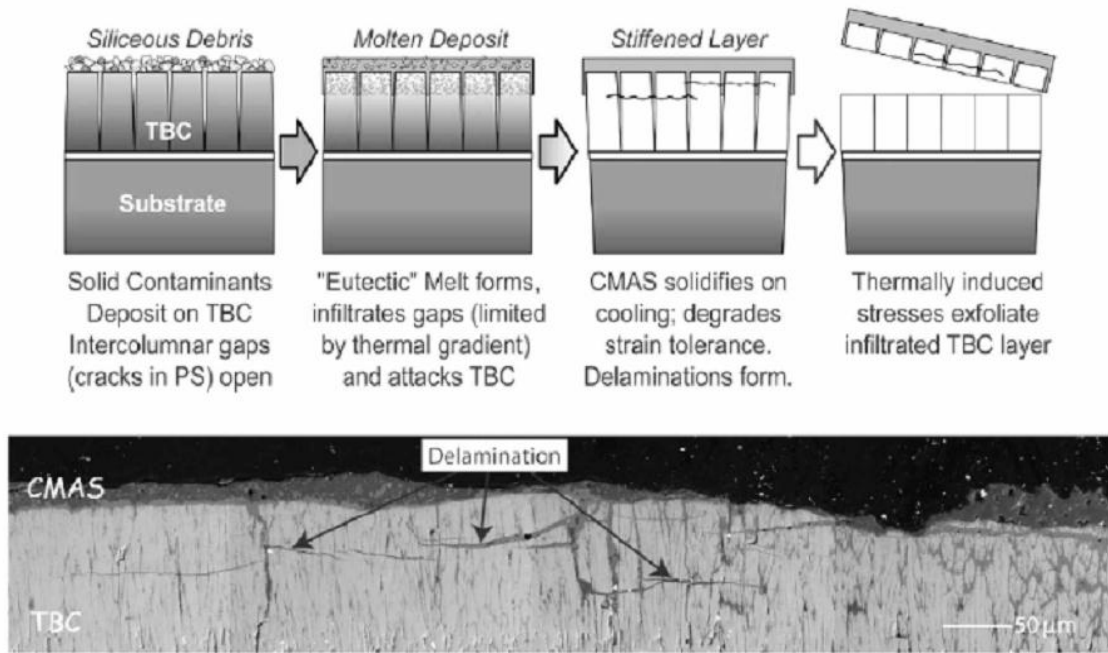


Figure II-41 : Mécanisme de dégradation d'un système barrière thermique par interaction avec des dépôts de CMAS.[4]

II.6.1.2. Dégradation des revêtements par inter-diffusion:

Lors du maintien à température élevée, les phénomènes de diffusion, thermiquement activés, sont importants. Dans le cas des revêtements d'aluminure de nickel, la différence des concentrations en Ni et Al entre le substrat et le revêtement provoque la diffusion de nickel dans le revêtement et celle de l'aluminium dans le superalliage (inter-diffusion). De l'aluminium est également consommée pour former la couche d'oxyde. La figure II-42b résume les flux de matière dans le système revêtement/oxyde /substrat.[20]

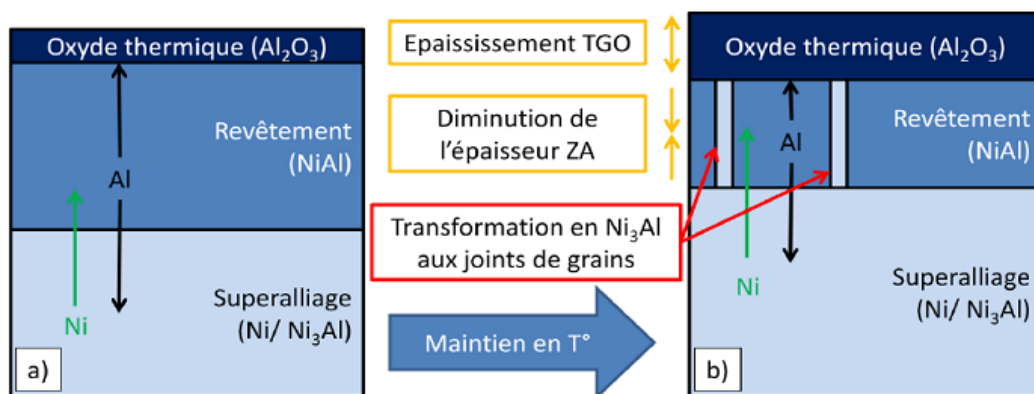


Figure II-42 : Schéma montrant les phénomènes d'interdiffusion intervenant dans un système revêtu pour un temps court (a) et un maintien (b).[20]

Les zones les plus dégradées sont souvent les plus exposées, c'est-à-dire celles subissant le plus de contraintes ou supportant les plus hautes températures (plates-formes des aubes/extrémité des aubes), comme le montre la figure II-43.

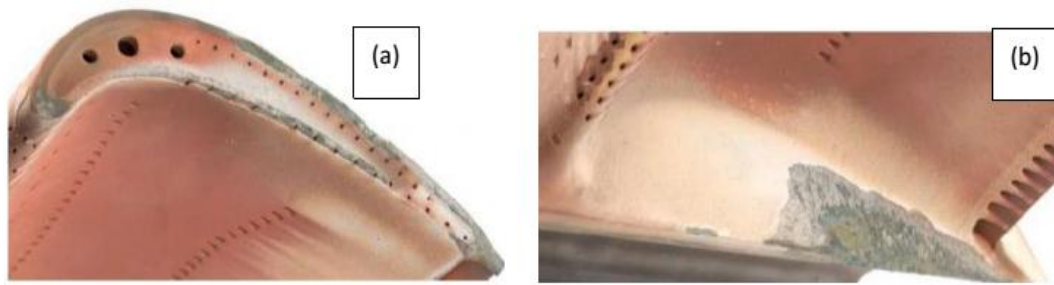


Figure II-43 : Dégradation de l'extrémité de l'aube (tip) (a) et de la plate-forme (b) d'une aube HPT.[9]

Par ailleurs, les conditions d'utilisation peuvent engendrer de l'endommagement accéléré du revêtement, par exemple par abrasion ou par action mécanique de particules (FOD : Foreign Object Damage).

II.6.2. Dégradation à haute température:

La dégradation des matériaux à haute température est provoquée par leurs interactions avec le milieu environnant. Trois principaux types de dégradation peuvent être observés à haute température : la corrosion de type II, celle de type I, ainsi que l'oxydation. Les deux premiers se produisent à des températures inférieures à 950°C alors que l'oxydation devient prédominante au-dessus de cette température, ce qui sera le cas pour les parties des turbines concernées par cette étude. La corrosion de type II se produit aux températures intermédiaires (entre 600°C et 800°C avec un maximum à 700°C). Elle correspond à des phénomènes de sulfuration. Aux températures comprises entre 800°C et 950°C, le type de corrosion qui prédomine est le type I. Elle correspond à la dissolution de l'oxyde protecteur par des sels fondus et / ou oxydes (Fluxage) et peut conduire à une corrosion « Catastrophique ».

D'autres formes de dégradation des barrières thermiques peuvent également intervenir, comme celles induites par la formation de « dépôts de sels fondus » de type CMAS (calcium, magnésium, aluminium, silicates) à températures supérieures à 1150-1200°C, la dégradation par impact d'objets à haute vitesse ou encore les phénomènes d'érosion.[20]

Conclusion:

Les dommages de surface produisent des changements dimensionnels qui se traduisent par augmentation du stress opérationnel et détérioration du rendement des aubes de turbine. Le degré de détérioration des différentes aubes diffère en raison de plusieurs des facteurs tels que : Durée totale du service et historique des opérations (nombre de démarrage et arrêt), conditions de fonctionnement des turbines (température, vitesse de rotation, mode de fonctionnement) et les différences de fabrication (taille des grains, porosité, composition de l'alliage, traitement thermique).

L'analyse des défaillances est le processus de collecte et d'analyse des données en vue de déterminer la cause de la défaillance, souvent dans le but de déterminer des actions correctives ou la fiabilité. Le processus d'analyse des défaillances repose sur la collecte des composants défaillants en vue d'un examen de la cause ou des causes de défaillance en utilisant un large éventail de méthodes, notamment la microscopie et la spectroscopie.

Le phénomène de dégradation consiste soit en des alternances purement physiques, soit en des dommages métallurgiques qui réduisent la capacité des sections chaudes à résister aux contraintes de service. Cela réduit considérablement la durée de vie des sections rotatives qui se trouvent à proximité de l'entrée des gaz chauds.

Chapitre III : Etudes et Améliorations & Régénération.

III.1. Introduction:

L'amélioration des performances des turbines à gaz est un enjeu important, qui nécessite d'identifier et de comprendre les mécanismes de détérioration qui ont lieu durant leur utilisation. Les turbines à gaz sont présentes dans de nombreuses applications : les turbines terrestres (ou industrielles) qui constituent un moyen de production simultanée, d'électricité et de chaleur (Cogénération), relativement peu coûteux et peu polluant, les turbines aéronautiques servant à propulser les avions ou les hélicoptères. Dans les parties les plus chaudes des turbines à gaz (i.e. chambre de combustion, (Figure III-1), les matériaux utilisés sont soumis à de fortes sollicitations thermiques et mécaniques. Cela est notamment le cas des aubes de turbine. Les températures d'usage sont en effet, de l'ordre de 800°C pour les turbines à gaz terrestres jusqu'à 1150°C pour les turbines à gaz aéronautiques.[8]

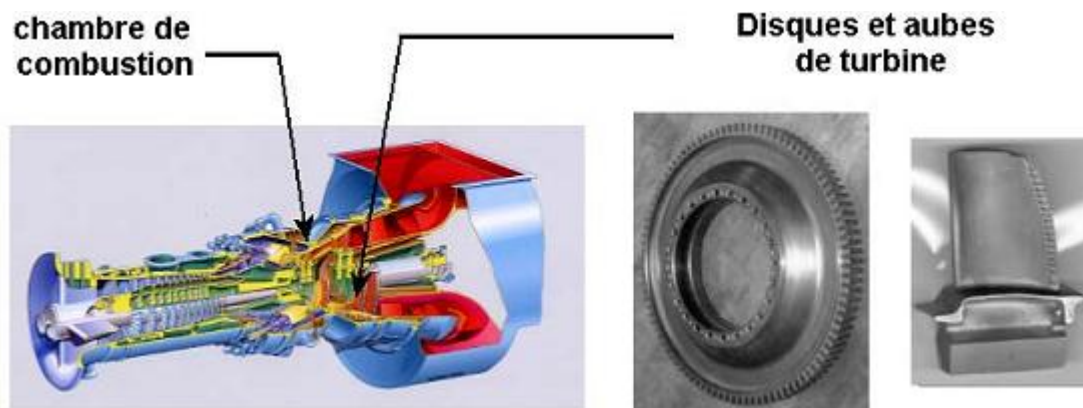


Figure III-1 : Turbine à gaz industrielle GT10C (Document Siemens DDIT) et disque et aube de turbine.[8]

Afin d'améliorer la durabilité à haute température des aubes de turbine, des revêtements aluminos formeurs sont utilisés. Ils favorisent la croissance d'une couche d'alumine dense, stable, adhérente, continue et auto-réparatrice qui protège le superalliage et inhibe la diffusion d'espèces comme l'oxygène, l'azote et le soufre dans le superalliage. Les revêtements les plus communément utilisés sont les aluminures de diffusion, les revêtements déposés type MCrAlY et les barrières thermiques (TBC). Les revêtements MCrAlY ont une teneur plus élevée en chrome, qui leur offre une meilleure résistance à la corrosion. En outre, les performances en oxydation haute température, des aluminures de diffusion, ont été significativement améliorées avec le développement des aluminures modifiés au platine proposés par Lehnert et Meinhardt.

De nouvelles générations de revêtement sont en train d'être développées, notamment par l'ajout de plusieurs éléments actifs, comme Hf, Ta et Si, ou l'incorporation de métaux précieux (Pt, Pd, Re et Ru) dans les MCrAlY ou aluminures ou bien l'enrichissement en aluminium ou chrome de couches d'un revêtement MCrAlY (par exemple « smart overlay coatings »).[8]

L'amélioration de la tenue en température des superalliages au cours des dernières décennies s'est faite par optimisation de la composition chimique, mais aussi par la mise au point de nouveaux procédés d'élaboration et traitements thermomécaniques.

Ces évolutions sont synthétisées sur la (Figure III-2).[11]

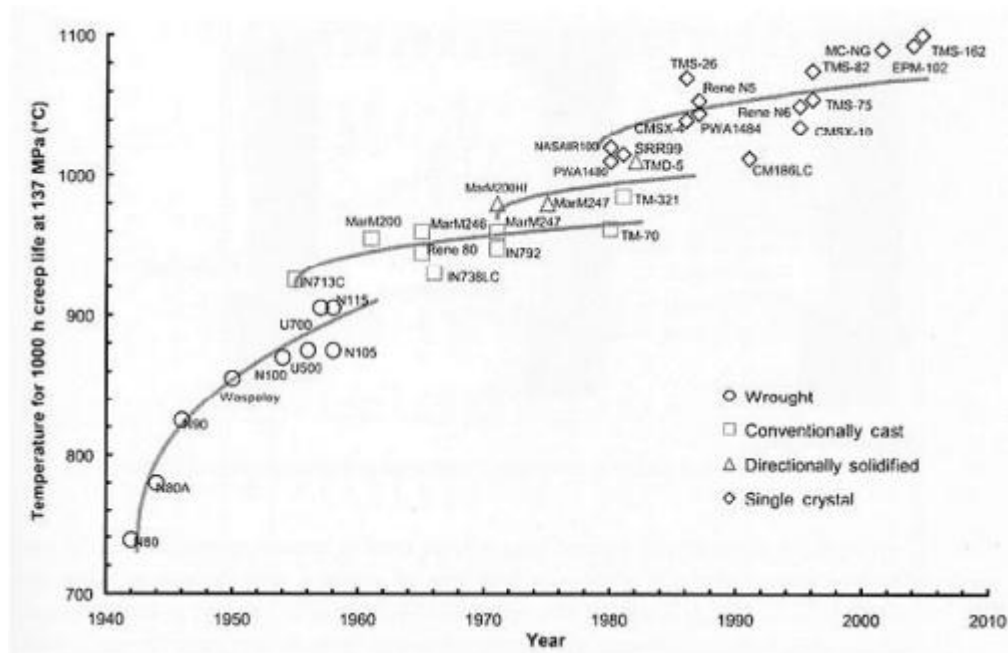


Figure III-2 : Evolution de la tenue en température de superalliages au cours des dernières décennies.[11]

III.2. Caractéristiques des aubes de la turbine:

Les aubes de turbine doivent pouvoir résister à des températures aussi élevées que 1700°C pendant le fonctionnement, ce qui est supérieur au point de fusion des superalliages dont ils sont faits. A des températures élevées, la résistance au fluage est réduite, ce qui peut être contrôlée par des mécanismes de refroidissement tels que l'application d'une couche céramique conductrice dans la lame et en concevant le refroidissement interne des canaux qui pompent l'air dans la lame et créent une enveloppe de de l'air plus frais autour d'elle.[26]

III.3. Amélioration de la durée de vie:

III.3.1. Critères de choix pour le programme d'amélioration:

Tandis que les turbomachines en général et les turbines en particulier sont conçues pour fonctionner pendant des périodes prolongées au-delà de 20 ans, les paramètres de fonctionnement tendent à changer plus souvent, environ tous les 4 ans, et cela est dû à la révision des données du processus technologique, selon la demande du marché, avec une capacité concurrentielle de plus en plus grande. Ceci a pour conséquence des arrêts de la turbine pour modification pendant des périodes prolongées, qui en retour influencent négativement le coût global.[26]

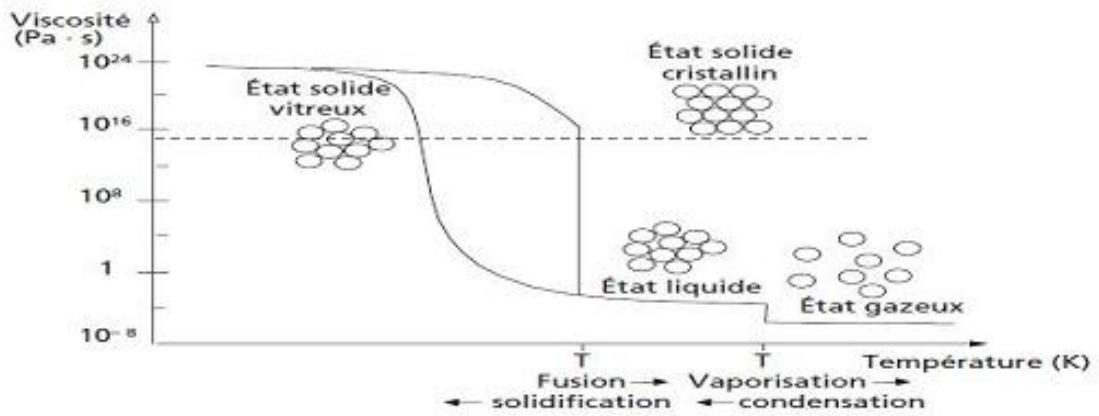


Figure III-3 : Changements d'état de la matière en fonction de la température.[7]

III.3.2. Critères de choix des matériaux:

Le développement des ailettes conventionnelles de grandes dimensions fabriqué en acier au chrome, a été étudié pendant longtemps, et il a été reconnu qu'il existe des limites dues à l'augmentation des forces centrifuges. Il est donc utile de conclure que la substitution du matériau de construction des aubes longues est nécessaire.[26]

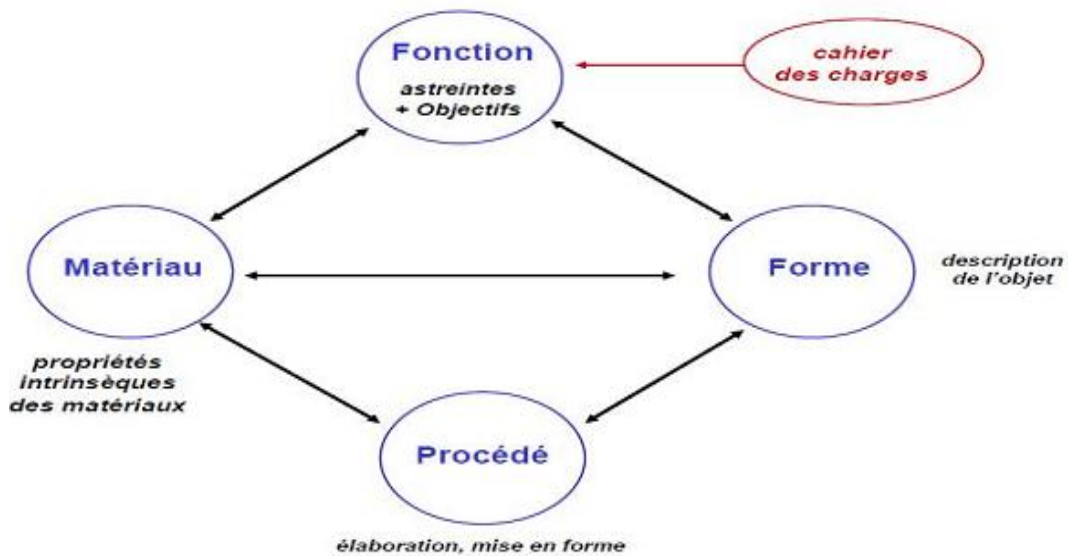


Figure III-4a : Critères de choix d'un matériau.[7]

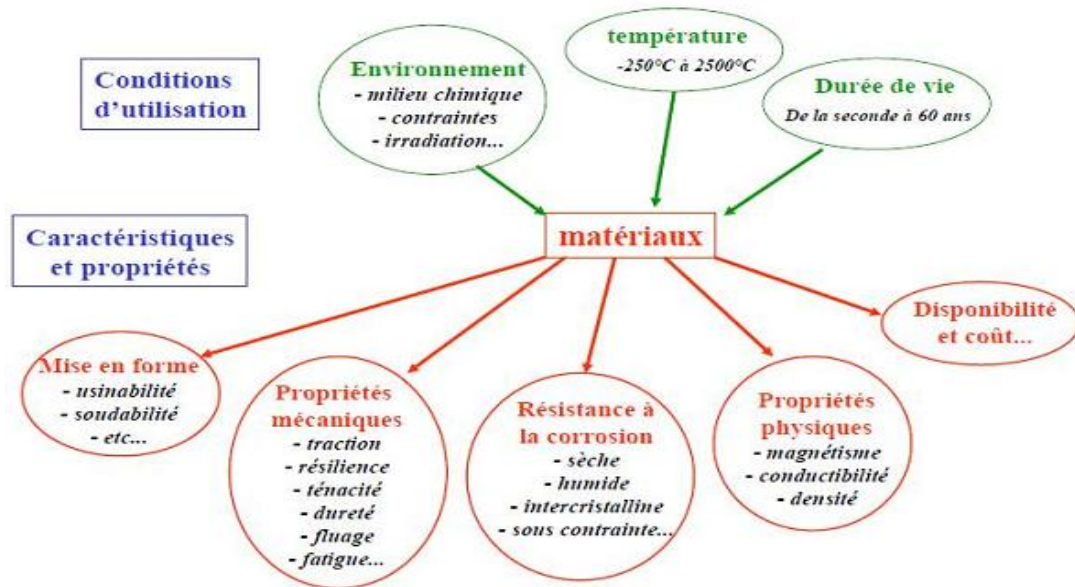


Figure III-4b: Critères de choix d'un matériau.[7]

Les critères de base sont :

- 1) **Performances élevées** : le métallurgiste travaillant dans la construction industrielle est toujours à la recherche de matériaux présentant des caractéristiques (résistance, limite élastique, dureté) particulièrement élevées à froid ou à chaud, suivant l'usage.
- 2) **Mise en œuvre dans des conditions satisfaisantes** : concevoir des pièces ou des ensembles compliqués et d'une réalisation délicate par l'atelier ; de plus, des matériaux à caractéristiques élevées offrent naturellement plus de difficultés dans les opérations courantes d'usinage, de formage, d'assemblage et de traitement thermique.
- 3) **Fiabilité** : la fiabilité d'un matériel peut se définir de façon simplifiée par le nombre d'heures de fonctionnement sans pannes que l'on est en droit d'en attendre. cette qualité intervient donc de façon directe simultanément sur la sécurité et sur le prix de revient d'exploitation du matériel.
- 4) **Absence de fragilité** : c'est le caractère impératif de la sécurité qui interdit l'emploi de matières fragiles. Il faut entendre par absence de fragilité, non seulement le fait que le matériau doit subir des variations de contraintes brutales, des surcharges momentanées, mécaniques ou thermiques, des chocs etc., sans donner lieu à des fissures ou ruptures, mais encore que le matériau ne doit pas rompre « sans prévenir ».[26]

III.3.3. Matériaux et la Contraintes dans les aubes de turbines à gaz:

Les contraintes développées dans les aubes de turbine à gaz pendant le service proviennent de la combinaison des forces induites par la rotation, l'aérodynamique et le gradient thermique, le champ de contraintes résultant est donc complexe et variable.

L'effet combiné de la contrainte et de la température est le plus sévère vers le tiers de la hauteur de l'aube. Par contre, au niveau de l'extrémité supérieure de l'aube, la contrainte réelle est nettement inférieure à la contrainte admissible, rendant les réparations par soudage à l'aide de métaux d'apport moins résistants que le métal de base acceptable en bout d'aube. Dans ce cas, la partie de l'aube au de telles réparations sont permises doit être définie avec précision pour chaque type d'aube et de rechargement.[3]

Il y a lieu de noter que la variation de la température le long de la hauteur de l'aube conduit à un degré de dégradation variable (taux de décomposition des carbure, grosseur du grain, vieillissement de γ'' ,...), ces variations influent sur l'aptitude à la réparation car les structures dégradées sont plus fragiles, moins tenaces et moins soudables.[30]

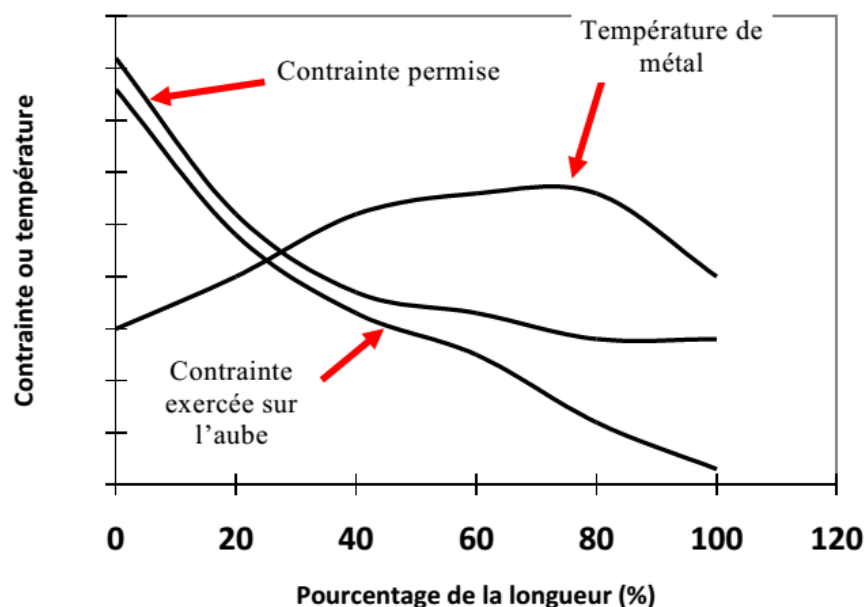


Figure III-5 : Distribution de contrainte et de température dans une aube de turbine à gaz.[3]

III.3.4. Matériaux dans les turbines:

1) **Choix repose sur :** Résistance à la rupture,

- ✓ Module d'élasticité ;
- ✓ Module d'élasticité ;
- ✓ Comportement au fluage à chaud.

2) **Autres facteurs :** Résistance à la corrosion par les résidus et à l'oxydation à chaud, Tenue à l'érosion aux impacts.[30]

III.3.5. Dans le distributeur de turbine:

- ✓ Acier base cobalt, chrome et nickel : KC 25 WN Cobalt 50%, chrome 20% et nickel 15% ;
- ✓ X40 base cobalt : chrome 25 %, nickel 15 %, carbone 0,5 % + silice, manganèse, fer, tungstène ;
- ✓ René 80 en turbine BP base nickel.[30]

III.3.6. Dans les ailettes de turbine:

Acier base nickel, cobalt :

- ✓ René80 base nickel : chrome 14 %, Cobalt 9,5 %, carbone 0,17 %. (en turbine BP) aluminium, titane, silicium, manganèse, fer, tungstène, molybdène, zirconium, bore ;
- ✓ René77 base nickel : chrome 14,6 %, Cobalt 15 %, carbone 0,12 %. (en turbine HP) aluminium, titane, silicium 4,3 %, manganèse, fer, tungstène, molybdène zirconium, bore ;
- ✓ Nimonic 90 (nickel 59 %, Cobalt 16,5 %, chrome 19,5 %);
- ✓ René 41 (nickel 55 %, Cobalt 11 %, chrome 19 %).

Nouveaux alliages pour turboréacteurs développés par General Electric :

René 80 : utilisé pour la fabrication des aubes de turbines.

Le René 80 est un alliage de fonderie à base de nickel (Nickel 60 %, Chrome 14 %, Cobalt 9,5 %, Titane 5 %, Molybdène 4 %, Tungstène 4 %, Aluminium 3%, le reste Carbone, Bore et Zirconium).

Il se caractérise par une excellente résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud, supérieure de 30 % à celle de l'U 700 aux températures habituelles de fonctionnement des aubes de turbine qui oscillent entre 930° et 980°C pour le métal des aubes et 1200° et 1260°C pour les gaz pénétrant dans la turbine.

En outre, des essais de fatigue thermique ont montré que les aubes en René 80 avaient une durée de vie 10 fois plus longue que celles en U 700.

René 95 : utilisé pour la fabrication des disques de compresseurs et de turbines.

Le René 95 est un alliage de forge à base de nickel (Nickel + Chrome 14% Cobalt 8%, Aluminium 3,5 %, Niobium 3,5 %, Molybdène 3,5 %, Tungstène 2,5 %, quelques pourcentages de Carbone, de Zirconium et de Bore).

Il est conçu pour une plage de température de fonctionnement de 480° à 650°C et offre une résistance de 20 à 30 % supérieure à celles des alliages actuellement disponibles.

Cette résistance permettra de réaliser d'importantes réductions de poids et d'augmenter les vitesses périphériques des disques de turbines.[30]

III.3.7. Influencent la durée de vie des ailettes turbine:

Il existe différents facteurs qui influencent la durée de vie des lames en fonction de leur conception et les conditions de fonctionnement. Les conditions d'exploitation sévères sont les suivantes caractérisé par les facteurs suivants : Environnement d'exploitation (élevé température, contamination du carburant et de l'air, et particules solides), Haute les contraintes mécaniques (dues à la force centrifuge, aux vibrations et à la flexion) et des contraintes thermiques élevées (dues aux gradients thermiques).

Reyhani et al, ont étudié les effets de différents paramètres sur la durée de vie des aubes de turbines à haute pression et haute température avec refroidissement par convection interne. Ils ont prédit le transfert de chaleur et la durée de vie dès la lame par des méthodes numériques et les a validées expérimentalement, ils ont constaté que les deux résultats sont en accord les uns avec les autres (Figure III-6). Leurs travaux ont montré que le la pointe minimale de la durée de vie de la lame se situe à la pointe de la pointe maximale température. Ils ont également conclu que l'augmentation de la barrière thermique (TBC) de 3 fois l'épaisseur nominale améliore la durée de vie dès la lame par 9 fois.[16]

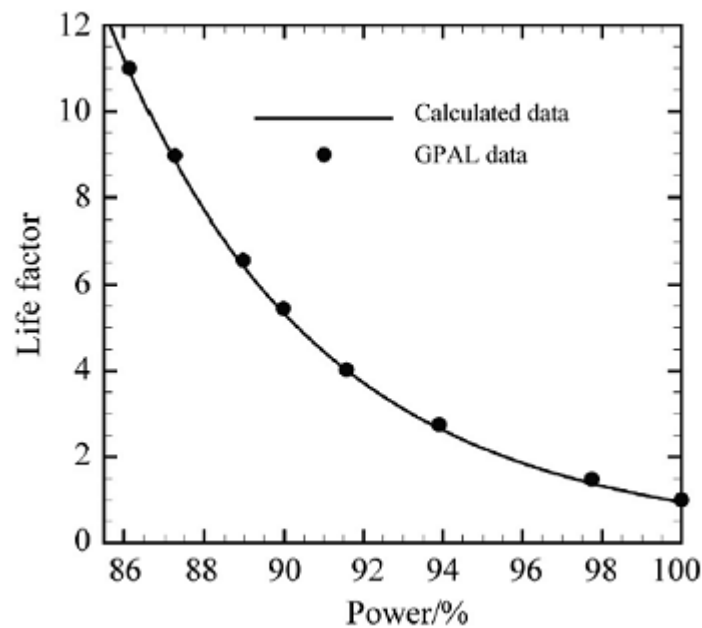


Figure III-6 : Graphique représentant le facteur de vie d'une lame avec le niveau de puissance utilisé.[8]

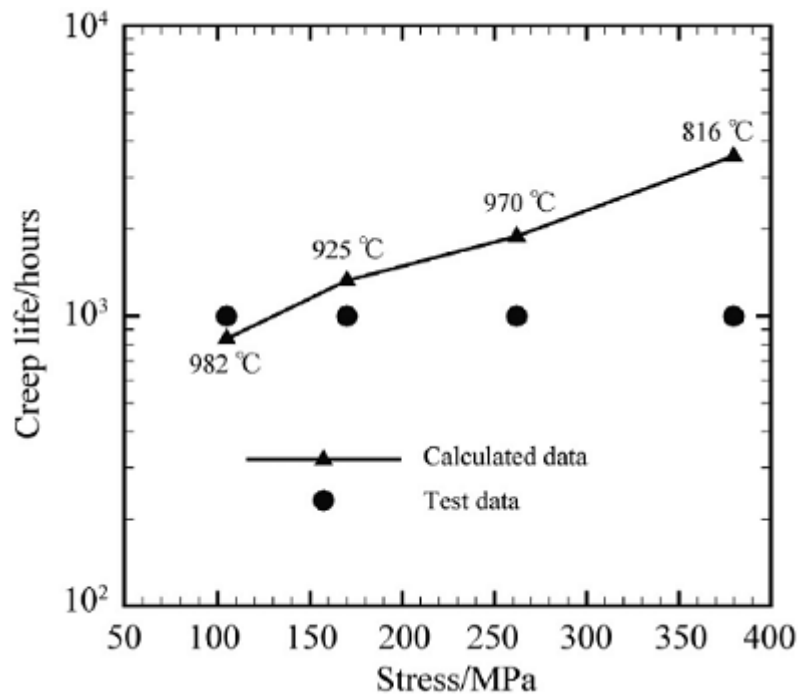


Figure III-7 : Modèle de vie rampante.[16]

L'alliage Inconel738LC est renforcé par une précipitation de phase gamma prime. Les changements micro structurels dus à la lame. Les opérations à haute température comprennent la croissance irrégulière de gamma les particules primaires (Rafting) et la formation de carbures dans les grains les limites et la matrice (Figure III-8). Cela conduit à une augmentation du fluage résistance.[16]

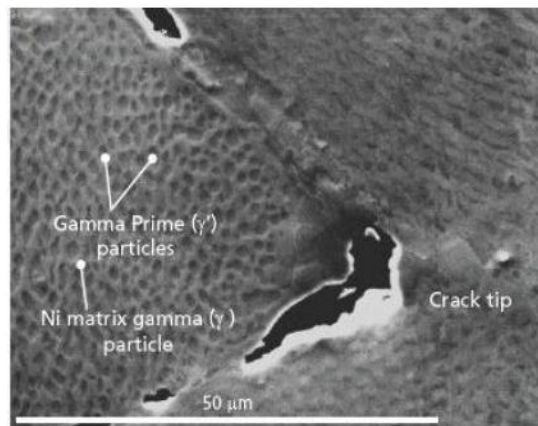


Figure III-8 : Image électronique d'un échantillon d'Inconel 738.[16]

La durée de vie moyenne des pales a été calculée à 2427 cycles (11077 h), le principal mécanisme de défaillance des aubes de turbine est la fatigue thermomécanique. Les matériaux des aubes de turbine présentent une rupture par fluage la résistance pour minimiser la rupture par fluage à haute vitesse et à haute température pour des périodes prolongées. On s'attend à ce que pour les moteurs à cycle plus court il y aura davantage de détérioration sur les parties chaudes de

la section, ce qui implique que la détérioration dépend du cycle thermique plutôt que du temps dépendant.[16]

III.4. Réparation conventionnelle les lames des aubes turbine:

Un certain nombre de défis sont à relever lors de l'inspection des aubes de turbine est effectuée avant de pouvoir être réparée :

- Les aubes de turbine sont des échantillons plutôt coûteux avec des structures de refroidissement internes ;
- Haute précision d'inspection : la surface libre de lames ainsi que des caractéristiques spécifiques exigent une vérification. En outre, l'épaisseur des parois internes est soumise à des écarts géométriques serrés ;
- Matériau dense : l'inspection d'un matériau dense nécessite une puissante source de rayons X qui permet aux rayons X de voyager à travers lame ;
- Diffusion des rayons X : l'inspection de matériaux denses potentiellement conduit à la diffusion des rayons X, ce qui peut entraîner une image de qualité inférieure ;
- Inspection rapide : les aubes de turbine sont inspectées à différents étapes du processus de prototypage et de production : après le moulage final et les usinages et finitions spécifiques étapes ;
- Reconstruction rapide du scanner : dans un environnement de production, il est important d'obtenir rapidement les résultats des inspections ;
- Échantillons plus grands : les aubes de turbine sont un peu plus grandes et exigent un cabinet d'inspection qui offre suffisamment l'espace.

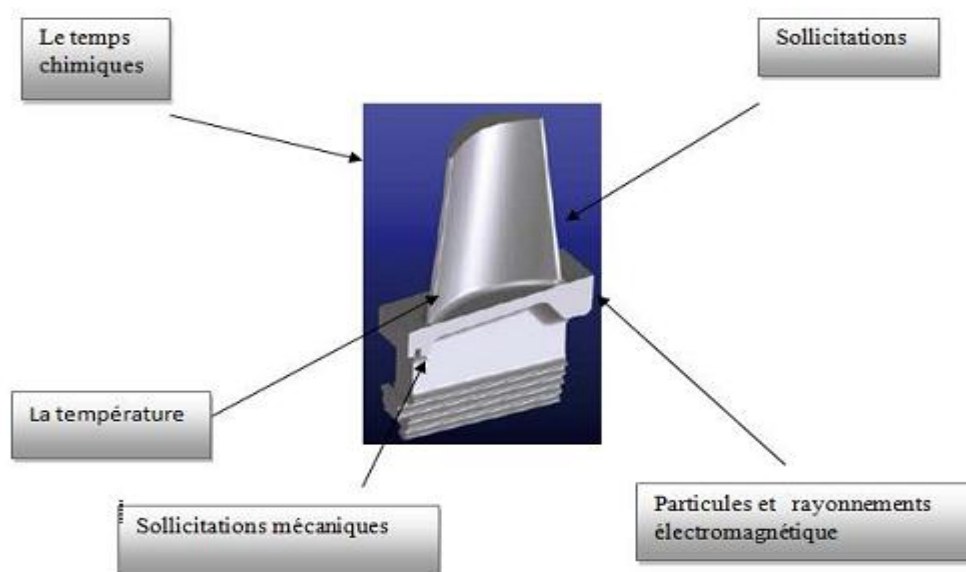


Figure III-9 : Types de sollicitations subies par un matériau en service.[7]

Traditionnellement, les aubes de turbine ou la radiographie sur film sont vérifiées par des capteurs tactiles basés sur des machines de mesure de coordonnées.[16]

III.4.1. Méthodes de réparation des lames:

III.4.1.1. Restauration dimensionnelle:

Des méthodes telles que le soudage, le pliage et l'usinage, ainsi que des techniques de restauration des déformations plastiques à haute température sont utilisées pour réparer les déformations dimensionnelles telles que celles causées par la dilatation thermique ainsi que les bris d'aubes et de pales exposées en service.

Le type de distorsion subi est le résultat de nombreux facteurs, tels que les propriétés des matériaux en alliage de base, la géométrie, le refroidissement des aubes, les réparations effectuées et l'historique opérationnel. Les aubes et les lames sont soigneusement chauffées pour augmenter leur ductilité, les aubes sont montées sur un outillage spécialement conçu et une charge est placée sur celui-ci de manière à le déformer plastiquement pour qu'il réponde à des exigences dimensionnelles acceptables.[16]

III.4.1.2. Réparation des coupons:

Parfois, les aubes subissent des dommages en service qui nécessitent la restauration du bord d'attaque de l'aile. Lorsque cela se produit, la manière la plus efficace de restaurer la zone est de retirer physiquement la section endommagée et de la remplacer par une section de bord d'attaque préfabriquée, autrement appelée "coupon" (Figure III-10).[16]

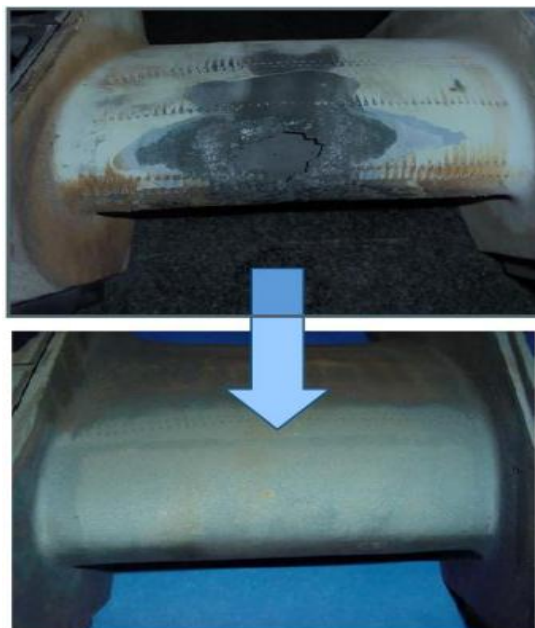


Figure III-10 : Bord d'attaque d'une aube de turbine, avant et après la réparation du coupon.[16]

III.4.1.3. Restauration de la brasure des fissures:

Le brasage en général est utilisé pour la réparation des composants du cheminement des gaz chauds. Il implique l'utilisation de matériaux ayant un point de fusion inférieur à celui du métal de base à réparer, souvent mélangé dans des proportions diverses avec des poudres proches de la composition du matériau de base. Le procédé de brasage offre un certain nombre d'avantages potentiels majeurs, par rapport aux autres les procédés de réparation des soudures couramment utilisés. Le chauffage uniforme la partie entière.



Figure III-11 : Alliage à base de nickel brasé par superposition.[16]

Le procédé de brasage se caractérise par un taux de respectabilité élevé. L'accès à la zone à réparer n'est pas limité et le débit est seulement limité par la taille du four. De plus, un traitement thermique de rajeunissement de matériau de base peut être incorporé dans le traitement thermique de brasage. Le brasage peut être utilisé pour la réparation des alliages à base de nickel et de cobalt.[16]

III.4.2. Similitudes entre la technologie de réparation des aubes et des Ailettes:

Les dernières méthodes de réparation des aubes sont maintenant transférées pour la réparation des pales également car les dernières aubes sont en grande partie construites dans le même matériau que les pales de turbine qui sont les alliages à base de nickel puisqu'elles sont également influencées par une forte contrainte thermique. Les pales et les aubes partagent les mêmes méthodes de réparation dans la soudure à haute température et la réparation par brasage.[16]

III.4.3. Amélioration du processus de régénération des aubes de turbine:

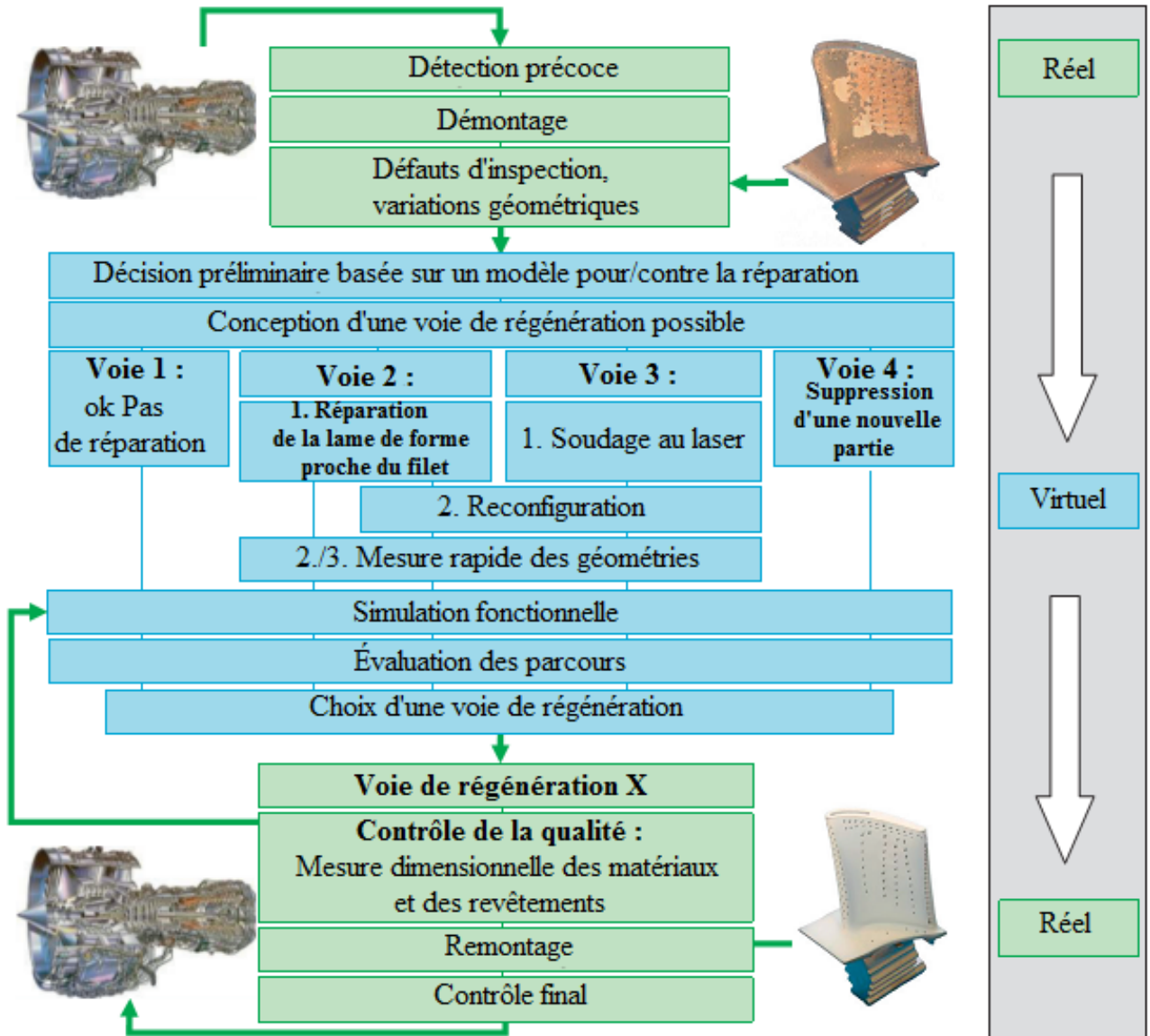


Figure III-12 : Processus (CRC 871) de régénération des aubes de turbine.[25]

Les aubes des turbines à haute pression sont fortement chargées sur le plan aérodynamique, thermique et mécanique, ce qui entraîne une augmentation substantielle de la consommation d'énergie. C'est pourquoi une grande partie des lames doivent être remplacées et ne peuvent être réparées car aucune régénération appropriée Il existe un processus de réparation de ces lames usées. Pour réduire le taux de rebut et réparer un plus grand nombre d'aubes, le processus de régénération des aubes de turbine, illustré à la figure III-13, est amélioré dans le superalliage des ailettes turbine. Dans ce processus, les décisions fondées sur des règles pour ou contre la réparation des composants sont faites. Ces règles sont élaborées sur la base de simulations fonctionnelles des composants et des simulations du processus de production. À cette fin, il est d'abord nécessaire de déterminer l'état d'un moteur composants.[25]

III.4.3.1. Détection précoce et inspection:

Dans le sous-projet A3 "Évaluation de l'état d'un moteur à réaction par l'analyse des jets d'échappement", l'état des composants du trajet des gaz chauds peut être analysé en utilisant la méthode optique de Schlieren orientée vers l'arrière-plan (BOS). Dans la méthode BOS, le champ de densité de l'échappement est reconstruit par tomographie. L'avantage de cette méthode par rapport aux procédures actuelles est la détection rapide de l'état du moteur avant le démontage (voir Figure III.12, "Détection précoce").

Dans l'étape suivante, les aubes de turbine démontées sont inspectées pour détecter les défauts ou les écarts géométriques. Le revêtement et les conditions matérielles des aubes de turbine sont étudiés à l'aide de la technologie des courants de Foucault à haute fréquence et de la thermographie par induction à haute fréquence. Ces deux méthodes ont été développées dans le cadre du sous-projet A1 "Caractérisation non destructive du revêtement et des propriétés des matériaux des composants de turbines fortement chargés".

Les géométries des pales sont mesurées à l'aide d'un système de mesure multi-échelle. Ce système permet de mesurer la macro et la micro géométrie des aubes. Une tête multi-capteurs est utilisée pour ces mesures. Ce système a été développé dans le cadre du sous-projet A2 "Mesure multi-échelle des géométries d'aubes à l'aide de techniques multi-capteurs positionnées par laser et assistées par robot". Les informations obtenues lors des inspections sont traitées quantitativement et utilisées comme paramètres d'entrée pour les simulations du chemin de régénération.[25]

III.4.3.2. Conception des voies de régénération:

Au cours des étapes suivantes, les voies de régénération possibles pour la réparation des aubes de turbine sont créées virtuellement.

Les trajectoires sont conçues par les sous-projets D1 et D3 qui traitent de la planification de la capacité et de la sélection de modes efficaces pour les différents modèles commerciaux des clients. Pour chacune de ces voies de régénération, les processus de production sont simulés afin de déterminer le coût de cette réparation.

La figure III-12 présente quatre exemples de régénération d'aubes de turbine usées. Dans deux cas, aucune réparation n'est nécessaire, car dans la trajectoire 1, l'aube se trouve dans les tolérances et peut être réutilisée sans réparation et dans la trajectoire 4 ;

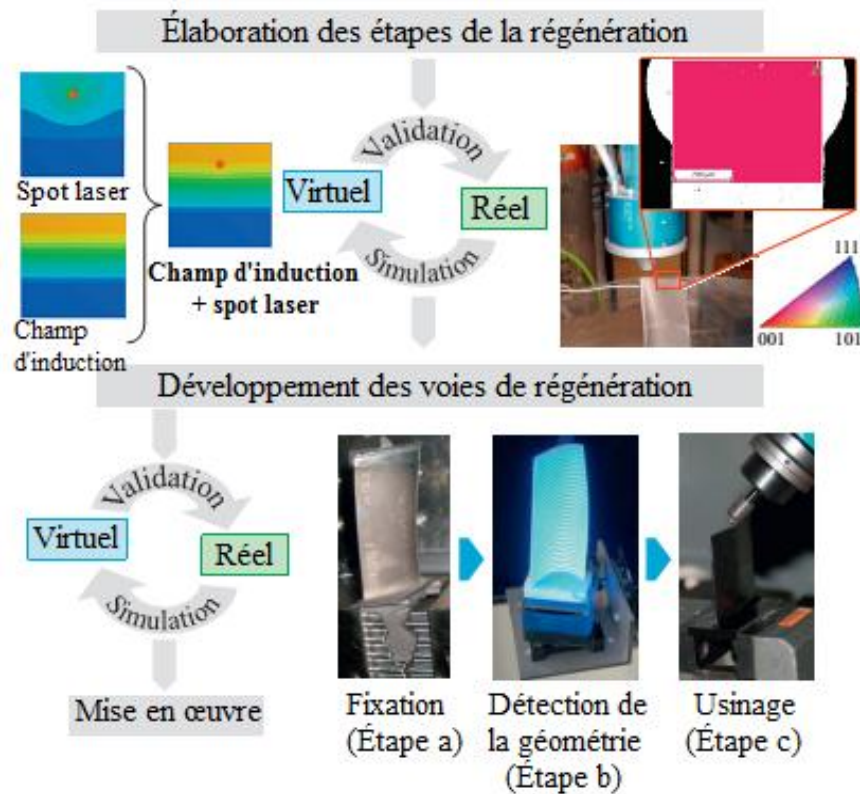


Figure III-13 : Élaboration des étapes de régénération pour la réparation des aubes de turbine.[25]

L'aube usée ne peut pas être réparée et doit être remplacée. Deux nouvelles méthodes de réparation sont présentées pour la réparation des aubes de turbine défectueuses dans les trajectoires 2 et 3.[25]

III.4.3.3. Simulation des processus de production:

La première méthode est la réparation de la forme quasi nette décrite dans la voie 2. Cette méthode a été développée par le sous-projet B1 et est un procédé hybride de revêtement et d'assemblage. Elle peut être utilisée pour les petits défauts comme les entailles, les rayures et les petites fissures. Pour les fissures plus importantes dans la région de l'extrémité de la lame, le soudage monocristallin est développé par le sous-projet B5. Le défi de cette nouvelle méthode consiste à obtenir la structure monocristalline du matériau de base pendant et après le processus de soudage.

Le développement de cette étape de régénération est illustré de manière exemplaire à la figure III-13. Pour l'intégration d'une nouvelle étape dans le processus, cette étape doit également être simulée. Les résultats virtuels sont ensuite validés expérimentalement. Ensuite, la nouvelle étape est intégrée dans un chemin de régénération qui se compose de plusieurs étapes de régénération (voir Figure III-13). Après la première étape de la régénération (voir Figure III-12), les aubes de la turbine sont redessinées. Dans certains cas de réparation de la forme du filet, le recalibrage n'est pas nécessaire. La simulation du processus de redéfinition des contours est très

complexe car différentes propriétés des matériaux se produisent dans la zone affectée par la chaleur des aubes de turbine soudées. Les simulations de telles réparations sont étudiées dans le sous-projet C1. Au cours du processus de régénération réel, la géométrie des aubes de la turbine doit être vérifiée pour savoir si les méthodes de réparation ont réussi et si les aubes sont dans les limites. Cette évaluation de la géométrie doit être rapide. À cette fin, la projection de la frange inverse a été développée par le sous-projet C2.[25]

III.4.3.4. Simulation fonctionnelle:

Les informations sur la géométrie et les propriétés des aubes de turbine réparées sont nécessaires pour les simulations fonctionnelles de l'aube révisée. Dans ces simulations, l'influence du processus de régénération sur la croissance des fissures,

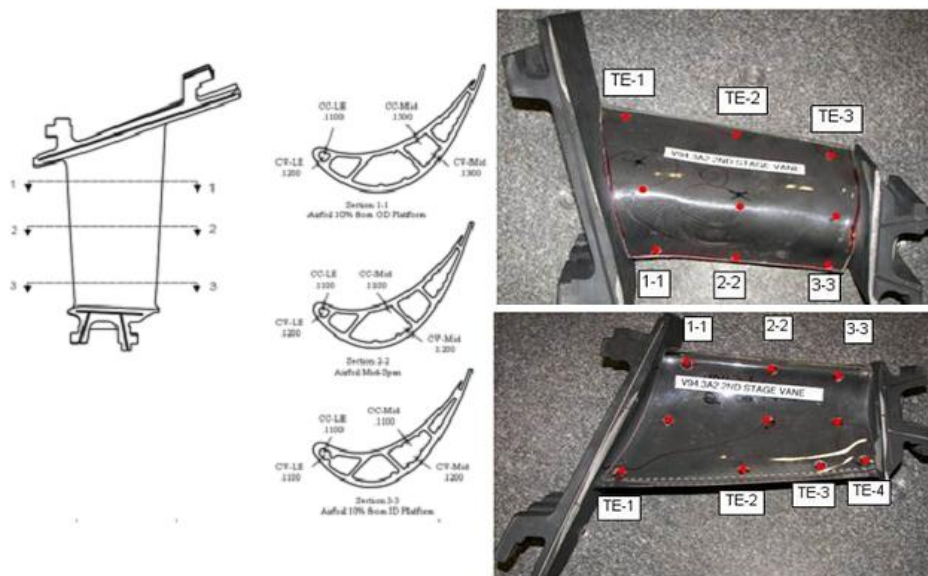


Figure III-14 : Présentation des défauts après (CND).[5]

Le comportement dynamique, l'effet de brouillard, les effets électroaérodynamiques et le comportement de perte aérodynamique causé par la rugosité de surface sont évalués.

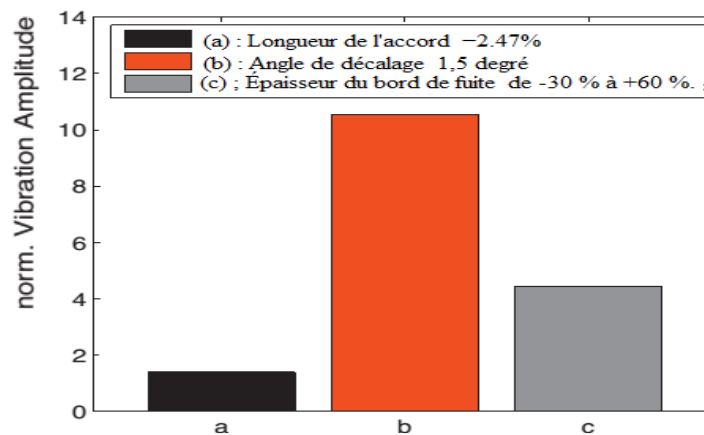


Figure III-15 : Amplitude de vibration normalisée des aubes de turbine pour les variations alternées des aubes du stator.[25]

La figure III-15 et le tableau III-1 présentent des résultats exemplaires des simulations fonctionnelles. Les études aérodynamiques des variations induites par la régénération sont menées avec un profil de pale de turbine qui a été conçu pour des études expérimentales dans une soufflerie en cascade. Les variations géométriques au niveau macro ont une influence maximale de 0,8 % sur l'efficacité de la turbine (voir le tableau III-1). La réduction de l'épaisseur des pales et du bord de fuite augmente l'efficacité de la turbine. En revanche, l'efficacité est réduite par une diminution de la longueur de la corde et de l'angle de décalage. Les variations microscopiques réduisent également l'efficacité, mais elles ont moins d'influence. Cette influence dépend fortement de la position et de la hauteur de la rugosité. De plus amples détails sur ces résultats sont présentés. Les variations induites par la régénération influencent également l'excitation aérodynamique. Ces recherches sont menées dans la turbine à air à 5 étages de l'Institut des turbomachines et de la dynamique des fluides. En fonction des variations géométriques et de la configuration des variations, les amplitudes de vibration de la rangée de pales en aval peuvent augmenter de manière significative (voir figure III-15).

L'étude montre l'influence la plus importante due aux variations de l'angle de décalage. L'amplitude est plus de dix fois supérieure à celle de la configuration sans variations.[25]

Tableau III-1 : Évolution de la perte de pression totale et de l'efficacité de la turbine en fonction des variations géométriques (macro- et micro-niveau).[25]

Variations géométriques	Variation de la perte de pression totale en (%)	Variation du rendement des turbines en (%)
Hauteur équivalente des grains de sable au bord d'attaque 500 μm	+0.5	-0.025
côté aspiration 500 μm	+5.5	-0.123
Épaisseur de la lame -5%	-10.5	+0.52
Épaisseur du bord de fuite -50%	-16.3	+0.815
Angle de décalage -1,5 degrés	+1.2	-0.060
Longueur de l'accord -2%	+2.2	-0.110

III.4.3.5. Évaluation des parcours:

Les résultats de la simulation du processus de production et des simulations fonctionnelles sont nécessaires pour sélectionner la voie de régénération optimale en fonction des exigences du client.

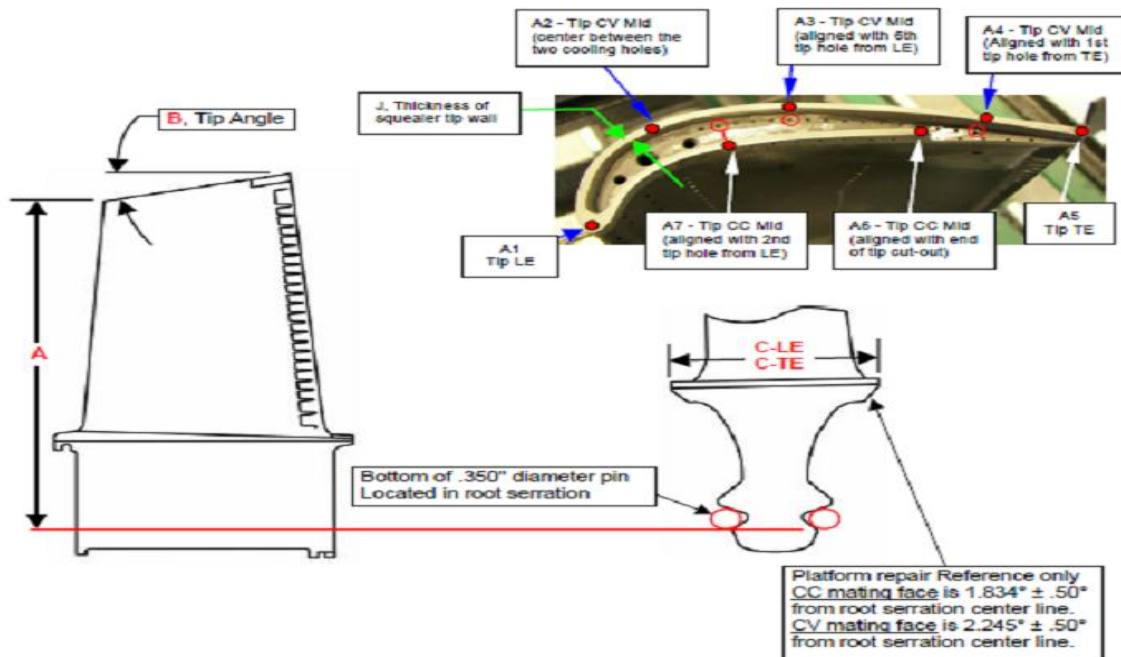


Figure III-16 : Les résultats de régénération virtuelle.[5]

À cette fin, l'avantage de la voie de régénération est comparé au coût du processus de production. Un modèle de coût a été développé pour cette évaluation par le sous-projet D3, dans lequel le modèle commercial du client est pris en compte. En fonction des exigences du client, la voie de régénération optimale est choisie en utilisant les résultats des étapes précédentes du processus de régénération virtuelle.[25]

III.4.3.6. Exécution de la voie de régénération choisie:

Par la suite, la voie de régénération optimale est exécutée dans la réalité. L'aube de la turbine est réparée selon l'une des quatre voies. Une fois la réparation terminée, un contrôle de la qualité de l'aube de la turbine est effectué comme le montre la figure III-12.

Le contrôle de qualité consiste en les mêmes méthodes que l'inspection avant de simulations des trajectoires de régénération. Les résultats sont introduits dans le processus de production et les simulations fonctionnelles pour la validation et l'amélioration de la prévision du processus de régénération.

Enfin, dans le cadre du processus de régénération future, les composants et l'ensemble du moteur sont réassemblés et un contrôle final est effectué dans la cellule d'essai. Lors de ce test, la méthode BOS pourrait alors être utilisée pour vérifier les composants des gaz chauds. Cependant, le réassemblage et le contrôle final ne sont pas effectués dans le CRC 871.[25]

III.5. Le Superalliage René 80 et la Composition Chimique:

III.5.1. Le superalliages René 80:

René 80* est un superalliage de fonderie de précision qui est fréquemment utilisé pour des applications à haute température, en particulier pour les aubes et les pales des turbines à gaz (Voir la figure III-20) (*RENE est une marque de General Electric Company, Fairfield, CT). Pendant le service, il est exposé à des températures élevées ; cependant, les composants critiques des moteurs à turbine à gaz sont dégradés.[31]

Le phénomène de dégradation consiste soit en des alternances purement physiques, soit en des dommages métallurgiques qui réduisent la capacité des sections chaudes à résister aux contraintes de service. Cela réduit considérablement la durée de vie des sections rotatives qui sont situées à proximité de l'entrée des gaz chauds.[28]

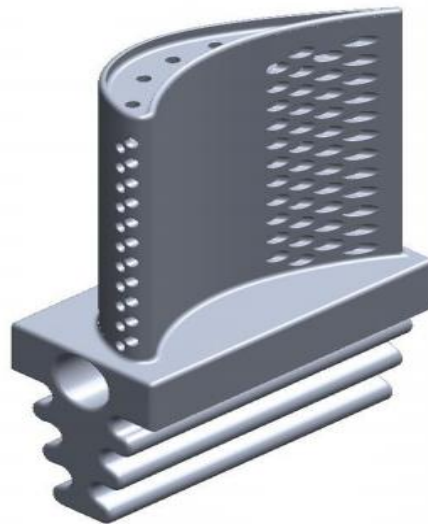


Figure III-17 : Ailette turbine 1^{er} étage.[16]

Aux températures élevées de fonctionnement d'une turbine à gaz, les dommages causés par le fluage sont un facteur majeur qui limite la durée de vie. C'est pourquoi un certain nombre de techniques de prévision de la durée de vie est basées sur la corrélation entre la durée de vie en cas de rupture et les caractéristiques de fluage ont été améliorées.[31]

Le superalliage René 80 est un alliage métallique qui peut être utilisé à haute température, souvent supérieure de 0,7*température de fusion absolue :

- La résistance au fluage et à l'oxydation sont les premiers critères de conception ;
- Les superalliages peuvent être basés sur du fer, du cobalt ou du nickel ;
- Les superalliages basés sur le nickel, l'aluminium ou le titane sont des solides bips basiques, avec une matrice formant un système désordonné de la phase (γ) et des précipités formant un système ordonné de l'inclusion (γ').[5]

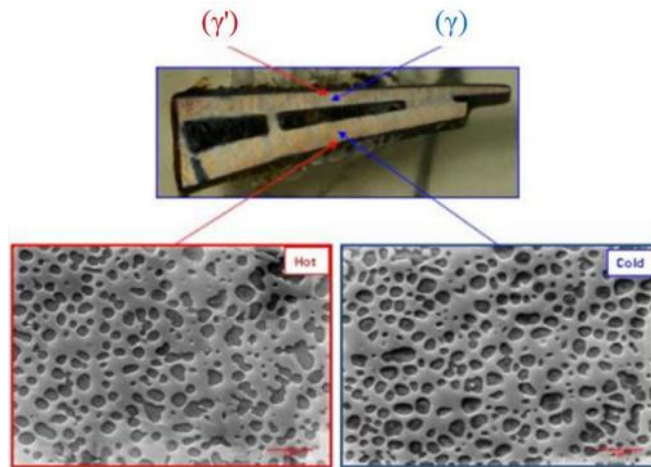


Figure III-18 : Système désordonné (γ), (γ').[5]

L'inclusion (γ') est largement responsable de la résistance à la température élevée du matériau et de sa résistance à la déformation (Fluage).

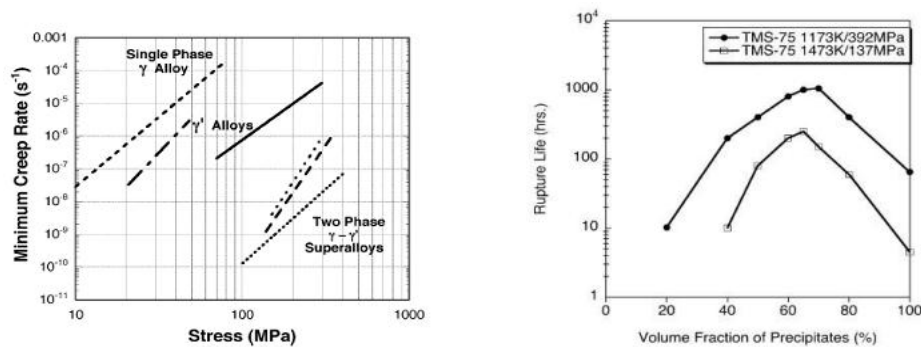
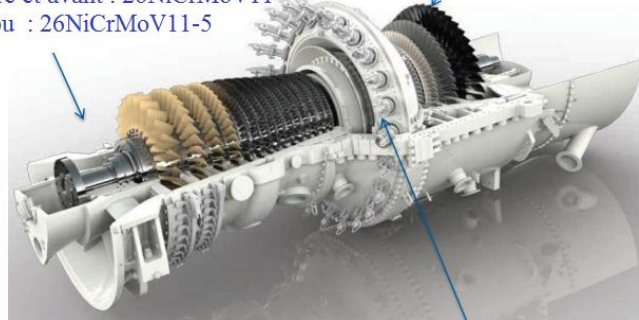


Figure III-19 : Alliages pouvant être employé jusqu'à 0,7*Tfusion (Fluage).[10]

- Les superalliages sont utilisés dans les parties les plus chaudes des turbines à gaz de production d'énergie.

Disques de compresseur : 26NiCrMoV14-5 mod, 26NiCrMoV11-5	Aubes de turbine : PWA1483SX, Rene 80, IN792DS
Aubes de compresseur : X22CrMoV12-1 Barre : X12CrMoWVNbN 10-1-1	Ailettes de turbine : ECV768, Rene 80
Arbre creux central : X12CrMoWVNbN 10-1-1	Disques de turbine : X12CrMoWVNbN 10-1-1
Arbre creux arrière et avant : 26NiCrMoV11	
Ecrou : 26NiCrMoV11-5	



Cone de turbulence : Hastelloy[®] X, X22CrMoV12-1, IN625
Chambre de combustion : X23CrMoV12-1
Tayauterie : AISI 321, 16Mo3

Figure III-20 : Matériaux employés dans les turbines à gaz V94.3A4.[5]

III.5.2. La composition chimique:

La composition chimique de cette alliage est faite par Appareil détecteurs de métaux : Les détecteurs de métaux sont tenus à la main de sorte que les composants métalliques peuvent être exposés en plaçant l'avant de l'appareil sur un morceau de métal.[11,12]

La composition chimique du superalliage polycristallin coulé à base de Ni, René 80, est donnée dans le tableau III-2. La matière première a été produite par un procédé de fusion sous vide.[28]



Figure III-21 : Thermo scientifique.[11,12]

Tableau III-2 : Composition chimique du René 80 (% en poids).[28]

C. chimique	Cr	C	Mo	W	Ti	Nb	Co	Al	B	Fe	Zr	Ni
René 80	13.4	0.16	4.11	3.92	4.77	0.03	9.45	2.12	0.02	0.10	0.04	Bas

III.6. Traitement thermique de superalliage René 80:

Les traitements thermiques des superalliages interviennent à tous les stades de mise en œuvre, depuis l'élaboration des demi-produits jusqu'à la livraison des pièces finies. Ils conditionnent de façon évidente la qualité du produit fini, les propriétés mécaniques des matériaux et, en grande partie, l'homogénéité des résultats obtenus. Il est d'usage de considérer que les traitements effectués en amont des fabrications propres de pièces, tels que les homogénéisations de composition chimique, à haute température et en longue durée ou les préchauffes avant mise en forme, ne sont pas à proprement parler des traitements thermiques. Ils conditionnent cependant la qualité du matériau initial à la production de pièces et, particulièrement, la réponse locale du matériau aux traitements thermiques proprement dits, participant à la capacité à respecter les objectifs de propriétés et la distribution statistique de celles-ci.

La réalisation de séquences de déformation à des niveaux de température particuliers suivies ou non de refroidissements contrôlés permet, par ailleurs, d'obtenir des microstructures à très hautes caractéristiques, par recristallisations successives. Ces méthodes, décrites sous l'appellation de traitements thermomécaniques.

Elles sont particulièrement bien étudiées dans les cas des structures à grains fins obtenues ou non par métallurgie des poudres, mise en œuvre par filage et forgeage isotherme. Les traitements thermiques proprement dits s'effectuent sans déformation et correspondent d'une part aux mises en solution, stabilisation ou précipitation qui vont permettre d'adapter la microstructure initiale et de déterminer les propriétés en service et, d'autre part, aux traitements d'adoucissement et de relaxation des contraintes liées au forgeage, au soudage, à l'usinage, etc. Un ensemble cohérent de ces traitements permettra de garantir le comportement des pièces réalisées.[13]

Le carbone, le bore et le hafnium sont utilisés pour améliorer la tolérance des alliages aux limites des angles faibles, ce qui se manifeste par une amélioration de la résistance des limites des grains. L'aluminium et le titane permettent la précipitation de la phase gamma prime lors du traitement thermique, ce qui renforce la matrice cubique à faces centrées.[16]

III.6.1. Mise en solution:

L'objectif de ces traitements thermiques est de mettre en solution la phase durcissant γ' (ou) précipitée parfois de façon incontrôlable en fin de forgeage, afin d'obtenir, lors du revenu, une précipitation répondant aux critères morphologiques et de distribution les plus efficaces, en regard des objectifs souhaités en terme de propriétés d'usage. Ils exercent principalement leur influence sur la taille des grains et la répartition de la phase durcissant.[13]

Des études préliminaires ont été menées à l'ONERA sur le NR3 pour montrer lequel des deux traitements de mise en solution, de type supersolvus pour créer une microstructure à gros grains (GG : turbine haut pressions) ou de type subsolvus pour créer une microstructure à petits grains (PG : turbine bas pressions), est le mieux adapté aux conditions d'utilisation. En effet, une augmentation de la taille de grains améliore les propriétés en fluage au-delà de 700°C mais à 650°C, cet effet est moins clair et même inversé. C'est pour cette raison que le superalliage N18 & René 80, résistant jusqu'à 650°C, a subi un traitement subsolvus suivi de revenus conduisant à trois populations de précipités présentées sur la figure III-12. 700°C semble donc être une température critique pour le choix du traitement de mise en solution. Il a donc fallu vérifier si, à 700°C, une microstructure à gros grains était vraiment nécessaire pour obtenir la meilleure tenue en fluage dans une large gamme de contrainte. Pour cela, la SNECMA a traité différemment deux galets : un ayant subi un traitement subsolvus (1175°C) et l'autre un traitement supersolvus

(1210°C), suivis chaque fois par un refroidissement à la vitesse de 80- 100°C/min. Des essais de fluage à 700°C ont ensuite été effectués sur ces deux galets pour différentes contraintes. Les courbes correspondantes sont présentées sur la figure III-22.[11]

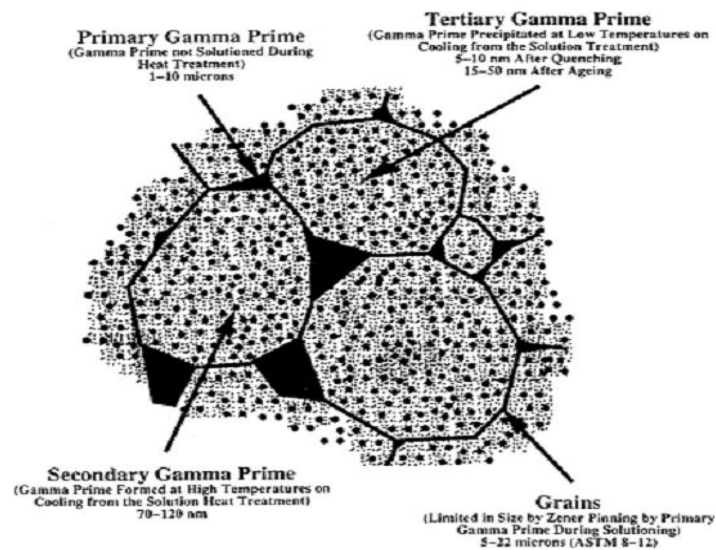


Figure III-22 : Schéma de la microstructure d'un superalliage définissant les trois types de précipités de phase γ' . [11]

Elles montrent clairement l'effet bénéfique d'une microstructure à gros grains sur le comportement en fluage du NR3 à cette température. Le traitement de mise en solution supersolvus a donc été retenu. Il entraîne la dissolution des précipités γ' primaires bloquant les joints de grains et ainsi provoque le grossissement des grains qui atteignent une taille moyenne de 50 μm . Il ne subsiste alors que deux populations de précipités : les secondaires et les tertiaires, caractéristiques d'une précipitation bimodale. [11]

La mise en solution de la phase γ' peut s'effectuer de façon plus ou moins complète en jouant sur la température et la durée du traitement :

- ✚ Mise en solution supersolvus (complète) ;
- ✚ Mise en solution subsolvus (partielle). [13]

III.6.1.1. Traitement thermique Mises en Solution Supersolvus:

Le traitement thermique appliqué industriellement aux ébauches de disque en René 80 est comme suit :

Tableau III-3 : Traitement thermique appliqué industriellement aux ébauches de disque en René80. [16]

Préchauffe	Remise en solution	Refroidissement	Revenu
1 à 2h à $T < T_s$ [Krueger, 1990]	1150°C/1h ($T_s + 15^\circ\text{C}$)	Délai de 2 à 5 min à l'air, Trempe à l'huile	760°C/8h, Trempe à l'air

L'ensemble des paramètres du traitement thermique supersolvus du René 80 est présenté dans la Figure III-19.[16]

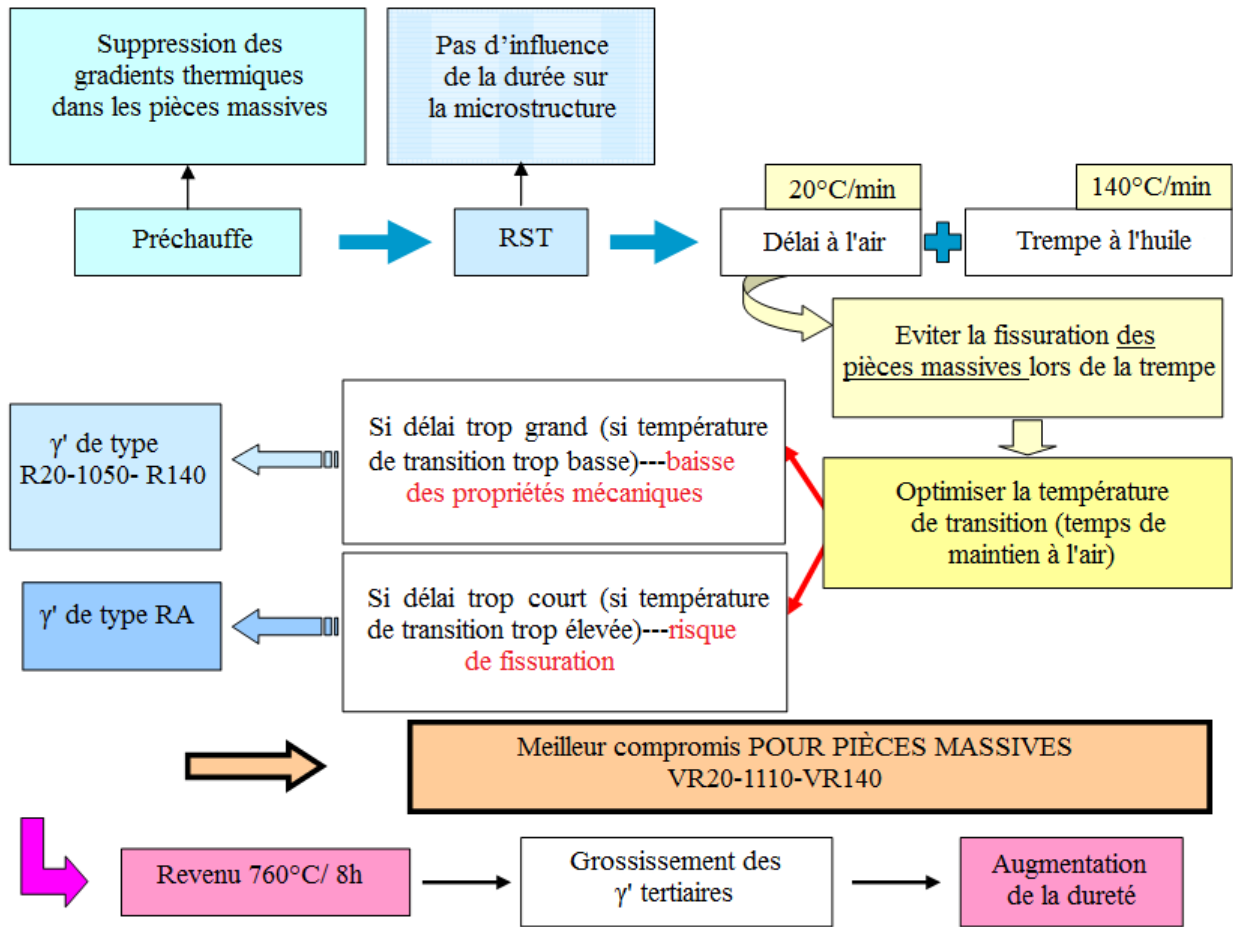


Figure III-23 : Validation des paramètres du traitement thermique du René 80 appliqué à l'alliage 80-AA, à l'alliage de référence 80-ET et aux alliages expérimentaux.[16]

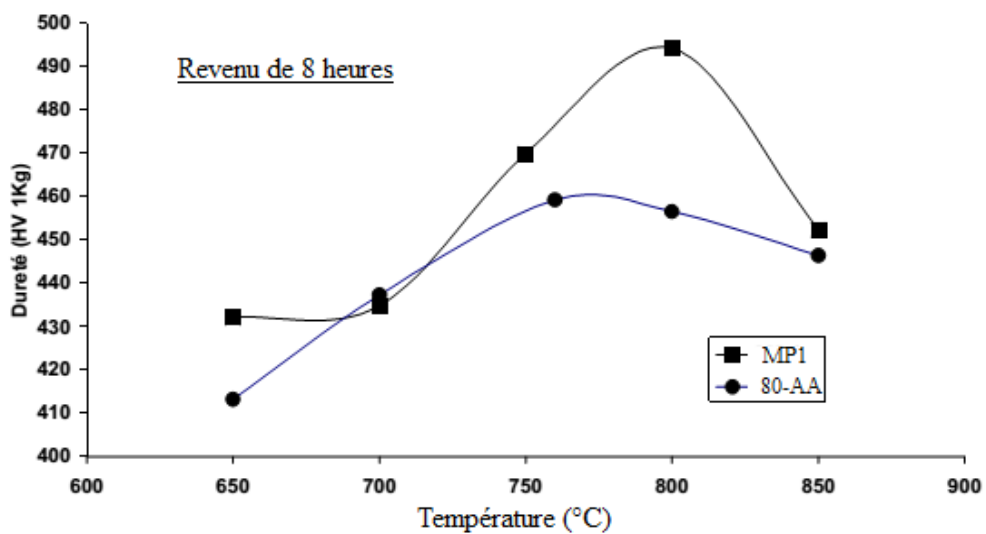


Figure III-24 : Influence de la température d'un revenu de 8h sur la dureté de l'alliage expérimental MP1 et de l'alliage 80-AA après des remises en solution supersolvus respectivement à 1195°C/1h et 1150°C/1h et un refroidissement contrôlé à 140°C/min.[16]

Le traitement dit "supersolvus" se caractérise donc par :

- Une remise en solution d'1 heure à une température supérieure de 15°C à la température de solvus de la phase γ' de l'alliage ($T_s+15^\circ\text{C}$) ;
- Une vitesse de refroidissement contrôlée à 140°C/min ;
- Un mono-revenu effectué à 760°C pendant 8 heures.[16]

III.6.1.2. Traitement thermique Mises en Solution Subsolvus:

Pour chacune des barres filées obtenues on évalue si la densification est correcte grâce à des observations en microscopie optique d'un échantillon prélevé au centre de la barre. Si l'on vérifie l'absence de défauts de filage (trous, brûlures...), la barre est découpée en ébauches cylindriques écroûtées (environ 5 ébauches par barre) qui subissent alors le traitement thermique suivant :

- Une remise en solution partielle subsolvus de 4 heures à une température inférieure de 25°C à la température de solvus de la phase γ' de l'alliage ($T_s-25^\circ\text{C}$) ;
- Une vitesse de refroidissement contrôlée à 100°C/min ;
- Un revenu effectué à 750°C pendant 24 heures.[16]

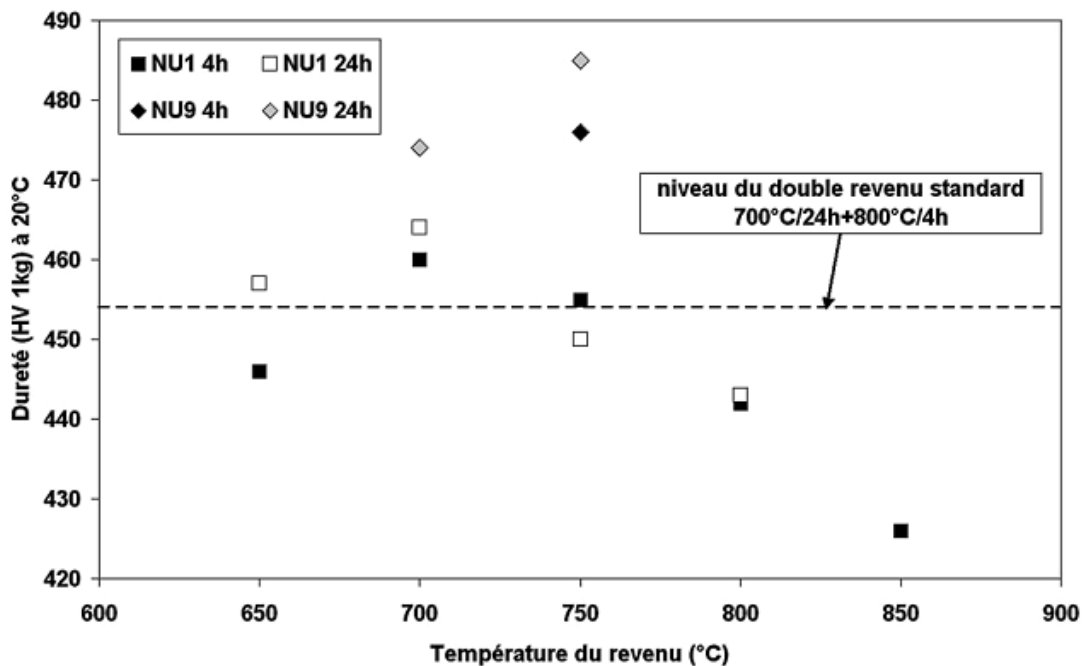


Figure III-25 : Influence du temps et de température de revenu sur l'alliage NU1 après une remise en solution à 1145°C/24h et un refroidissement contrôlé à 100°C/min. Comparaison avec l'alliage NU9 (substitution de 1% de l'aluminium par du niobium).[16]

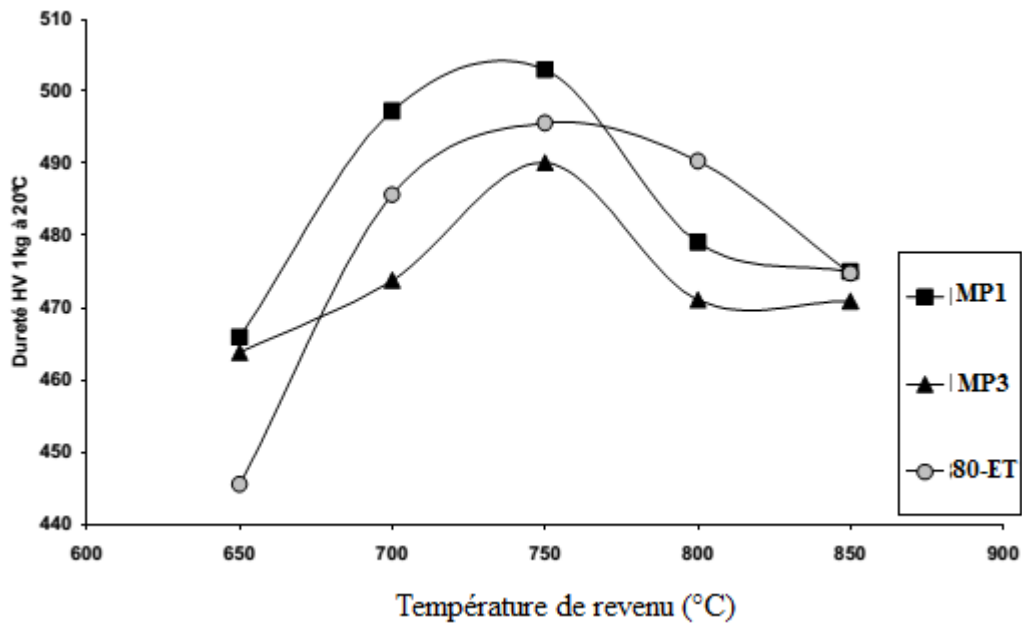


Figure III-26 : Influence du temps et de température de revenu de 24h sur la dureté des alliages expérimentaux MP1 et MP3 et de l'alliage 80-ET après une remise en solution à $T_s=25^\circ\text{C}/4\text{h}$ et un refroidissement contrôlé à $100^\circ\text{C}/\text{min}$. [16]

III.6.2. Traitements de précipitation (revenus):

Les traitements de revenu ont pour but de précipiter le maximum de fraction volumique de phases durcissantes, ainsi que les carbures et borures, et d'optimiser leur morphologie.

Les objectifs à poursuivre sont l'obtention de précipités stables permettant un usage de longue durée en températures et contraintes élevées, parfois dans des milieux défavorables (Oxydants ou corrodants) ; une adaptation des revenus permettant d'obtenir les meilleures propriétés mécaniques dimensionnées des pièces concernées peut, quelquefois, lorsque la température maximale d'emploi est limitée être retenue au détriment de la stabilité structurale à long terme. [13]

III.6.3. Précipitation:

Elle est gouvernée, en partie, par l'histoire thermomécanique du matériau et, dans le cas des superalliages évolués, par la vitesse de trempe.

Elle s'effectue principalement en deux phases :

- ❖ Précipitation proprement dite ;
- ❖ Précipitation secondaire ou coalescence. [13]

III.6.4. Précipitation des carbures/borures aux joints de grains:

Elle est utile pour les fonctionnements dans les domaines de températures intermédiaires, ces précipités ancrant les joints de grains. De même que pour les précipités γ' , il sera nécessaire d'optimiser leur taille et leur répartition.[13]

III.6.5. Vitesse de refroidissement après mise en solution:

Le but de la trempe des superalliages est de maintenir à température ambiante la solution solide sursaturée obtenue au cours de la mise en solution. La vitesse de refroidissement lors de la trempe est un facteur majeur de la répartition des précipités.

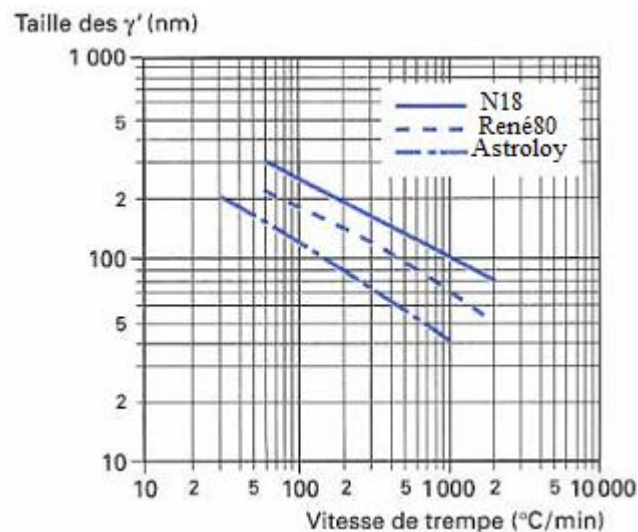


Figure III-27 : Superalliage MdP : influence de la vitesse de trempe sur la taille des précipités γ' . [10]

Dans les alliages corroyés durcis par précipitation γ' , il existe une forte relation entre la taille de la population γ' secondaire et les propriétés mécaniques. La taille de ces précipités est variable selon la vitesse de refroidissement et passe par un optimum dépendant du matériau (communément $0,2 \mu\text{m}$ pour les alliages fortement chargés).

Dans les alliages fortement chargés durcis par γ' , la trempe rapide permet de limiter l'apparition de précipités γ' au refroidissement alors que des traitements à faible vitesse permettront cette apparition, particulièrement aux joints de grains.[13]

III.6.6. Mise en solution étagée:

Dans le cas de superalliages mis en œuvre en fonderie de précision, il peut être utile de se rapprocher le plus possible du seuil de brûlure local. Cette opération présente l'intérêt d'homogénéiser la microstructure en réduisant la proportion d'eutectique γ/γ' , ce qui s'accompagne d'une amélioration des propriétés moyennes de l'alliage mais surtout d'un gain important sur leur dispersion, et donc de la valeur d'usage globale des pièces produites.[13]

III.6.7. L'hypertrempe:

Pour éviter une précipitation non souhaitée, les superalliages à base de nickel (structure austénitique) subissent, en général, un traitement dit d'hypertrempe qui consiste en un chauffage entre 1050°C et 1150°C, suivi d'un refroidissement rapide. Ce traitement a pour but de conserver à température ambiante, la phase austénitique formée à haute température pourtant thermodynamiquement instable. Cette technique est appliquée pour permettre de maintenir, ou de remettre, en solution dans l'austénite tous les éléments d'alliage, en particulier les carbures dont la précipitation dans les espaces inter granulaires favoriserait la corrosion cristalline. Lors d'un traitement hypertrempe, on obtient donc des microstructures monophasées. De plus ce traitement permet d'homogénéiser la structure sans faire grossir le grain de façon excessive.

Le choix de la température d'hypertrempe s'oriente vers la partie haute de l'intervalle pour les nuances d'alliages contenant du molybdène afin de dissoudre les phases intermétalliques et le cas échéant les carbonitrides. La durée du maintien à la température d'hypertrempe doit être relativement longue en raison de la faible conductivité thermique des alliages austénitiques. Des durées de chauffage de 0,7 à 2,5 minutes par millimètre d'épaisseur sont préconisées. Le haut de la fourchette est choisi pour une élimination complète des contraintes résiduelles et le bas pour limiter le grossissement du grain.[11]

III.6.8. Vieillessement:

Ces traitements ont pour but de précipiter le maximum de fraction volumique de phases durcissantes et d'optimiser leur morphologie. Les objectifs sont l'obtention de précipités stables permettant un usage de longue durée en températures et sous contraintes élevées.

L'augmentation du taux de phase γ' dans le matériau permet en outre d'augmenter ses propriétés mécaniques, en particulier sa dureté. Ces traitements interviennent en complément d'un traitement thermique de mise en solution.

La précipitation de la phase γ' est gouvernée, en partie, par l'histoire thermomécanique du matériau et, dans le cas des superalliages évolués, par la vitesse de refroidissement. La formation de la phase γ' s'effectue en 2 étapes : précipitation proprement dite et coalescence.

De même que pour la mise en solution, les paramètres ajustables des traitements thermiques de vieillissement sont la température, le temps de maintien en température et le mode de refroidissement. Les traitements de vieillissement compris entre 800°C et 1050°C permettent la précipitation d'un grand nombre de particules γ' stables.

Le but de ces traitements de vieillissement est bien entendu de maîtriser la précipitation de la phase γ' afin de conférer au matériau les propriétés mécaniques souhaitées.[11]

III.6.9. Stabilisation:

Le traitement thermique de stabilisation (ou de relaxation des contraintes) s'effectue après soudage. Durant le soudage, des contraintes résiduelles sont introduites dans le matériau et peuvent altérer ses propriétés. Ce traitement a pour but de supprimer les contraintes résiduelles afin de stabiliser l'alliage soudé.[11]

III.6.10. Solidification dans les superalliages:

Lors de la solidification d'un alliage métallique, le solide croît au détriment du liquide, les deux phases tant caractérisées par des compositions différentes. Ces différences de compositions varient avec la température durant le procédé de solidification et vont donc avoir pour conséquence de faire apparaître des gradients de concentrations en éléments de soluté. Ce phénomène est connu sous le nom de micro ségrégation, dans le cas d'une ségrégation se produisant à l'échelle inter dendritique. De plus, en raison du refroidissement combiné avec le rejet de soluté dans le liquide, la formation de phases secondaires, principalement γ' dans le cas des superalliages à base de nickel, peut avoir lieu à la fin de la solidification. Un traitement thermique de mise en solution est effectué après la solidification de manière à faire disparaître la phase γ' formée durant la solidification.[13]

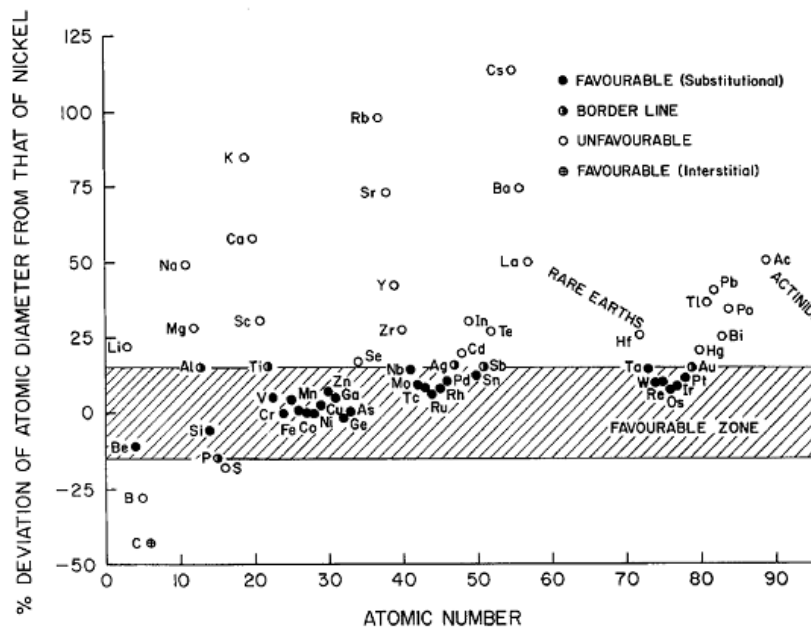


Figure III-28 : Facteurs de taille atomique des éléments pour la formation d'une solution solide avec du nickel.[16]

Le traitement thermique est ensuite poursuivi avec un revenu, durant lequel des précipités γ' sont formés dans la phase primaire γ de manière à obtenir une taille moyenne, une distribution de tailles et une morphologie contrôlées, ce qui n'est pas le cas de la phase γ' inter dendritique formée en fin de solidification. Si le traitement de mise en solution/homogénéisation n'est pas

complet, la micro ségrégation peut encore influencer d'une manière non négligeable le déroulement de la précipitation, notamment au niveau de la taille et de la fraction volumique des précipités γ' . [11]

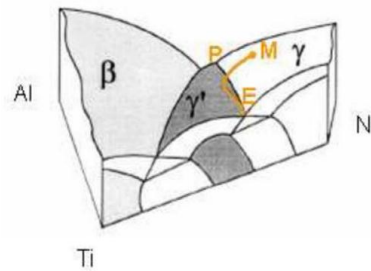


Figure III-29 : Représentation schématique de la solidification d'un alliage ternaire Ni-Al-Ti de composition nominale M. Le chemin de solidification implique successivement le péristaltique P et l'eutectique E. [11]

III.6.11. Précipitation γ' intra granulaire:

L'observation de la précipitation γ' révèle deux populations de précipités que l'on appellera « secondaire » et « tertiaire », qualificatifs choisis en fonction du moment d'apparition au cours du traitement thermique (les précipités primaires présents initialement dans la poudre étant totalement dissous lors du traitement à 1200°C / 24h). Les précipités γ' secondaires sont de forme cubique et ont germé pendant le refroidissement qui suit le palier à 1200°C. Les précipités tertiaires, plus petits et de forme sphérique, sont apparus lors de la trempe rapide qui suit la remise en solution partielle à 1110°C.

La figure III-30 présente les images obtenues avec les différentes techniques d'observation et de préparation d'échantillon. En A et B l'échantillon a été faiblement attaqué, en C et D fortement attaqué, les images E et F ont été réalisées à partir d'échantillons polis et les images G et H ont été obtenues par MET en deux ondes sur une tache de surstructure de la phase γ' .

L'analyse quantitative a été menée à partir d'images du type E et F, après binarisation, à l'aide des logiciels Aphélon et Labview. L'alliage étudié possède une fraction volumique globale de phase γ' de 46%. Pour réaliser l'analyse quantitative des précipités secondaires de forme cubique, nous avons sélectionné les images dont le plan de coupe est parallèle aux facettes des précipités (sur ces images les précipités d'un même grain ont une forme carrée). Pour cette population de précipités, le calcul de la taille a été réalisé en assimilant la forme des précipités à un cube parfait et les valeurs présentées correspondent aux arêtes équivalentes. [11]

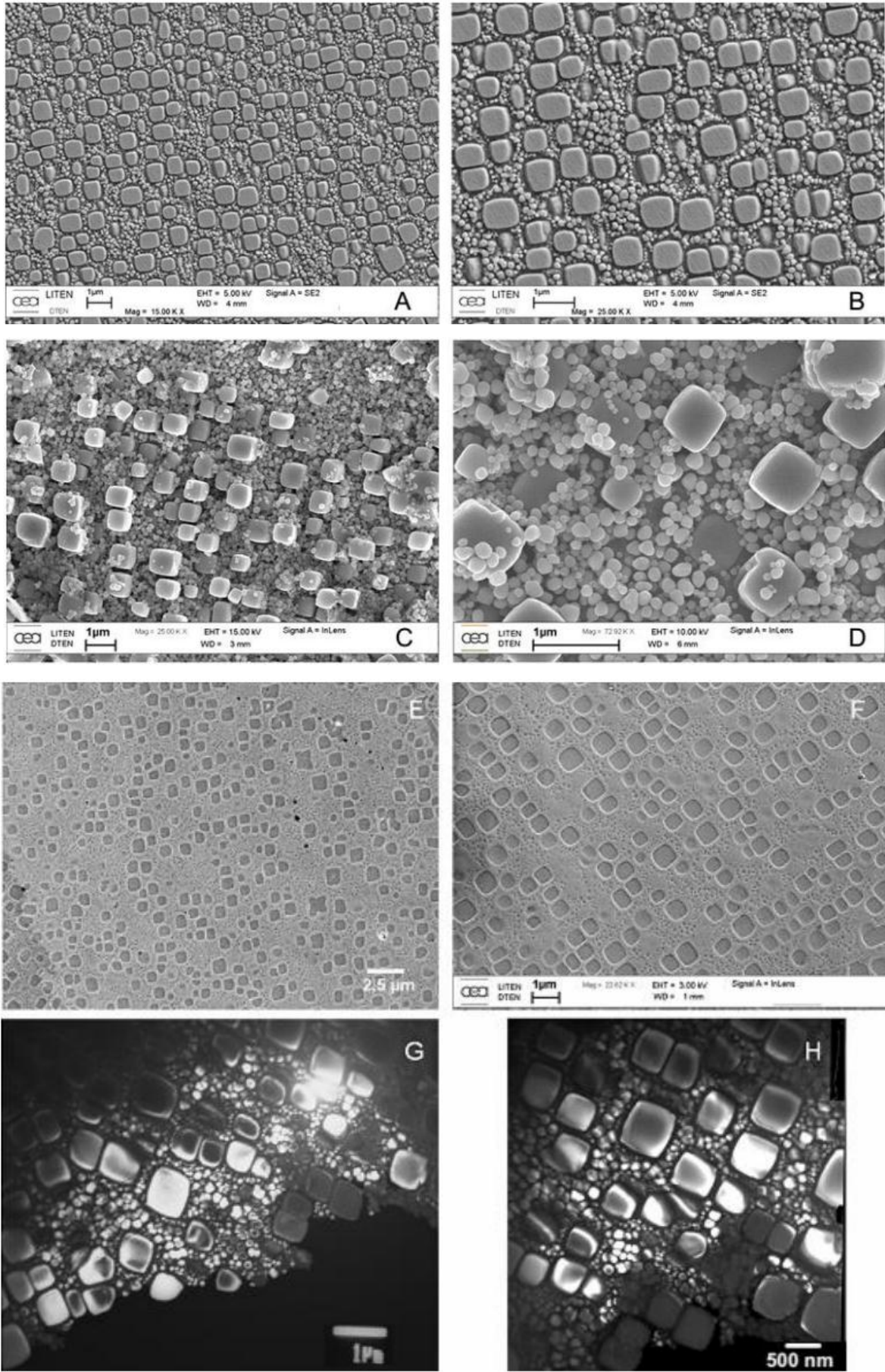


Figure III-30 : Observation de la précipitation γ' intra granulaire.[11]

Conclusion:

En raison de la demande d'efficacité énergétique croissante, les aubages sont devenus de plus en plus complexes, avec des surfaces de forme libre complexes et des canaux de refroidissement internes. Les aubes d'aujourd'hui sont fabriquées à partir de super alliages hautement élaborés tels que René 80 et sont revêtues de systèmes de revêtement de dernière génération qui utilisent des revêtements avancés résistant à l'oxydation combinés à des revêtements de barrière thermique.

L'accroissement recherché de la température au niveau des distributeurs du premier étage d'une turbine à gaz a toujours été limité par la tenue mécanique des matériaux et par suite de durée de vie des organes. Dans la poursuite de cet objectif, les constructeurs associent l'utilisation de superalliages à des techniques de refroidissement.

Ce document décrit un processus qui comprend une détection précoce des aubes usées avant le démontage, une inspection optique rapide des aubes et de nouveaux procédés de fabrication qui contribuent à réduire le taux de rebut des aubes de turbine usées. Le processus est soutenu par des simulations fonctionnelles qui aident l'ingénieur à choisir le bon chemin de régénération pour prévoir et atteindre la caractéristique fonctionnelle optimale de l'aube révisée, tout en limitant les coûts.

Conclusion Générale.

Conclusion Générale :

L'étude bibliographique sur le superalliage RENE 80, nous a permis de connaître la microstructure et les différentes phases existant ainsi que l'influence des traitements thermiques envisagées à appliquer sur les différents échantillons.

Cette étude nous a permis de connaître les différents problèmes rencontrés dans l'utilisation des turbines à combustion. Les tendances de la technologie révèlent les principales constatations :

- De grands efforts ont été faits dans le monde entier au cours des 40 dernières années pour l'amélioration des superalliages, en particulier pour les applications aéronautiques ;
- Les avancées les plus intéressantes concernent les superalliages, qui sont actuellement largement utilisés, et visent principalement à améliorer les propriétés mécaniques à des températures élevées (Traction, Fluage, Fatigue). Ces avancées ont été obtenues simultanément par l'amélioration de la composition chimique grâce à un traitement thermique.

Cette étude nous a révélée plusieurs informations sur cet alliage à savoir :

1. Le taux de la phase γ' augmente après la mise en solution relativement au traitement de précipitation ;
2. Le traitement sous vide est plus efficace que le traitement normal ;
3. Les carbures secondaires sont à l'origine de la dureté d'alliage qui augmente après les deux types de traitement ;
4. Les carbures primaires se transforment en carbures secondaires par le phénomène de dissolution. A savoir le MC_6 se transforme en $M_{23}C_6$ à fin de durcir l'alliage ;
5. La microstructure a été influencée par chaque cycle thermique pour chaque échantillon, variation des pourcentages des précipités entre les différents cycles thermiques a été signalée.

L'objectif de cette étude était d'évaluer l'influence d'une exposition thermique de longue durée sur la microstructure et la déformation par fluage à haute température du superalliage à base de nickel René 80.

Bibliographie et Webographie.

Bibliographie :

- [1]. Etude de l'usure des pastilles de coupe revêtue lors de l'usinage d'un superalliage à base de cobalt fsx-414. (Mr: Kadri hadj. 2015-2016), mémoire de fin d'étude master , université de m'sila.
- [2]. **ROXANE TRÉHOREL**, comportement mécanique haut température du superalliage monocristallin am1, thèse pour l'obtention du titre de docteur de l'université de lorraine: étude in situ par une nouvelle technique de diffraction en rayonnement synchrotron contact ddoc, 19 février 2018 - theses-contact@univlorraine.fr.
- [3]. fatigue des ailettes de la turbine à gaz (fluage à haute température de l'inconel 738)(souleymane djafer. 2015-2016). mémoire de fin d'étude master, université de m'sila.
- [4]. Conception d'une aube de turbine à gaz en matériaux composites,(klaa eftikhar, 14/ 09/ 2015), mémoire de fin d'étude master, université de batna.
- [5]. Documents & manuelles turbina à gaz V94.3 ansaldo enargia italy (sonelgaz).
- [6]. Critères mécaniques d'amondées pour la fabrication de l'aubage d'une turbine, (Marouf hadjar, 2017/2018), mémoire de fin d'étude master, Université larbi ben m'hidi oum el bouaghi.
- [7]. étude comparative de différents superalliages baes nickel pour aubes de turbine. (Belkacemi nour el islem, 2016 / 2017), mémoire de fin d'étude master, universite larbi ben m'hidi oum el bouaghi.
- [8]. **Nadia vialas**. étude de la détérioration par oxydation haute temperature et interdiffusion de systèmes revêtement/superalliage a base de nickel, l'institut national polytechnique de toulouse .soutenue le 15 novembre 2004.
- [9]. **yves le guevel**. l'université de la rochelle .février 2016.
- [10]. Thèse de doctorat. (jean-yves guedou safran). Ecole doctorale sciences et ingénierie en matériaux, énergétique et aéronautique (simmea) université de la rochelle.
- [11]. Etude de l'effet thermique sur le superalliage Udim et 500 utilisé dans les turbines à gaz,(Gharbi soufyane, 2019), mémoire de fin d'étude master, Université de m'sila.
- [12]. Etude du comportement de l'inconel 738 sans et avec traitement mécanique, (Gasouma lamine, 2018), mémoire de fin d'étude master. Université de m'sila.
- [13]. (doc. M1 165).

- [14]. **Nicolas marchal.** comportement et endommagement d'un superalliage élaboré par compression isostatique a chaud. de l'école nationale supérieure des mines paris de.9 juin 2006.
- [15]. **Sophie dubiez-le goff.** comportement et endommagement d'un superalliage élaboré par compression isostatique a chaud. De l'école nationale supérieure des mines de paris.
- [16]. **Augustins-lecallier.** Conception de nouveaux superalliages mdp base nickel pour disques de turbines, L'école nationale supérieure des mines de technique paris décembre 2011.
- [17]. Degree thesis project master of science in production engineering and management kth royal institute of technology stockholm. 2016.
- [18]. **Bouam abdallah.** amélioration des performances des turbines à gaz utilisées dans l'industrie des hydrocarbures par l'injection de vapeur d'eau à l'amont de la chambre de combustion. universite m'hamed bougara-boumerdes 05 / 10 / 2009.
- [19]. Z. Mazur a,* , A. Luna-Ramírez a, J.A. Jua´rez-Islas b, A. Campos-Amezcu a . failure analysis of a gas turbine blade made of Inconel 738LC alloy, Universidad Nacional Auto´noma de Me´xico, Circuito Exterior, Ciudad, Universitaria, 04510 Me´xico, DF/23 November 2004.
- [20]. **M. Youcef yahmi.** Elaboration et qualification d'une procédure de Réparation par soudage tig d'aube de turbine à gaz en superalliage à base de nickel - inconel 738. Mémoire de magister, Université m'hamed bougara-boumerdes. 2007.
- [21]. Manuelle de turbine à gaz total.
- [22]. **Maël mollard.** élaboration de systèmes barrière thermique par barbotine. Comportement du nickel et de ses superalliages revêtus en oxydation cyclique à haute température. l'université de la rochelle. 6 décembre 2012.
- [23]. **Myriam kaminski.** Modelisation de l'endommagement en fatigue des superalliages monocristallins pour aubes de turbines en zone de concentration de contrainte. L'école nationale supérieure des mines de paris. Le 23 novembre 2007.
- [24]. **Maxime bossard.** pour l'obtention du grade de docteur de l'université de la rochelle. Maxime bossard. Le 29 septembre 2014.
- [25]. **Alain köster.** "fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompe astronautique -le superwaspaloy". Le 3 décembre 1997.

[26]. **Jens aschenbrucka,* , rafael adamczuka, joerg r. Seumea.** Recent progress in turbine blade and compressor blisk regeneration. 3rd international conference on through-life engineering services session: recent progress in jet-engine regeneration A institute of turbomachinery and fluid dynamics. leibniz universitaet hannover.

[27]. Investigation sur l'utilisation du procédé de traitement superficiel « oxydation par micro-arcs oma. », appliqué aux ailettes d'une turbine à vapeur. (Mme atmani taous doria, 2006). Université m'hamed bougara – boumerdes/boumerdès 2006.

[28]. Creep life prediction of thermally exposed rene 80 superalloy. M. Aghaie-khafri and s. Farahany .(submitted september 10, 2008; in revised form july 23, 2009).

[29]. (jl fernandez – blagnac saint exupéry - cours turbines cours thermopropulsion turbines).

[30]. Doi: 10.1007/s11661-008-9646-7 the minerals, metals & materials society and asm international 2008.

Webographie

[31]. <https://www.tandfonline.com> « lc lim , j.-z. Yi et n. Liu »