



Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE FIN D'ETUDE

En vue de l'obtention du diplôme de :

MASTER 2

En Génie Mécanique

Option : Maintenance

Thème :

**Préparation des modèles de TP sur la machine à mesure
tridimensionnelle MMT "MXF203"**

Proposé et dirigé par :

SAIB ch

Présenté par :

BEYATTOU bouhafs

Année Universitaire : 2015 / 2016

N° d'ordre : GM/...../2014

Sommaire

Introduction générale	7
Chapitre I (Titre 1)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1 Titre sous chapitre1 (Titre 2)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1.1. Titre de chapitre (Titre 3)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1.1.1. Section (Titre 4)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1.1.1.1. Sous - section (Titre 5)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1.1.1.1.1. Sous - section (Titre 6)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1.1.1.1.1.1. Sous - section (Titre 7)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1.1.1.1.1.1.1. Sous- section (Titre 8)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
I.1.1.1.1.1.1.1.1. Sous- section (Titre 9)	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Conclusion du chapitre I	
Chapitre II	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Conclusion du chapitre II	
Chapitre III	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Conclusion du chapitre III	
Chapitre IV	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Conclusion du chapitre IV	
Chapitre V	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Conclusion du chapitre V	
Conclusion générale	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Bibliographie	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Webographe	21
Annexes	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>
Index	<i>Erreur ! Signet non défini.</i>

(CHAPITRE I)

Introduction générale

Le transport aérien et la production d'électricité n'ont a priori pas grand chose en commun.

Pourtant, ces deux secteurs font appel de plus en plus fréquemment aux turbines à cycle de Rankine. Ces turbomachines ont été inventées simultanément dans les années 1930 par Sir Frank Whittle en Grande-Bretagne et Hans Von Ohain en Allemagne. Ce dernier fait voler le premier turboréacteur, le HeS3, sur le Heinkel He 178 en Août 1939 (figure 1). Mais ce n'est qu'après la deuxième guerre mondiale que cette technologie va se développer très rapidement, grâce à l'aviation. Les turboréacteurs équipent d'abord les avions militaires, puis ils contribuent au développement de l'aviation civile de masse, dans les années 1960 et 1970. C'est alors que vient l'idée d'adapter ces turboréacteurs à la production d'électricité, avec l'immense avantage de pouvoir produire de fortes puissances avec un dispositif peu encombrant et rapidement opérationnel. De nos jours, les turboréacteurs sont indispensables à l'aviation moderne (figure 1). Ce sont devenu des machines très complexes, qui représentent jusqu'à un tiers du prix total d'un avion de ligne. Quant aux turbines terrestres, grâce aux progrès technologiques réalisés, elles sont passées du statut de station d'appoint à celui d'alternative crédible pour des unités de grande puissance.



Figure 1 : A gauche, le premier avion à turboréacteur : le Heinkel He 178. A droite, soixante ans plus tard, le Rafale de Dassault Aviation, équipé du turboréacteur M88-2.

I-1 Problématique

I-1-1 Rendement des turbines

L'une des préoccupations principales des constructeurs est l'amélioration du rendement de leurs turbomachines. Or, le rendement thermique η est directement lié à la température des gaz brûlés à la sortie de la chambre de combustion. En effet, il vaut :

$$\eta_{thermique} = 1 - \frac{T_{entree}}{T_{sortie}}$$

La température de sortie des gaz brûlés de la chambre de combustion est aussi appelée Température d'Entrée Turbine (TET). En effet, la turbine haute pression, placée juste à la sortie de la chambre de combustion (figure 2), est chargée de convertir l'énergie cinétique des gaz brûlés en énergie mécanique, qui sert à entraîner le compresseur à l'avant du moteur, et un alternateur dans le cas des turbines terrestres. La recherche de la TET la plus élevée possible a conduit très rapidement au problème technologique de la tenue des composants à haute température : chambre de combustion, turbine haute pression (disque et aubes fixes et mobiles).

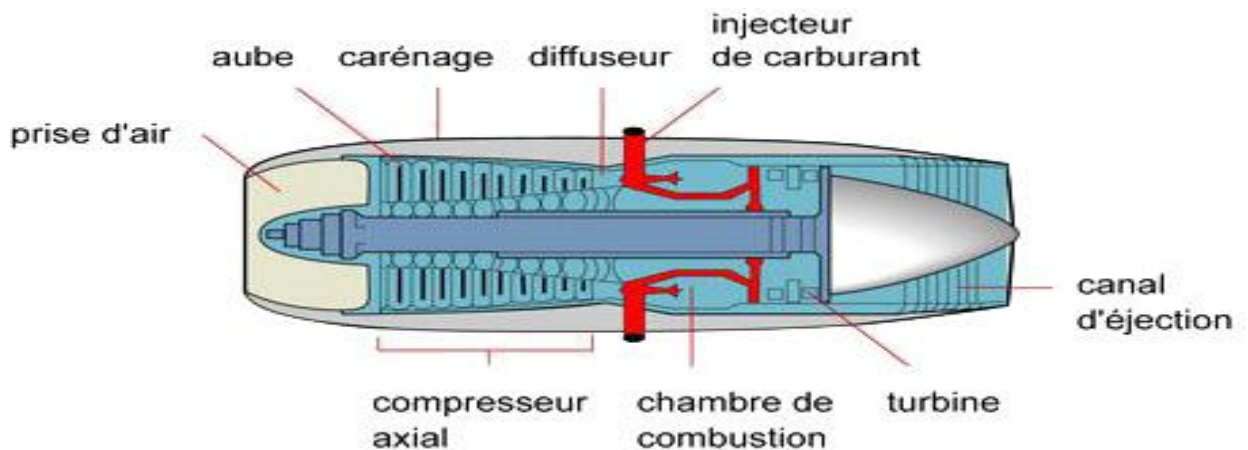


Figure 2 : Schéma illustrant le fonctionnement d'un turboréacteur.

I-1-2 Endommagement des aubes

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 décollage et d'atterrissage
- Fluage dû à la force centrifuge ;
- Corrosion à chaud : présence de Na_2SO_4 et de NaCl ;
- Contraintes locales élevées 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.

I-1-2 Solutions technologiques

Trois axes de recherche principaux ont permis d'améliorer la durée de vie des aubes mobiles et d'augmenter fortement la température d'entrée turbine :

- Le développement de nouveaux alliages ;
- Le refroidissement des aubes ;
- Le dépôt de revêtements protecteurs.

Nous allons expliquer brièvement les progrès effectués dans ces trois domaines.

I-1-3 Nouveaux alliages

Dans les années 1930, lorsqu'apparaissent les premiers turboréacteurs, les superalliages existent déjà. Ils ont été découverts par Bedford, Pilling et Merica en 1929 (Sims et al, 1987), dans le cadre des recherches sur les alliages résistants à la corrosion (aciers inoxydables austénitiques notamment). Ces chercheurs ont constaté que l'adjonction de faibles quantités de titane et d'aluminium à un alliage nickel-chrome "80/20" engendrait une augmentation significative de la résistance en fluage. Dès lors, les superalliages connaissent un fort développement, suscité principalement par les progrès de l'aviation militaire. Les recherches sur de nouvelles compositions

chimiques d'alliages et de nouveaux modes d'élaboration sont très importantes dans les années 1950 et 1960. A cette époque, les aubes sont encore pleines et non-revêtues, et l'augmentation de la TET n'est due qu'aux progrès des alliages structuraux. Dans les années 1960, la technique du refroidissement des aubes apparaît, mais le développement de nouveaux alliages se poursuit intensément, grâce à la croissance du secteur aéronautique. C'est à cette époque qu'apparaissent les superalliages à microstructure colonnaire, obtenus par solidification dirigée (Versnyder et Guard, 1960). Versnyder et ses collaborateurs (Pratt & Whitney) contribuent très fortement aux progrès dans ce domaine. A la fin des années 1960, les premiers revêtements protecteurs apparaissent (alumine). C'est en 1970 que naissent les premiers superalliages monocristallins, qui repoussent encore les limites de la résistance en fluage (Versnyder et Shank, 1970). A partir de 1975-1980, les superalliages monocristallins à la composition chimique dédiée apparaissent. Ils connaissent jusqu'à aujourd'hui un grand succès pour l'application aubes de turbines, notamment pour les moteurs militaires et les nouvelles turbines terrestres à haut rendement.

I-1-4 Refroidissement

La technique du refroidissement est apparue au début des années 1960. L'idée est d'évider les aubes jusqu'alors massives pour faire circuler de l'air froid sous pression à l'intérieur. L'air froid est prélevé au niveau du compresseur. Avec les progrès de l'aérothermique, ces systèmes évoluent, jusqu'à l'élaboration de techniques très élaborées ("film cooling"), qui nécessitent un réseau complexe de circulation de l'air à l'intérieur des aubes, et de nombreuses perforations, notamment au bord d'attaque et au bord de fuite (figure 3). Cette technique a deux inconvénients : les trous de refroidissement induisent des concentrations de contraintes propices à l'amorçage de fissures et le rendement aérodynamique est altéré par la présence d'un film d'air à la surface de l'aube (Sims et al. 1987). De plus, l'usinage laser des trous de refroidissement engendre des microfissures. Néanmoins, les avantages en termes de refroidissement et de gain en TET surpassent ces inconvénients.

I-1-5 Revêtements protecteurs

Durant les premières années du développement des superalliages, les températures d'entrée turbine étaient beaucoup plus basses qu'elles ne le sont actuellement. Ainsi, la formation d'oxyde de chrome Cr_2O_3 suffisait à protéger l'alliage des gaz oxydants. Puis, avec l'augmentation de l'oxydation due à l'élévation des températures, il devint nécessaire d'améliorer la protection des alliages. C'est ainsi qu'on se mit à diminuer la concentration de chrome (de 18% à 15%, voire 10%) au profit de celle d'aluminium (jusqu'à 5%), qui forme un oxyde



Figure 3 : Aube de turbine HP et ses trous de refroidissement.

Al_2O_3 , l'alumine, plus stable que Cr_2O_3 (avec le bénéfice supplémentaire d'accroître la quantité de O). Cependant, les températures continuant à augmenter, le phénomène de corrosion à chaud devint problématique, car il altère la couche d'oxyde protectrice. Or l'optimisation de la composition chimique destinée à accroître la résistance à l'oxydation ne peut se poursuivre sans causer une dégradation des propriétés mécaniques. C'est pourquoi les premiers revêtements destinés à protéger le superalliage de la corrosion apparaissent à la fin des années 1960. Il s'agit d'un dépôt de superalliage à base de fer, cobalt ou nickel, dont la composition est subtilement

étudiée pour optimiser la formation d'oxydes d'aluminium très résistants. Ces revêtements vont continuer à être améliorés jusqu'aux couches protectrices actuelles, de type MCrAlY ou Y désigne l'élément yttrium, et M désigne soit le nickel, soit le chrome, ou bien les deux. Un immense pas est franchi lorsque les barrières thermiques (BT) apparaissent à la fin des années 1970, initialement pour protéger les chambres de combustion. Il s'agit d'oxydes épais (tels l'oxyde d'yttrium Y₂O₃ stabilisé avec de la zircone ZrO₂) qui permettent de diminuer la température du substrat, autorisant ainsi une augmentation de la TET et une diminution de l'endommagement. Actuellement, tous les composants soumis aux hautes températures sont revêtus de couches protectrices, voire de barrières thermiques. C'est un sujet de recherche très important, l'écaillage des revêtements pouvant engendrer la ruine très rapide de la pièce.

Ces travaux de recherche en aérothermique, mécanique et matériaux ont permis, entre 1970 et 1990, d'augmenter la TET de cinq degrés par an en moyenne, apportant des gains substantiels en performances et en consommation. Actuellement, la température d'entrée turbine est nettement supérieure à la température de la fusion du superalliage des aubes (TET du M88-2 : 1577°C ; T_f de l'AM1 : 1362°C (Hanriot, 1993)). La recherche se poursuit donc sur ces pièces chaudes, dans les domaines du développement de nouveaux alliages, du refroidissement des aubes, et des revêtements protecteurs.

I-1-6 Spécificités des turbines aéronautiques et terrestres

Même si les turboréacteurs et les turbines terrestres à gaz reposent sur le même principe thermodynamique, il existe des différences importantes entre ces deux technologies du point de vue des conditions de fonctionnement. Turbines aéronautiques les superalliage monocristallins sont majoritairement utilisés dans les turboréacteurs pour applications militaires (combat). Ainsi, l'alliage AM1 a été développé conjointement par Snecma, l'ONERA, l'École des Mines de Paris et IMPHY S.A. (brevet de 1983), pour le moteur M88 destiné au Rafale. Ce moteur a évolué et est actuellement dénommé M88-2 (figure 4). Dans ce type d'application, les cycles de fonctionnement sont de courte durée, mais complexes. Des écarts de température et de régime extrêmes importants s'enchaînent rapidement lors d'une

mission. Ainsi, le décollage est une phase critique qui voit la température d'entrée turbine passer de l'ambiante à plus de 1500°C, et le régime moteur passer de 0 à 16000 t/min. Le matériau des aubes est donc sollicité en fatigue oligocyclique an isotherme. Durant un vol, la température du superalliage peut atteindre 1100°C, avec une température moyenne de 950°C. Il convient d'ajouter que la densité est un facteur important dans le cas de pièces aéronautiques. Ainsi, une forte concentration en rhénium (3 à 6 % massique) augmente la masse volumique, qui passe d'environ 8 g/cm³ à 9 g/cm³. Bien que les monocristaux de superalliages à base de nickel soient principalement utilisés dans les moteurs militaires, de nombreux constructeurs commencent à les employer dans leurs moteurs civils, avec à la clé un meilleur rendement. Ceci signifie que les alliages doivent être adaptés à des conditions d'utilisation différentes : régime de croisière, périodes de fonctionnement plus longues (notamment avec le développement des vols longs courriers). D'où la nécessité de s'intéresser aussi à l'endommagement de fluage.

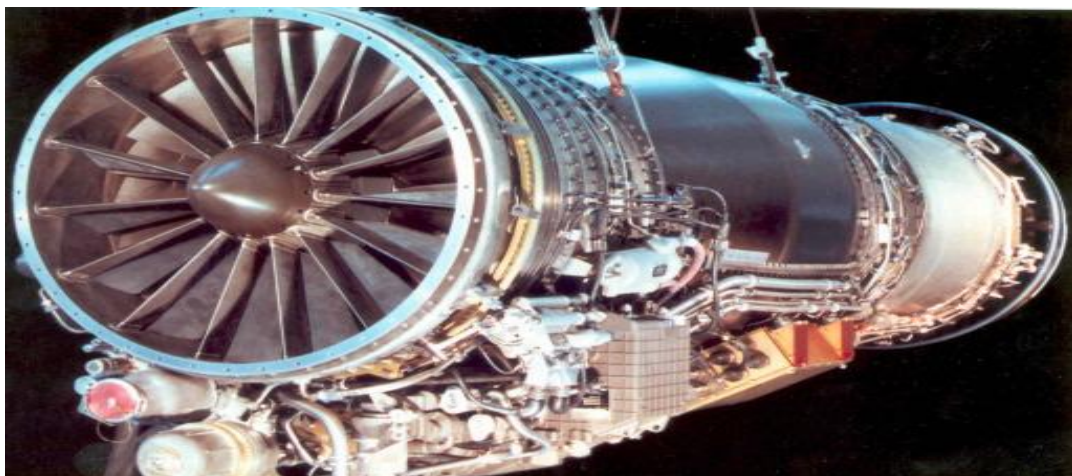


Figure 4 : Turboréacteur M88-2 équipant le Rafale.

I-1-7 Turbines terrestres

Les turbines terrestres, appelées aussi turbines industrielles à gaz, ont pour fonction de produire de l'électricité. Le rendement est donc un facteur dextrement important, qui a d'importantes répercussions sur le coût de l'énergie électrique produite. Le rendement global, qui atteint près de 40% pour une turbine simple, peut être porté à 65% grâce au cycle combiné. Cette technique consiste à disposer un échangeur à la

sortie de la turbine, qui va récupérer les gaz encore assez chauds (450 `a 500°C) pour produire de la vapeur et alimenter une turbine à vapeur. A l'extrême, en plaçant des dispositifs de refroidissement de l'air en entrée et de récupération de chaleur en sortie, on peut atteindre des rendements de 85%. Siemens Power génération produit une gamme étendue de turbines industrielles. La dernière génération offre des puissances plus importantes et un rendement accru (figure 5). Les aubes de turbine mobiles figurent parmi les pièces les plus critiques dans ce type de machine. C'est la raison pour laquelle Siemens utilise le superalliage monocristallin PWA1483 pour fabriquer les aubes haute pression des premier et deuxième étages, en dépit du cout très élève du matériau. Il existe des différences avec les turboréacteurs :

- Les durées de fonctionnement continu sont plus longues, tout comme les durées de vie désirées. Le fluage est donc prépondérant ;
- Les puissances mises en jeu sont beaucoup plus importantes : de 4 mégawatt a plus de 250 mégawatt (un turboréacteur a une puissance d'environ 40 mégawatt) ;
- Les températures sont généralement plus basses : la température d'entrée turbine est de 1350°C maximum, ce qui correspond a une température extradados de 850-950°C et a une température intrados de 600-700°C ;
- Les vitesses de rotation plus faibles : 3000 à 4000 t/min, contre 16000 t/min pour le M88-2 ;
- Le critère de la densité est moins critique, les pièces n'étant pas susceptibles de voler.

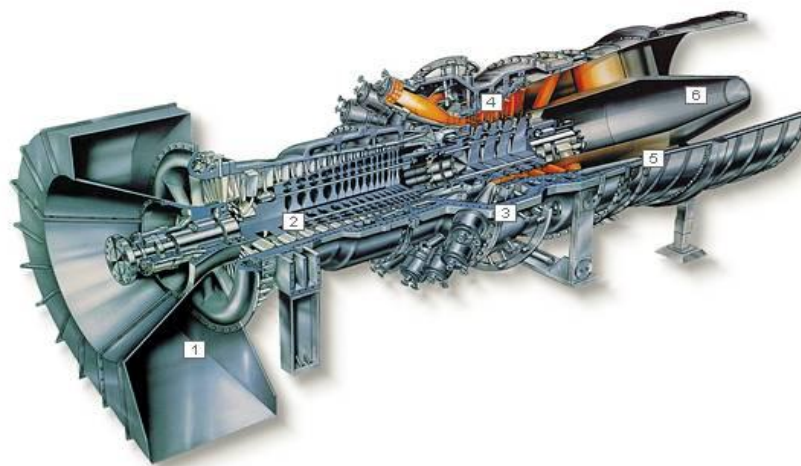


Figure 5 : Turbine à gaz Siemens Power Génération.

I-2 Les superalliages à base nickel

I-2-1 Introduction.

Le terme « superalliages » fut utilisé pour la première fois peu de temps après la Seconde Guerre mondiale pour décrire un groupe d'alliages résistant à des températures élevées pour une utilisation dans les moteurs à turbine d'avions. Cependant, c'est dès le 19^{ème} siècle que commence l'histoire des superalliages, avec l'élaboration des premiers alliages Ni-Cr-Mo par l'anglais Charles Parsons lui permettant d'améliorer les performances de ses turbines à vapeur [2]. Une définition de ces alliages a été donnée par Chester T. Sims en 1972 [3] : « *Un superalliage est un alliage basé sur les éléments du groupe VIII B, développé pour une utilisation à température élevée, combinant résistance mécanique et stabilité de surface* ». Ainsi, les superalliages actuels, essentiellement à base nickel, cobalt et fer, sont des alliages complexes présentant d'excellentes propriétés mécaniques (notamment en fluage et fatigue) à hautes températures (au-delà de 0,7 fois leur température de fusion (T_f)), métallurgiquement stable, ils possèdent une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud. Abondant et produit en France (Nouvelle Calédonie), utilisés dans un premier temps dans les moteurs d'avion, leur utilisation s'est étendue à de nombreux autres domaines : turbines aéronautiques et terrestres principalement, mais aussi industries pétrolières et gazières, moteur de fusées, industrie nucléaire, outils, accessoires médicaux... où ils sont soumis à des températures élevées et des sollicitations mécaniques sévères [4].

Parmi les différentes familles de superalliages, les superalliages à base Ni qui sont utilisés principalement dans les parties chaudes des turbines (disques, aubes, ...), présentent une grande diversité tant en termes de composition qu'en termes de microstructure. Les premiers superalliages à base Ni ont été obtenus à partir de l'alliage nickel-chrome « 80/20 » (le Nimonic 80) à la fin des années 20 aux États-Unis par Bedford, Pelling et Merica en ajoutant une faible quantité d'aluminium et de titane [5]. Depuis, afin de répondre aux exigences de plus en plus extrêmes imposées par les motoristes, des améliorations n'ont cessé d'être réalisées sur ces alliages en jouant sur les compositions chimiques ainsi que sur les techniques d'élaboration et les traitements thermiques. Une description non exhaustive de l'influence des principaux

paramètres d'élaboration (composition chimique, techniques d'élaboration) sur les caractéristiques (microstructure et propriétés) des superalliages à base Ni est exposée dans les paragraphes suivants [6].

I-2-2 Conception et élaboration des superalliages à base Ni

Diverses étapes sont nécessaires en fonction des propriétés recherchées : en premier lieu, une optimisation de la composition chimique afin de définir les phases souhaitées ; un choix de procédé d'élaboration (voie classique ou métallurgie des poudres) ; puis pour finir un enchaînement de traitements thermiques, étape critique car elle influe directement sur la microstructure de l'alliage et par conséquent sur ses propriétés mécaniques [7].

I-2-3 Influence de la composition chimique sur la structure et les Propriétés

Les superalliages à base Ni sont des matériaux possédant une matrice dite γ , phase de type austénitique, qui est une solution solide de structure cubique à face centrée désordonnée à base de Ni contenant généralement des éléments d'additions (en substitution) contribuant à son renforcement tels que Co, Cr, Mo, et W (Figure 1) [8]. En effet, les rayons atomiques différents de ces éléments de substitution provoquent une distorsion du réseau impliquant une augmentation de la résistance au glissement des dislocations.

Suivant le type de superalliage, cette matrice est généralement renforcée par la précipitation d'une seconde phase dite γ' , qui est une phase stable de formule chimique $Ni_3(Al,Ti,Ta)$ [4], [8],[9]. Cette phase est un composé intermétallique dérivé de la structure cubique à faces centrées : au centre des faces de la maille cubique, on trouve les atomes de nickel ou ceux des éléments de substitution (Cr, Co, Mo, W) et sur les sommets les atomes d'aluminium ou ceux des éléments de substitution (Ti, Ta, Nb). Cet arrangement atomique correspond à la structure ordonnée, dénommée L12 (« notation Strukturbericht ») [10]. Cette phase présente un faible écart de paramètre de maille avec celui de la matrice γ lui autorisant une certaine cohérence avec celle-ci (Figure 1).

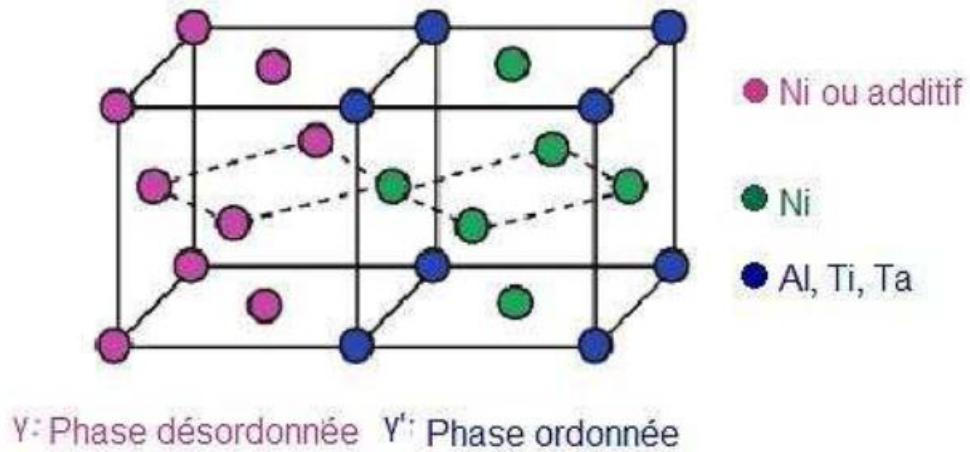


Figure 1 : Représentation schématique des principales phases dans les superalliages à base Ni [11]

En agissant sur la composition chimique de l'alliage, on peut obtenir des précipités autres que ceux de phase- γ' , qui participent eux aussi au renforcement de la matrice. Parmi ces phases, on trouve par exemple la phase γ'' qui est une phase métastable, ordonnée, de composition Ni_3Nb , de structure quadratique centrée de type DO_{22} ou bien la phase- δ , également appelée- β , de structure orthorhombique de type DO_a , qui est la phase stable de Ni_3Nb [12]. Les superalliages à base Ni peuvent également être renforcés par la présence de carbures, nitrures et/ou de borures précipitant préférentiellement aux joints de grains. Le renforcement est observé à basse température si la fraction volumique des carbures/borures n'est pas trop importante. Dans le cas contraire, cela peut avoir une influence néfaste sur la vitesse de fluage ainsi que sur la résistance à la rupture [3]. Parmi les carbures, deux catégories se distinguent : les carbures primaires de formule MX (où $\text{M} = \text{Ti}, \text{Nb}, \text{Mo}, \dots$ et $\text{X} = \text{C}, \text{N}$) et les carbures dits secondaires de formule M_6C , M_7C_3 et M_{23}C_6 pouvant être favorisés en fonction de la composition de l'alliage et notamment de la teneur en Mo, W, et Cr. Ces carbures étant riches en Ni, Nb, Mo, Cr, leur précipitation s'accompagne souvent d'un appauvrissement important de la matrice environnante en éléments d'alliage tels que Cr et Nb [13]. L'ajout d'éléments d'addition permet donc le renforcement de la phase γ directement par solution solide ou bien par le biais de la formation de précipités d'autres phases (voir Tableau 1).

Éléments	Effets positifs recherchés	Effets négatifs
Cr	Renforce la phase γ , améliore la résistance à la corrosion à chaud et à l'oxydation, formation de carbures M ₂₃ C ₆	Formation de carbures M ₂₃ C ₆ *, favorise la formation de TCP
Mo	Renforce la phase γ , formation de carbures M ₆ C et MC*	Formation de carbures M ₆ C et MC*, augmente la densité
W	Renforce la phase γ	Favorise la formation de TCP, augmente la densité
Ta	Renforce la phase γ' , améliore la résistance à l'oxydation, formation de carbures MC*	Formation de carbures MC*, augmente la densité
Ti	Renforce la phase γ' , formation de carbures MC*	Formation de carbures MC*
Al	Précipitation de la phase γ' , améliore la résistance à l'oxydation.	
Nb, V	Renforce la phase γ' , précipitation des phases γ'' et δ , formation de carbures MC*	Formation de carbures MC*
Co	Renforce la phase γ' , augmente le solidus et peut augmenter ou diminuer le solvus.	
Re	Renforce la phase γ' , ralentit la déstabilisation de la structure γ/γ'	Augmente la densité
C	Formation de carbures*	Formation de carbures*
B, Zr	Améliore la résistance à la ductilité des joints de grains, inhibe la croissance des carbures.	

Tableau 1 : Rôle des principaux éléments d'addition dans les superalliages à base Ni [14]
 (*) La formation de carbures au sein de ces matériaux est complexe tant en nature, forme Taille et localisation (inter-intra granulaire).

Cependant, l'ajout de certains éléments conduit à une augmentation de densité de l'alliage, voire s'ils sont utilisés en excès, à une sursaturation, pouvant être à l'origine de la formation de phases topologiquement compactes (TCP). La plus connue est la phase σ et leur composition peut s'écrire $(Cr, Mo)_x (Ni, Co)_y$ où x et y peuvent varier de 1 à 7. Elles précipitent sous forme de fines plaquettes à partir des joints de grains. De par leur forme et leur grande dureté, ces phases constituent un site préférentiel d'amorçage de fissures et elles sont connues pour conduire à un affaiblissement de la résistance mécanique de l'alliage et de sa ductilité. De plus, leur formation appauvrit la matrice en éléments durcissant et par conséquent, ces deux effets conjugués conduisent à une baisse de la durée de vie en fluage et en fatigue [10].

I-2-4 Évolution des procédés d'élaboration et influence sur les propriétés des superalliages

La composition chimique à elle seule ne suffit pas à déterminer les propriétés finales de l'alliage. Seule sa conjonction avec des procédés d'élaboration et de traitements thermiques adaptés permet un contrôle fin de la microstructure (taille et orientation des grains, distribution, taille et morphologie des précipités, ...) : les choix des procédés et des paramètres utilisés sont donc fondamentaux pour l'optimisation des superalliages et n'ont cessé d'être améliorés.

Jusqu'aux années 1970, les superalliages se présentaient uniquement sous forme de polycristaux élaborés par voie conventionnelle ou bien par métallurgie des poudres. L'élaboration conventionnelle s'effectue par fusion au four à induction sous vide (VIM : Vacuum Induction Melting) suivie par une nouvelle fusion au four à électrode consommable sous vide (VAR : Vacuum Arc Remelting) ou bien sous laitiers pour les lingots devant être corroyés¹ [13]. Concernant la métallurgie des poudres, le processus de mise en œuvre le plus utilisé est le filage à la presse à partir de poudres, menant à l'obtention de billettes qui seront ultérieurement forgés par forgeage isotherme. [15]

Afin d'obtenir une microstructure répondant aux objectifs souhaités, les propriétés des superalliages sont optimisées par un traitement thermique ultérieur consistant en une mise en solution de la (ou des) phase(s) durcissante(s), suivie d'un ou deux paliers de

vieillessement. Ce traitement, utile pour homogénéiser chimiquement agit essentiellement sur la taille des grains et sur la répartition des phases durcissantes. Il existe deux familles courantes de traitements de mise en solution [16]

- mise en solution subsolvus, à une température inférieure à la température de dissolution des précipités γ' , ces précipités subsistent alors aux joints de grains. La mise en solution est alors partielle car seuls les précipités γ' intra granulaires sont dissous. 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' et la température de brûlure de l'alliage. La mise en solution est alors totale. Ce traitement permet de dissoudre les précipités γ' , entraînant le grossissement de la taille de grains. La tenue en fluage est alors améliorée

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.

Les traitements de vieillissement (placement des alliages à des températures comprises entre 600 et 800°C pour des durées allant typiquement de quelques heures à quelques dizaines d'heures) ont pour but de précipiter le maximum de phases durcissantes, de carbures et de borures et d'optimiser leur morphologie. L'objectif est d'obtenir des précipités stables pour des applications de longues durées.

Au cours des dernières décennies, les procédés d'élaboration des superalliages à base Ni ont considérablement évolué : ils confèrent à ces derniers des températures d'utilisation plus élevées ainsi qu'une durée de vie en fluage à une température donnée nettement améliorée comme l'illustre la Figure 2 [4]. Par exemple, le passage des alliages poly cristallins à grains équiaxes aux alliages poly cristallins obtenus par solidification dirigée colonnaire (dans les années 1960) puis aux alliages monocristallins (dans les années 1970 et 1980), a permis d'éliminer les joints de grains transverses à la direction principale de sollicitation mécanique qui étaient des sites privilégiés d'initiation de fissures (Figure 3). Une meilleure résistance en fluage

a ainsi été obtenue [17].

Dans le cas des alliages monocristallins, élaborés à l'aide d'un procédé dit de BRIDGMAN, le retrait de certains éléments comme le carbone, le zirconium ou le bore a conduit à l'augmentation des températures d'utilisation et une meilleure homogénéisation de la microstructure [18]. Différentes générations de superalliages monocristallins ont vu le jour [19], se différenciant selon leurs éléments d'addition et leurs quantités et non des propriétés intrinsèques des alliages. La 1ère génération se caractérise par la présence de Cr, Co, Mo, W, Al, Ti, Ta, Nb et V. Au sein de cette génération, les principales différences de composition chimiques proviennent de leur concentration en éléments réfractaires, comme W, Mo ou Ta, leur permettant d'augmenter la durée de vie en température. Les alliages de 2^{de} génération se caractérisent par une composition en Re pouvant aller jusqu'à 3% massique. La présence de cet élément permet de réduire la cinétique de coalescence de la phase γ' , durcir la matrice et également augmenter l'écart paramétrique (différence de paramètre de maille entre les phases γ et γ') entre les phases γ et γ' améliorant la résistance au fluage et à la fatigue à haute température. La 3^{ème} génération peut contenir jusqu'à 6% massique de Re ce qui commence à poser des problèmes comme la formation de phases fragiles plus facilement au sein de la matrice ou bien l'apparition de grains parasites. La 4^{ème} génération de superalliages se caractérise par le remplacement partiel de Re par du Ru afin d'améliorer la stabilité microstructurale de l'alliage. En effet, en présence de Re, le Ru évite la formation de ces phases fragiles. Cependant, au fur et à mesure de l'ajout de ces éléments, la teneur en Cr dans ces alliages n'a cessé de diminuer impliquant une diminution de la résistance à la corrosion et à l'oxydation à haute température [20]. La 5^{ème} génération de superalliages se caractérise par conséquent en une augmentation de sa concentration en Cr. mais également par ses teneurs en Re et Ru ajustées afin d'obtenir un désaccord paramétrique élevé afin de combiner à la fois résistance au fluage et à la fatigue et résistance à la corrosion et à l'oxydation à haute température.

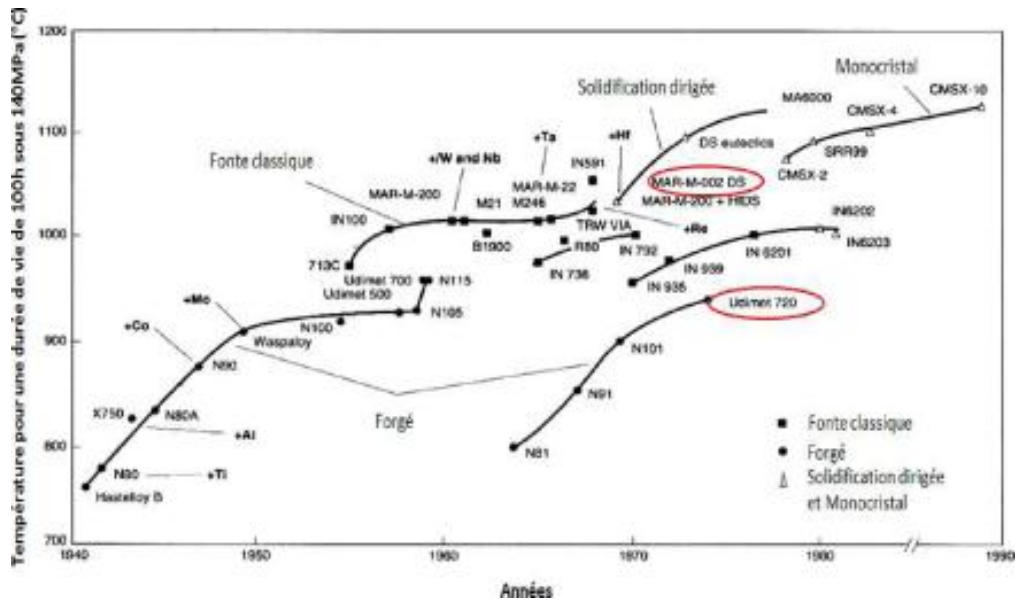


Figure 2 : Évolution de la tenue en fluage des superalliages depuis leur émergence dans les années 1940 [2] ; deux d'entre eux (entourés en rouge) seront utilisés pocette étude

I-3 Élaboration du superalliage Udimet 500

I-3-1 Matériau

L'Udimet 500 est un superalliage à base de nickel renforcé par précipitation cohérente de la phase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$) dans la matrice austénitique γ (cubique à face centrée). Ces précipités γ' possèdent une structure cfc ordonnée de type L12 où le nickel occupe le centre des faces du cube et le titane et l'aluminium les sommets du cube (figure I-1) :

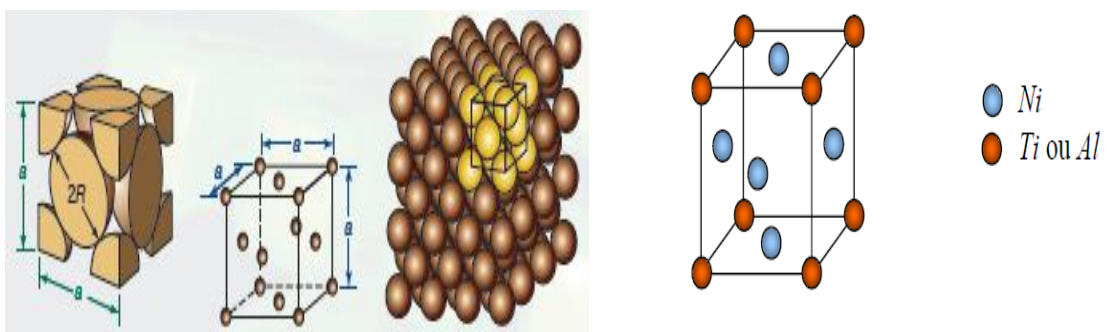


Figure I-1 : Structure L12 des précipités γ'

La nuance de base du matériau étudié est l'Udimet 500 LI, où LI signifie « Low-Interstitial » car les teneurs en carbone et en bore sont limitées. Cette spécificité permet de limiter la formation de carbures et de borures en liserés lors du vieillissement thermique de l'alliage, et ainsi d'éviter sa fragilisation. La composition chimique de l'Udimet 500 LI est présentée dans le tableau I-1.

Ni	Cr	Co	Ti	Al	Mo	Fe	C
Bal	17.9	17.2	3.0	3.0	4.0	2.1	0.11

Tableau I-1 : Composition de l'Udimet 500 LI (% massique) [21]

On remarque que l'alliage présente un fort taux de chrome, ce qui lui confère une bonne résistance à l'oxydation. La teneur en chrome a été cependant réduite dans l'Udimet 500 LI pour limiter la formation de la phase- σ , fragilisante de par sa structure en plaquettes constituées de couches atomiques denses séparées par des distances interatomiques importantes. Cette phase appelée « topologiquement compact » (TCP) a pour effet de dégrader les propriétés du matériau à haute température. Parmi les éléments d'addition, on peut noter également le molybdène et le tungstène qui procurent un durcissement par solution solide, le cobalt qui augmente la température de mise en solution de la phase γ' [21] et procure également un durcissement par solution solide. Le carbone, le bore et le zirconium permettent quant à eux d'augmenter les propriétés à chaud du matériau notamment celles des joints de grains. Élaboration de disques de turbine en Udimet 500 Actuellement, la principale voie d'élaboration de disques de turbine en Udimet 500 est la voie par coulée puis forgeage. Ce procédé est essentiellement employé dans l'aéronautique pour fabriquer des disques de turbomachine de petite dimension. On peut noter par exemple l'utilisation par la société Turboméca de disques en Udimet 500 forgé dans l'étage basse pression du turbomoteur Arriel pour hélicoptère, la commercialisation par Rolls-Royce de plusieurs moteurs équipés de disques de turbine en U500 forgés comme le AE3007, le AE2001, ou bien encore le AE1107 employé sur des avions ou sur des hélicoptères [Jain 2000].

Depuis quelques années la voie d'élaboration par Métallurgie des Poudres est en cours de développement pour l'Udimet 500. Dans ce chapitre, nous présentons les

différentes étapes mises en jeu dans les procédés classiques de fabrication de disques de turbine en Udimet 500 par coulée puis forgeage et d'élaboration par Métallurgie des Poudres [Raisson 2004]. L'élaboration par coulée puis forgeage La première étape consiste à mettre en place la chimie de l'alliage. Les différents éléments d'addition sont incorporés à l'alliage de base qui est fondu sous vide par induction (VIM pour Vacuum Induction Melting). Le matériau est ensuite refondu par ESR (Electro Slag Remelting) et VAR (Vacuum Arc Remelting). Cette étape permet d'améliorer la propreté du matériau, de le dégazer et de le rendre plus homogène.

Dans l'opération suivante, le lingot va subir différentes séquences de recuit et forgeage à chaud sous presse hydraulique. L'objectif de cette étape est d'affiner et d'homogénéiser la microstructure et de mettre en forme la billette, avant la dernière opération de forgeage. A ce niveau, la pièce subit une série d'inspections (analyse chimique, observation de la microstructure, analyse par ultrasons). Après contrôle du matériau, celui-ci subit la dernière étape de forgeage au terme de laquelle la préforme du disque est fixée. Les traitements thermiques sont ensuite réalisés pour mettre en place la microstructure finale. Le matériau est ensuite contrôlé avant que la pièce subisse l'usinage final. Avec cette technique, il est difficile de réaliser des disques possédant un diamètre supérieur à 1 m. Lorsque la pièce est trop massive, le risque de macro-ségrégations chimiques augmente. Quand on observe la microstructure d'un Udimet 500 forgé sur lequel un traitement thermique de grossissement de grain a été appliqué, on remarque parfois des hétérogénéités à l'échelle du grain, telles que des bandes de gros grains alternant avec des bandes de petits grains (figure I-2). L'origine de cette structure en bande se trouve dans les légères variations de composition du matériau. En effet, les hétérogénéités chimiques ont pour effet de faire varier la température de dissolution des γ' au sein du matériau. Lors du forgeage, les précipités γ' s'alignent sur les lignes de déformation puis, quand on applique le traitement de grossissement de grain, les zones où les précipités se dissolvent en premier connaissent une croissance de grain plus rapide que les zones où la température de dissolution des γ' est plus élevée et où les joints de grains restent ancrés sur les précipités γ'

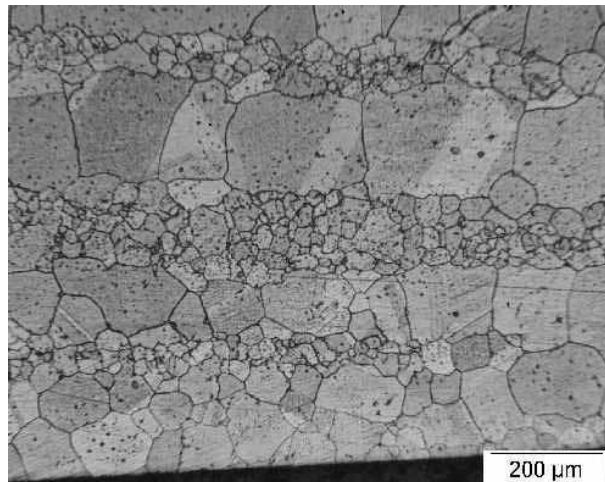


Figure I-2 : *Microstructure hétérogène d'un Udimet 500 Forgé [24]*

L'élaboration par métallurgie des poudres et Compression Isostatique à Chaud
Pour limiter les hétérogénéités et les problèmes de macro-ségrégation rencontrés lors de l'élaboration de grosses pièces par coulée puis forgeage, la voie d'élaboration par métallurgie des poudres (MdP) a été envisagée. En 2006, certains moteurs aéronautiques sont équipés de disques de turbine en superalliage élaboré par métallurgie des poudres ; c'est le cas du M88 turbomoteur du Rafale dont les disques sont en N18 ou du GE90 moteur civil équipant les Boeing 777 dont les disques sont en René88. Dans le cas de l'Udimet 500 la voie métallurgie des poudres est en cours de développement. Nous allons présenter les grandes étapes mises en jeu dans la réalisation d'un disque en Udimet 500MdP. Ces étapes sont présentées sur
La figure I-3.

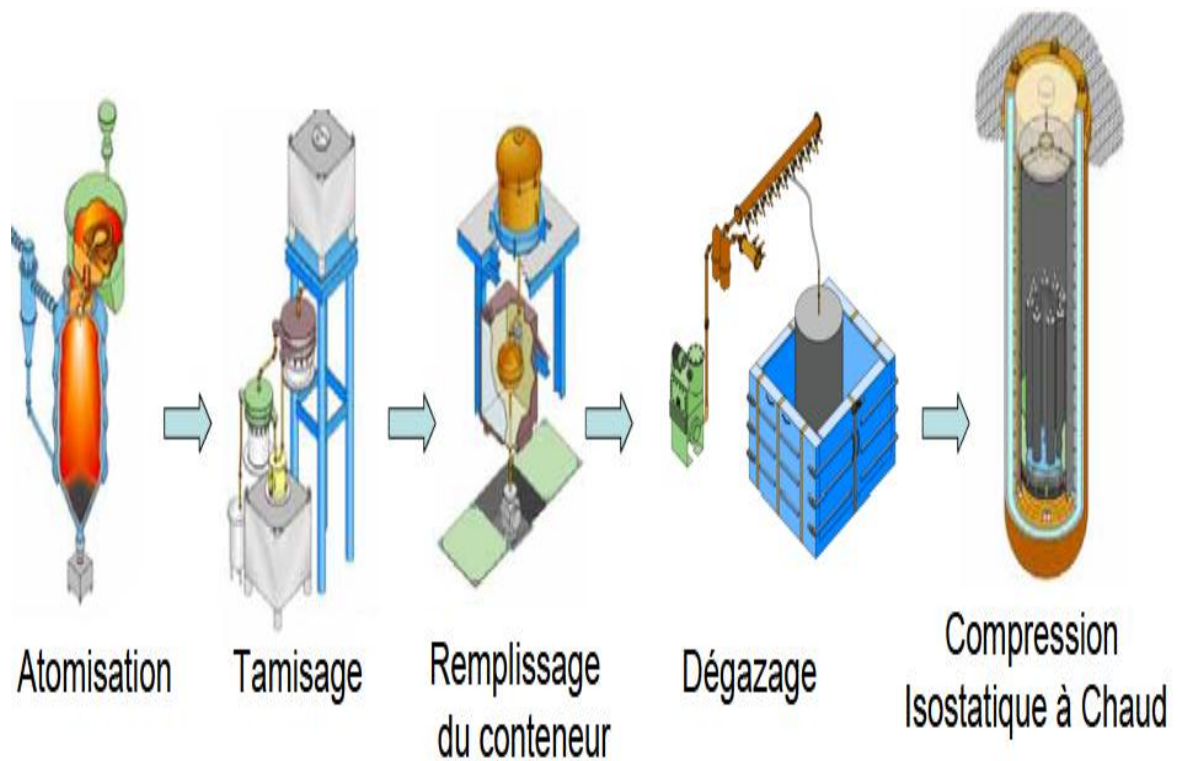


Figure I-3 : Étapes de l'élaboration par MdP et Compression Isostatique à Chaud (CIC) [21]

L'élaboration commence par la production de la poudre. Il existe plusieurs procédés mais le plus employé pour produire des poudres de superalliage est l'atomisation sous argon. Au début de l'opération la composition chimique de la poudre est fixée lors de l'élaboration par VIM du matériau à atomiser. L'atomisation proprement dite est ensuite réalisée en désintégrant le métal liquide par le biais d'un jet de gaz sous pression. Sous l'effet de la tension de surface, les gouttes de métal prennent une forme sphérique qui sera conservée après solidification. La taille des poudres est ensuite sélectionnée par tamisage. Plus les mailles du tamis sont larges, plus la taille possible des particules contaminants est importante. Avant l'atomisation sous argon le métal en fusion peut contenir des particules de céramique arrachées au creuset. Celles-ci peuvent se retrouver dans la poudre et au final dans le matériau densifié et affecter fortement les propriétés mécaniques de l'alliage, notamment en fatigue. La poudre est donc tamisée pour éliminer les particules les plus grosses. La poudre est ensuite placée dans un conteneur par l'intermédiaire d'un queusot et dégazée. Une fois le queusot soudé, le conteneur va subir une Compression Isostatique à Chaud (CIC). Le conteneur est ensuite éliminé par dissolution chimique et usinage.

Après inspection, une étape de forgeage ou d'extrusion est éventuellement réalisée pour mettre aux dimensions la pièce puis le matériau subit les traitements thermiques permettant de mettre en place la microstructure finale. La pièce est ensuite contrôlée puis usinée. Un exemple de microstructure d'Udimet 500 élaboré par métallurgie des poudres est présenté en figure I-4. Avec cette voie d'élaboration, la microstructure est plus homogène et les risques de macro-ségrégation sont éliminés. Cependant la taille de grain relativement faible est difficilement modulable par traitement thermique conventionnel. Après un traitement thermique supersolvus de grossissement de grains appelé traitement CR pour Creep Résistant, un matériau forgé peut présenter une taille de grain pouvant atteindre 350 μm [25] [24]. Dans le cas d'une élaboration par métallurgie des poudres, après le même traitement, les joints de grains restent bloqués sur la surface des anciennes particules de poudre [26] et la taille de grain ne dépasse pas 30 μm . Du fait de cette taille de grain plus faible, les propriétés en fluage de l'Udimet 500 MdP sont inférieures à celles du même alliage forgé.

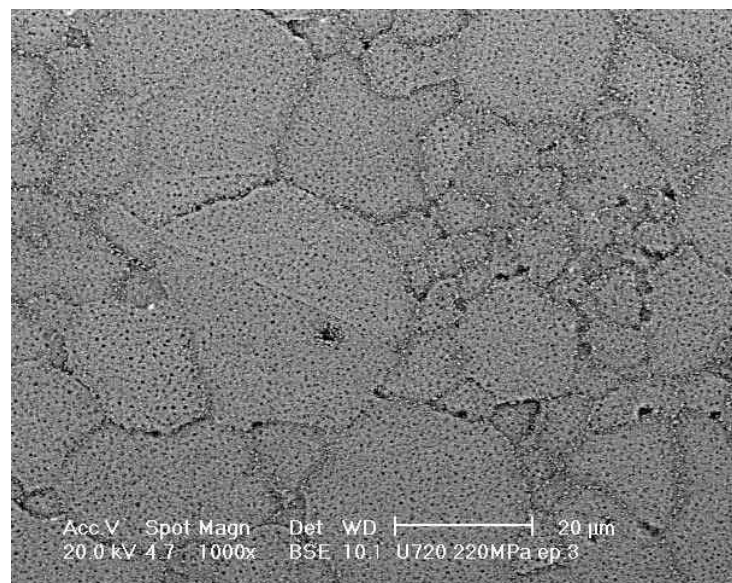


Figure I-4 : Microstructure classique de l'Udimet 500 élaboré par Métallurgie des Poudres et CIC [26]

I-3-2 Lames de turbine

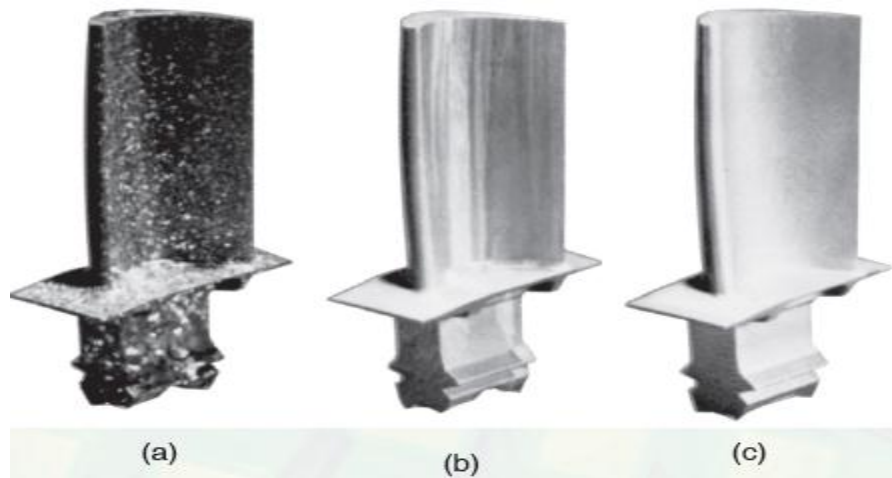


Figure 3.1 : lames de turbines pour des réacteurs,

La figure 3.1 lames de turbines pour des réacteurs, construites par trois méthodes différentes :

- (a) a par convention moulé ;
- (b) a directionnellement solidifié, avec les grains colonnaires, comme peut être vu des stries verticales ; et
- (c) monocristal. Bien que plus chères, les lames monocristallines ont des propriétés à températures élevées qui sont supérieures à ceux d'autres lames. Source : Courtoisie des technologies unies Pratt et Whitney.

(CHAPITRE II)

I I-1 Le superalliage à base de Nickel UDIMET 500

I I-1-1 Abstrait

Le superalliage à base de Nickel UDIMET 500 indique une bonne résistance à la corrosion à chaud, une grande stabilité et une résistance à des températures élevées et pour cette raison l'alliage est utilisé dans la fabrication de turbines à gaz composants chauds. UDIMET 500 est utilisé dans la fabrication des deuxièmes lames de scène de haute puissance turbines à gaz. La microstructure se compose principalement, de l'austénite γ -MATRIX Et ordonné et cohérent γ' Précipite et également des carbures dispersés dans la matrice. L'alliage gagne sa microstructure et la force appropriée à travers le mécanisme de durcissement par précipitation. Le cycle de traitement thermique consiste de trois étapes : homogénéisation, solution partielle et le vieillissement. Paramètres de traitement thermique, tels que : le temps et la température d'homogénéisation, partielle la solution et le vieillissement des températures et la vitesse de refroidissement à partir des températures d'homogénéisation et de solution affectent la microstructure de l'alliage. Parmi ces paramètres taux de refroidissement de la solution partielle est la plus efficace. Par conséquent, dans cette recherche, les effets de la vitesse de refroidissement sur la microstructure et propriétés mécaniques telles que : la traction, le fluage et la dureté ont été étudiés. A cet effet, six vitesses de refroidissement différentes ont été appliqués sur le plâtre UDIMET 500 spécimens après solution partielle au 1080 °C pendant 4 h. Microstructures des spécimens ont ensuite été étudiés à l'aide optique et électronique microscopie. Essais de traction et de fluage ont été réalisés à des conditions différentes. Il a été constaté que, avec le taux le pour cent en volume de plus en plus de refroidissement du γ' des précipités diminue. En outre, il a été montré que la taille, la forme et la fraction volumique de γ' primaire - les particules sont

largement influencées par le refroidissement taux suivant homogénéisation et traitements partiels de la solution.

II-1-2.Introduction

Les superalliages à base de Ni avec plusieurs phases complexes et microstructures sont stables à des températures élevées et cette caractéristique est la principale raison de l'utilisation de ces matériaux dans les critiques et les conditions de service sévères. L'UDIMET superalliage Ni-500 de base est utilisé dans la fabrication. Des secondes lames de scène de turbines à gaz de grande puissance. Les lames travaillent à l'état critique de fluage, la corrosion et fatigue pendant plus de 90 000 h. L'alliage nécessite une bonne physique, propriétés mécaniques et de corrosion en raison de sa gravité des conditions de service. Compte tenu de la composition chimique et microstructure UDIMET 500, il est prévu que l'alliage γ' et carbures présente une bonne résistance à la corrosion et à la stabilité à haute Les températures [27]. La stabilité structurelle d'UDIMET 500 a été étudiée précédemment [28]. L'alliage est constitué de carbure de formation, γ' - formage et réfractaire éléments. Les rôles des éléments d'alliage à base de Ni dans superalliages ont été discutés dans plusieurs ouvrages [29]. Le l'alliage contient des éléments réfractaires, tels que Mo, Cr et Co éviter la corrosion à chaud local. UDIMET 500 présente une microstructure multi-phases consistant en γ matrice bimodale γ' précipite, γ - γ' eutectique, des carbures et une petite quantité de phases nuisibles telles que : δ et σ [30]. La phase γ' est un super réseau possédant la structure de type L12 avec une composition nominale Ni 3 (Al, Ti). Le principal γ' parallélépipèdes avec une longueur d'arête moyenne de 0,25 μ m sont produits.

Tableau 1 Cycle de traitement thermique standard pour UDIMET 500 [31]

<i>recuit complet (homogénéisation)</i>	<i>1150 °C / (4h air frais)</i>
<i>solution partielle</i>	<i>1080 °C / (4h air cool)</i>
<i>Vieillessement</i>	<i>760 °C / (4h air frais)</i>

Lors de la solidification sous 1200 °C. traitement thermique standard cycle pour UDIMET 500 a été décrite dans la littérature. Tableau 1 illustre les paramètres du

cycle [31]. Les paramètres de durcissement par précipitation traitement thermique affecter la répartition des éléments et des précipités alliage et en outre, leurs morphologies et des fractions volumiques. La chaleur des précipitations le traitement de l'alliage est constitué de deux étapes principales : 1 une solution le traitement et le 2 vieillissement. Le traitement de la solution provoque précipités à dissoudre et des éléments d'alliage à l'homogénéisation de la microstructure [32]. Traitement thermique en solution peut être effectué à plus de 1150 °C. Ce type de solution est appelée solution ou homogénéisation complète. Homogénéisation au cours de toutes les phases à l'exception de TiC sont dissous [31]. Des températures plus élevées peuvent avoir des effets délétères tels comme : fusion locale de eutectique et la réduction de γ' Primaire pourcentage ce qui modifie les propriétés mécaniques du lames. Par conséquent, afin d'éviter les effets délétères, la solution la température de traitement est diminuée. Ce type de traitement est appelée solution partielle. La température de la solution partielle de un alliage dépend de la tendance de l'alliage à la formation phases de nuisibles tels que : γ' et Laves. Dans un alliage comme IN738LC, que cette tendance est faible, la température de la solution partielle est faible (1120 °C). Cependant, dans un alliage comme IN939 ayant pourcentage élevé de Co et Ti et forte tendance à la formation de η phase, le traitement est effectué à 1160 °C [33]. Dans le cas d'UDIMET 500, la température de la solution est partielle 1080 °C [31]. Pendant une certaine solution partielle d'une partie grande γ' précipitée reste non dissous. Bhowal et al. [34] ont montré que γ' grandes particules sont inférieures à des températures de solution plus élevées et leurs tailles dépendent de la vitesse de refroidissement après le traitement de la solution. Les autres effets d'un traitement partiel de la solution sont developing M23C6 carbures dans les joints de grains dues à la décomposition du MC carbures [27]. Par conséquent, le traitement complet de la solution est nécessaire le traitement du vieillissement dans les superalliages à base de nickel est appliquée pour la nucléation et la croissance du secondaire γ' précipite. Balikci et al. [35] proposé deux mécanismes pour la croissance de γ' précipite : coalescence des petites particules les plus grandes et l'extraction l'étape de traitement thermique de l'alliage.

Tableau 2

<i><u>Compositions chimiques de UDIMET 500 superalliage (en poids. %)</u></i>	
<i><u>Ni</u></i>	<i><u>Bal.</u></i>
<i><u>Cr</u></i>	<i><u>17.9</u></i>
<i><u>Co</u></i>	<i><u>17.2</u></i>
<i><u>Ti</u></i>	<i><u>3.0</u></i>
<i><u>Al</u></i>	<i><u>3.0</u></i>
<i><u>Mo</u></i>	<i><u>4,0</u></i>
<i><u>Fe</u></i>	<i><u>2.1</u></i>
<i><u>C</u></i>	<i><u>0,11</u></i>

Des éléments dissous, comme Al et Ti, de solides saturés la matrice de la solution et aux précipités. Au cours du traitement de vieillissement la fraction de volume, de la morphologie et la distribution des γ' - particules sont déterminé. Le traitement thermique provoque la formation de séparation carbures M₂₃C₆ dans la matrice entre γ' - particules et aussi à la limite des grains. Les causes sur vieillissement à précipiter les particules augmenté et, par conséquent, la diminution de leur nombre et de plus en plus leur espacement. La croissance des particules provoque la diminution résistance au fluage des superalliages [36]. Étant donné que les propriétés mécaniques de l'alliage sont dues à ses caractéristiques microstructurales et ces caractéristiques sont affectée par le traitement thermique, la détermination des effets de la chaleur paramètres de traitement sur la microstructure est la valeur de l'étude.

II-1-3 Procédures expérimentales

La composition chimique du superalliage à base de Ni UDIMET 500 était déterminée par spectroscopie d'émission optique. La composition chimique est présentée dans le Tableau 2. Effets de la vitesse de refroidissement de la température partielle de solution sur la microstructure de l'alliage ont été étudiés. Premièrement,

certaines spécimens du casting d'UDIMET 500 lingots ont été préparés. Les spécimens ont été la chaleur traités à différents cycles. La température a été mesurée par un thermocouple attachées aux spécimens ont été utilisés. Les vitesses de refroidissement différentes appliquées les échantillons sont présentés dans le tableau 3. Les vitesses de refroidissement différentes étaient sélectionnées dans la gamme de fours et de refroidissement de l'air conditions. On a mesuré les taux en utilisant la pente de la courbe température-temps à 850 °C pour chaque série de spécimens. Microstructures de tous les échantillons ont été examinées à l'aide optique et électronique microscopie. L'analyse quantitative des microstructures a été réalisée par analyseur d'image. Test de charge constante à la rupture a été effectué selon la norme ASTM E139 [36] à 925 °C et 172MPa. Chambre et haute résistance à la température des essais à un constant **taux de 10^{-4} S^{-1}** souche ont été effectuées sur 42 échantillons selon la norme ASTM E8 et E21 [37]. La température a été mesurée à l'aide de deux thermocouples placé sur la longueur échantillon de jauge. La variation de la température des fours lors de tests de fluage et de traction était D'environ $\pm 1 \text{ °C}$.

Tableau 3

Les spécifications des différents cycles de traitement thermique

<u>Cycle</u>	<u>Homogénéisation</u>		
	<u>vitesse de refroidissement</u> (°C / min)	<u>Temps</u> (Min)	<u>Température</u> (°C)
<u>A</u>	<u>Air frais</u>	<u>240</u>	<u>1150</u>
<u>B</u>	<u>Air frais</u>	<u>240</u>	<u>1150</u>
<u>C</u>	<u>Air frais</u>	<u>240</u>	<u>1150</u>
<u>D</u>	<u>Air frais</u>	<u>240</u>	<u>1150</u>
<u>E</u>	<u>Air frais</u>	<u>240</u>	<u>1150</u>
<u>F</u>	<u>Air frais</u>	<u>240</u>	<u>1150</u>

<u>Cycle</u>	<u>Solution partielle</u>	<u>vitesse de refroidissement</u>	<u>Temps</u>	<u>Température</u>
			<u>(Min)</u>	<u>(°C)</u>
<u>A</u>	<u>(Froid Air) 186</u>		<u>240</u>	<u>1080</u>
<u>B</u>		<u>129.5</u>	<u>240</u>	<u>1080</u>
<u>C</u>		<u>90.35</u>	<u>240</u>	<u>1080</u>
<u>D</u>		<u>49.8</u>	<u>240</u>	<u>1080</u>
<u>E</u>		<u>35.4</u>	<u>24</u>	<u>1080</u>
<u>F</u>	<u>(Fourneau fraîche) 3.85</u>		<u>240</u>	<u>1080</u>

<u>Cycle</u>	<u>Vieillissement</u>	<u>vitesse de refroidissement</u>	<u>Temps</u>	<u>Température</u>
		<u>(°C / min)</u>	<u>(h)</u>	<u>(°C)</u>
<u>A</u>	<u>Air frais</u>		<u>16</u>	<u>760</u>
<u>B</u>	<u>Air frais</u>		<u>16</u>	<u>760</u>
<u>C</u>	<u>Air frais</u>		<u>16</u>	<u>760</u>
<u>D</u>	<u>Air frais</u>		<u>16</u>	<u>760</u>
<u>E</u>	<u>Air frais</u>		<u>16</u>	<u>760</u>
<u>F</u>	<u>Air frais</u>		<u>16</u>	<u>760</u>

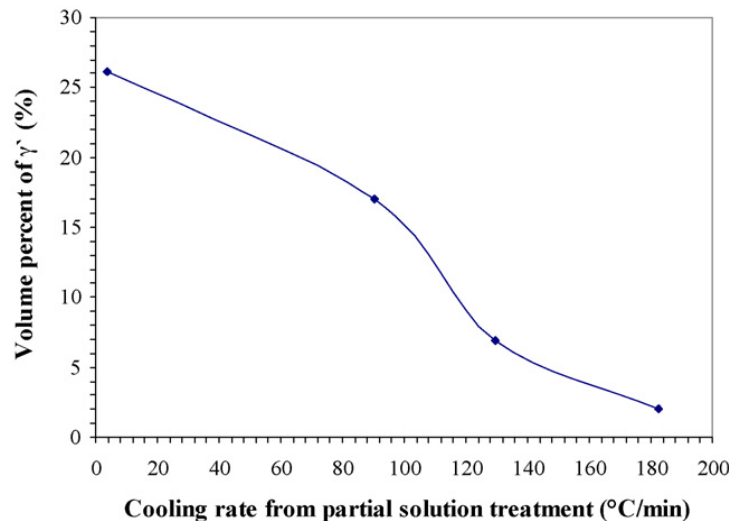


Figure. 1. Poids pour cent de γ' précipités par rapport au taux De refroidissement de la solution partielle température

II-1-4 Résultats et discussion

Le traitement thermique est une étape importante dans la fabrication et la réparation des aubes de turbine à gaz. Le but du traitement thermique est la production d'une microstructure et les propriétés conviennent dans l'alliage et le revêtement. Traitement thermique incorrect provoque la formation de phases délétères, propriétés inadaptées, l'initiation des fissures et oxydation pendant le service.

Haute résistance à la température des superalliages à base de Ni dépend principalement sur la fraction volumique et la morphologie des γ' précipite.

Le traitement thermique de précipitation durcissant affecte ces propriétés. Mesure de γ' pour cent en poids dans les échantillons traités thermiquement à différents cycles montre que, avec augmentation du taux de refroidissement du γ' - Cent en poids diminue. Figure. La figure 1 montre la relation entre γ' - Pour cent en poids et la vitesse de refroidissement de la température partielle de solution. Il est un fait bien connu que le refroidissement rapide après solution le traitement réduit le nombre et la taille des γ' particules formées lors du refroidissement. Ces particules sont si fines que même pendant longtemps vieillissement à long terme ne pouvait pas grandir ou leur ampleur pourrait augmenter. D'autre part, un refroidissement lent provoque plus de précipitations et des particules plus grossières. Étude microstructurale des

spécimens traités thermiquement confirme les résultats mentionnés ci-dessus. La microstructure représentée sur la Fig. 2

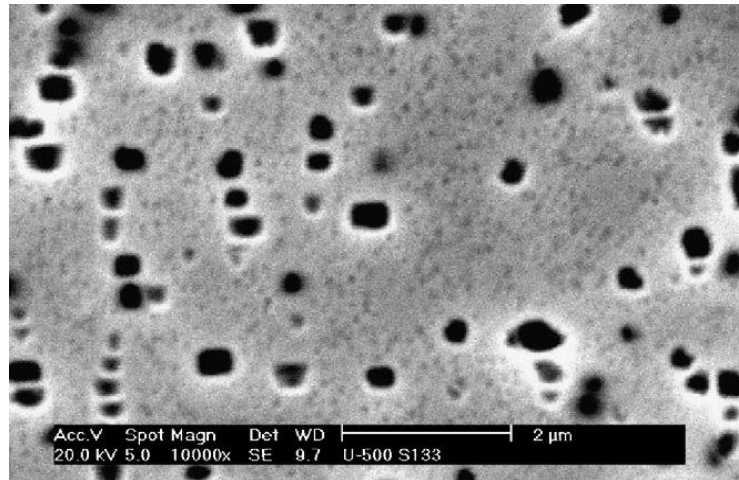


Figure. 2. microstructures de la chaleur de l'échantillon traité avec le cycle A

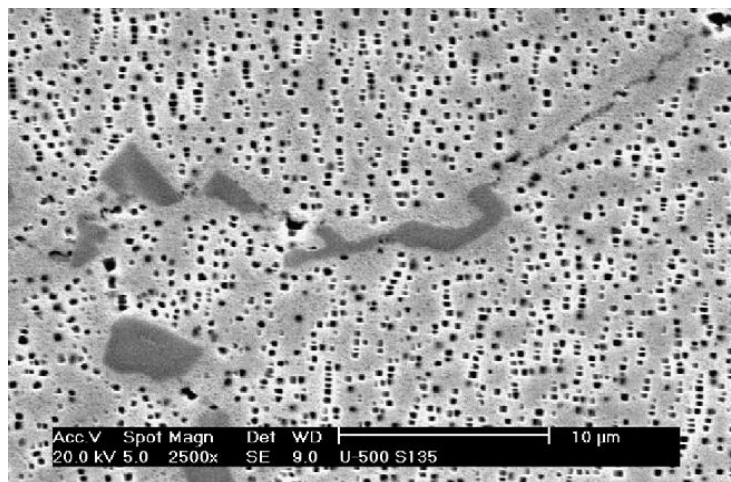


Figure. 3. Carbures précipitation à la limite des grains

Est un représentant de la chaleur de l'échantillon traité par le cycle A. microstructure se compose de fines γ' - particules uniformément réparties dans la matrice. Pour cent en poids du précipité a été mesurée à 2%. Carbures sont distribués aux joints de grains, et aussi à l'intérieur les grains (fig. 3 et 4). L'analyse chimique a montré des carbures que les carbures formés à l'intérieur des grains sont principalement des carbures de type MC, en which M et substitué à Ti. Les carbures observés chez les joints de grains sont M₂₃C₆ carbures de type, dans lequel M est substitué pour le Cr et Mo. Les limites des grains en dents de scie empêchent limite de grain de glissement et d'améliorer la résistance au fluage [38]. Le γ γ' eutectique est distribué aux frontières dendrites, souvent près de micropores, montrant qu'il est formé au

cours des dernières étapes de solidification. Le **UDIMET** superalliage 500 est renforcée par deux principaux le renforcement des mécanismes : durcissement de solution solide et précipitations le durcissement. Des éléments tels que : Mo, Ti et Cr sont les plus puissants renforçateurs de solution solide. Ni, Ti et Al, sont γ' Gabarits et ensemble avec des quantités importantes de Mo et Co renforcer l'alliage grâce à un mécanisme de durcissement par précipitation. Certains des facteurs tels que : les souches de cohérence à $\gamma' - \gamma'$ Interface élastique différence entre les modules γ' et γ matrice, désaccord de maille, longue portée de commande γ' et la limite antiphase (APB), produit pendant le mouvement des dislocations à travers γ' – particules

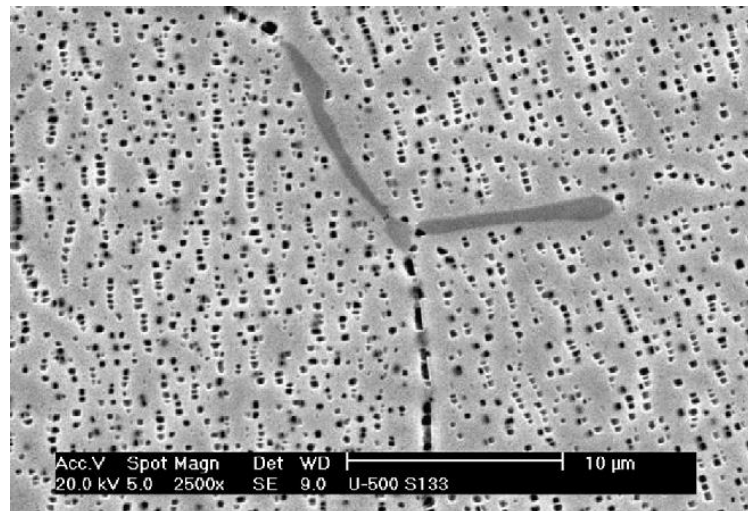


Figure. 4. Carbure de précipitation à l'intérieur d'un grain

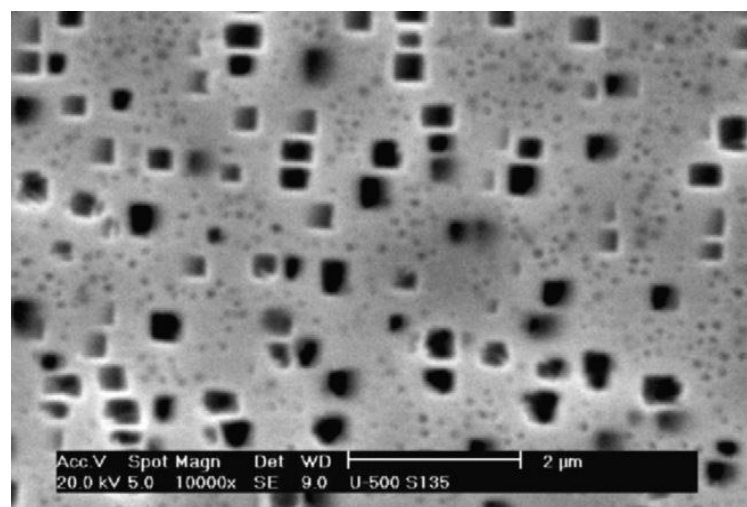


Figure. 5. microstructure de l'échantillon traité thermiquement avec le cycle B

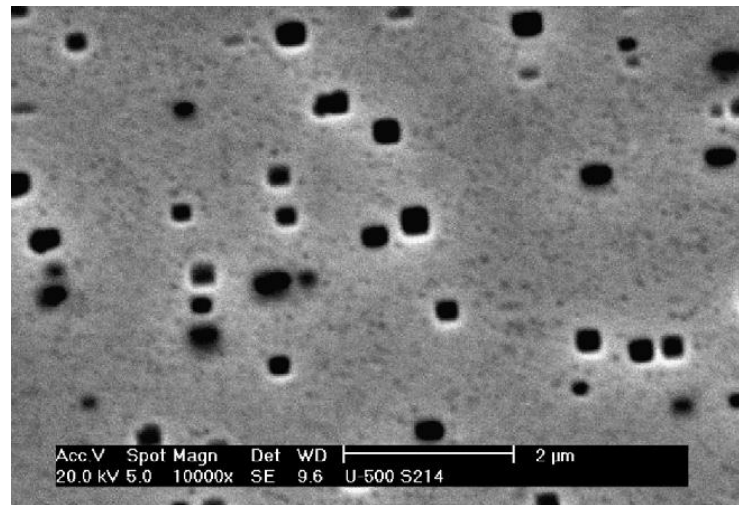


Figure 6. microstructure de l'échantillon traité thermiquement avec le cycle C.

Renforcer les superalliages à base de Ni par le durcissement de précipitation Mécanisme [39]. On compare des microstructures montre que la diminution vitesse de refroidissement augmente la taille et le poids pour cent des γ' - particules. Figures. 5-9 microstructures showthe de spécimens refroidis à différents taux de la température partielle de solution. Un point important trouvé dans l'étude est que γ' secondaire fines - particules sont formées

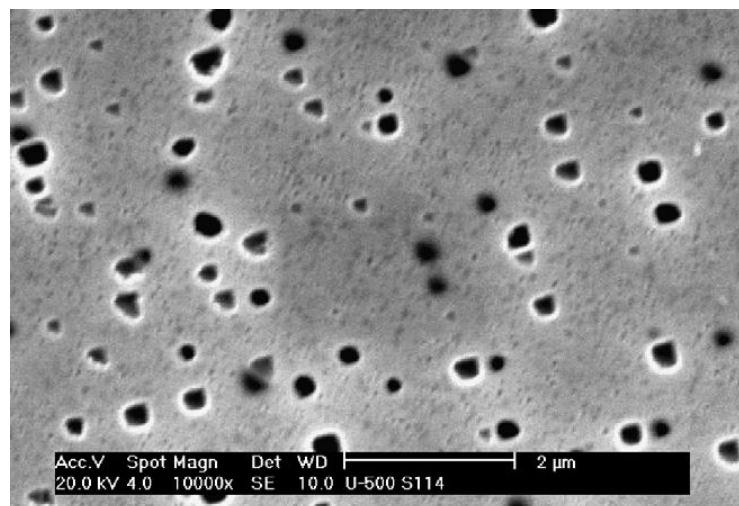


Figure 7. Microstructure de l'échantillon traité thermiquement avec le cycle D

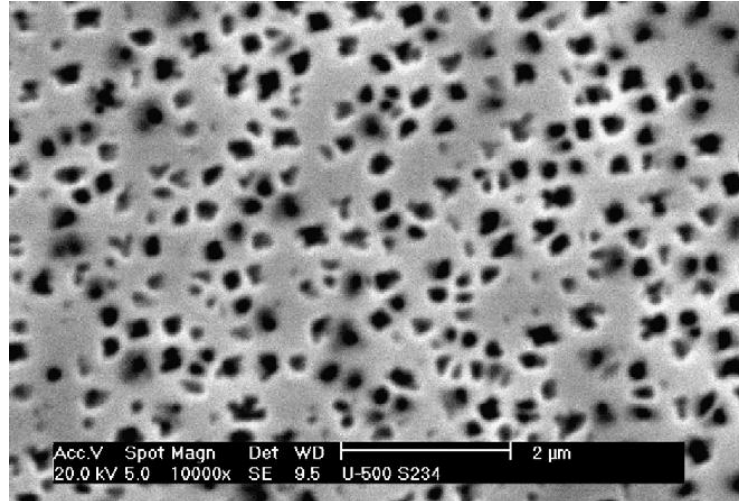


Figure. 8. Microstructure de l'échantillon traité thermiquement avec le cycle E

Dans l'échantillon refroidi à des taux plus élevés. Les particules secondaires ne figurent pas dans les deux derniers cycles avec la vitesse de refroidissement plus lent, parce que pendant le refroidissement lent, ils peuvent se développer ou fusionné avec d'autres particules. la distribution inhomogène de γ' précipite dans groupe F spécimens est produit en raison de taux de refroidissement plus élevés de la température de la solution complète. La vitesse de refroidissement après un traitement partiel de solution affecte également particules la taille, la distribution et la fraction volumique du primaire et γ' Secondaire. Les échantillons traités thermiquement avec le cycle F, refroidi avec taux inférieur de partiels possèdent de traitement de solution plus grande primaires γ' avec plus de contenu de volume. Microstructures reflète les propriétés mécaniques des alliages. Les résultats des essais de traction effectués sur les échantillons de la chaleur traités à différents cycles montrent que la résistance à la traction et l'augmentation du rendement de la force avec la diminution γ' - taille des particules et ordre de grandeur. γ' - Les particules agissent comme des barrières contre le mouvement des dislocations. Bien qu'il soit prévu que la résistance de l'alliage augmente et l'allongement diminue avec l'augmentation de pour cent en poids de γ' précipite. Les relations inverses sont observées comme représenté sur la Fig. 10-12. En fait, à des vitesses de refroidissement élevées γ' - particules la taille est fine et en dépit de l'ampleur plus son influence sur les propriétés mécaniques telles que la résistance et l'allongement est élevé. La différence de Remerciements Les auteurs tiennent à remercier to Mavadkaran Eng. Co. pour soutenir ce projet. En outre,

adjoint de la recherche et Technologie de Tavanir Co. (Ministère de l'énergie) est chaleureusement reconnu pour fournir le matériau. γ' la fraction volumique est due au refroidissement supérieur le taux de la température partielle de solution. Il a été montré que.

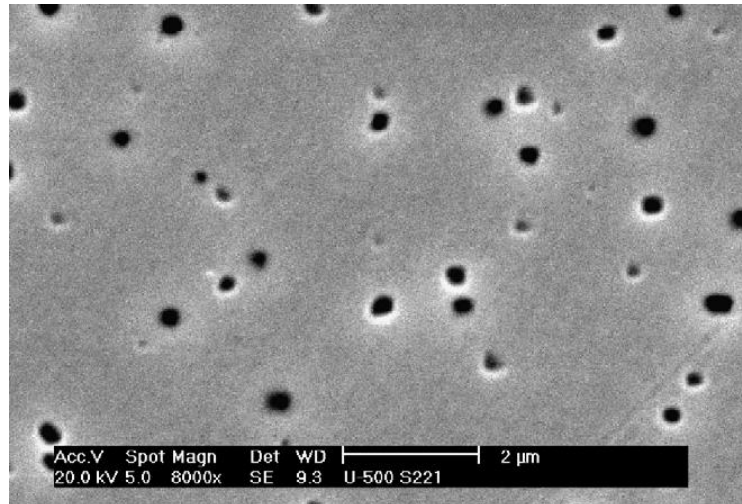


Figure. 9. Microstructure de l'échantillon traité thermiquement avec le cycle F

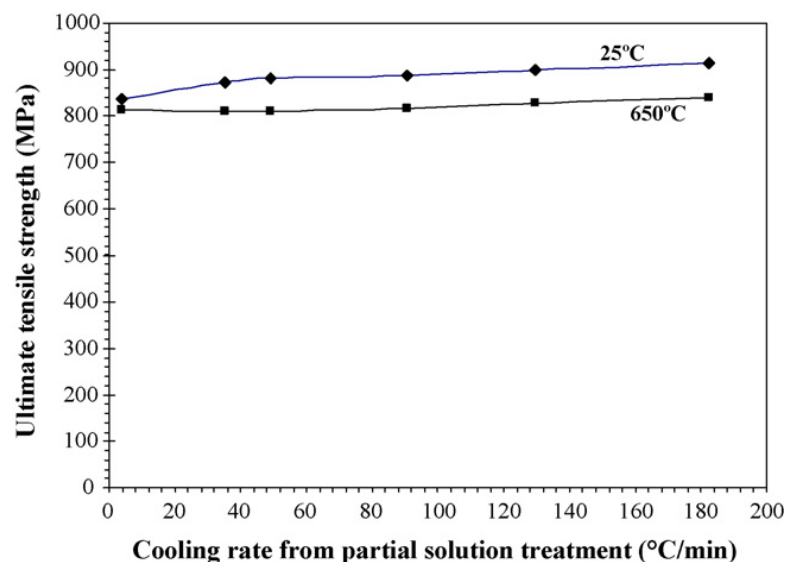


Figure. 10. Résistance à la traction par rapport à la vitesse de refroidissement de la température partielle de solution.

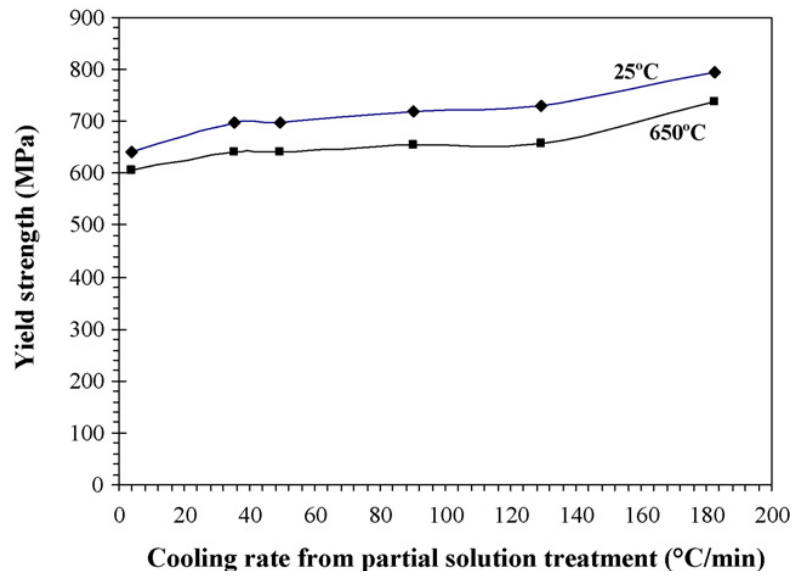


Figure 11. Limite d'élasticité par rapport au taux de refroidissement de la température partielle de solution

Avec diminution de la vitesse de refroidissement primaire γ' la taille et le volume teneur augmente. La vitesse de refroidissement après le traitement de la solution partielle est un paramètre efficace pour la nucléation et la croissance de γ' précipités [40]. A faible vitesse de refroidissement, l'amende et dispersé γ' particules grossier joint ensemble et forme γ' précipite. En conclusion,

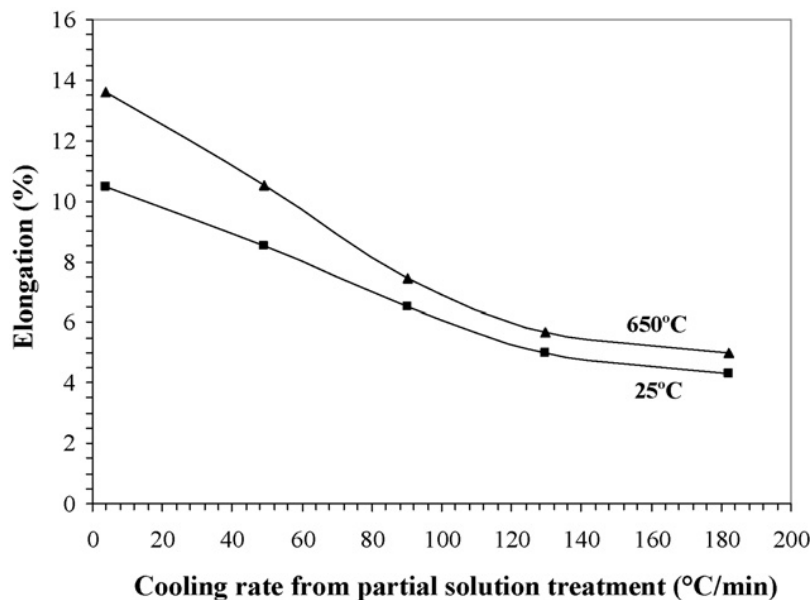


Figure 12. Allongement par rapport au taux de refroidissement de la température partielle de solution

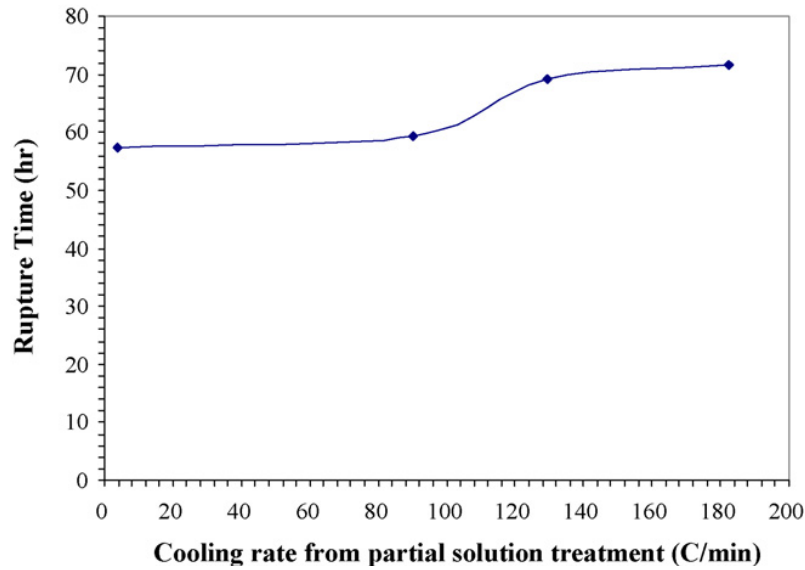


Figure. 13. Vie de rupture à 925 °C et 172 MPa à une vitesse de partielle de refroidissement différent température de la solution

Augmente la résistance et l'allongement diminue. Vitesse de refroidissement supérieure, aussi, provoque la distribution inhomogène γ' - particules dans γ matrice. Les résultats de l'essai jusqu'à la rupture à 925 °C et le stress de 172MPa (Fig. 13) indiquent que la taille de γ' - particules influence rompre la vie dans des conditions de fluage, de sorte qu'avec la diminution γ' dimensions, en raison de taux de refroidissement plus élevée, la durée de vie de rupture augmente. En fait, les beaux γ' particules produites pendant une vitesse de refroidissement supérieure sont plus résistantes au stress de rupture, bien que leur contenu en volume soit inférieur à celle des échantillons traités thermiquement avec un refroidissement lent taux.

II-1-5. Conclusions

Après un traitement partiel de solution, différentes vitesses de refroidissement étaient appliquées sur UDIMET 500 à base de Ni superalliage à examiner leur influence sur la microstructure et les propriétés mécaniques. Les résultats suivants ont été obtenus : (1) Taille, forme et volume fraction de γ' primaire particules sont largement influencées par la vitesse de refroidissement suivante solution partielle traitement, de sorte que, lorsque la vitesse de refroidissement augmente la taille et pour cent en volume primaire γ' des particules diminuent.

- (2) L'inhomogénéité dans la microstructure est observée lorsque le refroidissement hausse de taux.
- (3) Taux de refroidissement Augmentation augmente la force, mais diminue la ductilité.
- (4) Amélioration de la vie jusqu'à la rupture a été observée à 186 °C / min vitesse de refroidissement.

II-2-1 Inconel 625 alliage nickel-chrome (uns n06625/w.nr. 2.4856)

Est employés pour son de haute résistance, excellent fabrication (jointure compris), et résistance à la corrosion exceptionnelle. Entretenir les températures gamme de cryogénique à 1800°F (982°C). Composition est montrée dans le tableau 1. La force de l'alliage d'INCONEL625 est dérivée de l'effet de raidissement du molybdène et du niobium sur sa matrice de nickel-chrome ; de ce fait des traitements précipitation durcissement ne sont pas exigés. Cette combinaison des éléments est également responsable de la résistance supérieure à un éventail d'environnements corrosifs de sévérité peu commune aussi bien qu'à des effets à hautes températures tels que l'oxydation et la carburation. Les propriétés de l'alliage d'INCONEL625 cela lui faire un excellent choix pour des applications d'eau de mer sont l'absence de l'attaque locale (corrosion de piqûre de corrosion et de crevasse) [41], haute résistance de corrosion-fatigue, à haute résistance force, et résistance à la fissuration de soumettre à une contrainte-corrosion de chlorure-ion. Elle est employée comme câble métallique pour des câbles d'amarrage, pales d'hélices pour des canonnières de patrouille de moteur, sous-marin moteurs auxiliaires de propulsion, sous-marin rapide garnitures, conduits d'échappement pour les bateaux de service de marine, engainant pour les câbles sous-marins de communication, sous-marin commandes de capteur, et vapeur-ligne soufflets. Potentiel les applications sont des ressorts, les joints, soufflets pour submergé commandes, connecteurs de câble électrique, attaches, dispositifs de flexure, et composants océanographiques d'instrument. À haute résistance, fluage, et force de rupture ; exceptionnel fatigue et force de thermique-fatigue ; oxydation résistance et excellents soudabilité et brasabilité sont les propriétés de l'alliage d'INCONEL625 qui la font intéressant au champ aérospatial. Il est employé dans des applications telles que des systèmes de canalisation d'avions, moteur les dispositifs d'échappement, systèmes de pousser-inverseur, soudée par résistance des structures en nid d'abeilles pour des commandes de moteur de logement, carburant et ligne hydraulique tuyauterie, barres de jet, soufflets, anneaux d'étanchéité de turbine, et tuyauterie de chaleur-échangeur dans des systèmes de contrôle environnementaux. Il est également approprié aux revêtements de transition de système de combustion, aux joints de turbine, aux palettes de compresseur, et à la tuyauterie de pousser-chambre pour la fusée La résistance à la corrosion exceptionnelle et souple de l'alliage d'INCONEL625 sous un éventail de les températures et les pressions est une raison

primaire de son acceptation large dans le domaine de traitement chimique. En raison de sa facilité de la fabrication, il est transformé en variété des composants pour l'équipement d'usine. Son de haute résistance lui permet d'être employé, par exemple, dans diluant-muré navires ou tuyauterie que possible avec d'autres matériaux, de ce fait améliorant le poids de transfert et de économiser de chaleur. Certains les applications exigeant la combinaison de la force et de la résistance à la corrosion ont offert par l'alliage d'INCONEL625 sont les coupelles, la tuyauterie, les navires de réaction, les colonnes de distillation, les échangeurs de chaleur, la tuyauterie de transfert, et les valves. Dans le domaine nucléaire, l'alliage d'INCONEL625 peut être employé pour des composants de réacteur-noyau et de barre de commande dans des réacteurs à eau nucléaires. Le matériel peut être choisi en raison de son résistance à la corrosion uniforme de haute résistance et excellente, de résistance à l'effort fendant et d'excellente résistance de piquûre de corrosion dans 500°-600°F (260-316°C) l'eau. L'alliage 625 également est considéré dans avancé concepts de réacteur en raison de sa conception permise élevée force aux températures élevé, spécialement entre 1200°-1400°F (649-760°C). Les propriétés données dans ce bulletin, résultats de l'essai étendu, sont typiques de l'alliage mais ne devraient pas être employés pour des spécifications. Les caractéristiques applicables apparaissent dans la dernière section de cette publication

Tableau 1

Limitation de la composition chimique, %

<u>Nickel de</u>	<u>58.0 min</u>
<u>Chrome de</u>	<u>20.0-23.0</u>
<u>Molybdène de</u>	<u>8.0-10.0</u>
<u>Niobium (plus le tantale) de</u>	<u>3.15-4.15</u>
<u>Fer de</u>	<u>5.0 max</u>
<u>Carbone de</u>	<u>0.10 max</u>
<u>Manganèse de</u>	<u>0.50 max</u>
<u>Silicium de</u>	<u>0.50 max</u>
<u>Phosphore de</u>	<u>0.015 max</u>
<u>Soufre de</u>	<u>0.015 max</u>
<u>Aluminium de</u>	<u>0.400 max</u>
<u>Titane de</u>	<u>0.400 max</u>
<u>Cobalt de</u>	<u>1.00 max.</u>

II-2-2 Constantes physiques et propriétés thermiques

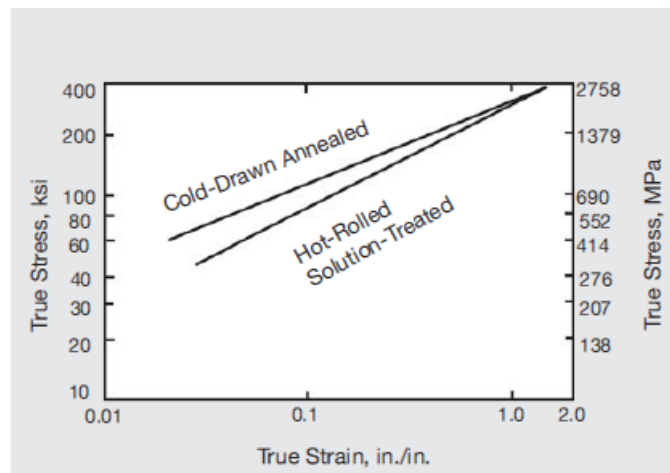
Quelques constantes physiques et propriétés thermiques de l'alliage d'INCONEL625 sont données sous forme de tableaux 2 et la dilatation 3. Thermique à basse température, basée sur des mesures est fait par le bureau national des normes, représenté sur le schéma 1. Module de Élever -température de des données d'élasticité sont données dans le tableau 4.

Table 2 – Physique Constants

<u>Densité, lb/cu dans</u>	<u>0.305</u>
<u>gram/cc</u>	<u>8.44.</u>
<u>Chaîne de la fusion °F</u>	<u>2350-2460</u>
<u>°C</u>	<u>1290-1350</u>
Chaleur spécifique, Btu/lb°F (J/kg°C)	
<u>0°F (- 18°C)</u>	<u>0.096 (402)</u>
<u>70°F (21°)</u>	<u>0.098 (410)</u>
<u>200°F (93°C)</u>	<u>0.102 (427)</u>
<u>400°F (204°C)</u>	<u>0.109 (456)</u>
<u>600°F (316°C)</u>	<u>0.115 (481)</u>
<u>800°F (427°C)</u>	<u>0.122 (511)</u>
<u>1000°F (538°C)</u>	<u>0.128 (536)</u>
<u>1200°F (649°C)</u>	<u>0.135 (565)</u>
<u>1400°F (760°C)</u>	<u>0.141 (590)</u>
<u>1600°F (871°C)</u>	<u>0.148 (620)</u>
<u>1800°F (982°C)</u>	<u>0.154 (645)</u>
<u>2000°F (1093°C)</u>	<u>0.160 (670)</u>
<u>Perméabilité à 200 oersteds (1a 15.9 kA/m)</u>	<u>1.0006</u>
<u>température de curie, °F</u>	<u><-320</u>
<u>°C</u>	<u>- 196</u>

II-2-3 Propriétés mécaniques

Des propriétés mécaniques de température ambiante nominale de l'alliage d'INCONEL625 sont montrées dans le tableau 2. Pour le service à 1200°F et ci-dessous, finis à chaud, Conditions du froid - finis à chaud et recuites (Selon des conditions impliquées) est recommandé. Pour le service au-dessus de 1200°F, l'un ou l'autre recuit ou le matériel solution-traité donnera le meilleur service. L'état solution-traité est recommandé pour les composants qui exigent la résistance optima au fluage ou à la rupture. Le matériel (recuit) à grain fin peut être avantageux aux températures jusqu'à 1500°F en ce qui concerne la force de fatigue, la dureté, et de tension et limite conventionnelle d'élasticité. La deux-charge de MacGregor a été employée pour la détermination de la véritable courbe de contrainte-tension pour l'alliage 625 à la température ambiante. L'essai de deux-charge n'exige aucune mesure de contrainte pendant l'essai, et seulement des charges de maximum et de rupture sont enregistrées. Les données pour le matériel recuit et solution-traité sont représenté sur le schéma 2.



Le schéma 2 - Véritable contrainte soumettre à une contrainte-vraie de rond.

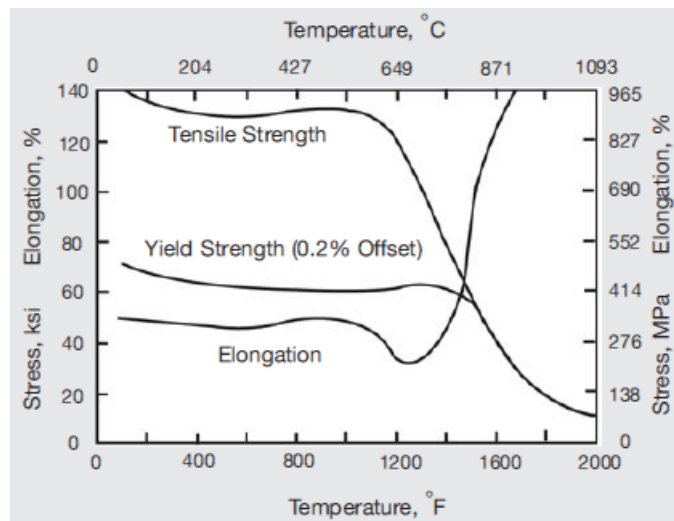
II-2-4 Propriétés de traction et dureté

Propriétés de traction typiques de matériel recuit et solution a été traitée de pièce à la température élève sont montrés sur les schémas 3. L'approximatif rapport entre la dureté et de tension et la limite conventionnelle d'élasticité de la bande est montrée

sur le schéma 3 Propriétés de traction accrues pour le service à la température modérée peut être réalisée par le travail à froid.

Voir la section, des « instructions de fonctionnement » [42] pour quelques données spécifiques.

Lors de l'exposition aux températures intermédiaires, une partie qui durcit a lieu en alliage 625. À démontrer cette réaction, échantillons de tige recuite ont été exposés à 1200°, à 1400°, et à 1600°F pendant 2000 heures. L'effet de l'exposition sur des propriétés tous les deux à la température ambiante et à la température d'exposition est montrés dans des mesures du tableau 2. Ont été faits pour déterminer la stabilité dimensionnelle ; les échantillons exposés à 1200° à 1400°F pendant 2000 heures s'est contracté environ 0.048%.



Le schéma 3 - Propriétés de traction à hautes températures de barre recuite.

(CHAPITRE III)

III -1 Les applications en industrielles le superalliage UDIMET 500 base de nickel en soudage de turbine à Gaz

III-1-1 Abstrait

La commande continue pour l'efficacité accrue, l'exécution et les coûts réduits pour les turbomoteurs industriels exige l'utilisation prolongée de la haute - force - les matériaux élevés de possibilités de la température, tels que les superalliages basés par nickel. Pour répondre aux exigences de la conception et des ingénieurs de fabrication composants ces matériaux doivent être capables de l'soudure d'une façon satisfaisante. Le papier actuel.

Décrit les défauts caractéristiques trouvés en raison de souder plus le plus difficile, les matériaux et les revues fortement alliés un certain nombre de procédés de soudure ont employé dans la fabrication et la réparation des composants d'alliage de nickel. Ceux-ci incluent l'arc à tungstène de gaz (TIG) et la soudure par faisceau d'électrons (EB), laser.

Dépôt de poudre et soudage par friction. Beaucoup des plus les alliages basés par nickel dilué sont aisément soudables utilisation des processus conventionnels de (TIG), cependant, de haute résistance, les matériaux durcis par précipitation sont à formation de fissuration encline de zone affectée de chaleur et de défaut d'âge de contrainte. Un certain nombre de facteurs s'avèrent pour affecter la propension pour des défauts : la composition (contenu en aluminium et titanique), la grosseur du grain, pré et poteau-soudent le traitement thermique, comme le procédé de soudure lui-même (commande d'entrée de chaleur et de vitesse transversale). L'identification de paramètre de processus est toujours en grande partie empirique et un plus plein arrangement des processus de jointure dépend du développement et de l'application de plus sophistiqué techniques de modélisation numériques.

III-1-2 Introduction

Nickeler les superalliages basés est employé dans l'industrie industrielle (IGT) de turbomoteur, pour répondre spécifiquement aux besoins des composants à gaz chaud de chemin. Ceux-ci sont exposés aux conditions de fonctionnement les plus graves où le fluage, la résistance à la traction, la ductilité et la résistance d'oxydation à hautes températures sont exigés pour résister aux chargements imposés. Une gamme de nickel basée les superalliages, de la solution diluée et pleine renforcée allie aux matériaux durcis par précipitation fortement alliés, a été développés pour répondre aux besoins d'exécution structurale à hautes températures et de résistance environnementale.

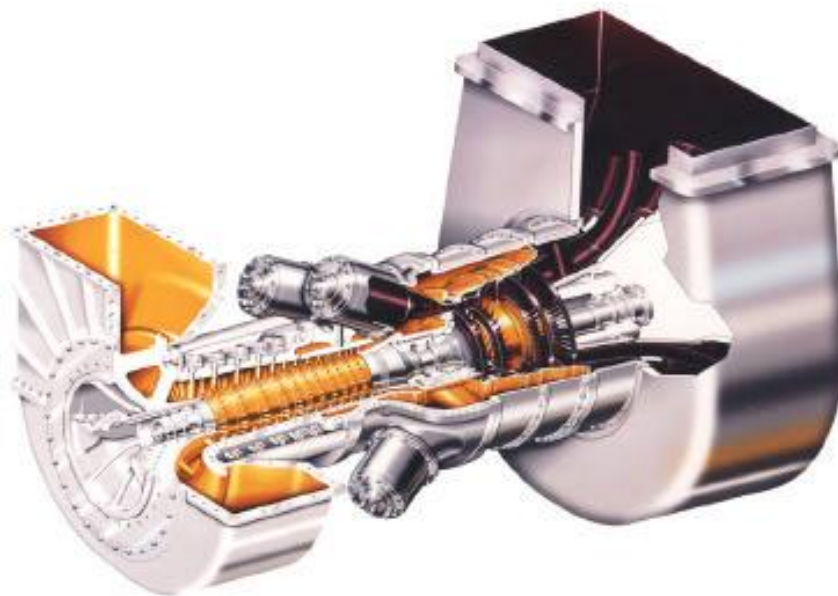


Figure 1. Turbomoteur de cyclone de la puissance d'ALSTOM (UK).

Fabrication rentable et réussie d'un moteur de la performance moderne et haute IGT (voir que le schéma 1) dépend de la capacité de joindre les composants de superalliage basés par nickel suivre des méthodes, telles que l'arc à tungstène de gaz (TIG), le faisceau d'électrons (EB) et la soudure laser, et les méthodes telles que la liaison de frottement ou d'inertie. La soudabilité est définie comme « capacité d'un matériel d'être joint dans les conditions imposées de fabrication dans un détail, structure convenablement conçue et d'exécuter d'une manière satisfaisante dans le service prévu » [43] fournissant à l'aptitude à l'emploi la déformation minimale et 2

commandés/limités nombres de défauts. Ces procédures doivent être capables de l'conduite d'une façon rentable et les paramètres de processus sont en grande partie déterminés suivre des méthodes empiriques, bien que plus les modèles d'élément fini sophistiqués deviennent disponibles [44] qui sont capables de simuler la déformation et la formation d'un certain nombre de défauts caractéristiques. Le développement des défauts dans le métal de soudage lui-même et la zone affectée de chaleur adjacente (HAZ) du matériel de parent dépend d'une gamme des facteurs liés la conception et microstructure, derrière la forme et derrière la composition communes de l'alliage de parent et de n'importe quel fil de remplisseur utilisés pendant le procédé de soudure. Le développement de la déformation excessive et des contraintes résiduelles doit être commandé par bâtir approprié d'assemblée, utilisation d'entrée de chaleur optima et vitesse transversale, comme pré et poteau-soude des procédures de traitement thermique, au besoin.

Réaliser de plus en plus des objectifs de réduction des coûts de l'à travers-vie, la rénovation composante, la révision et la réparation sont une considération principale pour des fabricants et des opérateurs des turbines à gaz industrielles.

Traditionnellement, la rénovation et la réparation d'un certain nombre d'alliages de nickel dilués a été conduite suivant des procédures de soudure de (TIG) et ces méthodes sont bien établies dans l'industrie. Cependant, le coût élevé de bâtis de forme de proche-filet, tels que des lames de turbine de turbines, des palettes et des enveloppes, pour la première fabrication de partie ou rénovation de la partie-vie, a rendu nécessaire le développement et l'introduction d'un certain nombre de plus de processus de jointure de roman tels que le dépôt de poudre de laser et le soudage par friction.

III-1-3 Soudure de superalliage et défauts caractéristiques.

La première fabrication réussie de partie d'une gamme des composants, tels que des revêtements de chambre de combustion (voir la figure 2a), des raccords de transition (voir la figure 2b) et des enveloppes de sortie d'échappement, dépend de la capacité de former les structures assez complexes des alliages travaillés, tels que Nimonic 75, Haynes 230, **IN625** et **C263**.

De même, l'assemblée composante dépend de la capacité d'exécuter de haut-hautes constructions soudées d'intégrité, généralement, pour les alliages renforcés conventionnels de solution pleine suivant des procédures de soudure conventionnelles (TIG) d'arc à tungstène de gaz. Ces méthodes de fabrication sont bien établies dans l'industrie d'IGT et sont appliquées assez par habitude aux alliages renforcés par précipité de solution pleine et de fraction de bas volume, comme mentionné ci-dessus. Bien que la routine, cette technologie soit principale à réaliser les objectifs de coût et de fiabilité spécifiques par les fabricants et les opérateurs, de même. Le soin doit être pris, cependant, avec les matériaux de taille de céréale secondaire, qui pour certaines applications ont été soumis à un traitement thermique pour améliorer la résistance au fluage. La jointure réussie des matériaux dilués à grain grossier est souvent limitée pour actionner les méthodes de faisceau telles que le laser et la soudure par faisceau d'électrons qui présentent les coupures thermiques inférieures à travers à côté de la perle de soudure.

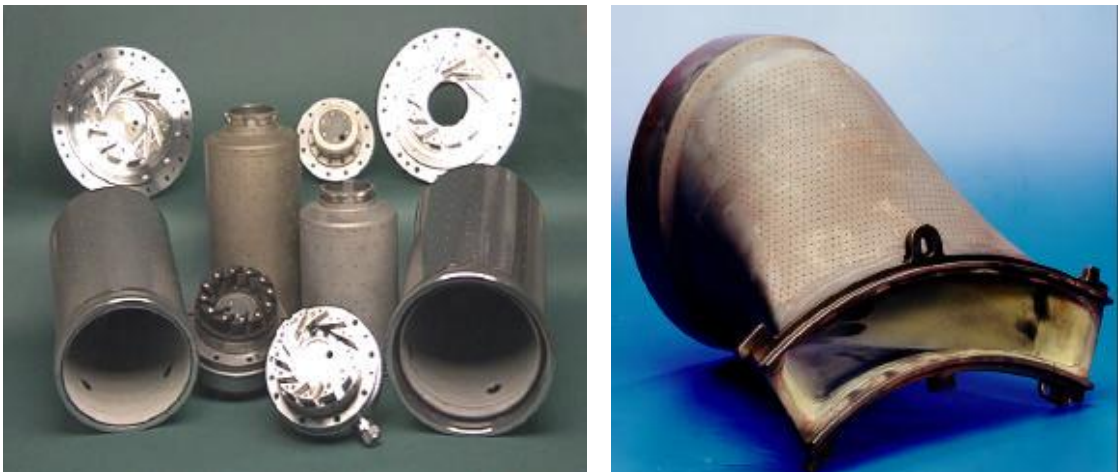


Figure 2. (a) chaîne de puissance G30 d'ALSTOM des chambres de combustion industrielles à mélange pauvre de turbine à gaz de DLE.

(b) Raccord de transition industriel de chambre de combustion de turbine à gaz de puissance d'ALSTOM.

De plus en plus, il y a une condition de conduire (ou limité) la soudure à haut niveau d'intégration et sans défaut des possibilités plus élevées de la température, les alliages renforcés par précipitation tels qu'UDIMET-500, le Waspaloy., comme les alliages plus avancés comme ceux utilisés pour le monocristal directionnellement solidifié et bâtis, tels que MarM247 et CMSX-4. Ceux-ci sont employés pour la fabrication d'un

éventail de chaud intoxiquer les composants de chemin tels que des disques, des enveloppes, des segments d'ailette du stator et des lames de turbine de turbines. Soudure de ces alliages présente beaucoup plus d'un problème dû à leur nature davantage fortement alliée et la précipitation complexe renforçant des mécanismes a dû fournir la force à hautes températures dedans service. Les possibilités inhérentes de ces alliages (IE., les mécanismes de renforcement) agissent l'un sur l'autre souvent d'une façon nuisible avec les chargements thermiques et mécaniques produits par la source de chaleur, contraintes de masse et bâtissantes composantes appliquées pendant le procédé de soudure. Changements de gens du pays dedans microstructure à côté de la perle de soudure, telle que coarsening de particules et dissolution et grain la croissance dans le HAZ peut mener aux changements cruciaux de propriété pendant le cycle de chauffage, qui interactif avec « le combat thermique » résultant de la précipitation dans l'alliage pendant le refroidissement. Dans un effort de réduire au minimum ces interactions beaucoup de plus hauts alliages de force sont soudés dans la solution recuite ou ramollie condition. Cependant, en dépit de ces efforts les alliages plus renforcés continuent à être plus fortement susceptible de trois types principaux de la fissuration et de défauts. Ceux-ci sont récapitulés comme suit :

III-1-4 Fissuration de solidification

La solidification fendante, comme représenté sur la figure 3a, se produit dans la perle récemment formée de soudure quand la région liquide-pleine détrempee et biphasée éprouve des contraintes de traction et la haute fraction du présent de solide (typiquement $f_s > 0.9$) limite l'écoulement du métal liquide pour remblayer les régions interdendritic. Celles-ci sont déchirées par des contraintes thermiques de tension produites derrière la perle de soudure pendant qu'elle progresse.

La formation crack de solidification dépend d'un certain nombre de facteurs contribuant tels que des efforts thermiquement induits et les contraintes étant produites derrière la perle de soudure, celle coïncident avec une haute fraction du solide étant présent dans la zone, la solidification et le microsegregation détrempee, écoulement visqueux de déclenchement liquide en métal et de fente et d'effets de propagation. La formation est favorisée par un grand choix de solidification pour l'alliage (c.-à-d., les alliages de formation dilués et eutectiques sont moins

susceptibles) et les basses vitesses de traversée de soudure aux lesquels favoriser la génération des contraintes de traction à côté de la soudure due contraction du matériel plein environnant. Cette forme de défaut de soudure en alliages basés par nickel peut, généralement, être évitée en optimisant les procédures de soudure utilisées. Un plus plein examen des facteurs menant à la fissuration de solidification et aux méthodes de modélisation d'élément analytique et fini employées pour simuler ces phénomènes a été donné ailleurs [45].

Un autre type commun de défaut trouvé pendant la soudure des composants minces de superalliage de plat, celle est souvent associé à la solidification fendante, est un joint de grain continu que les formes le long de la ligne centrale de la soudure perlent à l'intermédiaire aux niveaux saisis de la chaleur élevée et aux vitesses transversales de haute (voir la figure 3b). Une description plus complète de la formation du joint de grain de ligne centrale et dendrite-inclinent le modèle de cinétique de croissance capable de prévoir sa formation ont été données ailleurs [46]. La formation de ce défaut est favorisée par des additions et des niveaux d'alliage plus élevés d'impureté et est caractérisée par une piscine en forme de larme pointue de soudure, une structure granulaire colonnaire brute à travers la perle de soudure et une fraction à fort débit des phases eutectiques et fragiles le long de la ligne centrale. Cette ségrégation peut mener à la fonte naissante pendant le traitement thermique suivant et la corrosion localisée de la perle de soudure pendant l'exposition de service.

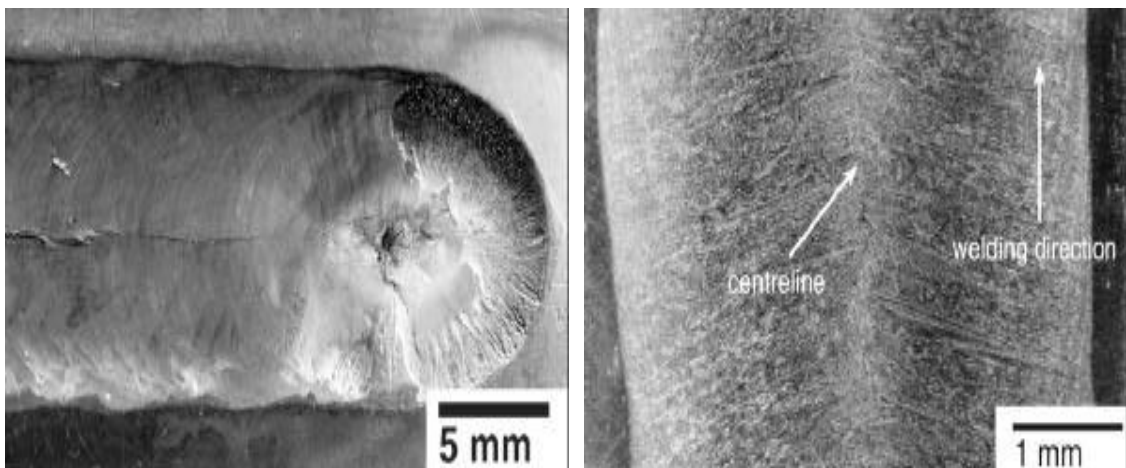


Figure 3. a) soudure autogène suivante de fissuration de (TIG) de solidification de la UDIMET 500. [47]

b) formation de joint de grain de ligne centrale en UDIMET 500.

III-1-5 Fissuration de liquation de joint de grain

La liquation de joint de grain pendant ou la zone affectée de chaleur (HAZ) fissurant, suivant les indications du schéma 4 pour la soudure de (TIG) d'U500, se produit dans le HAZ à côté de la perle de soudure par suite des gens du pays la dissolution du joint de grain met en phase, comme les carbures primaires de MC et de M₆C, les phases de Laves et (σ) la phase

[48]. Sous le chauffage rapide, les phases de joint de grain ne peuvent pas se dissoudre entièrement dans la matrice environnante et la dissolution partielle mène à la formation d'un bas point de fusion eutectique et fonte de la région de joint de grain. Un film de liquide forme sur des joints de grain dans le HAZ, souvent à partir de la zone de fusion dans les régions où le grain devenir grossier s'est produit, qui échoue sous les contraintes thermiques de tension produites immédiatement derrière la perle de soudure.

La liquation de joint de grain s'est avérée la cause primaire de la fissuration chaude de HAZ en alliages tels qu'UDIMET-500 [48] et est associée aux joints de grain riches en ces éléments qui forment le Mc-type primaire carbures (NBC et TiC dans UDIMET-500, par exemple). La susceptibilité à la fissuration de HAZ dépend de la composition en alliage (carbone, bore etc.), la grosseur du grain et le caractère de joint de grain [6], et pour des matériaux de taille de céréale secondaire (> ASTM 6), la vitesse de traversée de soudure. La vitesse transversale croissante augmente la susceptibilité de fissuration de HAZ pendant que ceci influence les gradients et l'état thermiques d'effort dans le HAZ. Généralement, très bien les matériaux travaillés granuleux, tels qu'UDIMET-500 travaillé, sont moins susceptibles et sont considérés appropriés fourni aisément soudable pré et poteau-soudent des traitements thermiques sont appliqués ; typiquement le matériel est soudé en état recuit par solution. Un grosseur du grain accru diminue le secteur de joint de grain par volume unitaire et augmente la quantité de ségrégation sur les joints de grain. En outre, il est clair que la ségrégation des éléments de bruit et d'impureté tels que le bore, le soufre et le phosphore joue également un rôle [49] et est favorisé par des microstructures plus brutes. Ces éléments agissent de supprimer la température de fonte eutectique et augmenter par conséquent le HAZ fissurant la susceptibilité, cependant, il semble être

possible de commander leur comportement de ségrégation avec les procédures de traitement thermique appropriées de solution [48].

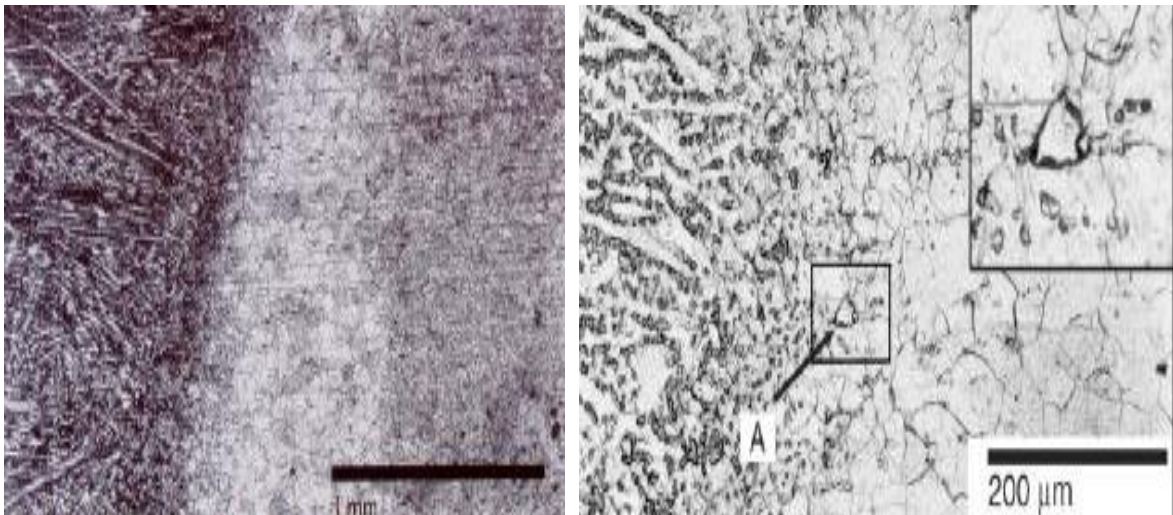


Figure 4. Grain devenir grossier et liquation de HAZ fendant à A suivant la soudure autogène de GTA de la feuille UDIMET-500. [47]

Des tentatives ont été faites d'améliorer la résistance de fissuration de HAZ des alliages de fonderie à hautes températures, tels qu'U500, en réduisant les niveaux d'impureté actuels dans les alliages et en raffinant la microstructure finale [50]. Cependant, les microstructures de taille de céréale secondaire qui sont typiquement trouvées pour la fonte d'investissement ou les pièces en forme de nettes proches de fonte s'avèrent généralement susceptibles de la fissuration de HAZ. Il est évident qu'à un certain nombre de granuleux, de précipitation fines les alliages renforcés, tels qu'U500 et Waspaloy, il soit possible pour produire des soudures de qualité sans problèmes de fissuration de HAZ en commandant la composition en alliage, le grosseur du grain, la vitesse de soudure et l'entrée de chaleur transversales en employant des méthodes de soudure d'EB.

Toutefois à un éventail de matériaux, en particulier les alliages de fonte de haute résistance tels qu'IN738, IN939, MarM247 et formes de fonte d'UDIMET-500, il n'a pas généralement été possible dans un environnement de production pour éviter HAZ fissurant des méthodes en utilisant soudure conventionnelle de (TIG) et EB.

III-1-6 Fissuration d'âge de contrainte

Tendre l'âge ou réchauffer la fissuration, généralement, se produit dedans (γ') - (Al, Ti) les alliages Ni₃ renforcés par précipité pendant poteau-soudent le traitement thermique ou le service à hautes températures suivant dû à la présence de l'un ou l'autre les contraintes résiduelles se sont développées pendant la fabrication, ou ont appliqué des efforts surgissant à partir de l'exposition de service.

Ces défauts sont caractérisés par la microfissuration inter granulaire dans le HAZ ou soudent la perle et former par suite de la précipitation et du durcissement de l'alliage pendant l'exposition thermique et le transfert de la solidification tend sur les joints de grain [51], souvent avec des carbures agissant en tant qu'emplacements crack de déclenchement. Il est pratique commune d'essayer de soulager des contraintes résiduelles résultant du procédé de soudure au moyen de traitement thermique de soudure de poteau. Cependant, souvent la température de recuit de stabilisation est plus grand que la température de vieillissement de l'alliage et de ceci mène à une période passagère de précipitation pendant le chauffage de soudure de poteau qui durcit l'alliage et mène à la localisation excessive de contrainte sur des joints de grain dans le HAZ et à la perle de soudure pendant le chauffage. Par convention, les moyens les plus efficaces de limiter l'ampleur de la fissuration d'âge de contrainte est à l'excédent le matériel avant la soudure. Ceci peut être combiné avec l'utilisation un fil plus malléable et plus dilué de remplisseur d'alliage (par exemple, IN625 ou C263) et près la commande soigneuse du chauffage et du refroidissement fait un cycle pendant poteau - soude le traitement thermique [49]. Cependant, la soudure des alliages plus difficiles en d'état entièrement solutionne ou au-dessus âgé peut mener à HAZ la fissuration due à la ré-précipitation de renforcer des phases pendant le refroidissement juste après la soudure et mener ainsi à la sensibilisation de fissuration. Diagrammes d'évaluation de soudabilité.

Évaluation Diagrammes soudabilité

La susceptibilité à la fissuration d'âge de contrainte est favorisée par les additions élevées du Ti et de Al, comme ceux-ci favorisent (γ) la précipitation, et les éléments tels que le carbone, le soufre et le bore. Des alliages tels que UDIMET-500 sont

considérés en tant qu'être des moins susceptibles à la réaction plus lente de précipitation (γ') - (NOTA : Ti, Al, MOIS) des précipités Ni₃. La soudabilité du nickel a basé des superalliages et la susceptibilité à la fissuration d'âge de contrainte est souvent évaluée, qualitativement, en traçant Al contre la teneur en Ti de l'alliage, suivant les indications du schéma 5. Quand tout le niveau de Al+Ti pour un alliage particulier dépasse une valeur critique (souvent prise en tant que 4wt%) il est considéré être difficile de souder et de plus en plus un soudabilité avec l'augmentation du contenu de Al+Ti. Ceci au-dessus de la simplification des facteurs contribuant vers la fissuration de soudure ne tient aucun compte de variation de la microstructure due à différentes procédures thermomécaniques de traitement et de traitement thermique. Ces alliages qui se trouvent l'un ou l'autre côté de la nécessité critique de limite de 4wt% d'être traité soigneusement en termes de traitement thermique, grosseur du grain et taux de refroidissement utilisés.

Évaluation de soudabilité : susceptibilité de fissuration d'âge de contrainte

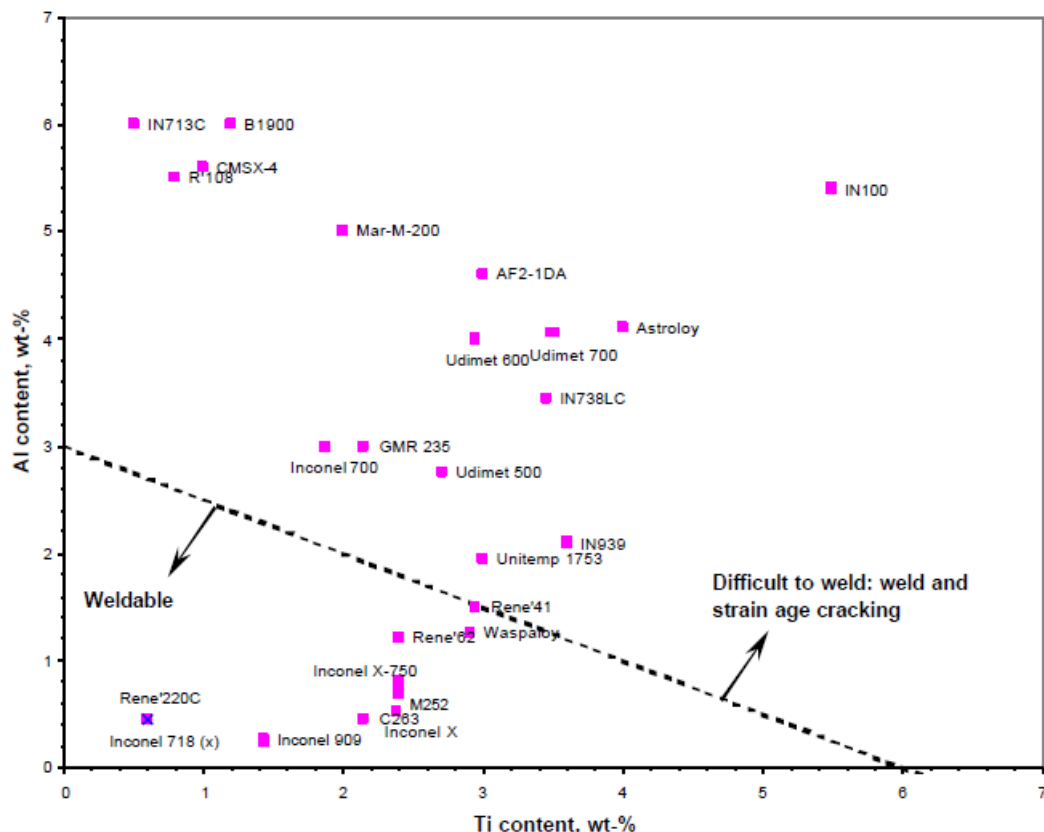


Figure 5. Diagramme d'évaluation de soudabilité pour une gamme des superalliages basés par nickel (après [49]).

Des programmes de recherche récents de soudure ont été visés établissant une approche plus systématique à l'évaluation et la prévision de la soudabilité du nickel ont basé des superalliages en termes de processus paramètres (c-d., la chaleur/puissance fournie et vitesse transversale) appliqués pendant le procédé de soudure pour un alliage, un procédé de soudure et une configuration particuliers de joint. Le schéma 6 montre un diagramme typique de processus de soudabilité pour la feuille travaillée UDIMET-500, qui illustre les régimes de formation de défaut comme discuté ci-dessus, qui ont été identifiés par une combinaison des techniques de modélisation analytiques et numériques dedans la conjonction avec le puits a caractérisé la validation expérimentale des zones de formation de défaut de soudure. Les limites de ces frontières identifient une région Centre de la soudabilité pour cet alliage. Avec l'arrivée d'une modélisation d'élément finie plus sophistiquée et plus non linéaire et des outils d'analyse de données il devrait être possible d'identifier les diagrammes semblables de soudabilité pour une gamme des alliages qui sont actuellement considérés difficiles de souder et fournir un outil plus complet pour définir des limites de soudabilité pour les superalliages basés par nickel.

4) Le superalliage base nickel a des pratiques en matière composantes de soudure

4-1 Procédures conventionnelles de soudure et de réparation En utilisant le TIG

Comme discuté précédemment, des procédures de soudure conventionnelles, manuelles et automatiques de TIG sont employées dedans la production des composants en forme de complexes, tels que le raccord de transition représenté sur le schéma 7. Cette unité est fabriquée dans la solution pleine et la feuille de Haynes 230 d'alliage renforcée par précipité de carbure et le plat forgé. Des méthodes de (TIG) sont appliquées par habitude, avec peu de difficulté au sujet de l'intégrité du joint (voir la figure 8a). Les thèmes principaux pour ce composant sont associés au coût élevé de fabrication des extrémité-morceaux (anneau d'attachement de letterbox et de chambre de combustion) et de la dépendance dessus façonnage de tôles et procédures de soudure manuels et habiles.

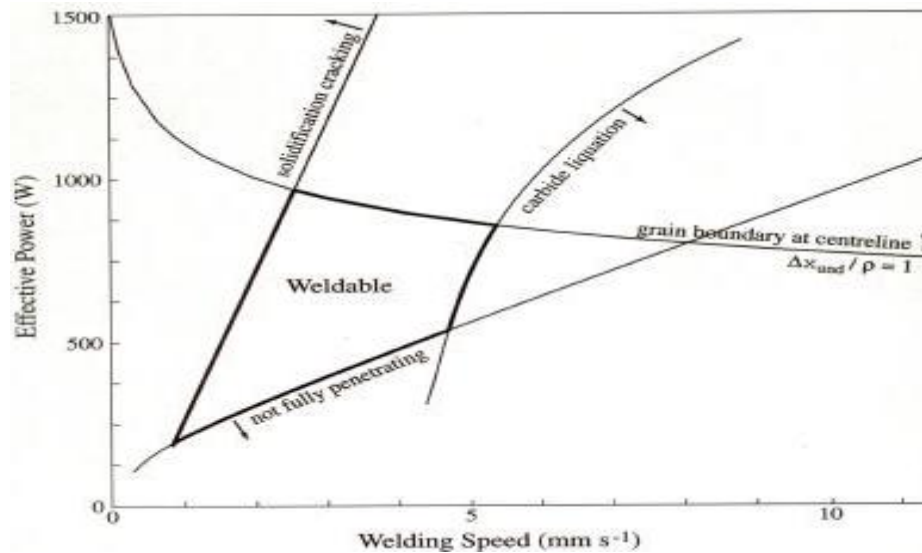


Figure 6. Diagramme de processus de TIG Soudabilité pour le plat U500 (âpre [47]).



Figure 7. Raccord de transition BRITANNIQUE de Haynes 230 de puissance d'ALSTOM.

Dans un effort de réduire les coûts de composant, une fabrication et une étude de soudabilité a été conduite pour évaluer le potentiel pour l'usage ont moulé H230 pour l'anneau de letterbox et d'attachement. Une basse variante d'alliage de fonte de bore de H230 a été employée pour fabriquer un certain nombre d'anneaux et les morceaux de letterbox qui étaient alors (TIG) ont soudé pour couvrir H230. Ces épreuves (voir la figure 8b) ont trouvé la bonnes soudabilité et intégrité du joint, cependant, d'autres

issues de fabrication ont empêché l'utilisation de H230 moulé et travaillent plus loin étudie actuellement l'utilisation d'autres alliages.

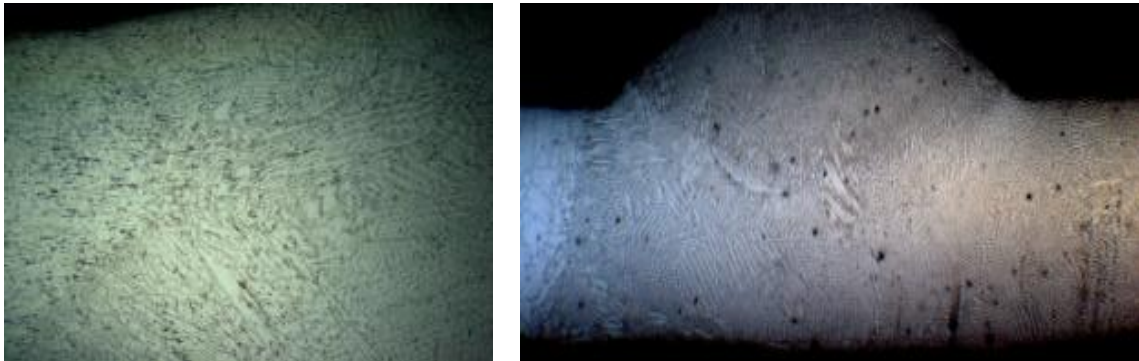


Figure 8. Exemples pris des éprouves de soudure de TIG à Haynes 230 :

a) Section par la perle travaillée de soudure de TIG de la feuille H230.

b) Section par la feuille H230 travaillée pour mouler l'anneau de l'attache H230.

Pour réaliser des réductions en coûts de fabrication et d'opération, une condition principale est la capacité de conduire des réparations rentables des composants nouvellement construits et d'entretenir les parties exposées. Un exemple, représenté sur le schéma 9, est la rénovation des anneaux de segment de redresseur de la fonte U500 d'investissement.

Ces pièces sont, relativement, chères de remplacer si endommagé pendant le service et les rendements de bâti de production peuvent être assez bas si les réparations localisées de certaines sections du composant ne sont pas possibles. À cet effet une série d'éprouves de soudure a été conduite en utilisant la soudure de (TIG) d'U500, incorporant des fils plus malléables de remplisseur d'alliage, tels que C263 et IN625. La soudure est conduite avec les composants en état entièrement solutionné, qui est suivi de poteau-soude la solution étalon recuit et le traitement de vieillissement. Des sections d'exemple par ces éprouves de réparation sont montrées sur le schéma 10. Comme montré, la microfissuration du HAZ a été trouvée et prouve difficile à éviter. La fissuration propage souvent dans la perle de soudure mais la longueur totale est limitée à environ 0.5 millimètre, qui est considéré être acceptable pour ces composants. C'est pratique commune, et certains indiqueraient critique, pour placer des limitations sur l'ampleur du travail localisé de réparation qui peut être conduite. Par exemple, toute la longueur de la réparation permise de soudure aux rebords

arrière de palette est de l'ordre de 20 millimètres, mais des limites plus serrées sont exigées pour d'autres régions de l'anneau de redresseur.

Celles-ci des procédures de réparation localisées de soudure de (TIG) sont également employées pour effectuer le bout de lame de rotor augmentent jusqu'à récupèrent les parties et la perte endommagées de dégagements qui effectuent sur le cachetage et l'efficacité de gaz.



Figure 9. Investissement a moulé le rebord arrière palette endommagée/défectueuse de montra d'anneau de segment du redresseur U500.

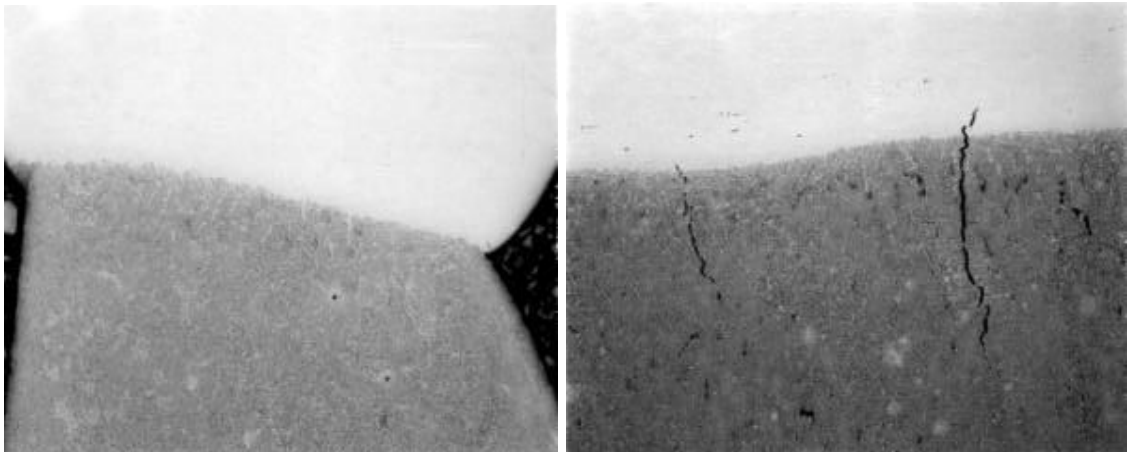


Figure 10. A localisé la réparation de soudure de TIG du rebord arrière de la palette U500 en utilisant le fil du remplisseur IN625. HAZ microfissuration est limité à approximativement 0.5 millimètre.

Soudure par faisceau d'électrons des rotors du compresseur GT10B/C et GTX100

La puissance Suède ab d'ALSTOM fait l'utilisation étendue des techniques de soudure d'EB de fabriquer rotors de compresseur pour la majorité de leurs moteurs de turbine à vapeur de gaz et de vapeur. Ce processus comporte la soudure des pièces forgées séparées de disque construite dans 12%Cr ou aciers inoxydables austénitiques et superalliages nickel-basés, tels qu'UDIMET-500 et Nimonic 901. l'Eb-soudure des disques en acier pour nickeler les disques basés de superalliage (au commencement Nim901 et plus récemment UDIMET-500) a été conduite depuis 1990. Le processus emploie un service de soudure de 150 kilovolts EB, capable de fournir des données maximum de la chaleur de 300 kW/mm², qui sont bien plus hautes que celle réalisable suivre des méthodes conventionnelles de soudure d'arc électrique, ne fournissant typiquement pas plus de 10 kW/mm². Le faisceau des électrons parallèle de forte intensité permet la production beaucoup de plus profond et des fontes plus étroites de soudure, suivant les indications du schéma 11. en plus de fournir les joints soudés de haut-haute intégrité pour une gamme des matériaux de disque d'acier et de nickel, ce processus permet la production des soudures de qualité des matériaux différents, comme illustré par la jointure des disques du superalliage UDIMET-500 aux disques d'acier austénitique, suivant les indications du schéma 12.

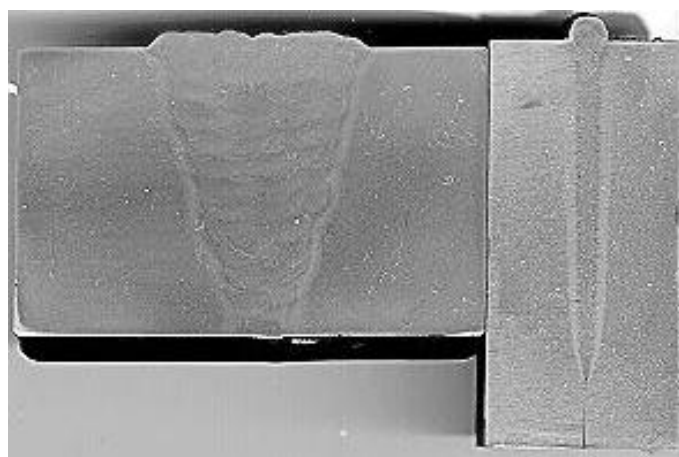


Figure 11. Comparaison d'une soudure à multi passage conventionnelle de TIG (gauche) avec une soudure du passage simple EB de profondeur semblable

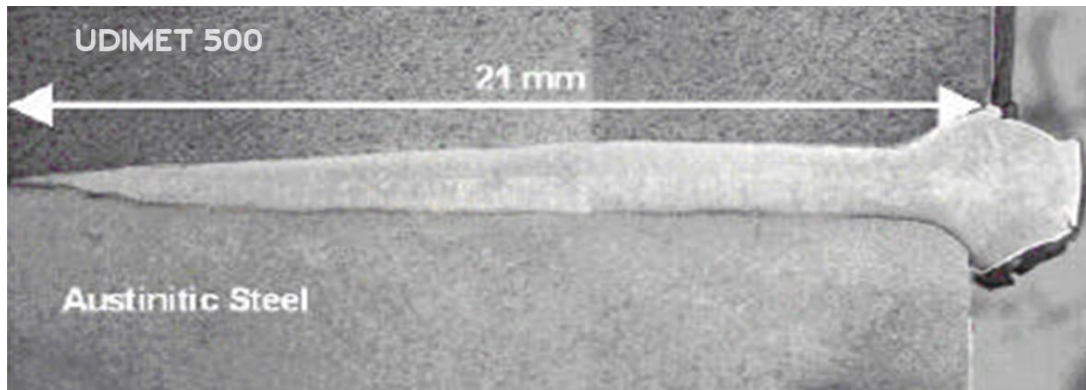


Figure 12. L'exemple d'un EB a soudé le disque du compresseur UDIMET-500 (dessus) jointif à un disque austénitique d'acier inoxydable.

Dans le cas des 25 MW GT10B et 29 turbomoteurs de MW GT10C, qui sont jumeaux les conceptions d'axe ont prévu pour élém. élect. et des applications mécaniques d'entraînement, les rotors sont formés d'un ordre des disques en acier et nickel-basés EB-soudés d'alliage. Le GT10B a un compresseur de 10 étapes le rotor suivant les indications du schéma 13, dans lequel les quatre étapes à haute pression finales au côté droit sont faites à partir des disques UDIMET-500 et des étapes de plus basse pression sont faites à partir de la norme suédoise 2596 acier inoxydable austénitique. Tous les disques sont entièrement usinés avant la soudure et le plein alignement du rotor entier (sans davantage d'usinage) est effectué à une tolérance maximum pour la longueur et l'excentricité de +/-0.06 millimètre. Dans la pratique c'est typiquement dans la gamme de 0.03 à 0.04 millimètre, y compris les tolérances de fabrication de disque, qui sont typiquement moitié de toute l'erreur. Le plus grand montage de disque soudé dans une opération simple par puissance Suède d'ALSTOM est le disque de compresseur pour les 44 MW Turbomoteur de GTX100A, qui est une construction entièrement en acier et est montré sur le schéma 14.

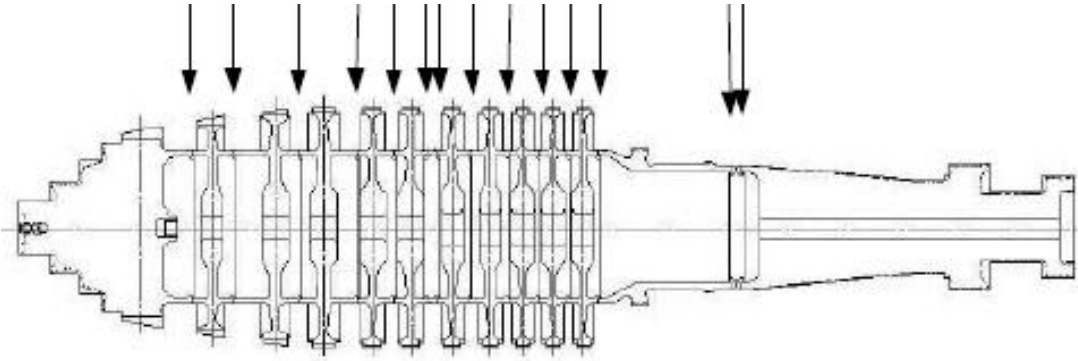


Figure 13. Arrangement général pour le rotor de compresseur complètement soudé de la puissance GT10B d'ALSTOM. Une série de soudures d'EB, comme indiquée par des flèches est employée pour construire le rotor. Les quatre disques à haute pression au côté droit sont faits de pièces forgées UDIMET-500 et sont EB soudé aux rotors austénitiques d'acier inoxydable.



Figure 14. Rotor EB-soudé par GTX100 de compresseur de puissance d'ALSTOM.

4.3 Soudure de bout de laser des matériaux de monocristal

La révision rentable de grands systèmes avancés industriels d'aubage de turbine à gaz en utilisant, par exemple, des lames/palettes de monocristal exige l'introduction de

nouvelles procédures de réparation telles que le métal de laser formant (LMF) la technologie. La formation en métal de laser est un processus, par lequel le matériel de poudre ou de fil soit déposé sur un substrat par la fonte locale en utilisant une puissance élevée à rayon laser. De cette façon le nouveau matériel peut être ajouté sur un corps en bloc existant qui rend le processus attrayant pour la réparation locale des parties endommagées et chères telles que des aubes de turbine à gaz. Les processus de LMF pour des applications de turbine à gaz sont actuellement en cours de développement au centre de technologie de puissance d'ALSTOM, Daettwil. Le processus de LMF permet l'accumulation des bouts de lame avec l'impact minimum de la chaleur au composant, tel que pendant le laser la fissuration et la recristallisation du procédé de réparation peuvent être évitées et l'orientation de monocristal du substrat est maintenue par l'interface dans le matériel déposé.

Des bouts de lame de monocristal ont été reconstruits en utilisant une nouvelle génération des lasers de diode couplés par fibre de puissance élevée (ROFIN DF012HQ) et la manipulation de robot du laser/de tête de poudre (voir le schéma 15). La poudre et à rayon laser sont combinés dans une tête coaxiale de poudre de laser qui intègre également un dispositif en ligne de surveillance de processus. Les lasers de diode de puissance élevée sont devenus tout récemment disponibles avec à qualité proportionnée de faisceau pour la formation en métal de laser. Avec l'exécution d'aujourd'hui ils sont devenus une source d'énergie très attrayante pour l'en raison de processus de LMF de leur petite empreinte de pas, rendement élevé et rugosité. Plus W de 1000 de puissance de laser à onde continue (CW) peut être facilement transmis à un robot de six haches (ABB IRB4400) par les fibres optiques flexibles, qui a comme conséquence des possibilités du revêtement 3D aux charges de placement raisonnables. Des conditions de traitement optima ont été dérivées des études systématiques d'influence de paramètre de processus sur la microstructure des couches déposées. La croissance épit axiale assortie peut être obtenue sur des substrats de monocristal si des paramètres de processus appropriés sont choisis. Comme directive simple le rapport aux gradients thermiques dans la zone de soudure de la vitesse de solidification devrait être plus haut qu'une valeur- seuil dépendante matérielle, si la croissance de monocristal est désirée. L'utilisation des lasers fibre-couplés de diode a comme conséquence une distribution d'intensité de laser de dessus-chapeau, qui aide à répondre à ce critère.



Figure 15. Équipement utilisé pour le métal de laser formant au centre de technologie de puissance d'ALSTOM : Un laser de diode couplé par fibre de puissance élevée (laissé) fournit plus W de 1000 de puissance de laser à un bec coaxial de poudre qui (droit) est manœuvre par un robot de 6 axes.

Le schéma 16 montre le métal épité axial de laser formant (E-LMF) d'un bout de lame de turbine des turbines GT26 à haute pression. La poudre est fournie par un conducteur jumeau disponible dans le commerce de la poudre 10C de Sulzer Metco en utilisant L'argon comme gaz de protection. Habituellement, 5 à 8 couches de nouveau matériel sont ajoutées sur l'un l'autre afin de reconstruire un bout de lame de 2 ou 3 millimètres de hauteur. Il est suffisante permettre l'exactitude du robot près du revêtement formé par filet. Poteau-souder dans la plupart des cas l'usinage est réduit à un meulage simple à la longueur opération. Le schéma 17 montre un tronçonner par une section du bout de lame. La croissance entièrement épitaxiale par plusieurs couches est évidente. L'habillage matériel épitaxial a comme conséquence les propriétés thermo-physiques assorties entre le substrat et le dépôt et donc dans une plus longue vie de lame. En raison du taux de refroidissement élevé la structure dendritique du dépôt est beaucoup meilleure que cela du substrat et de ceci a comme conséquence une distribution plus homogène des éléments d'enduit. Il peut également voir du schéma 17, cette accumulation matérielle fente-libre peut être réalisée sur la lame de turbine de turbines de monocristal, mais ce dépend du choix soigneux (et de la commande) des paramètres de processus et d'un matériel approprié de substrat-remplisseur combinaison. Dans des conditions optimas la microstructure de monocristal du dépôt peut être prolongé aux bords de la lame où le matériel poly

cristallin du plasma a pulvérisé MCrAlY l'enduit de recouvrement peut être présent. Habituellement le dessus de la dernière couche solidifiée avec la microstructure polycristalline. Cette couche extérieure mince peut être transformée en matériel de monocristal par une étape de refonte finale (sans approvisionnement de poudre) ou simplement être usinée loin.

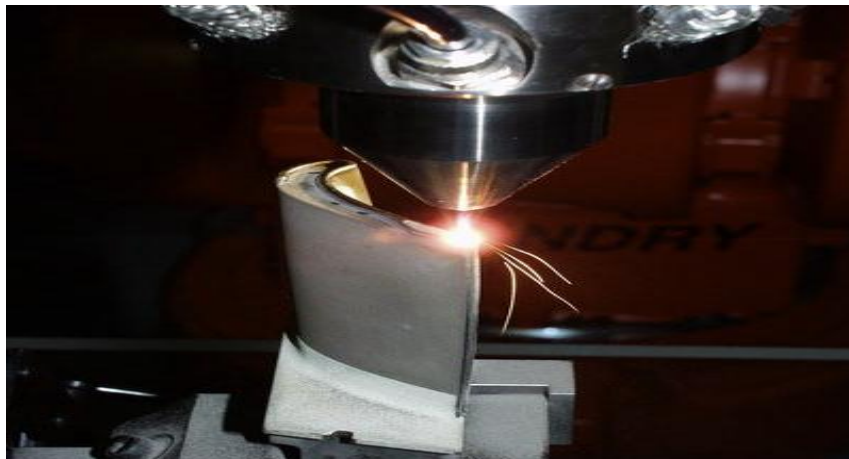


Figure 16. Métal épitaxial de laser formant (E-LMF) sur un bout de lame de turbine de turbines de monocristal de la puissance GT26 d'ALSTOM.

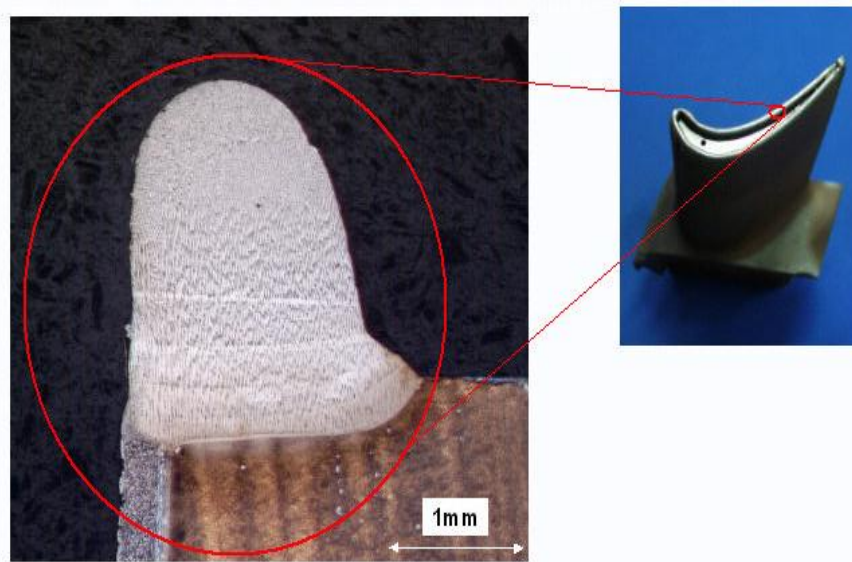


Figure 17. La microstructure d'un métal de laser a formé le monocristal, bout de lame de turbine de turbines. Cinq couches du remplisseur de propriété industrielle de la soudure ALSTOM ont été déposées sur l'un l'autre. L'image vers la droite montre que la lame de turbine de turbines directement après soudure avant après soudure l'usinage.

Il peut voir du schéma 17 que la zone affectée de refonte et de chaleur est limitée à une couche extérieure peu profonde qui est d'approximativement 500 millimètres de profondeur. Le matériel dessous n'est pas affecté et ne maintient pas son caractère après que l'opération de soudure ait été accomplie.

5. Conclusions

- a) La fabrication rentable des moteurs de la performance moderne et haute IGT dépend de la capacité de joindre une gamme des superalliages basés par nickel mélanger l'arc à tungstène de gaz, la soudure laser de faisceau d'électrons et, de plus en plus, les méthodes telles que le frottement ou la liaison d'inertie.
- b) Beaucoup des plus les alliages basés par nickel dilué sont par habitude soudés mélanger des processus conventionnels de TIG et cette technologie est principale à réaliser les objectifs de coût et de fiabilité spécifiques par les fabricants et les opérateurs.
- c) La soudure de haute résistance, les matériaux durcis par précipitation présente beaucoup plus d'un problème car ce sont à zone affectée de chaleur encline et âge de contrainte pendant que des limites la soudabilité de fabrication et de réparation pour ces alliages. En conséquence, plus de méthodes de jointure de roman telles que le dépôt de poudre de laser et soudage par friction sont évalués.
- d) Un certain nombre de facteurs s'avèrent pour affecter la propension pour des défauts : la composition (contenu en aluminium et titanique), la grosseur du grain, pré et poteau-soudent le traitement thermique, comme le procédé de soudure lui-même (commande d'entrée de chaleur et de vitesse transversale).
- e) Des méthodes de soudure par faisceau d'électrons et de dépôt de poudre de laser sont employées de plus en plus pour produire de hautes intégrité-hautes constructions soudées d'exécution dans une gamme des composants de turbine à gaz, tels que les disques de rotor et les lames de turbine de turbines basés par nickel.
- f) L'identification de paramètre de processus est en grande partie empirique et un plus plein arrangement des processus de jointure dépend du développement et de l'application des techniques de modélisation numériques plus sophistiquées.

Le soudage à l'arc : une technique pluridisciplinaire

1 Introduction

L'opération de soudage a pour objet d'assurer la continuité de la matière à assembler. Le soudage est une technologie habilitante à la base de grands secteurs industriels parmi lesquels on peut citer le nucléaire, la pétrochimie, la construction navale, l'automobile, l'aéronautique et le génie civil. L'activité économique générée par la fabrication de matériels technologiques associés est considérable au niveau mondial. Pour autant celui-ci est perçu par beaucoup comme une technologie rudimentaire [52]. Les principales avancées scientifiques et technologiques ont pris place entre les années 70 et 90 en phase avec le développement de la pétrochimie et du nucléaire [53]. On peut citer le centre technique de la SAF aujourd'hui Air Liquide Welding pour le développement des matériels de soudage, qui a vu le jour dans les années 60. Dans les années 80, des sociétés utilisant les procédés de soudage comme Framatome ou Areva, et encore Serimer devenu Serimax, ont également créé leur centre technique R&D dans le cadre de leurs applications soudées. Ces applications de plus en plus diversifiées et complexes nécessitent de nouvelles avancées dans l'élaboration des matériaux et donc aussi de nouveaux procédés de fabrication afin d'assurer par exemple leur soudabilité. De plus, les contraintes liées à l'industrialisation de la production demandent une maîtrise de la qualité, donc des procédés de fabrication. Les procédés sont automatisés et/ou robotisés, les opérations d'assemblages sont programmées, leurs suivis en temps réel nécessitent des instrumentations sophistiquées (suivi de joint, contrôle des paramètres de soudage). Ainsi, les problématiques dans le contexte des assemblages soudés demandent de plus en plus de compétences et de connaissances dans de nombreuses disciplines des sciences de l'ingénieur. Ces années-là, le soudage est passé d'un art empirique à une activité technique pluridisciplinaire. Les procédés de soudage peuvent être classés suivant la nature de la source de chaleur comme :

- Un arc électrique est utilisé en **Gas Métal Arc Welding (GMAW)**, **Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)**, **Plasma Arc Welding (PAW)**, et **Submerged Arc Welding (SAW)** ;
- Un LASER ou un faisceau d'électrons pour les procédés à haute densité d'énergie
- Une flamme oxyacétylénique (chalumeau) ;

Le soudage mécanique par friction malaxage (FSW) ;

- Etc.

Dans le cadre de cette étude, seuls les procédés à l'arc sous aux Gazeux GMAW et GTAW seront considérés. Ils se distinguent par une électrode fusible pour le premier et réfractaire plus un métal d'apport pour le second. Les procédés à l'arc se composent d'un générateur, d'une torche et d'un gaz de protection.

D'un point de vue physique, lors d'une opération de soudage à l'arc, l'interaction de la matière avec le plasma, se manifeste par des phénomènes de transferts thermiques rapides, de fusion et de

Circulation vigoureuse du métal dans le bain liquide, générés par l'effet combiné de la convection naturelle, les tensions superficielles, les forces électromagnétiques et la poussée de l'arc (figure

1.1). Par conséquent, les forts gradients thermiques et les mouvements de convection du métal

Liquide affectent le volume et la forme du joint soude.

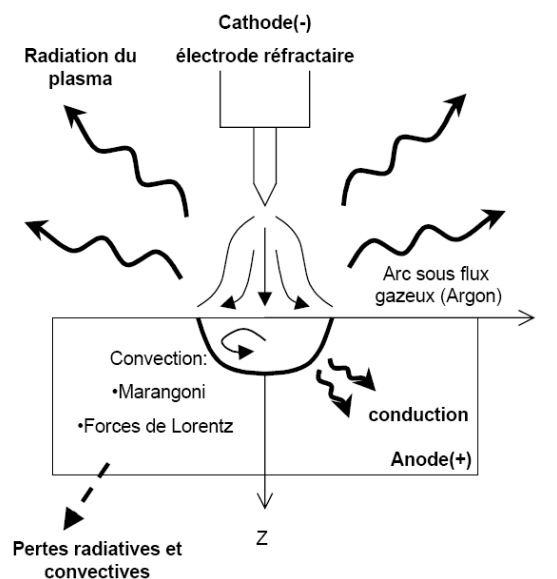


Figure 1.1 Schéma soudage TIG et les phénomènes physiques mis en jeu [54]

La géométrie du bain, les températures du bain et du plasma ont une influence sur les modifications microstructurales. Les taux d'azote, d'oxygène et d'hydrogène au voisinage du métal fondu ainsi que la vaporisation des éléments d'alliage à la surface du bain ont une grande influence sur la composition, la microstructure résultante et

sur les propriétés mécaniques de la soudure [52],[55]. Ainsi dans le cadre des applications soudées, il apparait des couplages multi physiques forts avec des temps et des longueurs caractéristiques différents. Leurs études semblent primordiales an de faire évoluer et optimiser les opérations en soudage a l'arc. Il est présente en premier lieu, l'étude des procédés a l'arc a travers une revue technologique actuelle. Ensuite, les disciplines impliquées pour la description et l'élaboration d'un assemblage soude sont étudiées : physicochimie de l'arc, du bain de fusion, puis la thermique et les conséquences métallurgiques et mécaniques. Il est inclus les méthodes de caractérisation expérimentale, la modélisation de ces processus et les solutions de contrôle du procédé proposées a ce jour.

1.2 Les principales technologies des procédés à l'arc

Dans cette section on présente l'aspect technologique du matériel de soudage et on mettra l'accent sur l'enjeu considérable que constitue la recherche sur l'amélioration des sources de puissance pour maintenir : la compétitivité de ces procédés de soudage a l'arc vis a vis des autres technologies d'assemblages et la qualité et l'intégrité des joints réalisés. Aussi cette revue Technique permettra d'appréhender les principales sources de bruits induits par le procédé.

1.2.1 Sources de courant pour le soudage à l'arc

Les sources de courant récentes pour le soudage a l'arc sont de technologie onduleur. Elles ont pour avantages d'être moins encombrantes, plus légères et surtout multi-procédés [55] (Électrodes enrobée, GTAW & GMAW). An de répondre a la demande de la production pour de nombreux matériaux, les fabricants de postes a souder, ont du imaginer différents types de courants [56].

C'est d'ailleurs, entre autres, pour cet objectif de soudabilité de matériaux de plus en plus complexes métallurgiquement, que la course aux développements de nouvelles sources de courant, toujours plus performantes, reste un de majeur.

1.2.1.1 Différents courants produits

Le générateur de soudage peut fournir trois types de courant :

1. du courant continu : la polarité est choisie suivant l'élément à fondre (électrodes ou tôle) dans la mesure où l'élément soumis au bombardement des électrons reçoit la plus grande quantité d'énergie. Ainsi dans le cas du soudage MIG/MAG (Métal Inerte Gaz / Métal Active Gaz), sauf cas particulier du soudage utilisant des fils fourrés basiques, il est nécessaire de faire fondre le 1 d'apport qui est donc soumis à une polarité positive. Dans ce cas, le terme de polarité inverse est utilisé pour désigner cette configuration de soudage. Au contraire, les torches de soudage TIG (Tungstène Inerte Gaz) utilisent une électrode infusible et afin de préserver l'électrode, une polarité directe est appliquée. En courant continu, une différence de potentiel continue est créée entre l'électrode et la tôle. L'électronique du générateur régule l'énergie fournie à l'arc pour obtenir un transfert stable ;

2. du courant pulse qui est similaire au courant continu mais constitue de deux temps de niveaux d'intensité différents : l'un dit "froid" et l'autre dit "chaud" (figure 1.2). Cette forme particulière du courant permet de gérer l'apport d'énergie dans le métal de base et d'obtenir un transfert de métal sans court-circuit et extinction de l'arc [57].

3. du courant alternatif : pour des matériaux de nature bien spécifique et pour des types d'assemblages particuliers (alliages légers principalement), il est parfois nécessaire de produire un arc dont la polarité change régulièrement, il s'agit donc d'un courant alternatif. Les électrons circulent ainsi alternativement vers l'électrode (appelé dans le jargon du soudeur "phase de décapage", de l'alumine par exemple) puis vers les pièces à souder ("phase de pénétration", phase durant laquelle on apporte l'énergie qui fond le métal de base) (figure 1.3).

L'utilisation de trois types de courant permet de produire dans un environnement gazeux un arc électrique (puissance spécifique : de l'ordre de 10 kW : cm²) dont les caractéristiques doivent satisfaire aux contraintes imposées par la nature des éléments à assembler et par la configuration de l'assemblage. Ces sources vont fortement influencer le comportement dynamique du bain de fusion en GTAW comme en GMAW. Ces différents modes de courant ne sont pas que différentes manières de délivrer l'énergie pour la fusion du métal de base, mais aussi un moyen pour contrôler la fusion de l'électrode fusible du procédé MIG.

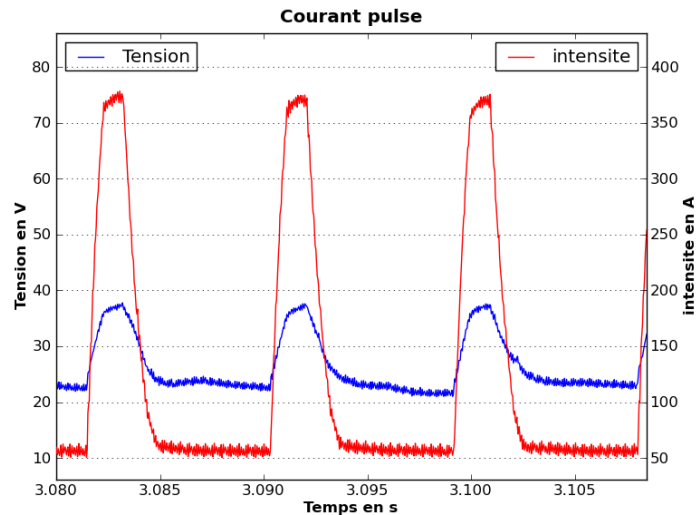


Figure 1.2 Diagrammes tension et intensité pour un régime de soudage pulsé

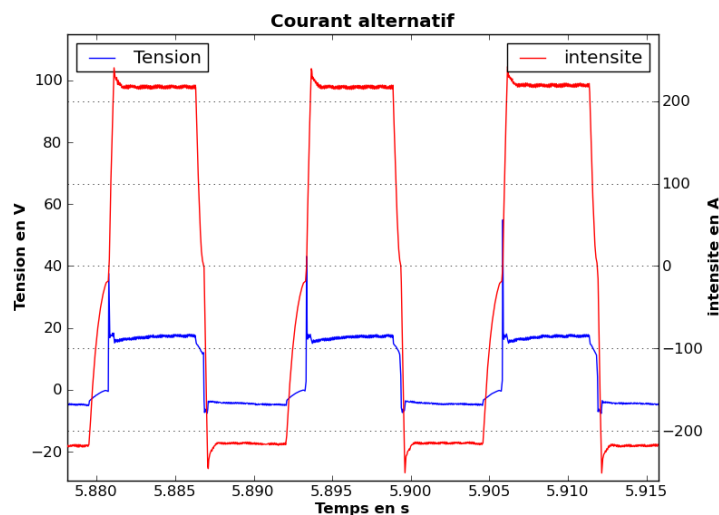


Figure 1.3 Diagrammes tension et intensité pour un régime de soudage alternatif

1.2.1.2 Évolution des technologies

Ces 30 dernières années, la technologie des postes à souder a bien évolué. Particulièrement grâce à l'introduction de l'électronique et du numérique, nous pouvons aujourd'hui réaliser et imaginer de nombreux développements. On pense tout d'abord à la possibilité de contrôler très nuement les régimes de courant. On peut programmer et expérimentera avec les générateurs actuels toutes sortes de formes d'ondes de courant ou de tension, suivant le paramètre de soudage que l'on souhaite réguler (en boucle de courant ou en boucle de tension). Par exemple l'apparition des

technologies MIG-MAG CMT (Cold Métal Transfer) de Fronius [58], RMD (réglementée Métal Déposition) de Miller [59] ou encore le STT (Surface Tension Transfer) de Lincoln Electric [60] est liée à cette évolution. Pour ces procédés l'innovation réside dans le contrôle du courant (Chute instantanée du courant avant le temps d'arc, figure 1.4). Le transfert métallique par court circuit est optimisé en minimisant le taux de projections métalliques et l'énergie transmise à la pièce. A noter, que le procédé CMT se distingue par un contrôle mécanique du retrait du fil d'apport autorisant ainsi le maintien d'un courant faible même en n du temps de court circuit. Ainsi, la rupture du pont liquide entre l'électrode fusible du procédé et le bain de fusion est garantie sans projections métalliques. Pour les utilisateurs les avantages sont : moins de parachèvement, moins de déformations de l'assemblage. Les modes de transfert seront amplement développés à la section 1.2.2.3.

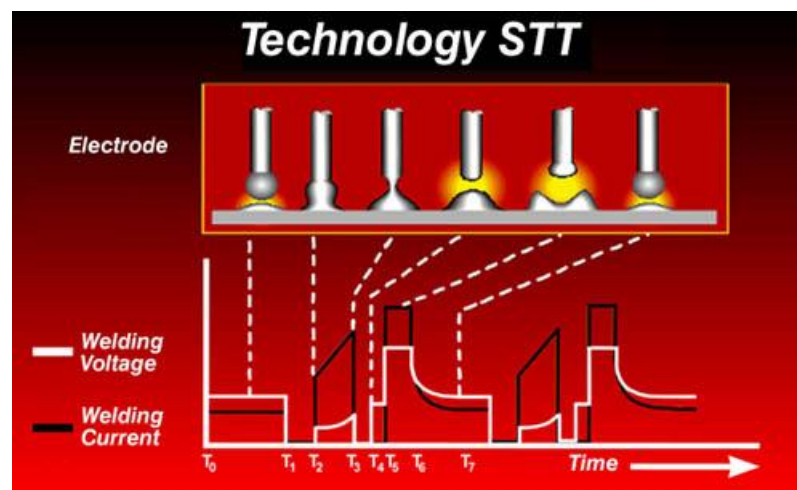


Figure 1.4 Diagrammes tension et intensité pour un court-circuit du procédé MIG-MAG STT
(Lincoln Electric) [60]

Ces évolutions ont fait aussi apparaître la notion de synergie en soudage. Une synergie est définie comme une association de plusieurs actions pour l'accomplissement d'une fonction ou d'un effet. Pour le domaine du soudage une synergie est une aide au soudage [61] ; ou plutôt une conjugaison de paramètres qui, grâce à des courbes les reliant, donne la possibilité d'ajuster, pour le soudage en MIG conventionnel (manuel), un paramètre qui est généralement la vitesse fil. De ce paramètre, découlent ensuite tous les autres tel que intensités, tensions, pentes,

fréquences et paramètres cycle. Cependant une synergie n'est dénie que pour une configuration donnée, c'est à dire que des paramètres inhérents au procédé doivent être choisis auparavant. Par exemple pour le procédé MIG conventionnel, (avant de définir la loi synergique), on fixe la nuance du l d'apport, son diamètre, le type de gaz utilise et la matière à assembler. L'épaisseur est un paramètre découlant de la vitesse de fil. L'évolution des technologies du soudage à l'arc permet un contrôle n des sources de courant.

Ainsi, elle nous donne accès a de nouvelles voies d'optimisation des procédés a l'arc. Comme, les effets combines d'un transfert métallique par court circuit avec un courant pulse durant les temps d'arc. La stabilité du transfert est plus grande, le contrôle de la taille des gouttelettes également [58]. Il semble important de bien identifier et comprendre les mécanismes physiques mis en jeux durant une opération de soudage.

1.2.2 Procèdes de soudage à l'arc sous flux gazeux

Les deux procédés a l'arc sous flux gazeux étudiés dans nos travaux sont les procédé TIG (GTAW) et MIG-MAG (GMAW). Les caractéristiques spécifiques a chacun de ces procédés sont ainsi mis en évidence (type de gaz de protection, forme de courant).

1.2.2.1 Procédé GTAW ou TIG

Parmi les procédés de soudage a l'arc, le procédé TIG permet de réaliser des soudures de qualité optimale car l'arc électrique est réalise sans transfert de métal, ce qui lui confère une très grande stabilité [62]. Cet arc électrique est crée et maintenu a l'extrémité d'une électrode de tungstène (non fusible, figure 1.5), pouvant contenir des éléments d'addition comme le thorium ou l'yttrium qui favorisent l'émission électronique, dans une atmosphère gazeuse inerte.

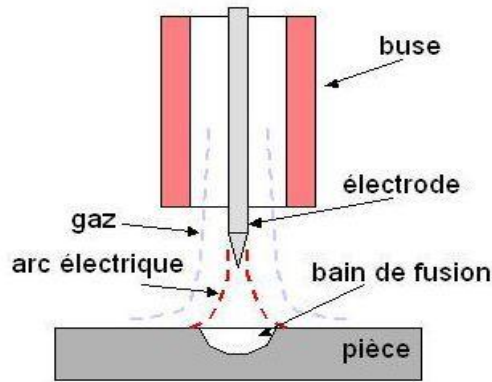


Figure 1.5 Principe du soudage TIG [23]

Le gaz de soudage le plus utilisé est l'argon (Ar). Ce gaz peut aussi être mélangé à de l'hélium ou de l'hydrogène afin d'augmenter la soudabilité. Le matériel du procédé TIG peut se décomposer en trois ensembles qui assurent chacun une fonction de l'opération de soudage :

- 1). le générateur de courant permet de délivrer un courant continu en mode lisse (de l'ordre de 50 à 400A) ou pulse, ou un courant alternatif ;
- 2). La torche de soudage, composée de l'électrode de tungstène (W), d'une arrivée de gaz, et d'une buse en céramique permettant de canaliser le flux gazeux, et éventuellement équipée d'un circuit de refroidissement. En soudage manuel, la torche est équipée d'une gâchette qui permet d'amorcer l'arc électrique et de démarrer le cycle de soudage ;
- 3). le gaz de protection, qui permet de protéger l'arc et le bain fondu de l'atmosphère ambiante.

Pour le soudage de l'acier, l'arc électrique travaille en polarité directe en courant continu. La torche de soudage possède alors la polarité négative (cathode) et la pièce à souder la polarité positive (anode). L'amorçage de l'arc électrique peut s'effectuer de deux manières : par "lift arc" ou par la création d'une haute tension entre l'électrode et la pièce, qui permet l'ionisation de l'atmosphère gazeuse.

- 1). Par contact (lift-arc) : Une mise en court-circuit par contact entre l'électrode et la pièce est établie pendant un temps très court permettant une ionisation gazeuse des atomes métalliques. Cette ionisation est suffisante à l'apparition d'un arc qui parvient à s'établir en retirant l'électrode de quelques millimètres (3 mm). Cette méthode est

utilisable avec tous les générateurs, elle comporte néanmoins un risque de contamination du au transfert de particules de Tungstène vers le métal de base et réciproquement.

2). Par hautes fréquences : le générateur permet de créer un arc électrique de faible intensité en appliquant une haute tension (environ 1000 V) a une très haute fréquence (environ 106 Hz) entre l'électrode et la pièce. L'ionisation de l'air entre pièce et électrode va permettre la création d'un arc de soudage de forte intensité malgré une tension modeste (environ 20 - 30 V). Cette méthode d'amorçage a pour inconvénient d'engendrer une pollution électromagnétique de l'environnement immédiat. le passage du flux d'électrons (arc électrique) est ensuite réalise de la cathode (électrode) vers l'anode (pièces a souder). Les phénomènes physiques intervenant lors du soudage a l'arc électrique sont nombreux (phénomènes électriques, dynamique du bain liquide, etc.), et cette étude a notamment pour but d'évaluer l'influence de chacun des paramètres sur la qualité de la soudure. On distingue cependant les paramètres suivants dont l'influence sur les caractéristiques géométriques (largeur et pénétration) de la soudure est plus ou moins prononcée :

1. les paramètres énergétiques, intensité du courant (I), tension d'arc (image de la hauteur d'arc, U), vitesse de soudage (Vs) ;
2. les caractéristiques de l'électrode (composition chimique, diamètre et angle d'affutage) ;
3. le gaz de protection (composition et débit) ;
4. les conditions d'échanges thermiques avec le milieu environnant (conditions de bridage, préchauffage éventuel, etc.).

En soudage TIG, le choix de l'électrode dépend a la fois du matériau soude (nature de l'électrode et affutage), de son épaisseur (implique le choix de l'intensité et donc du diamètre l'électrode).

Les électrodes employées sont majoritairement constituées de tungstène à plus de 99% en masse auquel on ajoute des oxydes métalliques pour augmenter l'émissivité électronique de l'électrode et donc le rendement. Ces oxydes sont ceux du thorium (ThO₂), du cérium (CeO₂), du lanthane (La₂O₃), du zirconium (ZrO₂) ou d'yttrium (Y₂O₃) finement disperses dans la phase W. Pour le soudage de l'aluminium, on trouve également des électrodes en tungstène pur. Le diamètre d'électrode est compris entre 1 et 8 mm. Le choix de l'affutage aura une influence non négligeable sur la forme de l'arc, et donc sur la soudure.

1.2.2.2 Procédé GMAW ou MIG-MAG

Comparativement au procédé TIG, le procédé GMAW se révèle plus rapide, notamment sur les matériaux plus épais. Aujourd'hui ce procédé de soudage est indispensable dans l'industrie de production en série de composants notamment robotisée [64]. L'arc électrique qui s'établit entre le fil qui constitue l'électrode fusible et le métal de base provoque d'une part la fusion localisée de ce dernier et d'autre part la fusion de l'extrémité du fil assurant aussi le métal d'apport. Le fil, généralement de petit diamètre (1:0mm), est continuellement amené à l'arc de soudage, par un mécanisme de dévidage (figure 1.6). Le matériel nécessaire au soudage par procédé MIG- MAG se décompose en quatre fonctions :

- 1). le générateur de courant continu en mode lisse ou pulse ;
- 2). les dévidoirs, qui assure l'amenée du fil fusible de la bobine jusqu'au tube contact à une vitesse donnée. La régularité du dévidage assurant la vitesse du fil est primordiale quant à la stabilité de l'arc et la qualité du soudage. Cette fonction est assurée par des galets d'entraînement motorisés, ces galets peuvent être différents selon la composition, le diamètre et les applications du fil utilisé ;
- 3). la torche de soudage, composée d'un tube contact, d'une arrivée de fil, de gaz, et d'une buse permettant de canaliser le flux gazeux, et éventuellement d'un circuit de refroidissement ;
- 4). le gaz de protection, qui permet de protéger l'arc et le bain fondu de l'atmosphère ambiante, et qui peut aussi suivant sa composition avoir un rôle actif dans les propriétés du cordon :
 - (a) le procédé MIG (Métal Inerte Gaz) emploie un gaz inerte. (Ar ; He ; etc.) ;
 - (b) le procédé MAG (Métal Active Gaz) utilise un gaz actif. (CO₂ ; Ar + O₂ ou/et CO₂). L'arc en soudage MIG-MAG est plus utilisé en polarité inverse, le métal d'apport est au pôle positif (Anode). Cette polarité assure une stabilité de l'arc et le fil subit le bombardement électronique. La polarité directe n'est employée que dans le cas d'utilisation de certains fils fourrés qui nécessitent d'être à la cathode.

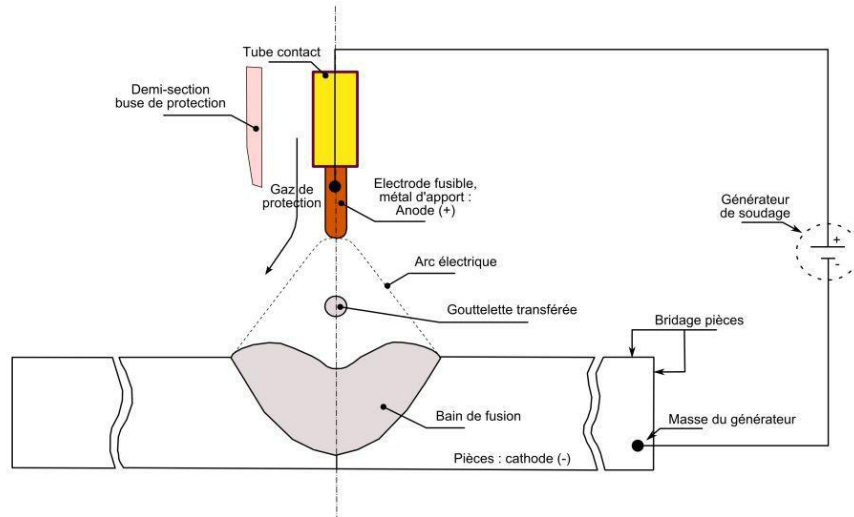


Figure 1.6 Principe du soudage MIG-MAG

1.2.2.3 Modes de transfert métallique en soudage MIG-MAG

Le transfert du métal dans l'arc et la fusion du fil peuvent s'effectuer de différentes façons en fonction de la composition du gaz de protection, de la tension et de l'intensité. Les principaux modes de transfert sont résumés à la figure 1.7 et présentés ci après :

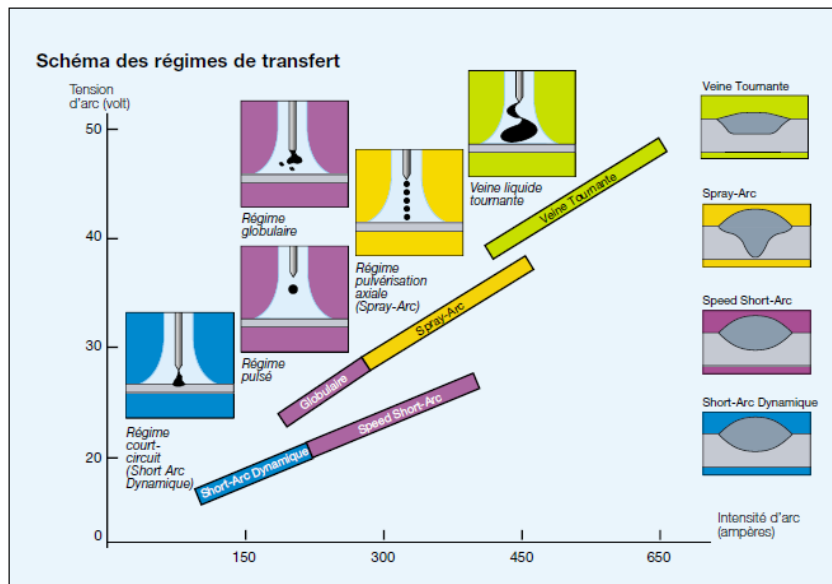


Figure 1.7 Plages de transfert métallique en soudage MIG-MAG [64]

Court-circuit : Pour de faibles énergies d'arc (soit une intensité variant de 50 à 200 A

Et une tension de 15 à 20 V) le dépôt de métal se fait de manière discontinue en une alternance de temps d'arc et de temps de court-circuit (figure 1.8). Durant le temps d'arc, c'est-à-dire durant la phase où est créé l'arc électrique, une goutte se forme au bout du fil par effet Joule dans la partie terminale et par l'influence de l'arc électrique et grossit jusqu'à venir en contact avec le bain, créant ainsi un court-circuit. Au cours de cette période de court-circuit, le courant augmente rapidement et engendre des forces électromagnétiques faisant apparaître un pincement entre la partie solide et la partie liquide du fil de soudage, ce qui facilite alors le détachement de la goutte. Suite à cela, un arc s'établit à nouveau entre le fil de soudage et la tôle. Un nouveau cycle de formation d'une goutte peut alors recommencer. Du à la faible énergie de l'arc, ce régime est appelé "froid". Dans le cadre du soudage en régime de court-circuit, la fréquence des phénomènes varie en fonction des réglages et oscille dans une gamme de 40 à 250 Hz.

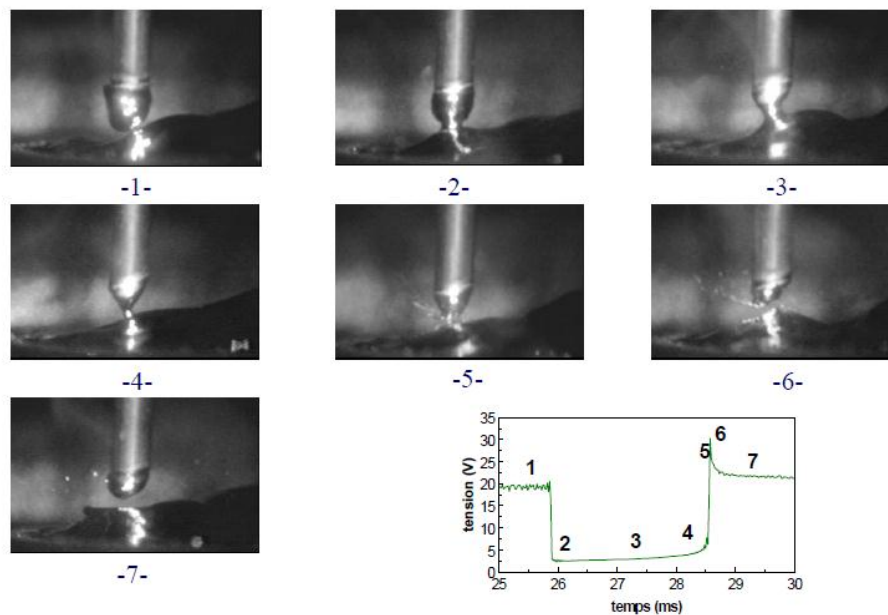


Figure 1.8 Diagramme tension de soudage et les images du transfert pour une Période court circuit [61]

Globulaire : Ce régime de soudage (figure 1.9) s'établit pour un niveau d'énergie se situant entre les niveaux d'énergie du régime de court-circuit et du régime par pulvérisation axiale.

Ainsi, les gouttes ont une croissance lente, et au contraire du régime de court-circuit, le courant n'est pas suffisamment élevé pour produire un resserrement du col entre la phase liquide et la phase solide et donc un détachement de la goutte. Le transfert se

fait par court-circuit lorsque la goutte touche le bain ou lorsque, sous l'effet de la pesanteur, la goutte se détache du fil. La goutte suit alors une trajectoire aléatoire qui n'est pas toujours dans l'axe de l'arc. Ce mode de transfert est instable et provoque de nombreuses projections. La forme des signaux électriques correspondant à ce régime est ceux du régime par court-circuit, à la différence que la fréquence du phénomène n'est plus régulière. Ce mode de transfert doit être évité au maximum.

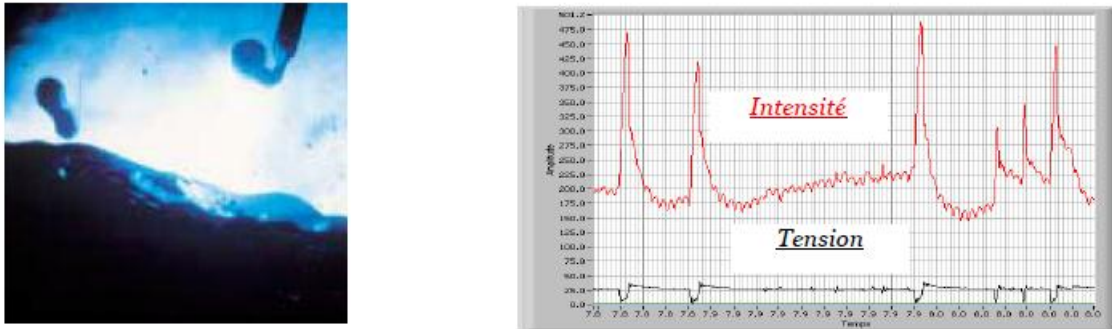


Figure 1.9 Diagramme intensité/tension de soudage et les images du transfert pour le mode globulaire [61]

Pulvérisation axiale : Pour des hautes énergies de soudage, soit une densité de courant supérieure à $250 \text{ A} : \text{mm}^2$ selon la nature du fil et le gaz de protection, le transfert de métal se produit sous forme de fines gouttelettes dont le diamètre est inférieur à celui du fil (figure 1.10). Les fines gouttelettes sont projetées à grande vitesse dans l'axe du fil. Ce transfert de métal procure un arc stable avec peu de projections et il permet une pénétration et un volume de métal déposés importants. Au vu du niveau d'énergie utilisée, ce procédé concerne les épaisseurs supérieures à 5 mm. Les signaux de tension et d'intensité observés entre l'électrode et la trôle sont pour ce régime quasi continus.

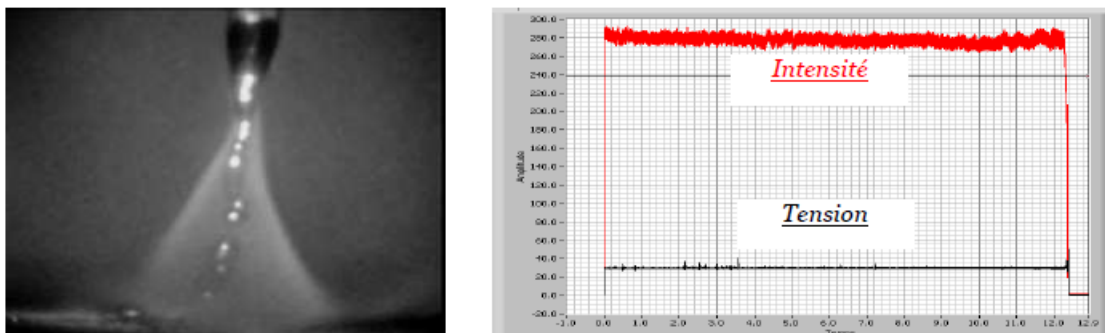


Figure 1.10 Diagramme intensité/tension de soudage et les images du transfert pour le mode spray [61]

Veine tournante : Pour des intensités de l'ordre de 500 A et des tensions de 45 à 50 V, le transfert par pulvérisation axiale est soumis à des forces électromagnétiques importantes. A ce niveau d'énergie, le métal liquide soumis à ces forces effectue un mouvement de rotation dans l'arc

(Figure 1.11). Au vu de l'énergie apportée par l'arc, ce régime permet une productivité élevée pour des éléments à souder de fortes épaisseurs.



Figure 1.11 Transfert métallique mode veine tournante [65]

Le mode pulse : Le régime pulse [66] est réalisé grâce à la superposition de pics d'intensité à un courant de base (forme d'onde créneaux). L'arc est constamment maintenu et il y a libération de gouttelettes de métal d'apport à la suite du pic d'intensité appelé autrement "temps chaud". Pour un bon réglage du procédé, la fréquence de transfert des gouttelettes correspond à celle des créneaux du régime "pulse". Lors des pics d'intensité (figure 1.12). Ce régime de transfert particulier permet de réaliser des cordons avec des contraintes d'épaisseur et de caractéristiques des matériaux qui nécessiteraient l'utilisation d'un régime globulaire. Pour améliorer le transfert des gouttes d'alliages légers, il y a le "synchro-pulse", qui génère deux créneaux pulses à des niveaux d'énergie différents.

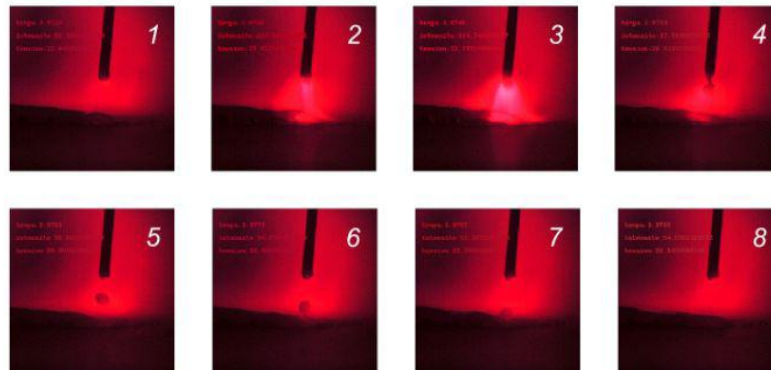
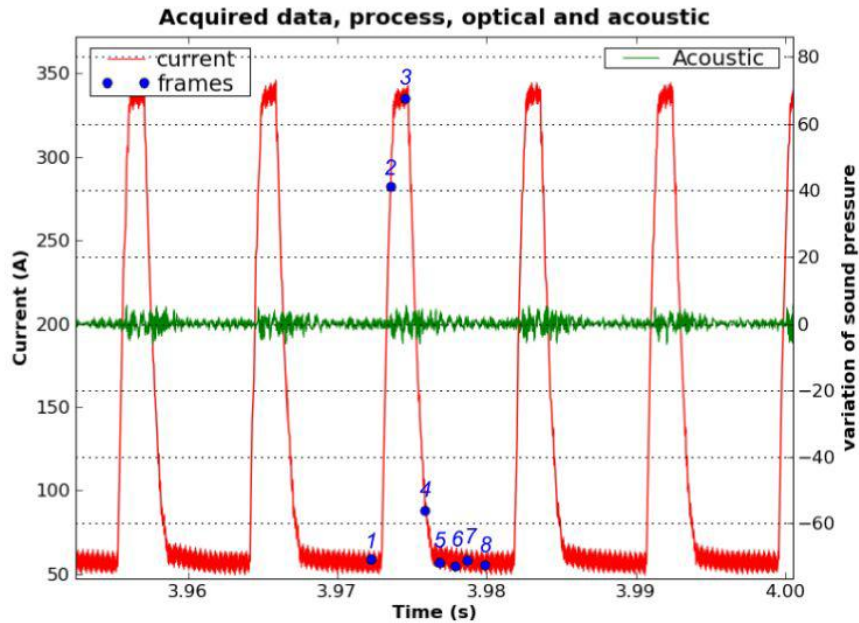


Figure 1.12 Diagramme intensité/tension de soudage et les images du transfert pour une Période pulsée [67]

1.3.6 Conséquences mécaniques associées au soudage

Les gradients thermiques localisés qui sont mis en jeu lors du soudage engendrent inévitablement des dilatations locales qui ont pour conséquence l'apparition de champs de déformations et de contraintes non uniformes dans le matériau, qui subsistent après retour à température ambiante [73]. Les distorsions ainsi induites par le procédé peuvent poser des problèmes de tolérances dimensionnelles, tout particulièrement si les structures soudées sont minces [68]. D'autre part, les champs de contraintes résiduelles auto-équilibrées qui subsistent après soudage dans le composant peuvent contribuer à diminuer la durée de vie de celui-ci, en favorisant les

ruptures de fatigue, la fissuration [69] et la corrosion. En outre, dans le cas de structures minces, les contraintes internes liées au soudage peuvent induire un état de flambage [70].

Bien que les contraintes résiduelles et les distorsions puissent être diminuées par des traitements thermiques ou mécaniques appropriés, leur détermination apparait comme essentielle, pour intégrer une meilleure maîtrise des marges de fabrication, pour diminuer les coefficients de sécurité et donc optimiser les couts de réalisation, ou encore en vue d'une analyse des risques de dommages. Dans cette optique, la simulation numérique par la Méthode des Éléments Finis est devenue un outil particulièrement intéressant pour prédire contraintes et distorsions résiduelles résultant du soudage (figure 1.48).

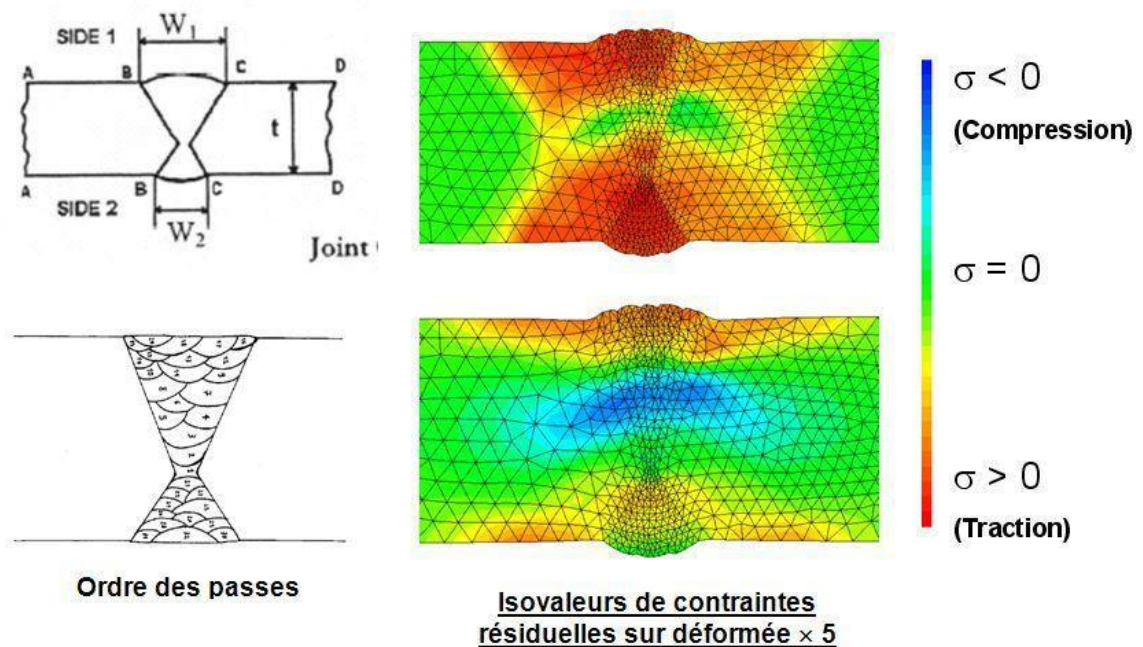


Figure 1.48 Exemple d'un résultat numérique de contraintes résiduelles atteintes pour une Soudure multi passes [71]

Le calcul des contraintes et distorsions de soudage nécessite la modélisation de phénomènes complexes thermiques, métallurgiques et mécaniques qui interviennent de façon couplée dans la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) lors du soudage [71]. Ceci implique notamment :

1). Le calcul de l'évolution thermique transitoire dans les pièces soudées, a partir de la définition de l'apport de chaleur d'après les paramètres de soudage, en tenant compte de toutes les non-linéarités (propriétés thermo physiques dépendantes de la température, chaleur latente de changement d'état, conditions aux limites) ;

2). Le calcul, le cas échéant, de l'évolution des proportions de phases métallurgiques susceptibles d'apparaître lors du soudage (phases bainitique et martensitique dans le cas des aciers faiblement alliés), qui s'accompagne de conséquences mécaniques qu'il peut être indispensable de prendre en compte (déformation métallurgique s'ajoutant à la déformation thermique lors des transformations, comportement plastique multi phase, plasticité de transformation, etc.) ;

3). Le calcul de l'évolution mécanique transitoire, tenant compte de l'évolution thermique et surtout métallurgique, avec une loi de comportement adaptée pour toutes les phases métallurgiques en présence (écrouissage cinématique, viscoplasticité, etc.)

Ces calculs thermiques, métallurgiques et mécaniques sont menés d'abord par une simulation thermo métallurgique, suivie d'une simulation mécanique chaînée tenant compte des effets thermiques et métallurgiques. L'expérimentation constitue ainsi une approche complémentaire en permettant par exemple l'accès aux déformations. On peut en effet utiliser des jauges de déformations (électriques ou optiques pour des mesures locales) ou des moyens optiques (mesure de champs de déformations) pour qualifier et quantifier les distorsions et déplacements. Johnson [72] utilise par exemple des moirés en face envers pour mesurer les champs de déformations en cours de soudage.

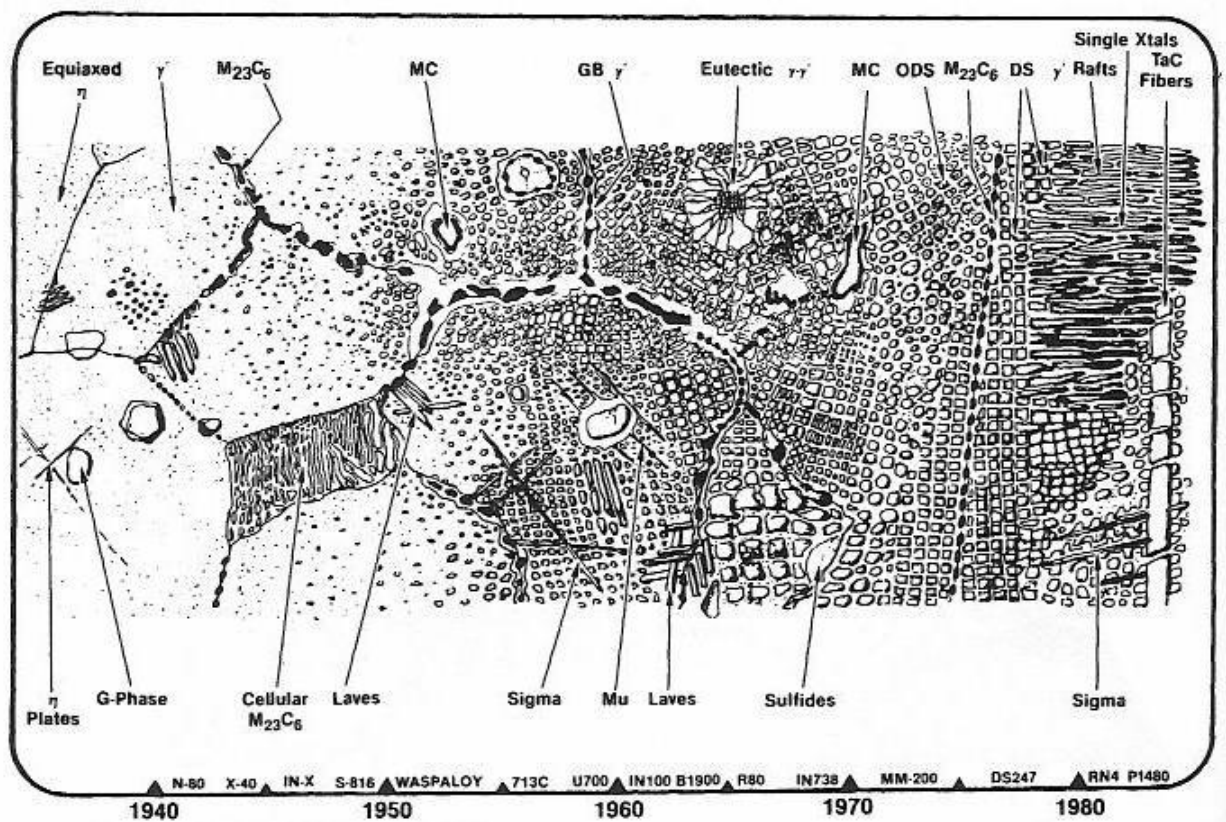


Fig. 8. The microstructure. Panorama of the development of nickel superalloy microstructure showing both useful and deleterious phases.⁷

microstructure superalliage de nickel montrant phases utiles et délétères)).

