

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

UNIVERSITE MOHAMED BOUDIAF - M'SILA

FACULTE DETECHNOLOGIE

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

N° : FP-13



DOMAINE : SCIENCE ET TECHNOLOGIE

FILIERE : GENIE MECANIQUE

*OPTION : FABRICATION MECANIQUE ET
PRODUCTIQUE*

**Mémoire présenté pour l'obtention
Du diplôme de Master Académique**

Par: GUESSOUMA LAMINE

Intitulé

**Etude du comportement de l'inconel 738 sans
et avec traitement mécanique**

Soutenu le : 18-06-2018

Soutenu devant le jury composé de:

Mr. MAKRI .H	Université de M'sila	Président
Mr. SEBHI. A	Université de M'sila	Rapporteur
Mr. ARESLENE .M	Université de M'sila	Examineur
Mr. BELHOUCINE .A	Université de M'sila	Examineur

Année universitaire : 2017 /2018

Remerciements

*Tout d'abord, louange à « Allah » qui m'a guidé sur
le droit chemin tout au long du travail et m'a inspiré les bons pas
et les justes reflexes Sans sa miséricorde, ce travail n'aura pas abouti. Qu'il me
soit permis ici de dire ma gratitude à ceux qui m'ont donné beaucoup de soin
à l'élaboration de ce modeste travail et m'ont guidé sur
le bon chemin,
en espérant que ce mémoire soit le reflet de la bonne formation
que j'ai reçu.*

*Je tiens à remercier vivement mon encadreur Mr
SEBHI Ammar pour le soutien et l'aide .*

Encore mes amis :

*dans le laboratoire de génie Mécanique
et Mes amis dans le hall technologie
à mes attentes ; qu'ils trouvent ici l'expression de
mon amitié et sympathie*

*. Et tous les enseignants Département de génie mécanique
Enfin, je remercie les membres de jury pour avoir .*

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail à : Les deux personnes les plus chers au monde que je ne peux les remercier jamais assez de : leur aide, encouragements, soutiens, sacrifices et leur patiences pendant la

durée d'étude

mes parents

ma vie : mon épouse

A tous les professeurs de "Génie Mécanique "

A tous mes amies

A mon amie "fetita Mohammed Nadir"

A toute la famille "GUESSOUMA"

GUESSOUMA Lamine

SOMMAIRE

Liste des figures

Liste des tableaux

Introduction générale 1

CHAPITRE I : LES SUPERALLIAGES

Introduction	4
I.1 Définition	4
I.2 Les superalliages à base de nickel	5
I.2.1 Structure d'un superalliage à base de nickel	5
I.2.2 Composition chimique	6
I.2.3 Rôles des composants	7
I.2.3.1 Rôle et importance de la phase γ'	7
I.2.3.2 Dimensions des précipités de γ'	10
I.2.3.3 Rôle des carbures	10
I.2.3.4 Rôle des différents éléments d'alliage.	11
I.2.4 Influence de la grosseur du grain	12
I.2.5 La résistance à la corrosion	13
I.2.6 Alliages moulés.	14
I.2.7 Mode de durcissement.	15
I.2.8 Usinage	16
I.2.9 Soudabilité	17
I.2.10 Traitement thermique des superalliages	18
a. Mise en solution.	19
b. Traitements de précipitation (revenus)	20
I.2.11 Décapage et revêtement de surface	21
I.2.12 Application..	22
I.3 L'INCONEL 738	22
Introduction	22
I.3.1 Composition.	23
I.3.2 Traitement thermique.	24
I.3.3 Propriétés physiques.	25
I.3.4 Propriétés mécaniques	26
I.3.5 Fabrication	27

I.3.6 Soudabilité	27
-------------------	----

CHAPITRE II : TRAITEMENTS THERMIQUES

II.1. Modes de durcissement de l'Inconel 738	29
II.2. Mise en solution, vieillissement et évolution de la microstructure	30
II.2.1. Mise en solution de la phase γ' .	30
II.2.2. Revenu ou vieillissement de la phase γ'	31
II.2.3. Phase γ' , traitements thermiques et micrographies:	34
II.3. Solidification dans les superalliages:	37
II.4. Généralités sur la microstructure durant la solidification:	37
II.5. Formation de la structure dendritique de la phase primaire	39
II.6 . Précipitation γ' nitragranulaire	40
II.7.Conclusion	42

CHAPITRE III: PARTIE EXPERIMENTALE

III .1. L'obtention des échantillons	44
III.2. Les cycles thermiques appliqués	45
III .3.Préparation des échantillons	47
III .3.1. Le polissage mécanique	47
III .3.1.1. Pré polissage	48
III.3.1.2. Séchage	48
III .3.2. La mesure de La micro dureté	49
III .32.1. Essai de dureté Vickers HV	49
III .3.2.2. Principe	49
III .3.2.3. Condition de l'essai de dureté Vickers	51
III .4.Interpretation des resultats	51
III.4.1 Les résultats de la microdureté obtenus	52
III.4.2 Interprétation des résultats de la microdureté	56
Conclusion Générale	58
Bibliographie	60

Liste des Figures	
Figure 1 .1 : Structure d'un superalliage à base de nickel [9]	5
Figure 1.2: Morphologie des précipités γ' (MET). [4]	8
Figure 1 .3: Rôle de la phase γ' dans les joint triples. [2].	8
Figure 1.4 Durée de vie en fluage en fonction de la fraction volumique de la phase γ' [5].	9
Figure 1.5 Comportement des phases γ et γ' par rapport à la température [2]	9
Figure 1.6 Morphologie de précipitation de la phase γ' dans l'alliage à base de nickel contenant 20% de chrome et 2.5% de titane [6].	10
Figure 1.7 : Effet de la fraction volumique de γ' sur la résistance des super alliages [4].	15
Figure 1.8 Fissure après solidification suite à un soudage TIG d'une plaque en IN 718 . [10]	17
Figure 1.9: Soudabilité des superalliages à base de Nickel [6]	18
Figure 1.10 thermo scientifique [19].	24
Figure 1.11 résultats de la détection des composants de IN 738 [19]	24
Figure 1.12 Propriétés de rupture sous contraintes de l'alliage IN 738 [18].	27
Figure 2 .1 : Évolutions de (a) la dureté, (b) la fraction de précipités γ' , mesurées à température ambiante, après un traitement de vieillissement de 16h à différentes températures [3].	33
Figure 2.2 : Micrographies observées suite à différents traitements thermiques. Après le traitement de mise en solution, le refroidissement s'est fait à l'argon turbiné. La durée des traitements est supposée être respectivement 2 heures et 24 heures. Les températures de traitement sont : (a) 1120°C – 845°C, (b) 1200°C – 845°C, (c) 1120°C – 1065°C et (d) 1200°C –1065°C. [9]	36
Figure 2.3 : Effet du vieillissement à 850°C sur la taille et la distribution des précipités γ' dans l'Inconel 738LC. (a) Mise en solution standard suivie d'un vieillissement standard, (b) traitement standard suivi d'un vieillissement de 3 000 heures.	36
Figure 2.4: Représentation schématique de la solidification d'un alliage ternaire Ni-Al-Ti de composition nominale M. Le chemin de solidification implique successivement le péritectique P et l'eutectique E [7].	38
Figure 2.5: Observation de la précipitation γ' intragranulaire.[4]	40

Figure 3.1: l'échantillon	44
Figure 3.2: machine coupement à froid Discotom-2.	44
Figure 3.3: Le four Nabertherm.	45
Figure 3.4: échantillons après le traitement	45
Figur 3.5 La courbe 1 de traitements thermiques avec les différentes températures et termes de temps de maintien.	45
Figure 3.6: échantillons après le traitement thermique	46
Figure 3.7 : Support disque de résine.	46
Figure 3.8 : machine de Polissage.	47
Figure 3.9: Séchoir.	48
Figure 3.10 : Exemple typique d'une empreinte de notre alliage.	49
Figure 3.11: Duromètre Wilson VH330	50
Figure 3.12 : une empreinte.	50
Figure 3.13: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 1	51
Figure 3.14: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 2.	52
Figure 3.15: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 3	53
Figure 3.16: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 4	54
Figure 3.17 : Histogrammes comparatifs illustrant La microdureté.	56

Liste des Tableaux	
Tableau 1.1 Composition chimique de l'Inconel 738 [18].	23
Tableau 1.2 Module de Young (transversale et longitudinale) et coefficient de poisson [10].	25
Tableau 1.3 Les propriétés de traction à chaud de l'IN-738 [18].	26
Tableau 1.4 Propriétés de fatigue du l'IN-738 [16]	26

Introduction

Introduction :

Les superalliages à base de nickel sont largement utilisés dans la fabrication des turbines à gaz, particulièrement dans la fabrication des aubes qui sont en contact direct avec les gaz chauds, lors de leur exploitation. De ce fait, ces aubes sont soumises à des températures élevées, à des contraintes statiques et dynamiques importantes et à une érosion et/ou une corrosion à chaud pouvant être très sévères.

Pendant le service, les aubes subissent donc des dégradations naturelles ou accélérées dues aux différentes causes.

Ces dégradations ou détériorations sont d'origine métallurgique ou mécanique ; elles ont pour résultats l'abaissement de la fiabilité et de la disponibilité des turbines à gaz et l'augmentation de leur probabilité de défaillance.

Généralement, il est attendu de ces aubes une durabilité avoisinant les 50 000 heures de fonctionnement ; malheureusement, ces composants subissent souvent des dommages tels que :

impact, fissure, usure, destruction du revêtement protecteur, dégradation de la microstructure etc., bien avant d'avoir atteint leur durée de vie théorique.

Les coûts de remplacement étant onéreux (le prix d'une aube de turbine est de l'ordre de 1.500 Dollars US), les utilisateurs de turbines à gaz préfèrent souvent réparer les aubes endommagées, réalisant ainsi des économies substantielles.

Les utilisateurs de turbines à gaz et les réparateurs spécialisés se sont investis à développer des techniques fiables de réparation ; le résultat est qu'on peut aujourd'hui rénover une aube endommagée et lui redonner une durée de vie théorique pouvant atteindre celle d'une aube neuve, cela à un prix ne dépassant guère 60% du coût de cette dernière ! Les économies réalisées sont donc très importantes.

Les aubes sont généralement fabriquées dans des alliages de nickel durcis par précipitation d'une phase cohérente riche en nickel et en titane qui les rend sensibles à la fissuration à chaud lors du soudage.

En Algérie, la Division de Transport par Canalisation (TRC-Sonatrach) dispose à elle seule, d'un parc d'environ 300 turbines à gaz (tous types confondus).

Le rotor d'une turbine à gaz type GE Frame 3, par exemple, comporte 80 aubes ; ce qui explique la nécessité accrue de trouver des procédés de réparation pour ces aubes.

Ce travail a été divisé en deux parties :

Partie I théorique contient :

Le chapitre 1 :

est consacré aux différentes familles de superalliages et à leur utilisation;

rôle des composants, traitements thermiques, usinage et soudage.

Le chapitre 2 :

test de dureté avant et après traitement thermique , échauffement , maintien ,Trempe , revenu pour l'inconel 738

Partie II expérimentale contient :

Le chapitre 3:

Expliqué les cycles thermiques que nous avons appliqué sur ce superalliage et concernant l'interprétation des résultats obtenues au niveau avant et après chaque cycle de traitement thermique corrélées par la mesure de dureté l'inconel 738

CHAPITRE I

Les Superalliages

Introduction

Des progrès spectaculaires ont été accomplis depuis une quarantaine d'années dans le domaine des alliages réfractaires destinés à la construction des parties chaudes de turbomachines.

C'est la disponibilité sur le marché des alliages résistant mécaniquement et chimiquement à des températures de plus en plus élevées qui conditionne le développement de ces machines.

On sait, en effet, que le rendement de la turbine à gaz augmente rapidement avec la température : ainsi, une élévation de la température d'entrée des gaz de combustion de **1300** à **1500** °C [8], atteinte actuellement dans les turbines performantes.

Une telle température est supérieure aux capacités d'exploitation des alliages connus et nécessite un système de refroidissement efficace ; d'où le très grand intérêt de disposer de matériaux résistant à des températures de plus en plus élevées et simplifiant le système de refroidissement.

Ces matériaux, qui sont des alliages au chrome à base de nickel, ou de cobalt ou encore d'une combinaison de ces éléments avec le fer, sont appelés superalliages.

I.1.Définition

Les superalliages sont des alliages développés pour travailler à des très hautes températures de services, ils sont des matériaux métalliques combinant de hautes caractéristiques mécaniques dans un large domaine de températures et une excellente tenue à la corrosion et/ou à l'oxydation.

On peut diviser les superalliages en trois familles :

- ❖ alliages à base de fer-nickel-chrome .
- ❖ alliages à base de nickel.
- ❖ alliages à base de cobalt.

Leur résistance élevée au fluage est due principalement aux trois facteurs :

- ❖ raidissement de la matrice par addition des éléments : molybdène, tungstène, cobalt, niobium, tantale, vanadium ;

- ❖ présence d'une phase intermétallique finement précipitée ;
- ❖ présence de carbures.

I.2 Les superalliages à base de nickel:

Ils sont connus notamment sous les noms de marques :

Inconel (Inco) et **Hastelloys** (Haynes international) [10], ils présentent d'ailleurs de très nombreuses nuances dont des alliages **superréfractaires** utilisés à hautes températures.

I.2.1 Structure d'un superalliage à base de nickel :

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

Donc, un superalliage est un solide biphasique :

- une matrice austénitique :
- système CFC désordonné;
- des précipités formant un système CFC ordonné Ni₃Al.

Ces deux phases sont mixées sans qu'il y ait rupture de la structure.

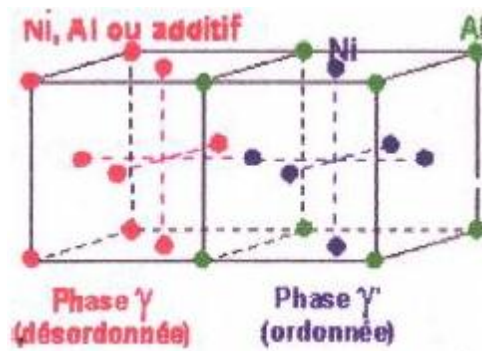


Figure 1 .1 : Structure d'un superalliage à base de nickel [9]

I.2.2 Composition chimique des superalliages

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

- ❖ La possibilité de réalisation en utilisant un procédé de fabrication donné.
- ❖ La résistance à la corrosion sèche.
- ❖ La résistance mécanique telles que :

la résistance à la traction, au fluage et à la fatigue, ce qui implique une stabilité de la structure métallurgique en service.

Il faut régler finement la composition chimique pour bien obtenir les deux phases γ et γ' .

Cela est d'autant plus difficile car le moindre ajout d'additif fait varier le taux de différentes phases ;

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

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

Celle-ci peut varier de moins de 200 heures à plus de 1000 heures pour une même température de service [18].

On remarque que ces alliages sont très complexes et définis par un très grand nombre d'éléments.

Il s'agit d'un prolongement de la famille des aciers réfractaires austénitiques par un accroissement de la teneur en nickel.

A cette substitution du fer par le nickel correspond un accroissement des propriétés mécaniques à chaud des alliages.

Ils ont une teneur en chrome du même ordre que celles des aciers inoxydables, bien que, pour les nuances les plus chargées en éléments d'alliages, on doit limiter cette teneur en chrome pour des raisons d'optimisation de la structure métallurgique.

Ces alliages comportent en même temps plusieurs éléments destinés à augmenter La résistance à chaud des alliages : molybdène, tungstène, tantale, aluminium, titane...

Les spécifications de ces alliages imposent des limites très basses pour les teneurs des éléments nocifs (Etain, Argent, Plomb...).

I.2.3 Rôles des composants

Jusqu'à ce jour aucun, précipité n'a été trouvé capable de conférer les mêmes caractéristiques mécaniques à haute températures que celles obtenues pour la phase γ' dans les alliages nickel. Les carbures jouent également un rôle important :

leur présence dans les joints de grains favorise la résistance au-dessus de 750°C et les caractéristiques ductilité.

Deux autres éléments ajoutés en faible quantité, contribuent à une amélioration, souvent importante, des caractéristiques des superalliages :

ce sont le bore et le zirconium, soit séparés, soit ajoutés ensembles [10]

I.2.3.1 Rôle et importance de la phase γ'

Le facteur de durcissement de ces alliages est surtout la phase intermétallique γ' , à structure cubique, cohérente avec la matrice nickel-chrome. Sa composition est $Ni_3(Al, Ti)$; elle peut contenir également, en solution, du chrome ou du cobalt ; d'autres phases intermétalliques peuvent précipiter dans les superalliages à base de nickel, telles que la phase orthorhombique Ni_3Nb . Les dislocations produites par le fluage rencontrent, au cours de leur déplacement, ces particules γ' , qu'elles sont obligées de cisailer ou de contourner, nécessitant une contrainte mécanique supplémentaire. Le mouvement des dislocations est contraint de suivre les couloirs très étroits qui séparent les précipités cubitiaux (**Fig.1.2**).

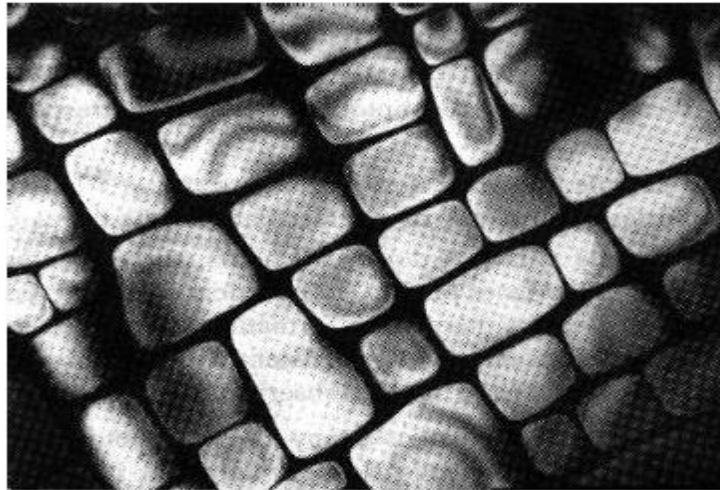


Figure 1.2: Morphologie des précipités γ' (MET). [4]

Nous observons dans la figure suivante l'effet d'une contrainte sur une intersection de joints de grains en l'absence de phase γ' (Fig. 1.3.a) ; il se forme une cavitation qui pourra être la source d'une propagation de fissure si la contrainte est maintenue (Fig. 1.3.b).

En présence de γ' cette cavitation n'apparaît pas (Fig. 1.3.c) cette phase a en quelque sorte pour effet de « cimenter » les joints de grains entre eux [9].

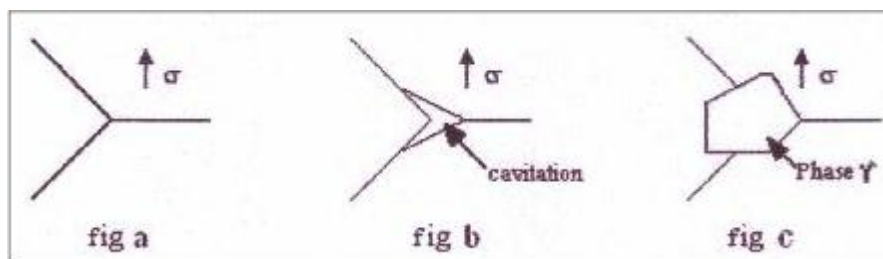


Figure 1.3: Rôle de la phase γ' dans les joint triples. [2]

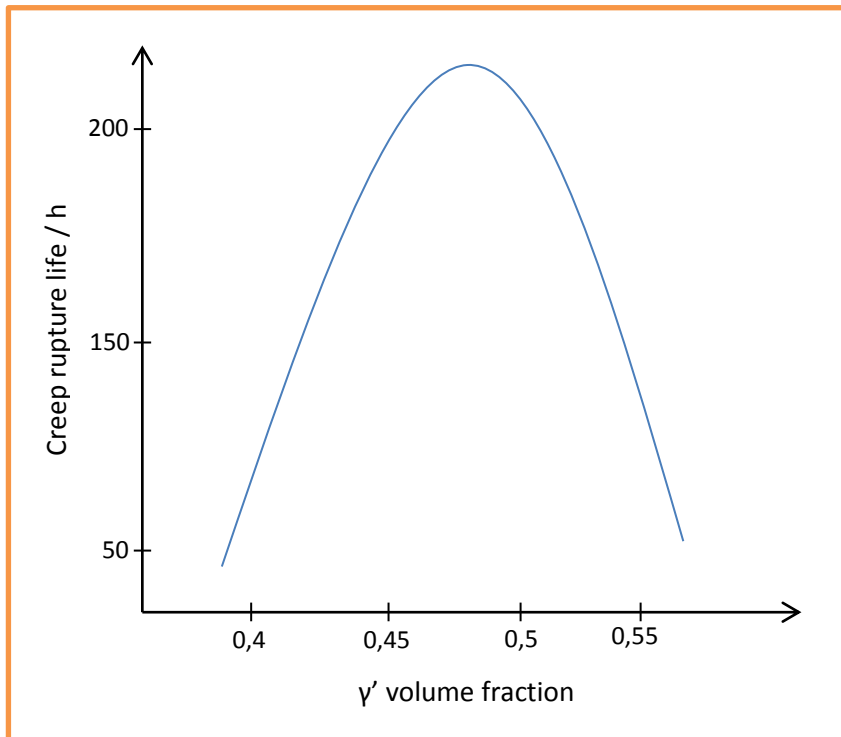


Figure 1.4 Durée de vie en fluage en fonction de la fraction volumique de la phase γ' [5]

Il existe une grande relation de comportement entre les phases γ et γ' par rapport à la température. Typiquement un superalliage comporte 50% de phase γ' . Il n'est pas possible d'utiliser γ' pure car elle est très fragile, ce qui rend impossible sa mise en forme. Un superalliage est donc, la recherche d'un compromis.

La phase γ' a une propriété curieuse encore à ce jour mal comprise :

sa limite d'élasticité augmente avec la température de telle sorte que l'alliage a des propriétés mécaniques meilleures dans le domaine de fonctionnement visé qu'à la température ambiante (fig. 1.5 [13]).

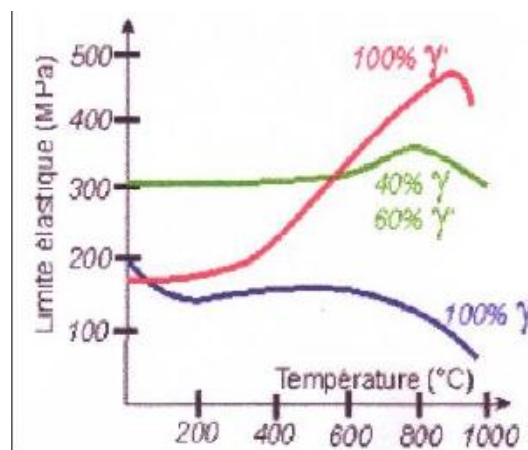


Figure 1.5 Comportement des phases γ et γ' par rapport à la température [2].

Notons que la résistance au cisaillement et la contrainte à l'écoulement de la phase γ' augmentent avec la température, avec une valeur optimale à 700°C environ. L'action durcissante de la phase γ' dépend de la quantité formée, de sa composition (rapport aluminium/titane) et de sa morphologie. Il est désirable d'obtenir entre les particules un espacement voisin de 50 nm [13].

I.2.3.2 Dimensions des précipités de γ'

La formation de très petits précipités de γ' (d'environ 64 angströms) dans la phase γ fait baisser énormément les performances à haute température d'environ 80% [13].

La dimension de ces précipités peut être contrôlée en faisant un recuit du superalliage.

La figure 1.6 montre la morphologie de la précipitation de la phase γ' (réplique au carbone, microscopie électronique). L'addition du molybdène a pour effet d'arrondir les particules γ' .

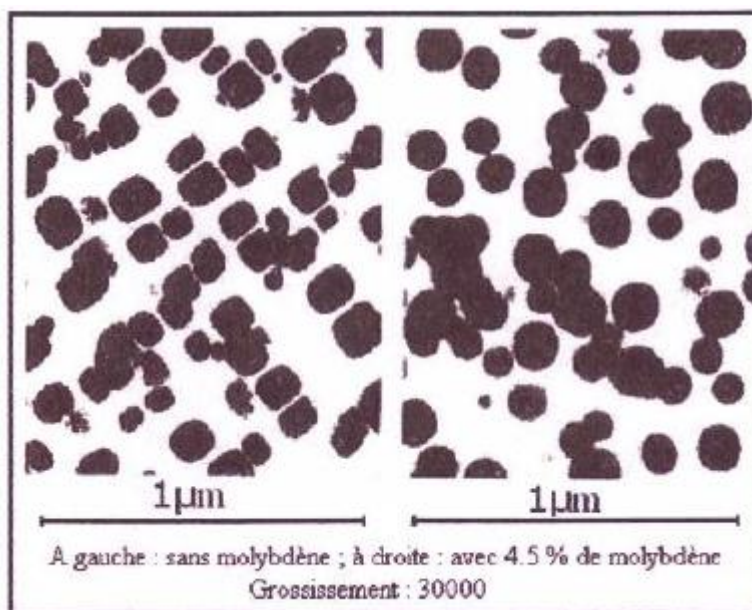


Figure 1.6 Morphologie de précipitation de la phase γ' dans l'alliage à base de nickel contenant 20% de chrome et 2.5% de titane [6].

I.2.3.3 Rôle des carbures

On sait que le rôle du joint de grains est extrêmement important dans le phénomène de fluage ; or la phase γ' durcit surtout la matrice. Avec une matrice très dure et un joint de grains faible, on peut s'attendre à des ruptures intergranulaires prématurées ; cela est valable surtout aux températures d'utilisation les plus élevées pour lesquelles le joint de grains joue un rôle

prépondérant. On arrive ainsi à aborder l'importance des carbures. Dans la plupart des superalliages à base de nickel, le carbure $M_{23}C_6$ est précipité dans le joint de grain pendant le traitement thermique. Les caractéristiques optimales d'un alliage sont obtenues lorsque, avec une matrice durcie, on réalise également une certaine distribution des carbures dans les joints.

C'est une répartition uniforme des carbures de petite taille dans les joints qui permet les caractéristiques optimales. Notons que, dans certains cas, la présence de carbure $M_{23}C_6$ intergranulaire peut conduire à une zone adjacente appauvrie en γ' ;

cette zone est plus pauvre en chrome, ce qui aura pour effet d'augmenter la solubilité du titane et de l'aluminium et de retarder, de cette façon, la précipitation de la phase γ' .

De plus, la précipitation des carbures intergranulaires (qui peuvent contenir également du molybdène, du tungstène et du niobium) aura pour effet d'appauvrir la zone intergranulaire en ces éléments. On obtient ainsi des zones étroites, moins résistantes que la matrice mais, en revanche, plus ductiles ; cette ductilité peut compenser, dans certains cas, leur affaiblissement mécanique.

I.2.3.4 Rôle des différents éléments d'alliage

Le chrome est l'élément principal conférant la résistance à l'oxydation ; il contribue à l'amélioration de la résistance au fluage par la formation des carbures $M_{23}C_6$ et M_7C_3 . Aux teneurs supérieures à 16-18 %, il favorise la formation de phases compactes, telle la phase sigma, entraînant une fragilisation de l'alliage [13].

De plus, l'augmentation de la teneur en chrome contribue à la diminution de la solubilité de γ' dans la matrice ; il en résulte, lors d'un revenu durcissant, une quantité plus faible de phase γ' précipitée. Nous venons d'exposer le rôle principal joué par la phase γ' à laquelle participent les éléments Titane et aluminium ; en plus de cette action, le titane forme un carbure (TiC) et l'aluminium augmente nettement la résistance à l'oxydation. Les éléments molybdène, tungstène, niobium et tantale raidissent la solution solide et forment des carbures du type MC et M_6C . Le niobium et le tantale peuvent aussi former une phase intermétallique $Ni_3(Nb, Ta)$. L'amélioration de la résistance au fluage par le molybdène peut s'expliquer en partie par son action sur la géométrie de la phase γ' :

son addition a pour effet d'arrondir les particules de γ' et de s'opposer d'une façon plus efficace aux mouvements des dislocations.

Le cobalt améliore la résistance mécanique, en augmentant la solubilité du carbone dans la matrice et, probablement, en raidissant la solution solide austénitique. Deux éléments, ont une action bénéfique :

le bore, qui améliore, en même temps, la résistance au fluage et la ductilité, permettant ainsi d'éviter les ruptures prématurées, et le zirconium qui produit une action analogue, mais plus faible ; il agit même sur l'amélioration de la ductilité lors de l'exposition en service.

L'action néfaste du soufre (en excès de 0,002 %) est neutralisée par des additions en très petites quantités des éléments : calcium, magnésium, yttrium, lanthane, hafnium, séparément ou conjointement. L'addition de ces éléments doit être rigoureusement contrôlée .

I.2.4 Influence de la grosseur du grain

La grosseur du grain exerce une influence marquée sur la résistance au fluage :

Aux températures moyennes, inférieures à 700 °C (appelée température d'équicohésion), le métal à petits grains donne des caractéristiques meilleures [13].

Au-dessus de cette température, le grossissement du grain est favorable à la bonne résistance mécanique des superalliages.

Mais il faut veiller à ne pas produire pendant les opérations de forgeage des grains anormalement gros et, surtout, des grains irréguliers.

Avec une structure extrêmement hétérogène, on peut cumuler les désavantages des zones à très petits grains et à gros grains :

les premières donneront une résistance au fluage insuffisante, les secondes présenteront une fragilité excessive.

Pour une structure grossière, la longueur totale des joints est faible par rapport à celle formant un réseau fin. Pour une quantité donnée de précipités de carbures, on aura donc un réseau épais et continu de précipités; avec un grain fin et une longueur totale plus grande de joints, le précipité sera plus fin et mieux réparti. La résistance à la fatigue, la ductilité et la résilience seront ainsi améliorées. Mais en allant à l'extrême, avec un grain très fin, c'est la quantité de carbures M₂₃C₆ déposés dans les joints qui deviendra insuffisante et la résistance au fluage se trouvera diminuée.

I.2.5 La résistance à la corrosion

Sous l'effet d'une élévation de température, le métal peut subir une agression de la part du milieu avec lequel il est en contact : air, autre atmosphère gazeuse comme les gaz de combustion. Ce sont les phénomènes de corrosion à haute température. Les matériaux résistants à ce genre de corrosion sont qualifiés de réfractaires.

Les superalliages doivent résister à haute température, soit simplement à l'action oxydante et nitrurante de l'air, soit à l'action plus complexe, et souvent plus agressive d'atmosphères contenant, en plus, d'autres agents comme des produits de combustion des hydrocarbures, des produits sulfurés ou d'autres impuretés provenant des hydrocarbures comme l'oxyde de vanadium (**V₂O₅**).

En fait, les turbines à gaz fonctionnant avec des fuels riches en soufre et parfois en vanadium. Le soufre est particulièrement nocif pour les alliages riches en nickel parce qu'il forme avec le nickel des eutectiques à bas point de fusion : **645°C** pour l'eutectique (**NNi₃S₂**). Au contact de ces eutectiques, l'oxydation est accélérée. De même l'oxyde de vanadium (**V₂O₅**) fond à **650°C** et accélère l'attaque du métal [10].

Pour les problèmes de corrosion sèche, les superalliages peuvent être divisés en trois (03) catégories :

- ❖ les superalliages utilisés à températures relativement basses (moins de **750°C**), et sous fortes contraintes. Il s'agit d'alliages de disque et de boulonnerie. Ces alliages ne posent pas de problèmes particuliers de corrosion sèche à cause de basses températures auxquelles ils sont soumis.
- ❖ Les alliages de chambre de combustion, qui sont soumis à des conditions sévères de corrosion sèche sous des contraintes relativement faibles. Leur résistance à la corrosion est due à leur teneur en chrome et à des additions d'éléments traces comme le Lanthane.
- ❖ Les alliages destinés à la fabrication d'aubes ont des teneurs faibles en chrome pour des raisons d'optimisation d'une structure très riche en phase γ' , pour résister aux fortes contraintes à haute température auxquelles ils sont soumis.

Ce sont des alliages de faible résistance à la corrosion sèche qui sont utilisés à haute température. Il en résulte qu'ils doivent être protégés par des revêtements.

❖ Mécanisme de l'oxydation pour les alliages à base de nickel [9] :

Pour les alliages les plus courant Ni-Cr-Al, le **spinelle** $\text{Ni}(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_4$, NiO et Cr_2O_3 se forme pendant l'oxydation au début. Après, ce sont :

Cr_2O_3 et Al_2O_3 qui sont tous les deux présents comme oxydes internes. Les proportions dans lesquelles les éléments sont présents dans les couches internes et externes dépendent de la composition de l'alliage. La cinétique de l'oxydation est assez compliquée et dépend de l'ajout de certains éléments, en particulier, Mo, Nb et W qui ont un effet néfaste sur la résistance à l'oxydation des super alliages à base de nickel. En générale, une bonne résistance à l'oxydation est associée à la formation de Al_2O_3 et/ou NiAl_2O_4 .

I.2.6 Alliages moulés

Les considérations sur l'influence de la taille du grain nous amènent à parler des superalliages moulés. Pour une composition donnée, le métal moulé présentera non seulement une forme et une taille de grain différentes de celles du métal forgé, mais les joints de ces grains peuvent présenter des gradients de composition différents. La structure dendritique des pièces moulées peut également modifier la tenue en service. D'une façon générale, l'alliage moulé présente des caractéristiques de fluage supérieures au-dessus de la température d'équicohésion.

Mais le grand avantage des superalliages moulés consiste dans le fait qu'ils peuvent contenir des proportions plus importantes de la phase γ' , un des agents principaux de la résistance au fluage. La figure 1.7 montre nettement l'action puissante d'une augmentation de la proportion de cette phase intermétallique.

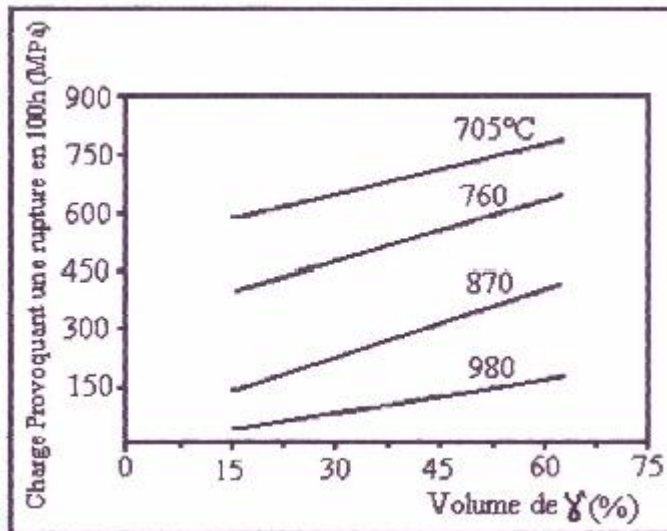


Figure 1.7 : Effet de la fraction volumique de γ' sur la résistance

des super alliages [4]. Or la forgeabilité d'un alliage contenant plus de 40 % de fraction volumique de γ' devient nulle ; dans les alliages moulés, on a pu augmenter cette proportion jusqu'à 60 %, en augmentant les teneurs en titane et en aluminium [11].

I.2.7 Mode de durcissement

Les superalliages sont renforcés selon trois mécanismes utilisables séparément mais groupés dans la majorité des cas :

❖ **Durcissement par précipitation de phase ordonnée relativement stable γ' ou γ'' :**

C'est le mode de durcissement majeur de ces alliages. La taille, la morphologie et la répartition des précipités pour une fraction volumique donnée vont conditionner les propriétés mécaniques, particulièrement la limite d'élasticité, le durcissement par écrouissage, la rupture, la tenue en fatigue et la vitesse de fissuration, ainsi que le fluage. Les microstructures sont obtenues par le choix des niveaux de température de traitement par rapport à la température seuil de mise en solution (solvus γ'), de la vitesse de refroidissement en début de trempe et l'organisation des niveaux de température et de la durée des traitements de précipitation [16].

Les précipités γ' , sphériques dans les superalliages peu chargés en éléments d'addition à l'origine de ces matériaux, sont cubiques dans les alliages les plus chargés en éléments durcissants lors des premières phases de précipitation à haute température.

❖ Précipitation des carbures et borures

Les carbures et borures primaires précipités en fin de la solidification sont généralement insensibles aux traitements thermiques sans risque de brûlure, c'est-à-dire de fusion locale de la matrice plus ou moins enrichie en éléments d'alliage qui les entoure. La précipitation de carbures secondaires ou de borures est surtout recherchée aux joints de grains pour en améliorer l'ancrage. Ces précipités doivent être assez grossiers tout en étant discontinus, avec une distribution relativement homogène.

❖ Durcissement par effet de solution solide

Le durcissement est obtenu dans ce cas par distorsion du réseau cristallin par substitution au nickel d'atomes lourds de grand diamètre présentant de faibles vitesses de diffusion comme le tungstène ou le molybdène. Le carbone en solution solide interstitielle peut aussi y participer.

I.2.8 Usinage

L'usinage des superalliages est très difficile car, ils ont plusieurs propriétés physiques et mécaniques défavorables à l'usinabilité, qui sont :

- ❖ une faible conductivité thermique.
- ❖ Un coefficient de dilatation élevé.
- ❖ Une écrouissabilité élevée : la limite élastique passe de **200-300MPa**, à l'état hypertrempé, à **1500-2000MPa** à l'état fortement écroui [10].

En plus de ces caractéristiques, ils conservent leurs propriétés mécaniques à haute température et contiennent un pourcentage élevé de constituants durs et abrasifs (carbures et phase intermétallique comme la phase γ' , qui produisent des usures intenses des outils.

Pour les procédés d'usinage conventionnels :

tournage, fraisage, perçage, alésage ; on utilise des outils en carbures (K10 – K20).

Cependant, le développement des moyens d'usinage rend intéressant l'usage d'outils de coupe en céramique. Par ailleurs la faible usinabilité des superalliages rend particulièrement avantageux les procédés d'usinage sans enlèvement de copeaux [10].

I.2.9 Soudabilité des superalliages

La faible aptitude au soudage de ces alliages est liée à des problèmes de fissuration à chaud de la zone fondue et de la zone affectée par la chaleur (fig. 1.8), et aussi de fissuration au revenu de durcissement dans la zone affectée thermiquement.

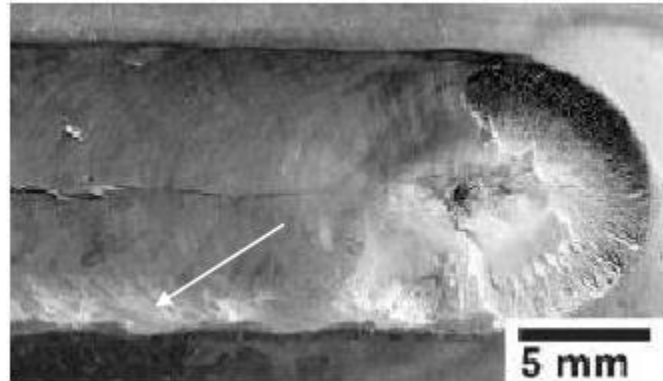


Figure 1.8: Fissure après solidification suite à un soudage TIG d'une plaque en IN 718.[10]

La susceptibilité à la fissuration à chaud est favorisée par la forte teneur en Ti et Al, car ces deux éléments favorisent la précipitation de la phase γ'' , et par la présence d'éléments tels que le carbone, le soufre et le bore. La soudabilité des superalliages à base de nickel et la susceptibilité à la fissuration sont souvent quantifiées en traçant le graphe représentant la teneur en Al en fonction de sa teneur en Ti comme le montre la figure 1.9.

Pour un alliage donné, quand le total (Al+Ti) dépasse une valeur critique (souvent égale à 4 % en masse), on estime qu'il est difficilement soudable, et cette difficulté augmente avec le total Al+Ti. Un soin particulier doit être apporté à ce type d'alliage aussi bien pour le soudage que pour leur traitement thermique.

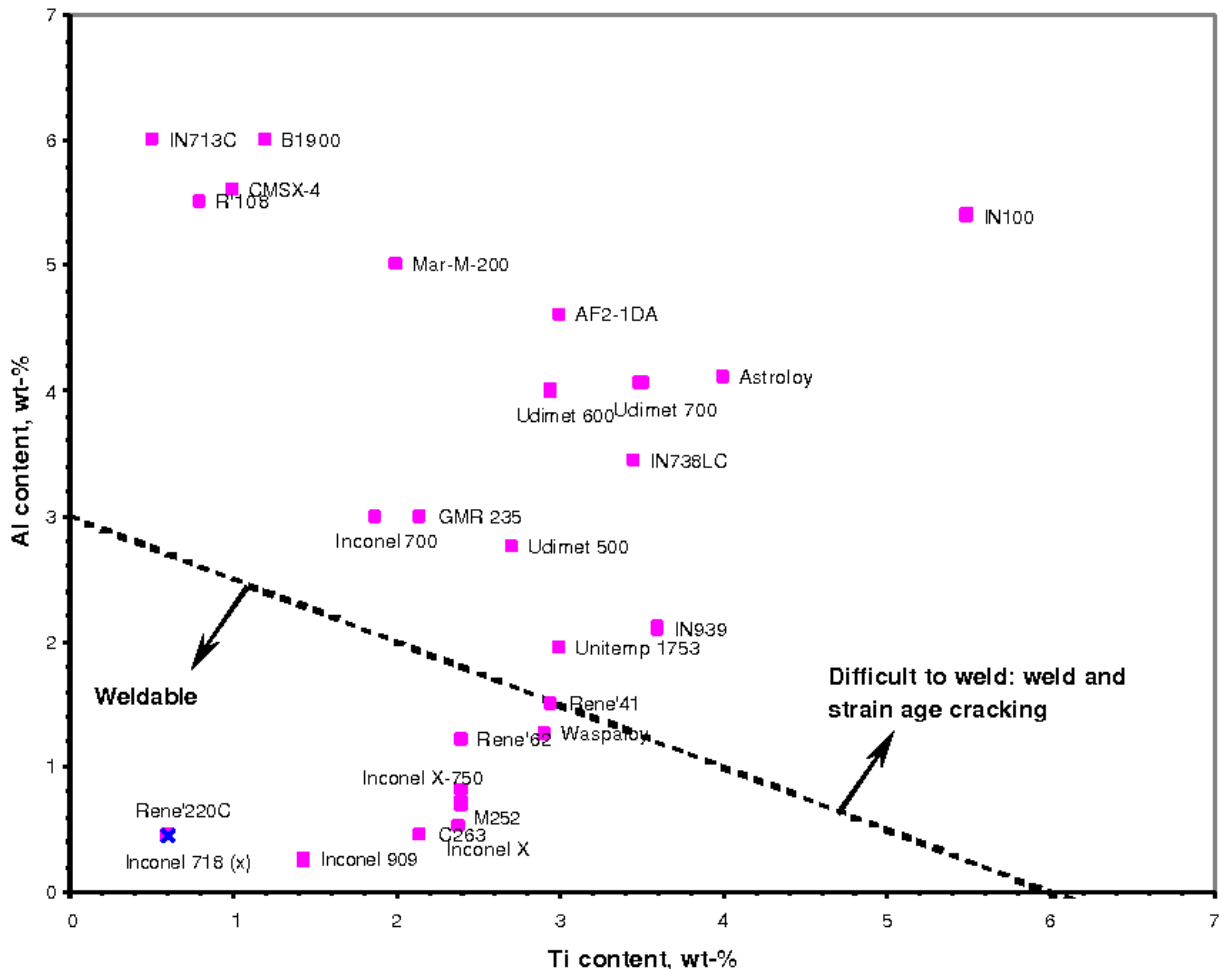


Figure 1.9: Soudabilité des superalliages à base de Nickel [6].

I.2.10 Traitement thermique des superalliages

Les traitements thermiques des superalliages interviennent à tous les stades de mise en œuvre, depuis l'élaboration des demi-produits jusqu'à la livraison des pièces finies. Ils conditionnent de façon évidente la qualité du produit fini, les propriétés mécaniques des matériaux et, en grande partie, l'homogénéité des résultats obtenus. La réalisation de séquences de déformation à des niveaux de température particuliers suivies ou non de refroidissements contrôlés permet, par ailleurs, d'obtenir des microstructures à très hautes caractéristiques, par recristallisations successives. Ces méthodes, décrites sous l'appellation de **traitements thermomécaniques**.

Les traitements thermiques proprement dits s'effectuent sans déformation et correspondent d'une part aux mises en solution, stabilisation ou précipitation qui vont permettre d'adapter la microstructure initiale et de déterminer les propriétés en service et, d'autre part, aux traitements d'adoucissement et de relaxation des contraintes liées au forgeage, au soudage, à

l'usinage, etc. La structure métallurgique des superalliages est composée de plusieurs phases, dont les deux premières sont les principales :

- une matrice austénitique γ cubique à face centrée, stable dans le cas des alliages fer/nickel pour une teneur supérieure à 25 % de Ni ;
- une phase durcissante intermétallique ordonnée γ' [$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$] ou [Ni_3Nb] représentant 30 à 70 % de fraction volumique, de carbures primaires le plus souvent de type MC (ou parfois M_6C), répartis aléatoirement, et secondaires $\text{M}_2\text{3C}_6$, situés préférentiellement aux joints de grains. Des borures s'ajoutent ou se substituent quelquefois au $\text{M}_2\text{3C}_6$;
- des phases secondaires TPC (Topologically Compact Phases) sous forme d'aiguilles ou de plaquettes, telles que les phases σ , δ ou de Laves, fragiles et généralement nocives ;
- des oxydes fins dispersés dans le cas particulier des alliages à dispersion d'oxydes [15].

Les traitements thermiques seront organisés pour favoriser l'état métastable de structure biphasée.

a)- Mise en solution

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

• Mises en solution subsolvus et supersolvus, phase γ'

La mise en solution de la phase γ' peut s'effectuer de façon plus ou moins complète en jouant sur la température et la durée du traitement. Les **temps métallurgiques** (temps de maintien de la partie de pièce, se stabilisant thermiquement en dernier) de mise en solution varient de 30 min à quelques heures pour les alliages les plus chargés en éléments durcissants.

Deux familles de traitement de mise en solution sont couramment utilisées :

- mise en solution subsolvus (partielle) à des températures généralement situées entre 50°C sous le solvus et le solvus γ' primaire ;
- mise en solution supersolvus (complète) à des températures généralement situées entre le

solvus γ' primaire et le brûlure de l'alliage [15]

- **Mise en solution étagée**

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

L'approche du seuil de brûlure (début de fusion de l'eutectique) se fait dans ce cas par une montée en température par paliers successifs avec rampe de montée contrôlée. Les paliers préliminaires jouent le rôle de mise en solution partielle et de diffusion (homogénéisation). Ces traitements sont cependant coûteux et ils nécessitent des fours spéciaux .

Vitesse de refroidissement après mise en solution :

Le but de la trempe des superalliages est de maintenir à température ambiante la solution solide sursaturée obtenue au cours de la mise en solution. La vitesse de refroidissement lors de la trempe est un facteur majeur de la répartition des précipités. Dans les alliages fortement chargés durcis par γ' , la trempe rapide permet de limiter l'apparition de précipités γ' au refroidissement alors que des traitements à faible vitesse permettront cette apparition, particulièrement aux joints de grains.

b)- Traitements de précipitation (revenus) :

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

- ❖ **Précipitation γ'**

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

- précipitation proprement dite ;

- précipitation secondaire ou coalescence. L'organisation des traitements de revenu peut se faire en ordre de température **décroissante** ou **croissante**.

Dans le **premier cas**, on effectue un premier revenu dans un domaine de l'ordre de 800 à

1050°C, engageant la précipitation d'un grand nombre de particules γ' stables, puis un second à une température plus basse, complétant cette précipitation pour accroître la fraction volumique de γ' [15].

Dans le **second cas**, le premier revenu s'effectue à plus basse température, au voisinage de 650°C, le second à température supérieure ayant pour but de coalescer les précipités et d'ajuster leur taille. Les écarts microstructuraux entre ces deux versions sont faibles et demandent une observation fine sur lames minces. Lorsque la précipitation est principalement gouvernée par la vitesse de trempe, les variations sur les propriétés mécaniques classiques apparaissent comme étant du second ordre.

❖ **Précipitation des carbures/borures aux joints de grains**

Elle est utile pour les fonctionnements dans les domaines de températures intermédiaires, ces précipités ancrant les joints de grains. De même que pour les précipités γ' , il sera nécessaire d'optimiser leur taille et leur répartition. Dans la plupart des superalliages, un traitement de précipitation dans le domaine des 800°C est pratiqué, suivi d'un maintien à 650/700°C plutôt destiné à la coalescence des carbures de joints de grains. Ce dernier traitement, généralement plus long, stabilise la microstructure pour une limite donnée de température d'emploi.

Les carbures continus sont à proscrire pour leur rôle néfaste sur la ductilité (cas des précipitations à basse température) et sur la propagation de fissures en milieu oxydant dans les conditions où la fissuration est intergranulaire (il y a alors combinaison de l'aspect mécanique et de l'oxydation des carbures). Le maintien sous contrainte de traction accélère encore ce processus [15].

Dans la pratique, on s'efforcera d'organiser les traitements de précipitation des phases durcissantes de façon à limiter la complexité et la durée de ces opérations. La finesse recherchée dans l'approche microstructurale ne devra pas faire oublier les aspects industriels et les coûts.

I.2.11 Décapage et revêtement de surface Le décapage des superalliages est généralement effectué dans des bains fluonitriques. Une composition typique de ce bain est la suivante :-Acide nitrique (**HNO₃**) à 36°C Bé : 20%

-Acide fluorhydrique **HF** à 65% : 5%

-Eau : complément Le bain est chauffé vers 60°C, le bain fluonitrique assure la passivation du

métal. Lorsque le métal est fortement oxydé, un traitement de conditionnement de l'oxyde doit être effectué avant le décapage. On utilise soit une solution de soude chaude, soit de la soude fondue. A noter que le grenailage des pièces résistant à la corrosion doit être évité après le décapage.

I.2.12 Application

Superalliages sont principalement utilisés dans les industries chimiques, pétrochimiques, la construction des turboréacteurs aéronautique et des turbines à gaz.

I.3 L'INCONEL 738

Introduction

L'inconel 738 est un superalliage à base de nickel de large utilisation pour les applications de haute température, spécialement pour la fabrication d'aubes de turbines à gaz récentes.

Il présente une bonne résistance au fluage et à la corrosion sèche.

Deux versions de cet alliage sont produites :

- o Inconel **738C** (high carbon version)
- o Inconel **738LC** (low carbon version)

La différence entre les deux est le pourcentage de carbone, le premier avec 0.17%C et le deuxième avec 0.11%C ; le premier est largement utilisé.

I.3.1 Composition

Le tableau 1.1 présente la composition chimique de l'Inconel 738 :

Tableau 1.1 Composition chimique de l'Inconel 738 [17].

<i>Elément</i>	Composition (% en masse)			
	IN-738C (high carbon)		IN-738LC (low carbon)	
	Gamme	Nominale	Gamme	Nominale
<i>Carbone</i>	0.15-0.20	0.17	0.09-0.13	0.11
<i>Cobalt</i>	8.00-9.00	8.50	3.00-9.00	8.5
<i>Chrome</i>	15.70-16.30	16.00	15.70-16.30	16.00
<i>Molybdène</i>	1.50-2.00	1.75	1.50-2.00	1.75
<i>Tungstène</i>	2.40-2.80	2.60	2.40-2.80	2.60
<i>Tantale</i>	1.50-2.00	1.75	1.50-2.00	1.75
<i>Niobium</i>	0.60-1.10	0.90	0.60-1.10	1.75
<i>Aluminium</i>	3.20-3.70	3.40	3.20-3.70	3.40
<i>Titan</i>	3.20-3.70	3.40	3.20-3.70	3.40
<i>Zirkonium</i>	0.05-0.15	0.10	0.03-0.08	0.05
<i>Bore</i>	0.005-0.015	0.010	0.007-0.012	0.10
<i>Fer</i>	0.05max	*	0.05max	*
<i>Manganèse</i>	0.02max	*	0.02max	*
<i>Silicium</i>	0.30max	*	0.30max	*
<i>Sulfure</i>	0.015max	*	0.015max	*
<i>Nickel</i>	Balance	Balance (61)	Balance	Balance (61)

* minimum possible

Appareil détecteurs de métaux : Les détecteurs de métaux sont tenus à la main de sorte que les composants métalliques peuvent être exposés en plaçant l'avant de l'appareil sur un morceau de métal



Figure 1.10:thermo scientifique

	%	±	Error		
Sn	< LOD	:	0.011	Thermo SCIENTIFIC Thermo Fisher Scientific 900 Middlesex Turnpike Billerica, MA 01821	Certificate of Verification XL3t-62240 Reading No 809 Mode General Metals Time 2018-03-08 04:00 Duration 31.61 Units % Sigma Value 2 Sequence Final Alloy1 No Match : *6.21 Alloy2 No Match : *7.06 Flags SAMPLE HEAT LOT BATCH MISC NOTE
Pd	< LOD	:	0.009		
Ag	< LOD	:	0.071		
Ru	< LOD	:	0.006		
Mo	1.842	±	0.014		
Nb	0.913	±	0.009		
Zr	0.045	±	0.002		
Bi	< LOD	:	0.005		
Pb	< LOD	:	0.007		
Se	< LOD	:	0.013		
W	3.287	±	0.073		
Zn	2.223	±	0.046		
Cu	3.940	±	0.053		
Ni	59.049	±	0.122		
Co	7.864	±	0.068		
Fe	2.351	±	0.037		
Mn	< LOD	:	0.073		
Cr	14.899	±	0.078		
V	0.035	±	0.015		
Ti	3.405	±	0.036		
Sb	< LOD	:	0.013		
Al	< LOD	:	80.000		

Figure 1.11: résultats de la détection des composants de IN 738

I .3.2 Traitement thermique

Pour avoir la bonne combinaison des propriétés mécaniques, l'Inconel 738 subit le traitement thermique suivant :

1120°C pendant (02) deux heures suivi d'un refroidissement à l'air frais , à l'eau , à

l'huile Puis 1050°C pendant (04) quatre heures suivi d'un refroidissement à l'intérieur

du four [16]

I.3.4 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques de l'Inconel 738 sont présentées dans les tableaux suivants :

❖ **Résistance à la traction**

Tableau 1.3 Les propriétés de traction à chaud de l'IN-738 [17].

	<u>IN7-38LC</u>	<u>IN-738C</u>
Charge (MPa).....	896.3	951.5
Résistance à la traction (MPa).	1034	1096.3
Allongement (%).....	7	5.5
Striction (%).....	9	5

❖ **Résistance a la fatigue**

Tableau 1.4 Propriétés de fatigue du l'IN-738 [15]

<u>Température °C</u>	<u>Contrainte (Mpa) pour 10⁸cycles de fatigue</u>
Ambiante	124.1
500	117.2
800	124.1
900	117.2

Résistance au fluage

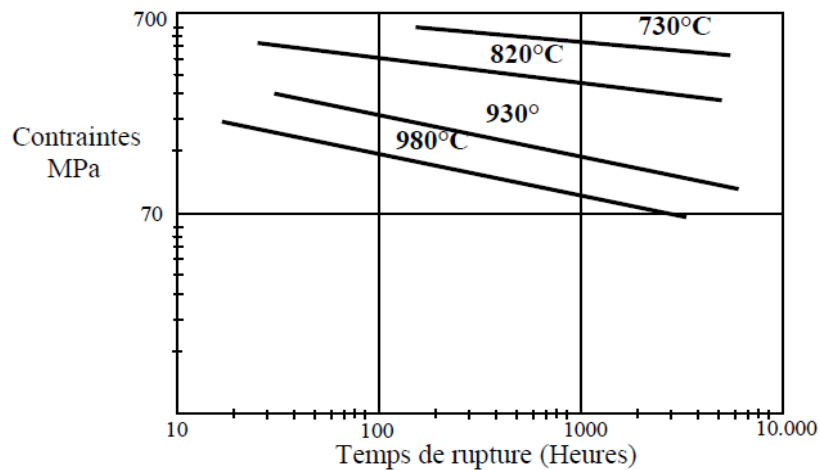


Figure 1.12 Propriétés de rupture sous contraintes de l'alliage IN 738 [17]

I.3.5 Fabrication

L'IN-738, comme presque tous les superalliages à base de nickel, est fabriqué par la fonderie de précision (moulage en cire perdue).

I.3.6 Soudabilité

Pour l'IN-738, le total (Al + Ti) est égal à 6,8 % (nettement supérieure à 4%), par conséquent, cet alliage est ordinairement considéré non soudable.

Pour le souder, il est conseillé de prendre toutes les précautions nécessaires (choix du procédé de soudage, température pré/post-chauffage, traitements thermiques...

- voir aussi les sections : I- 2-12, I-2-10 et 3-2).

CHAPITRE II

Traitements Thermiques

II.1. Modes de durcissement de l'Inconel 738

L'Inconel 738 est renforcé par trois mécanismes différents :

les éléments en solution solide, la précipitation des carbures incohérents et la précipitation de la phase γ' cohérente. Le durcissement par solution solide est le résultat de la distorsion du réseau cristallin créée par des atomes qui se sont substitués au nickel. Il s'agit surtout des éléments d'alliages tels que le tungstène, le molybdène, le cobalt, le chrome, le titane et l'aluminium. Un atome placé en substitution crée dans son voisinage proche un champ de contrainte sphérique. La matière environnante est alors sous tension ou sous compression, en fonction de la taille de l'atome soluté par rapport au solvant. Ce champ de contrainte interagit avec le champ de contrainte d'une dislocation, de manière élastique. L'énergie de la dislocation augmente et la force nécessaire à son déplacement devient plus importante. La limite d'élasticité augmente : le matériau est plus dur. À la fois la taille de l'atome et le module de l'espèce atomique influencent cette interaction. Les atomes en solution ont aussi généralement tendance, lorsque cela leur est permis par la température, à diffuser vers les dislocations et à se regrouper autour d'elles. Les dislocations se retrouvent alors ancrées, et leur déplacement est plus difficile.

La précipitation des carbures, qui s'effectue aux joints de grains, permet d'améliorer l'ancrage, c'est-à-dire que le mouvement de glissement lors du fluage est limité ainsi que la croissance de grains.

Le durcissement par précipitation de la phase γ' est le mode de durcissement le plus important de l'Inconel 738. Différentes conditions peuvent être formulées pour caractériser le bon niveau de durcissement : la fraction volumique de phase doit être au moins égale à 30% avec un intervalle entre précipités d'environ 500 Å ; la phase précipitée doit être plus dure que la matrice pour forcer les dislocations à cisailer ou contourner les précipités, mais la ductilité doit être toutefois suffisante pour éviter la formation de chemin de rupture facile ; enfin, le désaccord paramétrique doit être faible, de l'ordre du pourcent, pour assurer une bonne stabilité du précipité et une interaction plus importante avec les dislocations. Toutes ces conditions, qui tendent à gêner le mouvement des dislocations, sont remplies par la phase γ' .

De manière générale, pour une fraction volumique donnée, la taille, la morphologie et la répartition des précipités, y compris les carbures, conditionnent les propriétés mécaniques : limite d'élasticité, limite à rupture, durcissement par écrouissage, tenue en fatigue et en fluage et vitesse de fissuration.

Les traitements thermiques dont les paramètres sont la température, la durée et la vitesse de refroidissement, affectent et modifient la microstructure, et c'est de cette dernière que dépendent les propriétés mécaniques.

II.2. Mise en solution, vieillissement et évolution de la microstructure

Afin d'obtenir les propriétés de l'Inconel 738 les plus adéquates pour des applications aéronautiques, deux traitements thermiques successifs sont, industriellement, effectués après la fabrication d'une pièce par fonderie.

Le premier traitement permet la remise en solution solide des éléments d'alliage un peu en dessous du solvus γ' . Il s'agit d'un traitement à $1120^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ pendant deux heures, sous vide ou sous argon, suivi par un refroidissement à l'air jusqu'à la température ambiante.

Le second est un revenu pour permettre une certaine précipitation de la phase γ' . Celui-ci est effectué à $845^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ pendant 24 h, sous vide ou sous argon, suivi d'un refroidissement à l'air. Dans la suite, ce traitement sera appelé *vieillissement*, par traduction de l'anglais *ageing*, bien qu'il ne s'effectue pas en service.

Le refroidissement à l'air est généralement considéré comme un refroidissement rapide. Les traitements thermiques qui viennent d'être décrits constituent les standards internationaux.[22]

II.2.1. Mise en solution de la phase γ' .

Le traitement standard de remise en solution à 1120°C ne permet de dissoudre qu'environ la moitié des précipités, en commençant par les plus petits, et laisse la plupart des îlots eutectique de phase γ' . Les précipités situés aux joints de grains sont ceux qui se dissolvent le plus difficilement. Ainsi, un traitement de remise en solution partielle laissera ces zones de phase γ' en l'état. Au refroidissement, les éléments remis en solution se réarrangent et précipitent sous forme de précipités secondaires sphériques.

Toutefois, il est possible, en faisant varier les paramètres du traitement de remise en solution, de contrôler, dans une certaine mesure, le taux et la distribution des précipités γ' . En effet, la mise en solution s'effectue de façon plus ou moins complète en fonction de la température et de la durée du traitement. Plus la température de mise en solution est élevée, et le temps de maintien long, plus le taux de précipités γ' est faible dans le matériau, à la température considérée, puisqu'une plus grande quantité d'atomes se retrouvera dissoute dans la matrice.

Après refroidissement à l'air, même si celui-ci est considéré comme rapide, la microstructure observée à température ambiante est différente de celle que l'alliage avait à la

température de remise en solution. En effet, la structure n'est pas totalement figée : la précipitation de la phase γ' est *instantanée*, du fait de la forte sursaturation en soluté couplée à la cinétique rapide de précipitation de cette phase, trop rapide pour être évitée (faible énergie interfaciale γ/γ'). L'inconel 738 présentera toujours une certaine fraction volumique de précipités de phase durcissante, suite au traitement de remise en solution. Un refroidissement lent permet de former une plus grande quantité de phase durcissante γ' . À l'issue de ce traitement thermique, les précipités primaires de forme cuboïde et les secondaires de formes sphéroïdales sont déjà présents dans le matériau.

Avant d'effectuer ce traitement thermique sur une pièce, il est intéressant d'observer la microstructure obtenue suite à l'étape d'élaboration antérieure, souvent celle de fonderie. Du fait de la ségrégation, les joints de grains présentent une sursaturation en éléments précipitants plus importante que dans les zones inter-dendritiques. De ce fait, les précipités situés aux joints de grains sont les plus difficiles à dissoudre. La taille de grains détermine la quantité de joints de grains et l'intensité de la ségrégation. De petits grains indiquent un refroidissement rapide et les joints de grains n'ont pas eu le temps de développer une forte ségrégation. La remise en solution des précipités localisés au niveau de ces joints en sera facilitée.

Ainsi, pour un même temps de traitement, et pour atteindre un degré d'homogénéisation égal, la température de remise en solution nécessaire sera plus importante dans le cas de grosses dendrites, ou gros grains, que dans le cas de petites dendrites, ou petits grains.

Ce traitement de (re)mise en solution prépare le matériau au traitement de vieillissement qui donnera à l'alliage les caractéristiques mécaniques recherchées, par l'intermédiaire de la microstructure. Celle obtenue après vieillissement dépend fortement de celle présente avant ledit vieillissement, qui est la plupart du temps celle issue du traitement de mise en solution ; la microstructure est fortement affectée par l'histoire thermique du matériau.

II.2.2. Revenu ou vieillissement de la phase γ'

Le traitement thermique de vieillissement a pour but d'optimiser la forme et la fraction volumique de phase γ' afin de conférer au matériau les propriétés mécaniques voulues. Il s'agit d'obtenir des précipités de stabilité suffisante pour un usage de longue durée en température et sous contraintes élevées. Le vieillissement intervient généralement, mais pas toujours, en complément d'un traitement thermique de mise en solution. Les traitements de

vieillissement dont la température est comprise entre 800°C et 1050°C aboutissent à une forte précipitation. Une augmentation du taux de phase γ' améliore les propriétés mécaniques, dont la résistance au fluage, puisque les précipités font barrière au mouvement des dislocations et élèvent la dureté.

Le fait que le traitement de vieillissement s'effectue à une température voisine de celle que subit le matériau lorsque la pièce est en service, aboutit à une microstructure qui continue à évoluer. Elle est alors qualifiée de métastable. Les effets les plus visibles de l'endommagement du matériau incluent la croissance et la coalescence des précipités γ' , ainsi que la disparition des carbures MC qui engendrent des carbures M₂₃C₆ aux joints de grains. Le grossissement des précipités γ' , allant avec la réduction de leur espacement, est néfaste pour la tenue en fluage, donc pour la durée de vie du matériau en utilisation. Plus lente est la cinétique de coalescence, plus longue est la durée de vie.

La précipitation de la phase γ' s'effectue par germination homogène, suivie par un grossissement des précipités par mûrissement d'Ostwald notamment, avant finalement leur coalescence. Pendant cette dernière étape, qui n'a lieu qu'après le traitement de vieillissement, c'est-à-dire pendant l'usage du matériau en température, la fraction volumique de précipités reste constante. Dans les superalliages fortement sursaturés tels que l'Inconel 738, les étapes de germination et de grossissement sont très rapides. La germination peut avoir lieu dès l'étape de remise en solution. Le grossissement, qui peut commencer pendant le refroidissement de la remise en solution, se poursuit au vieillissement. Pendant le vieillissement, la taille moyenne des précipités γ' primaires (γ' I) reste sensiblement constante tandis que celle des précipités secondaires (γ' II) augmente, par augmentation de la fraction volumique. La vitesse de croissance est d'ailleurs dépendante de la température.

Ce n'est qu'une fois que la distribution de taille des précipités apparaît monomodale, bien après le vieillissement, que ceux-ci coalescent et mûrissent. Encore une fois, dans cette étape, la fraction volumique de précipités reste constante, par définition. Les précipités coalescent par absorption des plus petits. La croissance s'effectuerait de manière proportionnelle à la racine cubique du temps. Une fois initiée, la coalescence arrondit les cuboïdes pour les rendre plus sphériques.

En effet, la force motrice de la croissance des précipités est la réduction de la déformation totale de désaccord paramétrique. Cela ne peut s'effectuer qu'une fois que les secondaires ont atteints une taille donc une surface comparable à celles des primaires. Pendant

la coalescence, le vieillissement permet la modification de la composition de la matrice, ce qui promeut la diminution du désaccord, laquelle induit une sphéroïdisation des précipités.

Si le traitement de vieillissement standard s'effectue à 845°C, il est tout à fait possible de pratiquer un revenu au-dessus de cette température, vers le solvus des carbures $M_{23}C_6$, c'est-à-dire entre 1000°C et 1050°C, voire encore au-delà. Les évolutions de la dureté ainsi que de la fraction de précipités γ' formée après un traitement de 16h, en fonction de la température de vieillissement sont représentées sur la Figure 2.1. Les mesures ont été faites à température ambiante. Les précipités γ' ont été extraits de manière électrolytique et les valeurs représentées ont été corrigées pour tenir compte des carbures

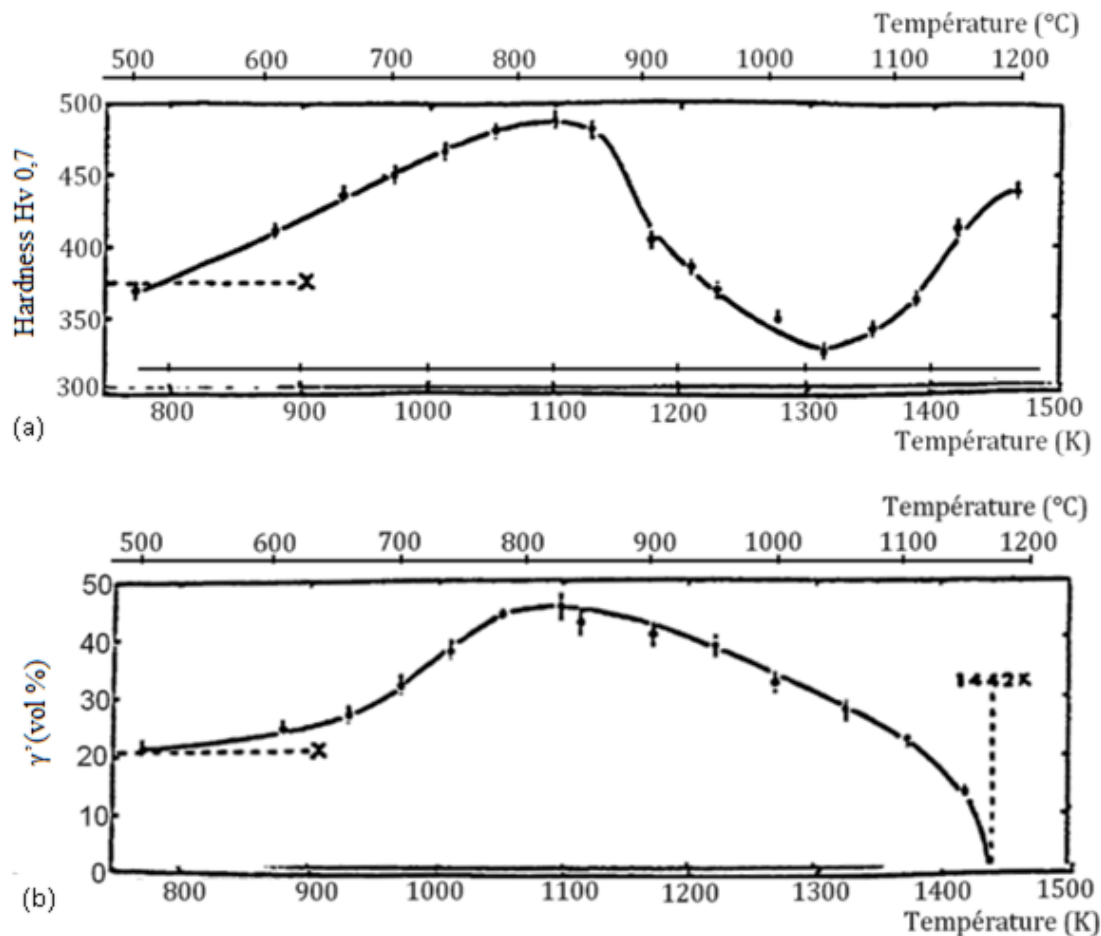


Figure 2 .1 : Évolutions de (a) la dureté, (b) la fraction de précipités γ' , mesurées à température ambiante, après un traitement de vieillissement de 16h à différentes températures [20].

L'échelle des températures en degrés Celsius a été rajoutée. Les valeurs matérialisées par une croix représentent les valeurs obtenues à l'issue de la mise en solution.

Il apparaît qu'un vieillissement à 500°C n'a pas d'effet notable sur la microstructure. Au-delà de cette température, les deux graphes mettent en évidence trois zones de comportements différents.

La première zone, qui correspond à l'intervalle de température [500°C - 827°C], montre un maximum à 827°C : $Hv_{30} = 485$.

La deuxième zone est constituée par l'intervalle de température [827°C - 1045°C]. Le taux de phase γ' diminue, suite à une plus grande remise en solution des éléments, ce qui fait décroître le durcissement de la matrice jusqu'à 1045°C, où un minimum est atteint ($Hv_{30} \sim 350$). Dans cette zone, la taille des précipités γ' primaires cuboïdes reste à peu près constante pendant le vieillissement.

Enfin, à partir de 1045°C, la dureté augmente pour atteindre un nouveau maximum à 1194°C plus bas que l'ancien : $Hv_{30} = 440$. Or le taux de phase γ' continue de diminuer. L'évolution de la dureté s'expliquerait par la remise en solution des éléments durcissant dans la matrice associés à la précipitation de γ' très fins mais représentant une fraction volumique faible.

II.2.3. Phase γ' , traitements thermiques et micrographies:

Ce paragraphe a pour but d'illustrer la précipitation de la phase γ' en fonction des températures de traitement, qu'il s'agisse de la mise en solution ou du vieillissement.

Deux températures ont été choisies par Danis [24].

pour le traitement de mise en solution : 1120°C et 1200°C, suivi d'un refroidissement à l'argon turbiné ; deux températures ont été choisies pour le traitement de vieillissement : 845°C et 1065°C. La méthode de refroidissement à l'issue du vieillissement n'est pas précisée. La durée des traitements est supposée être celle des standards, soient respectivement 2 heures et 24 heures.

La Figure 2.2 met bien en évidence que le choix des deux températures de traitements thermiques a une grande influence sur la précipitation.

Pour un même traitement de vieillissement, la température de mise en solution influence fortement la précipitation de γ' primaires : les microstructures (a) et (b), ainsi que (c) et (d) sont complètement différentes. Le vieillissement, suite à la mise en solution à 1120°C, donne une microstructure qui présente à la fois des précipités γ' primaires et secondaires. À l'opposé, la mise en solution à 1200°C aboutit à une microstructure qui présente essentiellement de petits précipités. À ce niveau, il est un point fondamental à relever:

l'augmentation de la température de mise en solution augmente la sursaturation de la matrice en éléments précipitants. L'augmentation de la sursaturation impose, au refroidissement, une précipitation véritablement plus brusque qui n'aboutit qu'à l'existence de petits précipités répartis de manière homogène. Un refroidissement à l'eau produit une précipitation plus fine qu'un refroidissement à l'argon turbiné, mais la précipitation est bien présente. Les deux micrographies de droite de la Figure 2.2 traduisent bien le vieillissement d'une phase γ' finement précipitée.

Pour un même traitement de mise en solution, la température de vieillissement influence la taille des précipités. Comme attendu, l'augmentation de la température induit une taille de précipités plus importante, ainsi qu'une modification de la forme des précipités. La comparaison entre les micrographies (a) et (c) puis (b) et (d) montre une nette sphéroïdisation des précipités.

Des études sur un vieillissement long de l'Inconel 738 ont été menées par Moshtaghin et Asgari [22], Yoshioka et coll. et Stevens et Flewitt [26].

La Figure 2.3 montre les microstructures qu'ont obtenues Moshtahin et Asgari [22] suite à une remise en solution standard et après un vieillissement de 3 000 heures à 850°C. Différents temps de vieillissement ont été étudiés entre ces deux extrêmes, mais les micrographies n'ont pas été reprises ici. Il apparaît clairement le mûrissement, voire la coalescence, des précipités secondaires ainsi qu'une sphéroïdisation des primaires. Yoshioka et coll. observent, à la suite d'un traitement standard, un comportement similaire sur leurs échantillons vieillis. Après 24 000 heures de vieillissement à 850°C la totalité des précipités secondaires semble avoir disparu pour revêtir la morphologie de γ' .

Yoshioka et coll. étudient [25].

également l'évolution de la taille des précipités en fonction de la température de vieillissement, à temps de traitement constant égal à 24 000 heures. Leurs observations sont identiques à celles de Danis : la coalescence est accélérée par la température, les précipités sont plus gros et plus sphériques après un vieillissement à 900° qu'à 750°C.

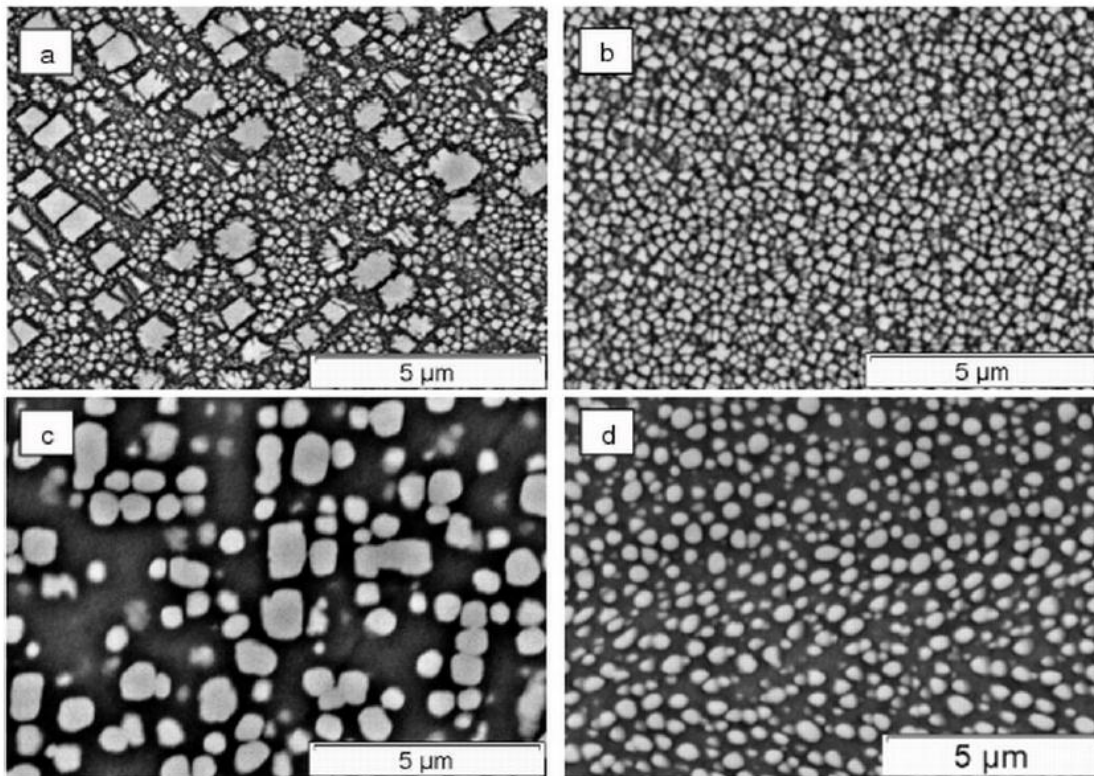


Figure 2.2 : Micrographies observées suite à différents traitements thermiques. Après le traitement de mise en solution, le refroidissement s'est fait à l'argon turbiné. La durée des traitements est supposée être respectivement 2 heures et 24 heures. Les températures de traitement sont : (a) 1120°C – 845°C, (b) 1200°C – 845°C, (c) 1120°C – 1065°C et (d) 1200°C – 1065°C. [24]

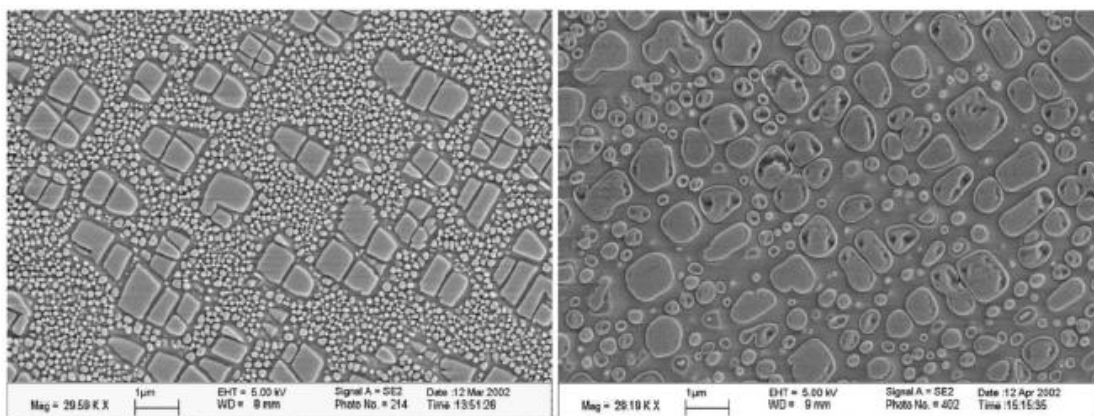


Figure 2.3 : Effet du vieillissement à 850°C sur la taille et la distribution des précipités γ' dans l'Inconel 738LC. (a) Mise en solution standard suivie d'un vieillissement standard, (b) traitement standard suivi d'un vieillissement de 3 000 heures.

Enfin, lors d'un essai de fluage, ces auteurs observent [25] que la contrainte imposée de 98 MPa, modifie largement la morphologie des précipités à partir d'environ 7 500 heures. En

effet, ceux-ci croissent de manière oblongue et prennent une forme très allongée dans le sens perpendiculaire à la direction de sollicitation. Ceci est souvent qualifié de mise en radeau.

II.3. Solidification dans les superalliages:

Lors de la solidification d'un alliage métallique, le solide croît au détriment du liquide, les deux phases sont caractérisées par des compositions différentes. Ces différences de compositions varient avec la température durant le procédé de solidification et vont donc avoir pour conséquence de faire apparaître des gradients de concentrations en éléments de soluté. Ce phénomène est connu sous le nom de microségrégation, dans le cas d'une ségrégation se produisant à l'échelle interdendritique. De plus, en raison du refroidissement combiné avec le rejet de soluté dans le liquide, la formation de phases secondaires, principalement γ' dans le cas des superalliages à base de nickel, peut avoir lieu à la fin de la solidification. Un traitement thermique de mise en solution est effectué après la solidification de manière à faire disparaître la phase γ' formée durant la solidification. Le traitement thermique est ensuite poursuivi avec un revenu, durant lequel des précipités γ' sont formés dans la phase primaire γ de manière à obtenir une taille moyenne, une distribution de tailles et une morphologie contrôlées, ce qui n'est pas le cas de la phase γ' interdendritique formée en fin de solidification. Si le traitement de mise en solution/homogénéisation n'est pas complet, la microségrégation peut encore influencer d'une manière non négligeable le déroulement de la précipitation, notamment au niveau de la taille et de la fraction volumique des précipités γ' .

II.4. Généralités sur la microstructure durant la solidification:

Lors de la solidification des superalliages à base de nickel, la première phase formée est généralement γ , qui possède la structure cfc du nickel [23]. Cette phase est généralement présente sous forme de dendrites, dont l'espacement entre troncs primaires est typiquement de plusieurs centaines de μm , pour les conditions de mise en oeuvre industrielles de l'AM1 [27]. Dans ce superalliage, les éléments présents en plus grandes quantités dans le liquide sont Al, Cr, Mo, Ta et Ti. Au cours du refroidissement, la phase γ' apparaît d'abord sous forme d'eutectique, dans les zones interdendritiques, en raison de la sursaturation plus élevée en éléments stabilisant γ' , tels que Al, Ta et Ti. Les précipités γ' apparaissent ensuite dans les dendrites de γ , lors du refroidissement à plus basse température.

Les précipités formés durant le refroidissement, que ce soit les particules interdendritiques ou les précipités formés dans les dendrites, sont caractérisés par des distributions de tailles et des morphologies irrégulières, ne permettant pas d'obtenir les

propriétés mécaniques désirées. Par conséquent, deux types de traitements thermiques sont réalisés après la solidification : le traitement thermique de dissolution/homogénéisation, ayant pour but de dissoudre la phase γ' formée durant la solidification, y compris sous forme d'eutectiques, et les traitements thermiques de revenu, permettant de former les précipités γ' possédant des tailles permettant d'atteindre les propriétés mécaniques désirées. Il est à noter que le traitement de dissolution/homogénéisation permet de régulariser la distribution du soluté dans les dendrites γ , permettant ainsi de réduire les inhomogénéités spatiales de fraction de γ' formés plus tard lors du traitement de précipitation. Le mécanisme de formation de γ' en fin de solidification n'est pas connu avec certitude [23].

Il semblerait que cette phase se forme soit par une réaction eutectique, soit par une réaction péritectique. Le mécanisme de formation de γ' , pour un même alliage, peut évoluer entre eutectique et péritectique en raison des variations de température et de concentration locale. Une illustration schématique est donnée par la Figure 10, où la solidification de l'alliage ternaire de composition M implique la formation de la phase γ' en suivant des réactions de type péritectique, P, et eutectique, E.

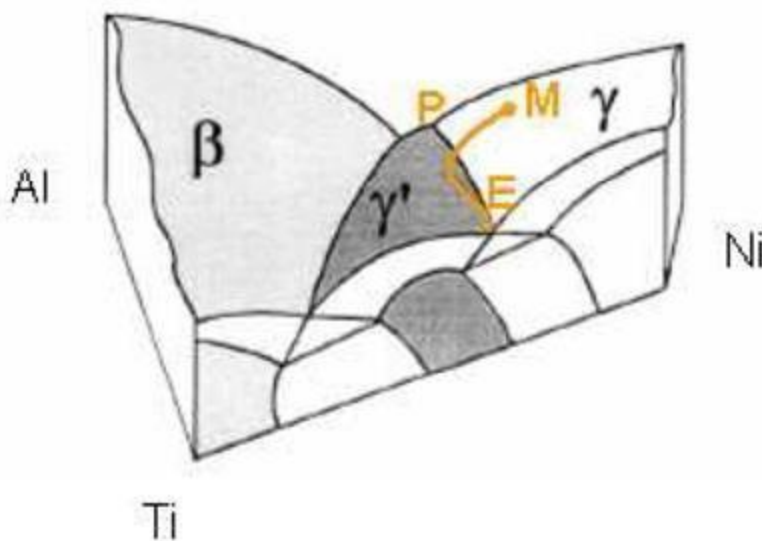


Figure 2.4: Représentation schématique de la solidification d'un alliage ternaire Ni-Al-Ti de composition nominale M. Le chemin de solidification implique successivement le péritectique P et l'eutectique E [23].

II.5. Formation de la structure dendritique de la phase primaire

Afin d'obtenir des propriétés mécaniques optimales en fluage, les aubes de turbines destinées à travailler à haute température sont monocristallines. De plus, l'orientation cristallographique du cristal doit être contrôlée, afin que la contrainte appliquée soit dirigée selon la direction permettant de minimiser le taux de déformation en fluage. Afin d'obtenir une structure monocristalline, le gradient thermique et la vitesse de solidification sont choisis de manière à former un front de dendrites colonnaires issues d'un même grain à la sortie du sélecteur. D'une manière générale, il est nécessaire d'éviter des régimes de gradient thermique et de vitesse de solidification aboutissant à la formation de grains équiaxes, ce qui conduirait à l'obtention d'un matériau polycristallin. L'impact des régimes de solidification a été étudié, entre autres, par Dubiz [29].

qui a proposé un critère de transition en fonction du gradient thermique et de la vitesse de solidification. En supposant une cinétique de pointe de dendrite donnée par $v=A\Delta Tn$ (où v , A , ΔT et n sont respectivement la vitesse de solidification, une constante, la surfusion et un exposant), il a été montré que la transition colonnaire/équiaxe se produit lorsque le ratio v/Gn dépasse une valeur critique. Ceci a également été montré par Gäumann et al. dans le cas du udimet720. Schématiquement, la transition se produit lorsque la surfusion dans le liquide est suffisante pour provoquer la germination de grains solides, ces derniers pouvant alors bloquer l'avancée des dendrites colonnaires s'ils sont suffisamment grands et nombreux. Cette évolution de la microstructure avec les paramètres de mise en oeuvre est également montrée à la Figure 13, dans le cas de l'alliage de nickel Précipitation γ' . La précipitation γ' a été observée au MET ainsi qu'au MEB FEG. Ces deux techniques permettent d'accéder à la précipitation tertiaire la plus fine. Pour réaliser une mesure des tailles et fractions volumiques des populations de γ' , l'analyse quantitative par Microscopie Electronique en Transmission est cependant plus ardue à mettre en oeuvre. En effet les images obtenues sont la projection de la précipitation contenue dans la lame mince, il est donc nécessaire de connaître l'épaisseur de celle-ci pour exploiter toutes informations. En combinant l'observation en 2 ondes sur les taches de surstructure de la phase γ' et la mesure d'épaisseur par diffraction en faisceau convergent CBED (Convergent Beam Electron Diffraction), il est néanmoins possible d'extraire des données quantitatives sur la précipitation.

A cette méthode, il a été préféré l'analyse de coupe polie du matériau observé au MEB FEG. Les images utilisées ont un contraste plus uniforme et permettent de s'affranchir du biais introduit par les effets d'épaisseur.

II.6 . Précipitation γ' nitragranulaire

L'observation de la précipitation γ' révèle deux populations de précipités que l'on appellera « secondaire » et « tertiaire », qualificatifs choisis en fonction du moment d'apparition au cours du traitement thermique (les précipités primaires présents initialement dans la poudre étant totalement dissous lors du traitement à 1200°C / 24h). Les précipités γ' secondaires sont de forme cubique et ont germé pendant le refroidissement qui suit le palier à 1200°C. Les précipités tertiaires, plus petits et de forme sphérique, sont apparus lors de la trempe rapide qui suit la remise en solution partielle à 1110°C. La figure II-6 présente les images obtenues avec les différentes techniques d'observation et de préparation d'échantillon. En A et B l'échantillon a été faiblement attaqué, en C et D fortement attaqué, les images E et F ont été réalisées à partir d'échantillons polis et les images G et H ont été obtenues par MET en deux ondes sur une tache de surstructure de la phase γ' . L'analyse quantitative a été menée à partir d'images du type E et F, après binarisation, à l'aide des logiciels Aphélon et Labview. L'alliage étudié possède une fraction volumique globale de phase γ' de 46%. Pour réaliser l'analyse quantitative des précipités secondaires de forme cubique, nous avons sélectionné les images dont le plan de coupe est parallèle aux facettes des précipités (sur ces images les précipités d'un même grain ont une forme carrée). Pour cette population de précipités, le calcul de la taille a été réalisé en assimilant la forme des précipités à un cube parfait et les valeurs présentées correspondent aux arêtes équivalentes.[21].

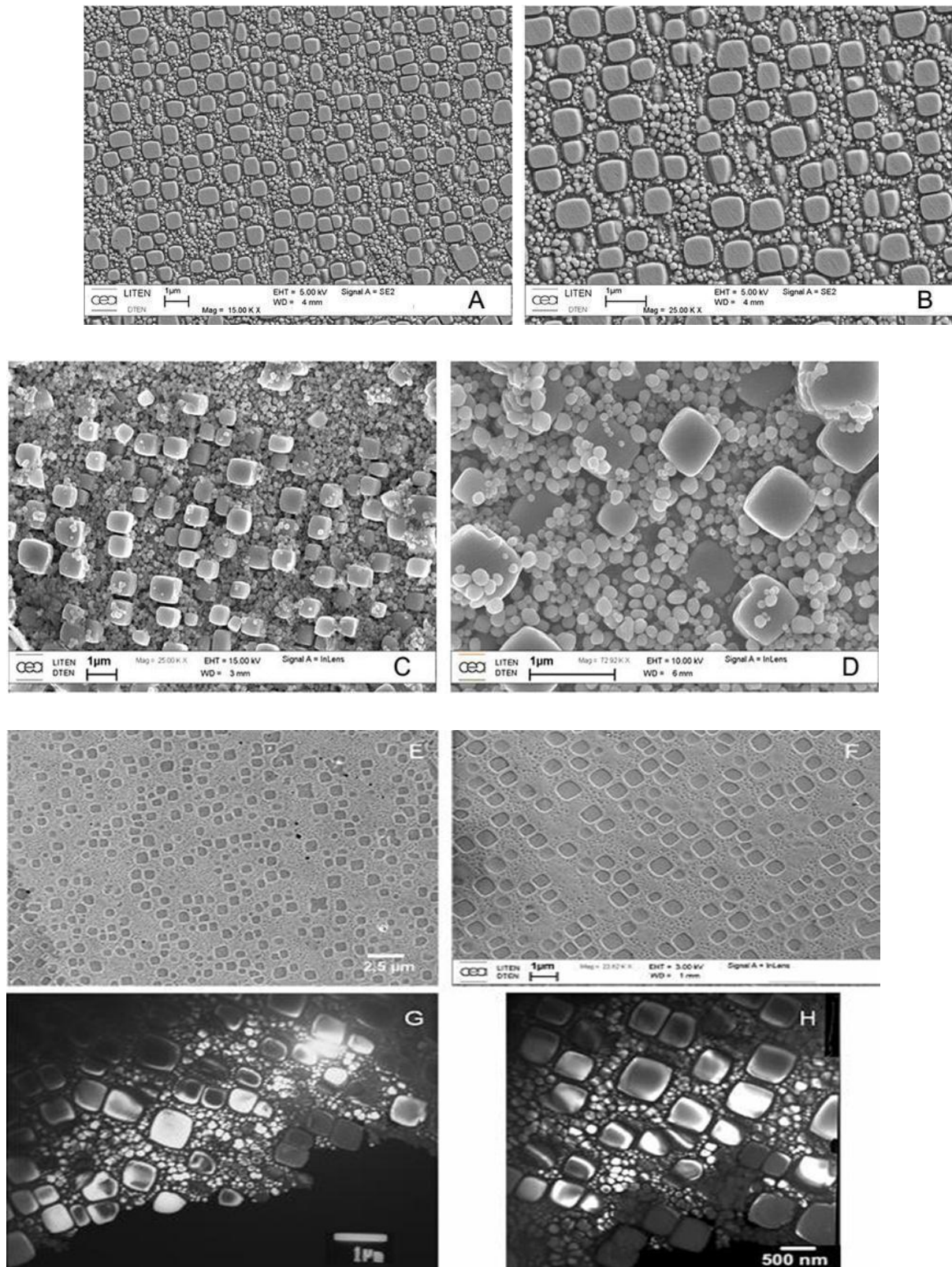


Figure 2.5: Observation de la précipitation γ' intragranulaire.[21]

II.7. Conclusion :

Cette étude a pris pour connaître la meilleure main Problèmes rencontrés dans l'utilisation des turbines à combustion et autres Les tendances de la technologie révèlent les principales constatations Ce qui suit:

- De grands efforts ont été faits dans le monde entier au cours des 40 dernières années

Pour l'amélioration des superalliages, en particulier pour les applications aéronautiques.

Les progrès les plus excitants concernent les superalliages, actuellement très Très utilisé, développement ciblé principalement sur l'amélioration Propriétés mécaniques à haute température (traction, fluage, fatigue). Ces Des améliorations ont été réalisées simultanément en améliorant la composition chimique

Chapitre III

Partie Expérimentale

Historique du sujet :

Dans cette recherche, je voulais étudier le comportement de l'alliage 738, mais les conditions ne me le permettaient pas: il y aurait peut-être une partie dédiée au usinage, qui mesure la dureté de l'alliage avant et après usinage, Mais dans mon stage à l'Industriel Equipment Maintenance Corporation, on m'a donné un alliage de inconel 738 seulement , longueur environ 7cm et largeur 5cm Ceci ne convient pas pour usinage et converti aux laboratoires du pôle universitaire M'sila, travail entre les laboratoires de la Faculté de Technologie et les laboratoires de physique de la Faculté des Sciences

III.1. L'obtention des échantillons :

On a travaillé avec 3 échantillons sous forme découper par une tronçonneuse avec jet d'eau à l'aide d'une machine de cisailage des métaux. Le but est d'obtenir échantillons, , d'une ailette de turbine à gaz de démentions suivants :

- La photo montre (Figure 3.1), l'échantillon est brut
- La Figure 3.2 , montre la machine où l'alliage inconel 738 est coupé en 4 morceaux

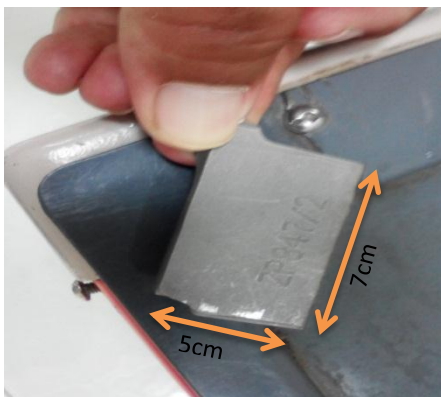


Figure 3.1: l'échantillon



Figure 3.2: machine coupement à froid Discotom-2.

III.2. Les cycles thermiques appliqués :

Les traitements thermiques ont été faites au niveau de labo mécanique de l'université dans un four de marque Nabertherm par des cycles thermiques suivants :

Cette image (Figure 3.3) montre le four dans lequel les trois échantillons ont subis le traitement thermique

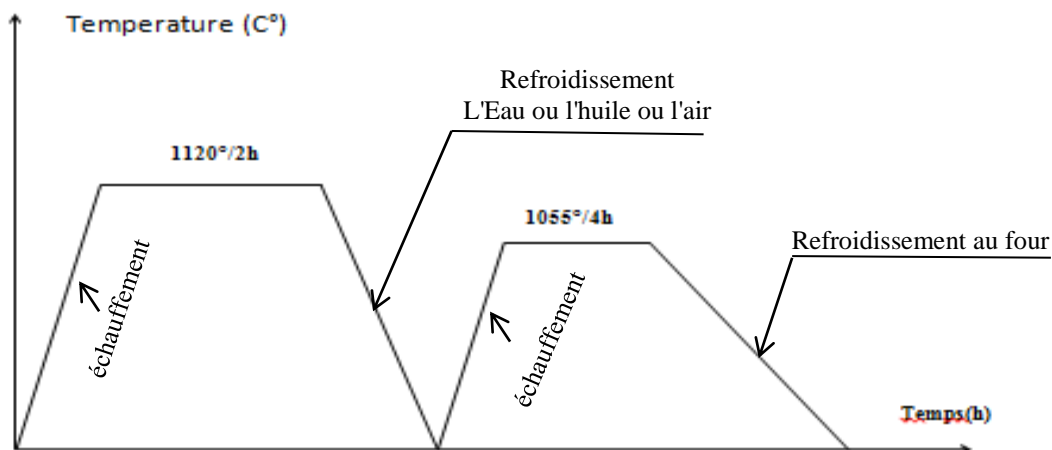


Figure 3.3: Le four Nabertherm.



Figure 3.4: échantillons après le traitement

La courbe du traitement appliquée à nos échantillons est donné par la figure 3.5 suivante :



Figur 3.5 La courbe 1 de traitements thermiques avec les différentes températures et termes de temps de maintien.

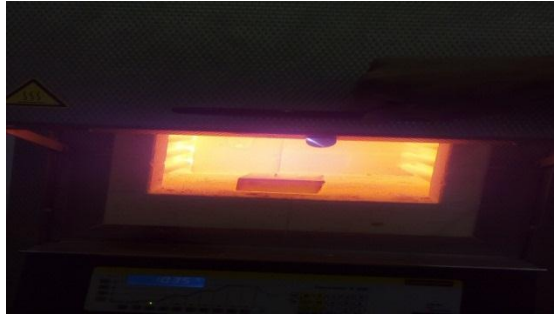


Figure 3.6: échantillons après le traitement du four

Echantillon 1 : c'est un échantillon brut il n'a pas subi aucun traitement.

Autres Echantillons : il a subi à une température :

- En phase 1: 1120°C pendant de 2 heures
- En phase 2 : 1055°C pendant 4heurs.

En phase 1 (trempe) : il a été refroidi

Echantillon 2 : dans l'eau

Echantillon 3 : dans l'air

Echantillon 4 : dans l'huile

En phase 2 (revenu) : il a été refroidi dans le four

III.3. Préparation des échantillons :

Après les cycles thermiques, les échantillons sont préparés sous forme cylindre par résine Figure 3.5 :



Figure 3.7 : Support disque de résine.

III.3.1. Le polissage mécanique

Pour effectuer des observations microscopiques optiques les échantillons sont enrobés à froid. Le polissage mécanique a été effectué par la polisseuse Knut-rotor 2 à vitesse de rotation et jet d'eau constants, en utilisant les papiers abrasifs de grains suivants : 180,320,400,600,1000,1200, et en fin 2000

- ❖ Ne pas exercer une pression trop élevée sur l'échantillon.
- ❖ Ne pas utiliser un drap pollué et trop élastique.
- ❖ Éviter l'échauffement de l'échantillon.

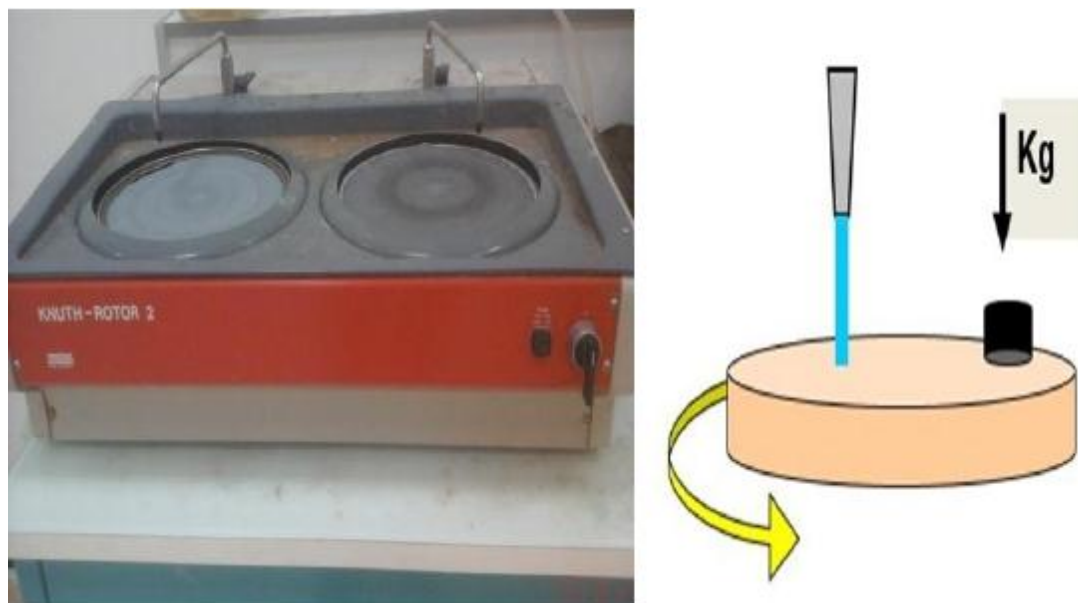


Figure 3.8 : machine de Polissage.

III.3.1.1. Pré polissage

Consiste à rendre la surface plane et brillante de façon à ce quelle ne présente aucune Rayure Susceptible de gêner l'examen ultérieur.

III.3.1.2. Séchage

Consiste à éliminer toutes les traces d'eau qui peuvent gêner l'examin Microscopique

- ❖ à l'air

- ❖ sous vides
- ❖ séchoir : pour le polissage de finition



Figure 3.9: Séchoir.

III.3.2. La mesure de la micro dureté

La **micro dureté** a été faite à l'université de Sétif aux laboratoires de mécanique de précision. L'appareil utilisé est de marque «Vickers VH3300 ».

Le nombre moyen des indentations suggérées selon les références bibliographiques à cinq indentation /échantillons, avec une charge de 0.3 kgf (Hv0,3).

III.3.2.1. Essai de dureté Vickers HV

Le pénétrateur est un diamant en forme de pyramide à base carrée dont l'angle des faces est de 136° .

III.3.2.2. Principe

La pyramide en diamant est amenée en contact avec la surface à essayer, charger cette pyramide graduellement, sans choc et sans vibration, à la charge maximum fixé. En règle générale, maintenir cette charge pendant 15 secondes.

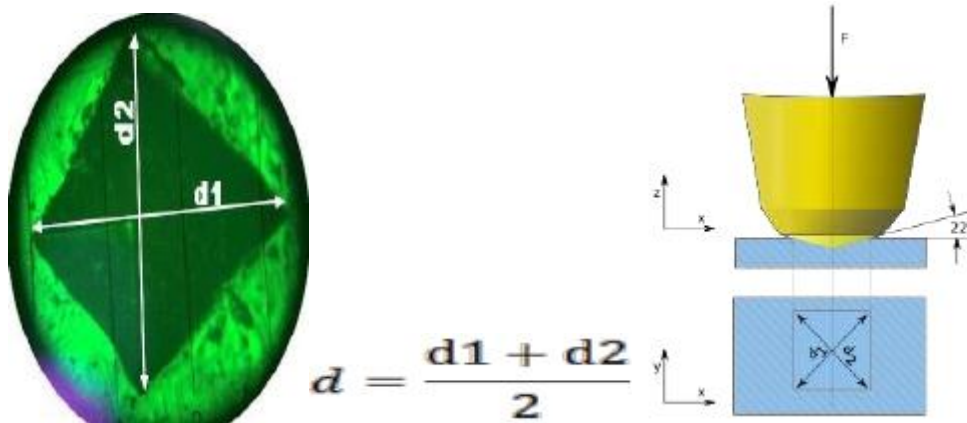


Figure 3.10 : Exemple typique d'une empreinte de notre alliage.

L'empreinte a la forme Presque d'un carré ; on mesure les deux diagonales $d1$ et $d2$ de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur d en effectuant la moyenne de $d1$ et $d2$.

C'est d qui sera utilisé pour le calcul de la dureté. La force et la durée de l'appui sont également normalisées.

La dureté HV est le rapport de la charge appliquée sur le pénétrateur à la surface de l'empreinte laissée par la pyramide. C'est-à-dire.

$$HV \cong 0,1854 \cdot \frac{F}{d^2} \quad HV = \text{Dureté Vickers}$$

F = Force appliquée [N]

d = Moyenne des diagonales de l'empreinte [mm]

HV = Dureté Vickers

$$HV = \frac{2F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{g \cdot d^2} \quad \text{avec } F : \text{ Force appliquée [N]}$$

d = Moyenne des diagonales de l'empreinte [mm]

$g = 9.806651 \text{ m/s}^2$

Le degré de rigidité, placez l'échantillon dans l'appareil et lire le résultat **dureté Vickers** de l'écran .

III.3.2.3. Condition de l'essai de dureté Vickers

- ❖ appareil micro-duromètre LECO M.400.H
- ❖ Indenter HV diamant pyramide angle De pointe : $136^{\circ}0' \pm 30$
- ❖ Charge 200 g
- ❖ Vitesse charge 15-75 $\mu\text{m/s}$
- ❖ Temps de charge 10-15s.

Cette image (Figure 3.11 ,Figure 3.12) montre un dispositif qui mesure la dureté des surfaces de l'échantillon



Figure 3.11: Duromètre Wilson VH330

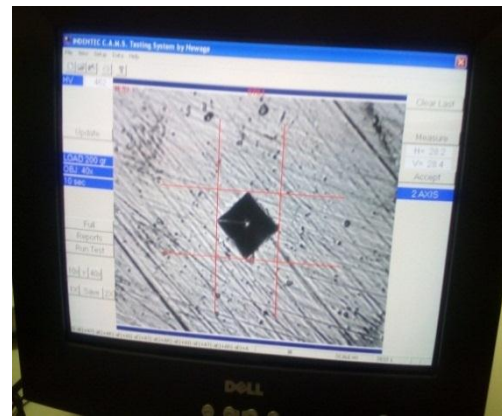


Figure 3.12 : une empreinte.

4:LES RESULTATS :

Dans notre cas, la gamme des traitements thermiques appliquée à l'inconel 738 consiste en un traitement de remise en solution. Le traitement de remise en solution est appliqué à une température comprise entre 1120°C et 1050°C , ce qui permet de dissoudre les précipités de phase durcissant, et les carbures autres que les carbures primaires de type MC.

- Les résultats de la micro-dureté obtenus des Echantillons sont donnés par le tableau suivant.

III.4.1 Les résultats de la microdurté obtenus :

Echantillons 01 : Hv0.3=moy 437.6 (brut).

	Brut
HV1	452
HV2	462
HV3	410
HV4	364
HV5	500

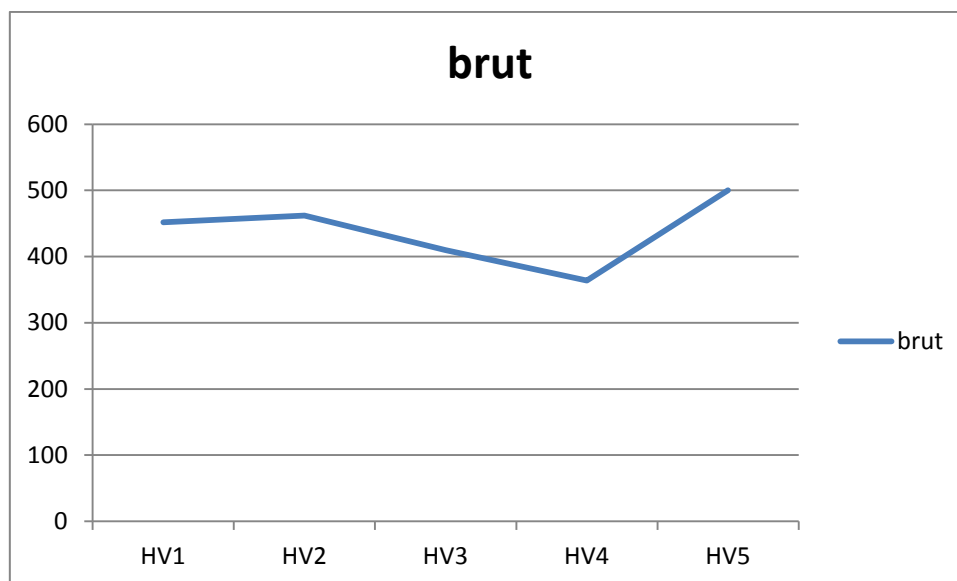


Figure 3.13: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 1

Echantillons 02 : Hv0.3=moy 410.8 (1120°C/2h à l'air + 1055°C/4h à four).

	eau
HV1	416
HV2	381
HV3	436
HV4	429
HV5	392

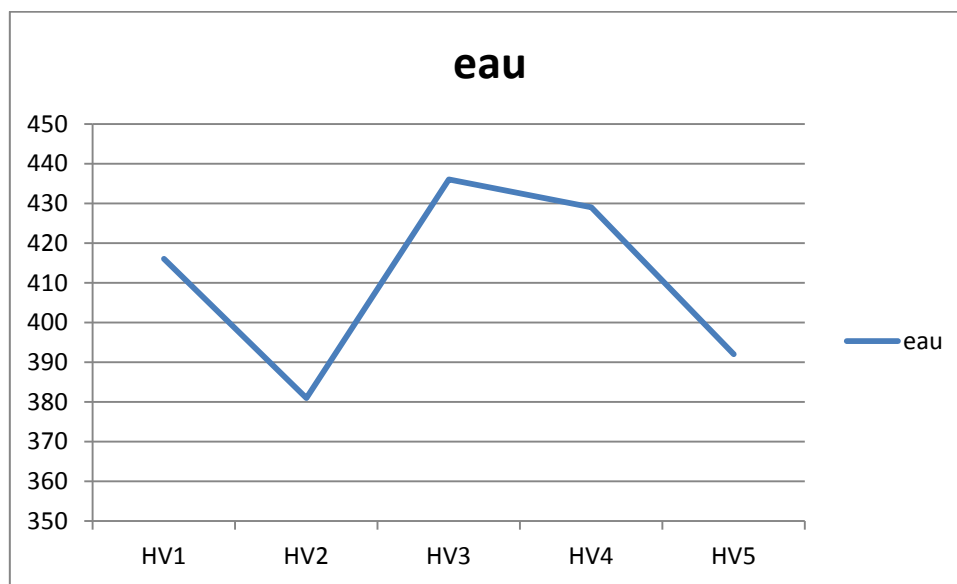


Figure 3.14: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 2.

Echantillons 03 : Hv0.3=moy 389.2 (1120°C/2h à l'air + 1055°C/4h à four).

	air
HV1	365
HV2	404
HV3	385
HV4	396
HV5	396

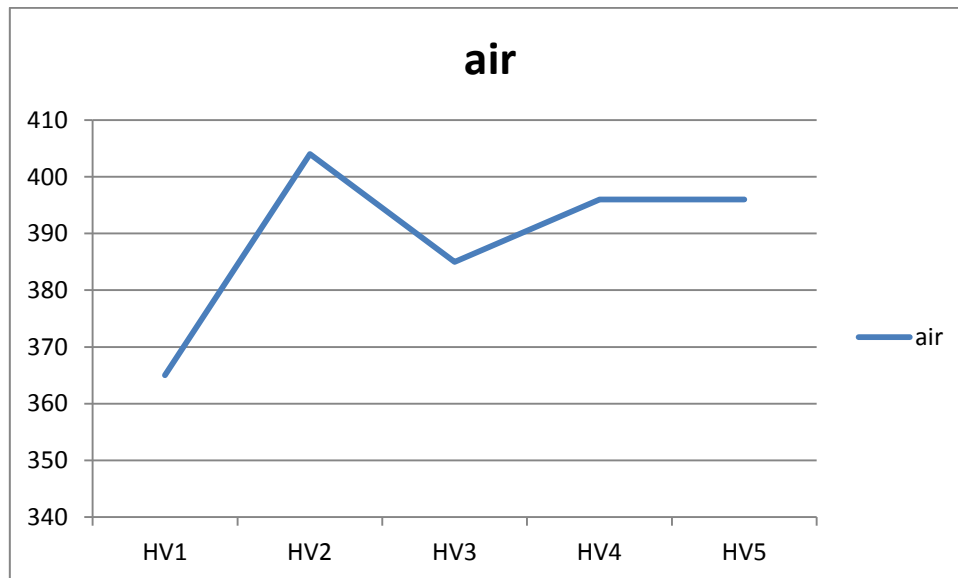


Figure 3.15: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 3

Echantillons 04 : Hv0.3=moy 376 (1120°C/2h à l'huile + 1055°C/4h à four).

	huile
HV1	492
HV2	413
HV3	206
HV4	365
HV5	404

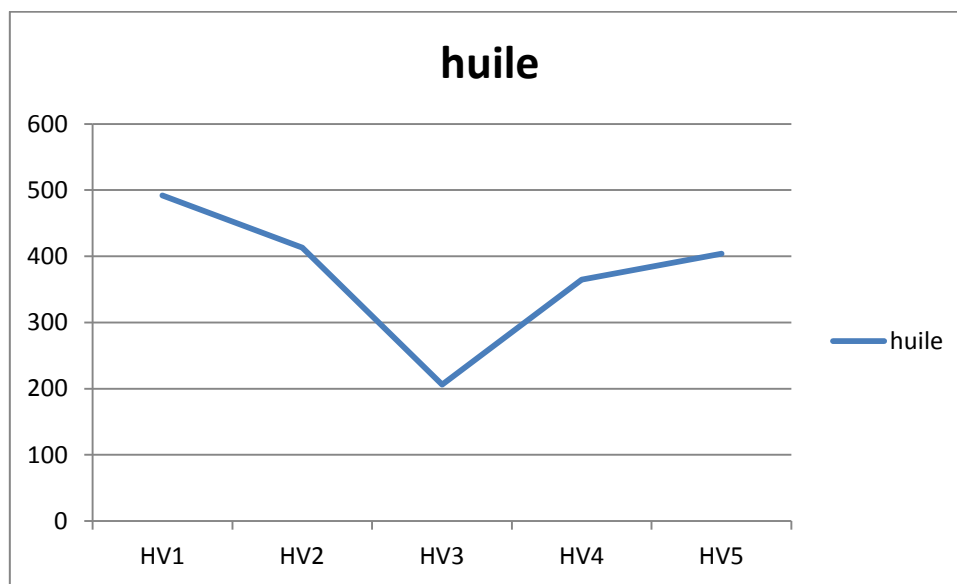


Figure 3.16: Les résultats de la microdurté d'échantillon n 4

III.4.2 Interprétation des résultats de la microdureté :

L'échantillon	Traitement Termique	Hv moyenne
01	Brut	437.6
02	1120°C/2h à l'eau + 1055°C/4h à four	410.8
03	1120°C/2h à l'air + 1055°C/4h à four	389.2
04	1120°C/2h à l'huile + 1055°C/4h à four	376

	brut	air	huile	eau
HV1	452	365	492	416
HV2	462	404	413	381
HV3	410	385	206	436
HV4	364	396	365	429
HV5	500	396	404	392

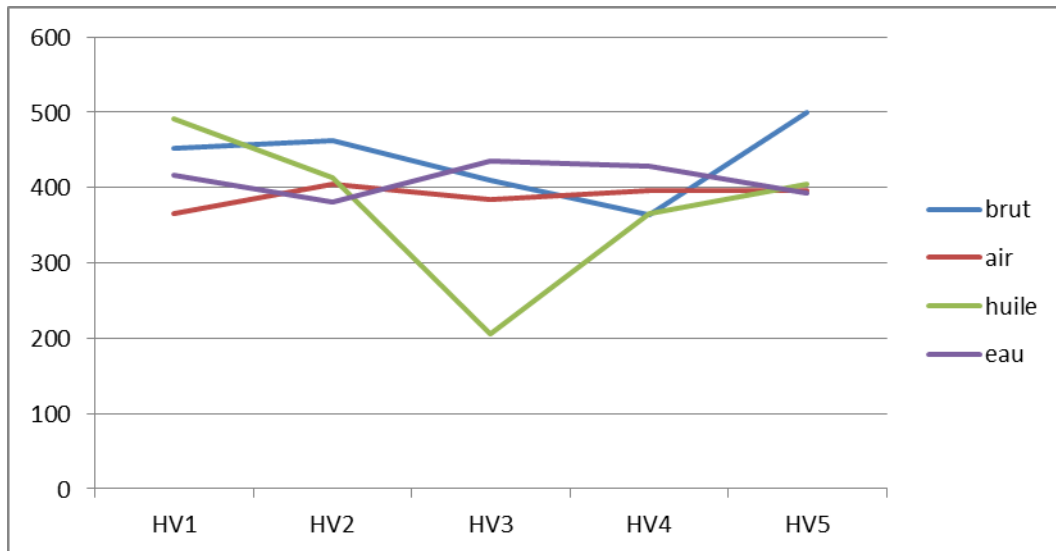


Figure 3.17 : Histogrammes comparatifs illustrant La microdureté.

Les tests de microdureté Vickers appliqués sur le superalliage traité thermiquement sont présentés par la Echantillon 2 :il a été refroidi dans l'eau ayant subi un traitement thermique de trempe de 1120°C avec maintien de 02 heures suivi d'un traitement de précipitation à 1055°C /4h/ refroidi à four . présente la dureté de Vickers une valeur moyenne de 410.8 Hv. d'où on enregistre une distribution homogène des particules avec un pourcentage important de particule comparativement aux autres échantillons

Conclusion générale :

L'étude bibliographique sur le superalliage INC 738, nous a permis de connaître les différentes phases et microstructure existant ainsi que l'influence des traitements thermiques envisagés à appliquer sur les différents échantillons, après des observations métallographiques de la microstructure, les caractéristiques mécaniques tels la résistance mécanique acquise par le superalliage après chaque cycle thermique a été révéler par des mesures de la microdureté .

la microstructure a été influencer par chaque cycle thermique pour chaque échantillon, variation des pourcentage des précipités entre les différents cycles thermiques a été signalée.

Notre étude nous a permis de conclure que la résistance mécanique a chuté ($H_v=376$) pour l'échantillon 04 qui a subi un traitement de mise en solution à 1120°C /2h/ refroidi à l'huile suivi d'un traitement de précipitation à 1055°C /4h/ refroidi à four. et que la résistance mécanique a atteint une valeur max ($H_v= 410,8$) pour l'échantillon 02 qui a subi un traitement de mise en solution à 1120°C /2h/ refroidi à l'eau suivi d'un traitement de précipitation à 1055°C /4h/ refroidi à four ,ceci est dû à la régénération de la phase durcissant γ' (qui prouve la fraction volumique max par une précipitation max des précipités γ').

BIBLIOGRAPHIE:

BIBLIOGRAPHIE

- [1] INCO, The International Nickel Company INC, One New York Plaza, New York, N.Y.10004
- [2] J. L. BECKERS & Yann GREDAY, Propriétés thermiques : matériaux Pour haute température, Faculté des sciences appliquées, Département Sciences des matériaux, 1995.
- [3] M. COLOMBIE et Coll, Matériaux Métalliques, DUNOD, Paris, 2002
- [4] Techniques de l'Ingénieur, Traité des matériaux métalliques, M755.
- [5]Général Electric (GE), Catalogue : turbine à gaz MS7000.
- [6] D.W. Ganday, G. Frederick R., J.T Stover, R Viswanathan, Overview of Hot Section Component Repair Methods , EPRI, USA, 2002.
- [7] Techniques de l'Ingénieur, Traité des matériaux métalliques, M329.1981
- [8] D.Francois , A.Pineau, A. Zaoui, Comportement Mécanique de Matériaux Plastique et Elastique, Hermes, 1995
- [9] Techniques de l'Ingénieur, Traitement thermiques des superalliages, MD1, M1165, 1996
- [10] B.Daniel, Contribution des techniques neutroniques à l'étude des Superalliages monocristallins. Laboratoire de spectrométrie physique université joseph Fourier.
- [11] ikaterini Plati , Modelling of γ' Precipitation in Superalloys, Master of Philosophy thesis, University of Cambridge, Août 2003
- [12] Techniques de l'Ingénieur, Acier et alliage réfractaires MB4, M325-1, (1981)
- [13] S. Dubier , R .Couturier , L.Getz , H.Burlet, Comportement et endommagement en fluaged un superalliage à base de nickel élaboré par compression isostatique à chaud CEA-GRENOBLE, 2002

- [14] Utilisation d'un dépôt de nickel pour le dépôt électrochimique d'un alliage de type MCrAlY afin de préserver les aubes de l'oxydation et de la corrosion, Ecole de mine d'ALBI,2002(GRENOBLE1)
- [15] D. Dye, O. Hunziker, S.M. Roberts and R.C. Reed , Modelling of the Mechanical Effects
- [16] D. DYE, O. HUNZIKER, S.M. ROBERTS & R.C. REED, Induced by the Tungsten Inert Gas Welding of IN718 Superalloy, Met. Trans., 32A, (2001), pp. 1713-1725.
- [17] D. W. Gandy and G. Frederick, J.T. Stover, R. Viswanathan, Overview of Hot Section Component Repair Methods, , EPRI Annual report, 2000. Arfaoui Ali, Chaker Med Amir ISET Kasserine Matériaux Métalliques Année 2009/2010.
- [18] Repair Specification for Westinghouse W501 First and Second Stage Turbine Blades Manufactured from Udimet 520 Alloy, EPRI Combustion Turbine Center, Charlotte, NC, June 1992
- [19] Sophie Dubiez-Le Goff. Comportement et endommagement d'un superalliage élaboré par compression isostatique à chaud 2003 Paris .France
- [19] Anuragh Thakur, Microstructural responses of a nickel-base cast In-738 superalloy to a variety of pre-weld heat-treatments, Manitoba : The University of Manitoba, 135 p., (1997)
- [21] Mohamed Retima. effect of the heat treatment on the microstructural evolution of the nickel based superalloy. Association of Metallurgical Engineers of Serbia AME .2011.Serbia.
- [22] R.S. Moshtaghin, S. Asgari, Growth kinetics of g9 precipitates in superalloy IN-738LC during long term aging, Materials and Design 24, 325–330, (2003)
- [23] Sims C.T., 1987, Superalloys : Genesis and character, Superalloys II, High temperature materials for aerospace and industrial power, ed. John Wiley & Sons, pp. 3-26.

- [24] Yann Danis, Étude de la soudabilité d'un superalliage base nickel fortement chargé en éléments durcissants titane et aluminium : l'Inconel 738, Thèse Matériaux, Spécialité Mécanique et Ingénierie, Bordeaux : Ecole Doctorale des Sciences Physiques pour l'Ingénieur, 193 p., (2008)
- [25] Yomei Yoshioka et al., Service temperature estimation for heavy duty gas turbine buckets based on microstructure change, Proceeding of Superalloys 1996, The Mineral Metal and Materials Society, p. 173-179, (1996)
- [26] R.A. Stevens, P.E. Flewitt, The Effects of γ' Precipitate Coarsening During Isothermal Aging and Creep of the Nickel-Base Superalloy IN-738, Materials Science and Engineering, 37, 237-247, (1979)
- [27] D. Locq , C. Ramusat, P. Caron, "Etude du comportement en fluage à haute température de deux superalliages à base de nickel", ONERA, Rapport Technique RT 1/08553 DMMP, (2005).

ملخص:

تم استخدام الانكونال 738 ، وهو سبيكة من النيكل الصلب ، بنجاح لتصنيع شفرات التوربين الغازي لسنوات. لديها مقاومة جيدة وكذلك الاستقرار في درجة حرارة عالية.

وقد أجريت العديد من الأعمال العلمية لفهم وإقامة علاقات متبادلة بين المقاومة الميكانيكية والتغيرات المجهرية لمراحل التفاعل المختلفة.

في هذا العمل ، قمنا بدورات حرارية محددة على عينات في الانكونال 738، لتحسين المقاومة في ظروف العمل غير المواتية مثل الضغط ودرجة الحرارة العالية والصدمات الحرارية. أجريت قياسات للصلابة الدقيقة قبل وبعد المعالجة الحرارية لمعرفة التغيير في سلوك هذه السبيكة.

لقد سمحت لنا هذه الدراسة بمعرفة قيم المقاومة الميكانيكية القصوى والقصيرة لسبيكة الانكونال 738 ، من أجل المعالجة الحرارية المنسوبة إلى الأخير.

الكلمات الرئيسية: السبيكة ، 738 ، العلاجات الحرارية ، صلابة الدقيقة.

Résumé :

L'inconel 738, est un superalliage à base de Nickel durci, a été utilisé avec succès pour la fabrication des ailettes de turbines à gaz pendant des années. Il possède une bonne résistance une bonne stabilité à haute température.

Plusieurs travaux scientifiques ont été menés pour comprendre et faire des relations de corrélation entre la résistance mécanique avec les changements microstructuraux des différentes phases qui interagissent.

Dans ce travail, des cycles thermiques bien définis sur des échantillons en INC 738, pour améliorer la résistance sous des conditions de travail défavorable telque la pression, la haute température et les chocs thermiques. Des mesures de la micro dureté avant et après traitements thermiques ont été effectués pour connaître le changement du comportement de ce superalliage.

Cette étude nous a permit de connaître les valeurs de la résistance mécanique max et min du superalliage INC 738, pour des traitements thermiques attribués à ce dernier.

Mots clés: Superalliage, INC 738, Traitements Thermiques, Micro dureté.