



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE
المدرسة الوطنية العليا للمناجم والمعادن - عمار العسكري - عنابة
ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES ET DE LA METALLURGIE
AMAR LASKRI- ANNABA

Département

Science et Génie des Matériaux

Mémoire de Fin d'Etudes

En vue de l'obtention du Diplôme de MASTER

Domaine : Sciences et Technologies

Filière : Métallurgie

Spécialité : Ingénierie des Surfaces

Thème

Etude de l'influence des traitements thermiques
sur l'évolution des différents éléments
durcissant d'un alliage a base de Ni Inconel738

Présenté par : **Imad Eddine GUIRA**

Encadré par : **Pr. Mohamed RETIMA**

Jury de Soutenance

Mohamed Chérif BENOUDIA

MCA.ENSMM

Président

Latifa KAHLOUL

MCB.ENSMM

Examineur

Mohamed RETIMA

Pr. ENSMM

Encadreur

NOVEMBRE 2020



République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Supérieure des Mines et de la Métallurgie

Département Science et Génie des Matériaux

AUTORISATION DE DEPOT FINAL DU
MEMOIRE DE MASTER

Je soussigné (e) M. Mohamed Cherif BENOUSSA
Président(e) du jury de soutenance de mémoire de Master, déclare avoir autorisé
M. Guira Imad Eddine
à déposer son mémoire de Master après avoir apporté les corrections signalées
par les membres du jury.

Avis du Promoteur :

Avis de l'Examineur :

Président du Jury

Remerciement :

Je remercie avant tout Allah le tout puissant de m'avoir donné la volonté, santé et surtout courage de mener à bien ce travail.

Je remercie tout d'abord monsieur Pr MOHAMED RETIMA pour m'avoir encadré dans ce projet de recherche.

Je voudrais présenter particulièrement mes remerciements à madame Dr. LATIFA KHALOUK d'avoir acceptée d'être le rapporteur de ce mémoire. Je remercie encore Monsieur Dr. MOHAMED CHERIF BENDJIA d'avoir présidé le jury de ce mémoire.

Je remercie Monsieur HADOU ABDELWAHEB (étudiant de SGM) pour son aide précieuse et toute l'équipe du laboratoire de l'école nationale supérieure des mines et métallurgie.

Remerciement spéciale à la personne qui, sans son soutien et ses précieux conseils, je ne serais pas à ma place actuelle.

1	INTRODUCTION :	9
2	Les superalliages :	10
2.1	Introduction :	10
2.2	Définition :	10
2.3	Procédés d'élaboration des superalliages base nickel (In738) :	10
2.4	Description générale de la microstructure :	11
2.4.1	La phase gamma γ :	12
2.4.2	Phase γ' :	12
2.4.3	Les carbures :	13
3	Les différents types des traitements thermiques des superalliages base nickel :	14
3.1	Introduction :	14
3.2	Les traitements thermiques des superalliages :	14
3.2.1	Mise en solution :	15
3.2.1.1	Mises en solution subsolvus et supersolvus, phase γ' :	15
3.2.1.2	Mise en solution étagée :	16
3.2.1.3	Vitesse de refroidissement après mise en solution :	16
3.2.2	Traitements de précipitation (revenus) :	16
3.2.2.1	Précipitation γ' :	16
3.2.2.2	Précipitation des carbures/borures aux joints de grains :	17
4	Partie pratique :	18
4.1	Composition chimique de matériau d'étude l'inconel 738 :	18
4.2	Découpage des échantillons :	19
4.3	Les traitements thermiques :	20
4.4	L'observation métallographique :	22
4.4.1	Polissage :	22
4.4.2	Microscope optique et Microscope électronique à balayage :	23
4.4.3	Micro-dureté :	24
5	Résultats et interprétation :	25
5.1	Etat de réception :	25
5.2	Etat de recuit :	27
5.3	Le revenu 1 :	28
5.4	Revenu2 (vieillissement) :	29

6	CONCLUSION	31
---	------------------	----

Figure 1 :	Microstructure d'un superalliage à base de nickel, mailles γ et γ' - cohérence	12
Figure 2 :	Précipitation des carbures	13
Figure 3 :	Aubes de turbines à gaz industrielle	19
Figure 4 :	Echantillons découpées.....	19
Figure 5 :	Micro tronçonneuse de type MECATOME utilisée pour le découpage des échantillons.....	19
Figure 6 :	Four de traitement de type Nabertherm	20
Figure 7 :	cycle thermique échantillon2	21
Figure 8 :	cycle thermique échantillon1	21
Figure 9 :	cycle thermique échantillon3	22
Figure 10 :	polisseuse de type HITECH EUROPE	22
Figure 11 :	microscope optique de type Nikon	23
Figure 12 :	MEB de type quanta 250	23
Figure 13:	micro-duromètre de type INNOVATEST	24
Figure 14 :	Observation MO de l'état de réception	25
Figure 15 :	Microstructure MEB avec analyse EDS l'échantillon de réception	26
Figure 16 :	Observation MO de l'état de recuit	27
Figure 17 :	Observation MO de l'état après revenu 1.....	28
Figure 18 :	Observation MO de l'état après revenu 2 vieillissement)	29

Tableau 1 : composition chimique de l'inconel 738..... 18

Résumé :

Ce mémoire vise à apporter une meilleure compréhension sur l'influence des traitements thermiques sur l'évolution des différents éléments durcissant dans un superalliage à base de nickel inconel738. Plusieurs cycles thermiques ont été effectué sur 3 échantillons venus de service :

Echantillon1 : Recuit pendant 1h a 1050C°/refroidissement à l'air ce cycle. **Echantillon 2** : Recuit pendant 1h a 1050C°/refroidissement à l'air + Revenu1 pendant 2h a 1000C°/refroidissement a l'air. **Echantillons 3** : Recuit pendant 1h a 1050C°/refroidissement à l'air + Revenu1 pendant 2h a 1000C°/refroidissement a l'air+Revenu2 pendant 8h a 850C°/refroidissement a l'air.

L'étude des échantillons par microscope optique confirme l'évolution des précipités dans les grains et les joints des grains, ces évolutions influencent chaque fois la microdureté.

Abstract :

This thesis aims to provide a better understanding of the influence of heat treatments on the evolution of the different elements hardening in an inconel738 nickel-based superalloy. Several thermal cycles were carried out on 3 samples coming from service:

Sample 1: Annealed for 1 hour at 1050C°/air cooling this cycle Sample 2: Annealed for 1 hour at 1050C°/air cooling + Temper1 for 2 hours at 1000C°/air cooling. Sample 3: Annealed for 1h at 1050C°/air cooling + Temper1 for 2h at 1000C°/air cooling + Temper2 for 8h at 850C°/air cooling.

The study of the samples by MO confirms the evolution of the precipitates in the grains and the grain joints, these evolutions influence each time the microhardness.

I-Synthèse bibliographie

1 INTRODUCTION :

Les superalliages à base de nickel sont largement utilisés dans la fabrication des turbines à gaz, particulièrement dans les 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.

Le travail présenté dans ce mémoire concerne l'Etude de l'influence des traitements thermiques sur l'évolution des différents éléments durcissant d'un alliage à base de Ni **Inconel738**. Il comprend une introduction générale, trois parties et une conclusion générale.

- **Dans la première partie** : On s'intéresse à une étude bibliographique sur les différents traitements thermiques des superalliages à base de nickel.
- **Dans La deuxième partie** : On présente le matériau étudié et les techniques expérimentales utilisées pour les traitements, et la caractérisation du matériau dans son état de réception, et après les traitements.
- **La troisième partie** : Est une présentation des principaux résultats et leurs interprétations.

2 Les superalliages :

2.1 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, 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. [1]

2.2 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.[2]

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. [2]

2.3 Procédés d'élaboration des superalliages base nickel (In738) :

Trois principaux types de gammes de fabrication sont utilisés pour ces alliages, ce sont :

- La coulée de lingots et le corroyage à chaud, et éventuellement à froid. C'est de loin la

I-Synthèse bibliographie

voie la plus importante par le tonnage concerné ;

- La métallurgie des poudres pré alliées ;
- La fonderie de précision.

Pour les pièces les plus chaudes des réacteurs d'avion, et en particulier les aubes de turbine, on utilise la fonderie de précision sous vide avec, soit une solidification équiaxe, soit une solidification orientée, soit encore une solidification monocristalline. Par ce procédé, on peut couler des pièces quelle que soit leur teneur en phase γ' . De plus, dans les alliages utilisés sous forme de pièces monocristallines, les éléments du type bore, zirconium, hafnium, destinés à renforcer les joints de grain ne sont plus nécessaires. Il en résulte une augmentation de la température de fusion et, par-là, la possibilité de remonter la température de mise en solution, ce qui permet d'augmenter encore la quantité de phase durcissante dans l'alliage.[3]

Notre matériau d'étude L'IN-738, est fabriqué par la fonderie de précision (moulage en cire perdue).

2.4 Description générale de la microstructure :

Les superalliages base nickel actuels sont composés de plus de dix éléments chimiques. Il existe un grand nombre de compositions différentes. Toutefois, ils ont tous une base commune. Entre 10 à 20% de chrome, jusqu'à 8% d'aluminium et de titane, de 5 à 10% de cobalt (pourcentages massiques) et des faibles quantités de bore, carbone et zirconium. Les éléments classiques que l'on trouve ajoutés à différentes teneurs à cette base sont le molybdène, le tungstène, le fer, le niobium, le tantale et le hafnium.[4]

Dans le domaine des compositions des superalliages base nickel, on peut classer ces éléments en trois groupes :

- les éléments participant préférentiellement à la formation de la phase γ : Ni, Co, Fe, Cr, Mo, W,
- les éléments participant préférentiellement à la formation de la phase γ' : Al, Ti, Nb, Ta,
- les éléments tendant à ségréger aux joints de grains : C, B, Zr, Hf.

Un superalliage à base de Nickel présente une matrice austénitique (γ) renforcée par solution solide et durcie par précipitation de phases intermétalliques de type (A3 B), appelée (γ') et par précipitation des carbures aux joints de grains.[5]

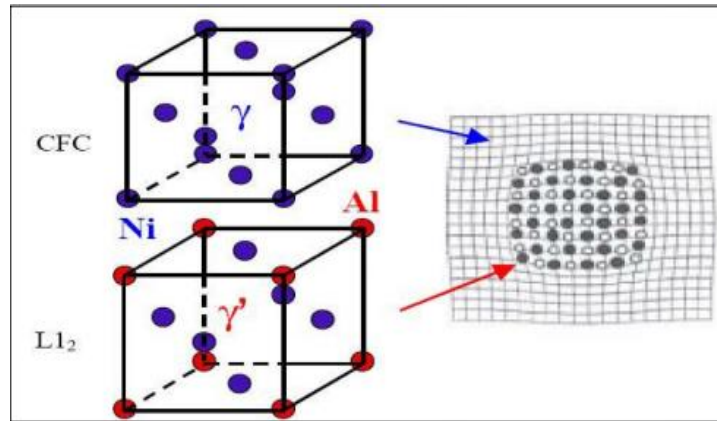


Figure 1 : Microstructure d'un superalliage à base de nickel, mailles γ et γ' -cohérence.

2.4.1 La phase gamma γ :

La matrice γ des superalliages base nickel est une solution solide de structure CFC (figure 1). Le nickel présente l'avantage de pouvoir s'allier à de nombreux éléments sans pour autant provoquer une instabilité de sa structure CFC.

Le durcissement par effet de solution solide revient à augmenter la résistance du matériau en renforçant la résistance au mouvement des dislocations via la substitution du nickel par des éléments d'alliage tels que le chrome, le cobalt, le tungstène et le molybdène de rayons atomiques différents de celui du nickel. La distorsion du réseau produite par la différence des rayons atomiques conduit à augmenter la résistance au glissement des dislocations (frottement de réseau). Le durcissement sera d'autant plus efficace que l'énergie de défaut d'empilement sera abaissée par rapport à celle du nickel, une des plus élevées des métaux CFC [6]. Dans ce cas, le glissement dévié des dislocations est rendu plus difficile comparativement au glissement planaire : le cisaillement des précipités dans le plan de glissement est alors privilégié par rapport à leur contournement.

2.4.2 Phase γ' :

La clé des hautes propriétés des superalliages base nickel réside dans la présence de la phase γ' . Cette phase qui précipite en quasi cohérence avec la matrice γ va largement augmenter la résistance au déplacement des dislocations lors de la déformation : on parle de durcissement par précipitation. La matrice γ affranchie de ces précipités, notamment des populations secondaires et tertiaires, ne présenterait pas les propriétés remarquables, caractéristiques des superalliages.

I-Synthèse bibliographie

La phase γ' 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, Nb, Ta). Cet arrangement atomique correspond à la structure ordonnée, dénommée L12 (notation « Strukturbericht ») (figure 1). Les plans denses $\{111\}$ sont empilés selon la séquence ABC comme dans la structure CFC. Une rangée sur deux est constituée uniquement d'atomes de Ni alors que sur l'autre, les atomes de Ni et Al alternent. Ainsi, si l'on considère les directions de type $\langle 110 \rangle$, on rencontre alternativement les atomes de Al (ou Ti, Nb ou Ta dans le cas d'une substitution) et les atomes de Ni (ou Mo, W, Cr, Co).[7]

2.4.3 Les carbures :

Différents types de carbures (MC , $M_{23}C_6$, M_6C) et de borures (M_3B_2) se forment notamment en interagissant avec les éléments contenus dans les superalliages, principalement au niveau des joints de grain. Leur composition, leur morphologie et leur taille vont influencer les propriétés des joints

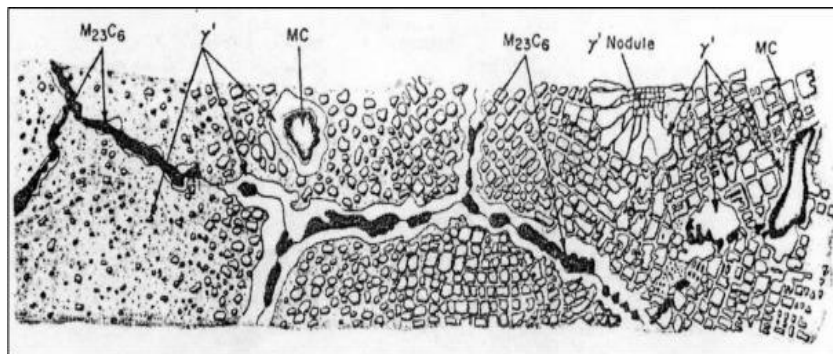


Figure 2 : Précipitation des carbures

de grain et par voie de conséquence des propriétés mécaniques de l'alliage notamment la tenue en fluage, fatigue et fatigue-fluage à haute température. [7]

Le rôle contre versé des carbures :

- consolident les joints de grain en service
- oppose un obstacle à la migration des joints au cours de traitement thermique
- néfaste sur la ductilité.

3 Les différents types des traitements thermiques des superalliages base nickel :

3.1 Introduction :

Les traitements thermiques sont constitués par un certain nombre d'opérations combinées de chauffage et de refroidissement ayant pour but :

a. D'améliorer les caractéristiques des matériaux et rendre ceux-ci plus favorables à un emploi donné, à partir des modifications suivantes :

- Augmentation de la résistance à la rupture et de la limite élastique R_m , R_e , A% en donnant une meilleure tenue de l'élément.

- Augmentation de la dureté, permettant à des pièces de mieux résister à l'usure ou aux chocs.

b. De régénérer un métal qui présente un grain grossier (affiner les grains, homogénéiser la structure) cas des matériaux ayant subi le forgeage.

c. De supprimer les tensions internes (écrouissage) des matériaux avant subit une déformation plastique à froid (emboutissage, fluotournage).

En dehors du recuit de recristallisation qui permet de supprimer l'écrouissage, les traitements thermiques ne s'appliquent pas aux métaux purs, mais seulement à quelques alliages pour lesquels on recherche principalement une augmentation de la limite élastique et une diminution de la fragilité. Les traitements thermiques sont appliqués surtout aux aciers XC et aciers alliés ZR alliages non ferreux. En général les traitements thermiques ne changent pas la composition chimique de l'alliage.

3.2 Les traitements thermiques des superalliages :

Les traitements thermiques des superalliages, joue un rôle important, car il conditionne la stabilité des phases. Il a une influence sur la structure, les propriétés mécaniques (tels que dureté, fluage, résistance à la rupture) et résistance à la corrosion sèche. Les traitements thermiques consistent en général en une seule remise en solution dans la matrice austénitique γ des différentes phases à une température comprise entre 1040-1230°C.

Par effet d'homogénéisation, elle prépare la matrice à la précipitation uniforme de γ durant les traitements des revenus. Une série de revenus est ensuite établie, pour précipiter et développer les

I-Synthèse bibliographique

majeures phases de durcissement. Pour la résistance au fluage, la précipitation de γ' se fait entre 840°C-1100°C.

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 :

- 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 durcissant 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 M_{23}C_6 , situés préférentiellement aux joints de grains. Des borures s'ajoutent ou se substituent quelquefois au M_{23}C_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 [9].

3.2.1 Mise en solution

L'objectif de ces traitements thermiques est de mettre en solution la phase durcissant 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 termes de propriétés d'usage. Ils exercent principalement leur influence sur la taille des grains et la répartition de la phase durcissant.

3.2.1.1 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, généralement la plus à cœur, se stabilisant thermiquement en dernier) de mise en solution varient de 30 min à quelques heures pour les alliages les plus chargés en éléments durcissant.

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

I-Synthèse bibliographique

- 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 la brûlure de l'alliage.[8]

3.2.1.2 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.

3.2.1.3 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.

3.2.2 Traitements de précipitation (revenus) :

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

3.2.2.1 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.

I-Synthèse bibliographie

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' . [8]

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.

3.2.2.2 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 combinaisons de l'aspect mécanique et de l'oxydation des carbures). Le maintien sous contrainte de traction accélère encore ce processus. [8]

II-Matériaux et techniques expérimentaux

4 Partie pratique :

4.1 Composition chimique de matériau d'étude l'inconel 738 :

La composition chimique 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 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 [1]. On remarque que ces alliages sont très complexes et définis par un très grand nombre d'éléments.

La composition chimique de notre matériau d'étude **In738** est illustré dans le **tableau1**.

Tableau 1 : composition chimique de l'inconel 738

Élément	Ni	Cr	Co	Al	W	Ti	Mo	Ta	Nb	Fe
% massique	57.49	16.12	7.62	3.27	2.88	2.47	1.35	1.16	0.661	0.193
Élément	Si	Mn	Cu	V	C	S	Sn	Zr	B	Hf
% massique	0.0543	0.0280	0.0290	0.0285	0.073	0.0057	0.007	0.014	0.010	0.015

II-Matériaux et techniques expérimentaux

4.2 Découpage des échantillons :

Des petits échantillons ont été découpés à l'aide d'une tronçonneuse (**fig.4**) à partir d'une aube de turbine à gaz (**fig.3**).

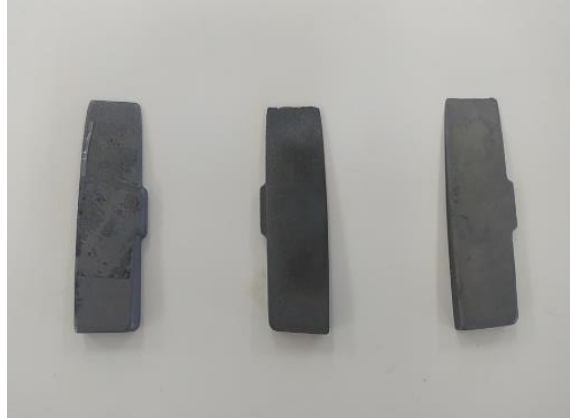


Figure 3 : Aubes de turbines à gaz



Figure 4 : Micro tronçonneuse de type MECATOME utilisée pour le découpage des échantillons.

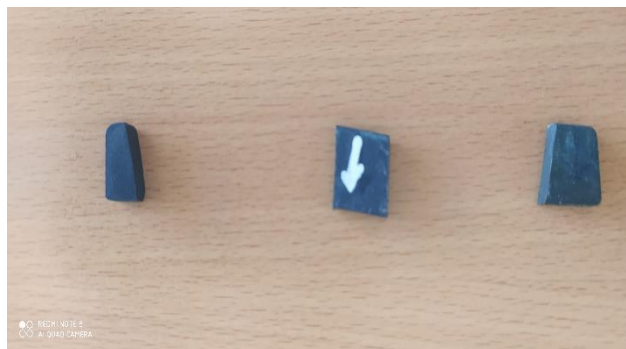


Figure 5 : Echantillons découpés

II-Matériaux et techniques expérimentaux

4.3 Les traitements thermiques :

Le cycle des traitements thermique ont été faites au niveau du laboratoire de l'ENSMM, en utilisant un four de type Nabertherm qui peut arriver jusqu'au 1200 c°.



Figure 6 : four de traitement thermique

Dans notre étude j'ai travaillé avec **3 échantillons**, chacun a son cycle thermique special pour voir l'effet de ces traitements sur l'évolution de la microstructure.

Echantillon1 : Recuit pendant 1h a 1050C°/refroidissement à l'air ce cycle montré dans la **figure7**.

Echantillon 2 : Recuit pendant 1h a 1050C°/refroidissement à l'air + Revenu1 pendant 2h a 1000C°/refroidissement a l'air, ce cycle montré dans la **figure8**.

Echantillons 3 : Recuit pendant 1h a 1050C°/refroidissement à l'air + Revenu1 pendant 2h a 1000C°/refroidissement a l'air+Revenu2 pendant 8h a 850C°/refroidissement a l'air, ce cycle montré dans la **figure9**.

II-Matériaux et techniques expérimentaux

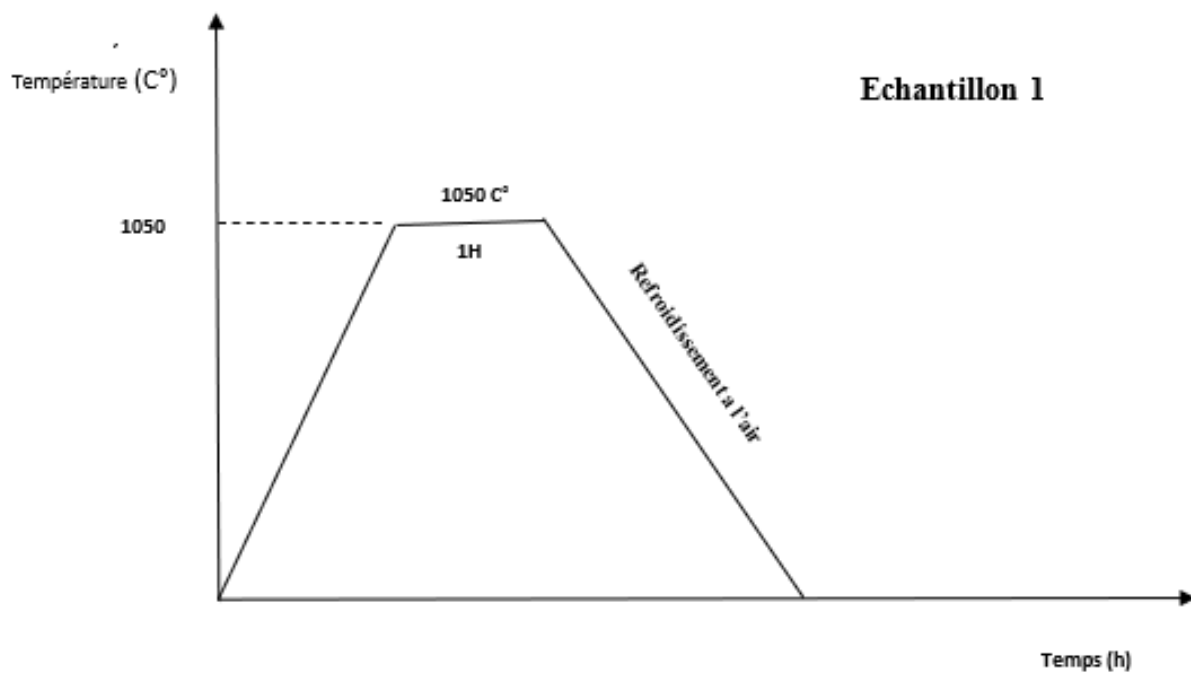


Figure 7 : cycle thermique échantillon1

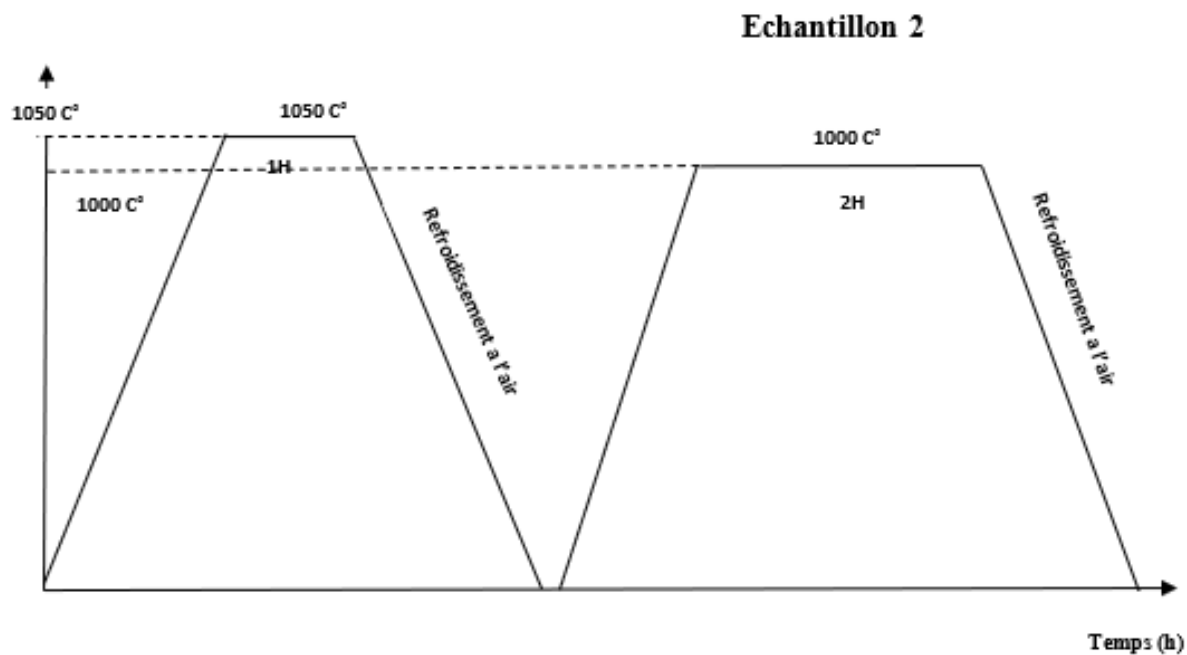


Figure 8 : cycle thermique échantillon 2

II-Matériaux et techniques expérimentaux

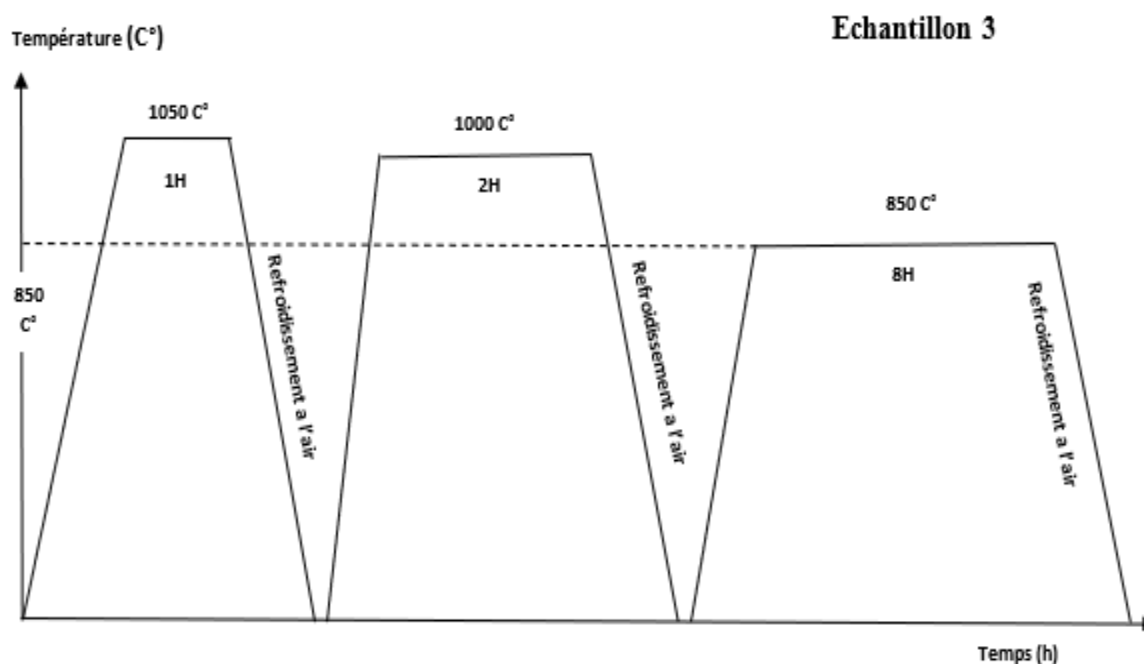


Figure 9 : cycle thermique échantillon 3

4.4 L'observation métallographique :

Après les traitements thermiques effectués pour chaque échantillon, j'ai fait une préparation de surface pour faire l'observation microscopique.

4.4.1 Polissage :

Les échantillons de réception et après chaque traitement thermique ont subi un cycle de polissage réalisé sur une polisseuse de type Hitech europe (fig.8), j'ai utilisé des papiers abrasifs de différentes granulométries : 180,320,400, 600, 800, 1000, 1200, 2000 et 4000.



Figure 10 : polisseuse de type HITECH EUROPE

II-Matériaux et techniques expérimentaux

4.4.2 Microscope optique et Microscope électronique à balayage :

On a utilisé le MO et le MEB du laboratoire de l'ENSMM.



Figure 11 : microscope optique de type Nikon

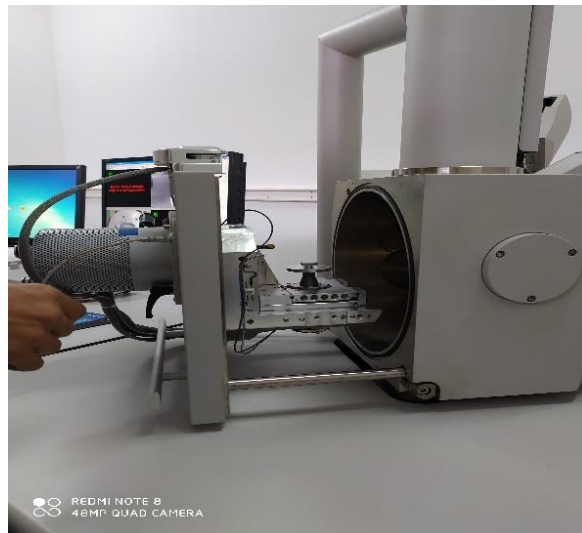


Figure 12 : MEB de type quanta 250

II-Matériaux et techniques expérimentaux

4.4.3 Microdureté :

On a fait 8 mesures pour chaque échantillon, un microduromètre au niveau de labo ENSMM.



Figure 13: microduromètre de type INNOVATEST

III-Résultats et Interprétation

5 Résultats et interprétation :

5.1 Etat de réception :

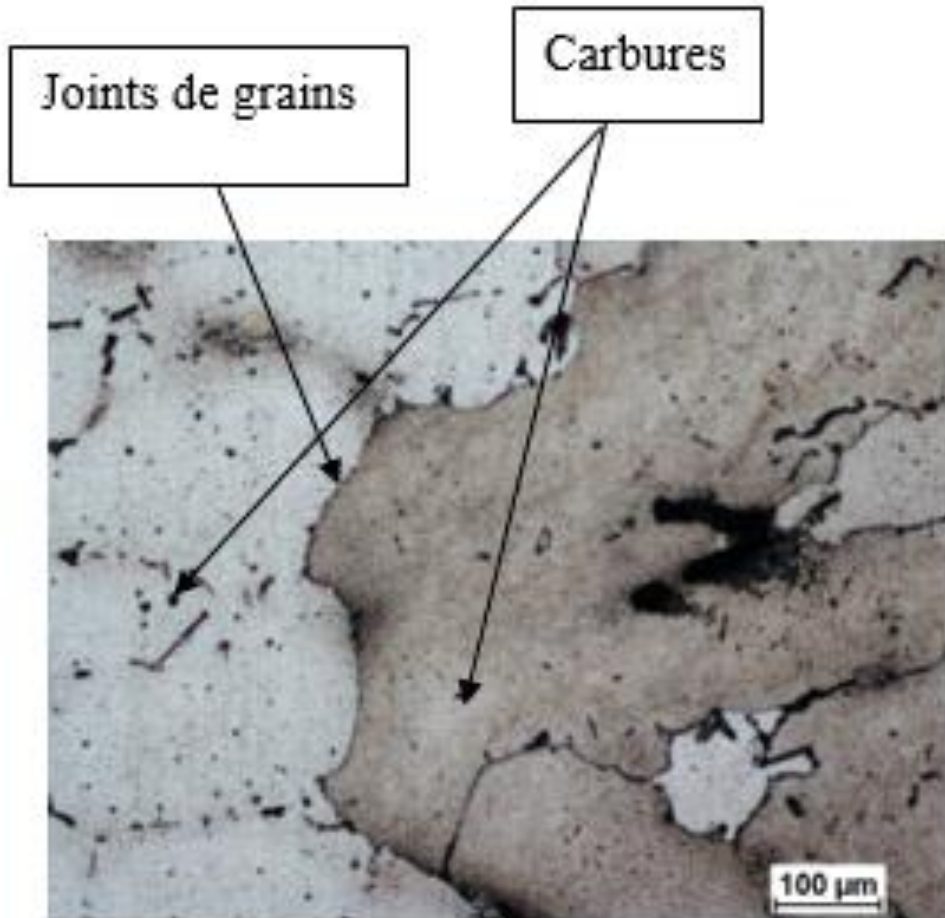


Figure14 : Observation microscopique de l'état de réception

La figure14 obtenu par le microscope optique nous montre que dans notre échantillon de réception y a 2phases avec des carbures bien concentrés.

III-Résultats et Interprétation

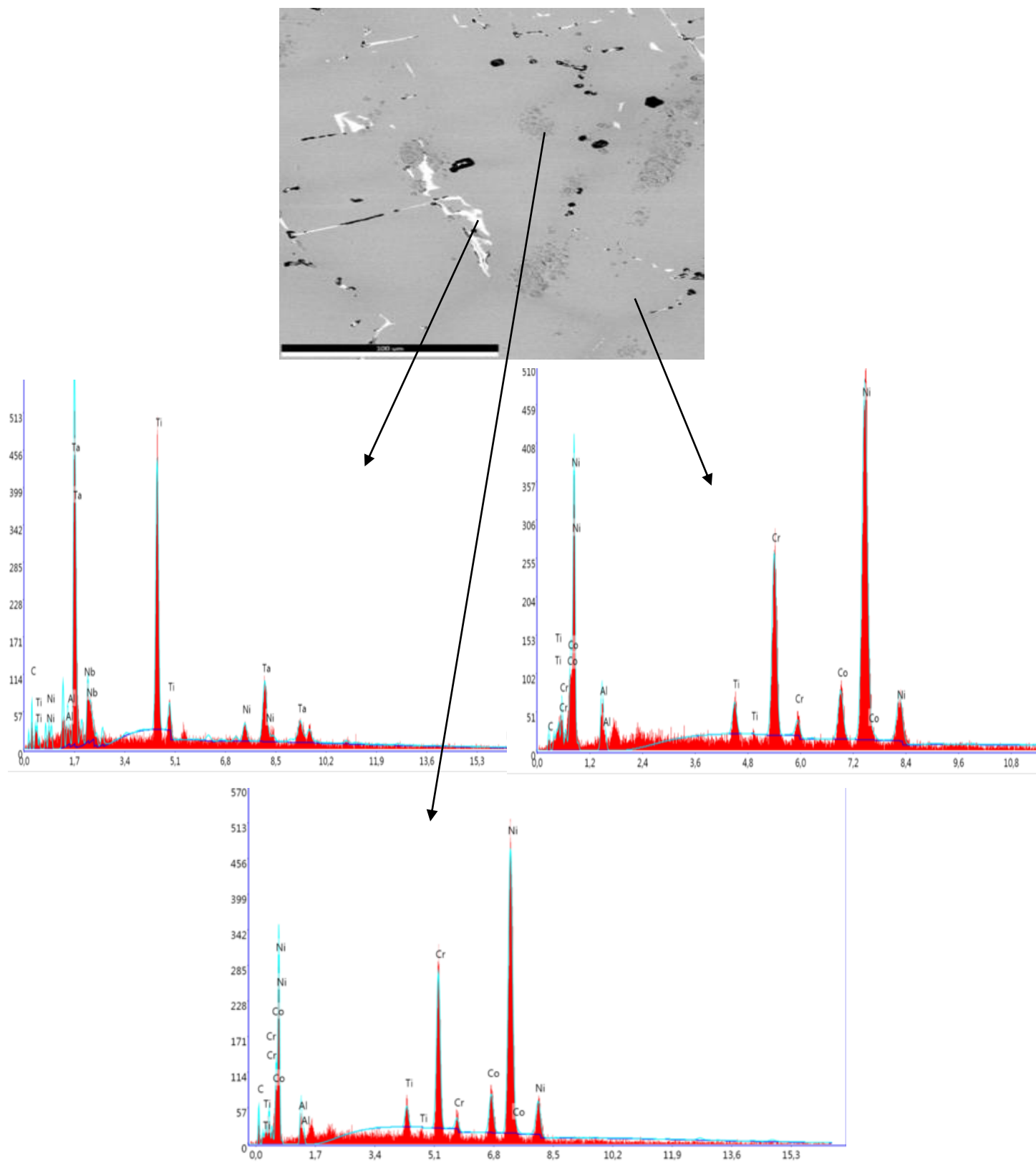


Figure 15 : : Microstructure MEB avec analyse EDS de l'échantillon de réception

III-Résultats et Interprétation

La microstructure de cet alliage dépend de son histoire thermomécanique et en service, le substrat présente une structure bimodale avec la précipitation de carbure au niveau de la matrice et aux joints de grains (**figure14,15**). La microstructure du matériau étudié a révélé la présence de phase durcissantes γ' $Ni_3(Al, Cr, Co)Al$ + Carbures $M_{23}C_6$ et de carbures primaires de type TaTiC (MC).

La microstructure obtenue par le microscope optique montre la présence de deux zones, Il y a des précipités aux joints de grains. La granulométrie est hétérogène. La précipitation des carbures est très évidente à la fois au bord du grain et au bord du grain matrice. Ces précipités ont été identifiés comme étant du carbure $M_{23}C_6$, TiC, MC.

La microstructure obtenue par microscope électronique à balayage (SEM) (Figure 15) montre qu'il y a deux phases principales, la phase γ' (Ni_3Al , Ni_3Ti et Ni_3Nb), la matrice (Ni, Co, Cr et W ...) et les carbures.

Notre matériau inconel738 présente une dureté de $339.1 \pm 1.5HV$. Cette valeur de dureté s'avère être inférieure par rapport à celle de l'état de livraison. Cela peut être expliqué par le phénomène de vieillissement durant son utilisation pendant une longue période.

5.2 Etat de recuit :



Figure 16 : Observation microscopique de l'état de recuit

III-Résultats et Interprétation

Un recuit à 1050°C pendant 1 heures est réalisé pour la relaxation des contraintes.

L'observation des micrographies nous permet de tirer les points suivants :

- Joints des grains fins donc l'absence des carbures secondaires aux joints des grains,
- Petites quantités des carbures primaires MC aux milieux des grains,
- La régénération de la taille des grains (des petites tailles) à est dû au refroidissement lent (à l'air).

Donc c'est une remise en solution dans la matrice austénitique γ des différentes phases.

La microdureté de cet inconel738 après un recuit d'une heure à 1050°C a augmenté par rapport à l'état de réception.

La micro dureté après le recuit augmente vers une valeur moyenne de $385 \pm$ HV.

Après le recuit, les valeurs de la micro dureté ont augmenté, ceci peut être expliqué par le la loi de Hall Pach.

5.3 Le revenu 1 :

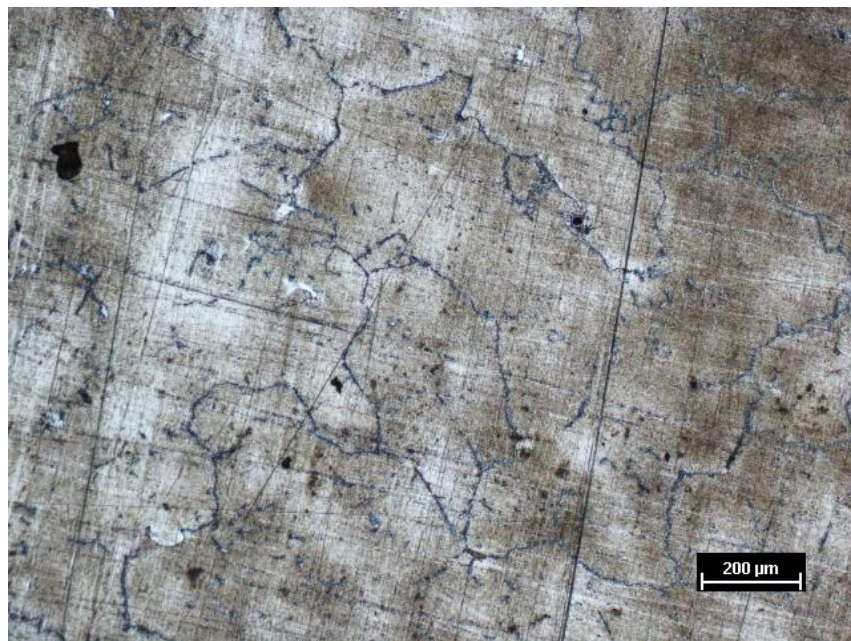


Figure 17 : Observation microscopique de l'état après revenu 1

III-Résultats et Interprétation

La figure17 montre la micrographie de notre échantillon après un cycle de traitement (recuit + revenu) alors on remarque que :

La microstructure obtenue présente des grains plus fins et alors une absence des carbures secondaires aux joints des grains, les carbures qui existent sont des carbures primaires de type MC comme TiC, MoC et WC.

Après 8 essais de microdureté on a trouvé que la valeur de cette dernière est : 289 ± 5 .

On remarque une diminution de la micro dureté, cette chute peut être expliqué par le phénomène de décarburation qui a diminué le taux des carbures.

5.4 Revenu2 (vieillissement) :

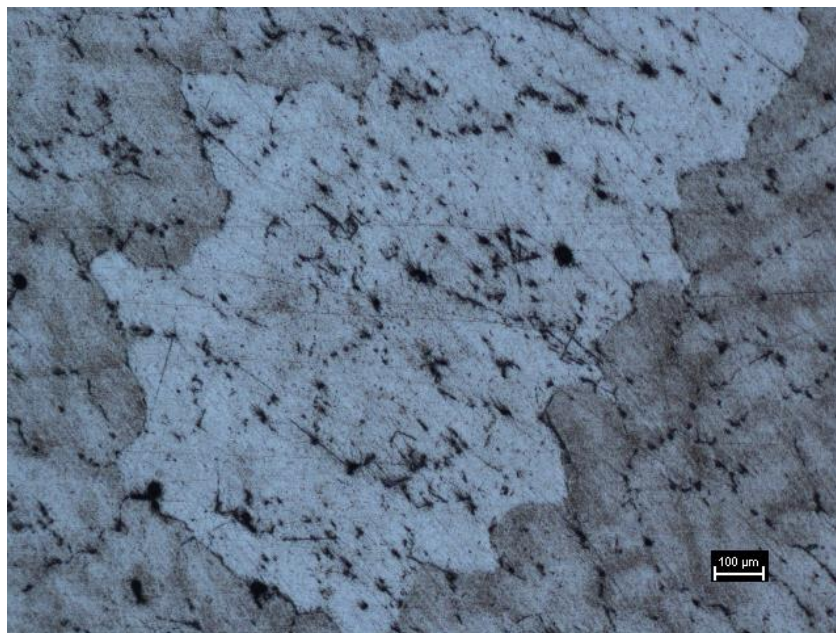


Figure18 : Observation microscopique de l'état après revenu 2 (vieillissement)

La figure 18 présente la microstructure de l'échantillon qui a subi un recuit+revenu1+revenu2

La précipitation de carbures secondaires est surtout recherchée aux joints de grains pour améliorer l'ancrage, ces carbures doivent être assez grossiers tout en étant discontinus, avec une distribution relativement homogène. En plus d'une matrice austénitique renforcé par les carbures primaires et les intermétalliques γ' qui sont des phases durcissant.

III-Résultats et Interprétation

Les mesures de la microdureté pour l'échantillon de (recui+revenu1) +revenu 2 à 850 °C pendant 8 heures. montre que y a une augmentation dans la valeur ; 385.3HV.

Cette augmentation est peut-être à cause de la distribution des précipités dans les grains. On remarque aussi un grossissement des grains alors que y a une petite augmentation.

6 CONCLUSION

L'étude bibliographique sur l'INCONEL738, nous a permis de connaître les différentes phases et microstructure existant ainsi que l'influence des traitements thermiques envisagées à appliquer sur les différents échantillons, après des observations métallographiques de la microstructure, les caractéristiques mécaniques telle que la résistance mécanique acquise par le superalliage après chaque cycle thermique a été révéler par des mesures de la micro dureté.

Notre étude nous a permis de conclure que la micro dureté a augmentée pour un traitement de recuit à 1050°C /1h/ refroidi à l'air, pour un traitement de recuit précédent+ revenu1 à 1000°C /2h/ refroidi à l'air, la micro dureté a chuté et que les grains sont subi une grossissement, pour l'échantillon 03 qui a subi un traitement de recuit à 1050°C /1h/ refroidi à l'air suivi d'un traitement de revenu1 à 1000°C /2h/ refroidi à l'air puis un traitement de visuellement à 850/8h/refroidi a l'air, la micro dureté revienne à sa valeur initiale cela est expliquée par la loi de patch.

REFERENCES

- [1] M. Y. Yahmi, « ELABORATION ET QUALIFICATION D'UNE PROCEDURE DE REPARATION PAR SOUDAGE TIG D'AUBE DE TURBINE A GAZ EN SUPERALLIAGE À BASE DE NICKEL - INCONEL 738 », p. 75.
- [2] B. Daniel, « Contribution des techniques neutroniques à l'étude des superalliages monocristallins », *Lab. Spectrométrie Phys. Univ. Joseph Fourier*.
- [3] « M_ATERIAUX_METALLIQUES_Michel_Colombie_e.pdf ». .
- [4] I. I. Superalloys, *High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*, ed. by CT Sims, NS Stoloff and WC Hagel,(1987). John Wiley & Sons.
- [5] F. Touratier, « Etude des mécanismes de déformation et d'endommagement du superalliage à base de nickel MC2 en fluage aux très hautes températures », PhD Thesis, 2008.
- [6] P. C. J. Gallagher, « The influence of alloying, temperature, and related effects on the stacking fault energy », *Metall. Trans.*, vol. 1, n° 9, p. 2429–2461, 1970.
- [7] I. Augustins-Lecallier, « Conception de nouveaux superalliages MdP base nickel pour disques de turbines », p. 283.
- [8] « TRAITEMENTS THERMIQUES DES SUPERALLIAGES - Google Scholar ». https://scholar.google.fr/scholar?hl=fr&as_sdt=0%2C5&q=TRAITEMENTS+THERMIQUES+DES+SUPERALLIAGES&btnG= (consulté le oct. 03, 2020).