

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 1

FACULTE DE TECHNOLOGIE

DEPARTEMENT DE MECANIQUE



Mémoire de fin d'étude

Pour l'obtention du diplôme de master Ingénierie des matériaux et des surfaces

Caractérisation de métal de base et la soudure d'un superalliage à base de nickel.

Proposé et encadré par :

Mme Tahar Chaouch K.

Mr Bounatiro Hatem

Réaliser par :

Djeghlaf Ahmed

Amrouche Mohamed

Année universitaire : 2023-2024

Remerciements

Nous tenons à exprimer notre profonde gratitude à toutes les personnes qui ont contribué à la réalisation de ce mémoire de fin d'études.

Tout d'abord, nous remercions chaleureusement notre encadrante de mémoire, Mme Tahar chaouch, pour sa précieuse guidance, ses conseils avisés et son soutien constant tout au long de ce projet. Sa rigueur scientifique et sa disponibilité ont été déterminantes dans l'aboutissement de ce travail.

Un grand remerciement pour notre Co-promoteur le chef département de contrôle non destructive au sein de l'entreprise CSC Expertise SPA Mr Hatem Bounatiro pour nous donner le temps et les ressources nécessaires pour terminer ce projet.

Nous tenons en particulier à remercier Monsieur Bacha, Monsieur Abderrahmane, Monsieur Djeghjough et Monsieur Haddad pour leurs précieux conseils, encouragements et soutien moral. Leur contribution a été essentielle dans les moments clés de notre cursus.

Nous souhaitons également exprimer notre reconnaissance à l'ensemble des enseignants et du personnel administratif de département de mécanique, pour leur dévouement et l'excellence de leur enseignement tout au long de notre cursus.

Nous remercions aussi nos collègues et amis, pour leur soutien, leurs critiques constructives et leurs encouragements. Leurs discussions et partages d'idées ont été très enrichissants.

Un remerciement spécial à nos familles respectives, pour leur amour, leur patience et leur soutien indéfectible tout au long de nos études. Leur présence et leurs encouragements nous ont permis de surmonter les moments difficiles et de persévérer.

Enfin, nous souhaitons exprimer notre reconnaissance mutuelle. Travailler ensemble sur ce projet a été une expérience enrichissante et nous a permis de renforcer notre esprit d'équipe et notre collaboration. Merci à toi, Amrouche Mohamed, Djeghlaf Ahmed pour ton engagement, ton travail acharné et ton soutien tout au long de cette aventure.

À toutes et à tous, merci.

Résumé

Les superalliages à base de nickel sont des matériaux métalliques de haute performance, conçus pour résister à des conditions extrêmes de température et de stress mécanique. Utilisés principalement dans les secteurs aéronautique et énergétique.

Le travail présenté dans ce mémoire a pour but de caractériser le métal de base et la soudure d'un superalliage à base de nickel et identifié les différentes phases et les phénomènes morphologiques dans le matériau, et la détermination des propriétés mécanique de traction, déformation, et la microdureté dans le métal de base et tous les zones de soudure

Ainsi que l'effet de traitement thermique d'homogénéisation sur leur microstructure et propriété mécanique.

Abstract

Nickel-based superalloys are high-performance metal materials, designed to withstand extreme temperature and mechanical stress conditions. Used mainly in the aerospace and energy sectors.

The work presented in this thesis aims to characterize the base metal and the welding of a nickel-based superalloy and identify the different phases and morphological phenomena in the material, and the determination of mechanical tensile properties, deformation, and microdurety in the base metal and all welding areas

As well as the homogenization heat treatment effect on their microstructure and mechanical property.

ملخص

السبائك الفائقة القائمة على النيكل هي مواد معدنية عالية الأداء، مصممة لتحمل درجات الحرارة الشديدة وظروف الإجهاد الميكانيكي. تستخدم أساساً في قطاعي الطيران والطاقة.

يهدف العمل المعروض في هذه الأطروحة إلى تحديد خصائص المعدن الأساسي ولحام سبائك النيكل الفائقة وتحديد المراحل المختلفة والظواهر المورفولوجية في المادة، وتحديد خصائص الشد الميكانيكية والتشوه والصلابة الدقيقة في المعدن الأساسي وجميع مناطق اللحام

بالإضافة إلى تأثير المعالجة الحرارية المتجانسة على البنية المجهرية والخاصية الميكانيكية.

Sommaire

Introduction	1
Chapitre 1 : Etat de l'art	
I.1. Caractéristiques générales des superalliages	2
I.1.1 Définition	2
I.1.2. Application des superalliages	3
I.2 Alliages à base de fer-nickel-chrome.....	3
I.2.1 Composition chimique et rôle des différents éléments d'alliage	3
I.2.2 Les principales phases dans les superalliages Fe-Ni.....	7
1.2.2.1 Les phases	7
I.3. INCOLOY 800,800H.800HT	14
1.3.1. Définition	14
1.3.2. Différences (composition chimiques)	14
1.3.3. Utilisations d'incoloys.....	14
1.3.4. Métallurgie de L'INCOLOY 800HT	15
1.3.4.1. Structure cristallographique	15
1.3.4.2. Les Macles.....	16
1.3.4.2.1. Définition des macles	16
1.3.4.2.2. L'effet des macles sur la structure	16
1.3.4.3. Les précipités	17
1.3.4.3.1. Les types des précipités	17
1.3.4.3.2. Effets de précipités sur la structure	17
1.3.5. Propriétés mécaniques d'incoloy 800HT	18
1.3.6. Soudabilité d'incoloy 800HT	19
1.3.6.1. Définition de soudage	19
1.3.6.2. Méthode de soudage	19
1.3.6.3. Principe du soudage TIG	19
1.3.6.4. Soudage TIG Multi-pass	20
1.3.7. Microstructures de soudage	21
1.3.7.1. Les métaux d'apport couramment utilisés et leur microstructure	21

1.3.7.2. La Zone Affecté thermiquement	22
1.3.7.3. La zone de liaison	23
1.3.7.4. La zone fondue	24
1.3.8. Les défauts de soudage	25
1.3.9. Traitement thermique de l'Incoloy 800HT	26

Chapitre 2 : Partie Expérimental

2.1. Le type de matériaux	28
2.2. Traitement thermique	28
2.2 Méthodes de caractérisation	28
2.2.1 Étude Métallographique	28
2.2.2 Caractérisation microstructurale et mécanique	30

Chapitre 3 : Partie Résultats et interprétation

3.1. Identification du métal de base.....	33
3.1.1 Composition chimique du métal de base.....	33
3.1.2 Microstructure du métal de base	34
3.2 Effet de traitements thermique de mise en solution	35
3.3 La soudure	36
3.3.1. Identification de métal d'apport	36
3.3.2. La macrostructure.....	37
3.3.3. Microstructure	38
3.4. Propriétés mécaniques.....	42
3.4.1 Résultat d'essais de traction	42
3.4.2. Résultat d'essais de pliage.....	42
3.5. Effet de traitements thermique à 1050°C	43
3.6. Microdureté	44
3.7. Contrôle non destructive	46
3.7.1. Détection des défauts	46

Liste des figures

Figure I.

Figure 1.1 Interaction of alloying elements in iron- and nickel-base superalloys ...	4
Figure 1.2 Coupes transversales du diagramme de phase isotherme de Fe-Cr-Ni à une température.....	7
Figure 1.3 Structures cristallographiques des phases γ et γ'	8
Figure 1.4 Illustration schématique des principaux composants de la microstructure traitée thermiquement.....	9
Figure 1.5 Structure cristalline de la γ''	10
Figure 1.6 Microstructure de l'Inconel 718 à température d'utilisation(jusque 650°C) avec identification et répartition des phases γ , γ' , γ'' , δ	10
Figure 1.7 Maille orthorhombique de la phase δ -Ni ₃ Nb	11
Figure 1.8 différentes morphologies des carbures.....	12
Figure 1.9 Exemple d'un carbure MC avec une morphologie cubique formé dans un superalliage base nickel.....	12
Figure 1.10 TCP phases (needle shape) in Ni Base Superalloys.....	13
Figure 1.11 Microstructure de l'Incoloy 800HT	15
Figure 1.12 Type des macles.....	16
Figure 1.13 Représentation schématique d'une opération de soudage TIG.....	20
Figure 1.14 Microstructure optique des échantillons	22
Figure 1.15 spectre EDS pour précipité observé.....	23
Figure 1.16 : Image optique montrant la Zone de liaison dans Incoloy 800HT.....	24
Figure 1.17 : Images optiques pour ZF	24
Figure 1.18 : Les différents défauts de soudage	25
Figure 1.19 : Le schéma du diagramme TTT de l'alliage 718	27

Figure 2.

Figure 2.1 Sens de découpage des éprouvettes	29
Figure 2.2 : Découpage avec la scie électrique à froid.....	29
Figure 2.3 : Machine de polissage type Presi Minitex 233	30
Figure 2.4 : Micro-Durometer	32

Figure 3.

Figure 3.1 Résultats EDS	33
Figure 3.2 Observation microstructural MO et résultats EDS du métal de base	34
Figure 3.3 ségrégation structurale dans le métal de base	35
Figure 3.4 : Micrographies optique du métal de base traité à 1050°C	36
Figure 3.5 Macrographie des différentes régions de la soudure.....	38
Figure 3.6 : Micrographie optique de la zone fondue attaqué 45s.	39
Figure 3.7 micrographie optique de la zone de liaison en trois régions	40
Figure 3.8 : Résultat EDS de ZAT	41
Figure 3.9 : Micrographie optique de taille de grain dans la ZAT.....	43
Figure 3.10 : Micrographie optique de la zone fondue après traitement.....	44
Figure 3.11 : Evaluation de la dureté dans les trois zones	45

Liste des tableaux

Tableaux I.

Tableau 1.1 Rôle des éléments d'alliage dans les super alliages à base de fer et de nickel	6
Tableau 1.2 : Compositions chimiques %, pour Alliages INCOLOY	14
Tableau 1.3 : les phases connues dans l'Incoloy 800HT	17

Tableaux 2.

Tableau 2.1 Composition chimique du métal d'apport	28
--	----

Tableaux 3.

Tableau 3.1 : composition chimique et caractéristiques mécaniques des alliages INCOLOY Série 800-800H et 800HT [5].....	33
Tableau 3.2 La taille des grains austénitiques en fonction du temps de traitement ..	36
Tableau 3.3 Effet des maintiens à 1050°C sur la microdureté de l'alliage	36
Tableau 3.4 : Composition chimique de la zone fondue.	37
Tableau 3.5 AWS Chemical Composition ERNiCrMo-3 [35]	37
Tableau 3.6 : Résultat d'essais de traction sur la soudure sans traitement.....	42
Tableau 3.7 : Résultat d'essais de pliage sur la soudure sans traitement	42
Tableau 3.8 Effet des maintiens à 1050°C sur la microdureté de la soudure.....	45

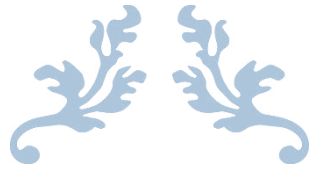
Les superalliages à base de nickel sont essentiels dans les applications industrielles où les matériaux doivent résister à des conditions extrêmes de température, de pression et de corrosion. Ces matériaux, grâce à leurs propriétés exceptionnelles, sont largement utilisés dans des secteurs tels que l'aéronautique, l'énergie et les industries chimiques. Cependant, la complexité de leur microstructure et les défis posés par les processus de soudage nécessitent une étude approfondie pour optimiser leurs performances.

Ce mémoire de fin d'étude se concentre sur la caractérisation du métal de base et de la soudure multi-passes d'un superalliage à base de nickel, en mettant un accent particulier sur l'effet du traitement thermique d'homogénéisation sur la microstructure et la dureté. Le traitement thermique d'homogénéisation est crucial pour réduire les hétérogénéités microstructurales et améliorer les propriétés mécaniques, en particulier dans les zones affectées par la chaleur lors du soudage.

La structure de ce mémoire est divisée en trois parties principales :

- Chapitre I- Recherche Bibliographique : Ce chapitre est dédié à une revue exhaustive de la littérature existante sur les superalliages à base de nickel, leur utilisation, leur propriétés et structure métallurgique.
- Chapitre II-Partie Expérimentale : Cette deuxième partie détaille la méthodologie expérimentale adoptée dans cette étude. Des échantillons de métal de base et de soudure multi-passes sont préparés et soumis à des traitements thermiques d'homogénéisation. Des techniques de caractérisation avancées, telles que la microscopie électronique à balayage (MEB), la micrographie optique et les tests de microdureté, sont utilisées pour analyser les changements microstructuraux et évaluer la dureté des échantillons après traitement thermique.
- Chapitre III- Résultats et discussion : Cette partie présente une analyse approfondie des résultats obtenus. Les observations microstructurales révèlent l'impact du traitement thermique d'homogénéisation sur la distribution des phases et la réduction des hétérogénéités dans les échantillons de métal de base et de soudure. Les tests de dureté montrent une amélioration significative de la dureté, notamment dans les zones affectées par la chaleur et les passes de soudure, confirmant les bénéfices du traitement thermique.

Cette étude est clôturée par une conclusion générale et des perspectives.



ÉTAT DE L'ART



I.1. Caractéristiques générales des superalliages :

I.1.1 Définition :

Les superalliages sont des alliages développés pour travailler à de très hautes températures de service. Ce sont des matériaux présentant une excellente résistance mécanique et une bonne résistance au fluage à haute température (typiquement 0,7 à 0,8 fois sa température de fusion), une bonne stabilité surfacique ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation.

Il existe trois grandes classes de superalliages :

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

Les superalliages à base fer-nickel-chrome sont une extension de la technologie en acier inoxydable et sont généralement forgés, principalement pour former par laminage à chaud.

Les superalliages à base de cobalt et à base de nickel, d'autre part, peuvent être soit forgé, soit coulés selon l'application ou la composition de l'alliage concerné

Les propriétés caractéristiques de ces différentes familles sont résumées dans le tableau suivant :

Superalliages à base de nickel	Superalliages à base de cobalt	Superalliages à base de fer
<ul style="list-style-type: none"> - Haute résistance. - Haute résistance thermique. - Haute résistance à la corrosion. - Usinabilité. - Mémoire de forme. - Faible coefficient de dilatation thermique. 	<ul style="list-style-type: none"> - Point de fusion plus élevé par rapport aux alliages à base de nickel ou de fer. - Résistance supérieure à la corrosion à chaud par rapport aux alliages à base de nickel ou de fer. - Résistance à la fatigue thermique et soudabilité plus élevées par rapport aux alliages à base de nickel. 	<ul style="list-style-type: none"> - Haute résistance à température ambiante. - Haute résistance au fluage, à l'oxydation, à la corrosion et à l'usure.

I.1.2. Application des superalliages :

Les superalliages sont utilisés dans une grande variété d'applications telles que les moteurs d'avions, les moteurs de fusées, les sous-marins, les réacteurs nucléaires, les centrales électriques et les équipements pétrochimiques, pour n'en citer que quelques-unes [2]. Selon l'application, les alliages à base de Cobalt sont généralement utilisés lorsqu'une résistance élevée à la corrosion ou une soudabilité est requise. À des températures plus basses, des alliages fer-nickel peuvent être utilisés, qui ont un coût réduit par rapport aux alliages à base de cobalt et de nickel [3, 4]. Par conséquent, les alliages Fer-Nickel ne sont utilisés qu'à l'état corroyé, limitant ainsi le contrôle de la granulométrie et de la teneur en alliage. En raison de leur haute résistance, de leur stabilité de microstructure et de leur résistance à l'oxydation, les superalliages à base de nickel sont utilisés dans les parties les plus chaudes du moteur à réaction, principalement le disque de turbine et les aubes de turbine. Ces alliages sont non seulement traités dans leur état corroyé, mais également traités par métallurgie des poudres, augmentant ainsi la teneur en alliage et améliorant le contrôle de la granulométrie.

I.2 Alliages à base de fer-nickel-chrome

I.2.1 Composition chimique et rôle des différents éléments d'alliage

Le superalliage moderne contient plus de dix éléments chimiques dans leur composition chimique. Les différents éléments se répartissent entre les différentes phases et peuvent également ségréger aux joints de grains. Chacun a un effet spécifique sur la microstructure et sur les propriétés finales des superalliages base nickel. En général, l'effet de chaque élément varie en fonction des autres éléments présents dans la composition de l'alliage.

Les éléments d'alliage peuvent être divisés en cinq groupes principaux, en fonction de leur effet sur la formation des phases et de leurs propriétés (**Figure 1.1**) :

- 1- éléments de durcissement de la matrice γ : Fe, Ni, Co, Cr, Mo, W et V (éléments qui se répartissent dans la matrice : γ -former) ;
- 2- Éléments formant des phases intermétalliques de type γ' : $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ et γ'' - $\text{Ni}_3\text{Nb} - \text{Al}$, Ti, Nb et Ta ;
- 3- Éléments améliorant la résistance à l'oxydation : Cr, Al et La ;
- 4- Les éléments qui affectent les joints de grains : B, C, Zr et Hf ;
- 5- Impuretés nocives : Si et Mn.

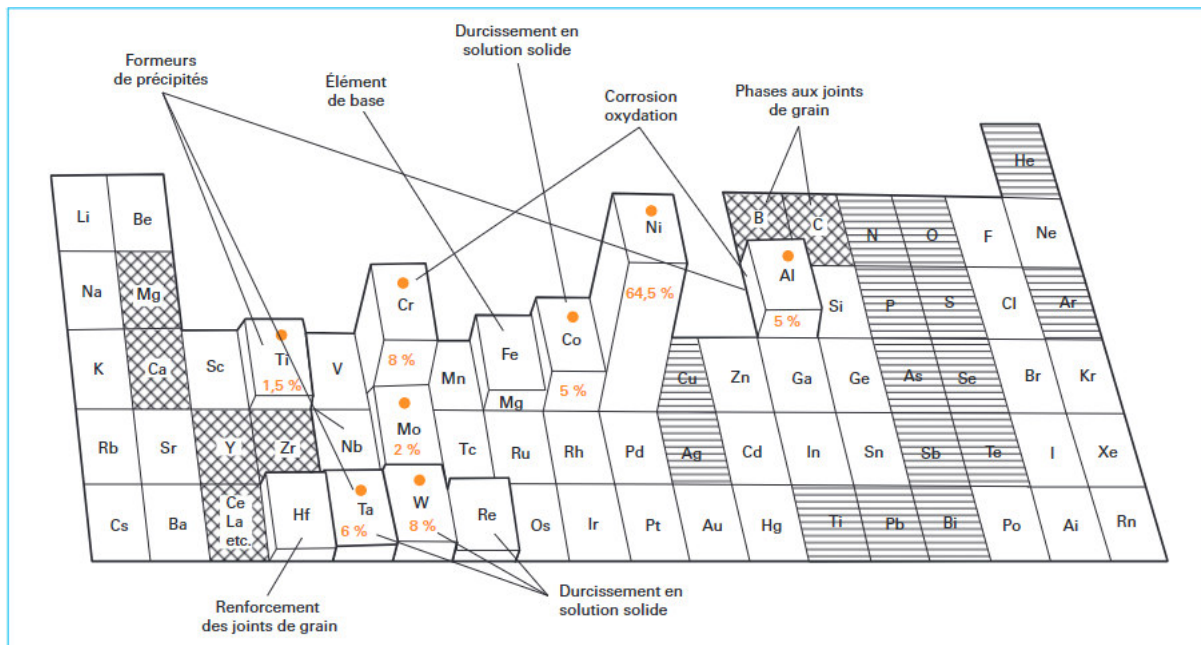


Figure 1.1. Interaction of alloying elements in iron- and nickel-base superalloys [5, 13]

Éléments γ -gènes : éléments durcissement de la matrice :

Ce sont les éléments qui se trouvent en solution solide dans la matrice γ . ils s'agit principalement des éléments des groupes V, VI et VII du tableau périodique comme : Co, Cr, Mo, W, V ou Fe dont le rayon atomique est comparable à celui de Ni.

Les éléments qui vont se substituer au Ni dans la matrice γ vont renforcer la matrice en augmentant la résistance au mouvement des dislocations par distorsion de la maille cubique de la phase γ . Les solutés qui ont une solubilité élevée dans la solution solide de Ni et un haut coefficient de durcissement sont préférables (le coefficient de durcissement est élevé quand l'élément permet d'augmenter significativement le paramètre de maille de la matrice). La matrice, renforcée par ces éléments, voit sa limite d'élasticité augmenter [3] et ses propriétés en fluage s'améliorer [4].

Le chrome, γ -gène, participe au durcissement par solution solide de la matrice γ . Il permet également d'améliorer les résistances à l'oxydation et à la corrosion. Il participe à la formation de phases TCP, de carbures secondaires, et de borures.

Le fer permet d'abaisser le coût et de faciliter le recyclage de cette classe d'alliages.

Le molybdène, γ -gène, permet le renforcement par solution solide de la matrice et augmente la tenue en température. Il améliore la résistance à la corrosion et à l'oxydation. Il se retrouve également dans les carbures, borures et phases TCP.

Les d'éléments γ' -gène ou γ'' -gène : éléments d'alliages permettant un durcissement par formation de phases intermétalliques de type γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$), et/ou des phases de type γ'' (telle que Ni_3Nb). Ces éléments proviennent des groupes III, IV et V comme Ti, Al, Nb et parfois dont diamètres atomiques de ces éléments différent de ceux du Ni de 6 à 18 %.

L'aluminium, nécessaire à la formation de la phase γ' , et donc γ' -gène, permet le durcissement structural de l'alliage, mais également la tenue à l'oxydation. En effet il favorise la formation d'une couche d'oxydes protectrice et stable d'alumine en surface.

Le titane, principal élément substituant l'Al dans la phase γ' permet d'augmenter la fraction Volumique de précipitation une fois la quantité maximale d'Al atteinte. De forts rapports Ti/Al permettent d'augmenter l'énergie de paroi d'antiphase (APB) et les propriétés statiques du matériau. Il intervient également dans la formation de carbures et carbo-nitrides primaires de type $\text{M}(\text{C,N})$ ainsi que dans la formation de carbures secondaires de type M_2C_6 .

Le niobium, également γ' -gène, permet comme le Ti d'augmenter la fraction volumique de précipitation et donc de renforcer le durcissement structural. Il participe également à la formation des carbures et carbonitrides primaires et des carbures secondaires.

Le tantale, γ' -gène, participe au durcissement structural, et améliore la résistance à la corrosion et à l'oxydation. Il peut participer à la formation de carbures.

Le tungstène, se retrouvant à la fois dans les phases γ et γ' , augmente la tenue mécanique à haute température du matériau, participe au durcissement par solution solide et au durcissement structural. Il peut également participer à la formation de carbures et de borures et favoriser la formation de phases TCP (Topologically Close-Packed).

Le cobalt, également à la fois γ et γ' -gène, peut permettre une diminution du solvus de la phase γ' et une augmentation du solidus, élargissant la gamme de température pour laquelle l'alliage est forgeable.

Tous les éléments γ' / γ'' -gènes, et donc potentiellement constitutifs de la phase γ' et/ou γ'' , peuvent jouer un rôle dans la formation des PFZ par épuisement en solutés, plus

particulièrement ceux impliqués dans la formation de phases intergranulaires, telles que les phases TCP, carbures et borures.

Un autre groupe d'éléments mineurs tels que **C, B, Zr, Hf** [1, 2, 12, 13] peuvent rentrer dans la composition chimique des superalliages. Ces éléments contribuent à une amélioration des caractéristiques des superalliages : fluage à haute température, résistance à l'effet d'entaille

Les superalliages de fer de nouvelle génération contiennent des éléments des groupes des lanthanides et des actinides (par exemple La, Th et Y), qui améliorent la résistance des alliages à l'oxydation à haute température [2, 12-14].

Le silicium, le phosphore, le soufre, l'oxygène et l'azote sont nocifs dans les superalliages de fer et de nickel car ils réduisent la ductilité de ces alliages lors du fluage [1, 2, 13, 20, 21]. La teneur de ces éléments est limitée et contrôlé grâce à l'utilisation de technologies de fusion appropriées (fusion sous vide) [1,2, 5, 10,11,12, 13].

L'interaction des principaux éléments d'alliage dans les superalliages de fer et de nickel est présentée dans le tableau 1.1.

Effect	Iron-based superalloys	Nickel-based superalloys
Solid-solution strengtheners	Cr, Mo, W, Co	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Fcc matrix stabilizers	C, W, Ni	---
Carbide form:		
MC type	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃ type	---	Cr
M ₂₃ C ₆ type	Cr	Cr, Mo, W
M ₆ C type	Mo	Mo, W
Carbonitrides		
- M(C,N)	C, N	C, N
Forms γ' - Ni ₃ (Al,Ti)	Al, Ni, Ti	Al, Ti
Retards formation of hexagonal η - Ni ₃ Ti	Al, Zr	---
Raises solvus temperature of γ'	---	Co
Hardening precipitates and/or intermetallics	Al, Ti, Nb	Al, Ti, Nb, Ta
Forms γ'' - Ni ₃ Nb	Nb	Nb
Oxidation resistance	Cr, Al	Cr, Al, Ta
Improves hot corrosion resistance	La, Y	La, Th
Sulfidation resistance	Cr	Cr
Increases rupture ductility	B, Zr	B ¹⁾ , Zr
Causes grain-boundary segregation	---	Mg, B, C, Zr
Facilitates working	V	

Tableau 1.1 Rôle des éléments d'alliage dans les super alliages à base de fer et de nickel [13,14].

1.2.2 Les principales phases dans les superalliages Fe-Ni

Les phases d'équilibre dans les alliages Fe-Ni dépendent principalement de la teneur en trois éléments de base, à savoir Fe, Cr et Ni (Figure 1.2). L'analyse de la composition des phases à une température de 1 050°C et 650°C montre que les alliages Fe-Ni avec une teneur env. 13÷22% Cr, env. 15÷42% Ni, et env. 36÷60% Fe, ont une structure austénitique (structure cubique à face centrée).

L'introduction d'éléments d'alliage dans les alliages Fe-Ni entraîne la formation dans la solution solide γ de nombreux précipités de phases intermétalliques :

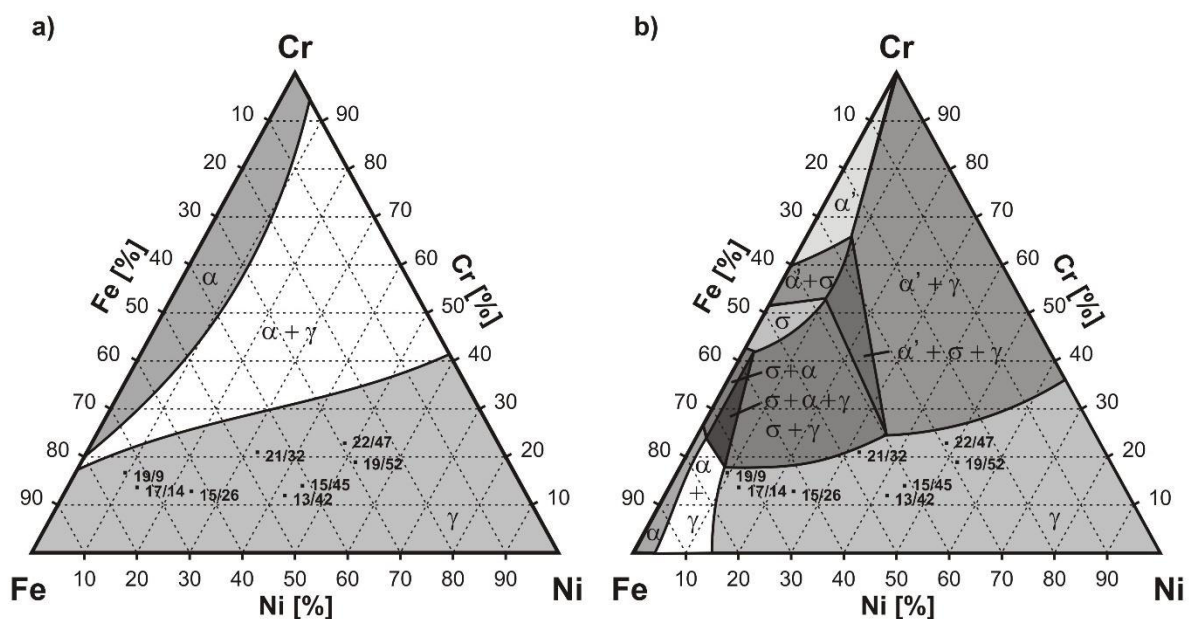


Figure 1.2 Coupes transversales du diagramme de phase isotherme de Fe-Cr-Ni à une température [24] : a) 1 050 °C ; b) 650°C.

1.2.2.1 Les phases

Matrice gamma (γ) : La matrice gamma (γ) est une structure cristalline cubique à face centrale (FCC) avec un paramètre de maille $a \approx 3,56 \text{ \AA}$ à température ambiante (**figure 1.3(a)**), où peuvent se substituer au Ni les éléments Co, Cr, Mo, W, et dans une moindre mesure Nb, Al, Ti, Ta (**figure 1.1(b)**). Ces éléments apportent un durcissement en solution solide [13-14].

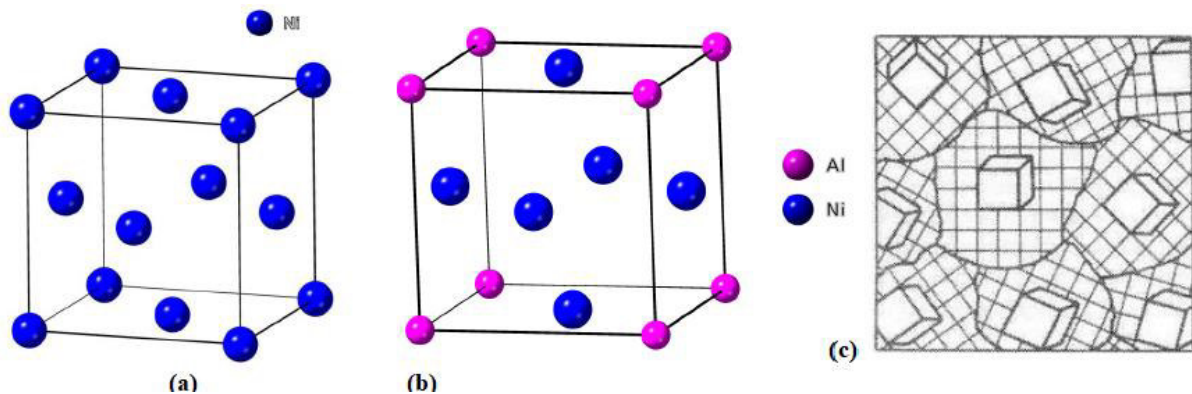


Figure 1.3 Structures cristallographiques des phases γ et γ' . a) Phase γ - Ni, structure Cubique à Faces Centrées (CFC). b) Phase γ' - Ni₃(Al, Ti), structure ordonnée. c) Cohérence cristallographique des précipités γ' dans la matrice γ . Figure tirée de [13].

Précipités intermétalliques de taille variant entre 0,1 et 300 μm , ordonnés, cohérents, à l'origine du durcissement sont :

Gamma Prime (γ'): Suivant le type de superalliage, la matrice est généralement renforcée par la précipitation d'une seconde phase dite γ' , qui est une phase stable de formule chimique Ni₃(Al, Ti, Ta) [5, 12]. Certains alliages peuvent avoir jusqu'à 70 % de fraction volumique de γ' [1]. Cette phase a une structure cristalline ordonnée FCC comme le montre la (**figure 1.3(b)**), où les atomes d'Al ou de Ti occupent les sommets et les atomes de Ni occupent les faces. Cette phase présente un faible écart de paramètre de maille avec celui de la matrice (paramètre de maille : $a_{\gamma'} \approx a_{\gamma} \approx 3,56 \text{ \AA}$) qui lui autorise une certaine cohérence avec celle-ci (c'est-à-dire que les plans cristallins du précipité sont en alignement avec la matrice gamma) (Figure 1.3(c)). Par son caractère ordonné, le composé γ' de formulation Ni₃(Al, Ti) présente la propriété remarquable d'avoir une résistance mécanique qui augmente avec la température jusqu'à 800 °C environ. La cohérence très forte entre γ et γ' confère une tenue mécanique à chaud très élevée des superalliages à base nickel, qui dépend elle-même du taux de précipités, de leur distribution dans la matrice, de leur morphologie et leur taille. Classiquement, les précipités γ' se présentent sous trois types: précipités primaires, secondaires ou tertiaire, comme l'illustre la (**figure 1.4**).

Les précipités γ' primaires (γ'_I) sont localisés aux joints triples des grains *et* se forment au cours de l'étape de forgeage ;

Les précipités γ' secondaires (γ'_{II}) se forment à l'intérieur des grains (intragranulaire) au cours du refroidissement après la mise en solution.

Et enfin, les précipités γ' tertiaires (γ'_{III}) sont localisés à l'intérieur des couloirs de matrice (**Figure 1.4**) et sont clairement de taille inférieure à celle des précipités γ'_{I} et γ'_{II} . Ils se forment au cours du refroidissement et du revenu.

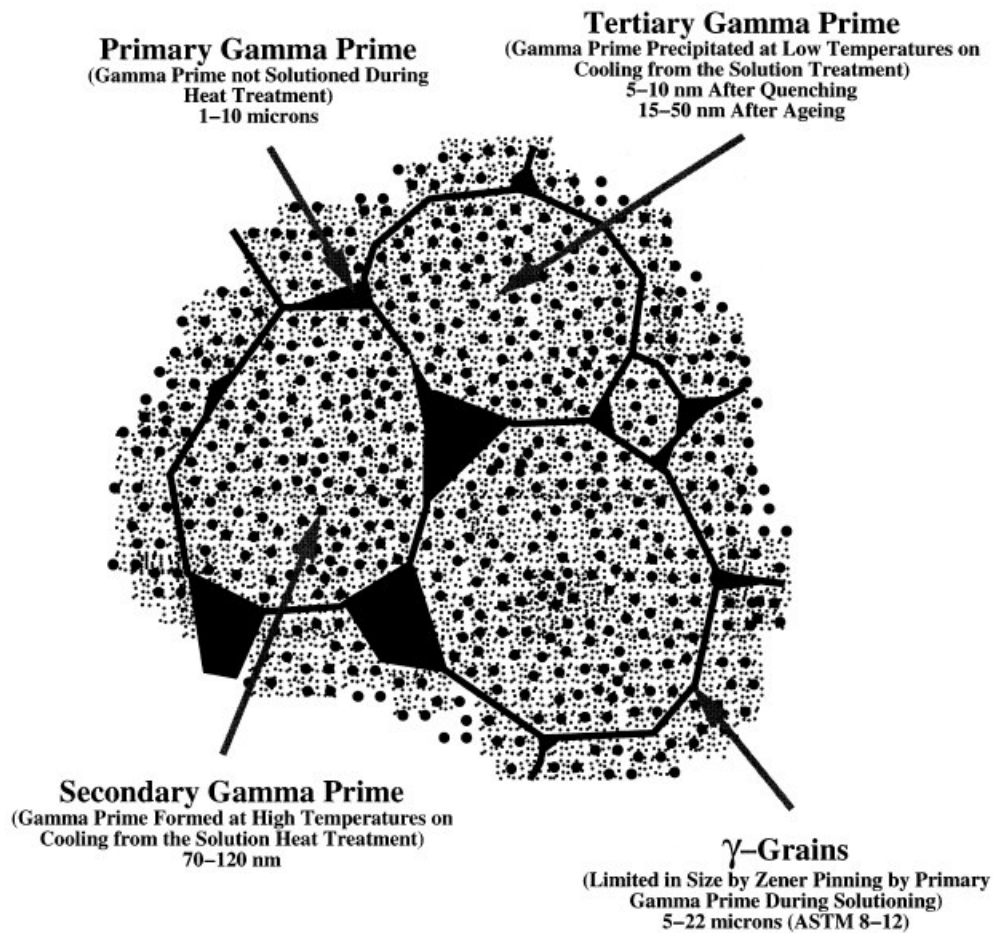


Figure 1.4 Illustration schématique des principaux composants de la microstructure traitée thermiquement [5]

Gamma Double Prime (γ'') :

La phase γ'' est une phase métastable de structure tétragonale ayant pour paramètres de maille à la température ambiante $a_{\gamma''} = 3,62 \text{ \AA} \approx a_{\gamma}$ et $c_{\gamma''} = 7,41 \text{ \AA} \approx 2 \times a_{\gamma}$ [3] (**Figure 1.5**),

Cette phase est quasiment cohérente avec la matrice γ . elle précipite dans les superalliages Nickel-Fer, tels que l'Inconel 718, 706 ou 725, à forte teneur en Nb (ou V) [5, 12]. Cette phase a une composition de Ni_3Nb (ou Ni_3V), et on la retrouve sous forme de petits disques de quelques dizaines de nm de diamètre et quelques nm d'épaisseur, distribués dans la matrice (**Figure 1.6.c**).

Dans ces alliages, le γ'' est la phase de durcissement primaire plutôt que le γ' . La phase γ'' offre une résistance plus élevée jusqu'à 650 °C, mais elle est instable au-dessus de cette température, une diminution du durcissement se produira si la phase orthorhombique Ni₃Nb d'équilibre (phase δ) peut se former.

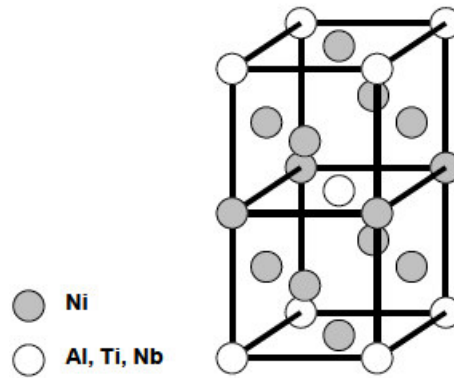


Figure 1.5: Structure cristalline de la γ'' [5].

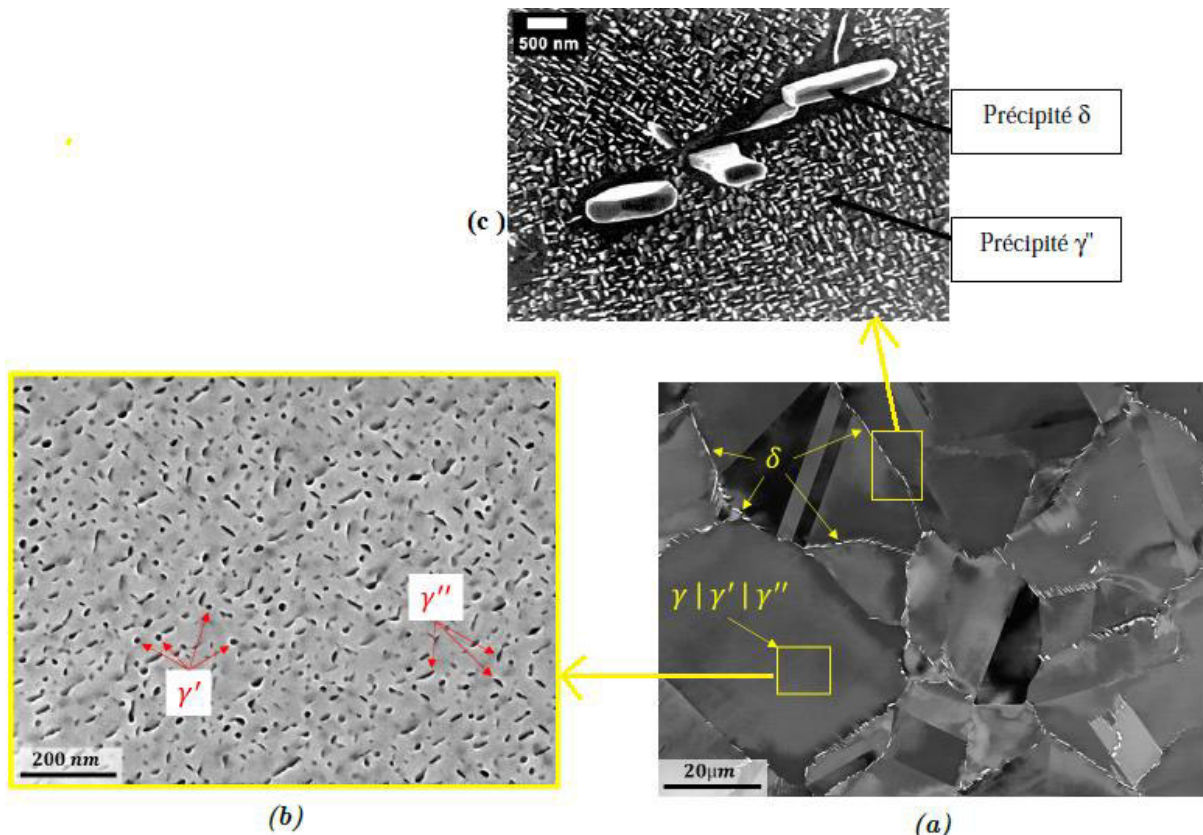


Figure 1.6 Microstructure de l'Inconel 718 à température d'utilisation(jusque 650°C) avec identification et répartition des phases γ , γ' , γ'' , δ [15]

Phase δ : La phase intermétallique δ a une structure orthorhombique ayant pour paramètres de maille à température ambiante $a_\delta = 5,11 \text{ \AA}$, $b_\delta = 4,24 \text{ \AA}$ et $c_\delta = 4,54 \text{ \AA}$ (Figure 1.7). Cette phase correspond à la forme stable du composé stœchiométrique γ'' (Ni_3Nb). La phase δ est semi-cohérente avec la matrice γ

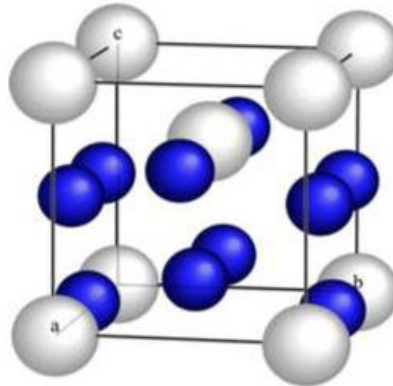


Figure 1.7 Maille orthorhombique de la phase δ - Ni_3Nb (atomes de Ni en bleu, atomes de Nb en blanc) [5,12]

Après une longue période à la température de service, la phase γ'' métastable durcissante se décompose en une phase stable δ - Ni_3Nb . La phase est également présente au-dessus de solvus γ'' et sa forte fraction volumique est contrôlée, car sa présence permet de limiter le grossissement des grains, mais une trop forte fraction volumique conduit à un durcissement plus faible (moins de précipités durcissants γ'') [16].

La phase δ se forme dans le cas de vieillissement de longue durée et dans l'intervalle 700-900°C. Elle est majoritaire si les traitements sont effectués dans l'intervalle [900-1000°C]. De plus, cette phase ne contribue pas significativement au durcissement de l'alliage ; par contre elle semble bénéfique en ce qui concerne la valeur de la ductilité à la rupture. Cette phase précipite généralement dans les joints de grains. Elle permet ainsi de contrôler la croissance des grains [12,13,16].

Les carbures et borures :

Différents types de carbures (MC, M_6C , M_7C_3 et M_{23}C_6) et borure M_3B_2) se forment en interagissant avec les éléments contenus dans les superalliages, principalement au niveau des joints de grains. Ils ont en général une morphologie polyédrique (Figure 1.8 et 1.9) ou globulaire en fonction du type de carbures et se situent en intragranulaire ou en intergranulaire.

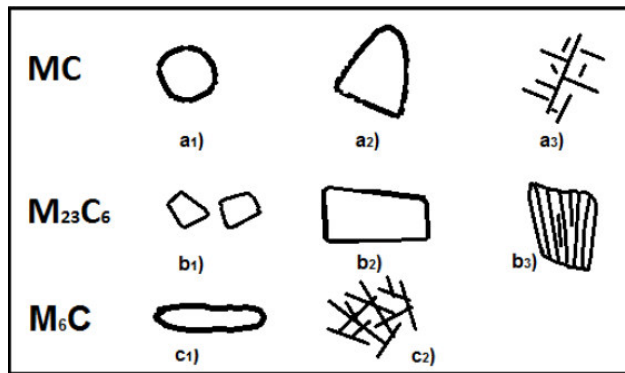


Figure 1.8 différentes morphologies des carbures

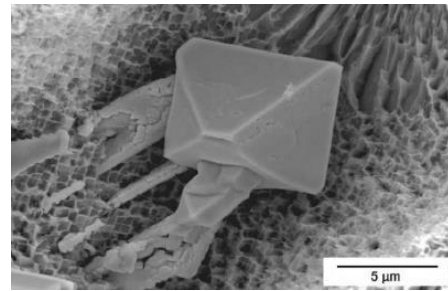


Figure 1.9 : Exemple d'un carbure MC avec une morphologie cubique formé dans un superalliage base nickel[2]

Les carbures primaires de type MC (où M est un métal), riches en Ta, Nb, Ti, Hf (NbC ou TiC par exemple) se forment dans les espaces interdendritiques pendant la solidification du lingot. Ils ont une structure cubique à faces centrées de type NaCl et ont une température de solvus supérieure à la température de solidus de l'alliage. Ils ne peuvent donc pas être remis en solution, mais se décomposent en carbures secondaires lors de traitements thermiques entre 650 et 900 °C [9].

Les carbures secondaires M₆C et M₂₃C₆, riches en Mo, W, Cr ((CrNiCoMo)₂₃C₆ par exemple) apparaissent aux joints de grains lors de maintien entre 650 et 900 °C et autour des carbures primaires. Ces carbures améliorent la tenue au fluage en limitant le glissement des joints de grains [3].

Lors de traitements thermiques, les carbures primaires se décomposent en carbures secondaires comme suit : $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$. Pendant cette décomposition, le carbone diffuse de MC vers la matrice et le Ni, le Cr et le Co diffusent de la matrice vers les carbures MC, entraînant ainsi la formation de M₂₃C₆ à plus basse teneur en C que MC, à l'interface MC/γ [6]. La structure cubique des carbures de type M₂₃C₆ est proche, en matière d'empilements atomiques, de celle, tétragonale, de la phase σ, ce qui explique que la phase σ peut se former à partir des carbures M₂₃C₆ [8]. De même, la phase hexagonale à réseau rhomboédrique μ peut se former à partir des carbures de type M₆C également de structure cubique [6].

Le bore s'associe plutôt avec le Cr ou le Mo pour former des borures, de type M₅B₃ ou M₃B₂ par exemple [8].

Une teneur élevée en Cr (>20 % wt. [6]) dans la composition de l'alliage favorise la formation de carbures de type M₂₃C₆ (Cr₂₃C₆) dont la précipitation discrète aux joints de grains limite

le glissement des joints de grains et améliore la résistance en fluage. Une teneur $\text{Mo+W} > 8\%$ at. favorise la formation des carbures de type M_6C [4].

L'évolution morphologique des carbures, de blocs à lamelles, affecte leur résistance et leur grossissement entraîne une diminution de leur capacité de durcisseur [7]. Si les carbures aux joints de grains se transforment en un film continu (plutôt qu'une distribution discrète), la résistance de l'alliage se verra diminuer. De plus, même si les carbures et les borures renforcent les joints de grains, ils sont aussi un site préférentiel d'initiation de fissures et on peut parfois observer une décohésion entre le carbure/borure et le grain adjacent [8].

Phases topologiquement compactes, ou TCP (Topologically-Close-Packed) TCP Il s'agit de phases intermétalliques fragiles indésirables qui peuvent se former durant les traitements thermiques à hautes températures, durant le service ou pendant la solidification et le soudage, dans les alliages contenant des métaux de transition, c'est-à-dire Ta, Nb, Cr, W, Mo [5, 12, 26]. Les phases (TCP) les plus connues telles que σ , μ ou laves. La phase σ a une composition chimique de $(\text{Cr,Mo})_x(\text{Ni,Co})_y$, où x et y peuvent varier de 1 à 7. Elles précipitent sous forme de fines plaquettes à partir des joints de grains.

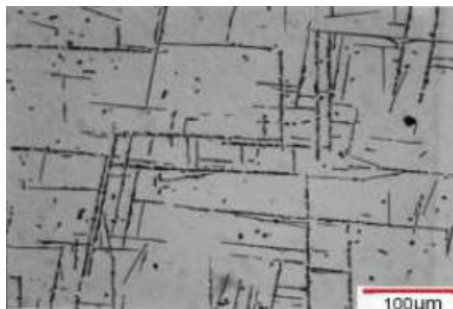


Figure 1.10 TCP phases (needle shape) in Ni Base Superalloys [10].

De par leur forme (Figure 1-10) et leur grande dureté, ces phases constituent un site préférentiel d'amorçage de fissures et elles sont connues pour conduire à un affaissement de la résistance mécanique de l'alliage et de sa ductilité. De plus, leur formation appauvrit la matrice en éléments durcissants et par conséquent, ces deux effets conjugués conduisent à une baisse de la durée de vie en fluage et en fatigue [5, 10].

Les phases de Laves sont connues pour être fragiles. Ce type de phases a tendance à germer sur les impuretés comme Al_2O_3 ou aux joints triples [19].

1.3. INCOLOY 800,800H.800HT :

1.3.1. Définition :

Les alliages de la série 800 (Incoloy 800, 800H et 800HT) sont des superalliages nickel-fer-chrome qui possèdent d'excellentes propriétés de résistance à la température et de résistance à l'oxydation, à la carburation et à d'autres types de corrosion à haute température.

1.3.2. Différences (composition chimiques) :

Les principales différences entre Incoloy 800, 800H et 800HT sont dans leur teneur en carbone, en aluminium et en titane, ce qui entraîne des différences de résistance au fluage. L'Incoloy 800HT a une teneur en carbone, en aluminium et en titane plus étroitement contrôlée que l'Incoloy 800H, ce qui lui confère des propriétés de fluage et de rupture sous contrainte améliorées. Incoloy 800H et Incoloy 800HT sont spécifiés avec un régime de traitement thermique qui maximise les propriétés de l'alliage.[23]

General Requirements			
UNS designation	N08800	N08810	N08811
INCOLOY alloys	800	800H	800HT
Nickel	30.0-35.0	30.0-35.0	30.0-35.0
Chromium	19.0-23.0	19.0-23.0	19.0-23.0
Iron	39.5 min.	39.5 min.	39.5 min.
Carbon	0.10 max.	0.05-0.10	0.06-0.10
Aluminum	0.15-0.60	0.15-0.60	0.25-0.60
Titanium	0.15-0.60	0.15-0.60	0.25-0.60
Aluminum + Titanium	0.30-1.20	0.30-1.20	0.85-1.20
ASTM grain size	Not specified	5 or coarser	5 or coarser

Tableau 1.2 : Compositions chimiques %, pour Alliages INCOLOY 800, 800H et 800HT.[41]

1.3.3. Utilisations d'incaloys :

Ils sont utilisés dans une variété d'applications impliquant une exposition à des environnements corrosifs et à des températures élevées. Incoloy 800 est principalement utilisé dans les applications avec des températures allant jusqu'à 600° C, où les alliages 800H et 800HT sont normalement utilisés à des températures supérieures à 600° C où une résistance au fluage et à la rupture est requise. L'équilibre chimique permet à l'alliage d'acier de nickel de montrer l'excellente résistance à la carburation, à l'oxydation, et aux atmosphères de nitruration.

Ces alliages sont utilisés dans des applications telles que les chaudières de trempe au four à éthylène, le craquage d'hydrocarbures, les vannes, les raccords et autres composants exposés à une attaque corrosive de 600 à 1000° C, les fours industriels, les équipements de traitement thermique, le traitement chimique et pétrochimique, super-réchauffeur et réchauffeurs dans les

centrales électriques, les appareils à pression et les échangeurs de chaleur. Ils sont également utilisés dans les équipements de traitement thermique tels que les paniers, les plateaux et les appareils, ainsi que dans les industries de transformation chimique et pétrochimique pour les échangeurs de chaleur et autres systèmes de tuyauterie en milieu acide nitrique. Les centrales électriques les utilisent pour les tubes de super-chauffage et de réchauffage.

1.3.4. Métallurgie de L'INCOLOY 800HT :

1.3.4.1. Structure cristallographique :

La série 800HT est une mise à niveau vers la série 800H (matériau modifié HP ayant une gamme de carbone limitée avec des ajouts d'éléments tels que le niobium pour une résistance accrue au fluage) a également une forme austénitique où le nickel est utilisé pour stabiliser la forme et également améliorer la résistance à la carburation. [23]

Les compositions élémentaires pour les deux matériaux sont présentées dans le tableau 1.2.

L'Incoloy 800HT représente un alliage austénitique résistant à la chaleur Ni-Fe-Cr où des nitrures de titane, des carbures de titane et des carbures de chrome peuvent apparaître dans la microstructure de l'alliage. Les nitrures sont déclarés stables à toutes les températures inférieures au point de fusion et ne doivent donc pas être affectés par le traitement thermique. Les carbures de chrome peuvent précipiter dans les alliages à des températures comprises entre 540 et 1095 C. [24]

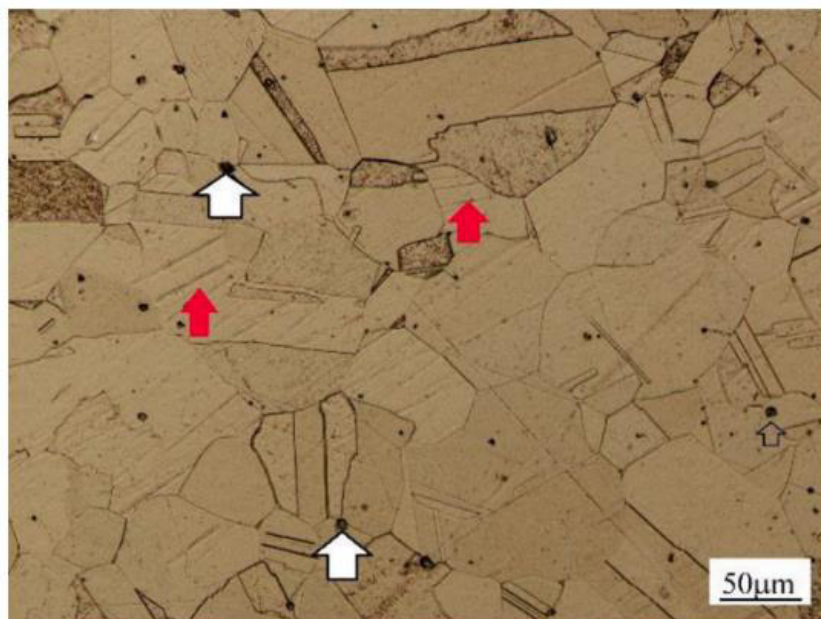


Figure 1.11 : Microstructure de l'Incoloy 800HT. Les flèches rouges sont des macles et les flèches blanches sont des particules précipitées.[24]

La grande taille de grain dans Incoloy 800HT est attribuée à l'état recuit de la solution, qui confère une résistance élevée, une résistance au fluage et une résistance élevée à la rupture à des températures de fonctionnement élevées. La granulométrie moyenne pour Incoloy 800HT a été estimée à 250 μm . [25]

1.3.4.2. Les Macles :

1.3.4.2.1. Définition des macles :

Les macles sont un type de jumelage de cristaux qui se forme pendant le refroidissement d'un système cristallin ou à la suite d'un changement du système cristallin.

Ils sont également connus sous le nom de jumeaux de transformation et sont le résultat d'un changement dans le système cristallin pendant le refroidissement. Pendant le refroidissement, une forme cristalline devient instable et la structure cristalline a tendance à se réorganiser ou à se transformer en une autre forme stable. Par conséquent, des jumeaux de recuit se forment à la suite d'accidents de croissance lors de la recristallisation des métaux, en particulier les déformés, y compris le laiton alpha, le cuivre, le nickel et le fer austénitique. [26]

Les macles se forment lorsqu'une frontière de grain migre, et ils ne sont pas nécessairement associés à la déformation. Ils se trouvent principalement dans les matériaux cubiques à face centré (CFC) qui ont une énergie de défaut d'empilement faible à intermédiaire et ont subi un traitement thermique dans les processus de recristallisation ou de croissance des grains. [27]

La formation de Macle est influencée par des facteurs tels que la taille du grain, la température et le temps de recuit, la vitesse limite du grain, la texture cristallographique et la présence d'inclusions.

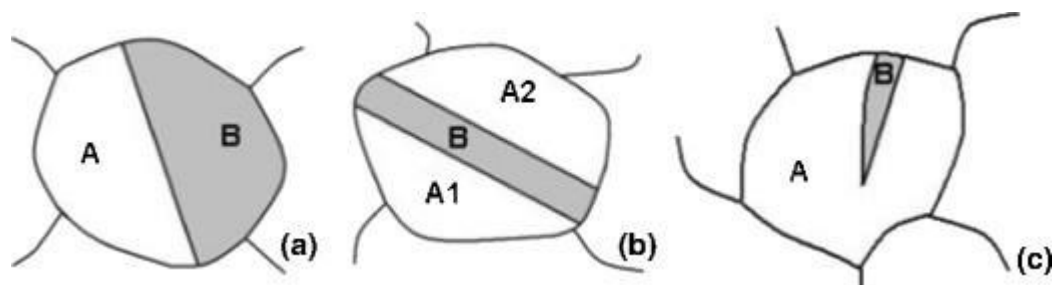


Figure 1.12 : (a) Macle de type I, (b) Macle de type II, (c) Macle de déformation.[27]

1.3.4.2.2. L'effet des macles sur la structure :

L'effet des macles sur la structure des matériaux est significatif. Les macles jouent un rôle crucial dans le raffinement du grain et peuvent influencer la croissance du grain et les propriétés mécaniques des matériaux. Ils contribuent à maintenir la stabilité thermique de la structure du grain, ce qui influe positivement sur les propriétés mécaniques globales du matériau. [28]

En outre, la présence de macles affecte la contrainte de rendement du matériau pendant la croissance du grain, influençant son comportement mécanique. Les macles peuvent également agir comme des absorbeurs et des barrières de dislocation, améliorant la dureté et la résistance des matériaux.

De plus, les macles peuvent contribuer à la formation d'un réseau de frontières jumelles interconnectées, qui influence la microstructure et l'évolution du matériau pendant le traitement thermomécanique. [29]

1.3.4.3. Les précipités

1.3.4.3.1. Les types des précipités

Les différents précipités et intermétalliques qui peuvent se former dans les supéralloys sont résumés dans le tableau suivant :

phase	structure cristalline	formule
γ'	CFC	$\text{Ni}_3 \text{Al, Ni}_3 (\text{Al, Ti})$
γ''	BCT	$\text{Ni}_3 \text{Nb}$
MC	Cubic	TiC, NbC, HfC
$\text{M}_{2-3} \text{C}_6$	CFC	$\text{Cr}_{2-3} \text{C}_6, (\text{Cr, Fe, W, Mo})_{2-3} \text{C}_6$
$\text{M}_6 \text{C}$	CFC	$\text{Fe}_3 \text{Mo}_3 \text{C, Fe}_3 \text{W}_3 \text{C-Fe}_4 \text{W}_2 \text{C, Nb}_3 \text{Co}_3 \text{C, Ta}_3 \text{Co}_3 \text{C}$
$\text{M}_7 \text{C}_3$	Hexagonal	$\text{Cr}_7 \text{C}_3$
MN	Cubic	$\text{TiN, (Ti, Nb, Zr)N, (Ti, Nb, Zr)(C, N), ZrN, NbN}$
Laves	Hexagonal	$\text{Fe}_2 \text{Nb, Fe}_2 \text{Ti, Fe}_2 \text{Mo, Co}_2 \text{Ta, Co}_2 \text{Ti}$

Tableau 1.3 : les phases connues dans l'Incoloy 800HT

1.3.4.3.2. Effets de précipités sur la structure :

L'effet des précipitations sur la microstructure des matériaux dépend du type et de la distribution des précipitations. En général, les précipitations entraînent la formation de particules fines ou de phases dans le matériau, ce qui peut affecter la taille, la forme et la distribution du grain.

La taille et la distribution de ces précipités peuvent déterminer la résistance, la ductilité et d'autres propriétés mécaniques du matériau.

Des précipités plus petits peuvent augmenter la résistance du matériau en empêchant le mouvement des dislocations, qui sont des défauts du réseau cristallin qui peuvent se déplacer sous contrainte. Plus les précipités sont petits, plus ils sont nombreux et plus ils peuvent bloquer efficacement les mouvements de dislocation. Ce phénomène est connu sous le nom de durcissement par précipitation ou durcissement par âge.

Cependant, si les précipités sont trop petits, ils peuvent ne pas être en mesure de bloquer efficacement le mouvement de dislocation, et la force du matériau peut être réduite. De plus, si les précipités sont trop petits, ils peuvent ne pas être en mesure de former un réseau continu, ce qui peut réduire la ductilité du matériau. [30]

De plus grands précipités peuvent également affecter les propriétés du matériau. Si les précipités sont trop grands, ils peuvent ne pas être en mesure de former une distribution uniforme, ce qui peut conduire à des zones de faiblesse dans le matériau. En outre, les grands précipités peuvent agir comme concentrateurs de contrainte, ce qui peut entraîner des fissures et des défaillances sous contrainte.

La forme des précipités peut également affecter les propriétés du matériau. Les précipités de type plaque, par exemple, peuvent avoir des cinétiques de croissance différentes dans différentes directions, ce qui peut conduire à des propriétés anisotropes. En outre, le rapport d'aspect (le rapport de la longueur du précipité à sa largeur) peut affecter les propriétés du matériau. [31]

1.3.5. Propriétés mécaniques d'Incoloy 800HT :

Pour Incoloy 800HT, la résistance à la traction est de 325 MPa minimum, et la limite d'élasticité est de 205 MPa minimum.

Les propriétés mécaniques de l'Incoloy 800HT sont influencées par leur composition chimique et leur traitement thermique. L'alliage a une teneur élevée en nickel et en chrome, ce qui offre une excellente résistance à la corrosion dans les environnements aqueux, en particulier dans le service d'acide nitrique et organique. Toutefois, les alliages sont soumis à des précipitations de carbure de chrome s'ils sont exposés à un service prolongé à haute température dans la plage de température de 538 à 760 °C.

Les propriétés mécaniques de l'Incoloy 800HT peuvent être encore améliorées grâce au traitement thermique. L'alliage reçoit un traitement de vieillissement à haute température qui produit une granulométrie moyenne de ASTM 5 ou plus grossière. Ce traitement, combiné à la composition chimique restreinte, garantit que ces alliages ont une plus grande résistance au fluage et à la rupture que l'alliage 800. [32]

La microdureté de l'alliage de nickel Incoloy 800HT est comprise entre 120 et 250 HV0.1. La microdureté de l'Incoloy 800HT peut être affectée par des variables métallurgiques telles que les caractéristiques microstructurales, la taille des grains, les précipités et la contrainte résiduelle circonférentielle des composants défectueux et non endommagés. [33]

1.3.6. Soudabilité d'Incoloy 800HT :

1.3.6.1. Définition de soudage :

Le soudage est une opération de micro-métallurgie consistant à exécuter un cordon fondu liant les bords de deux pièces ; il est dit homogène quand ces deux pièces, ainsi que le métal d'apport du joint, ont une composition chimique identique ou voisine, et hétérogène dans les autres cas.

1.3.6.2. Méthode de soudage :

Les méthodes de soudage couramment utilisées pour Incoloy 800HT comprennent le soudage à l'arc au tungstène (soudage TIG), le soudage à l'électrode de fusion activé par soudage de maintenance de gaz (soudage MAG) et le soudage à l'arc à électrode (SMAW).

Le soudage TIG convient à presque tous les types de soudage en alliage à base de fer et de nickel, avec une soudure axée sur une petite entrée de chaleur de soudage (Heat Input) et une longueur d'arc.

1.3.6.3. Principe du soudage TIG :

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) est de loin le procédé de soudage le plus utilisé pour le soudage des superalliages car il permet l'obtention de soudures propres et met en jeu une densité énergétique relativement faible permettant de limiter les gradients de température et donc les contraintes résiduelles.

Le soudage TIG est un procédé de soudage dont l'apport d'énergie se fait par un arc électrique. Un générateur de courant permet de créer une différence de potentiel entre la pièce à souder et une électrode.

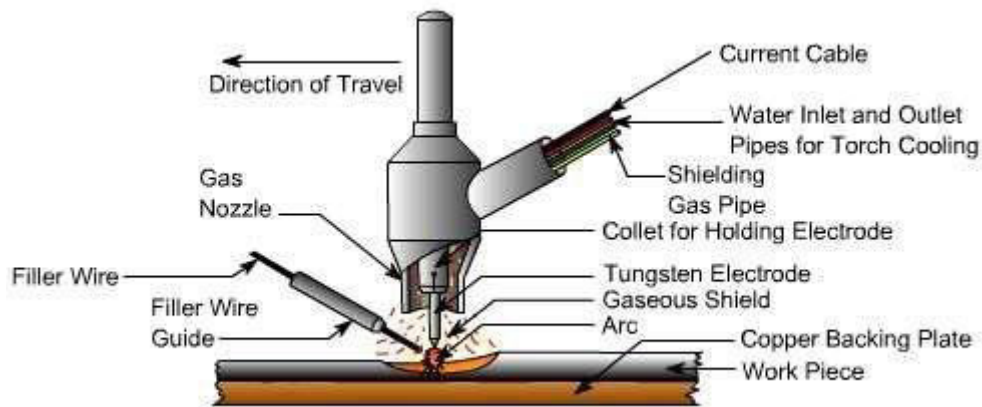


Figure 1.13 : Représentation schématique d'une opération de soudage TIG.

Si la distance entre l'électrode et la pièce est suffisamment petite et si la différence de potentiel est suffisamment importante, un arc électrique est créé, provoquant à son contact avec la pièce la fusion locale du matériau. Pour le soudage TIG, l'électrode est en Tungstène et ne fond pas pendant l'opération de soudage. L'arc électrique est alors plus stable qu'avec les procédés avec électrode fusible, du fait de la plus grande maîtrise de la hauteur d'arc, ce qui conduit généralement à des soudures de meilleure qualité.

Le soudage TIG peut être utilisé avec ou sans métal d'apport. Dans le cas du soudage manuel, l'apport de métal se fait à l'aide d'une baguette de métal d'apport que l'on vient fondre à l'avant du bain de fusion. En soudage automatisé, l'apport de métal est assuré par le dévidement automatique d'une bobine. La protection contre l'oxydation est assurée par un flux d'argon. Ce flux d'argon sert également à refroidir l'électrode en tungstène et à canaliser le plasma de l'arc vers la pièce.

1.3.6.4. Soudage TIG Multi-pass :

Le soudage multipass est un processus de soudage dans lequel plus d'un passage de la soudure est effectué sur un joint. Une passe est un simple cordon de métal de soudure qui court le long du joint. Le soudage multipass vous permet de remplir un grand espace ou une rainure avec plusieurs couches de métal de soudure, chacune couvrant la précédente. [34]

Le soudage multipass présente plusieurs avantages par rapport au soudage en un seul passage, en particulier pour les joints épais ou complexes. Voici quelques-uns des avantages du soudage multipass :

- Plus haute résistance : Le soudage multipass peut augmenter la résistance de la soudure en réduisant la contrainte résiduelle et en améliorant la structure du grain du métal de soudure et de la HAZ. En permettant à chaque passage de refroidir avant d'appliquer le suivant, vous pouvez réduire la dilatation thermique et la contraction qui causent des contraintes dans la soudure. En chevauchant la HAZ de chaque passe avec la suivante, vous pouvez affiner et adoucir la microstructure qui a été durcie par la passe précédente.
- Meilleure qualité : le soudage multipass peut améliorer la qualité de la soudure en minimisant les défauts et les imperfections qui peuvent se produire dans le soudage en un seul passage. En remplissant un grand espace ou une rainure avec plusieurs passages, vous pouvez éviter la sous-coupe, le manque de fusion ou la pénétration incomplète. En contrôlant l'entrée de chaleur et la température d'interpass, vous pouvez empêcher la fissuration, la porosité ou l'inclusion de scories.
- Plus de flexibilité : Le soudage multipass peut vous donner plus de flexibilité dans la conception et le façonnage de vos soudures. En variant la taille, la forme, la direction et la séquence de vos passes, vous pouvez créer différents motifs et contours sur vos soudures

1.3.7. Microstructures de soudage :

1.3.7.1. Les métaux d'apport couramment utilisés et leur microstructure :

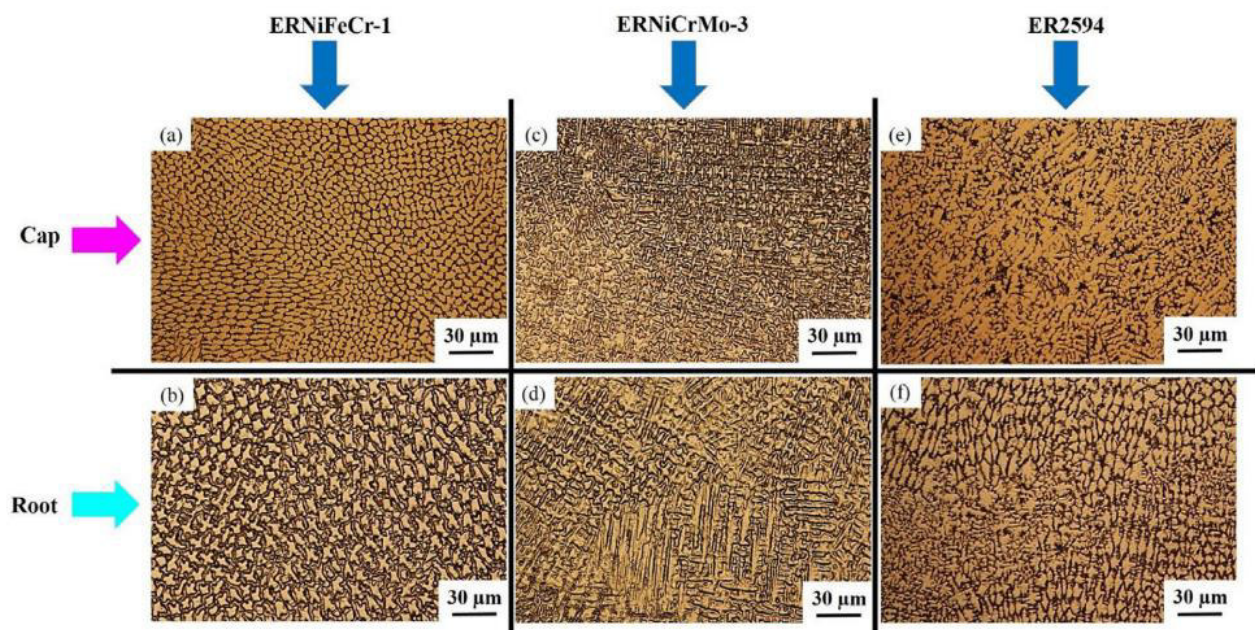


Figure 1.14 : Microstructure optique des échantillons utilisant (a) ERNiFeCr-1 au Cap, (b) ERNiFeCr-1 au Root, (c) ERNiCrMo-3 au Cap, (d) ERNiCrMo-3 à la Root, (e) ER2594 au cap et (f) ER2594 aux passes de cap[35]

Les précipitations, y compris les phases riches en Mo et Nb et riches en Ti, ont été détectées dans les métaux de soudure utilisant des fils de remplissage à base de Ni ERNiCrMo-3 et ERNiFeCr-1.

Les métaux soudés à base de Ni ont révélé une résistance au transfert de charge et une densité de courant de corrosion plus faibles que celles de l'acier inoxydable super duplex ER2594.

Le passage en racine des échantillons utilisant des fils de remplissage à base de Ni a souffert de valeurs de potentiel de rupture plus faibles et de valeurs de résistance à la corrosion par piqûre plus faibles que celles des échantillons ER2594.

La technique Multi-pass TIG et le fil de remplissage ER2594 sont recommandés pour obtenir les propriétés de résistance à la corrosion optimales de la zone de soudure. [35]

1.3.7.2. La Zone Affecté thermiquement :

Tandis qu'un grain grossier peut être observé près de la frontière de fusion de soudure d'Incoloy 800HT, une ZAT très étroite s'est formée en raison de sa conductivité thermique comparativement plus faible que les autres méthodes de soudage.

La microstructure de l'Incoloy 800HT s'est avérée constante et homogène à l'état soudé. Les grains qui sont près de la frontière de fusion de soudure d'Incoloy 800HT sont classifiés comme ZAT à grain grossier.

La présence de Ti(C,N) est visiblement maximale à la figure 1.15.a. Le résultat des spectres EDS pour la limite du grain épaissi avec la possibilité de liquation de la limite du grain est illustré à la figure 1.15.b, par le spectre au point 2; un pourcentage élevé de Cr peut être déduit de la formation de précipité M₂₃C₆ près des limites des grains.

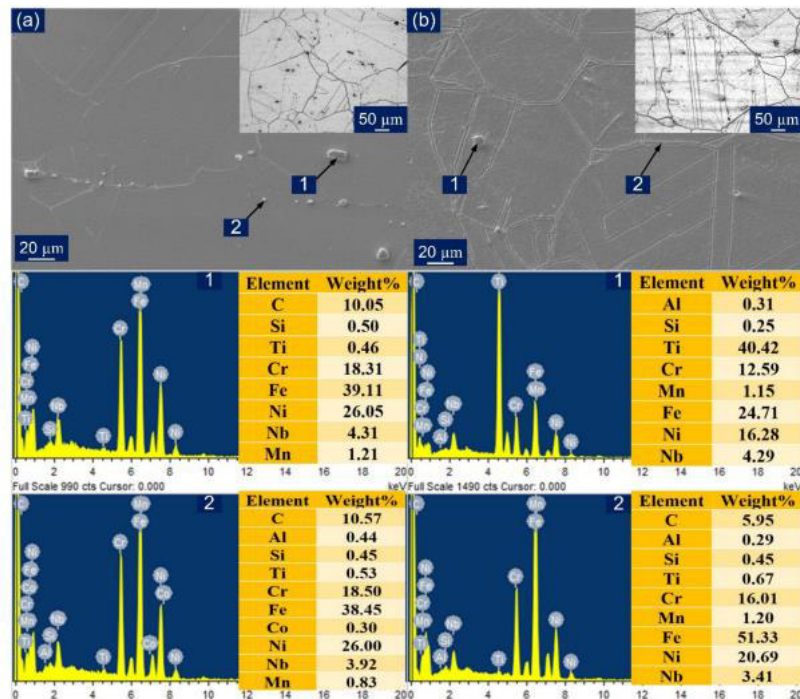


Figure 1.15 : (a) Incoloy 800HT ZAT avec spectre EDS pour précipité observé ; (b) Incoloy 800HT ZAT avec spectre EDS pour précipité observé[36].

La présence de Cr, Fe, Al, Ti et Nb dans la composition d'alliage d'Incoloy 800HT contribue au durcissement en solution solide. De plus, la présence contrôlée de la phase γ' ainsi que l'existence de différentes phases de carbure contribuent au durcissement par précipitation. [36]

1.3.7.3. La zone de liaison :

Le phénomène de ségrégation des solutés peut être observé au niveau macroscopique près de la frontière de fusion pendant la surfusion constitutionnelle. Il y a une inhomogénéité notable présente dans la distribution de composition chimique et la microstructure près de la frontière de fusion de métal de soudure. Chaque soudure autogène est connue pour présenter une croissance épitaxiale. [37]

Il a également une structure colonnaire, une péninsule et une formation non mélangée (UZ) ou partiellement mixte (PMZ). La différence de température de fusion des métaux de base utilisés provoque la formation de UZ et PMZ.

L'Incoloy 800HT HAZ a montré un épaissement des joints de grains très adjacents à la ligne de fusion, entraînant une précipitation des particules enrichies en Ti. [38]

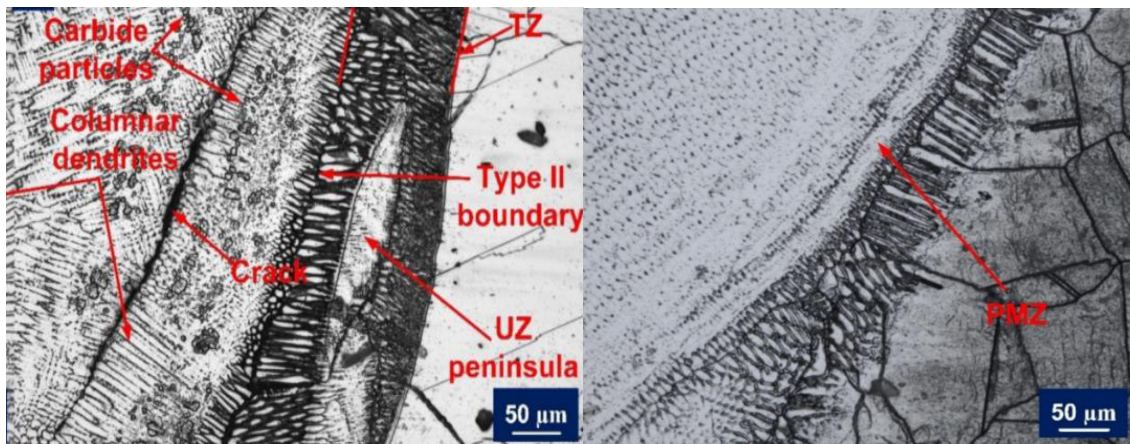


Figure 1.16 : Image optique montrant la Zone de liaison dans Incoloy 800HT[38]

1.3.7.4. La zone fondue :

L'analyse microstructurale de la zone de fusion de soudure a confirmé la présence de dendrites colonnaires, cellulaires et équiaxées distribuées de manière aléatoire. Une quantité importante de structure dendritique cylindrique allongée nuisible a également été observée.

La formation de la zone non mélangée et de la zone partiellement mélangée près de l'interface Incoloy 800HT a également été observée. En outre, une macroségrégation sous forme de péninsule et d'île a été trouvée à la frontière de fusion de soudure d'Incoloy 800HT.

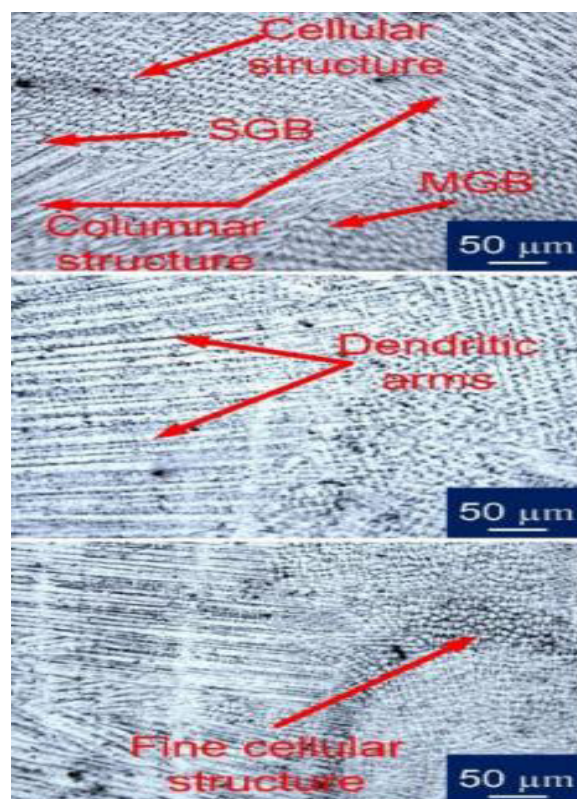


Figure 1.17 : Images optiques pour : (a) la partie supérieure du ZF ; (b) la zone mixte ZF ; (c) la partie inférieure du ZF.[38]

1.3.8. Les défauts de soudage :

Le soudage TIG, comme tout procédé de soudage, est sensible à divers défauts pouvant affecter la qualité de la soudure. Voici quelques défauts courants du soudage TIG :

- Manque de fusion : Ce défaut se produit lorsque le métal de soudure ne fusionne pas complètement avec le métal de base ou le passage précédent de soudure, menant aux soudures faibles et incomplètes.
- Brûlure : La brûlure se produit lorsque la chaleur excessive fait fondre le métal de base, ce qui entraîne un trou dans le joint de soudure.
- Fissures de cratère / cratère : Des fissures de cratère se produisent à l'extrémité d'un cordon de soudure en raison de la solidification rapide du métal de soudure, conduisant à la formation de fissures.
- Contre-dépouille : La contre-dépouille se produit lorsque les bords du métal de base le long du joint de soudure ne sont pas correctement fusionnés, ce qui entraîne une rainure ou une dépression.
- Porosité : La porosité se réfère à la présence de poches de gaz ou de vides dans le métal de soudure, ce qui peut affaiblir le joint de soudure.
- Contamination due à une mauvaise couverture de gaz : Un gaz de protection inadéquat peut entraîner une contamination de la soudure, affectant sa qualité. [39]

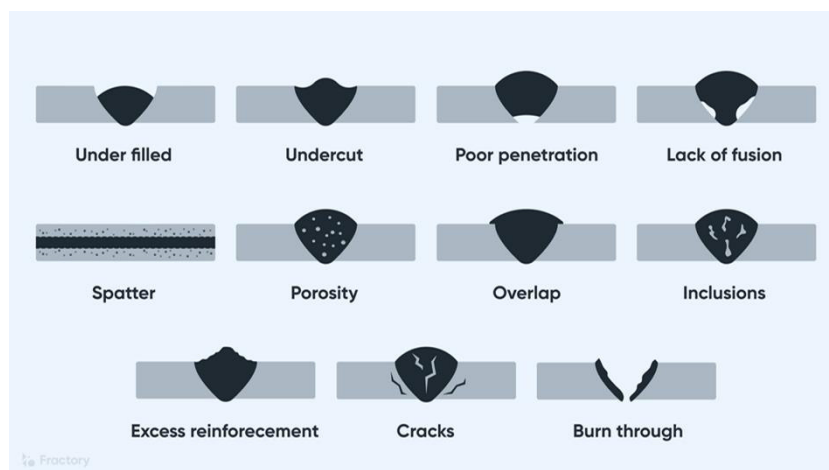


Figure 1.18 Les différents défauts de soudages[39]

1.3.9. Traitement thermique de l'Incoloy 800HT :

L'Incoloy 800HT subit un traitement thermique pour améliorer ses propriétés mécaniques, telles que la résistance, la dureté et la ductilité. L'alliage ne peut pas être durci par traitement thermique mais est généralement mis en solution à des températures allant de 1120°C à 1170 °C. Le traitement thermique est crucial pour des matériaux comme l'Incoloy 800HT lorsqu'ils sont utilisés à une température égale ou supérieure à 540°C, en particulier après le soudage, afin d'assurer une performance optimale dans les applications à haute température. Le procédé implique un traitement thermique après soudage (PWHT) pour les composants soudés.

Le traitement thermique de l'Incoloy 800HT impacte significativement ses propriétés mécaniques. Le processus de traitement thermique en solution implique la dissolution de la plupart des précipités dans la matrice, entraînant des changements dans les propriétés de l'alliage. Voici les effets du traitement thermique sur les propriétés mécaniques de l'Incoloy 800HT :

- Propriétés de résistance : La température de traitement thermique de la solution affecte directement les propriétés de résistance de l'alliage. Une augmentation de la température de traitement thermique de la solution entraîne une augmentation de la taille du grain d'austénite, entraînant une diminution des propriétés de résistance telles que la limite d'élasticité conventionnelle et la résistance à la traction
- Propriétés plastiques : Une température de traitement thermique plus élevée diminue la quantité de précipités primaires riches en titane, ce qui affecte positivement les propriétés plastiques de l'alliage.
- Mécanisme de renforcement : Incoloy 800HT doit ses propriétés mécaniques relativement élevées au renforcement avec le mécanisme de solution. Ce mécanisme de renforcement implique l'interaction d'atomes étrangers dissous dans la matrice avec des dislocations, contribuant à la résistance de l'alliage. [40]

Le diagramme TTT de cet alliage est essentiel pour comprendre et contrôler sa microstructure, qui a un impact direct sur ses propriétés mécaniques et sa durabilité en service à haute température.

Les principales caractéristiques du diagramme TTT de l'Incoloy sont :

- Il permet d'identifier les paramètres optimaux de traitement thermique (température, durée) pour obtenir les propriétés mécaniques souhaitées, comme une résistance élevée au fluage et à la rupture.
- Il met en évidence la précipitation de phases secondaires comme les carbures et les phases de Laves, qui peuvent affecter la stabilité microstructurale de l'alliage à haute température et donc sa durabilité.
- La comparaison avec d'autres superalliages montre que la conception de la composition chimique et des traitements thermiques est cruciale pour optimiser les performances de ces matériaux complexes. [41]

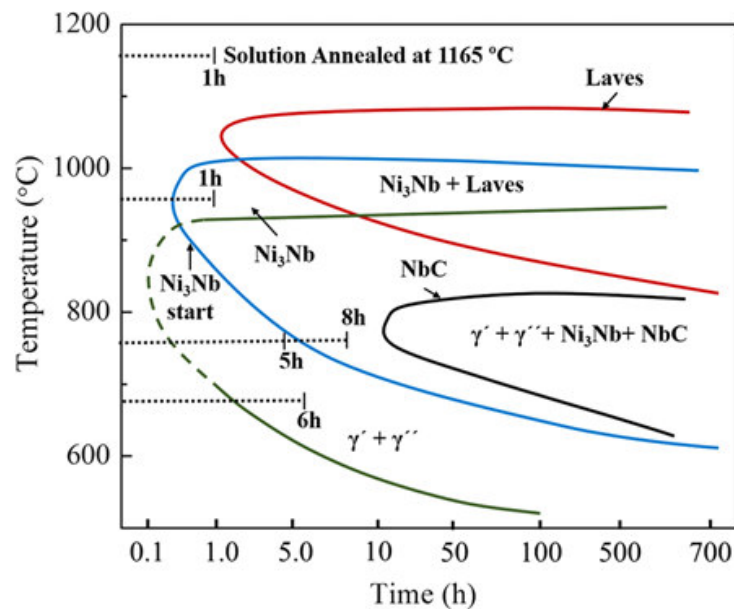
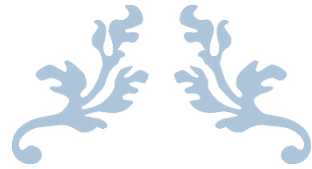


Figure 1. 19 Le schéma du diagramme TTT de l'alliage 718 ainsi que les phases de traitement thermique conçues ; traitement en solution à 1165 °C/1 h pour dissoudre les phases intermétalliques dans la matrice ; vieillissement à 960 °C/1 h et 760 °C/8 h pour précipiter la phase δ (Ni₃Nb); un vieillissement à 760 °C/5 h et 680 °C/6 h est effectué pour précipiter la phase de renforcement $\gamma' - \gamma''$ [41]



PARTIE ÉXPÉRIMENTALE



Chapitre 2 : Partie expérimentale

2.1. Le type de matériaux :

Le matériau considéré dans ce travail utilisé un superalliage à base de nickel Fe-Ni-Cr de nuance 800HT dont les propriétés mécaniques et la composition chimique sont données dans le tableau 3.1.

Cet alliage est reçu sous forme de tôles laminé d'épaisseur de 26 mm et de longueur 220mm. Ces tôles sont soudées par procédé TIG en plusieurs passes avec un métal d'apport de type ERNiCrMo-3. La composition de ce métal d'apport sont données dans le tableau suivant :

Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.
Al	0.863	0.400
Ti	1.093	0.901
Cr	26.185	23.423
Mn	2.224	2.102
Fe	2.396	2.302
Co	11.257	11.411
Ni	51.358	51.852
Nb	0.438	0.701
Mo	4.185	6.907

Tableau 2.1 Composition chimique du métal d'apport

2.2. Traitement thermique :

Les éprouvettes soudées ont subi des traitements thermiques PWHT (Post weld heat traitement) comme suit :

- Échantillon témoin : Non traité.
- Échantillon 1 : Traité à 1050°C pendant 2h suivi par une trempe à l'eau.
- Échantillon 2 : Traité à 1050°C pendant 3h suivi par une trempe à l'eau.

Afin d'évaluer l'effet d'hypertrempe sur la microstructure du matériau de base, des échantillons non-soudés en 800HT ont subi les traitements suivants :

- Échantillon témoin : Non traité.
- Échantillon 1 : Traité à 1050°C pendant 1h suivi par une trempe à l'eau.
- Échantillon 2 : Traité à 1050°C pendant 2h suivi par une trempe à l'eau.
- Échantillon 3 : Traité à 1050°C pendant 3h suivi par une trempe à l'eau.

2.2 Méthodes de caractérisation :

2.2.1 Étude Métallographique :

Cette étude a pour but de mettre en évidence la microstructure et les phases du matériau étudié ainsi que l'effet de traitement thermique sur la microstructure, les propriétés mécaniques de métal de base et de soudure.

Cette étude métallographique comprend les étapes suivantes :

Etape 1 : Préparation des échantillons :

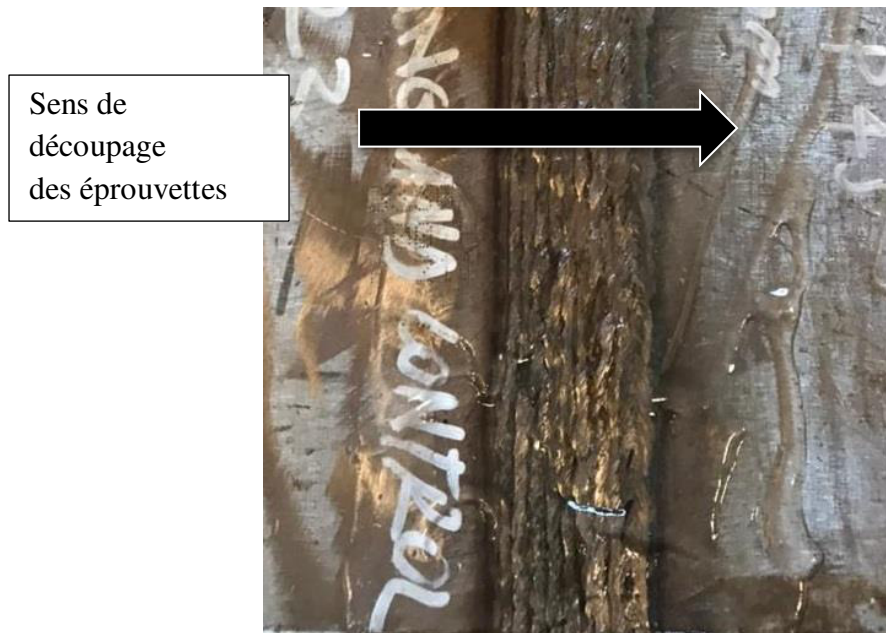


Figure 2.1 Sens de découpage des échantillons

- a. Découpage* : trois échantillons soudés de dimensions 110.60.10 mm sont découpés dans le sens transversal, à la soudure à l'aide d'une scie électrique à froid (Figure 2.2).



Figure 2.2 : Découpage avec la scie électrique à froid.

Et quatre autres échantillons de dimensions 25x15x8 mm sont découpés dans le métal de base. Celle-ci sont dédiées pour étude de l'évolution microstructurale en fonction des traitements thermiques dans le métal de base uniquement.

b. Polissage :

C'est l'étape à partir de laquelle la surface de nos échantillons doit posséder une surface miroir prête pour l'attaque chimique, le polissage est réalisé en deux étapes :

- Polissage grossier utilisant une polisseuse mécanique type Presi Minitex 233 (Figure 2.3) avec du papier abrasif de granulométrie allant de P80 jusqu'à P2000.
- Polissage de finition utilisent un feutre de poudre d'alumine diluée dans l'eau suivi d'un polissage avec la pâte diamantée de 1 μ m.

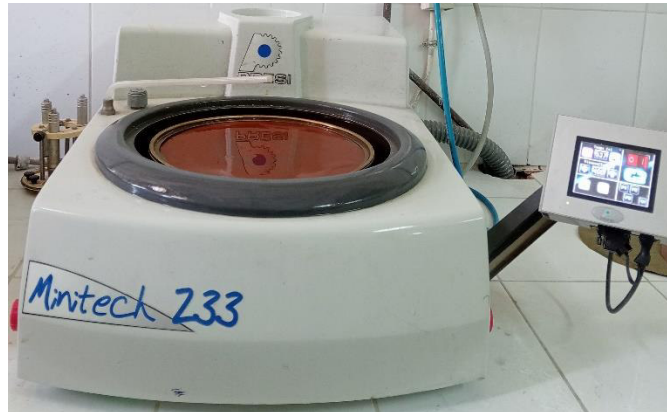


Figure 2.3 : Machine de polissage type Presi Minitex 233

c. Attaque chimique :

Cette attaque a pour but de révéler la microstructure du matériau. A cet effet, le réactif nécessaire pour révéler la microstructure du superalliage 800HT est Merable's reagent dont la composition consiste en :

- Pour le métal de base :

Nous avons préparé une solution de 20ml HCL+ 20ml H₂O + 4g de CuSO₄.

- L'échantillon non traité est attaqué pendant 35s.
- L'échantillon traité 1h est attaqué pendant 40s.
- L'échantillon traité 2h est attaqué pendant 45s.
- L'échantillon traité 3h est attaqué pendant 60s.

- Pour la soudure :

Nous avons préparé une solution de 20ml HCL+ 15ml H₂O + 4g de CuSO₄.

- L'échantillon non traité est attaqué pendant 40s pour la ZAT et 45s pour la zone fondue.
- L'échantillon traité 2h est attaqué pendant 45s pour la ZAT et 60s pour la zone fondue.
- L'échantillon traité 3h est attaqué pendant 50s pour la ZAT et 90s pour la zone fondue.

2.2.2 Caractérisation microstructurale et mécanique

a. La caractérisation microstructurale consiste à :

- **Observation au microscope optique :** les micrographies optiques des différentes microstructures des échantillons considérés ont été obtenues à l'aide d'un microscope

optique type Zeiss Axiovert 40MAT. Les métallographiques des différents échantillons ont été reproduites avec un grossissement de X100 et X200.

- **Observation au MEB** : Les microstructures et leur compositions chimiques ont été obtenues par MEB –EDS

b. Les essais mécaniques :

➤ **L'essai de traction sur la soudure :**

Cet essai nous permet de connaître la limite élastique R_e et la résistance maximum à la traction R_m et l'emplacement de la cassure de notre matériau.

Deux éprouvettes sont usinées selon la norme ASME IX de 19.2mm et 19.3mm de largeur et 26mm d'épaisseur. Les essais sont conduits sur une machine tupe Instron de 600 KN.

L'essai de pliage sur la soudure :

L'essai de pliage a pour but de déterminer l'aptitude à la déformation par pliage d'un joint soudé. Quatre éprouvettes sont usinées selon la norme ASME IX de 10.5-10.3-10.5-10.4mm de largeur et 26mm d'épaisseur sur un type de l'essai à côté et un diamètre du mandrin de 40mm et un angle de pliage U.

➤ **La microdureté :**

Cette étape a pour but d'observer l'évolution de la microdureté en fonction de traitement thermique pour chaque échantillon traité.

- Pour le métal de base :

L'essai de microdureté est fait sur l'échantillon de témoin et les échantillons traités sur cinq points répartis sur la surface du métal de base.

- Pour la soudure :

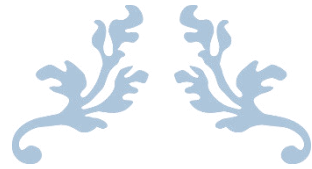
Un profil de microdureté est fait sur l'échantillon de témoin et les deux échantillons traité sur trois places : Root, Milieu, Cape.



Figure 2.4 : Micro-Durometer

➤ **Contrôle par ultrasons (US) :**

Un contrôle par US a été effectué sur la tôle brute soudée, dans le but de positionner les éprouvettes à découper et éviter les défauts qui peuvent exister dans la soudure.



RÉSULTATS ET INTEPRÉTATIONS



3.1. Identification du métal de base :

3.1.1 Composition chimique du métal de base

Les analyses EDS-MEB a donné les résultats montré dans de la figure.3.1 en ce qui concerne la composition chimique du superalliage étudié.

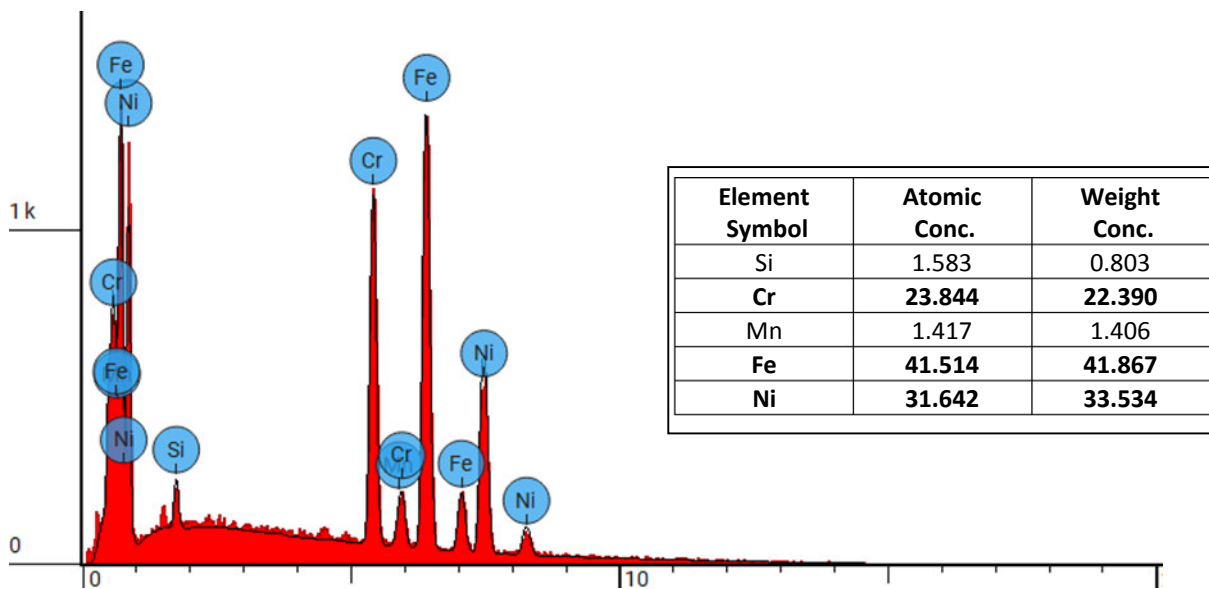


Figure 3.1 Résultats EDS

Elément Symbol	800	800H	800HT
Cr	19-23	19-23	19-23
Fe	39,5 min	39,5 min	39,5 min
Ni	30-35	30-35	30-35
C	0,10 max	0,05-0,10	0,06-0,10
Caractéristique mécanique			
Re		Min 150	Min 150
Rm		Min 536	Min 536

Tableau 3.1 : composition chimique et caractéristiques mécanique des alliages INCOLOY

Série 800-800H et 800HT [5]

En comparons les résultats EDS avec la littérature [5] et la figure 3.1 on remarque qu'il s'agit bien d'un superalliage Fe-Ni-Cr de nuance 800HT puisque : Ni (30-35), Cr (19-23),

Fe (Min 39.5).

3.1.2 Microstructure du métal de base :

La figure 3.2 montre la microstructure du matériau tel que reçu avec une granulométrie moyenne de 435 μm . Cette micrographie montre principalement une structure austénitique (Fe-Ni-Cr) type step très maclée avec présence de précipités de morphologie cubique. L'analyse EDS des précipités montre qu'il s'agit de carbure primaire de type TiC dans la matrice et TiCN au niveau des joints de grains. Ces particules primaires précipitent pendant le processus de solidification et de traitements antérieurs, elles sont donc souvent observées à proximité ou au niveau des joints des grains.

En effet, la morphologie des macles, leur position l'orientation des grains et la densité des précipités mettent en évidence que l'alliage a subi un traitement thermomécanique antérieur.

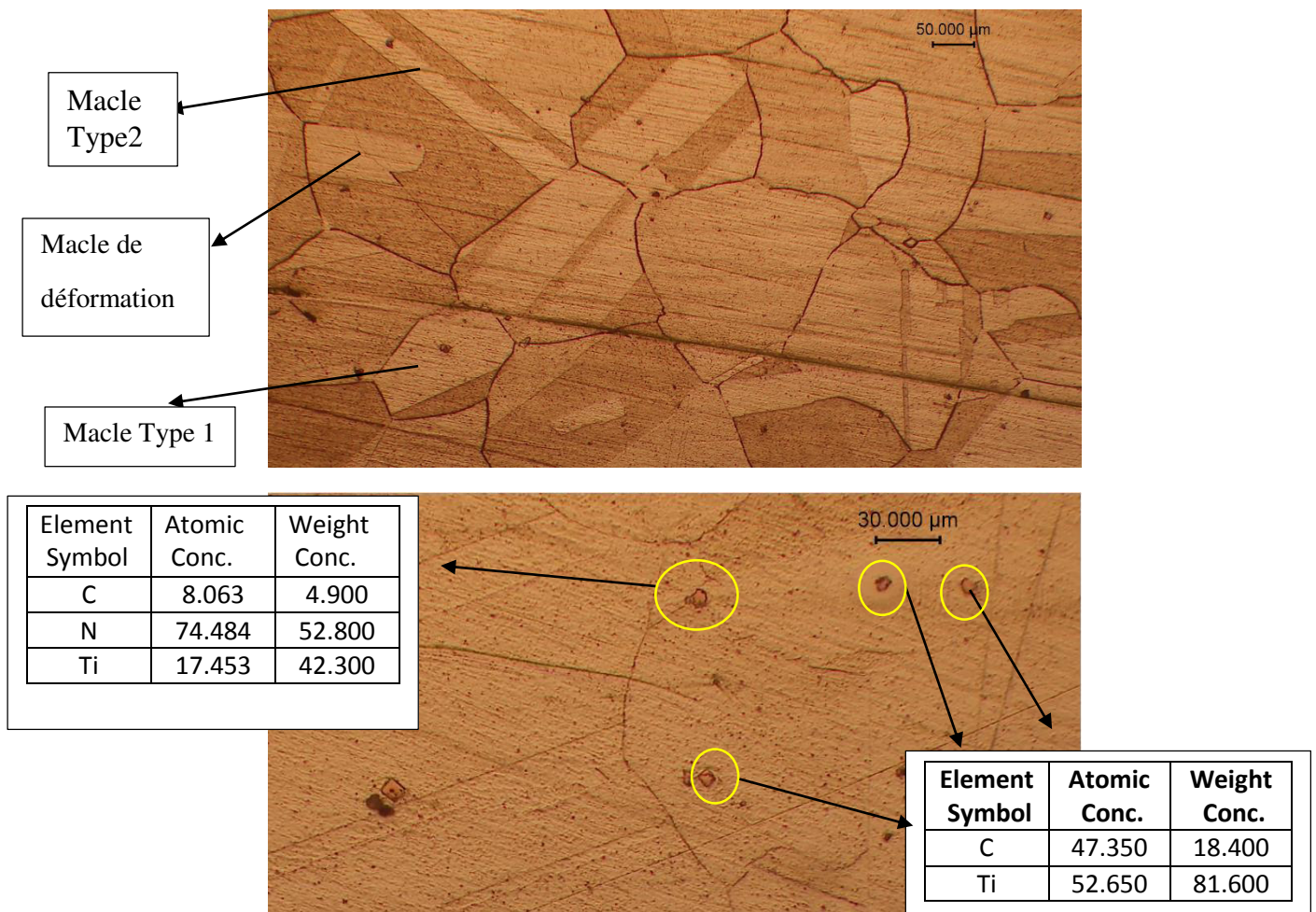


Figure 3.2 Observation microstructural MO et résultats EDS du métal de base

On a observé également hétérogénéités à l'échelle du grain (Figure 3.3) : En effet, des bandes de grains de tailles plus fines alternent les gros grains. Ceci peut s'expliquer par :

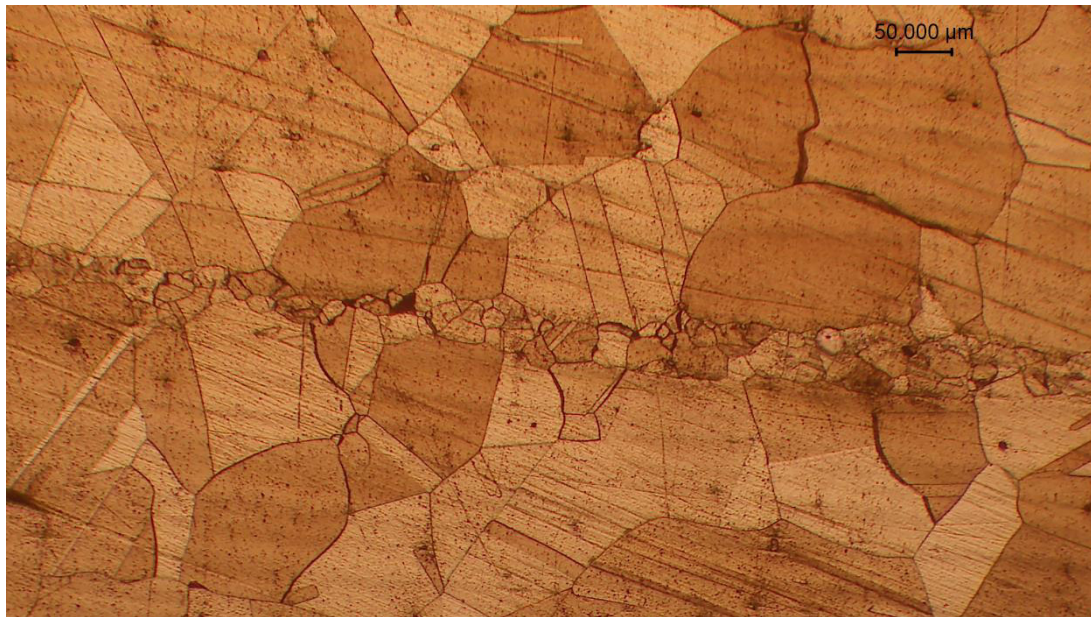


Figure 3.3 ségrégation structurale dans le métal de base

Lorsque la pièce est trop massive, le risque de macro-ségrégations chimiques augmente. Quand on observe la microstructure d'un superalliage (800 HT) forgé sur lequel un traitement thermique de grossissement de grain a été appliqué, on remarque parfois des hétérogénéités à l'échelle du grain, telles que des bandes de gros grains alternant avec des bandes de petits grains (figure 3.3). L'origine de cette structure en bande se trouve dans les légères variations de composition du matériau. En effet, les hétérogénéités chimiques ont pour effet de faire varier la température de dissolution des γ' au sein du matériau. Lors du forgeage, les précipités γ' s'alignent sur les lignes de déformation puis, quand on applique le traitement de grossissement de grain, les zones où les précipités se dissolvent en premier connaissent une croissance de grain plus rapide que les zones où la température de dissolution des γ' est plus élevée et où les joints de grains restent ancrés sur les précipités γ' .

3.2 Effet de traitements thermique de mise en solution :

a) sur la microstructure

Les traitements thermiques sont effectués à une température de 1050°C pour trois temps de maintiens (1h, 2h et 3h) suivi d'une trempe à l'eau.

Les micrographies de la figure 3.4 montrent que :

- la taille moyenne des grains austénitiques augmentent avec le temps du traitement.

- le temps de maintien élevé à une température de mise en solution élevée (1050°C) réduit la quantité de particule TiX(C, ou N) dans la matrice, ce qui affecte à son tour la taille des grains austénitiques.

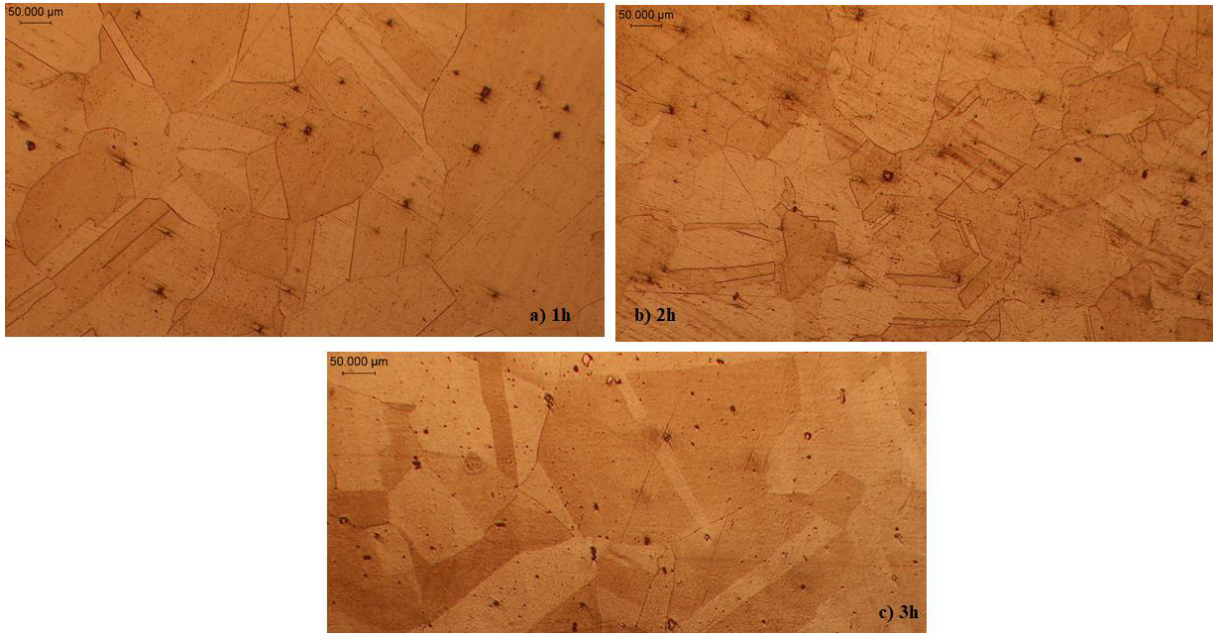


Figure 3.4 : Micrographies optique du métal de base traité à 1050°C

Temps	Taille moyenne des grains austénitiques
Tel que reçu	435 µm
1h	484 µm
2h	520 µm
3h	640 µm

Tableau 3.2 La tailles des grains austénitiques en fonction du temps de traitement

b) Effet des traitements thermiques sur la dureté :

Temps de traitement	Tel que reçu	1h	2h	3
HV0.1 moy	192.30	179.40	176.30	165.30

Tableau 3.3 Effet des maintiens à 1050°C sur la microdureté de l’alliage

D’après les résultats donnés dans le tableau 3.3, plus le temps de traitement augmente plus la microdureté diminue, les phénomènes responsables de cette diminution est la dissolution des précipitations et les phases intermétalliques et le grossissement des grains.

3.3 La soudure :

3.3.1. Identification de métal d’apport :

Analyse de la zone fondue :

L'analyse EDS pour la zone fondue a donné les résultats montrés dans le tableau ci-dessous :

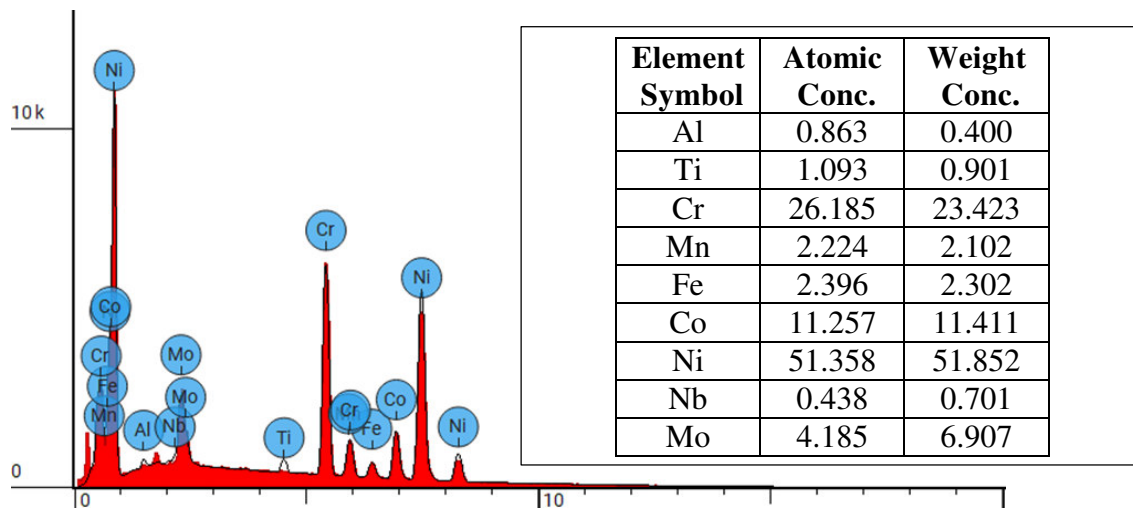


Tableau 3.4 : Composition chimique de la zone fondue.



C = 0.10 max	Cu = 0.50 max
Mn = 0.50 max	Ni = 58.0 min
Fe = 5.0 max	Al = 0.40 max
P = 0.02 max	Ti = 0.40 max
S = 0.015 max	Cr = 20.0 – 23.0
Si = 0.50 max	Nb + Ta = 3.15 – 4.15
Mo = 8.0 – 10.0	Other = 0.50 max

Tableau 3.5 AWS Chemical Composition ERNiCrMo-3 [35]



3.3.2. La macrostructure

La figure 3.5 Représente la macrostructure de la soudure Incolloy 800HT. Cette macrographie met en évidence les différentes régions de la soudure et les différentes passes et l'orientation de la solidification.

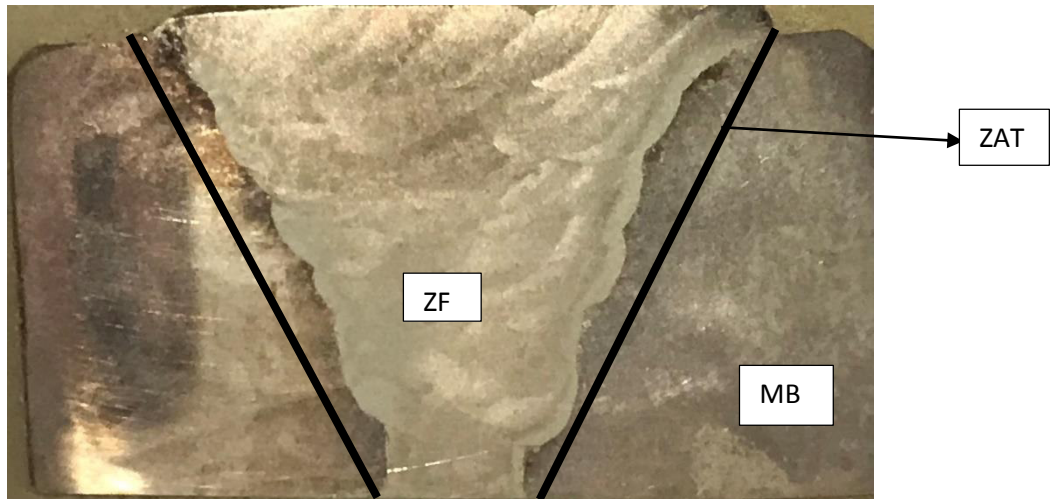
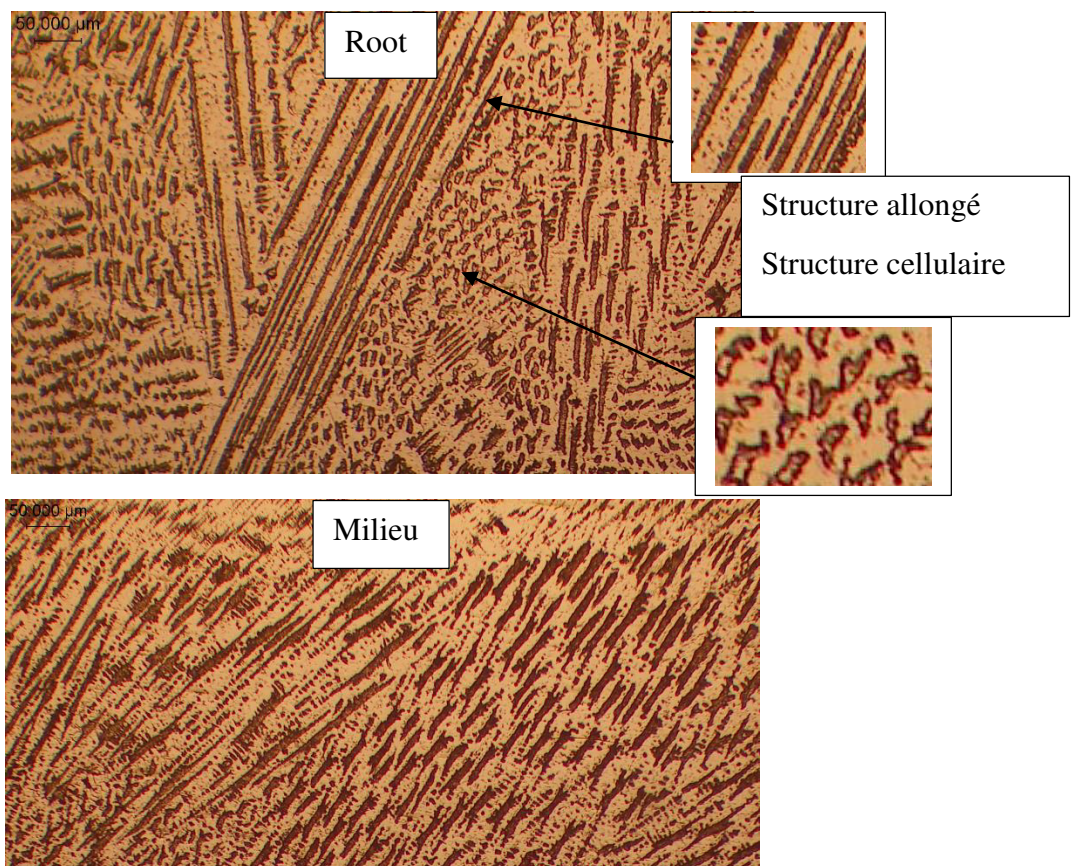


Figure 3.5 Macrographie des différentes régions de la soudure.

3.3.3. Microstructure :

a. La zone fondue :



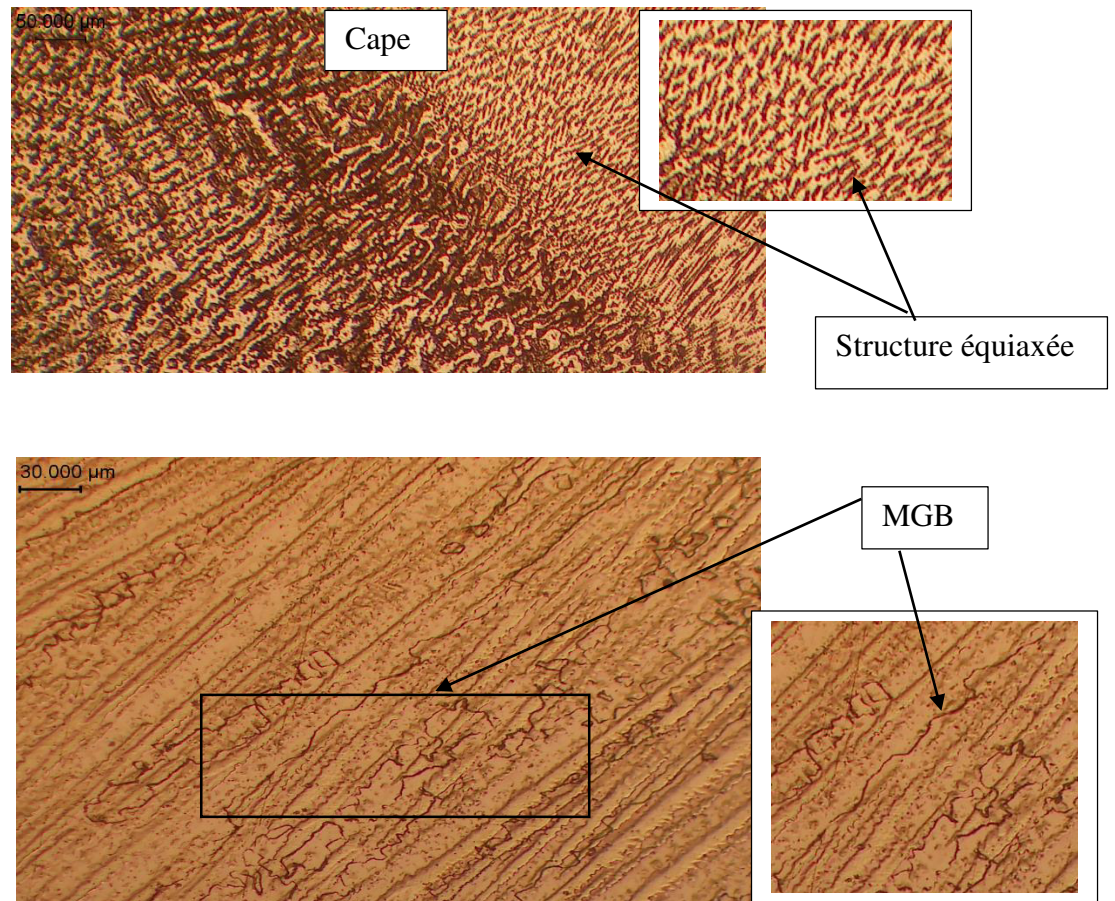


Figure 3.6 : Micrographie optique de la zone fondue attaqué 45s.

Ne remarquons dans l'analyse microstructurale de la zone de fusion de soudure la présence de dendrites colonnaires, cellulaires et équiaxées ainsi que des grains migratoires distribués de manière aléatoire.

Les multipasses dans la zone fondue donnent ces différentes structures, chaque passe joue le rôle d'un traitement thermique sur la passe précédente.

La résistance à la corrosion de métal d'apport dans la zone fondue est plus que du métal de base donc une augmentation dans le temps d'attaque est nécessaire pour révéler la microstructure dans ZF.

b. Zone de liaison :

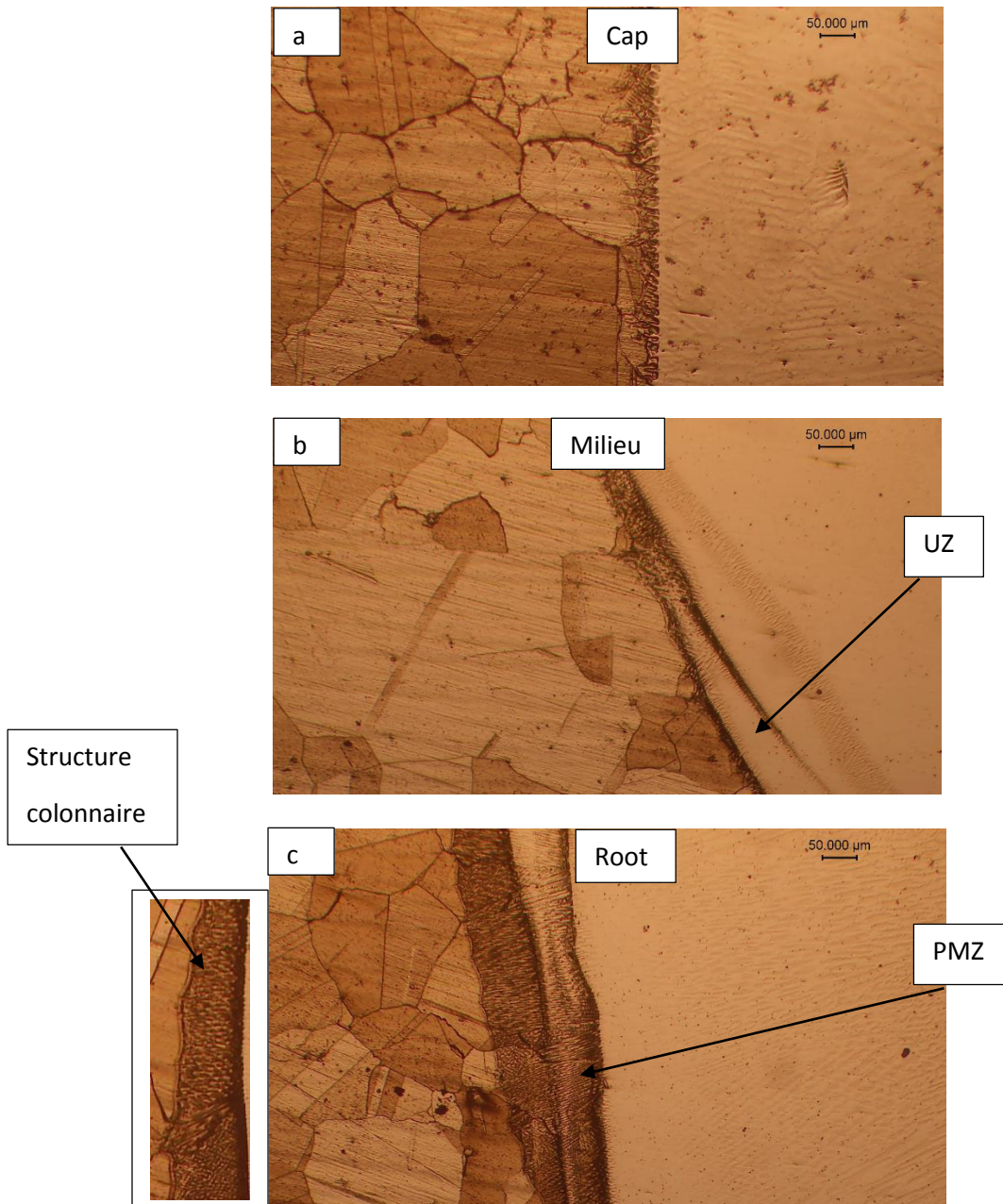


Figure 3.7 micrographie optique de la zone de liaison en trois régions (a. cap, b. milieu, c. Root)

Nous remarquons également une structure colonnaire, une péninsule et une zone partiellement mixte (PMZ) et une zone non mixée. La différence de température de fusion des métaux de base utilisés provoque la formation de UZ et PMZ.

On remarque une PMZ étroite dans le cap et elle grandie quand on descendre vers le Root.

Ce changement est causé par l'énergie thermique généré par les multi-passe.

c. La Zone affecté thermiquement :

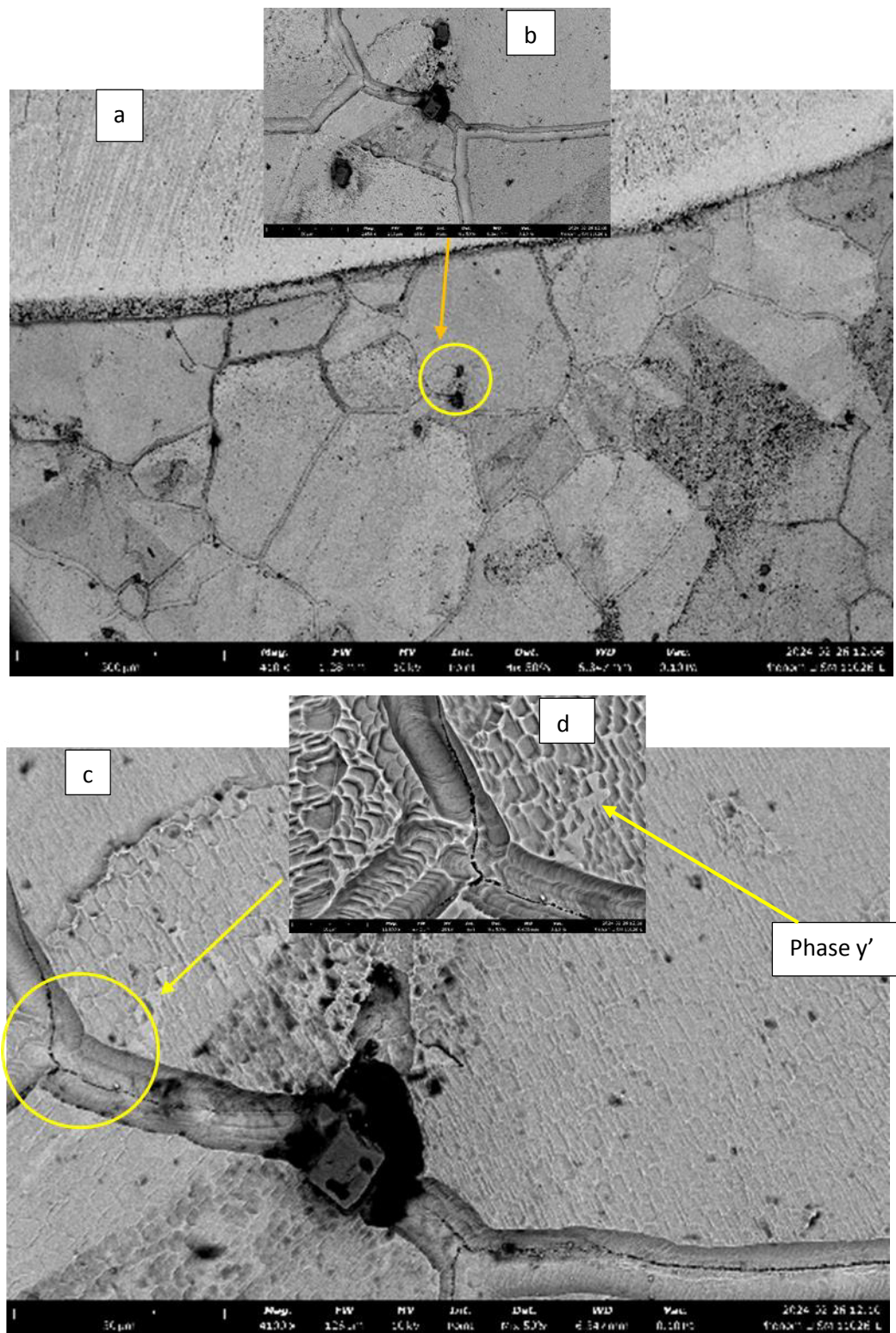


Figure 3.8 : Résultat EDS de ZAT (a FW: 126 μm , Mode: 15 kV - Point, Detector: Mix 50%), (b,d FW: 62 μm , Mode: 15 kV - Map, Detector: BSD)

Au niveau de la ZAT on remarque un grossissement des grains austénitiques dû aux fortes températures atteintes dans cette région.

Les micrographie MEB (Figure 3.8), mettent en évidence la microstructure type step de la ZAT. On observe également des précipités en forme de cube plus fins au niveau des joints austénitiques. D’après l’analyse EDS (Figure 3.8.b), il s’agit de précipités primaires de type TiX (X = C ou N).

On remarque aussi, une ligne très sombre et irrégulière qui démarre à partir des précipités traversant le long des joints de grains. On pense qu’il s’agit d’une microfissure (Figure 3.8.c.d)

3.4. Propriétés mécaniques :

3.4.1 Résultat d’essais de traction :

Les essais de traction effectués sur deux éprouvettes soudées ont donné les résultats suivants

Eprouvettes	Dimensions		Caractéristique Mécaniques		
	Largeur	Epaisseur	Re (MPa)	RM (MPa)	Emplacement De La Cassure
(1)	19.2	26	361.5	652.1	Hors soudure
(2)	19.3	26	359.0	662.0	Hors soudure

Tableau 3.6 : Résultat d’essais de traction sur la soudure sans traitement

Les résultats montrent que la charge à la rupture moyenne est de 657.05 MPa et qu’a limite élastique moyenne est 360.25 MPa. En comparant la résistance de l’éprouvette soudée avec la résistance théorique du métal de base (Tableau 3.1) on note que la résistance Rm a augmentée d’environ de 18% et la limite élastique de 58%. Ceci est dû au durcissement engendrée par le soudage. Les ruptures hors de la soudure corroborent ce résultat.

3.4.2. Résultat d’essais de pliage :

Dimension en mm		Type de l’essai	Diamètre du mandrin	Angle de pliage	Observation
Largeur	Epaisseur				
10.5	26	Coté	40	U	Absence de fissure visible
10.3	26	Coté	40	U	Absence de fissure visible
10.5	26	Coté	40	U	Absence de fissure visible
10.4	26	Coté	40	U	Absence de fissure visible

Tableau 3.7 : Résultat d’essais de pliage sur la soudure sans traitement

Les résultats des essais de pliage effectuée sur des éprouvettes de la soudure montre l'absence de fissuration visible sur les éprouvettes. Ceci met en évidence la ténacité de la soudure.

3.5. Effet de traitements thermique à 1050°C :

a. La Zone affecté thermiquement :

Les traitements thermiques sont effectués à une températures de 1050°C pour deux temps de maintiens (2h et 3h) suivi d'une trempe à l'eau.

Les micrographies de la figure 3.8 montrent que :

- La taille moyenne des grains du ZAT augmentent avec le temps du traitement
- Une diminution dans la taille des précipitations réparties dans la zat est observé, cette diminution de taille a augmenté un peu la résistance à la corrosion donc elle a augmenté le tempe d'attaque chimique.



Figure 3.9 : Micrographie optique de taille de grain dans la ZAT (a. non traité attaqué 40s, b. traité 2h attaqué 45s, c. traité 3h attaqué 50s).

b. La zone fondue :



Figure 3.10 : Micrographie optique de la zone fondue après traitement (a. 2h attaqué 60s, b. 3h attaqué 90s)

La figures (3.10) montrent que lorsqu'en augmente le temps de maintien du traitement thermique, une dissolution des phases dans la zone fondue fait changer la structure des grains et ils deviennent des grains fins.

Cette dissolution fait augmenté la résistance à la corrosion donc une augmentation du temps d'attaque chimique est nécessaire pour révéler les microstructures.

3.6. Microdureté :

Le profil de microdureté est fait sur trois zones : **Root**, **Milieu** et le **Cap** utilisant la microdureté vickers avec une force de 100 gf.

Les résultats de l'évaluation de la dureté dans chaque zone en fonction de traitement thermique sont indiqués dans le tableau suivants :

HV0.1 Moy	Root	Millieu	Cap	ZAT
Non traité	311.71	325.57	353.56	254
Traité 2h	258.42	300.16	328.32	178.03
Traité 3h	217.62	222.29	250.10	170.69

Tableau 3.8 Effet des maintiens à 1050°C sur la microdureté de la soudure.



Figure 3.11 : Evaluation de la dureté dans les trois zones (a. avant traitement, b. traité 2h, c. traité 3h).

D'après les résultats de microdureté ci-dessus, on remarque :

- les profils de microduretés HV ont en générale une forme U renversé.
- la dureté dans la zone fondue est plus élevée que la ZAT et le métal de base.
quand on remonte de root vers le cap la microdureté augmente car le milieu et le root sont subit des traitements thermiques engendrés par les passes successives.
- la microdureté diminue lorsqu'en augmente le temps de maintien de traitement thermique. La dissolution des phases dans la ZF et le croisement des grains, diminution

de taille de précipité dans la ZAT sont les phénomènes responsables de cette diminution dans la microdureté.

3.7. Contrôle non destructive :

3.7.1. Détection des défauts :

D'après le balayage total de la ZAT et de la soudure, nous n'avons remarqué aucun défaut de soudure dans notre tôle.

Conclusion :

Ce mémoire de fin d'étude a porté sur la caractérisation d'un superalliage type 800HT. Il s'agit d'étudier son comportement microstructurale et mécanique après des traitements thermiques isothermes à haute température et suite au soudage multi-passes.

Les résultats nous amènent à avancer les conclusions suivantes :

- La résistance R_m a augmentée d'environ de 18% et la limite élastique de 58% celle du métal de base. Ceci est dû au durcissement engendrée par le soudage.
- Après traitements thermiques isothermes entre 1h et 3h à la température de 1050°C, la microstructure de l'alliage 800HT est similaire à celle non-traité mais avec une faible teneur en précipités non-dissous de composés de TiX ($X= C$ ou N).
- Après traitements thermique entre 2h et 3h à 1050°C dans la soudure, la taille moyenne des grains du ZAT augmentent avec le temps du maintien de traitement, avec une diminution dans la taille des précipitations réparties dans la ZAT.
- L'augmentation du temps de maintien du traitement thermique, une dissolution des phases dans la zone fondue fait changer la structure des grains et ils deviennent des grains fins.

- Du point de vue mécanique la dureté dans la zone fondue est plus élevée que la ZAT et le métal de base, quand on remonte de root vers le cap la microdureté augmente car le milieu et le root ont subit des traitements thermiques engendrés par les passes successive, et la microdureté diminue lorsqu'en augmente le temps de maintien de traitement thermique.

En conclusion, cette étude a mis en évidence l'importance du traitement thermique d'homogénéisation pour optimiser les propriétés des superalliages à base de nickel, tant dans le métal de base que dans les soudures multi-passes. Les améliorations observées en termes de microstructure et de dureté suggèrent que ce traitement peut jouer un rôle crucial dans l'amélioration des performances des composants en superalliage, notamment dans des environnements exigeants.

En perspective on propose de faire suivre cette étude par l'exploration

- D'autres conditions de traitement thermique (Température, Temps) de poste soudage.

- L'effet des traitements thermique isotherme sur le comportement à haut température en traction, pliage et fluage. afin de continuer à améliorer la fiabilité et la performance de ces matériaux critiques.

- [1] R. Bowman, Superalloys: A Primer and History, Superalloys 2000, Supplement to The Minerals, Metals and Materials Society's site dedicated to the 9th International Symposium on Superalloys, (September 2000)
- [2] C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel, Superalloys II, John Wiley & Sons, Inc., New York, USA, (1987).
- [3] M. Revaud, « Optimisation métallurgique du superalliage à base de Nickel 718Plus », Thèse, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013.
- [4] A. K. Jena et M. C. Chaturvedi, « The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys », Journal of Materials Science, vol. 19, no 10, p. 3121-3139, oct. 1984.
- [5] R.C. Reed, The Superalloys – Fundamentals and Applications, Cambridge University Press, Cambridge U.K., (2006).
- [6] Laurane Finet. Stabilité en composition et en température des phases η et δ dans les superalliages base nickel. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2019. Français. NNT:2019PSLEM062. tel-02520895
- [7] Y. Liu, M. Kang, Y. Wu, M. Wang, H. Gao, et J. Wang, « Effects of microporosity and precipitates on the cracking behavior in polycrystalline superalloy Inconel 718 », Materials Characterization, vol. 132, p. 175-186, oct. 2017
- [8] Isabelle Augustins-Lecallier. Conception de nouveaux superalliages MDP base nickel pour disques de turbines. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. Français. NNT : 2011ENMP0086. pastel-00710579
- [9] G. Lvov, V. I. Levit, et M. J. Kaufman, « Mechanism of primary MC carbide decomposition in Ni-base superalloys », Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 35, no 6, p. 1669-1679, juin 2004.
- [10] KIMBERLY E. MACIEJEWSKI , The Role of Microstructure on Deformation and Damage Mechanisms in a Ni-based Superalloy at Elevated Temperatures, (2013). Open Access Dissertations. https://digitalcommons.uri.edu/oa_diss/19
- [11] C.R. Brooks, Heat Treatment, Structure and Properties of Non-Ferrous Alloys, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1982, p. 139
- [12] M. Durand-Charre, The Microstructure of Superalloys, CRC Press, Boca Raton Florida, USA, (1997).

- [13] Kazimierz J. Ducki Analysis of the Precipitation and Growth Processes of the Intermetallic Phases in an Fe-Ni Superalloy, chapitre 6 from book Superalloys Edited by Mahmood Aliofkhazraei, <http://dx.doi.org/10.5772/61159>
- [14] J. R. Davis ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys, Edited by J. R. Davis Davis & Associates, 2000
- [15] Alexis Nicolay. Microstructure et propriétés de l'Inconel 718 DA forgé en presse à vis dans le domaine subsolvus δ . Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. PSLResearchUniversity, 2019. Français. NNT : 2019PSLEM067. tel-02859830.
- [16] S. Azadian, L.-Y. Wei, et R. Warren, « Delta phase precipitation in Inconel 718 », Materials Characterization, vol. 53, no 1, p. 7-16, sept. 2004
- [17] Suzanne Vernier. Évolution de la microstructure du superalliage base nickel AD730 au cours des opérations de forgeage industrielles. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paris sciences et lettres, 2018. Français. NNT : 2018PSLEM051. tel-02149391, <https://pastel.hal.science/tel-02149391>
- [18] M.P. Jackson, R.C. Reed, Heat Treatment of UDIMET 720Li: The Effect of Microstructure on Properties, Materials Science and Engineering A, 259 (1999) 85-97.
- [19] T. Grosdidier, A. Hazotte, et A. Simon, « Precipitation and dissolution processes in γ/γ' single crystal nickel-based superalloys », Materials Science and Engineering: A, vol. 256, no 1-2, p. 183-196, nov. 1998
- [20] Alexis Nicolay. Microstructure et propriétés de l'Inconel 718 DA forgé en presse à vis dans le domaine subsolvus δ . Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. PSLResearchUniversity, 2019. Français. NNT : 2019PSLEM067. tel-02859830
- [21] M. Durand-Charre, The Microstructure of Superalloys. CRC Press, 1998
- [22] H.K.D.H. Bhadeshia, Nickel Based Superalloys, (2003) <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2003/Superalloys/superalloys.html>
- [23] ASTM International, in ASTM A297/A297 M-17 Standard Specification for Steel Castings, Iron-Chromium and Iron-Chromium-Nickel, Heat Resistant, for General Application. Book of Standards Volume: 01.02 (ASTM International, West Conshohocken, 2017)
- [24] American Society of Mechanical Engineers, in ASME SB-407 Specification for nickel-iron-chromium alloy seamless pipe and tube, ASME Boiler and Pressure Vessel Code II Part B Nonferrous Material Specifications. (American Society of Mechanical Engineers, New York, 2010)

- [25] Xu, L.; Zhu, P.; Jing, H.; Guo, K.; Zhong, S.; Han, Y. Failure analysis of Incoloy 800HT pipe at high temperature. *Eng. Fail. Anal.* 2013, 31, 375–386.
- [26] Randle, Valerie. "Twinning-related grain boundary engineering." *Acta Materialia* 52, no. 14 (2004): 4067-4081.
- [27] Lehockey, E. M., D. Limoges, G. Palumbo, J. Sklarchuk, K. Tomantschger, and A. Vincze. "On improving the corrosion and growth resistance of positive Pb-acid battery grids by grain boundary engineering." *Journal of power sources* 78, no. 1 (1999): 79-83.
- [28] H. Conrad, *Ultrafine Grains in Metals (Russian Trans.)*, Moscow, 1973, p. 206
- [29] C.S. Pande, M.A. Imam, B.B. Rath, in: C.S. Pande, et al. (Eds.), *Proceedings of an International Symposium on Interface Migr. and Control of Microstr*, Detroit, Michigan, ASM Publication, September 1984, p. 125.
- [30] Stan T, Thompson ZT, Voorhees PW (2020) Optimizing convolutional neural networks to perform semantic segmentation on large materials imaging datasets: X-ray tomography and serial sectioning. *Mater Charact* 160:110119.
- [31] El-Magd, E., Nicolini, G., Farag, M., 1996. Effect of Carbide Precipitation on the Creep Behavior of Alloy 800HT in the Temperature Range 700°C to 900°C. *Metall. Mater. Trans. A* 27A, 747–756.
- [32] Rowcliffe, A.F., Mansur, L.K., Hoelzer, D.T., Nanstad, R.K., 2009. Perspectives on radiation effects in nickel-base alloys for applications in advanced reactors. *J. Nucl. Mater.* 392, 341–352.
- [33] Rogalski, G.; Swierczyńska, A.; Fydrych, D.; Landowski, M. The influence of solution annealing temperature τ on the properties of Lean Duplex 2101 welded joints in tubes. *Weld. Technol. Rev.* 2019, 91, 49–59
- [34] Wang, Y.; Kannan, R.; Li, L. Identification and Characterization of Intercritical Heat-Affected Zone in As-Welded Grade 91 Weldment. *Met. Mater. Trans. A* 2016, 47, 5680–5684
- [35] Dak, G.; Pandey, C. Experimental investigation on microstructure, mechanical properties, and residual stresses of dissimilar welded joint of martensitic P92 and AISI 304L austenitic stainless steel. *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 2021, 194, 104536

[36] Ramkumar K, Devendranath R Sridhar, Periwal Saurabh, Oza Smitkumar, Saxena Vimal, Hidad Preyas, et al. Investigations on the structure–Property relationships of electron beam welded Inconel 625 and UNS 32205. *Mater Design* 2015;68:158–66

[37] DuPont, J.N. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*; John Wiley & Sons: Hoboken, NJ, USA, 2011; ISBN 9780470087145

[38] Sireesha, M.; Shankar, V.; Albert, S.K.; Sundaresan, S. Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800. *Mater. Sci. Eng. A* 2000, 292, 74–82.

[39] Hosseini, H.S.; Shamanian, M.; Kermanpur, A. Characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 617/310 stainless steel dissimilar welds. *Mater. Charact.* 2011, 62, 425–431.

[40] <https://www.physicsforums.com/threads/heat-treating-of-800-series-high-nickle-alloys.342553/>

[41] Publication Number SMC-047 Special Metals Corporation, 2004 (Sept 04)
