

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 1



FACULTE DE TECHNOLOGIE

DOMAINE : SCIENCE TECNOLOGIE

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

OPTION : Ingénierie des Matériaux et des Surfaces (IMS)

Mémoire présenté pour l'obtention Du diplôme de Master Académique

Réalisation par Projection Thermique et Caractérisation des Revêtement Composite à Base d'inconel

Présenté Par :

**Metehri M'hamed
Ghezali Mohamed Adel**

Encadrant :

**Dr Abderrahmane Abderrahmane
Pr Bacha Nacer-Eddine**

Soutenu devant le jury composé de

**Dr K. Tahar Chaouch
Dr Haddad Adel
Dr K. Kheloui**

Soutenu le : 25-06-2025

Année universitaire : 2024/2025

Remerciement

**NOUS VOUDRONS AVANT D'ENTAMER LA PRÉSENTATION DE CE MÉMOIRE
REMERCIER ALLAH TOUT PUISSANT DE M'AVOIR DONNÉ LA VOLONTÉ ET
LA PATIENCE D'ÉTABLIR CE TRAVAIL.**

**NOUS TENONS à REMERCIER VIVEMENT NOTRE ENCADRANT MONSIEUR
ABDERRAHMANE ET MONSIEUR BACHA QUI ONT DIRIGÉ L'ENSEMBLE DE
NOTRE TRAVAIL.**

**NOUS TENONS ÉGALEMENT à REMERCIER LES MEMBRES DU JURY QUI ONT
ACCEPTÉ D'ÉVALUER CE MODESTE TRAVAIL.**

**SANS OUBLIER TOUS LES ENSEIGNANTS AYANT CONTRIBUÉ à NOTRE
FORMATION DE L'ÉCOLE PRIMAIRE JUSQU'A LA DERNIERE ANNÉE D'ÉTUDES.**

**ENFIN. JE REMERCIE TOUS MES AMIS, SANS EXCEPTION.
POUR LEUR PRESENCE ET LEUR SOUTIEN.**

Dédicace

*Merci dieu le tout miséricordieux, ton amour et tes
grâces à mon égard m'ont donné la persévérance et
le courage pour accomplir ce travail.*

Je dédie ce modeste travail

A Mes chers parents,

*Pour leurs efforts et leurs sacrifices durant
toute ma vie, leurs encouragements et soutiens
pour persévérer jusqu'à l'aboutissement de ce
travail. Qu'ils retrouvent, dans ce travail,
l'expression de ma reconnaissance.....*

A Mes chers familles,

Metehri et El Hadj Daoud

A mes chers Amis,

*En souvenir de nos éclats de rire et des bons
moments, en souvenir de tout ce qu'on a vécu
ensemble, j'espère de tout mon cœur que notre
amitié durera éternellement.*

Dédicace

À ma mère, que Dieu ait pitié de son âme

À mes très chers parents, source de vie, d'amour et d'affection

À Toutes mes Chères Familles Ghezali et Iaissaoui

*À mes chers frères et sœurs et leurs enfants, source de joie et de
bonheur*

À toute ma famille, source d'espoir et de motivation

À tous mes amis,

À vous cher lecteur

Résumé

Ce travail de recherche porte sur l'élaboration de revêtements composites à base de NiCr, renforcés par des carbures à différentes charges. La projection thermique à flamme est la technique utilisée pour déposer les revêtements sur des substrats en acier au carbone. L'objectif principal est d'améliorer la résistance mécanique et la résistance à l'usure érosive. La microscopie optique a été utilisée pour caractériser les microstructures des revêtements. Les résultats ont montré que la refusion des dépôts après projection thermique influence l'état et l'aspect de la surface de leur surface, la refusion améliore significativement la qualité des revêtements, en réduisant les défauts et en augmentant la densité, Le traitement thermique rend les revêtements paraissent plus homogène, améliore la diffusion entre lamelles et diminue les contraintes internes cela permet d'améliorer la densité des revêtements et réduire leurs porosités internes, pour la dureté le traitement thermique est plus efficace que le chauffage par la torche à flamme des revêtements renforcés, plus la charge des carbures est importante meilleure est la résistance érosive des revêtements chargés et refusionnés. Le traitement thermique par la chaleur à flamme augmente la consolidation des revêtements par l'homogénéisation et la densification.

Summary

This research work focuses on the development of composite coatings based on NiCr, reinforced with carbides at different loadings. Flame thermal spraying is the technique used to deposit the coatings on carbon steel substrates. The main objective is to improve mechanical resistance and resistance to erosive wear. Optical microscopy was used to characterize the microstructures of the coatings. The results showed that the remelting of the deposits after thermal spraying influences the state and appearance of their surface; remelting significantly improves the quality of the coatings by reducing defects and increasing density. Heat treatment makes the coatings appear more homogeneous, enhances diffusion between lamellae, and decreases internal stresses, thereby improving the coatings' density and reducing their internal porosities, for hardness, heat treatment is more effective than flame torch heating of reinforced coatings; the higher the carbide load, the better the erosive resistance of the charged and re-fused coatings. Heat treatment by flame heat increases the consolidation of the coatings through homogenization and densification.

ملخص

تتناول هذه الدراسة البحثية تطوير مواد مركبة مكونة من نيكل كروم، معززة بكاربيدات ذات أحمال مختلفة. تم استخدام تقنية الرش الحراري باللهب لوضع الطلاءات على الركائز المصنوعة من الصلب الكربوني. الهدف الرئيسي هو تحسين المقاومة الميكانيكية ومقاومة التآكل الناتج عن التآكل. تم استخدام المجهر الضوئي لتوصيف الميكروهيكلية للطلاءات. أظهرت النتائج أن إعادة صهر الرواسب بعد الرش الحراري تؤثر على حالة ومظهر سطحها، حيث تُحسن إعادة الصهر بشكل كبير من جودة الطلاءات من خلال تقليل العيوب وزيادة الكثافة؛ كما يجعل العلاج الحراري الطلاءات تبدو أكثر تجانساً، ويُحسن من الانتشار بين الشرائح ويقلل من الضغوط الداخلية، مما يسمح بتحسين كثافة الطلاءات وتقليل المسام الداخلية. لزيادة الصلابة، يُعتبر المعالجة الحرارية أكثر فعالية من التسخين بواسطة شعلة اللهب للطلاءات المقواة، كلما كانت كمية الكربيدات أكبر، كانت المقاومة للتآكل في الطلاءات المحملة والمعاداة الصهر أفضل. كما أن المعالجة الحرارية بواسطة الحرارة باللهب تعزز من توحيد وكثافة الطلاءات.

Sommaire

Introduction générale.....	1
Chapitre 1 : Projection Thermique	2
1. Introduction	2
2. La projection thermique	2
2.1. Principe du procédé	2
2.1.1. Projection par arc électrique entre deux fils	2
2.1.2. Projection plasma	3
2.1.2.1 Projection par plasma d'arc	3
2.1.2.1.1. Plasma	3
2.1.2.1.2. Principe de la projection plasma.....	3
2.1.2.1.3. La source de chaleur	4
2.1.2.1.4. Les paramètres influençant la projection plasma.....	4
2.1.3. Projection flamme	5
2.1.3.1. Projection flamme poudre	5
2.1.3.2. Projection flamme fil.....	6
2.1.4. Flamme hypersonique	6
2.1.4.1. Projection au Canon à détonation.....	7
2.1.5. La projection hypersonique HVOF	7
2.1.6. Comparaison des procédés de projection thermique	8
2.2. Préparation de la surface du substrat	9
2.3. Construction des dépôts.....	9
3. Les matériaux de projection	10
3.1. Les grandes familles de matériaux	10
3.2. Méthodes d'élaboration	10
3.3. Les différentes caractéristiques des revêtements.....	12
4. Formation du dépôt	12
Chapitre 2 : Les Superalliages.....	13
1. Introduction	13
2. Généralités sur les superalliages	13
2.1. Historique du superalliage	13
2.2. Définition des Superalliages.....	13
2.3. Caractéristiques générales des superalliages	14
2.4. Les alliages à base de nickel.....	14
2.4.1. Les différents types des superalliages à base de Nickel	14

2.4.1.1. Les alliages Nickel-Chrome ou (Inconel).....	14
2.4.1.2. Les alliages Nickel/Chrome-Molybdène/Fer ou (Hastelloy).....	15
2.4.1.3. Les alliages Nickel-Fer-Chrome ou (Incoloy).....	15
2.4.2. Les alliages à base de fer	15
2.4.3. Les alliages à base de cobalt.....	15
2.5. Les superalliages à base de nickel	15
2.5.1. Matrice γ	17
2.5.2. Précipités durcissant	17
2.5.2.1. Phase γ' -Ni ₃ (Al, Ti, Nb)	17
2.5.3. Rôle et importance de la phase γ'	18
3.1 L'inconel 625	20
3.2 Propriétés mécaniques	28
3.3 Applications.....	28
Chapitre 3 : Matériaux et techniques expérimentales.....	29
1. Introduction	29
1.1. Substrat.....	29
1.2. Les poudres utilisées.....	29
1.2.1. L'inconel 625	30
1.2.2. Carbure de tungstène	30
1.2.3. La sous-couche d'accrochage 51000.....	31
1.2.4. La sous-couche d'accrochage 21021.....	31
1.2.5. Pesée des Poudres.....	31
1.3. Préparation de surface	31
1.4. Procédé d'élaboration des revêtements	32
1.4.1. La projection thermique	32
1.4.3. Paramètres de projection des poudres	33
1.4.4. La technique de la projection et la refusion.....	33
1.5. Techniques de caractérisation.....	34
1.5.1. Microscopie optique	34
1.5.1.1. Polissage	34
1.5.1.2. Microscopie optique	34
1.5.2. Etudes de dureté	35
1.5.3. Profilomètre mécanique.....	35
1.5.4. Etude d'érosion.....	36
Chapitre 4 : Résultats & interprétations	37
4.1. Introduction	37
4.2. Etats de surface.....	38

4.3. Mesure des épaisseurs	38
4.4. Mesure de la rugosité.....	39
4.5. Microstructure	40
4.6. Dureté superficielle	43
4.7. Essais d'érosion.....	46
Conclusion.....	49
Références Bibliographiques.....	50

Liste Des Tableaux

Tableau 1.1 : Caractéristiques des différents procédés des projection thermique.....	8
Tableau 1.2 : Combinaison habituelles produits d'apport/procédés [33].....	11
Tableau 2.1 : rôle des principaux éléments d'addition dans les superalliages à base Ni [28] (*) La formation de carbures au sein de ces matériaux est complexe tant en nature, forme taille et localisation (inter-intra granulaire).	20
Tableau 2.2 : Alliage 625 (UNS N06625) Composition (%).[28]	21
Tableau 2.3 : États « Grade 1 » et « Grade 2 » de la nuance 625.[19]	28
Tableau 3.1 : La Composition Chimique de L'inconel 625.	30
Tableau 3.2 : Les paramètre de la projection fusion – refusion.....	33
Tableau 4.1 : Désignation des revêtements.....	37
Tableau 4.2 : Epaisseurs des revêtements	39
Tableau 4.3 : Mesure de la rugosité des revêtements avant et après traitement thermique.	40

Liste Des Figures

Figure 1.1 : Schéma de principe de la projection thermique [1]	2
Figure 1.2 : Principe de fonctionnement de projection arc-fil [1]	3
Figure 1.3 : Principe de fonctionnement de projection plasma	4
Figure 1.4 : Représentation schématique des différents paramètres influent en projection plasma [3] ..	5
Figure 1.5 : Schéma du principe d'un pistolet flamme poudre [3].....	6
Figure 1.6 : Schéma d'un pistolet flamme fil [1]	6
Figure 1.7 : Principe de fonctionnement d'un canon à détonation [1].....	7
Figure 1.8 : Principe de fonctionnement de HVOF [1].....	8
Figure 1.9 : Illustration schématique de la coupe d'un dépôt en	9
Figure 1.10 : Mécanisme d'écrasement des Particules.....	12
Figure 2.1 : Représentation schématique des principales phases dans les superalliages à base Ni [25]	16
Figure 2.1.1 : Maille de γ'' -Ni ₃ Nb la structure orthorhombique D0a (en bleu les atomes de Nickel et en blanc les atomes de Niobium).[25].....	16
Figure 2.1.2 : Maille de γ' -Ni ₃ Nb la structure tétragonale D022 (en bleu les atomes de Nickel et en blanc les atomes de Niobium). [25].....	16
Figure 2.1.3 : maille de γ . [25].	17
Figure 2.1.4 : maille de γ' -Ni ₃ Al (en bleu les atomes de Nickel et en rose les atomes d'Aluminium) [29].	18
Figure 2.2 : évolution de la morphologie des précipités de phase γ' au cours de leur croissance [15].	18
Figure 2.3 : Rôle de la phase γ' dans les joint triples [30].	19
Figure 2.4 : Comportement des phases γ et γ' par rapport à la température [28].	19
Figure 2.5.1 : l'effet du nickel sur la résistance à la rupture. [28]	22
Figure 2.5.2 : l'effet du Niobium pendant 100 heures à 649 °c sur la limite élastique de l'alliage 625 Recuit à 1038 °c pendant 1 heure.[28]	22
Figure 2.5.3 : essai de fluage à 816 °C et 52 Mpa [28]	23
Figure 2.5.4 : effet de l'exposition à des températures intermédiaires pendant diverses durées jusqu'à 1000 heures de barre laminée à chaud en alliage 625 (4,11 %Nb), traitée thermiquement à 1149°C pendant 1 heure	26
Figure 2.6 : Fractions volumiques de phase calculées à (a) 800 C et (b) 870 C pour la composition nominale (lignes bleues), et les compositions à 30 nm (lignes rouges), 20 nm (lignes jaunes) et 10 nm (lignes violettes) du centre de la région interdendritique	27
Figure 3.1 : Les différents états des échantillons	29
Figure 3.2 : Poudre Inconel 625.	30
Figure 3.3 : Poudre composite NiCrSiWC.	30
Figure 3.4 : Poudre d'accrochage 51000.	31
Figure 3.5 : Poudre d'accrochage 21021.	31
Figure 3.6 : La grenailleuse AIRBLAST	32
Figure 3.7 : CASTODYN DS 8000.....	32
Figure 3.8 : Eutalloy Super Jet.	33
Figure 3.9 : Polisseuse Minitech 233.	34
Figure 3.10 : Microscope optique.....	34
Figure 3.11 : Essai de dureté	35
Figure 3.13 : Profilomètre mécanique.....	36
Figure 3.14 : Essai d'érosion.	36
Figure 4.1 : Les différents états des échantillons	38

Figure 4.2 : Coupe transversale du revêtement A avec et sans refusion.	40
Figure 4.3 : Coupe transversale du revêtement B et E sans refusion.	41
Figure 4.4 : Coupe transversale des revêtements B et E avec refusion.	41
Figure 4.5 : Coupe transversale des revêtements B et E après TT.	42
Figure 4.6: Dureté Rockwell superficielle des revêtements	43
Figure 4.7 : Courbe des rapports de dureté des revêtements sans refusion par rapport :	44
Figure 4.8 : Essais d'érosion des revêtements avec et sans refusion sans carbures.	46
Figure 4.9 : Essais d'érosion de revêtement avec et sans carbures et sans refusion.....	47
Figure 4.10 : Essais d'érosion des revêtements NiCr avec différentes charges de carbures après refusion durant 2.5 minutes et un angle d'attaque de 90°.	48

Introduction générale

Les revêtements protecteurs jouent un rôle fondamental dans de nombreux secteurs industriels, en particulier pour assurer la durabilité des composants mécaniques exposés à des conditions de service extrêmes. Ces environnements, caractérisés par des sollicitations telles que l'érosion, la corrosion, l'usure abrasive ou encore les températures élevées, exigent l'emploi de matériaux performants capables de préserver l'intégrité fonctionnelle des pièces critiques.

Parmi les solutions les plus répandues, les superalliages à base de nickel, notamment les alliages de la famille Inconel, se distinguent par leurs excellentes propriétés mécaniques à haute température, leur résistance à l'oxydation, ainsi que leur stabilité chimique dans des milieux agressifs. L'Inconel 625, en particulier, est reconnu pour son comportement remarquable en environnements marins, chimiques et thermiques. Toutefois, dans certaines applications sévères telles que les turbines à gaz, les réacteurs chimiques ou les conduites offshore, une résistance accrue à l'usure devient indispensable pour prolonger la durée de vie des composants. Ce projet de fin d'étude s'inscrit dans cette problématique et vise à étudier la réalisation et la caractérisation de revêtements composites à base d'Inconel 625 renforcés par du WC (10-40 %). Les étapes principales comprennent :

- La préparation des poudres composites.
- La réalisation des dépôts par projection thermique à la flamme.
- La refusion des revêtements (à la flamme et dans un four).
- L'investigation microstructurale.
- La mesure de la dureté.
- Les essais d'érosion.

L'objectif est d'évaluer l'influence du pourcentage de WC et des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques et la résistance à l'érosion des revêtements. Ce travail contribue à une meilleure compréhension des revêtements composites Inconel-WC et ouvre des perspectives pour leur optimisation dans des applications industrielles exigeantes.

Ce mémoire est organisé en quatre chapitres principaux :

- **Chapitre 1** : Une étude bibliographique sur les différents procédés de projection thermique, en mettant l'accent sur la projection à la flamme.
- **Chapitre 2** : Une présentation des superalliages, particulièrement celles à base de nickel d'Inconel faisant l'objet de notre étude.
- **Chapitre 3** : Les étapes expérimentales suivies pour la réalisation des dépôts, ainsi que les méthodes de caractérisation microstructurale et mécanique.
- **Chapitre 4** : Une présentation des résultats obtenus, accompagnée d'une discussion et d'une interprétation des performances des revêtements en termes de microstructure, dureté et résistance à l'érosion.

Ce mémoire est clôturé par une conclusion générale.

Chapitre 1 : Projection Thermique

1. Introduction

Dans ce chapitre, nous présenterons dans une première partie une synthèse bibliographique sur la projection thermique, ses différentes méthodes ainsi qu'une brève illustration de la projection par flamme, technique utilisée pour réaliser nos dépôts. La deuxième partie sera consacrée aux propriétés physico-chimiques des revêtements en Inconel 625 (Ni-Cr-Mo) obtenus par projection thermique à flamme, qui constituent l'objet principal de cette étude.

2. La projection thermique

La projection thermique est une technique de traitement de surface par voie sèche permettant la réalisation de revêtements épais, dont l'épaisseur varie généralement de quelques dizaines à quelques centaines de micromètres. Cette méthode regroupe plusieurs procédés, différenciés principalement par leur source d'énergie (combustion, décharge électrique, plasma, etc.). Ses applications sont très variées, couvrant des domaines tels que la protection contre la corrosion, l'usure, ou encore la restauration de pièces mécaniques.

2.1. Principe du procédé

La projection thermique consiste à utiliser une source de chaleur (flamme, arc électrique, plasma) pour fondre un matériau d'apport ou le porter à l'état pâteux, puis le projeter sur la surface à revêtir sur laquelle il se solidifie (**Figure 1.1**). La matière à déposer, sous forme de poudre, de fil, de cordon ou de baguette est fondue totalement ou partiellement dans une source de chaleur. Un gaz vecteur permet une pulvérisation de la matière, et le transport des gouttelettes ainsi formées qui heurtent, s'étalent et se solidifient sur la surface à revêtir, formant un dépôt par empilements successifs.

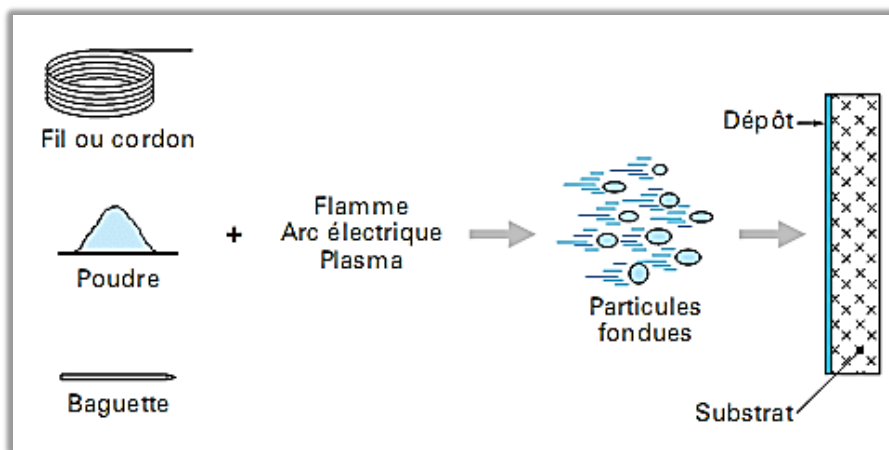


Figure 1.1 : Schéma de principe de la projection thermique [1]

2.1.1. Projection par arc électrique entre deux fils

Cette technique consiste à générer un arc électrique entre deux électrodes constituées de fils ductiles consommables, servant de source de chaleur pour fondre le matériau (**Figure 1.2**). Le matériau fondu, transformé en gouttelettes, est ensuite projeté sur le substrat à l'aide d'un jet d'air comprimé.

Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs de courant continu, avec des tensions d'arc variant entre 25 et 40 V et des intensités de courant comprises entre 100 et 500 A. Ce procédé de projection, bien que simple et économique, reste limité aux matériaux conducteurs et très filables. Toutefois, le développement récent des fils fourrés céramiques permet d'élargir ses possibilités d'application [2,3].

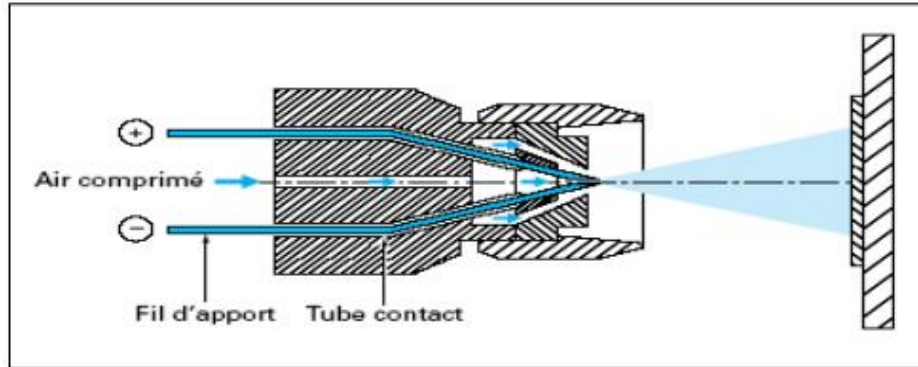


Figure 1.2 : Principe de fonctionnement de projection arc-fil [1]

2.1.2. Projection plasma

2.1.2.1 Projection par plasma d'arc

2.1.2.1.1. Plasma

Le plasma est considéré comme le quatrième état de la matière. Il s'agit d'un gaz partiellement ou totalement ionisé composé d'un mélange de particules chargées (électrons, ions) et neutres (atomes, molécules), dont la charge globale reste électriquement neutre [1]. La génération d'un plasma nécessite trois éléments fondamentaux :

- Une source d'énergie : généralement un générateur de courant continu (20-80 V, 300-1000 A).
- Un système d'ionisation : décharge électrique haute fréquence (RF) ou haute tension.
- Un système de couplage : assurant le transfert d'énergie entre les électrodes à travers le gaz plasmagène.

2.1.2.1.2. Principe de la projection plasma

Cette technique utilise comme source thermique un arc électrique de forte intensité (plusieurs centaines d'ampères) qui s'établit entre deux électrodes dans un milieu gazeux ionisé. L'arc est généralement initié par une décharge haute fréquence (**Figure 1.3**). Le flux gazeux, porté à des températures extrêmes (15000 à 20000 °C), est accéléré par une tuyère de confinement et éjecté de la buse à des vitesses supersoniques comprises entre 1000 et 1500 m/s [4]. Le matériau d'apport, sous forme de poudre, est injecté dans ce jet plasma haute énergie. Transporté par un gaz porteur (généralement de l'argon), il subit une fusion complète avant d'être projeté sur le substrat [1, 2, 3].

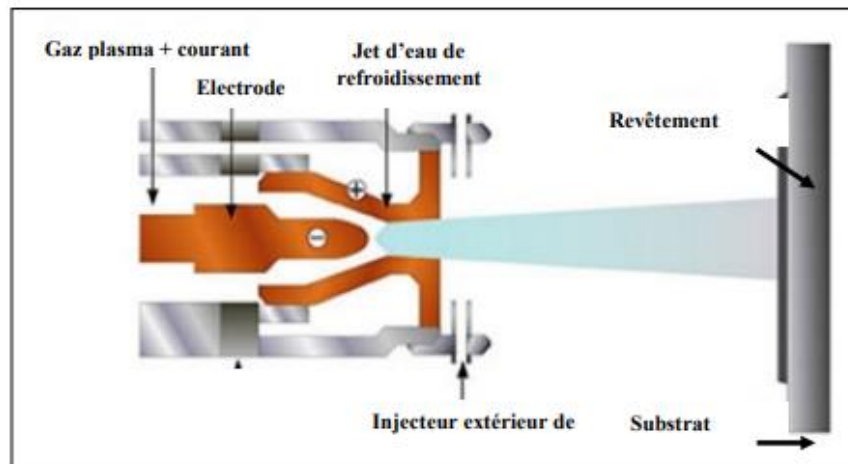


Figure 1.3 : Principe de fonctionnement de projection plasma

2.1.2.1.3. La source de chaleur

La source de chaleur doit pouvoir fournir suffisamment de chaleur au matériau pour qu'il puisse atteindre la fusion (transfert thermique) et produire un jet gazeux capable de transporter les particules jusqu'au substrat (transfert cinétique). En effet, ces transferts régissent l'étalement et la solidification des particules, qui influencent considérablement les propriétés du dépôt. [2]

2.1.2.1.4. Les paramètres influençant la projection plasma

La qualité des dépôts obtenus par projection plasma est déterminée par une combinaison complexe de paramètres expérimentaux. Ces facteurs influencent directement la morphologie, l'adhésion et les propriétés mécaniques des revêtements. On peut les classer en quatre catégories principales :

1. Paramètres liés au matériau d'apport

- Nature du matériau (métaux, alliages, céramiques, composites)
- Forme et granulométrie (poudre sphérique vs anguleuse, distribution granulométrique)
- Propriétés thermophysiques (température de fusion, chaleur spécifique, conductivité thermique)
- Taux d'injection (g/min) et homogénéité de l'alimentation

2. Paramètres du système plasma

- Intensité du courant (typiquement 400-1000 A)
- Tension d'arc (30-90 V)
- Nature du gaz plasmagène (Ar, H₂, N₂, He ou mélanges)
- Débit des gaz (plasma et gaz porteur)
- Rendement énergétique de la torche plasma
- Géométrie de la buse et distance de projection

3. Conditions environnementales

- Pression ambiante (projection sous atmosphère contrôlée ou sous vide)
- Composition de l'atmosphère (inertage par Argon pour éviter l'oxydation)
- Température ambiante et contrôle thermique du substrat
- Niveau de confinement (chambre fermée vs environnement ouvert)

4. Paramètres liés au substrat

- Nature du matériau de base (métal, céramique, polymère)
- Préparation de surface (nettoyage, sablage, rugosité)
- Température du substrat (préchauffage éventuel)
- Mobilité du substrat (vitesse de rotation/translation)
- Distance substrat-torche (optimisation selon le matériau)

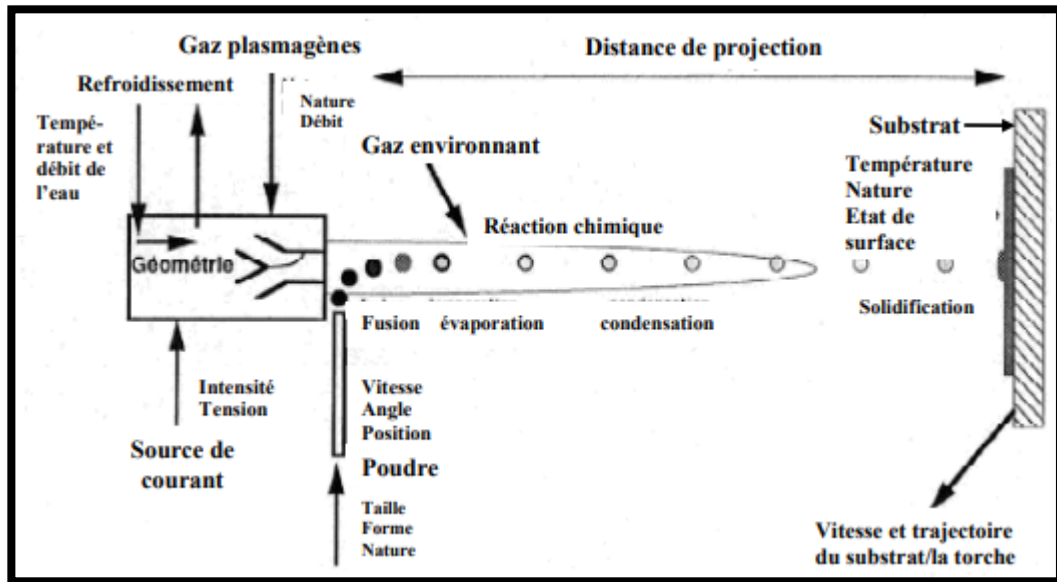


Figure 1.4 : Représentation schématique des différents paramètres influent en projection plasma [3]

2.1.3. Projection flamme

On désigne par le nom de projection flamme toute projection utilisant l'énergie thermique provenant de la combustion d'un carburant avec l'oxygène. La température d'une flamme oxy-combustible varie de 2800°C à 3150°C. Les matériaux qui fondent à une température inférieure à 2800°C, et qui ne subliment pas, peuvent être projetés.

Il existe deux types de projection par flamme qui sont à flamme poudre et fil :

2.1.3.1. Projection flamme poudre

Le procédé de projection par flamme est le procédé de projection thermique le plus ancien, consistant à introduire un matériau sous forme de poudre dans une flamme oxyacétylénique et à le véhiculer jusqu'au substrat grâce à l'énergie cinétique transmise par les gaz de combustion (**Figure 1.5**). [1,3]. Les températures de la flamme sont de l'ordre de 3000°C. La vitesse des particules projetées par la flamme est faible (~ 50 m / s) et c'est pourquoi elles sont souvent accélérées avec de l'air. La distance entre la buse et le substrat est comprise entre 100 et 200 mm afin que les particules de poudre aient un temps de séjour suffisamment long pour être fondues. Ce procédé permet d'obtenir des dépôts de quelques dixièmes à quelques centièmes de millimètre d'épaisseur, à des taux horaires de dépôt d'environ 1 à 3 kg/h, sans échauffement important du substrat ($T < 250^\circ\text{C}$) [1,3]. Les taux de porosité varient de 10 à 20% avec un rendement moyen de 50 %. La force d'adhérence des dépôts au substrat est de 20 à 40 MPa. [1]

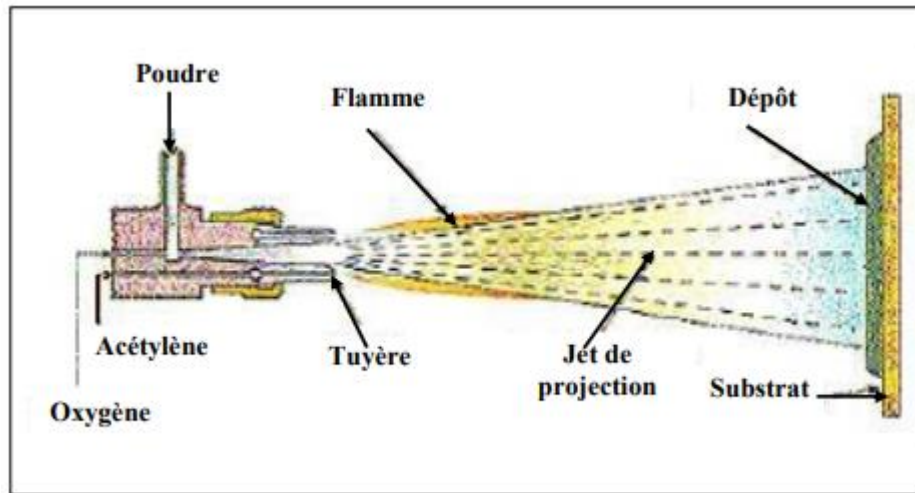


Figure 1.5 : Schéma du principe d'un pistolet flamme poudre [3]

2.1.3.2. Projection flamme fil

Dans cette technique (**Figure 1.6**) le matériau d'apport est introduit dans le centre de la flamme sous forme de fil, de cordon, ou de baguette. Ce procédé utilise les mêmes gaz que ceux utilisés en projection flamme poudre et qui ne sert qu'à faire fondre le matériau. Une fois fondu, le matériau d'apport est projeté sur le substrat par un courant d'air comprimé, celui-ci sert à l'atomisation de l'extrémité fondue des fils. La vitesse des particules est plus élevée (150m/s), la température du bout de fil peut atteindre 0.95 fois la température de la flamme ce qui permet la projection des céramiques, à des taux horaires de dépôts qui varient de 1 à plus de 30 kg/h en fonction du matériau, les propriétés de dépôts désirées et les diamètres de fil ou de baguettes utilisés. [1,3]

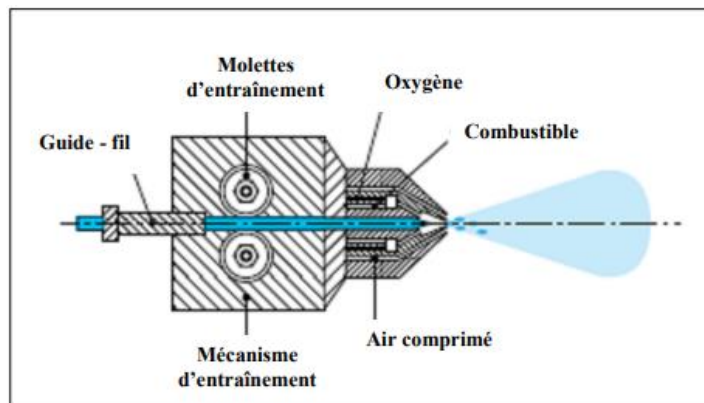


Figure 1.6 : Schéma d'un pistolet flamme fil [1]

2.1.4. Flamme hypersonique

Cette projection tient son nom de la vitesse très élevée de sortie des gaz qui se situe entre Mach 1 et Mach 2, et est présentée par de procédés qui sont :

- La projection hypersonique à tir discontinu : canon à détonation.
- La projection hypersonique à tir continu : HVOF (High Velocity Oxy Fuel).

2.1.4.1. Projection au Canon à détonation

Dans ce procédé le matériau d'apport, sous forme de poudre, est introduit dans un tube fermé à une extrémité appelé canon à détonation (**Figure 1.7**), en même temps que les gaz de combustion (généralement oxygène et acétylène). Ce mélange explose grâce à une étincelle, à la fréquence de 6 à 8 allumages par seconde. La poudre est ainsi chauffée et éjectée à très grande vitesse (950m/s) par l'onde de choc créée et qui se propage dans le tube avec une surpression de l'ordre de 2 MPa. Le régime de projection est donc discontinu et entre chaque tir, un balayage avec un gaz neutre est pratiqué. Les dépôts réalisés avec ce procédé possèdent des caractéristiques remarquables telles que la porosité qui est inférieure à 1% et une adhérence qui est souvent supérieure à 80 MPa, à des taux horaires de dépôts de l'ordre de 3 à 5 kg/h. [1,3]

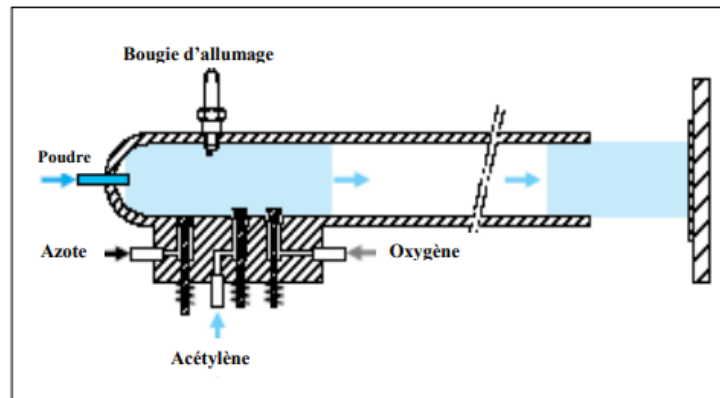


Figure 1.7 : Principe de fonctionnement d'un canon à détonation [1]

2.1.5. La projection hypersonique HVOF

La projection hypersonique HVOF utilise une torche à combustion combinée à une tuyère de conception spécifique. Ce procédé se distingue par l'intégration d'une chambre de combustion sous haute pression (5 à 7 bars) et d'une tuyère convergente-divergente de type De Laval, permettant d'atteindre des vitesses de gaz supersoniques (1800-2200 m/s) et des températures élevées (2500-2800°C) (**Figure 1.8**). Le matériau d'apport, généralement sous forme de poudre, est injecté via un gaz neutre, partiellement fondu dans la flamme puis accéléré dans la tuyère à des vitesses comprises entre 300 et 600 m/s. Du fait des pressions importantes générées, l'utilisation d'acétylène comme combustible est exclue pour des raisons de sécurité. Durant leur bref temps de séjour (inférieur à une milliseconde) dans la flamme, les particules atteignent un état pâteux. L'énergie cinétique acquise (vitesse supérieure à 300 m/s) permet d'obtenir des dépôts présentant une faible porosité (<2%), une excellente adhérence (70-100 MPa) et une rugosité de surface réduite [1,2].

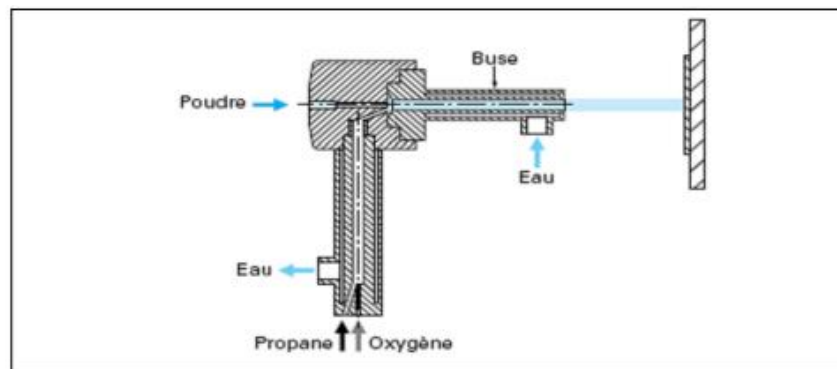


Figure 1.8 : Principe de fonctionnement de HVOF [1]

2.1.6. Comparaison des procédés de projection thermique

Les différentes techniques de projection thermique se distinguent par leurs paramètres opératoires et les caractéristiques des dépôts obtenus (Tableau 1). La projection par flamme, bien que simple et économique, présente des limitations en termes de vitesse des particules (40-150 m/s) et d'adhérence (20-40 MPa), avec une porosité relativement élevée (10-20%). L'arc électrique offre un meilleur rendement (80%) et des vitesses intermédiaires (250 m/s), mais reste limité aux matériaux conducteurs. La projection plasma se distingue par sa très haute température (12000°C), permettant le traitement des matériaux réfractaires, bien qu'avec des vitesses de particules modérées (200 m/s). Les procédés HVOF et canon à détonation se caractérisent par des vitesses de particules très élevées (700-950 m/s), générant des dépôts extrêmement denses (porosité 0,5-2%) avec une excellente adhérence (50-80 MPa). Ces deux dernières techniques sont particulièrement adaptées aux applications exigeantes où la qualité du dépôt est critique, malgré des taux de dépôt plus faibles (3-5 kg/h) que les méthodes traditionnelles. Le choix du procédé dépendra donc des exigences spécifiques de l'application en termes de propriétés mécaniques, de productivité et de types de matériaux à déposer.

Tableau 1.1 : Caractéristiques des différents procédés de projection thermique

Caractéristiques des différents procédés de projection thermique					
Caractéristiques	Projection flamme	Arc électrique	Plasma	HVOF	Canon à détonation
Température de flamme (C°)	3000	6000	12000	3000	3000
Vitesse des particules (m/s)	40 à 150	250	200	700	950
Taux horaire de dépôt (kg/h)	1 à 20	5 à 30	1 à 4	3 à 5	3 à 5
Rendement moyen (%)	50 à 70	80	70	70	70

Taux de porosité (%)	10 à 20	8 à 15	1 à 10	0.5 à 2	0.5 à 2
Force d'adhérence (Mpa)	20 à 40	40	30 à 70	50 à 80	50 à 80
Epaisseur déposée (mm)	0.1 à 1.5	0.2 à 3	0.05 à 1.5	0.05 à 1	0.05 à 1

2.2. Préparation de la surface du substrat

La préparation de surface du substrat est une étape critique précédant tout dépôt par projection thermique, visant à garantir une adhésion optimale du revêtement. Ce processus combine deux interventions complémentaires : un sablage mécanique qui crée une rugosité contrôlée permettant l'ancrage mécanique des particules projetées dans les micro-aspérités générées, et un nettoyage approfondi éliminant toute contamination superficielle (graisses, oxydes, poussières) à l'aide de solvants organiques ou de solutions dégraissantes [1,9]. Il est important de noter que le sablage, tout en préparant la surface, induit des contraintes résiduelles de compression en surface qui peuvent influencer favorablement les propriétés mécaniques du substrat. Cette préparation minutieuse conditionne directement la qualité de l'adhésion et la durabilité du revêtement appliqué.

2.3. Construction des dépôts

La formation du revêtement est obtenue par l'impact, la déformation, la solidification rapide et l'empilement successif des gouttelettes fondues ou à semi-fondues sur le substrat. La structure ainsi formée est de type lamellaire [5,6] comportant éventuellement des oxydes, de microporosités, des fissurations, des zones de contact entre lamelles et avec le substrat plus ou moins parfaites. La manière dont les gouttelettes s'étalent et se solidifient influe sur les caractéristiques du dépôt et notamment sur sa porosité. Les mécanismes d'étalement et de solidification des particules sont relativement complexes, car ils dépendent de l'énergie cinétique et thermique des gouttelettes, de leur viscosité et de leur mouillabilité vis à vis du matériau substrat, de la nature et de l'état de surface du substrat ainsi que de sa température. [1, 7-8, 9].

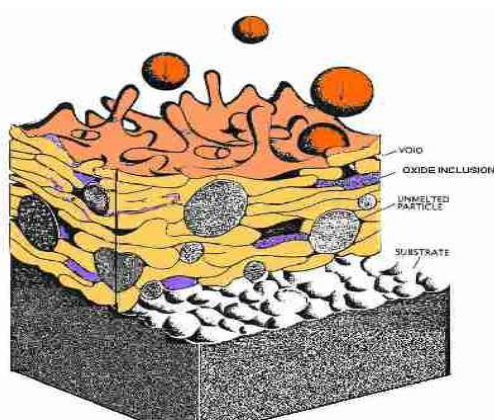


Figure 1.9 : Illustration schématique de la coupe d'un dépôt

3. Les matériaux de projection

3.1. Les grandes familles de matériaux

Les matériaux d'apport sont caractérisés par :

- Leur composition chimique.
- Leur forme (poudre, fil, cordon, baguette...).
- Leur dimension (granulométrie des poudres, diamètre des fils...).
- Leur mode d'élaboration.

Ils sont classifiés suivant les normes A81-981 en groupes, chaque alliage étant défini ensuite par un code. La composition chimique, les formes disponibles et les procédés d'utilisation sont précisés pour chacun d'eux. Le **Tableau 1.2** présente les principaux groupes utilisables en projection thermique ainsi que les procédés usuels. [33]

3.2. Méthodes d'élaboration

Les matériaux d'apport existent sous forme de fil, de cordon ou de poudre. Les fils massifs sont réalisés par tréfilage alors que les fils fourrés sont obtenus par remplissage d'une gaine métallique qui est ensuite formée et tréfilée. Les diamètres usuels vont de 1,6 à 4,75 mm. Les cordons sont fabriqués à partir de poudres mélangées à un liant organique, extrudées ensuite dans une gaine cellulosique. La gaine et les liants organiques disparaissent lors de la projection et n'influent pas sur la composition des dépôts. Les poudres peuvent être élaborées suivant différents procédés choisis en fonction de la morphologie spécifique à l'application considérée, des caractéristiques physico-chimiques des matériaux et de critères économiques. Les principaux procédés d'élaboration sont :

- L'atomisation sous gaz, sous eau ou sous vide.
- L'agglomération.
- Le frittage.
- La fusion/broyage.

Tableau 1.2 : Combinaison habituelles produits d'apport/procédés [33].

Groupe	Dénomination	Flamme	Arc	Plasma	HVOF	Canon à Détonation	Flamme+ Refusion
1	Acier non allies	X					
2	Acier allies	X					
3	Acier fortement allies - Inox martensitique - Inox austénique	X	X				
		X	X				
6	Alliages base cobalt Alliages autoadhérents (base cobalt)				X		
		X					X
7	Alliages base nickel - Nickel - Alliages autoadhérents (NiCrBSi) - Alliages autoadhérents chargés carbures - Inconel - Monel	X				X	
		X				X	X
		X				X	X
		X	X	X		X	
		X	X				
8	Alliages base cuivre	X	X				
9	Alliages base zinc - Zinc - Zn/Al	X	X				
		X	X				
10	Métaux non allies - Aluminium - Molybdène - Tantale - Etain - Argent	X	X	X			
		X	X	X			
		X		X			
		X					
		X		X			
11	Carbures(+liant) - Carbure de tungstène - Carbures de chrome - Carbures de titane - Carbures de bore	X		X	X	X	X
				X	X	X	
				X		X	
				X		X	
12	Oxydes - Al₂O₃ - Al₂O₃+TiO₂ - Cr₂O₃ - ZrO₂	X		X		X	
		X		X		X	
		X		X		X	
		X		X		X	
13	Alliages autoadhérents - Aluminique de nickel - Nickel/chrome/aluminium	X	X	X		X	
		X		X		X	
14	Nitrure de titane			X			
15	Borure de zirconium ou de titane			X			
16	Siliciure de molybdène			X			
17	Abradables - Nickel/graphite - Aluminium/résine	X		X			
		X		X			
18	Antifricition - Etain/antimoine - Etain/plomb	X	X				
		X	X				
19	Alliages(M) CrAlY			X		X	

3.3. Les différentes caractéristiques des revêtements

Les différentes caractéristiques du revêtement dépendent essentiellement de la méthode appliquée pour la projection et les différents paramètres qui régissent cette méthode.[33] Les principales caractéristiques des revêtements projetés sont :

- Densité (porosité)
- Dureté
- Adhérence

4. Formation du dépôt

Les dépôts formés par projection thermique sont obtenus par empilements successifs de gouttelettes de matériau fondu ou à l'état pâteux. La structure ainsi formée est du type lamellaire. Afin de réaliser un bon accrochage mécanique, la surface des pièces à revêtir est préalablement préparée pour en augmenter la rugosité et permettre aux particules de s'ancrer dans les irrégularités de surface. La formation du dépôt présente deux étapes caractéristiques :

- L'écrasement de chaque gouttelette.
- La formation d'une couche de matériau, résultant de la cinématique liée au processus (mouvements relatifs torche/pièce).

Ce mécanisme d'écrasement est un mécanisme complexe dépendant d'une part des caractéristiques des particules elles-mêmes (vitesse, composition chimique, température, degré de fusion), et d'autre part de celles du substrat (nature, rugosité, température) (**Figure 1.10**) [33]. La vitesse de refroidissement des particules au contact du métal de base est généralement supérieure à 106 °C/s, le temps de solidification étant compris entre 0,5 et 2,5 ms. La formation d'un dépôt résulte de la combinaison du phénomène d'écrasement et de solidification rapide de particules fondues sur le substrat et du balayage de la surface traitée. La réaction chimique des particules avec les gaz environnants et les transferts de chaleurs avec le substrat (ou la couche précédemment déposée) vont affecter la qualité du dépôt, et en particulier le taux de porosité, le taux d'impuretés, les contraintes résiduelle et la structure métallurgique [33]

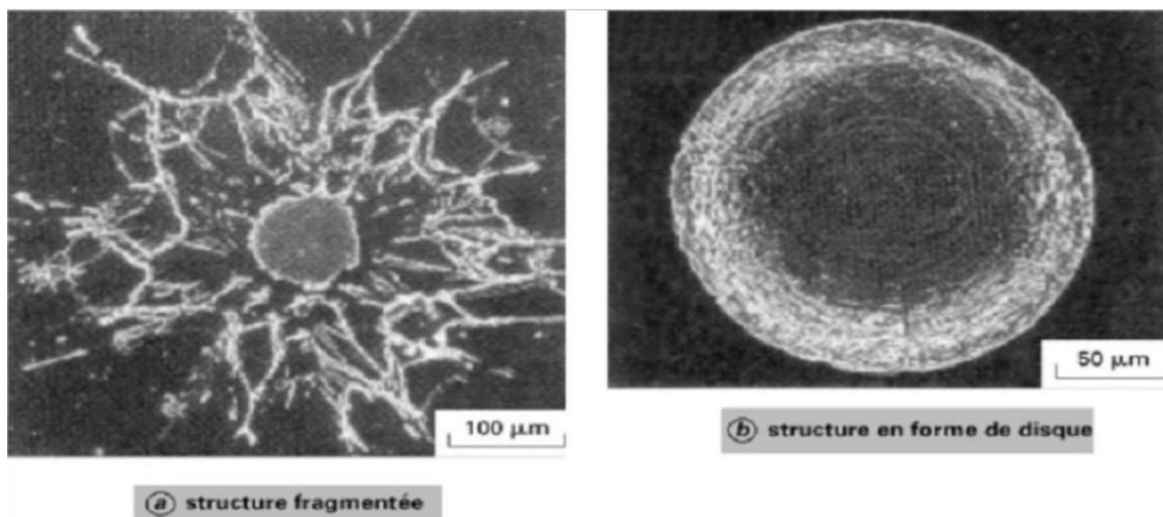


Figure 1.10 : Mécanisme d'écrasement des Particules (µm)

Chapitre 2 : Les Superalliages

1. Introduction

Les superalliages sont des alliages métalliques à haute performance possédant une très bonne propriété mécanique à haute température (0.7 à 0.8 fois T_f (fusions)), une excellente résistance à l'oxydation et à la corrosion dans des conditions de travail extrêmes et agressives. Les superalliages sont essentiellement à base : de Nickel et de cobalt, de fer, avec une structure austénitique. La matrice est renforcée par précipitation des phases intermétalliques durcissant pour les superalliages à base de Nickel et à base de Fer. Le renforcement de la matrice par précipitation des carbures dans les superalliages à base de cobalt, aura lieu en raison de la forte quantité de carbone.

Leurs microstructures peuvent être assez complexes en raison du potentiel pour des variétés de phases formées à des températures élevées où similaire à l'environnement de travail agressif. Il est donc indispensable d'améliorer les superalliages pour répondre aux nouveaux besoins et d'améliorer le rendement en turbine à gaz avec le respect des nouvelles normes limitant l'émission des gaz à effet de serre [12-13].

2. Généralités sur les superalliages

2.1. Historique du superalliage

Les premiers superalliages apparaissent dans les années 1920, dérivés de l'alliage 80 % Ni – 20 % Cr, déjà utilisé depuis le début du siècle pour la fabrication des ailettes de turbines à vapeur, en raison de sa bonne résistance à la corrosion (brevet britannique déposé par March en 1906).

Aux États-Unis, P. Merica introduit l'aluminium dans un alliage Ni-Cu, observant un durcissement significatif après traitement thermique. Cette découverte conduit au premier brevet identifié comme « superalliage », déposé le 26 juin 1923 (US 1 572 744), portant sur l'ajout de 5 % d'aluminium dans un alliage Ni-Cu, donnant naissance au célèbre Monel K500.

Parallèlement, des travaux sont menés au Royaume-Uni par N. Pilling et en France par P. Chévenard, alors en poste aux aciéries d'Imphy. Aux États-Unis, P. et N. Merica poursuivent les recherches en introduisant de l'aluminium dans l'alliage Ni80Cr20, mettant en évidence un durcissement à chaud marqué.

Le rôle central de la précipitation de la phase γ' ($Ni_3(Al, Ti)$) dans le durcissement des superalliages est mis en évidence dès les années 1930, mais ce n'est qu'en 1951 que cette phase est véritablement identifiée par Taylor et Floyd par microscopie électronique en transmission (MET).

Enfin, en 1929, un brevet britannique (UK 371 344) est déposé par la société SA Commentry, portant sur un alliage Ni-Cr-Al, confirmant l'intérêt croissant pour ces matériaux à haute performance [14].

2.2. Définition des Superalliages

Les superalliages constituent une famille d'alliages métalliques complexes, généralement à base de nickel, de cobalt ou de fer-nickel-chrome, développés spécifiquement pour résister à des environnements extrêmes. Ils se distinguent par leur excellente résistance à l'oxydation et à la corrosion à haute température, ainsi que par leurs propriétés mécaniques remarquables, notamment une limite élastique élevée et une grande résistance au fluage à chaud. Une caractéristique essentielle de ces matériaux est que leurs performances restent stables à haute température, jusqu'à environ 70% à 80 % de leur température de fusion, ce qui les rend particulièrement adaptés aux applications

dans les zones chaudes des moteurs, turbines à gaz, réacteurs nucléaires et aéronautiques. Trois types de superalliages sont utilisés pour les parties chaudes des moteurs.

La composition chimique des superalliages repose sur un ou plusieurs éléments principaux (souvent Ni ou Co) auxquels sont ajoutés des éléments d'alliage tels que le chrome (Cr), le molybdène (Mo), le tungstène (W), l'aluminium (Al), le tantale (Ta), le titane (Ti) ou encore le vanadium (V). Ces éléments confèrent à l'alliage des propriétés spécifiques : résistance à l'oxydation, renforcement structural, stabilité thermique, etc.

Les superalliages se classent en trois grandes catégories selon leur élément de base :

- Les alliages fer–nickel–chrome (type Incoloy),
- Les alliages à base de nickel (type Inconel),
- Les alliages à base de cobalt (type Stellite).

L'ensemble de ces matériaux est regroupé sous la nomenclature "superalliages". La résistance mécanique élevée de ces matériaux s'explique par la combinaison d'éléments différents dont la base est du nickel ou du cobalt. Trois phénomènes sont tout particulièrement influents : La matrice se raidit par addition d'éléments tels que le molybdène, le tungstène, le cobalt ou encore le niobium. La présence d'une phase intermétallique finement précipitée nommée γ' assure la solidité aux joints de grains. De même, les carbures MC, M₆C, M₂₃C₆ ... évitent le glissement des grains [15].

2.3. Caractéristiques générales des superalliages

Deux familles de superalliages sont employées : les (base nickel) et les (base cobalt) le terme (base) précise le métal qui est le plus abondant. En partant du nickel pur, métal qui s'oxyde et qui flue dès 6000 C à 7000 C, l'addition de 20 % en poids de chrome conduit à un alliage dont la résistance à l'oxydation est bonne jusqu'à 10000C, voire au-delà. Ensuite, un ajout d'aluminium permet de renforcer les propriétés mécaniques à chaud, jusqu'à près de 10000C, grâce à la précipitation dans la solution solide ternaire nickel-chrome-aluminium d'un composé de type Ni₃Al. Ce composé possède le même réseau cristallin que la solution solide, mais un paramètre légèrement différent. L'ajustage des propriétés mécaniques et chimiques, par un dosage fin des composants cités et des ajouts supplémentaires (titane, molybdène, tungstène, fer, etc.), permet de répondre à des besoins très divers qui dépassent largement le domaine des réacteurs d'avion.

2.4. Les alliages à base de nickel

Ils sont les plus utilisés. Ils constituent actuellement plus de 50 % du poids des moteurs d'avions les plus récents. Cette proportion est appelée à augmenter à l'avenir. [14].

2.4.1. Les différents types des superalliages à base de Nickel

2.4.1.1. Les alliages Nickel-Chrome ou (Inconel)

Les (inconels) présentent une forte teneur en nickel et en chrome, leur conférant une résistance aux milieux oxydants et réducteurs. Ils sont adaptés aux milieux corrosifs à température élevée. Certains alliages présentent d'exceptionnelles tenues à la fatigue. Les alliages Nickel-Cuivre ou (Monel) Les (monels) présentent une teneur en cuivre autour de 30 %. Ces alliages présentent une haute résistance mécanique, une bonne soudabilité et une excellente tenue à la corrosion dans une vaste gamme de températures et de conditions d'environnement. [16].

2.4.1.2. Les alliages Nickel/Chrome-Molybdène/Fer ou (Hastelloy)

Les (hastelloy) sont spécialement résistants aux milieux corrosifs aussi bien oxydants que réducteurs. Leur polyvalence et leur tenue à la fatigue en font des alliages utilisés en chimie fine. Certains sont utilisés en incinération d'ordures ménagères. [16].

2.4.1.3. Les alliages Nickel-Fer-Chrome ou (Incoloy)

Le nom de marque déposée, Incoloy, est appliqué en tant que nom de préfixe à plusieurs alliages métalliques, à haute résistance à la corrosion et fortement résistant aux températures élevées, produit par des Corporation Spéciale en Métaux. Ces alliages Incoloy sont des alliages à base de nickel qui révèle des caractères qui incluent une bonne résistance à la corrosion dans des milieux aqueux, l'excellente force et résistance à l'oxydation dans des milieux à haute température, le fluage de bonne résistance à la rupture, et la facilité de fabrication. [16].

2.4.2. Les alliages à base de fer

Ont été développés à partir des aciers inoxydables austénitiques. Certains offrent des coefficients de dilatation thermique très faibles (tels que Inconel 909) qui les rendent particulièrement adaptés pour les arbres, les bagues et les carters. En revanche, leurs propriétés de résistance à chaud sont les plus mauvaises des 3 groupes. [14].

2.4.3. Les alliages à base de cobalt

Ont une meilleure résistance à la corrosion à haute température que les alliages à base de nickel. Ils sont plus coûteux et plus difficiles à usiner en raison de leur résistance à l'usure. Dans les turbines, ils sont utilisés uniquement dans les parties chaudes, notamment pour les chambres de combustion [14]. Ils trouvent leur principale application dans les prothèses chirurgicales, où leur résistance intrinsèque à la corrosion fait merveille. [14].

2.5. Les superalliages à base de nickel

Les superalliages à base Ni sont des matériaux possédant une matrice dite γ , phase de type austénitique, qui est une solution solide de structure cubique à face centrée désordonnée à base de Ni contenant généralement des éléments d'additions (en substitution) contribuant à son renforcement tels que Co, Cr, Mo, et W [17]. En effet, les rayons atomiques différents de ces éléments de substitution provoquent une distorsion du réseau impliquant une augmentation de la résistance au glissement des dislocations. [18].

Suivant le type de superalliage, cette matrice est généralement renforcée par la précipitation d'une seconde phase dite γ' , qui est une phase stable de formule chimique (Ni_3Al, Ti, Ta) [19], [20], [21], [22], [23]. Cette phase est un composé intermétallique dérivé de la structure cubique à faces centrées : au centre des faces de la maille cubique, on trouve les atomes de nickel ou ceux des éléments de substitution (Cr, Co, Mo, W) et sur les sommets les atomes d'aluminium ou ceux des éléments de substitution (Ti, Ta, Nb). Cet arrangement atomique correspond à la structure ordonnée, dénommée L12 (notation Strukturbbericht) [24]. Cette phase présente un faible écart de paramètre de maille avec celui de la matrice qui lui autorise une certaine cohérence avec celle-ci (**Figure 2.1**).[18].

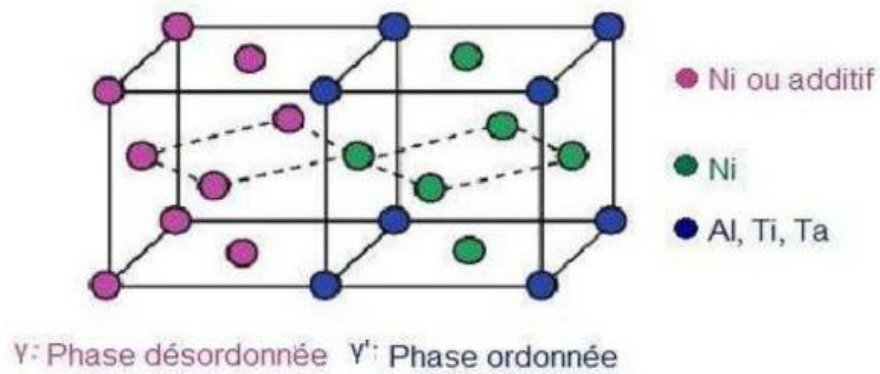


Figure 2.1 : Représentation schématique des principales phases dans les superalliages à base Ni [25]

En agissant sur la composition chimique de l'alliage, on peut obtenir des précipités autres que ceux de phase γ' , qui participent eux aussi au renforcement de la matrice. Parmi ces phases, on trouve par exemple la phase γ'' qui est une phase métastable, ordonnée, de composition Ni_3Nb , de structure quadratique centrée de type D022 ou bien la phase δ , également appelée β , de structure orthorhombique de type D0a, qui est la phase stable de Ni_3Nb . [25].

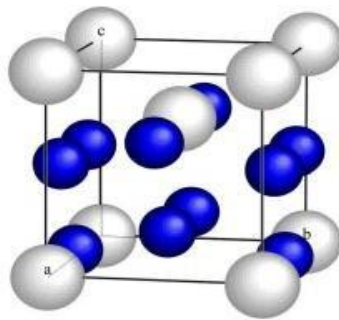


Figure 2.1.1 : Maille de γ'' - Ni_3Nb la structure orthorhombique D0a (en bleu les atomes de Nickel et en blanc les atomes de Niobium).[25].

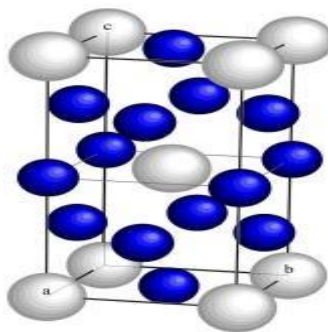


Figure 2.1.2 : Maille de γ''' - Ni_3Nb la structure tétragonale D022 (en bleu les atomes de Nickel et en blanc les atomes de Niobium). [25].

Les superalliages à base Ni peuvent également être renforcés par la présence de carbures, nitrures et/ou de borures précipitant préférentiellement aux joints de grains. Le renforcement est observé à basse température si la fraction volumique des carbures/borures n'est pas trop importante. Dans le

cas contraire, cela peut avoir une influence néfaste sur la vitesse de fluage ainsi que sur la résistance à la rupture.[18].

Parmi les carbures, deux catégories se distinguent les carbures primaires de formule MX (où M= Ti, Nb, Mo, et X=C, N) et les carbures dits secondaires de formule MC, MC₃ et M₂₃C₆ ... pouvant être favorisés en fonction de la composition de l'alliage et notamment de la teneur en Mo, W, et Cr. Ces carbures étant riches en Ni, Nb, Mo, Cr, leur précipitation s'accompagne souvent d'un appauvrissement important de la matrice environnante en éléments d'alliage tels que Cr et Nb [27]. L'ajout d'éléments d'addition permet donc le renforcement de la phase γ directement par solution solide ou bien par le biais de la formation de précipités d'autres phases.[26].

2.5.1. Matrice γ

La matrice γ est une solution solide de Nickel qui précipite selon une structure cristalline cubique à faces centrées (**Figure 2.1.3**). Cette solution solide de Nickel est renforcée par des éléments en substitution comme le Fer, le Chrome, le Cobalt, le Molybdène, et le Tungstène qui augmentent la limite d'élasticité de la matrice. [25].

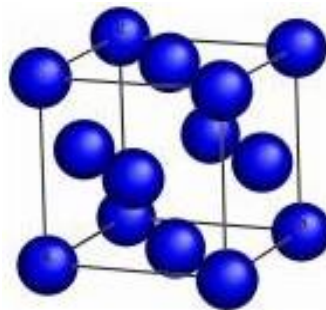


Figure 2.1.3 : maille de γ . [25].

2.5.2. Précipités durcissant

2.5.2.1. Phase γ' -Ni₃ (Al, Ti, Nb)

La phase γ' précipite sous la forme de la structure cristalline L1₂, de réseau cubique primitif avec un motif à quatre atomes (**Figure 2.1.4**). La phase γ' précipitée est pratiquement cohérente avec la matrice γ .

La précipitation de phase γ' au sein de la matrice γ provoque le durcissement du superalliage. En effet les précipités de phase γ' agissent comme des obstacles au glissement des dislocations, ce qui a pour conséquence de relever la limite d'élasticité de l'alliage.

La précipitation de la phase γ' est caractérisée par différents paramètres comme la taille des précipités, la distance entre les précipités, la fraction volumique de phase précipitée, et éventuellement le nombre de précipités par unité de volume. La composition chimique de la phase γ' est de type Ni₃Al, où jusqu'à 60% de l'Aluminium peut être substitué par du Titane et/ou du Niobium. [29].

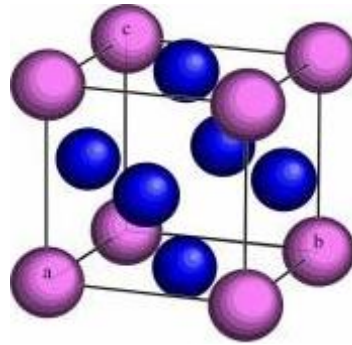


Figure 2.1.4 : maille de γ' -Ni₃Al (en bleu les atomes de Nickel et en rose les atomes d'Aluminium) [29].

La morphologie des précipités de phase γ' peut être sphérique, cubique, octocubique, voire dendritique (**Figure 2.2**). Cette morphologie dépend de différents paramètres, comme la fraction volumique de phase précipitée, la taille des précipités et le nombre de précipités par unité de volume. Ces paramètres sont eux-mêmes dépendant de la composition chimique et de l'histoire thermique de l'alliage. [27].

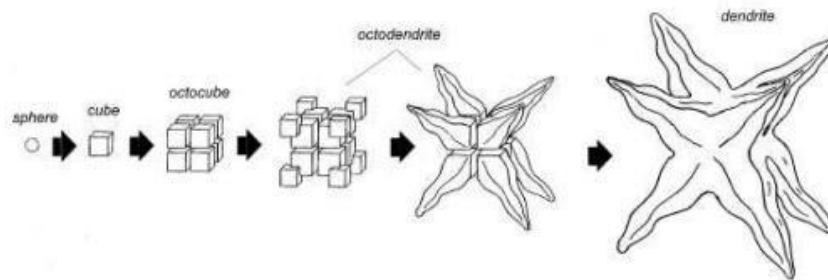


Figure 2.2 : évolution de la morphologie des précipités de phase γ' au cours de leur croissance [15].

2.5.3. Rôle et importance de la phase γ'

Le facteur de durcissement de ces alliages est surtout la phase intermétallique γ' , à structure cubique, cohérente avec la matrice nickel-chrome. Sa composition est Ni₃ (Al, Ti) ; elle peut contenir également, en solution, du chrome ou du cobalt ; d'autres phases intermétalliques peuvent précipiter dans les superalliages à base de nickel, telles que la phase orthorhombique Ni₃Nb. Les dislocations produites par le fluage rencontrent, au cours de leur déplacement, ces particules γ' , qu'elles sont obligées de cisailer ou de contourner, nécessitant une contrainte mécanique supplémentaire. Le mouvement des dislocations est contraint de suivre les couloirs très étroits qui séparent les précipités cubitiaux.

Nous observons dans la (**Figure 2.3**) suivante l'effet d'une contrainte sur une intersection de joints de grains en l'absence de phase γ' (fig a) ; il se forme une cavitation qui pourra être la source d'une propagation de fissure si la contrainte est maintenue (fig b).

En présence de γ' cette cavitation n'apparaît pas (fig c) cette phase a en quelque sorte pour effet de « cimenter » les joints de grains entre eux. [28].

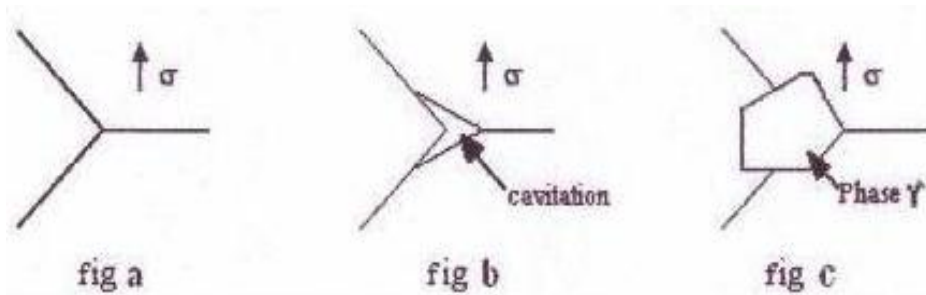


Figure 2.3 : Rôle de la phase γ' dans les joint triples [30].

Il existe une grande relation de comportement entre les phases γ et γ' par rapport à la température. Typiquement un superalliage comporte 50% de phase γ' . Il n'est pas possible d'utiliser γ' pure car elle est très fragile, ce qui rend impossible sa mise en forme. Un superalliage est donc, la recherche d'un compromis. [28]. La phase γ' a une propriété curieuse encore à ce jour mal comprise.

Sa limite d'élasticité augmente avec la température de telle sorte que l'alliage a des propriétés mécaniques meilleures dans le domaine de fonctionnement visé qu'à la température ambiante **Figure 2.4** [31].

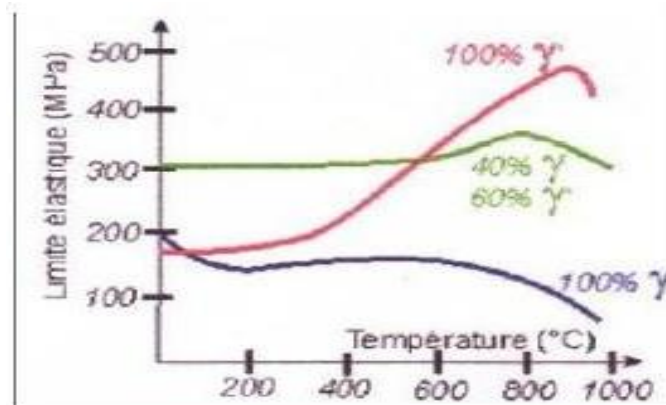


Figure 2.4 : Comportement des phases γ et γ' par rapport à la température [28].

Notons que la résistance au cisaillement et la contrainte à l'écoulement de la phase γ' augmentent avec la température, avec une valeur optimale à 700°C environ. L'action durcissant de la phase γ' dépend de la quantité formée, de sa composition (rapport aluminium/titane) et de sa morphologie. Il est désirable d'obtenir entre les particules un espacement voisin de 50 nm. [31].

Tableau 2.1 : rôle des principaux éléments d'addition dans les superalliages à base Ni [28] (*) La formation de carbures au sein de ces matériaux est complexe tant en nature, forme taille et localisation (inter-intra granulaire).

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

3.1 L'inconel 625

L'alliage 625 (UNS N06625) est un alliage à base de nickel. Il est largement utilisé dans les industries du pétrole et du gaz et de la pétrochimie lorsqu'un matériau à haute résistance et bonne résistance à la corrosion est requis, mais les conditions de traitement empêchent l'utilisation d'acier inoxydable duplex/super duplex. Sa microstructure et ses propriétés dépendent de sa composition chimique précise et de son historique de traitement. Il tire sa

force principalement des niveaux élevés de chrome et de molybdène avec le niobium et, dans une moindre mesure, la teneur en fer fournissant un renforcement supplémentaire de la solution solide. Ce sont les niveaux élevés de chrome et de molybdène qui confèrent à l'alliage 625 son excellente résistance à la corrosion. Entre les alliages à base de nickel, l'inconel 625 l'un des plus utilisés en haute température applications, telles que dans les industries aéronautique, pétrochimique, marine et nucléaire. Cela peut être attribué à son excellente résistance à l'oxydation et à ses propriétés mécaniques [19].

La composition de l'alliage évalué à ce moment-là était d'environ 60 % Ni, 15 % Cr, 3 % Nb, 2 % Mo, 0,5 % Al et 0,5 % Ti, Fe constituant le reste. A l'état recuit, cet alliage n'était qu'un peu plus résistant que l'alliage 600 (UNS N06600) ; en tant que tel, il offrait peu d'avantages par rapport aux alliages existants. Pour le rendre plus attrayant, il a été estimé que l'alliage avait besoin de propriétés de traction à température ambiante plus élevées.

Tableau 2.2 : Alliage 625 (UNS N06625) Composition (%).[28]

Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	C	Si	Al	Ti	Mn	S
58.0 min.	19.0 – 23.0	8.0 – 10.0	3.15- 4.15	5.0 max.	0.10 max.	1.0 max.	0.4 max.	0.4 max.	0.5 max	0.015 max.

Le développement de l'alliage 625 s'est toujours concentré sur son utilisation à haute température. La **Figure 2.5.1** montre l'effet du nickel sur la résistance à la rupture sous contrainte à 649 °C de l'alliage 625 recuit et indique un pic à environ 57 %. La **Figure 2.5.2** montre l'effet du niobium sur la limite d'élasticité. On peut voir qu'à l'état recuit, le niobium a très peu d'effet sur la limite d'élasticité. C'est également le cas à l'état recuit et vieilli à des teneurs en niobium inférieures à 2 %. Cependant, une fois que le niveau de niobium dépasse environ 3%, l'effet devient significatif ; cela semble coïncider avec l'observation selon laquelle la solubilité du niobium dans l'alliage est d'environ 2,5 %. Ainsi, l'augmentation de la teneur en chrome de 16 % à 22 % a augmenté la résistance de la solution solide, mais n'a semblé avoir aucun effet sur la réponse au vieillissement de l'alliage. [28]

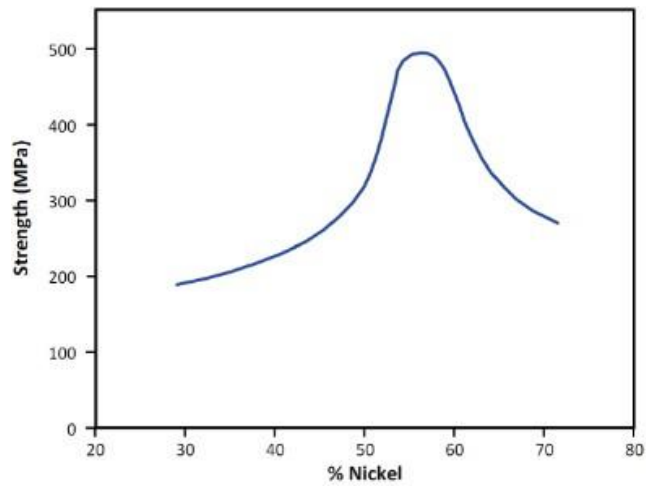


Figure 2.5.1 : l'effet du nickel sur la résistance à la rupture. [28]

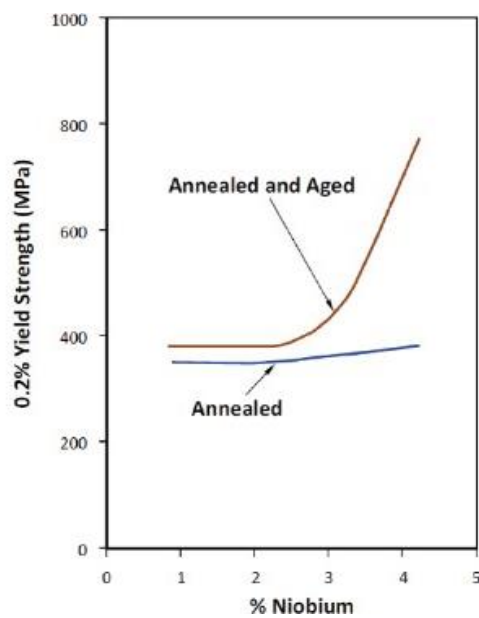


Figure 2.5.2 : l'effet du Niobium pendant 100 heures à 649 °c sur la limite élastique de l'alliage 625 Recuit à 1038 °c pendant 1 heure.[28]

Le molybdène, le chrome et surtout le niobium confèrent à l'alliage une résistance au fluage. Ces effets sont illustrés dans les **Figures 2.5.3**.

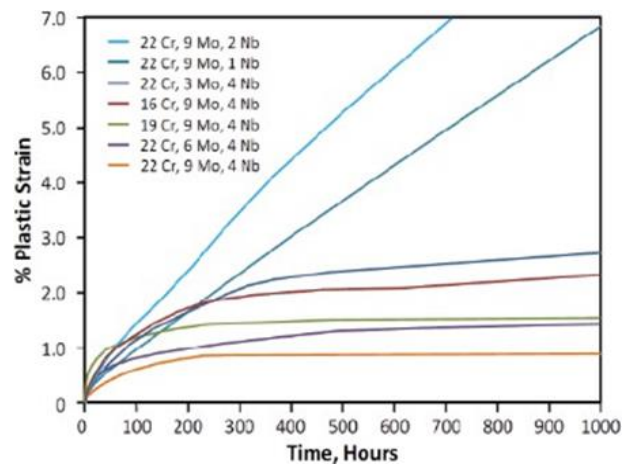


Figure 2.5.3 : essai de fluage à 816 °C et 52 Mpa [28]

L'aluminium et le titane ont été intentionnellement maintenus bas pour minimiser l'aptitude au vieillissement de l'alliage. Cependant, les essais de fluage réalisés à 649°C ont montré un bénéfice considérable en conservant un niveau de l'ordre de 0,2% pour chacun de ces éléments. Un avantage supplémentaire à un faible niveau d'Al + Ti était une meilleure soudabilité. Il est à noter que la solubilité de l'aluminium dans l'alliage avait été déterminée à environ 0,5 %. [28]

L'alliage 625 était à l'origine destiné à être un alliage en solution solide et pour la majorité des applications, il est supposé se comporter comme tel. Il est commercialisé sur la base que sa résistance est dérivée de l'effet raidisseur du molybdène et du niobium sur sa matrice nickel- chrome ; ainsi, les traitements de durcissement par précipitation (durcissement par vieillissement) ne sont pas nécessaires.

Cependant, au cours de son développement, il a été reconnu qu'une exposition à long terme à des températures intermédiaires de l'ordre de 650°C pouvait provoquer des effets de vieillissement. Celles-ci étaient probablement dues à la précipitation de gamma prime (γ'), qui est une phase intermétallique à base de $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$ [29]. Les temps d'exposition impliqués étaient beaucoup plus longs que les 16 heures utilisées dans les tests de criblage originaux et, bien que cela montrait que l'alliage était durcissable par vieillissement, les temps de vieillissement requis n'étaient pas économiquement longs (c'est-à-dire environ 200 heures à 649°C). De plus, comme discuté ci-dessous, la présence de γ' n'était pas vraiment souhaitable. Pour améliorer la stabilité métallurgique de l'alliage, c'est-à-dire minimiser le

risque de vieillissement, la composition a été modifiée en réduisant la quantité d'aluminium et de titane dans l'alliage à leurs quantités actuelles.

Entre le milieu et la fin des années 1960, un intérêt s'est manifesté pour l'alliage 625 de grande section (diamètre de 200 à 250 mm) avec une limite d'élasticité minimale de 552 MPa. Une proposition pour y parvenir était d'augmenter la teneur en niobium à 4 % ou plus. Cependant, Inco (le créateur de ces alliages) a préféré développer les propriétés souhaitées en contrôlant le traitement thermomécanique et le traitement thermique. Ils pensaient qu'une version à plus haute teneur en niobium de l'alliage 625 causerait des problèmes liés à la fabrication, tels qu'une ségrégation accrue lors de la fusion en raison de la formation de précipités de carbure de niobium ; entraînant une mauvaise malléabilité et des taux de mise au rebut plus élevés.

Des études antérieures en laboratoire avaient montré que pour atteindre une limite d'élasticité minimale de 552 MPa, les grandes sections nécessiteraient une étape de traitement thermique finale. Le renforcement thermique était connu pour être efficace mais lent ; se produisant dans une fenêtre étroite autour de 649°C avec la plus grande réponse dans les 48 heures. Un travail à chaud a aidé le processus de renforcement, mais la déformation non homogène susceptible de se produire pourrait entraîner une variation considérable des propriétés à travers la section. Une température de recuit dans la plage de 871 à 927 °C maximum était essentielle pour atteindre la limite d'élasticité minimale de 414 MPa et un traitement thermique de vieillissement supplémentaire à 649 °C pendant 24 à 48 heures était nécessaire pour atteindre le niveau de 552 MPa.

La phase gamma prime (γ') a une structure cubique à faces centrées (FCC) et a une instabilité entre 600°C et 850°C, à l'intérieur de laquelle γ' se transformera en phase hexagonale compacte (HCP). La formation de γ' et sa transformation ultérieure peuvent en partie expliquer les mauvais résultats des essais de fluage obtenus avant que les niveaux d'aluminium et de titane ne soient resserrés. Pour les applications à des températures inférieures à 650 °C, la phase gamma double prime (γ'') est normalement utilisée pour renforcer les superalliages à base de nickel. γ'' a une structure tétragonale centrée (BCT) et possède généralement la composition Ni_3Nb [30].

Dans les échantillons de plus petite taille (jusqu'à 100 mm de diamètre), la température de recuit est critique pour la réponse au vieillissement de l'alliage 625, avec des températures de recuit plus élevées entraînant une réponse plus faible aux traitements thermiques de

vieillissement direct. Dans les échantillons de plus grande taille (par exemple jusqu'à 250 mm de diamètre), la température de recuit est moins critique. En effet, la vitesse de refroidissement plus lente due à la température de recuit signifie que le matériau passe plus de temps dans la plage de températures de nucléation de 732 à 843 °C. Le temps de séjour dans cette plage de températures déclenche la réaction de précipitation et permet une croissance plus rapide des noyaux sous-critiques de γ'' ; permettant ainsi une précipitation normale, quoique lente, de particules de γ'' pendant le long traitement de vieillissement à 649°C.

Grâce au contrôle des niveaux d'aluminium et de titane, l'alliage 625 ne précipite pas γ' (que l'on trouve dans la plupart des alliages durcis Al-Ti), il précipite plutôt une phase métastable γ'' et une phase Ni_3Nb orthorhombique stable. La phase γ'' confère le plus de résistance à l'alliage, et c'est la phase la plus utilisée dans le durcissement par vieillissement.

La phase orthorhombique Ni_3Nb n'est pas cohérente avec la matrice et ne contribue au durcissement qu'en tant que dispersant. A l'état de recuit en solution (1093°C minimum), la limite d'élasticité de l'alliage 625 doit être au minimum de 276 MPa. Alors qu'une limite d'élasticité minimale à température ambiante de 414 MPa peut être atteinte dans des sections transversales jusqu'à 100 mm et 345 MPa dans des sections transversales de 100 à 250 mm, sans un travail mécanique poussé, des valeurs minimales plus élevées ne sont réellement réalisables que par durcissement par vieillissement pendant une période prolongée. Périodes de temps, telles que 24-48 heures à 649°C. La **Figure 2.5.4** montre un tracé de la limite d'élasticité à température ambiante après exposition à des températures intermédiaires pendant diverses durées jusqu'à 1000 heures.

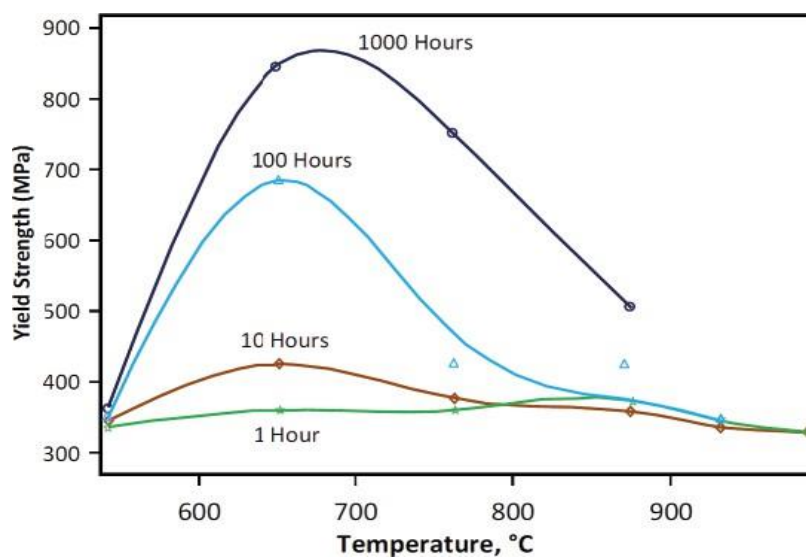


Figure 2.5.4 : effet de l'exposition à des températures intermédiaires pendant diverses durées jusqu'à 1000 heures de barre laminée à chaud en alliage 625 (4,11 %Nb), traitée thermiquement à 1149°C pendant 1 heure

Les résultats des simulations TC-PRISMA à 800 C et 870 C en termes de fraction volumique en fonction de sont représentés sur **les Figures 2.6.a et 2.6.b**, respectivement. Pour températures et toutes compositions, les carbures MC précipite en premier en raison de sa force motrice élevée pour nucléation. La fraction volumique de la phase est déterminée par la quantité de C,

La formation de la phase γ'' est plus prononcée à bas température (**Figure 2.6.a** : ligne bleue en pointillés) comparée à une température plus élevée (**Figure 2.6.b** : ligne bleue en pointillés)

La fraction volumique du précipité augmente également avec la diminution de la température **Figure 2.6**. À ce qui est attendu des calculs d'équilibre Lorsque d commence à se former, la fraction de γ'' commence à diminuer, et avant que la fraction d'équilibre de d soit atteinte, les γ'' précipités se sont complètement dissous. Ceci peut s'expliquer par le fait que γ'' est métastable (dans l'IN625 système).[31]

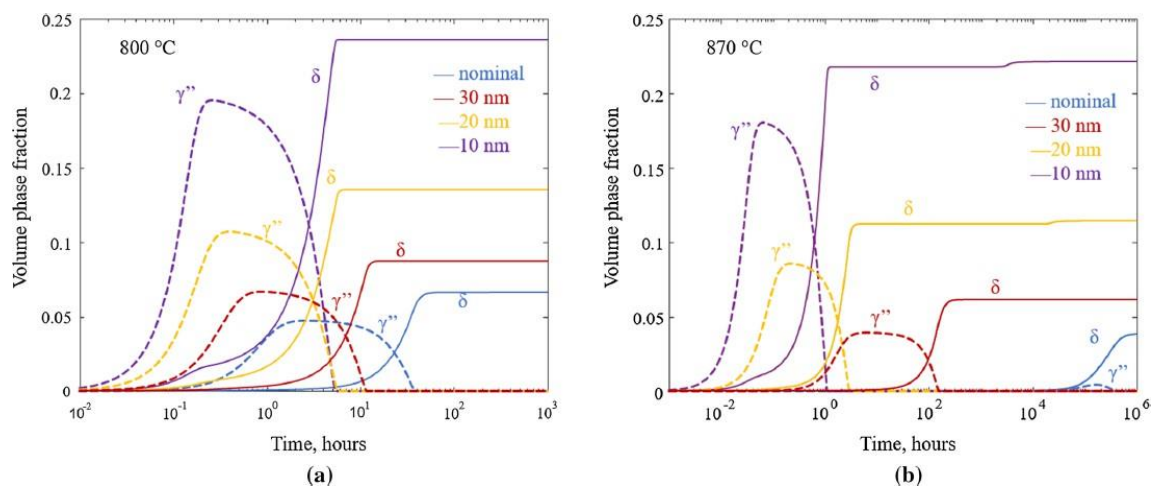


Figure 2.6 : Fractions volumiques de phase calculées à (a) 800 C et (b) 870 C pour la composition nominale (lignes bleues), et les compositions à 30 nm (lignes rouges), 20 nm (lignes jaunes) et 10 nm (lignes violettes) du centre de la région interdendritique

3.2 Propriétés mécaniques

Tableau 2.3 : États « Grade 1 » et « Grade 2 » de la nuance 625.[19]

Etat	Traitement thermique	Taille de grain	Rp 0.2 (Mpa)	Rm (Mpa)	A (%)
Grade 1 Recuit	930 à 1050°C	5 à 7	> 414	> 830	> 30
Grade 2 Hyper-Trempe	1090 à 1200 °C	1 à 2	> 280	> 690	> 40

3.3 Applications

- Canalisations et systèmes d'échappement des avions ;
- Systèmes d'inversion de poussée des moteurs ;
- Anneaux de renforcement de turbine ;
- Soufflets et joints de dilatation ;
- Joints d'étanchéité et joints d'amortisseur ;
- Échappement et colliers pour l'industrie des sports motorisés ;
- Soudures par chargement et entretoises des systèmes de récupération de chaleur ;
- Muffles de four ;
- Sièges et composants de soupape.

Chapitre 3 : Matériaux et techniques expérimentales

1. Introduction

Ce chapitre se concentre sur la présentation des divers moyens d'élaboration et de caractérisation utilisés dans la réalisation de ce travail. On va exposer les techniques et les conditions d'expérimentation.

1.1. Substrat

Dans le cadre de cette étude, un acier doux a été sélectionné comme matériau de substrat. Ce matériau, couramment utilisé en ingénierie pour son bon compromis entre propriétés mécaniques, ductilité et aptitude à l'usinage, présente toutefois des limitations notables, notamment une faible résistance à la corrosion et à l'usure, pouvant compromettre ses performances en environnements agressifs. Pour pallier ces déficiences, l'application de revêtements fonctionnels en surface constitue une stratégie adéquate afin d'améliorer sa durabilité, sa résistance à la corrosion et ses propriétés tribologiques.

Les échantillons adoptés, de dimensions 40×40 mm, présentent une épaisseur minimale de 4 mm, assurant une rigidité suffisante pour éviter toute altération des propriétés du substrat durant le procédé de projection thermique. Sont présentés dans **Figure 3.1**

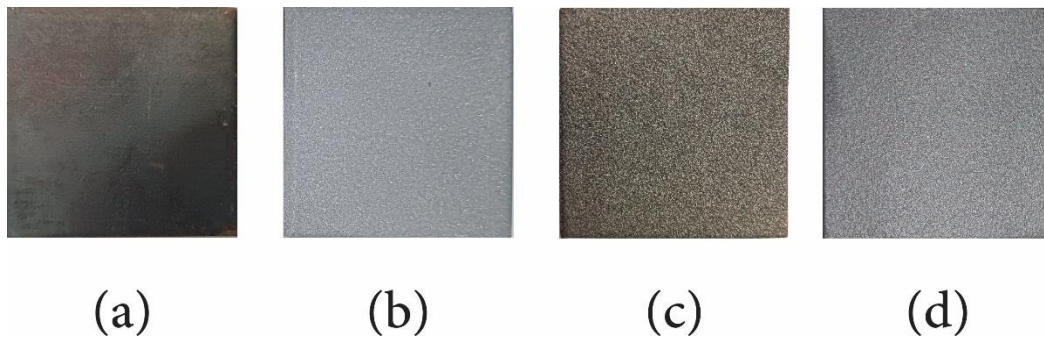


Figure 3.1 : Les différents états des échantillons

1.2. Les poudres utilisées

Pour ce projet, nous avons préparé les poudres en mélangeant deux poudres choisies (l'inconel 625 et WC) Pour les caractéristiques incroyablement intéressantes qu'elles offrent en matière de résistance à la chaleur, à l'érosion et à la corrosion.

1.2.1. L'inconel 625

Tableau 3.1 : La Composition Chimique de L'inconel 625(%).

Ni %	Cr %	Mo %	Fe %	Nb %	C %	Si %	Al %	Mn %	Ti %
61	21.5	9	2	3.6	0.05	0.2	0.2	0.2	0.2



Figure 3.2 : Poudre Inconel 625.

1.2.2. Carbure de tungstène



Figure 3.3 : Poudre composite NiCrSiWC.

1.2.3. La sous-couche d'accrochage 51000



Figure 3.4 : Poudre d'accrochage 51000.

1.2.4. La sous-couche d'accrochage 21021



Figure 3.5 : Poudre d'accrochage 21021.

1.2.5. Pesée des Poudres

La balance de précision de 10^{-4} g a été utilisée pour la pesée des poudres, Chaque poudre est pesée individuellement. Ensuite, les poudres sont placées dans un flacon en verre et mélangées.

1.3. Préparation de surface

Le Nettoyage de surface des échantillons (le grenaillage) est réalisé par la grenailluse pour éliminer tout oxydes, graisse ou rouille qui on peut le trouver sur la surface. D'autre part pour crée une rugosité nécessaire pour assurer l'accrochage des particules de revêtement sur le substrat. Pour assurer la rugosité on utilise des micro-grains projeter par un jet à grand vitesse à l'aide de l'air comprimé sous une grand pression. La grenailluse est représentée dans la **Figure 3.6**

Note : Le grenaillage, la projection et la refusion est réalisé au niveau du laboratoire LSTM Blida



Figure 3.6 : La grenailluse AIRBLAST

1.4. Procédé d'élaboration des revêtements

1.4.1. La projection thermique

Just après la préparation des surfaces, le revêtement est réalisé par projection thermique à la flamme oxyacétylénique. La torche **CASTODYN DS 8000** utilisée pour projeter le revêtement sur le substrat. La torche est représentée dans la **Figure 3.7**

NOTE : Pour la projection de l'inconel et WC on utilise le module SSM20

Pour la projection de 51000 et 21021 on utilise le module SSM10



Figure 3.7 : CASTODYN DS 8000.

1.4.2. La refusion

Après la projection on fait une refusion utilisons une torche à flamme Eutalloy Super Jet avec la busse B3s.



Figure 3.8 : Eutalloy Super Jet.

1.4.3. Paramètres de projection des poudres

Les paramètres de la projection fusion – refusion est présentée dans le **Tableau 3.1**

Tableau 3.2 : Les paramètres de la projection fusion – refusion.

Paramètre	Valeur
Pression d'oxygène	4 bars
Pression d'acétylène	0.7 bars
Distance de la projection	150-200 mm
Angle de la projection	90°
Pression d'oxygène pour la refusion	2 bars
Pression d'acétylène pour la refusion	0.5 bars
Distance de la refusion	10-15 mm
Angle de la refusion	90°

1.4.4. La technique de la projection et la refusion

- Pour une bonne adhérence de dépôt sur le substrat on applique un préchauffage par la torche jusqu'à 250 C° - 300 C° sans apport de poudre.
- Il faut balayer pour assurer que la poudre soit appliquée sur toute la surface.
- Pour une bonne refusion il faut faire un repassage avec kit Eutalloy Super Jet pour faire fondre la matrice et inonder les particules de WC dans celle-ci.

1.5. Techniques de caractérisation

1.5.1. Microscopie optique

1.5.1.1. Polissage

Pour une bonne observation dans microscope optique il faut faire un polissage jusqu'à atteindre l'effet miroir. On a travaillé avec **Minitech 233**. La polisseuse est représentée dans la **Figure 3.9**



Figure 3.9 : Polisseuse Minitech 233.

1.5.1.2. Microscopie optique

Le microscope utilisé dans notre travail pour caractériser la microstructure. Il est équipé de quatre objectifs d'agrandissement de 20X jusqu'à 100X avec un oculaire de 10X. Il est équipé d'un appareil photo numérique afin de photographier les microstructures obtenues. Le microscope est représenté dans la **Figure 3.10**



Figure 3.10 : Microscope optique.

1.5.2. Etudes de dureté

Pour toutes les procédures de dureté (Brinell, Vickers, Knoop, HVT et HBT), il est nécessaire de réaliser un essai de dureté sur un duromètre équipé d'un écran et d'une mesure automatique. Il couvre également l'ensemble des mesures de dureté Rockwell et Rockwell Superficielle. Est représenté dans la **Figure 3.11**



Figure 3.11 : Essai de dureté

1.5.3. Profilomètre mécanique

On peut mesurer la rugosité de surface pour caractériser l'état micro géométrique on à mesurer la rugosité de chaque échantillon. Le profilomètre mécanique est représentée dans la **Figure 3.13**



Figure 3.12 : Profilomètre mécanique

1.5.4. Etude d'érosion

On à effectuer le test d'érosion dans la grenailleuse avec ce montage

On à travailler avec un compresseur de 8bar de pression

On à tester différent angles (90° , 70° , 45° , 30°) et différent temps (30s, 60s, 90s, 120s, 150s).

L'essai d'érosion est représenté dans la **Figure 3.14**



Figure 3.13 : Essai d'érosion.

Chapitre 4 : Résultats & interprétations

4.1. Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation des résultats expérimentaux obtenus dans le cadre de cette étude, suivie d'une analyse critique et d'une interprétation approfondie. L'objectif principal est d'établir des corrélations entre la microstructure des revêtements, les conditions de dépôt, les traitements thermiques appliqués et leurs propriétés mécaniques, notamment la dureté et la résistance à l'érosion.

Une attention particulière est portée à l'influence de la teneur en renfort WC dans la matrice d'Inconel 625, ainsi qu'à l'effet des techniques de projection thermique à la flamme et de refusion sur la qualité et les propriétés des revêtements. L'analyse repose sur des observations microstructurales, des mesures de dureté et des essais d'érosion, permettant ainsi de mieux comprendre le comportement global des revêtements composites élaborés.

Pour plus de clarté, les combinaisons des différentes compositions des revêtements qui seront fabriqués par projection thermique, sont présentés, au tableau 4.1, en fonction du pourcentage des carbures ajoutés pour le renfort du revêtement de base.

Tableau 4.1 : Désignation des revêtements

Désignation	Composition
(A)	Inconel 625 (0% WC)
(B)	Inconel 625 + 10% WC
(C)	Inconel 625 + 20% WC
(D)	Inconel 625 + 30% WC
(E)	Inconel 625 + 40% WC

Cette classification permettra une lecture comparative facilitée entre les différentes compositions, dans le but de mettre en évidence les tendances et les effets induits par la variation de la teneur en WC.

4.2. Etats de surface

Cette section présente une analyse comparative des états de surface des dépôts obtenus par projection thermique à la flamme, en fonction de leur composition (Inconel 625 et mélanges avec les carbures) et des traitements appliqués.

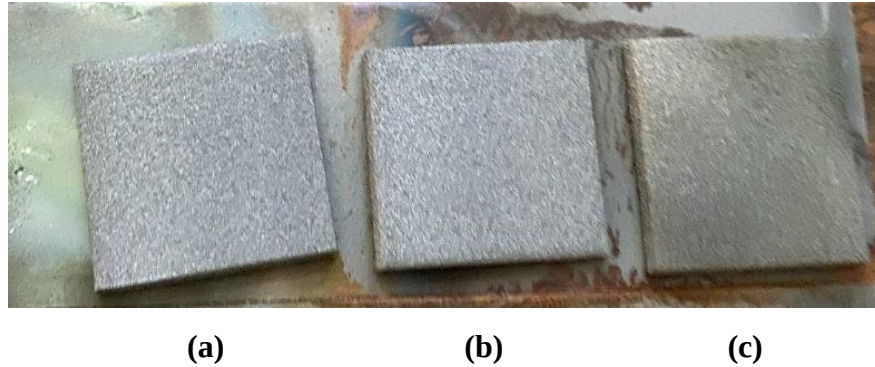


Figure 4.1 : Les différents états des échantillons

On remarque que :

Les dépôts tels que déposés, présentent un aspect mat avec une surface rugueuse.

Les dépôts avec refusion (c) ont un état de surface plus lisse car les pics de rugosité sont fusionnés par la flamme de la torche, ce qui abaisse sa rugosité par l'élimination des pics et donne un aspect plus uniforme de la surface.

En première remarque, nous pouvons dire que la refusion des dépôts après projection thermique influence l'état et l'aspect de la surface de leur surface.

4.3. Mesure des épaisseurs

La dureté, la résistance à l'usure et la résistance à la corrosion constituent des paramètres fondamentaux qui influencent significativement les propriétés mécaniques et physico-chimiques d'un dépôt. Toutefois, l'épaisseur du revêtement joue également un rôle crucial : une épaisseur insuffisante peut compromettre les performances du revêtement, tandis qu'une épaisseur excessive peut engendrer des problèmes d'adhérence ou de contraintes résiduelles excessives. Le tableau 4.2 ci-dessous présente les valeurs moyennes d'épaisseur calculées pour chaque échantillon à partir de 8 mesures, ainsi que les mesures effectuées sur différentes zones des dépôts. A noter que dans le tableau 4.2, SRF veut dire 'Dépôt sans refusion', RFS veut dire 'dépôt avec refusion' et enfin TT veut dire 'dépôt ayant subi un traitement thermique après la projection thermique'.

Tableau 4.2 : Epaisseurs des revêtements

Désignation	SRF μm	RFS μm	TT μm
A			
B	698.66	514.66	774.87
C	946.16	518.0	927.83
D	935.83	622.75	924.33
E	694.5	555.75	628.33

L'une des principales causes de la variation observée dans l'épaisseur des revêtements dans le même échantillon réside dans le caractère manuel du procédé de projection thermique à la flamme. Ce mode opératoire, bien que facile à mettre en œuvre, introduit des fluctuations difficiles à maîtriser, notamment en ce qui concerne la distance buse-substrat, la vitesse de déplacement et l'angle de projection. De plus, le manque d'expérience des opérateurs peut aussi amplifier cette variation.

4.4. Mesure de la rugosité

Les valeurs de rugosité moyenne (R_a , en μm) mesurées sur les cinq types de dépôts (A à E) et selon trois états SRF (sans refusion, état projeté), TT (traitement thermique au four) et RFS (refusion à la flamme) sont présentées dans le tableau 4.3 ci-dessous. Les résultats montrent que la rugosité des revêtements en état projeté (SRF) augmente avec la teneur en WC, en raison de la morphologie des particules de carbure de tungstène qui provoquent des protrusions en surface. Ces protrusions sont en principe proportionnelles au pourcentage de carbures présents dans le revêtement. Cette remarque est confirmée par les valeurs de rugosité du tableau 4.3. Ces protrusions de surface sont atténuées avec un traitement thermique soit à la flamme ou au four. Les carbures peuvent fusionner en surface, dans le cas du traitement à la flamme de torche, ou bien tassés plus profondément dans la surface en raison de la réorganisation de la microstructure du revêtement. Dans le cas du traitement thermique à la flamme, la fusion superficielle de la surface du revêtement densifie le dépôt par la diminution des porosités de surface. Dans le cas du traitement thermique des revêtements au four, la diffusion joue un rôle important dans l'obtention d'une nouvelle microstructure plus dense avec une porosité ouverte réduite. Nous pouvons donc dire, qu'en général, un traitement thermique soit à la flamme, soit au four améliore la qualité de la surface par l'atténuation des pores en surface et par la densification de la matrice autour des renforts ajoutés.

Tableau 4.3 : Mesure de la rugosité des revêtements avant et après traitement thermique.

Traitement	SRF	TT	RFS
Appellation	Rugosité Ra (μm)		
A	15,179	13,878	13,275
B	15,570	14,285	13,633
C	15,855	14,330	13,775
D	15,948	14,675	13,974
E	16,135	14,808	14,109

4.5. Microstructure

Des coupes transversales des différents revêtements sont observées au microscope optique après polissage métallographique et attaque chimique au Nital. Les figures 4.2, 4.3, 4.4 et 4.5 des revêtements A avec et sans refusion et des revêtements E avec et sans refusion.

Nous observons une structure lamellaire caractéristique des revêtements déposés par projection thermique. Nous remarquons la présence des particules non fondues, visible sous forme de cercles arrondis. Les particules métalliques, en passant par la flamme, ont les contours légèrement fondus ce qui leur donne l'aspect arrondi dans le revêtement. Elles sont le résultat d'une fusion incomplète. Dans le cas des revêtements projetés thermiquement, et par la suite subissent une refusion à l'aide de la torche à flamme, la structure semble plus homogène. La structure paraît plus dense avec une diminution notable des porosités et des défauts.

En résumé la refusion améliore significativement la qualité des revêtements, en réduisant les défauts et en augmentant la densité.

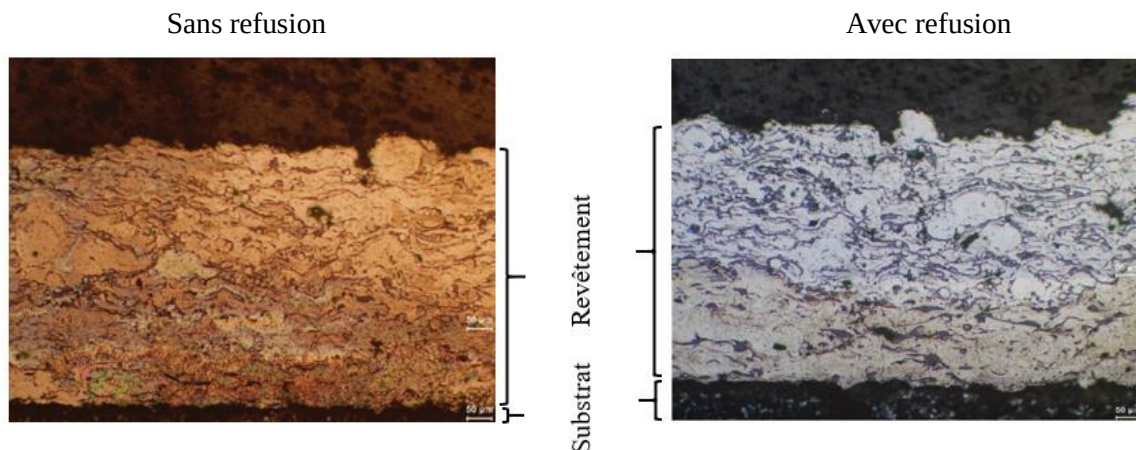


Figure 4.2 : Coupe transversale du revêtement A avec et sans refusion.

La figure 4.3 présente les coupes transversales des revêtements de type B et E respectivement d'un composite métallique à matrice d'un superalliage NiCr avec une teneur de 10 % et 40% en carbures sans l'opération de refusion. Nous remarquons que la partie claire représente la matrice correspondant au superalliage NiCr alors que les particules de carbures apparaissent en blanc rosé non identifiable sur la photo.

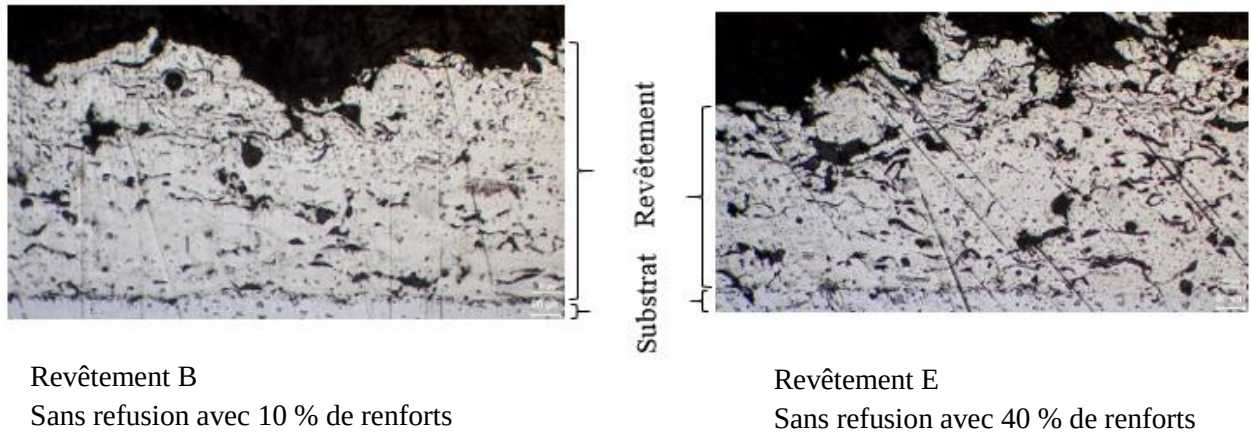


Figure 4.3 : Coupe transversale du revêtement B et E sans refusion.

La figure 4.4 présente les coupes transversales des revêtements de type B et E respectivement d'un composite métallique à matrice d'un superalliage NiCr avec une teneur de 10 % et 40% en carbures avec l'opération de refusion. Nous distinguons clairement que la densité des revêtements a été améliorée. Ces derniers semblent avoir une microstructure plus homogène et une réduction sensible de la porosité fermée. Il est évident qu'au vu des photos, la qualité des revêtements, tant du point de vue uniformité, densité et consolidation, a été remarquablement améliorée.

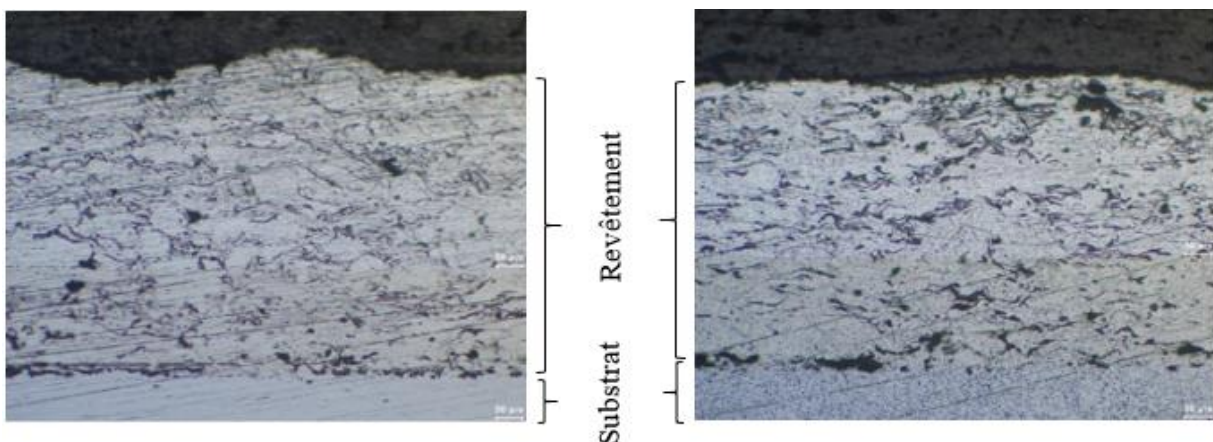


Figure 4.4 : Coupe transversale des revêtements B et E avec refusion.

La figure 4.5 présente les coupes transversales des revêtements de type B et E respectivement d'un composite métallique à matrice d'un superalliage NiCr avec une teneur de 10 % et 40% en carbures ayant subi un traitement dans un four à moufle à une température de 850 °C durant huit heures. Le refroidissement des revêtements après traitement thermique est fait dans le four jusqu'à la température ambiante. Les revêtements ont été attaqués chimiquement au Nital après l'opération de polissage mécanique et au feutre avec de l'alumine. Nous distinguons clairement que la densité des revêtements a été améliorée. Ces derniers semblent avoir une microstructure plus homogène et une réduction sensible de la porosité fermée. Il est évident qu'au vu des photos, la qualité des revêtements, tant du point de vue uniformité, densité et consolidation, a été remarquablement améliorée.

Le traitement thermique rend les revêtements paraissent plus homogène, améliore la diffusion entre lamelles et diminue les contraintes internes. Cela permet d'améliorer la densité des revêtements et réduire leurs porosités internes. Il devait améliorer l'adhérence entre les lamelles et du revêtement sur son substrat.

Les carbures sont beaucoup plus clairs sur les photos que ceux obtenus par refusion à la torche à flamme. Nous distinguons bien que la présence des carbures pour le revêtement possédant à 40% WC de carbures. Ils sont bien répartis dans la matrice de NiCr.

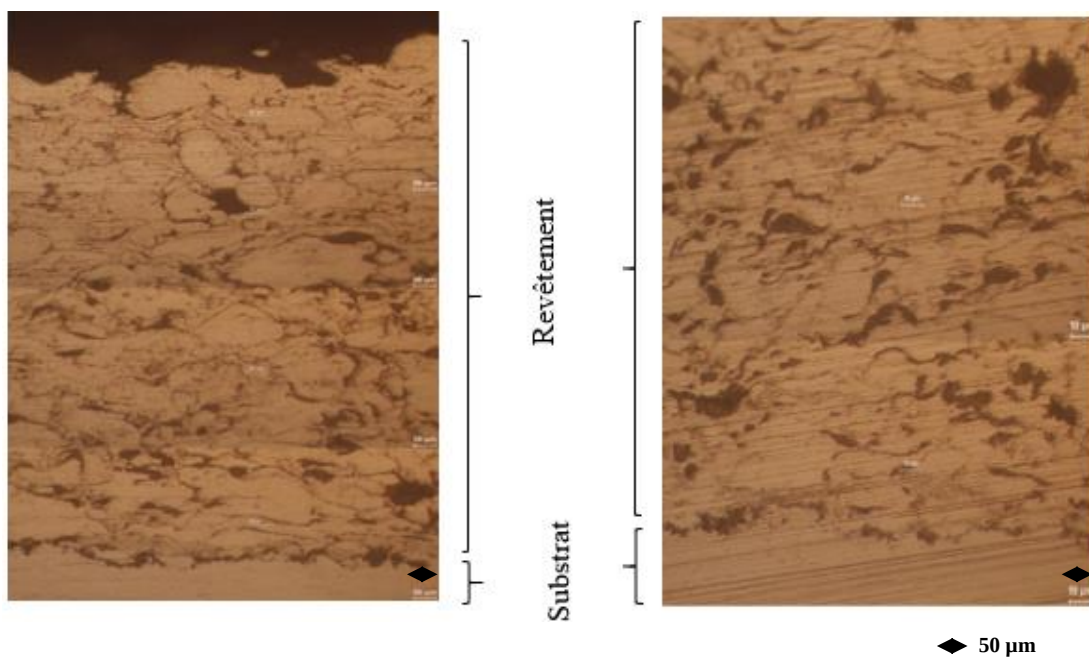


Figure 4.5 : Coupe transversale des revêtements B et E après TT.

4.6. Dureté superficielle

Les résultats de dureté Rockwell superficiel (HR15N) sont représentés dans la figure 4.6. Les résultats de dureté Rockwell superficiale révèlent des tendances significatives quant à l'influence de la composition et des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques des revêtements.

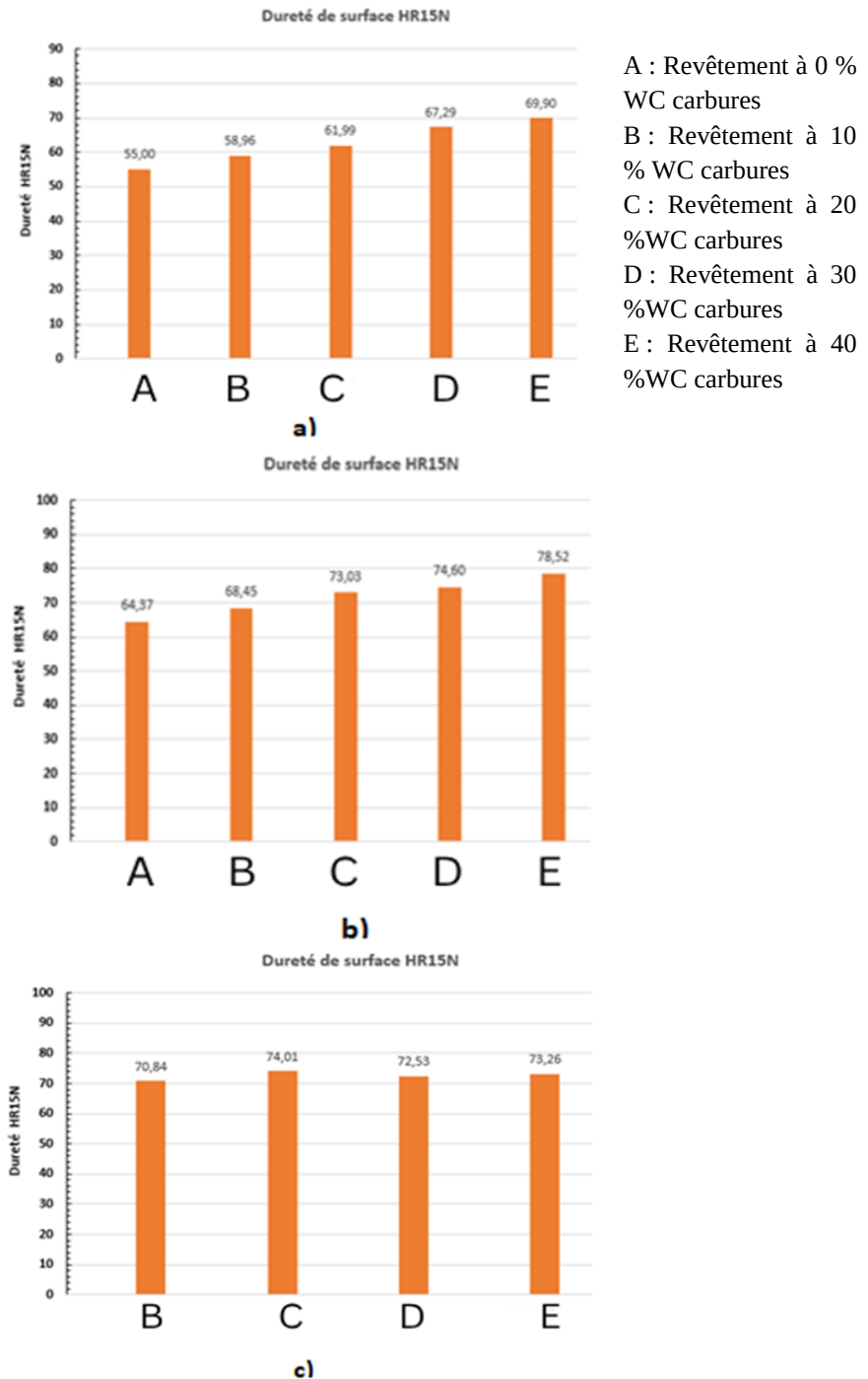


Figure 4.6: Dureté Rockwell superficiale des revêtements

- a) Revêtement sans refusion
- b) Refusion à la flamme
- c) Traité thermiquement dans le four

Il est évident que le renfort progressif des revêtements à base de NiCr augmente la dureté de ces revêtements. Cette augmentation de la dureté est plus significative en refusionnant les revêtements en surface. Comme il a été démontré précédemment dans l'analyse des coupes transversales de revêtements refusionnés, l'amélioration de la densité et l'homogénéisation des revêtements contribuent fortement à ce phénomène. Pour les revêtements traités thermiquement, l'augmentation est encore plus importante et elle semble être sensiblement la même pour tous. A ce stade, nous pouvons dire que le traitement thermique est plus efficace que le chauffage par la torche à flamme des revêtements renforcés.

Nous avons calculé le rapport des valeurs de dureté Rockwell des revêtements A, B, C, D et E avant refusion sur celles des revêtements A, B, C, D, et E avec refusion, nous avons obtenu la 'courbe 1 refusion' qui est tracée à la figure 4.7. Nous avons aussi calculé le rapport des valeurs de dureté Rockwell des revêtements A, B, C, D et E avant refusion sur celles des revêtements A, B, C, D, et E après traitement thermique, nous avons obtenu la 'courbe 2 TT' qui est aussi tracée à la figure 4.7. Les valeurs indiquées sur les courbes représentent respectivement le

$$\text{Rapport}(i) = 1 - \frac{\text{Dureté Rockwell du revêtement tel que déposé} + \% \text{wt carbures}(i)}{\text{Dureté Rockwell du revêtement avec refusion} + \% \text{wt carbures}(i)} \times 100$$

Ces premiers rapports nous donnent la courbe bleue.

Pour les seconds rapports calculés, ils représentent la courbe rouge et sont obtenus comme suit :

$$\text{Rapport}(i) = 1 - \frac{\text{Dureté Rockwell du revêtement tel que déposé} + \% \text{wt carbures}(i)}{\text{Dureté Rockwell du revêtement avec TT} + \% \text{wt carbures}(i)} \times 100$$

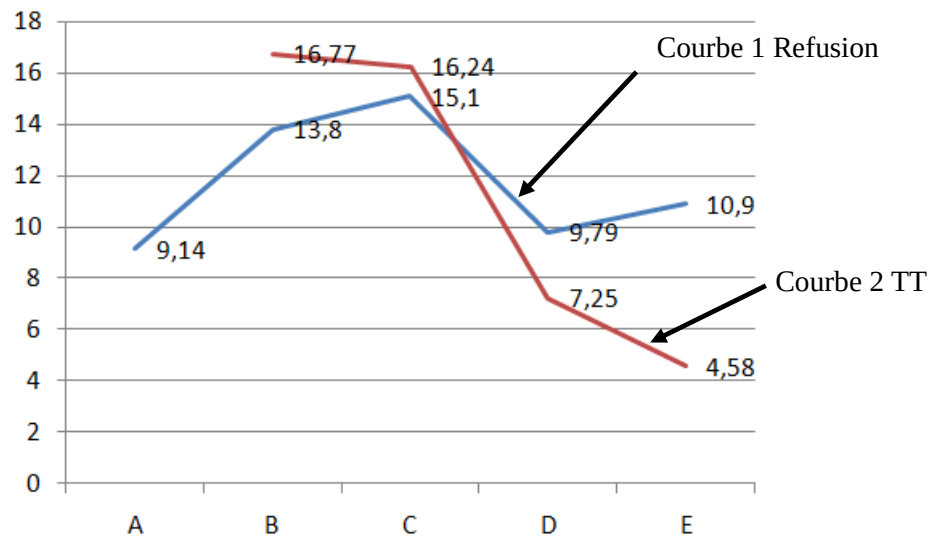


Figure 4.7 : Courbe des rapports de dureté des revêtements sans refusion par rapport

1. Aux revêtements refusionnés
2. Aux revêtements ayant subi un traitement thermique

Nous remarquons que pour les revêtements refusionnés à la torche, l'efficacité de la refusion sur les revêtements renforcés aux carbures, augmente graduellement jusqu'au pourcentage de 20 % wt ensuite cette efficacité diminue avec l'augmentation du pourcentage des carbures dans les revêtements. Il est évident que plus il y a de particules de renforts dans le revêtement moins il y a de place pour la matrice et par conséquent la refusion va concerner plus les carbures que la matrice. Dans ce cas, les carbures ayant des températures plus élevées que la matrice, favorisent moins l'homogénéisation de cette dernière. La refusion peut aussi, lorsque le pourcentage de carbures est élevé, modifier la forme et la taille des carbures qui apparemment a des conséquences sur la dureté globale du revêtement. Au-delà donc d'une charge de 20 %wt en carbures, la refusion ne sera plus efficace dans l'augmentation des propriétés mécaniques (tout au moins la dureté) du revêtement renforcé.

Dans le cas des revêtements à différents pourcentages de carbures dans la matrice ayant subi un traitement thermique à 850 °C durant 8 heures, nous observons dès les premiers ajouts de charges en carbures, que l'augmentation de la dureté Rockwell des revêtements traités thermiquement de 16.77 % comparativement au revêtement tel que déposé. Cependant, cette augmentation de dureté s'abaisse au fur et à mesure que la proportion de carbures croît dans les revêtements. L'effet bénéfique sur la dureté des revêtements traités thermiquement devient moins significatif avec l'augmentation de la proportion des carbures et de façon décroissante. Au-delà de 20 % wt de charge en carbures, l'effet bénéfique du traitement thermique diminue drastiquement. Il faut donc noter que l'effet de la diminution du ratio dureté revêtement tel déposé/revêtement renforcé affecte surtout l'efficacité du traitement thermique. Nous pouvons dire qu'il n'est pas rentable économiquement de faire des traitements thermiques sur des revêtements avec renforts de carbures au-delà d'un certain seuil. Dans notre cas, lorsque nous dépassons la valeur de 20 %wt de charges en carbures, il n'y a plus intérêt de pratiquer des traitements thermiques très long (huit heures dans notre cas). Il faudra à l'avenir faire une étude sur le temps de traitement thermique en fonction de la charge introduite dans un revêtement. Pour les valeurs de dureté, elles restent relativement stables quel que soit la charge de carbures introduites dans les revêtements. Cela est expliqué encore par la concurrence entre le pourcentage la charge des carbures et la densification/homogénéisation qui se produit dans les revêtements au cours du traitement thermique.

4.7. Essais d'érosion

Les pièces mécaniques façonnées avec ce type d'alliage sont destinées à la fabrication des vannes dans les industries pétrolières. Elles sont soumises à diverses actions mécaniques dont l'usure érosive. Cette section se concentre sur l'étude de la résistance à l'érosion des revêtements que nous avons préparé par projection thermique avec différentes charges de carbures. Les résultats de ces essais d'érosion pour un temps d'essai de 2.5 minutes, des revêtements NiCr avec et sans refusion à différents angles d'attaque (30°, 45°, 70° et 90°) sont montrés dans la figure 4.8.

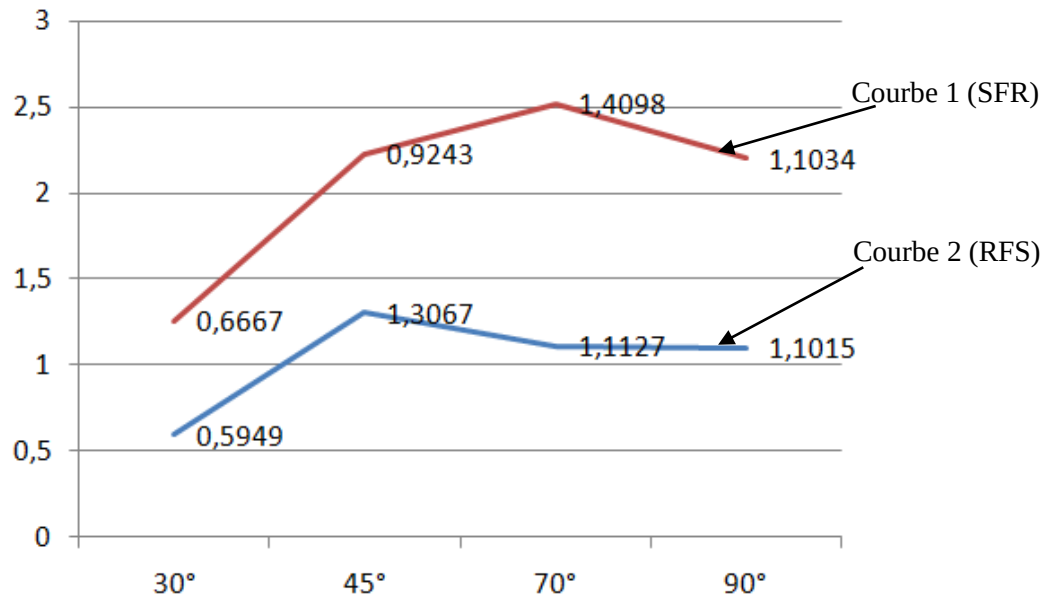


Figure 4.8 : Essais de perte en masse des revêtements avec et sans refusion sans carbures.

Courbe 1 : revêtements dépourvus de carbures et sans refusion (SRF)

Courbe 2 : revêtements dépourvus de carbures et avec refusion (RFS)

Temps d'essai : 2.5 minutes

L'allure de la courbe 1 des revêtements de NiCr dépourvus de carbures mais sans refusion de surface à la torche à flamme montre qu'ils ont un comportement plutôt similaires aux matériaux fragiles. Cependant, il y a une certaine ductilité présentes dans les échantillons car la refusion concerne uniquement la surface. C'est pourquoi nous retrouvons un maximum d'usure érosive à 70° plutôt qu'à 90°.

L'allure de la courbe 2 indique clairement que les revêtements NiCr, dépourvus de carbure et sans refusion, ont un comportement plutôt ductiles. Ce qui nous paraît logique et ce type de résultat est compatible avec les résultats retrouvés dans la littérature. Ces résultats confirment bien que l'homogénéisation et la densification apportées par la chaleur de la torche à flamme consolident davantage les revêtements dans leur intégrité et améliorent leur résistance mécanique. L'effet bénéfique de cette refusion est évident dans l'amélioration de la tenue à l'érosion des revêtements de NiCr sans charges de carbures. Toutefois la résistance à l'érosion a tendance à se stabiliser après l'angle de 45°. Il semble donc qu'il y a un seuil au-delà duquel la consolidation du revêtement par l'effet de chaleur n'a plus d'effet sur la résistance à l'usure.

Afin d'assouvir notre curiosité sur l'apport des carbures sur la résistance à l'érosion, nous avons soumis des revêtements chargés de 40 % de carbures sans toutefois les refusionner. Les essais d'érosion ont été conduits à un angle d'attaque de 90° durant un temps de deux minutes. Les résultats sont présentés à la figure 4.9.

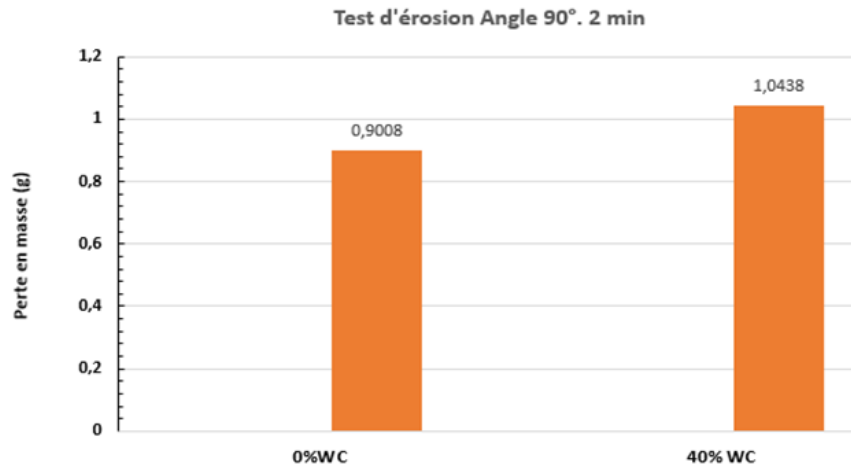


Figure 4.9 : Essais d'érosion de revêtement avec et sans carbures et sans refusion.

Nous remarquons que les revêtements dépourvus de carbures et sans refusion résistent mieux à l'usure érosive que ceux chargés de carbures à 40 % et sans refusion. Ces résultats sont logiques puisque la charge des carbures dans les revêtements augmentent leur dureté à 78.52 HRN15 alors qu'elle était de 55 HRN15 pour les revêtements sans carbures. La présence de carbures rend dans les revêtements rendent ces derniers plus fragiles et sont donc sensibles à l'usure érosive à des angles d'attaque de 90°. L'absence de consolidation des revêtements par un quelconque traitement thermique les rend plus friable et donc plus facilement érodable.

Un traitement thermique, qu'il soit à la flamme ou dans le four, devrait améliorer la tenue à l'érosion des revêtements de NiCr avec des charges de carbures. Les essais suivants devraient confirmer ou infirmer cette hypothèse.

Pour cela, nous avons soumis des revêtements de NiCr avec des charges de 10, 20, 30 et 40 % à une refusion à la flamme du chalumeau et ensuite testés à l'usure érosive à un angle d'attaque des particules abrasives de 90° durant 2.5 minutes. Des revêtements dépourvus de carbures mais soumis à chaleur de la flamme du chalumeau ont introduits pour fin de comparaison. La figure 4.10 résume ces résultats d'érosion.

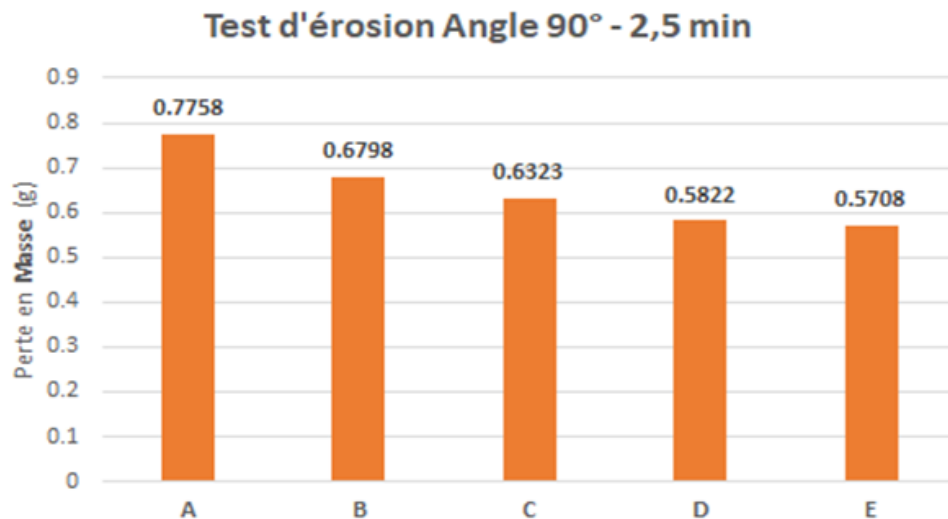


Figure 4.10 : Essais d'érosion des revêtements NiCr avec différentes charges de carbures après refusion durant 2.5 minutes et un angle d'attaque de 90°.

La résistance à l'érosion des revêtements chargés en carbures augmente avec l'augmentation de la charge des carbures. En général, plus la charge des carbures est importante meilleure est la résistance érosive des revêtements chargés et refusionnés. Le traitement thermique par la chaleur à flamme augmente la consolidation des revêtements par l'homogénéisation et la densification. Ces améliorations de la résistance à l'usure érosive restent vraies même pour les revêtements dépourvus de carbure mais refusionnés comme cela était discuté précédemment dans la figure 4.8. Pour les revêtements chargés progressivement en carbures et refusionnés, la résistance à l'usure érosive est à son maximum pour ceux à 40 % de charges de carbures. Le déploiement en surface de particules dans la surface du revêtement le rend plus résistant car plus il y a de carbures en surface plus la probabilité des particules abrasives de tomber sur les carbures est grande et donc leur effet de dégradation de la surface devient moindre. Cependant selon les résultats contenus dans la figure 4.8, il est recommandé à l'avenir de réaliser les essais d'érosion pour tous les angles d'attaque et vérifier comment évoluera l'érosion en fonction des charges de carbures.

Conclusion

L'étude expérimentale a permis de caractériser en profondeur les revêtements composites à base d'Inconel 625 renforcés par différentes proportions de carbure de tungstène (WC), élaborés par projection thermique à la flamme. L'objectif principal était d'évaluer l'influence de la composition et des traitements post-projection (refusion et traitement thermique) sur la qualité microstructurale, les propriétés mécaniques et la résistance à l'érosion des dépôts.

Les observations des **états de surface** ont révélé que la surface des dépôts sans refusion est rugueuse et hétérogène, avec une forte porosité, tandis que la **refusion** permet d'obtenir une surface plus dense, plus homogène et moins rugueuse. Cette amélioration est essentielle pour garantir une meilleure tenue en service, en particulier dans des environnements agressifs.

Concernant **l'épaisseur des revêtements**, des variations notables ont été observées, dues principalement au caractère manuel du procédé de projection. La refusion et le traitement thermique réduisent légèrement l'épaisseur du dépôt, effet attribué à la densification de la structure et à la réduction des porosités.

Du point de vue **microstructural**, la structure lamellaire typique des dépôts thermiques a été observée dans les échantillons non refondus, accompagnée de défauts tels que porosités et particules non fondues. En revanche, la refusion améliore la fusion des particules, réduit significativement les défauts, augmente la densité du revêtement et favorise une meilleure adhérence entre la matrice d'Inconel et les particules de WC. Le **traitement thermique**, quant à lui, agit davantage sur la diffusion des éléments d'alliage et la précipitation de phases durcissantes, contribuant à une structure plus stable.

Les mesures de **dureté** ont démontré une augmentation progressive en fonction de la teneur en WC, atteignant des niveaux maximaux avec la combinaison d'un pourcentage élevé de renfort (jusqu'à 40 %) et la refusion. Cette évolution est due à l'effet de durcissement par dispersion induit par les particules de WC et à l'amélioration de l'homogénéité microstructurale.

En ce qui concerne la **résistance à l'érosion**, les résultats indiquent que sans refusion, l'ajout de WC peut aggraver l'usure en raison d'une mauvaise cohésion entre les phases. En revanche, avec la refusion, une réduction notable des pertes en masse est constatée, en particulier à des angles critiques d'impact. Cela s'explique par une meilleure densité du dépôt, une réduction de la porosité et une interface matrice-renfort plus résistante.

En conclusion, l'ensemble des résultats met en évidence que **la refusion constitue une étape clé** pour améliorer la qualité et la performance des revêtements composites Inconel-WC. Elle permet de tirer pleinement parti des propriétés du carbure de tungstène tout en corrigeant les défauts inhérents au procédé de projection thermique. Le traitement thermique, bien qu'un peu moins efficace que la refusion, apporte également une amélioration significative de la microstructure et de la dureté.

Références Bibliographiques

- [1] A. Prôner, Revêtements par projection thermique, technique de l'ingénieur, Vol. (MD3), 1645(1999), 1-20.
- [2] S. Beauvais, Thèse doctorat : « Etude de l'influence de la porosité sur les propriétés électriques de dépôts réalisés par projection plasma », Ecole de Mines de Paris, 2003
- [3] S. Nourouzi, thèse doctorat : « Contribution à l'étude du procédé Arc-fil pour la réalisation de dépôts métalliques durs résistants à l'usure abrasive », Université de Limoges, 2004.
- [4] C. BAUDRY. Thèse doctorat : « Contribution à la modélisation instationnaire et tridimensionnelle du comportement dynamique de l'arc dans une torche de projection plasma », Université de Limoges, 2003
- [5] N. A. Hussary, J. Heberlein, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (2000), 737-742
- [6] A.A. Syed, P. Denoirjean, A. Denoirjean, J.C. Labbe, P. Fauchais, Proceedings of the 7th European Conference of Thermal Plasma Processes, Strasbourg, France, Begel
- [7] L. Li, B. Kharas, H. Zhang, S. Sampath, Mater. Sci. Eng., 456 (2007), 35-42,
- [8] A.D. Polli, F.F. Lange, C.G. Levi, J. Am. Ceram. Soc., 79 (1996), 1745-1755
- [9] X. Wang, J. Heberlein, E. Pfender, W. Gerberich, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (1995), 31-37
- [10] Site Internet de Gordon England: www.gordonengland.co.uk
- [11] Site Internet Alloys International, Inc: https://alloysintl.com/fr/inventory/nickel-and-cobalt-alloys/inconel_625/
- [12] Stein-Brzozowska, G., Florez, D. M., Maier, J. & Scheffknecht, G. Nickel-base superalloys for ultra-supercritical coal_red power plants: Fireside corrosion. Laboratory studies and power plant exposures, *Fuel* **108**, 521–533 (2013), cf. page 65
- [13] Morbioli, R. & Walter, P. Corrosion des superalliages: cas des aubes de turbines. Corrosion des matériaux à haute température Éditions de Physique, Les Ulis (1987), isbn : 978-2-86883- 053-1, cf. pages 66, 76
- [14] Kadri hadj. Etude de l'usure des pastilles de coupe revêtue lors de l'usinage d'un superalliage à base de cobalt FSX-414. 2016.M'sila.
- [15] Technique de L'ingénieur (Comportement Thermomécanique des alliages métallique [Philippe chomel.
- [16] Matériaux de turbines à combustion – Evolution des tendances (Direction des études et recherches) EDF Electricité de France Octobre 1992.
- [17] GHARBI Soufyane. Etude de l'effet thermique sur le superalliage udimet 500 utilisé dans les turbines à gaz.2016. M'sila.
- [18] C. T. Sims et W. C. Hagel, Superalloys II: [high-temperature materials for aerospace and industrial power]. New York [etc.]: John Wiley & Sons, 1987.
- [19] P. Yvon et F. Carré, « Structural materials challenges for advanced reactor systems », Journal of Nuclear Materials, vol. 385, no 2, p. 217-222, mars 2009.
- [20] R. C. Reed, The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press, 2006.

- [21] G. P. Sabol et R. Stickler, « Microstructure of Nickel-Based Superalloys », *physica status solidi (b)*, vol. 35, no 1, p. 11–52, 1969.
- [22] N. Das, « Advances in nickel-based cast superalloys », *Trans Indian Inst Met*, vol. 63, no 2-3, p. 265-274, avr. 2010.
- [23] R. Cozar et A. Pineau, « Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys », *MT*, vol. 4, no 1, p. 47-59, janv. 1973.
- [24] Isabelle augustins-lecallier, « Conception de nouveaux superalliages MdP base nickel pour disques de turbines », l'École nationale supérieure des mines de Paris, 2011.
- [25] « résultats et interprétations thèse Etude de l'oxydation à haute température d'un alliage de type Incoloy 800H », Scribd.
- [26] 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.
- [27] M. Durand-Charre, *The microstructure of superalloys*. Amsterdam, The Netherlands: Gordon and Breach Science Publishers, 1997.
- [28] Sébastien Chollet. Étude des modifications microstructurales de superalliages à base nickel induites par nitruration assistée plasma. 2014. Poitiers. France.
- [29] Benoît Ter-Ovanesian, « Etude comparative de différents superalliages base Ni pour ressorts de systèmes de maintien », Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse), 2011.
- [30] Matériaux de turbines à combustion – Evolution des tendances (Direction des études et recherches) EDF Electricité de France Octobre 1992.
- [30.a] [Stephen Floreen, Gerhard E. Fuchs et Walter J. Yang, « La métallurgie de l'alliage 625 », *Superalloys 718, 625, 706 et divers dérivés*, The Minerals, Metals and Materials Society, 1994.].
- [31] C.T. SIMS, N. STOLOFF, W.C. HAGEL *Superalloys II: High temperature materials for aerospace and industrial power*. Ed par A Wiley-Interscience Publication, New-York (1987)
- [32]<https://www.epowermetals.com/fr/nickel-based-superalloys-a-guide-to-the-selection-and-application-of-nickel-based-alloys.html>
- [33] A. PRONER. Revêtements par projection thermique. *Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques*, M1645, (2005).