

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE
ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



DÉPARTEMENT DE MÉTALLURGIE
Projet de Fin d'Études pour l'obtention du Diplôme
d'Ingénieur d'État en Métallurgie

COMPORTEMENT EN CHOC
THERMIQUE DES INTERFACES
CUIVRE-ALLIAGE ALUMINIUM

Proposé et encadré par :

Pr. N. MESRATI

Étudié par :

Boualem NAIT-MEDDOUR

Promotion Juin 2011

Remerciement

Je remercie tout d'abord le bon Dieu, le tout puissant de m'avoir donné la foi, la volonté et le courage qui m'a permis d'arriver à la fin de ce modeste travail.

J'exprime toute ma gratitude à mon Promoteur, Monsieur N. MESRATI pour l'aide précieuse et les conseils éclairés au cours de ce travail..

Je suis honoré que Monsieur M. L. DJEGHLAL ait accepté de présider mon jury. Je tiens à exprimer ma gratitude à Messieurs, K. ABADLI et H.YOUSFI qui ont accepté d'examiner et d'évaluer mon mémoire.

Je tiens à remercier vivement Mr A. SADKI qui nous a fourni les échantillons, le technicien de l'Algérie Métallisation Mr Salah qui n'a ménagé aucun effort lors de la réalisation de la projection thermique.

Je voudrais aussi remercier tous les enseignants du département de métallurgie et qui ont participé à ma formation et tous les travailleurs (Abdenour,...) de l'ENP.

Enfin, je remercie tous mes amis, sans exception et sans distinction, pour leur présence et leur soutien.

Dédicace

Je dédie ce modeste travail :

- A mes très chers et tendres parents, que Dieu les protège ;

- A mes frères, mes sœurs, mes neveux et nièces ;

- A toutes les familles Nait Meddeur, Moussouni, Ferhoune ;

- A tous mes amis et collègues du département de métallurgie, de l'Ecole et de la cité BOURAOUI AMAR;

- A tous ceux que j'aime et qui m'aiment, où qu'ils soient.

Boualem NAIT-MEDDOUR

ملخص

بالإسقاط الحراري بواسطة AG3/75E/Cu و AU4G/75E/Cu هذا العمل موجه لانجاز المر آبين القوس الكهربائي بين سلكين من اجل معالجة السلوك السيئ لخلاتنط الألمنيوم المستخدمة في صناعة الطيران في موجهة الإجهاد الحراري الدورية.

بعد انجاز المرابين ، قمنا بتحليل بعض الخصائص والعوامل التي تؤثر بشكل مباشر على الضغوط الميكانيكية والحرارية للمساحة الخاصة.

الكلمات المفتاحية : الإسقاط الحراري، الإرهاق الحراري ، الاجتهادات المتبقية ، الالتحام ، خلانط الألمنيوم،

Abstract:

The main objective of this work is to produce two composites: AG3/75E/Cu and AU4G/75E/Cu. For this purpose, we consider an approach by thermal projection using an electric arc between two threads in order to address the bad behavior of aluminum aeronautical alloys against thermal fatigue cycles.

Following the development of multilaterals, we analyzed some properties and factors that directly affect the mechanical and thermal stresses of the surface area.

Key words: Thermal projection, Thermal fatigue, Residual stresses, Adhesion, Aluminum alloys.

Résumé:

Ce travail consiste à réaliser deux composites AG3/75E/Cu et AU4G/75E/Cu par projection thermique à l'arc électrique entre deux fils afin de remédier au mauvais comportement des alliages d'aluminium aéronautiques face à la fatigue thermique cycliques.

Après l'élaboration des multi-matériaux, nous avons analysé quelques propriétés et facteurs qui influent directement sur les sollicitations mécaniques et thermiques de la surface spécifique.

Mots clés: Projection thermique, Fatigue thermique, Contraintes résiduelles, Adhérence, Alliages d'Aluminium.

Table des matières

| | |
|--|----|
| Introduction Générale..... | 1 |
| Chapitre I : Aluminium et ses alliages | 3 |
| I.1. Fabrication de l'aluminium..... | 4 |
| I.1.1. La production de l'alumine..... | 5 |
| I.1.2. Procédé électrolytique utilisé pour produire de l'aluminium | 5 |
| I.2. Principales caractéristiques de l'aluminium | 6 |
| I.2.1. les atouts de l'aluminium | 6 |
| I.2.2. Les propriétés mécaniques de l'aluminium..... | 7 |
| I.2.3. Les propriétés chimiques de l'aluminium | 7 |
| I.2.4. Les propriétés physiques de l'aluminium | 8 |
| I.3. La métallurgie de l'aluminium..... | 9 |
| I.3.1. Les familles d'alliages d'aluminium..... | 9 |
| I.3.1.1. Les éléments d'alliages..... | 9 |
| I.3.1.2. Les éléments d'addition | 10 |
| I.3.1.3. Les impuretés | 10 |
| I.4. Classification des alliages d'aluminium..... | 10 |
| I.4.1. Système américain | 10 |
| I.4.1.1. Désignation américaine des alliages d'aluminium corroyé | 10 |
| I.4.1.2. Désignation Américaine des alliages de fonderie | 11 |
| I.5. Recyclage de l'aluminium | 11 |
| I.6. Les principales applications de l'aluminium et ses alliages | 12 |
| Chapitre II : Traitements de surfaces et projection thermique..... | 14 |
| II.1. Les différents traitements de surface | 15 |
| II.2. La projection thermique | 16 |
| II.2.1. La projection par flamme..... | 16 |
| II.2.1.2. La projection flamme-poudre | 17 |
| II.2.1.3. Projection supersonique par combustion..... | 17 |
| II.2.1.4. Le canon à détonation | 18 |
| II.2.2. La projection par arc électrique..... | 18 |
| II.2.2.1. La projection par plasma | 18 |

| | |
|---|----|
| II.2.2.2. Projection à arc électrique entre deux fils | 18 |
| II.3. Caractérisation des revêtements par CND | 20 |
| II.3.1. Analyse par Ultrasons..... | 20 |
| II.3.2. Emissions acoustiques | 20 |
| II.3.3. Les courants de Foucault..... | 21 |
| II.4. Le cuivrage | 22 |
| II.4.1. Les caractéristiques du cuivre | 22 |
| II.4.2. Dépôts de cuivre | 22 |
| II.4.2.1. Caractéristiques et structure des dépôts | 22 |
| II.4.2.2. Contrôle des revêtements | 23 |
| II.4.2.3. Applications..... | 23 |
| Chapitre III: La fatigue thermique | 24 |
| III.1. Définition de la fatigue et choc thermique..... | 25 |
| III.2. Les Mécanisme de la fatigue thermique | 25 |
| III.3. Contraintes d'origine thermique..... | 27 |
| III.4. Les contraintes thermiques résiduelles | 27 |
| III.5. Les fissurations d'origine thermique | 28 |
| III.5.1 Amorçage d'une fissure..... | 28 |
| III.5.2. La propagation des fissures | 29 |
| III.5.3. Rupture inter-faciale des multi-matériaux..... | 29 |
| III.6. Les facteurs de la fatigue thermique..... | 31 |
| III.6.1. La nature de cycle thermique..... | 31 |
| III.6.2. Les facteurs thermiques | 31 |
| Chapitre IV: Procédures Expérimentales | 32 |
| IV.1. Matériaux étudiés | 33 |
| IV.1.1. Composition chimique des antagonistes utilisés | 33 |
| IV.1.2. Dimensions appliquées des échantillons étudiés | 34 |
| IV.2. Techniques expérimentales et préparation des éprouvettes..... | 34 |
| IV.2.1. Préparation des pièces à traiter | 35 |
| IV.2.2. La projection thermique | 36 |
| IV.2.2.1. Le pistolet de projection exploité | 37 |
| IV.2.2.2. Les paramètres et les conditions de projection..... | 37 |
| IV.3. La fatigue thermique..... | 39 |

| | |
|---|----|
| IV.3.1. Dispositif de la fatigue thermique..... | 39 |
| IV.3.2. Le cycle thermique..... | 41 |
| IV.3.3. Les conditions du traitement de fatigue thermique..... | 41 |
| IV.4. Techniques d'analyse | 42 |
| IV.4.1. Analyse métallographique | 42 |
| IV.4.1. Etude de comportement en frottement et usure des composites élaborés | 44 |
| IV.4.2. Microscope Electronique à Balayage..... | 44 |
| Chapitre V: Résultats et Interprétations | 45 |
| V.1: Structure du dépôt..... | 46 |
| V.1.1. Observations en Microscopie Optique | 46 |
| V.1.2. Discussions et interprétations | 55 |
| V.2. Comportement en frottement et usure des couples élaborés..... | 55 |
| Conclusion Générale | 59 |

Figure I.1 : Les principales étapes de fabrication des produits en Aluminium.....5

Figure I.2 : Production d'aluminium en milliers de tonnes par continent.....6

Figure I.3 :Influence des éléments d'addition sur le module d'élasticité des alliages d'aluminium.....7

Figure I.4 :Recyclage de l'Aluminium.....12

Figure I.5 : Répartition par secteur d'utilisation.....13

Figure II.1 : Principales techniques utilisées en traitement de surface15

Figure II.2 : Principe fondamental de la projection thermique16

Figure II.3 :Schéma de principe d'un pistolet flamme-poudre.....17

Figure II.4 : Principe de la projection à arc entre deux fils.....19

Figure II.5 : Diffraction fissure soudure.....20

Figure II.6 : Chaîne de contrôle par courants de Foucault pulsés.....21

Figure III.1 : Mécanismes de la fatigue thermique, diagramme de NorthCott et baron26

Figure III.2 : Mécanismes d'amorçage des fissures sous contraintes thermiques cycliques.....29

Figure III.3 : Variation en volume d'un multi-matériau ayant subi des cycles thermique (1-revêtement, 2-substrat).....30

Figure IV.1 : Dimensions de la plaque utilisée.....34

Figure IV.2 : Principe de la projection à arc entre deux fils.....36

Figure IV.3 :Pistolet de projection à arc entre deux fils « ARC SPRAY 234».....37

Figure IV.4 : Forme finale de l'échantillon après revêtements.....38

Figure IV.5 :Dispositif de la fatigue thermique.....39

| | |
|--|----|
| Figure IV.6 : La phonographie du dispositif de la fatigue thermique utilisé..... | 40 |
| Figure IV.7 : Cycle thermique..... | 41 |
| Figure IV.8 : Polisseuse utilisée est de type FOCIPOLE | 43 |
| Figure IV.9 : Polisseuse de finition de type MECAPOL P200 | 43 |
| Figure IV.10 : Microscope optique OLYMPUS | 43 |
| Figure V.11 : Tribomètre..... | 44 |
| Figure. V.12 : tribomètre utilisé..... | 44 |
| Figure. V.1 : Microstructure du multimatériau (AU4G/75E/Cu)..... | 46 |
| Figure V.2 : Analyse métallographique des dépôts de Cu sur l'AU4G et L'AG3 avec sous couche d'accrochage en NiAl..... | 47 |
| Figure V.3 : Micrographies du multimatériau AU4G/75E/Cu | |
| a) à 0 cycles, b) après 100 cycles, c) après 460 cycles..... | 49 |
| Figure V. 4: Micrographies du multimatériau AG3/75E/Cu | |
| a) à 0 cycles, b) après 100 cycles, c) après 460 cycles..... | 50 |
| Figure V.6 : Taux de propagation de la fissure entre le substrat et la couche d'accrochage..... | 52 |
| Figure V.7 : Taux de propagation de la fissure entre la couche d'accrochage et le dépôt..... | 52 |
| Figure V.8: Taux de propagation de la fissure entre le substrat et la couche d'accrochage..... | 54 |
| Figure V.9 : Taux de propagation de la fissure entre la couche d'accrochage et le dépôt..... | 54 |
| Figure V.10: Evolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de cycles pour le composite AG3/75E/Cu..... | 56 |
| Figure V.11: Image MEB de la trace d'usure du couple et analyse en EDAX pour le composite AG3/75E/Cu..... | 57 |
| Figure V.12 : Image MEB de la trace d'usure du couple et analyse en EDAX pour le composite AU4G/75E/Cu..... | 58 |

| | |
|---|----|
| Tableau I.1 : Influence de la température sur le module d'élasticité des alliages d'aluminium..... | 7 |
| Tableau I.2 : Echelle de potentielles aptitudes à la dissolution..... | 8 |
| Tableau I.3 : Propriétés de l'aluminium pur..... | 8 |
| Tableau I.4 : Eléments d'alliage et familles d'alliages d'aluminium..... | 9 |
| Tableau I.5 : Désignation Américaine des alliages d'aluminium corroyés..... | 11 |
| Tableau I.6 : Désignation Américaine des alliages d'Aluminium de fonderie..... | 11 |
| Tableau II.1 : Propriétés principales des alliages utilisés dans la projection thermique..... | 19 |
| Tableau II.2 : Les principales caractéristiques du cuivre..... | 22 |
| Tableau IV.1 : Analyse spectrochimique de l'AU4G..... | 33 |
| Tableau IV.2 : Analyse spectrochimique de l'AG3..... | 34 |
| Tableau IV.3 : Composition chimique du NiAl..... | 34 |
| Tableau IV.4 : Composition chimique du dépôt Cu..... | 34 |
| Tableau IV.5 : Echelle de potentielles aptitudes à la dissolution..... | 35 |
| Tableau IV.6 : Les paramètres de projection..... | 38 |
| Tableau IV.7 : Les conditions de projection..... | 38 |
| Tableau IV.8 : Les paramètres du cycle thermique..... | 42 |
| Tableau V.1 : Taux de propagation de la fissure pour le composite base AU4G..... | 51 |
| Tableau V.2 : Taux de propagation de la fissure pour le composite base AG3..... | 53 |



Introduction Générale

Le choix des matériaux métalliques à l'échelle industrielle, nécessite une connaissance approfondie des métaux et alliages métalliques, de leur assemblage ainsi qu'une maîtrise des techniques d'investigation, d'analyse et d'étude. En effet, la réponse des structures métalliques à des sollicitations appliquées (mécaniques et/ou thermiques) est liée à la microstructure finale obtenue suite aux procédés d'élaboration et à la gamme de fabrication et de mise en forme.

L'amélioration des matériaux existants et le développement de nouveaux matériaux sont reconnus comme étant un des domaines-clés de l'essor industriel. Les traitements de surface permettent, par une combinaison appropriée des propriétés-volume et propriétés-surface, de réaliser des économies en matériau et en énergie. Des matériaux totalement nouveaux peuvent également être générés.

Les bonnes caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium, leur légèreté et leur résistance à la corrosion leur ouvrent un domaine d'application très important dans les industries de pointe, et plus particulièrement en aéronautique. Les problèmes rencontrés sont dus, en particulier aux sollicitations à haute température (fatigue thermique... etc).

Le cyclage thermique chauffage/refroidissement provoque la fatigue thermique et engendre des contraintes responsables de l'endommagement des structures et de la réduction de leur durée de vie.

La projection thermique permet d'élaborer des dépôts par empilement de particules accélérées à plus ou moins grande vitesse et chauffées à plus ou moins haute température sur un substrat. Cette technique est couramment utilisée dans de nombreux secteurs industriels. La réalisation de revêtements projetés de haute qualité passe par une bonne cohésion du dépôt et une adhérence élevée des revêtements sur leur substrat. Du fait de leur mode d'élaboration, les microstructures des interfaces dépôt/substrat et particule/particule obtenues par projection thermique sont complexes et les propriétés en dépendant hétérogènes. Afin d'optimiser l'adhérence des revêtements, il est donc nécessaire d'établir des relations entre microstructure et résistance de ces interfaces.

Notre étude s'insère dans cette optique et le travail entrepris comporte deux grandes parties :

- Étude bibliographique relative aux investigations concernant la technique de la projection thermique, la fatigue thermique des matériaux, les généralités sur l'aluminium et ses alliages ainsi que le cuivrage.
- Étude expérimentale comportant la présentation des matériaux et équipements exploités, les démarches de préparation des composites qui comportent la présentation des matériaux (AG3/75E/Cu et AU4G/75E/Cu) et technique telles que la projection thermique à l'arc électrique entre deux fils, la fatigue par cycles thermiques et enfin les différentes méthodes utilisées pour examiner et analyser l'adhérence du revêtement obtenu avec les deux matériaux de base (microscopie optique, tests de la microdureté, tests d'usure...).

Cette étude sera terminée par une conclusion générale regroupant les principaux résultats obtenus et les perspectives de ce travail.



Chapitre I

l'Aluminium et ses alliages

C'est le chimiste Louis de Guyton de Morveau (1736-1816), qui appela «alumine» l'un des sulfates contenus dans l'alun. Le mot «alumine» dérivé du latin **alumen** qui aurait désigné pendant la période romaine l'alun de potassium $KAl(SO_4)_2 \cdot 12H_2O$. Mais l'usage n'a pas retenu «alumine» pour désigner le minerai d'aluminium mais plutôt la «bauxite» qui contenait 40 à 50 % d'alumine, le reste étant constitué principalement d'oxyde de fer et de silice. Bien que très répandu dans l'écorce terrestre l'aluminium n'est devenu un métal industriel qu'à la fin du XIX^e siècle.

C'est à sir Humphrey Davy (1778-1829) que l'on attribue la découverte du métal qu'il appela aluminium en 1809 puis c'est les chimistes Hans Christian Ørsted (1777-1829) et ensuite Friedrich Wöhler (1800-1882) s'orientèrent sur la réduction du chlorure d'aluminium par potassium et réussissent (1827) à produire du métal suffisamment pur pour pouvoir déterminer quelques unes des propriétés dont sa faible densité. Après en 1825, Henri Sainte-Claire Deville (1817-1881) a perfectionné le procédé Wöhler. Il remplaça le potassium par le sodium[1].

La première fabrique fut installée par Henri Sainte-Claire Deville en 1825 à Paris, elle dut cesser rapidement son activité. En 1829 après sa reprise, elle arriva à produire 500kg de l'aluminium et 2959kg en 1829 l'année de l'arrêt de ce procédé. Les premiers kilogrammes d'aluminium étaient vendus plus cher que l'argent, l'aluminium qu'Henri Sainte-Claire Deville compare souvent à l'argent, était surtout utilisé en orfèvrerie et en bijouterie.

Ce n'est qu'en 1825 que la production commerciale de l'Aluminium débuta suite à la découverte simultanée de Paul Louis Toussaint Héroult en France, et Charles Martin Hall aux Etats Unis du procédé d'électrolyse de l'oxyde d'Aluminium dissous dans un bain de cryolithe en fusion. C.M. Hall monte en 1825 une usine pour la réduction Co qui deviendra en 1825 l'Aluminium **Company of America**. La production mondiale de celui-ci fut de 6000 tonnes en 1825 et qui a régulièrement augmenté surtout après 1825 pour atteindre une production mondiale actuelle de 20 000 kT [1].

I.1.Fabrication de l'aluminium

L'aluminium est un des éléments les plus abondants dans l'écorce terrestre, la bauxite est la source majeure de l'aluminium, sa production industrielle s'effectue en deux étapes principales; la production de l'alumine à partir de la bauxite, puis l'extraction de l'aluminium à partir de cette alumine.

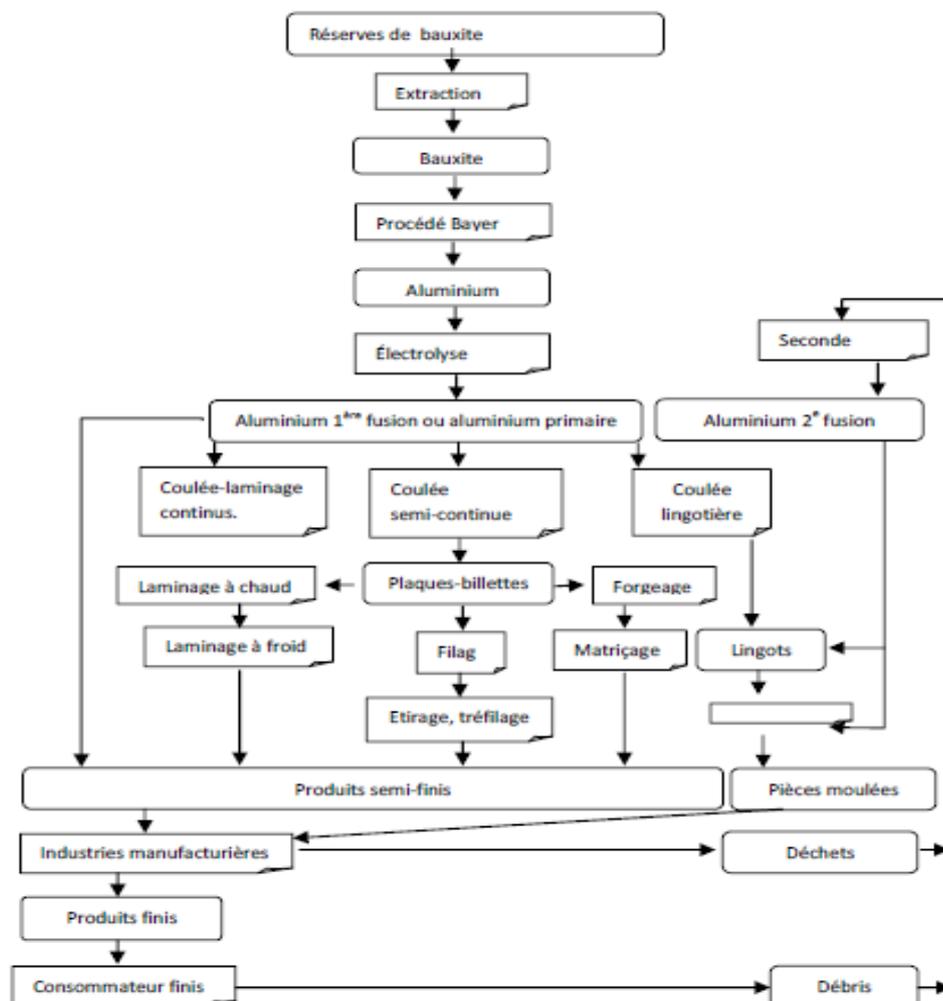


Figure I.1 : Les principales étapes de fabrication des produits en Aluminium [2].

I.1.1. La production de l’alumine

L’alumine est présente dans de nombreuses espèces minérales telles que les argiles et les schistes. Le seul minerai industriellement utilisé est la bauxite, car les bauxites contiennent 40 à 50% d’alumine, le reste étant constitué principalement de l’oxyde de fer Fe_2O_4 (qui lui donne la couleur rouge) et de la silice SiO_2 . Ainsi le procédé d’extraction est le plus rentable pour cette roche. L’alumine est extraite de la bauxite par le procédé Bayer : la bauxite est broyée puis attaquée à chaud par de la soude. On obtient une liqueur qui après séparation des oxydes de fer et de silicium est envoyée dans des décomposeurs pour précipitation de l’alumine [3].

I.1.2. Procédé électrolytique utilisé pour produire de l’aluminium

Le procédé électrolytique consiste à réduire par électrolyse de l’alumine dissoute dans de la cryolithe composée de fluorure d’aluminium dans une cuve garnie de carbone et traversée par un courant électrique de haute intensité [3].

Bien qu’en tonnage, la production d’Aluminium ne représente qu’un peu plus de 2% de celle des aciers, ce métal (et les alliages qui en dérivent) arrive en seconde position en ce qui concerne la production et l’utilisation des matériaux métalliques (Figure I.2).

L'Aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui, dans bien des circonstances, en font un matériau irremplaçable. Parmi celles-ci, on présentera les plus importantes [4].

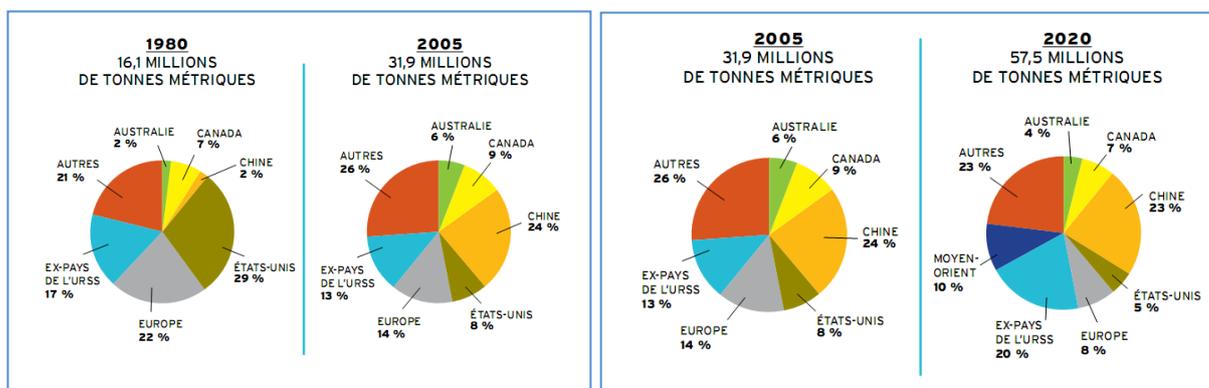


Figure I.2 : Production d'aluminium en milliers de tonnes par continent[5].

I.2. Principales caractéristiques de l'aluminium

I.2.1. les atouts de l'aluminium

La consommation mondiale de l'aluminium et ses alliages augmente régulièrement depuis 1950, tel que l'aluminium occupe la première place de la métallurgie des métaux non ferreux. Cette croissance régulière s'explique par plusieurs propriétés qui sont autant d'atouts décisifs dans le choix des utilisateurs [5] :

1- La légèreté ;

Ceux qui ont découvert l'aluminium avaient été impressionnés par sa faible densité, car la masse volumique de ce métal est de $\rho_v = 2700 \text{Kg.cm}^{-3}$, soit près trois fois moins que celle des aciers et celle des alliages d'aluminium $\rho_v = 2600 \text{ à } 2800 \text{Kg.cm}^{-3}$.

La légèreté est le premier avantage de l'aluminium, puisque plusieurs domaines d'applications tirent profit de cette propriété comme le transport, les différentes applications mécaniques et le transport d'électricité. Mais la légèreté n'est pas seulement un atout pour application, elle a aussi des conséquences sur le fonctionnement des ateliers et les conditions de travail, ainsi que le coût d'investissement [1].

2- La conductivité thermique ;

3- La conductivité électrique ;

4- La tenue à la corrosion ;

5- L'aptitude aux traitements de surfaces ;

6- La diversité des alliages d'aluminium ;

7- La facilité de mise en forme.

I.2.2. Les propriétés mécaniques de l'aluminium

L'Aluminium pur est très déformable à chaud et à froid, il est donc très ductile. Il a une limite élastique $R_e = 30$ à 40 Mpa (qui passe à 150 à l'état écroui), une charge de rupture $R = 70$ à 100 Mpa (200 à l'état écroui), un allongement de 10 à 60 % à l'état recuit (env. 5 % à l'état écroui) avec une dureté de 15 à 25 HB. Son coefficient de dilatation thermique à 20°C $\alpha_1 = 22,4 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ [6].

Le module d'élasticité varie en fonction de la température et des éléments d'additions.

Tableau I.1 : Influence de la température sur le module d'élasticité des alliages d'aluminium [7].

| Température (°C) | Module d'élasticité (%) |
|------------------|-------------------------|
| -195 | 112 |
| -85 | 105 |
| -29 | 102 |
| +24 | 100 |
| +100 | 98 |
| +149 | 95 |
| +204 | 90 |
| +260 | 80 |

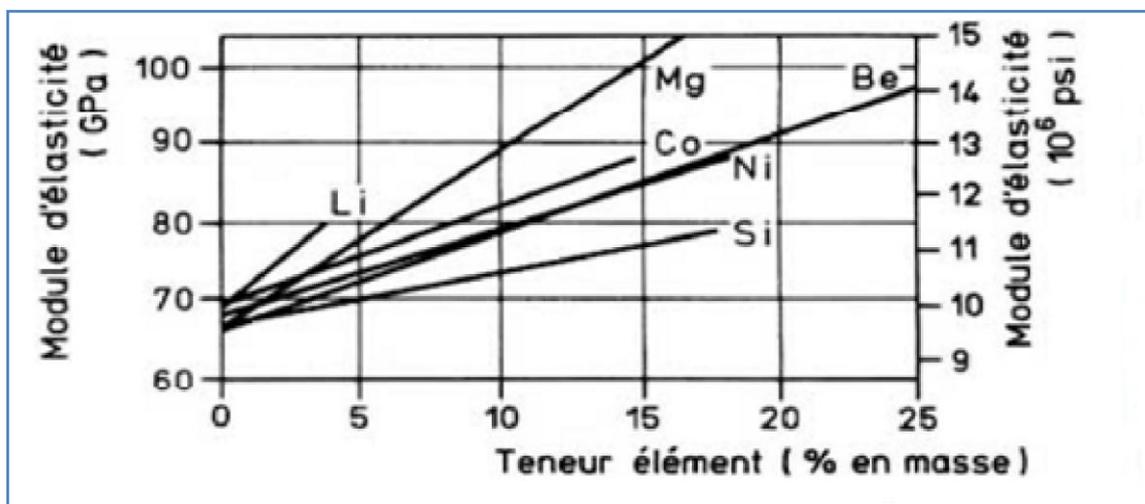


Figure I.3 : Influence des éléments d'addition sur le module d'élasticité des alliages d'aluminium [7].

I.2.3. Les propriétés chimiques de l'aluminium

L'aluminium est un métal naturellement passif et n'a pas besoin d'être passivé comme on le fait pour certains métaux.

Le potentiel de dissolution de l'aluminium dans la plupart des milieux aqueux est de l'ordre de -500 mV par rapport à l'électrode à hydrogène alors que son potentiel

standard(E_0) est de 1600mV. Un tel niveau de potentiel aussi électronégatif, la place parmi les métaux les plus oxydables (**Tableau I.2**). L'expérience montre que c'est un métal très stable, en milieu oxydants (air, eau, etc.). Ce comportement est du au fait que, l'aluminium est recouvert d'un film d'oxyde naturel continu et uniforme de formule chimique Al_2O_3 , qui se forme spontanément en milieu oxydant suivant la réaction [8] :

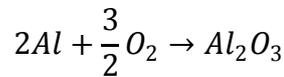


Tableau I.2 : Echelle de potentielles aptitudes à la dissolution [1].

| Réaction d'électrode | Potentiel standard (V) à 25 °C |
|--|--------------------------------|
| K ↔ K ⁺ + e ⁻ | -2,93 |
| Na ↔ Na ⁺ + e ⁻ | -2,71 |
| Mg ↔ Mg ²⁺ + 2e ⁻ | -2,38 |
| Al ↔ Al³⁺ + 3e⁻ | -1,66 |
| Zn ↔ Zn ²⁺ + 2e ⁻ | -0,76 |
| Cr ↔ Cr ³⁺ + 3e ⁻ | -0,71 |
| Fe ↔ Fe ²⁺ + 2e ⁻ | -0,44 |
| Ni ↔ Ni ²⁺ + 2e ⁻ | -0,23 |
| Sn ↔ Sn ²⁺ + 2e ⁻ | -0,14 |
| H₂ ↔ 2H⁺ + 2e⁻ | 0 |
| Cu ↔ Cu ²⁺ + 2e ⁻ | +0,34 |
| Ag ↔ Ag ²⁺ + 2e ⁻ | +0,8 |
| Pt ↔ Pt ²⁺ + 2e ⁻ | +1.2 |
| Au ↔ Au ³⁺ + 3e ⁻ | +1,42 |

I.2.4. Les propriétés physiques de l'aluminium

Les principales propriétés de l'aluminium non allié sont indiquées dans le tableau suivant :

Tableau I.3 : Propriétés de l'aluminium pur [1].

| Propriété | Unité | Valeur | Remarque |
|---|--------------------------------------|-----------------------|----------------------------------|
| Numéro atomique | | 13 | |
| Masse volumique | kg.m ⁻³ | 2 698 | |
| Point de fusion | °C | 660,45 | Sous 1 013.10 ⁻³ bar |
| Point d'ébullition | °C | 2 056 | Sous 1 013 .10 ⁻³ bar |
| Pression de vapeur | Pa | 3,7. 10 ⁻³ | A927°C |
| Energie interne massique | j.kg ⁻¹ | 3,98 .10 ⁵ | |
| Capacité thermique massique C _p | j.kg ⁻¹ . K ⁻¹ | 897 | à 25°C |
| Conductivité thermique λ | W. m ⁻¹ . K ⁻¹ | 237 à 27°C | 60%celle de cuivre |
| Coefficient de dilation linéique α ₁ | 10 ⁻⁶ K ⁻¹ | 23,1 | à 25°C |
| Résistivité électrique ρ | 10 ⁻⁹ Ω. m | 26,548 à 25°C | 65% celle de cuivre |
| Susceptibilité magnétique K | | 0,6.10 ⁻³ | à 25°C |
| Module d'élasticité E | MPa | 69 000 | |

I.3. La métallurgie de l'aluminium

Les métaux non alliés ont généralement peu d'application à cause de leurs propriétés singulières. Elles sont souvent limitées à un champ d'application très restreint.

Pour améliorer ou pour modifier certaines propriétés d'un métal pur (non allié), on lui ajoute d'autres métaux (ou metalloïdes) pour créer des alliages.

I.3.1 .Les familles d'alliages d'aluminium

Il existe actuellement plus de 400 alliages d'Aluminium (alliages corroyés) et plus de 200 alliages de fonderie [9].

- **Les alliages corroyés** : produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid tels que le filage, le laminage... etc.
- **Les alliages de moulage** : ils sont obtenus directement par fonderie.

Dans la construction, l'Aluminium est surtout utilisé sous forme d'alliages obtenus par l'adjonction de faibles quantités d'autres métaux : cuivre, fer, manganèse, magnésium, zinc, ainsi que de silicium.

Ces alliages peuvent avoir des propriétés mécaniques très améliorées par rapport à l'aluminium pur, propriétés semblables à celles d'un bon acier de construction. Ils restent très légers, résistants à la corrosion, ductiles et malléables, bons conducteurs de la chaleur et de l'électricité [10].

Les alliages industriels sont constitués :

- d'éléments d'alliage,
- d'éléments d'addition,
- d'impuretés.

I.3.1.1. Les éléments d'alliages

Ils sont ajoutés en quantités de 1 à 7 % (en teneur pondérale) pour les alliages de corroyage, et jusqu'à 20 % dans les alliages de moulage.

La métallurgie des alliages d'aluminium industriels est donc basée sur six systèmes :

- Aluminium-cuivre,
- Aluminium-manganèse,
- Aluminium-silicium (avec ou sans magnésium),
- Aluminium-magnésium,
- Aluminium-magnésium-silicium,
- Aluminium-zinc (avec ou sans cuivre),

L'influence des éléments d'alliage est indiquée dans le **Tableau I.3.**

Tableau I.4 : Eléments d'alliage et familles d'alliages d'aluminium[1].

| Élément d'alliage | Famille des moulés | | Famille des corroyés |
|------------------------|--------------------|--|----------------------|
| Aucun | 10000 | | 1000 |
| Cuivre | 20000 | | 2000 |
| Manganèse | - | | 3000 |
| Silicium | 40000 | | 4000 |
| Magnésium | 50000 | | 5000 |
| Magnésium | - | | 6000 |
| Zinc (et cuivre) zamak | 70000 | | 7000 |

I.3.1.2. Les éléments d'addition

Ils sont ajoutés souvent en plus faibles quantités, (en générale moins de 1%) pour améliorer certaines propriétés, mais sans changer le groupe d'appartenance, telle que la finesse des grains, la trempabilité et la soudabilité. Les éléments d'addition classiques sont le Fer, le Chrome, le Nickel, le Titane, le Plomb et le Bore [1].

I.3.1.3. Les impuretés

Le Fer et le Silicium sont les deux principales impuretés utilisées, le rapport Fe/Si est environ de 2 % pour la plupart des alliages d'Aluminium [1].

I.4 .Classification des alliages d'aluminium

La meilleure façon de mieux connaître les alliages d'Aluminium est de se familiariser avec les différents systèmes utilisés pour classer ces matériaux et bien les exploiter en fonction des domaines d'application.

I.4.1. Système américain

En Amérique du Nord, **Aluminium Association** est responsable de la classification des alliages tant pour les alliages corroyés que pour les alliages de fonderie.

Les alliages d'aluminium sont subdivisés en groupes sur base de leurs propriétés telles que traitement thermique et mécanique et éléments d'alliage principaux.

Les alliages (corroyés) sont désignés par un nombre de quatre chiffres et les alliages de fonderie par un nombre de trois chiffres suivi d'un point et d'un chiffre indiquant s'il s'agit d'une pièce moulée ou d'un lingot [9].

I.4.1.1. Désignation américaine des alliages d'aluminium corroyé

Le premier chiffre indique l'élément d'alliage le plus important (Xxxx). Il est également utilisé pour désigner les différentes séries d'alliages d'aluminium telles que séries 1000, 2000 jusqu'à 8000 (**Tableau I.5**).

Le deuxième chiffre (xXxx), s'il n'est pas nul, indique s'il y a eu modification de l'alliage spécifique.

Les troisième et quatrième chiffres identifient un alliage spécifique dans la série. Par exemple. Pour l'alliage 5183, le chiffre (5) indique qu'il s'agit d'un alliage de magnésium, le chiffre (1) indique qu'il s'agit de la première modification par rapport à l'alliage originel 5083 et le nombre (83) identifie l'alliage dans la série5xxx. La seule exception dans ce système est la série 1xxx (aluminium pur) où les deux derniers chiffres donnent la teneur en aluminium minimale au-dessus de 99 %. L'alliage 1350 contient donc au moins 99,50 % d'Aluminium [9].

Tableau I.5: Désignation Américaine des alliages d'aluminium corroyés [9].

| Séries d'Alliages | Éléments d'Alliages Principaux |
|-------------------|--------------------------------|
| 1XXX | 99% d'Aluminium minimum |
| 2XXX | Cuivre |
| 3XXX | Manganèse |
| 4XXX | Silicium |
| 5XXX | Magnésium |
| 6XXX | Magnésium et Silicium |
| 7XXX | Zinc |
| 8XXX | Autres Elément |

I.4.1.2. Désignation Américaine des alliages de fonderie

Ce système contient trois chiffres plus une décimale (par ex. 356.0).
 Le premier chiffre (Xxx.x) désigne l'élément d'alliage principal (**Tableau I.6**).
 Les deuxième et troisième chiffres identifient l'alliage spécifique.
 Le chiffre après le point indique s'il s'agit d'une pièce moulée (0) ou d'un lingot (1 ou 2) [9].

Tableau I.6 : Désignation Américaine des alliages d'Aluminium de fonderie [9].

| Séries d'Alliages | Éléments d'Alliages Principaux |
|-------------------|-----------------------------------|
| 1XX.X | 99% d'Aluminium minimum |
| 2XX.X | Cuivre |
| 3XX.X | Silicium + Cuivre et/ou Magnésium |
| 4XX.X | Silicium |
| 5XX.X | Magnésium |
| 6XX.X | N'existe pas |
| 7XX.X | Zinc |
| 8XX.X | Autres Elément |

I.5. Recyclage de l'aluminium

L'aluminium récupéré est dirigé vers des centres de tri, où un séparateur magnétique extrait les métaux ferreux. Les déchets sont ensuite compactés et envoyés dans les usines de recyclage en Allemagne et en Italie. Là, l'aluminium est broyé puis passé dans un four à pyrolyse où matières plastiques, papiers et vernis sont décomposés et gazéifiés, alors que l'aluminium métallique y est fondu et récupéré sous forme de lingots de métal. Ceux-ci pourront ensuite être apprêtés par laminage en tôle, feuille, ou bande, ou moulés en profilés de différentes formes [11].

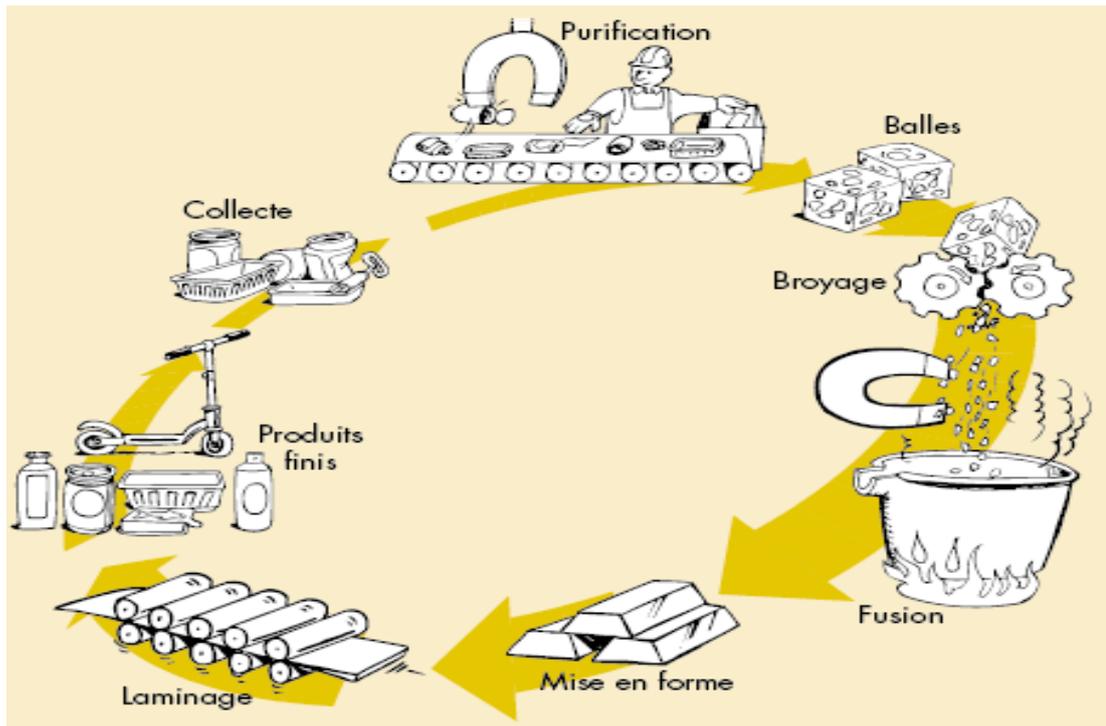


Figure I.4 : Recyclage de l'Aluminium [11].

I.6 .Les principales applications de l'aluminium et ses alliages

Parmi les secteurs utilisant l'aluminium, on peut citer :

- les transports (automobiles, avions, camions, trains, bateaux, etc.) ;
- l'emballage (boîtes de conserve, papier aluminium, canettes, barquettes, et notamment les emballages alimentaires ;
- la construction (fenêtres, portes, etc.) ;
- les biens de consommation (appareils, ustensiles de cuisine etc.) ;
- les fils électriques (la conductivité de l'aluminium ne représente que 65 % de celle du cuivre, mais l'aluminium est plus léger et moins cher) ;
- de l'aluminium très pur (99,980 à 99,999 %) est employé en électronique et pour la fabrication des CD.

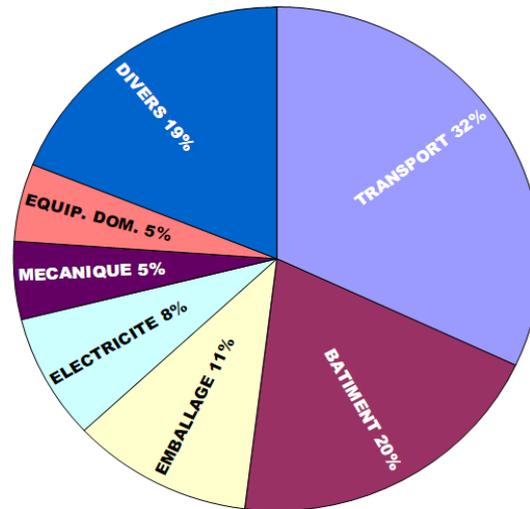


Figure I.5 : Répartition par secteur d'utilisation [5].



Chapitre II

Les traitements de surfaces et la projection thermique

Dans le domaine des revêtements et traitements de surface, pris au sens large, Les notions de surface et d'interface ont un rôle majeur. Ces deux discontinuités ou pseudo-discontinuités conditionnent, suivant leurs caractéristiques, les propriétés fonctionnelles telles que la résistance à la corrosion, aptitude au collage, aspect, résistance à l'usure et au frottement, dureté, résistance à la fatigue thermique...etc. En effet, en termes physiques, les discontinuités structurales plus ou moins marquées aux surfaces et aux interfaces entraînent une énergie intrinsèque à celle du réseau idéal ; ceci se traduit, entre autres, par une réactivité marquée, par des ségrégations et /ou par des précipitations [12].

II.1. Les différents traitements de surface

On entend par traitement de surface toutes les opérations mécaniques, chimiques, Electrochimiques ou physiques qui ont pour conséquence de modifier l'aspect ou la structure de la surface des matériaux afin de l'adapter à des conditions d'utilisation données [13].

Les procédés de traitement de surface se répartissent en quatre grandes familles.

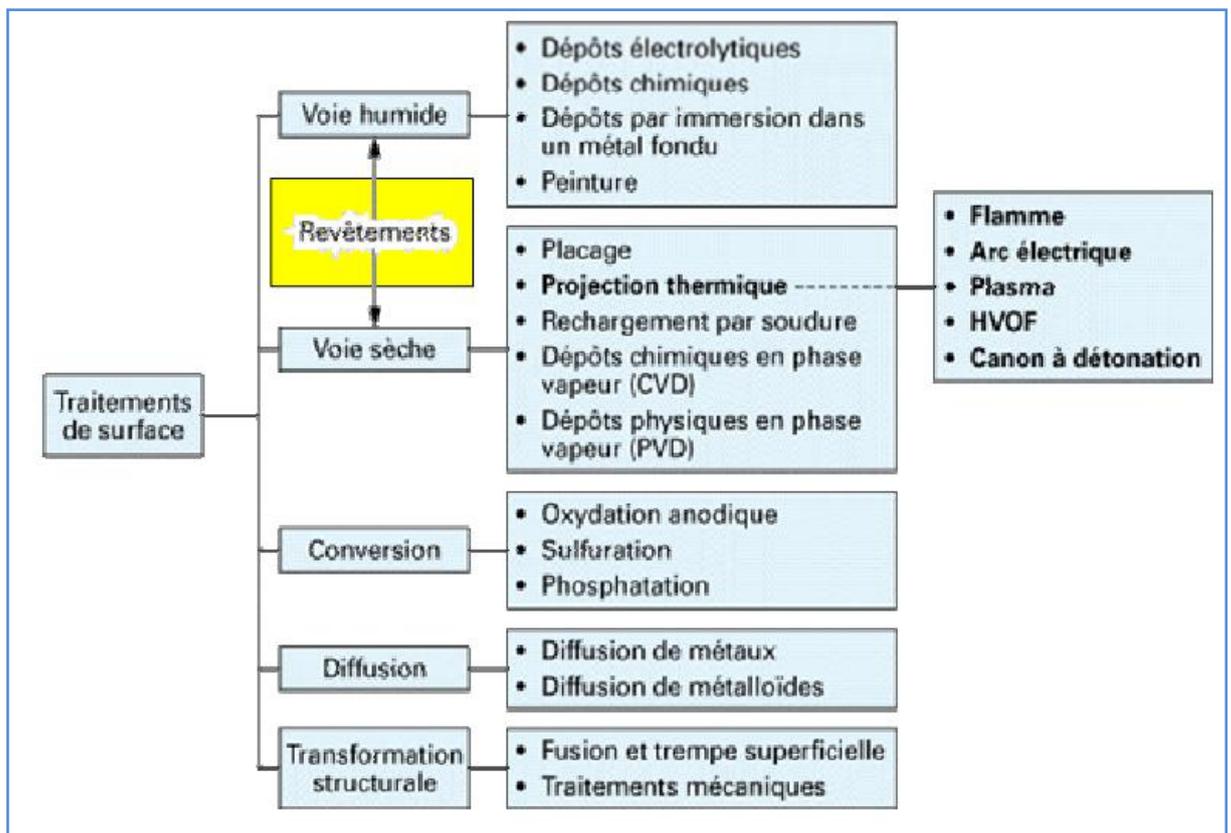


Figure II.1 "Principales techniques utilisées en traitement de surface"[13].

Plusieurs facteurs imposent le choix de la technique ou le procédé de traitement de surface parmi lesquels on peut citer [12] :

- les conditions en service de la pièce traitée ;

- la forme de la pièce ;
- la nature du matériau de base ;
- la nature du matériau d'apport le plus performant.

II.2. La projection thermique

Regroupe l'ensemble des procédés grâce auxquels un matériau d'apport est fondu ou porté à l'état plastique grâce à une source de chaleur, puis est projeté sur la surface à revêtir sur laquelle il se solidifie (**Figure II.2**). Ces techniques permettent de conférer à chaque zone la propriété de surface nécessaire à son fonctionnement, tout en autorisant des choix de matériaux de base compatibles avec les propriétés à cœur recherchées. La projection thermique par flamme est née au début du vingtième siècle lorsque le **Dr.Schoop (1909)** a proposé cette technique. Elle se limitait initialement aux matériaux à bas point de fusion comme l'étain et le plomb puis elle a été étendue aux aciers et matériaux réfractaires [13].

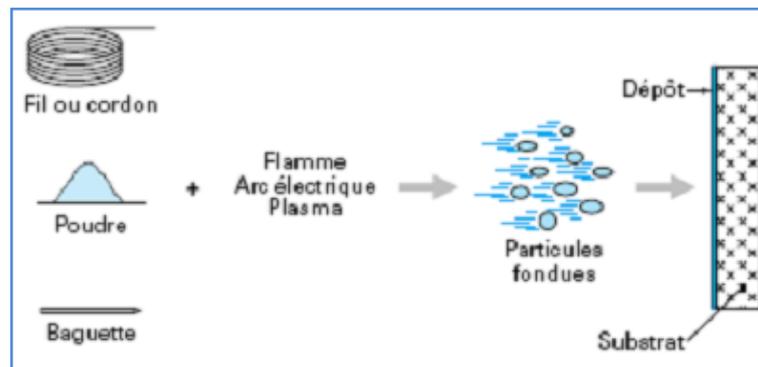


Figure II.2 "Principe fondamental de la projection thermique"[13].

On distingue deux familles de projection thermique selon la source de chaleur employée : la flamme de combustion ou l'arc électrique.

II.2.1. La projection par flamme

Dans ce type de projection thermique, une réaction chimique est utilisée comme source d'énergie. Les matériaux à projeter sont introduits soit sous forme de poudre soit sous forme de fil, de tige ou de cordon (pour les céramiques dans ces deux derniers cas). Dans le premier cas, la température de fusion ne peut dépasser 0,7 à 0,8 fois la température de la flamme alors que dans le second, il est possible de faire fondre des matériaux dont le point de fusion est de 0,95 fois la température de flamme. Les matériaux déposés par cette technique sont usuellement des métaux, des alliages, des cermets ou des céramiques à basse température de fusion [14].

II.2.1.2. La projection flamme-poudre

Le matériau à projeter est introduit sous forme de poudre dans une flamme oxygène-gaz combustible, les particules sont accélérées grâce au gaz porteur ou à une injection d'air. Les dépôts réalisés présentent une faible adhérence (de 20 à 40 MPa) et une porosité élevée (10 à 20 %), ceci est essentiellement dû aux faibles vitesses d'impact des particules (de l'ordre de 30m.s^{-1}) [13].

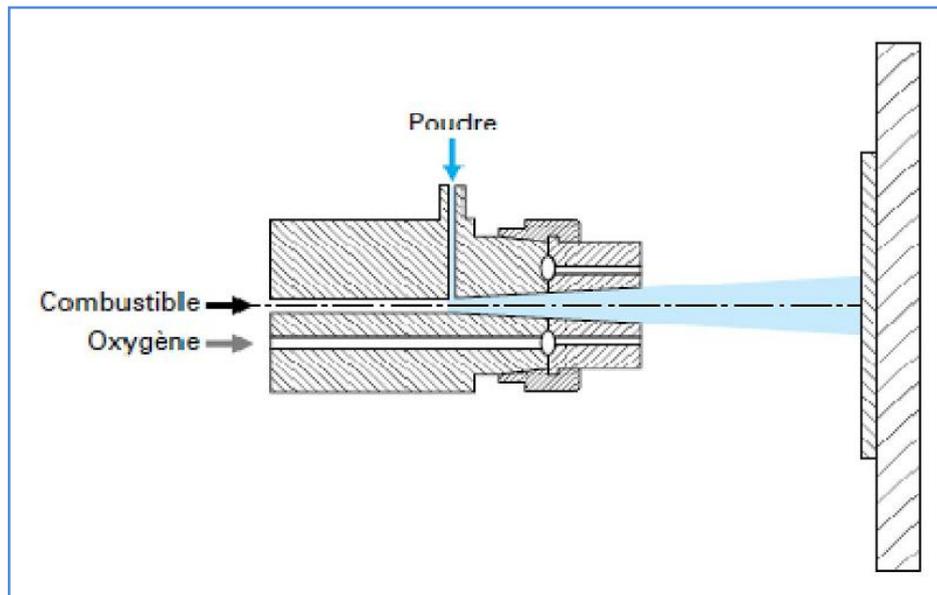


Figure II.3. "Schéma de principe d'un pistolet flamme-poudre" [13].

II.2.1.3. Projection supersonique par combustion

La particularité de cette technique réside dans la vitesse élevée (300 à 600 m.s^{-1}) des particules projetées par l'échappement des gaz de combustion issus d'une chambre à pression élevée ($0,5$ à 1 MPa). La chambre de combustion est refroidie et les gaz s'évacuent par une tuyère convergente-divergente suivie d'un fût de quelques dizaines de centimètres destiné à limiter l'entraînement de l'air ambiant. La poudre est injectée dans la flamme, à l'aide d'un gaz neutre porteur, soit en amont (distribution à une pression supérieure à celle de la chambre combustion) soit en aval (distribution au voisinage de la pression atmosphérique). On distingue deux procédés [15]:

- le procédé HVOF : High Velocity Oxy-fuel Flame, il utilise la combustion à l'oxygène d'un carburant gazeux tel que : propane, propylène, méthane ou l'hydrogène ou liquide : généralement du kérosène ;
- le procédé HVAF : High Velocity Air-fuel Flame, la combustion est assurée par un mélange kérosène-air comprimé.

Dans les deux cas, les vitesses des particules sont comprises entre 300 et 600 m.s^{-1} ce qui permet un bon écrasement des particules dans un état plastique.

II.2.1.4. Le canon à détonation

Le matériau d'apport, sous forme de poudre, et le gaz de combustion (oxygène et acétylène) sont introduits pratiquement en même temps dans un tube (tube de détonation) fermé à une extrémité. Grâce à une étincelle le mélange de gaz explose créant une onde de choc maintenue par la combustion. L'évacuation du gaz brûlé, l'introduction du gaz explosif frais ne permet de renouveler l'explosion que jusqu'à 8 fois par seconde. Les particules de poudres sont ainsi chauffées et éjectées à une grande vitesse (jusqu'à 1200m.s^{-1}) par l'onde de choc créée qui se déplace à des vitesses pouvant atteindre 2900 m.s^{-1} . Les dépôts obtenus sont compacts (porosité inférieure à 1%), de bonne adhérence (généralement supérieure à 80 MPa) et de faible rugosité ($Ra = \pm 3\ \mu\text{m}$). Les taux de dépôt horaires sont compris entre 3 et 5 kg.h^{-1} et l'épaisseur de dépôt est généralement inférieure à 0,2 mm [15].

II.2.2. La projection par arc électrique

Deux procédés de projection thermique utilisent un arc électrique comme source d'énergie et dont le principe est présenté ci-dessus.

II.2.2.1. La projection par plasma

Le plasma peut être généré par un champ électromagnétique à haute fréquence (projection plasma induit) ou par un arc électrique, ce dernier est utilisé pour le dépôt des biocéramiques. Le plasma inductif est moins chaud (10000 K), moins rapide (10m.s^{-1} en moyenne) et à des flux énergétique de 10 à 20 fois plus faible que le plasma d'arc soufflé. De plus, une torche à plasma inductif ne se déplace pas, ce qui en limite considérablement son utilisation. En revanche, il permet de générer des plasmas à partir de mélanges plus réactifs (contenant de l'oxyde en particulier), et éviter d'éventuelles pollutions du dépôt par le tungstène des électrodes des torches plasma à arc ce qui en fait une technique très appréciée par l'industrie biomédicale [16].

II.2.2.2. Projection à arc électrique entre deux fils

a) Le principe de la projection

La projection à arc électrique utilise un arc électrique entre deux électrodes sous formes de fils consommables comme source de chaleur pour fondre le matériau. Celui-ci, réduit à l'état de gouttelettes, est pulvérisé sur le substrat par un jet d'air comprimé (*Figure II.4*). Ce procédé de projection est simple et économique mais limité aux matériaux conducteurs et tréfilables ; le récent développement des fils fourrés céramiques tend à y remédier [14].

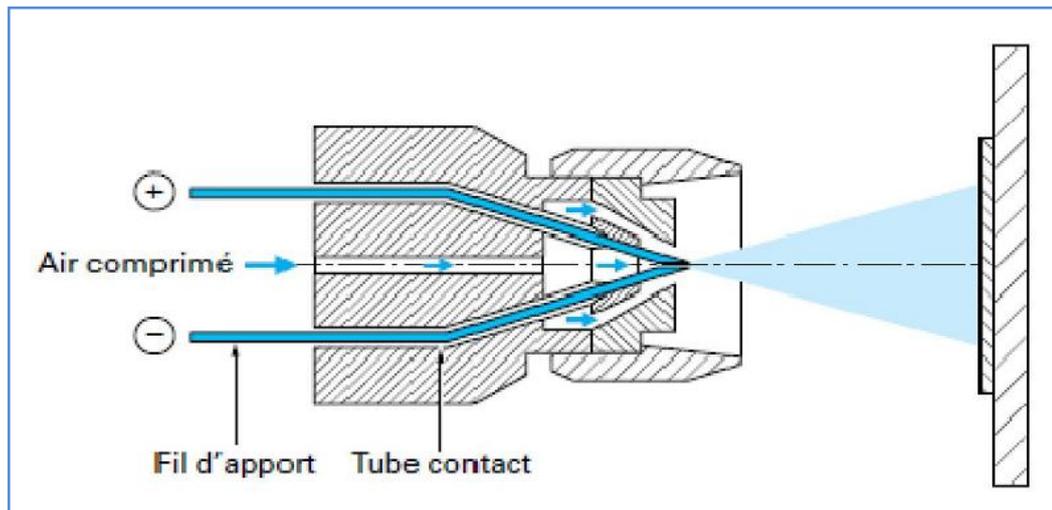


Figure II.4. "Principe de la projection à arc entre deux fils"[14].

b) Les principaux alliages utilisés dans la projection thermique

Les alliages FeCrAl et FeCrAlY sont généralement utilisés dans les applications de protection contre l'oxydation à hautes températures.

Les alliages NiCr et NiCrFe sont utilisés pour les revêtements devant résister à haute température et comme sous couche d'accrochage pour recevoir un dépôt céramique.

L'alliage NiAl est lui aussi plus souvent appliqué en sous couche d'accrochage pour améliorer l'adhérence d'un autre revêtement comme celui utilisé dans notre cas. Il est aussi utilisé pour des rechargements de pièces d'usure [17].

Le **Tableau II.1** résume les différentes propriétés de chaque alliage

Tableau II.1 : Propriétés principales des alliages utilisés dans la projection thermique [17].

| Alliage | FeCrAl | FeCrAlY | NiCr | NiCrFe | NiAl | NiFe |
|--|--------|---------|------|--------|------|------|
| Ni | - | - | Bal | 60 | Bal | 52 |
| Al | 5,7 | 5,4 | - | - | 5 | - |
| Cr | 21 | 21 | 20 | 16 | - | - |
| Fe | Bal | Bal | Bal | Bal | - | Bal |
| Fusion | 1500 | 1500 | 1400 | 1390 | 1400 | 1435 |
| Résistivité $\Omega \text{ mm}^2 \text{ m}^{-1}$ | 1,45 | 1,39 | 1,09 | 1,11 | 0,42 | 0,37 |
| Densité, g/cm^3 | 7,10 | 7,15 | 8,3, | 8,20 | 8 | 8,2 |

II.3. Caractérisation des revêtements par CND

En ce qui nous concerne et vue la configuration de nos composites (multimatériaux), il serait intéressant d'effectuer des analyses telles que les CND (Caractérisation non destructive). Sachant, qu'on est sensé suivre la tenue des différentes interfaces élaborées (Projection thermique) suite aux différentes sollicitations thermiques et mécaniques (fatigue thermique, flexion 3 et 4 points...etc).

II.3.1. Analyse par Ultrasons

Qu'entend-on parler d'une caractérisation d'une discontinuité affectant une soudure, une pièce moulée corroyée ou revêtue, sa longueur ou sa surface, son degré d'anomalie par rapport à un réflecteur-étalon, sa position dans la pièce par rapport à des références et enfin, surtout pour les soudures, son caractère volumique ou surfacique

L'outil utilisé est donc la mécanique de la rupture, dont les calculs prévisionnels s'appuient sur les résultats de la caractérisation ultrasonore (orientation et extension en profondeur d'un défaut-plan mais aussi son caractère débouchant ou non) [18].

Les ultrasons sont basés sur trois outils essentiels :

1. la nature et le suivi échodynamique de l'indication ;
2. la diffraction ultrasonore en ce qui concerne les indications-plans ;
3. la déféctologie.

La *Figure II.5* présente un exemple sur les analyses par ultrasons

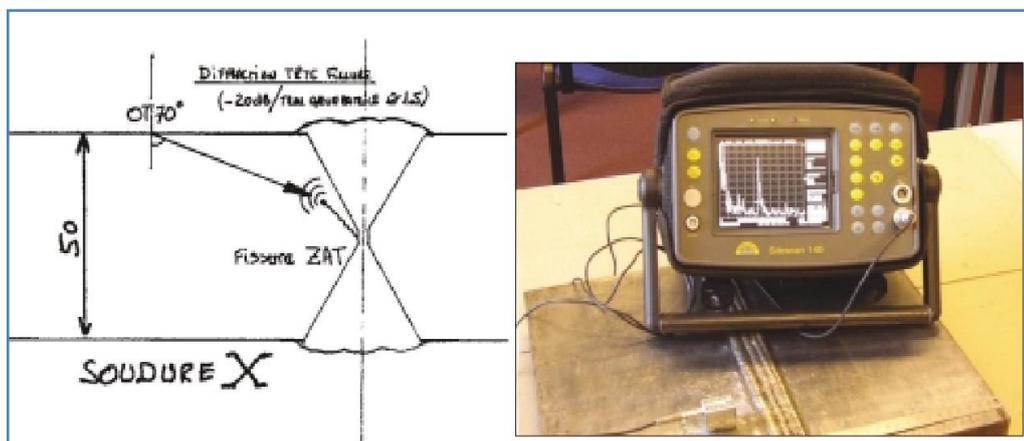


Figure II.5. "Diffraction fissure soudure"[18].

II.3.2. Emissions acoustiques

Actuellement dans l'industrie, l'utilisation des matériaux revêtus par projection thermique est en constante augmentation en raison de leurs bonnes propriétés tribologiques (frottement, usure...) et thermiques, Les performances de ces matériaux dépendent d'un certain nombre de paramètres intrinsèques aux revêtements, durant leur utilisation. Afin de mieux appréhender l'adhérence et les mécanismes d'endommagement de ces dépôts, plusieurs méthodes ont été développées, en

particulier grâce à l'utilisation de l'indentation interfaciale ou de l'émission acoustique [19].

Selon **Noone et Mehan**, «l'émission acoustique est représentative de phénomènes durant lesquels des ondes élastiques sont générées par la relâche rapide d'énergie provenant de sources locales au sein du matériau. » D'une manière plus générale, l'émission acoustique provient de phénomènes tels que les transformations de phases, la déformation plastique, la corrosion, l'amorçage et la propagation des fissures, entre autres. Dans la pratique, un événement acoustique est détecté par un capteur, puis amplifié et exploité en termes d'énergies absolues, d'amplitudes, de nombres de coups [19].

II.3.3. Les courants de foucaults

Dans le contrôle non destructif, on trouve deux techniques de contrôle par courants de Foucault ; la plus utilisée est la technique de contrôle par courants de Foucault classique qui utilise un champ électromagnétique sinusoïdal pour créer les courants d'induction. Elle est surtout applicable pour la recherche de défauts surfaciques, ou sub-surfacique. Par contre, la méthode de contrôle par les courants de Foucault pulsé dérive de la précédente où le champ électromagnétique est généré par une impulsion de courant. Elle est très sollicitée pour le contrôle des matériaux multicouche et d'épaisseur plus importante [20].

Dispositif expérimental

La différence majeure dans le contrôle par courants de Foucault pulsés et courants de Foucault classiques est dans, le champ d'excitation qui est très important. Il consiste à exciter une sonde à CF avec un signal carré et mesurer la différence de potentiel aux bornes de la sonde de réception. Ce système est basé sur la décharge rapide de la capacité à travers la bobine pour une large période.

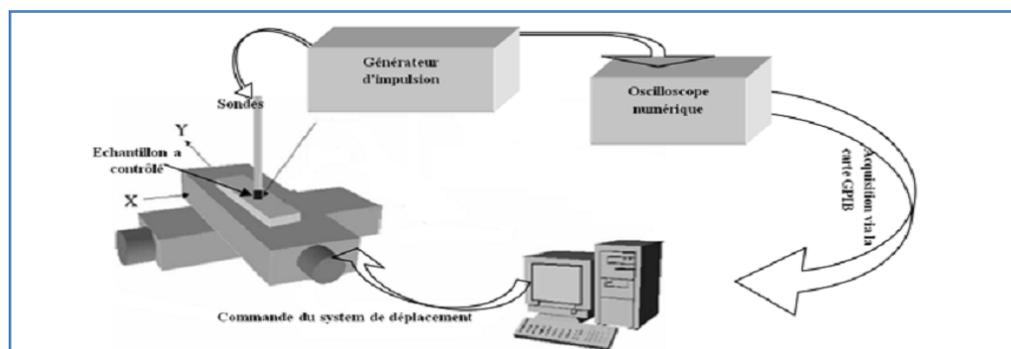


Figure II.6."Chaîne de contrôle par courants de Foucault pulsés"[20].

II.4. Le cuivrage

En raison de sa couleur (métal rouge), de la facilité de son polissage et des patines possibles, le cuivre devient un revêtement attrayant [21]. Pour des applications fonctionnelles, il est déposé seul (revêtement) ou comme sous-couche sur alliages cuivreux destinés à être étamés ou sur alliages de zinc avant dépôt de nickel, or, argent, ...etc. Le nivellement de la surface par le dépôt de cuivre réduit ainsi le coût de polissage.

L'industrie électronique est une grande utilisatrice des dépôts de cuivre (métallisation des circuits imprimés). Une autre application importante est le dépôt sur matières plastiques (types ABS, époxy, polypropylène, etc.) où le cuivre assure la liaison interfaciale métal-résine.

II.4.1. Les caractéristiques du cuivre

Les principales caractéristiques du cuivre sont données dans le **Tableau II.2**

Tableau II.2 : Les principales caractéristiques du cuivre/[21].

| Propriété | Valeur |
|---|-----------------------------|
| Masse atomique (u) | 63.54 |
| Masse volumique..... (g/cm ³) | 8,9 à 8,95 |
| Température de fusion..... (°C) | 1 083 |
| Coefficient de dilatation..... (10 ⁻⁶ K ⁻¹) | 16,5 (23,1 pour Al) |
| Conductivité thermique à 273.15 K..... (W · m ⁻¹ · K ⁻¹) | 403 (237 pour Al) |
| Résistivité électrique à 20 °C..... (μΩ · cm) | 1,72(26,548 pour Al) |
| Résistance à la rupture(MPa) | 220 |
| Limite d'élasticité..... (MPa) | 50(30 à 40 pour Al) |
| allongement..... (%) | 40 |
| Dureté Vickers (Cu recuit) (HV) | 40 |
| Potentiel standard de couple (Cu/Cu ⁺⁺).....(V/EHN) | +0,34 |

II.4.2 .Dépôts de cuivre

II.4.2.1. Caractéristiques et structure des dépôts

Les propriétés et la structure du cuivre déposé dépendent de l'électrolyte et des agents d'addition, qui modifient largement la cristallisation et donc la finesse du grain, la brillance ou la porosité du dépôt.

Les dépôts de cuivre présentent quatre structures possibles :

- 1- structure colonnaire ;
- 2- Structure fibreuse ;
- 3- Structure cristalline (très fine, non orientée) ;
- 4- Structure stratifiée [21].

II.4.2.2. Contrôle des revêtements

Les propriétés du cuivre déposé sont contrôlées ou testées de manière classique. On notera, toutefois, qu'à ce jour aucune norme française ou ISO ne concerne ce dépôt seul du point de vue contrôle et caractérisation.

Les contrôles sont effectués essentiellement sur :

- l'adhérence ;
- l'épaisseur ;
- la porosité ;
- la corrodabilité.

II.4.2.3. Applications

a- Cuivrage mince ou en sous-couche

- barrière de diffusion du zinc (cuivrage ≥ 8 à $10 \mu\text{m}$) ;
- décoration ;
- métallisation de plastiques (ABS, etc.) ;
- fabrication de circuits imprimés à trous métallisés ;
- lubrifiant en filage d'acier et pour certains engrenages.

b- Cuivrage épais

Il s'effectue principalement au moyen des électrolytes acides, sulfate, ainsi que les cuivrages cyanurés à haut rendement et au pyrophosphate qui s'y développent aussi [6]. Le dépôt de cuivre épais sera, si besoin est, précédé d'un pré-cuivrage.

Applications courantes :

- affinage du cuivre (électrolyte au sulfate) ;
- épargne de cémentation (cuivre $> 20 \mu\text{m}$) ;
- électroformage (guides d'ondes, moules, etc.), feuillards pour circuits imprimés ;
- dépôts épais pour conductivité thermique ou électrique (échangeurs thermiques, câbles, etc.) ;
- dépôts épais en imprimerie (cylindres, coquilles de photogravure, électrotypes et lithographie) ;
- poudres de cuivre (dépôt non-adhérent sur cathode brossée) [21].



Chapitre III

La fatigue thermique

Lorsqu'un matériau subit localement des variations cycliques de température (chauffage + refroidissement brutal) des gradients de contrainte se forment par contraction ou compression. Ces variations de température engendrent des variations cycliques de Contrainte. Ainsi, des contraintes résiduelles se forment dans les métaux et conduisent à la fissuration et à la rupture du composant. Ce phénomène est appelé fatigue thermique.

Si la théorie classique de l'endommagement est capable d'étudier la dégradation des matériaux isotropes métalliques ou non métalliques (céramiques...etc.), celle-ci reste insuffisante dans le cas d'un multimatériau (matériau anisotrope) où l'endommagement peut intervenir soit par rupture fragile ou ductile dans le dépôt et également dans l'interface, soit par rupture ductile dans le substrat [22].

III.1. Définition de la fatigue et choc thermique

La fatigue est définie comme la dégradation ou la rupture d'un matériau provoquée par chargement cyclique.

La fatigue thermique peut être définie aussi comme le phénomène résultant de variations cycliques de température sur un composant ou une partie du composant. L'endommagement qui en résulte se caractérise en général par la fissuration.

Plusieurs définitions ont été proposées pour d'écrire le phénomène de la fatigue thermique et le choc thermique.

D. SPERA: «la fatigue thermique désigne la détérioration progressive, et éventuellement la fissuration des matériaux par l'alternance de l'échauffement et du refroidissement avec une dilatation thermique entièrement ou partiellement empêchée »[23].

S.MANSON: «lors d'une variation rapide de la température, toute la pièce est portée à une température uniforme, puis elle est immergée brutalement dans un milieu à basse température; lors de la fatigue thermique, il existe toujours un gradient de température entre la surface et les autres points internes de la pièce, cela est dû au temps de maintien à haute température relativement court[24].

MIANNAY Considère que “ Lorsque la fissuration apparaît au cours de premier cycle de la fatigue thermique celle-ci est alors appelée «**choc thermique**» [25].

III.2. Les Mécanisme de la fatigue thermique

Si on se baserait sur les alternances de l'échauffement et du refroidissement, et sur les gradients thermiques dus à la déformation partiellement empêchée, alors, le mécanisme de fatigue thermique est mis en évidence à l'aide du diagramme de **NorthCott et Baron**.

Le point (O) correspond à l'état de contrainte nulle. Lorsque la surface d'une pièce métallique est soumise à un échauffement, la température de la surface augmente

localement. Cette différence de température est associée à une différence de dilatation thermique entre les couches successives de la pièce. Celles-ci provoquant un gradient de contrainte thermique de compression (branche OAB). Les contraintes thermiques peuvent être élastiques (branche OA) pour un échauffement faible, puis plastique pour un échauffement plus sévère (branche AB).

A la fin de la phase d'échauffement, où la température de la pièce est plus ou moins homogène, le refroidissement provoque une contraction locale de la couche superficielle. Dans ce cas, une contrainte thermique de traction (branche BCD) se développe rapidement. Celle-ci peut être élastique pour un refroidissement léger (branche BC), puis plastique pour un refroidissement plus sévère (branche CD).

Quand la déformation plastique se produit, des contraintes thermiques résiduelles de traction apparaissent au cours du refroidissement tandis que des contraintes thermiques résiduelles de compression apparaissent au cours de l'échauffement.

Durant le cyclage thermique, ces contraintes se développent et deviennent très importantes. Notons que les fissures par fatigue thermique apparaissent durant l'étape de refroidissement à cause des contraintes thermiques résiduelles de traction qui y sont très importantes. En effet, la vitesse de refroidissement est très rapide que celle de l'échauffement, cela va engendrer des gradients thermiques beaucoup plus importants au refroidissement, et par conséquent les contraintes résiduelles de traction se développent plus rapidement [26]

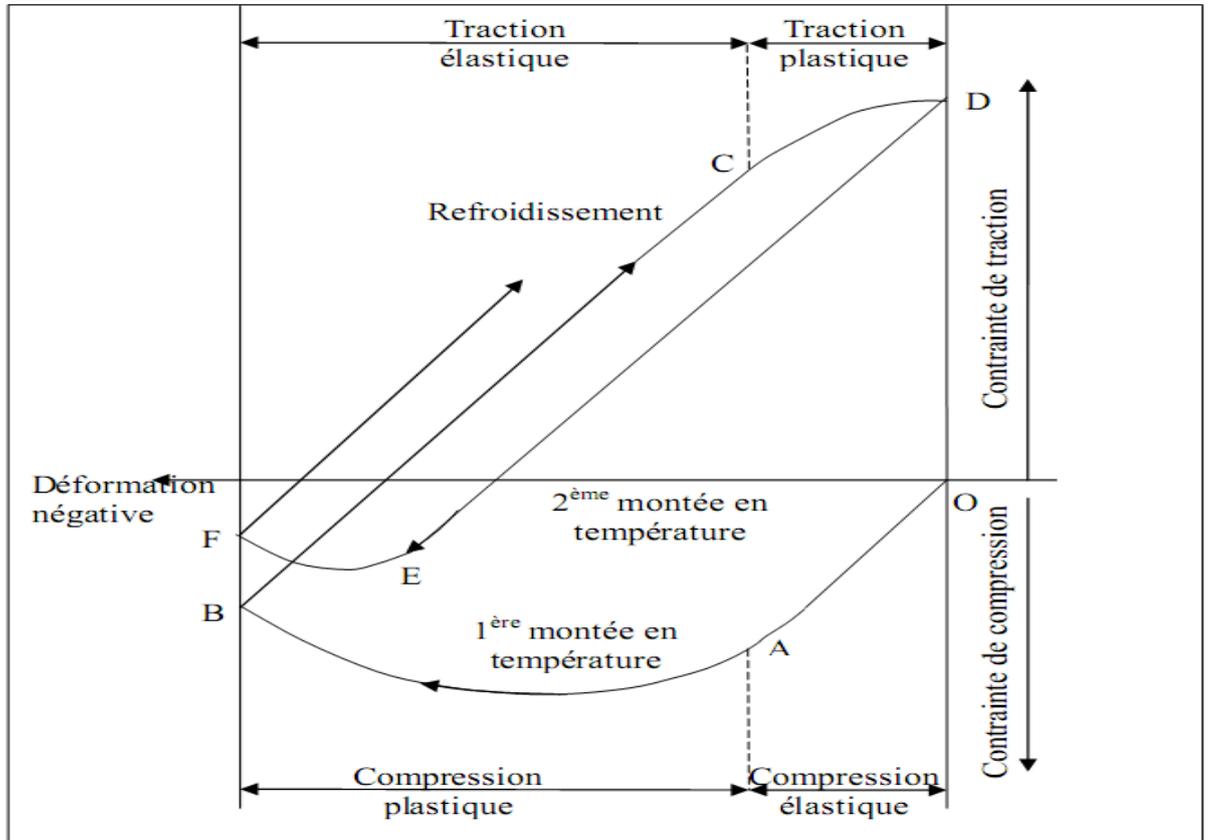


Figure III.1 : Mécanismes de la fatigue thermique, diagramme de NorthCott et baron [26].

III.3. Contraintes d'origine thermique

De nombreuses pièces des structures utilisées à hautes températures sont soumises à des variations de température rapides au cours du fonctionnement. Le gradient thermique ainsi créé dans la pièce génère des contraintes thermiques. En effet, la dilatation libre d'un élément de volume donné est limitée par la dilatation différentielle des éléments voisins qui se trouvent à des températures différentes. L'amplitude de ces contraintes d'origine thermique est en fonction du :

- gradient thermique ;
- la géométrie de la pièce, des caractéristiques physiques et mécaniques du matériau ;
- la conductivité thermique.

Mais des contraintes thermiques peuvent aussi apparaître sans qu'il y ait un gradient de température si [27] :

- des forces extérieures empêchent la libre dilatation
- la structure est faite de plusieurs matériaux ayant des coefficients de dilatation différents ;
- des hétérogénéités existent dans la microstructure du matériau.

III.4 .Les contraintes thermiques résiduelles

En plus, des charges extérieures, souvent des contraintes résiduelles thermiques ou mécaniques existent dans un composant.

Il est bien connu que les contraintes thermiques résiduelles jouent un rôle essentiel dans le comportement de croissance des fissures de fatigue.

L'introduction de contraintes thermiques résiduelles compressives à la couche de surface résulte dans le prolongement considérable dans la durée de vie des composants industriels. Par contre, la présence de contraintes résiduelles de traction peut réduire la durée de vie des composants. Les contraintes thermiques résiduelles de traction accélèrent la vitesse de croissance des fissures de fatigue par l'augmentation de l'ouverture de la fissure [23,28].

Dans une microstructure orientée aléatoirement, les contraintes microscopiques des phases constituantes sont reliées à travers la condition d'équilibre suivante

$$V_{\alpha}\sigma_{\mu\alpha} + V_{\gamma}\sigma_{\mu\gamma} = 0$$

Avec V_{α} et V_{γ} , les fractions volumiques des phases α et γ respectivement ; $\sigma_{\mu\alpha}$ et $\sigma_{\mu\gamma}$, les micros contraintes dans les phases α et γ respectivement.

Dans le cas d'un acier inoxydable austénite- ferritique, quand la température s'élève, les contraintes dans la phase austénitique sont déplacées vers la compression et celles dans la phase ferritique vers la traction, dû à la grande expansion thermique de la phase austénitique. Durant le refroidissement, les contraintes sont inversées, fait qui a été démontré par la mesure des contraintes résiduelles par rayons X et par la simulation numérique. Les contraintes thermiques microscopiques sont très dépendantes de la microstructure locale, c'est-à-dire de la morphologie de la phase locale [28].

III.5. Les fissurations d'origine thermique

La rupture par fatigue est caractérisée par trois différents stades :

1. la phase d'amorçage, préalable à l'apparition d'une macrofissure.
2. la phase de propagation de la fissure macroscopique.
3. rupture finale, qui survient très rapidement une fois la fissure qui avance atteint la taille critique

L'évaluation de la vitesse décroissante des fissures dans les conditions de fatigue thermique et les prédictions des durées de vie sont très importantes pour déterminer les périodes d'investigations et les programmes de maintenance.

III.5.1 Amorçage d'une fissure

L'amorçage est défini comme l'apparition d'au moins d'une fissure détectable à la loupe binoculaire, c'est-à-dire, d'une longueur en surface de 100 à 150 μm [29].

Plusieurs paramètres peuvent favoriser l'amorçage des fissures lors de la fatigue thermique. L'amorçage typique des fissures prend place dans les hétérogénéités du matériau. Cela peut être par exemple: les bandes de glissement causées par les sollicitations cycliques, les irrégularités superficielles, les joints de grains ou les inclusions.

Il existe deux mécanismes d'amorçage de fissure en fatigue thermique:

- l'amorçage sous contrainte thermique ;
- l'amorçage par la fragmentation cellulaire de la couche d'oxyde [22,26].

L'amorçage sous contrainte thermique

La surface d'une pièce métallique, sollicitée localement par des échauffements et des refroidissements, subit un cyclage du type compression traction dû à la nature cyclique des contraintes thermiques. Celles-ci peuvent être voisines ou supérieures à la limite d'élasticité.

Dans certains grains et après un certain nombre de cycles, des bandes de glissement se manifestent comme des irrégularités (intrusions et extrusions) sur la surface sollicitée. (*Figure III.2*), indique le mécanisme principal de formation des irrégularités superficielles.

Par ailleurs, les extrusions finissent par être écrasées et ne se développent plus. Quant aux intrusions, elles peuvent être considérées comme des microfissures. Elles représentent des sites préférentiels, d'une part pour l'action du milieu corrosif, et d'autre part pour la concentration des contraintes [22,26].

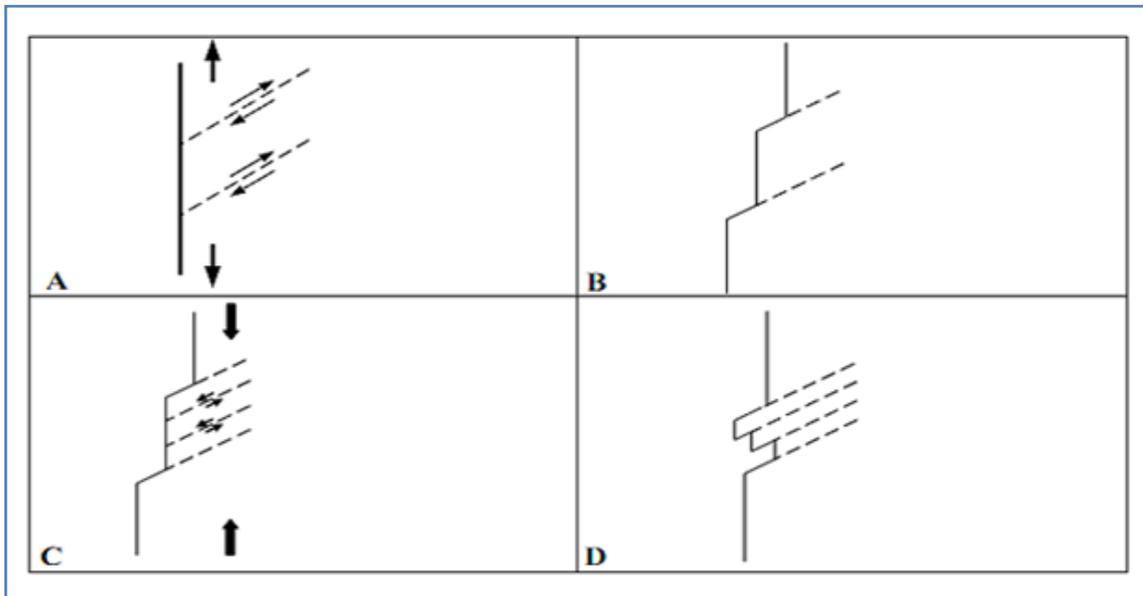


Figure III.2 : Mécanismes d'amorçage des fissures sous contraintes thermiques cycliques [26].

III.5.2. La propagation des fissures

Les premières fissures apparues commencent à se propager, tandis que de nouvelles apparaissent. Puis, le réseau commence à se former par coalescence des fissures existantes. Il y a alors formation de cellules à l'intérieur, desquelles l'apparition de nouvelles fissures n'est plus possible. Enfin, dans une dernière phase, le réseau ne semble plus évoluer de façon significative en surface, il est complètement constitué, et les fissures périphériques se propagent plus en surface [28].

Le réseau constitué continue cependant à se propager, mais uniquement en profondeur, et non plus en surface. Cette propagation en profondeur se traduit par l'ouverture de plus en plus grande des fissures principales du réseau, signe d'un état bi axial de contraintes de traction. La croissance des fissures dépend du matériau, de l'environnement et de la sollicitation [22,30].

III.5.3. Rupture inter-faciale des multi-matériaux

Pour pouvoir étudier la rupture adhésive ou cohésive des solides, il faut dans un premier temps connaître les paramètres de surface qui interviennent dans la rupture. Effectivement, la force nécessaire pour séparer deux solides en contact ou pour rompre un solide, dépend non seulement des forces d'adhésion qui lient les deux solides ou des forces qui assurent sa cohésion, mais aussi d'autres paramètres tels que la géométrie de l'échantillon, la vitesse de séparation et également les contraintes résiduelles en présence [28-29].

Du point de vue thermodynamique, une surface est caractérisée par son énergie superficielle et une interface par son énergie d'adhésion.

La rupture inter-faciale se produit lorsque l'énergie d'adhérence du revêtement sur le substrat est dépassée. Les multi-matériaux et notamment ceux réalisés par projection thermique présentent un problème majeur situé au niveau de l'interface (milieu hétérogène). Ce type de multi-matériaux a un comportement lié au type de mode de rupture. En effet, la rupture peut intervenir en provoquant :

- A. Une décohésion inter-granulaire ou par clivage (rupture en volume) que ce soit au substrat ou bien au dépôt.
- B. Une rupture adhésive si l'énergie de rupture de l'interface est inférieure à celle de l'un des deux constituants du multi-matériau.
- C. Une propagation mixte : dans certains cas, la fissure dans l'interface peut être déviée dans l'un ou l'autre des matériaux massifs, c'est le cas d'un multi-matériau fragile/ductile.

Lorsqu'on doit tenir compte uniquement de l'effet de la température (c'est-à-dire en l'absence de toute contrainte externe d'origine mécanique), une variation de température ΔT provoquera une déformation longitudinale et transversale de l'ensemble substrat/revêtement.

Les caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des antagonistes, en particulier la dilatation thermique, étant différentes ($E_1, V_1 \dots, E_2, V_2$) pour les cycles thermiques appliqués, nous allons obtenir des changements dimensionnels différents pour

Les composants du multi-matériau (*Figure III.3*) [30].

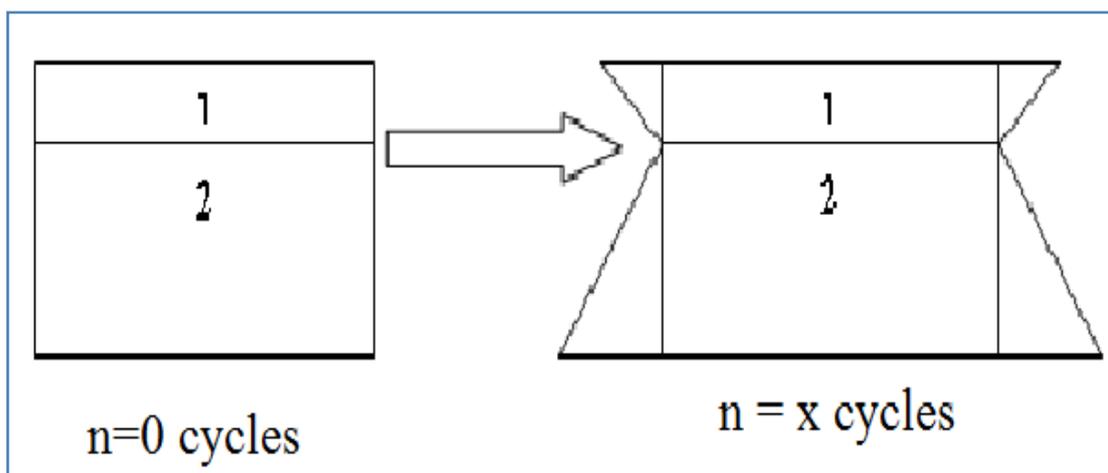


Figure III.3 : Variation en volume d'un multi-matériau ayant subi des cycles thermique (1-revêtement, 2-substrat) [30].

III.6 .Les facteurs de la fatigue thermique

On peut classer les facteurs de la fatigue thermique en deux types

- **Facteurs intrinsèques** : propres aux matériaux tels que les caractéristiques physiques, métallurgiques, mécaniques et géométriques.
- **Facteurs extrinsèques** : nature du cyclage thermique et l'environnement.

III.6.1. La nature de cycle thermique

- la température maximale : T_{max} ;
- la température minimale : T_{min} ;
- la température moyenne : $T_{moy} = (T_{max} + T_{min})/2$;
- le différentiel thermique : $\Delta T = T_{max} - T_{min}$;
- la vitesse de variation de la température ;
- le temps de maintien.

Les paramètres ΔT et T_{moy} sont les facteurs principaux à prendre en considération dans les études de fatigue thermique. Le premier indique la sévérité du cyclage et le second indique le niveau auquel le cyclage est stationnaire.

L'augmentation du différentiel thermique engendre une augmentation des contraintes thermiques et l'augmentation de la température moyenne influe directement sur les caractéristiques mécaniques du matériau. Ceci provoque un endommagement rapide du matériau et réduit sa durée de vie [26].

Sur des éprouvettes maintenues longtemps à haute température, les effets du fluage ainsi que des effets métallurgiques dépendant du temps se font sentir. Des expériences menées sur l'acier inoxydable de type 347 montrent que le nombre de cycles à rupture diminuait quand le temps de maintien à haute température augmentait. Toutefois, il y a une dispersion considérable dans les résultats et l'interprétation est difficile parce que plusieurs facteurs sont affectés par l'augmentation des temps de maintien. En particulier, les temps de maintien très lents, qui reflètent beaucoup la réalité de travail des pièces et, donc, des effets métallurgiques que cela entraîne [25].

III.6.2. Les facteurs thermiques

- **La conductivité thermique K** : à un accroissement de la conductivité thermique, correspond alors une diminution des gradients thermiques générés et donc des contraintes induites aussi.
- **Le coefficient de dilatation thermique α** : ce paramètre est important puisque les contraintes thermiques lui sont proportionnelles.



Chapitre IV

Procédures expérimentales

Pour étudier la tenue en cycles thermiques de deux nuances de multimatériaux à base d'aluminium (AG3/75E/Cu, AU4G/75E/Cu), nous avons utilisé un dispositif de fatigue thermique pour tester nos éprouvettes qui sont élaborées par projection thermique à arc électrique entre deux fils. Les composites ont été élaborés à l'entreprise "Algérie métallisation" spécialisée dans la rénovation et la récupération des pièces usées.

Les échantillons ont subi une préparation préliminaire avant de recevoir le dépôt et après les essais de chauffage et de refroidissement, des observations métallographiques par microscopie optique et des mesures de microduretés ont été réalisées pour suivre le comportement de l'interface vis-à-vis des différents cycles thermiques appliqués.

IV.1. Matériaux étudiés

Afin de suivre le comportement en fatigue thermique des interfaces cuivre-alliage d'aluminium, nous avons choisi deux substrats d'aluminium AU4G et AG3. Ce choix est motivé par les raisons :

- **AU4G (2017A)** : matériau aéronautique, il est très utilisé dans la construction du fuselage et voilures d'avions. En particulier, pour des pièces soumises à des contraintes, il fait partie de la famille des Alliages "Durs".
- **AG3 (5754A)** : alliage moins dur que l'AU4G, mais cela n'empêche pas son utilisation en carrosserie. Cet alliage est mis en forme à l'état recuit, il peut être soudé par tous les procédés connus, ce qui rend la construction et la réparation aisées.

Les matériaux de base ont été fournis par l'Unité de Rénovation du Matériel Aéronautique (URMA) sis à Dar El-Bieda.

- **Sous couche d'accrochage**

Nous avons utilisé une sous-couche d'accrochage réalisée par déposition d'un alliage Ni-Al désigné par la nuance 75 E sur une épaisseur d'environ 0,1 mm.

L'alliage de NiAl est souvent appliqué en sous couche pour améliorer l'adhérence d'un autre revêtement. Les couches de NiAl sont aussi utilisées pour des rechargements des pièces d'usure.

IV.1.1. Composition chimique des antagonistes utilisés

L'analyse spectrale de chaque matériau par l'appareil D.V.4, donne la composition chimique suivante :

Tableau IV .1 :Analyse spectrochimique de l'AU4G [31].

| Éléments | Cu | Mn | Mg | Si | Al |
|---------------------------------|----|-----|-----|-----|-------|
| Composition (% en masse) | 4 | 0,5 | 0,7 | 0,5 | Reste |

Tableau IV.2 : Analyse spectrochimique de l'AG3 [32].

| | | | | | |
|---------------------------------|-----|-----|---------|-----|-------|
| Éléments | Cu | Mn | Mg | Si | AL |
| Composition (% en masse) | 0,1 | 0,5 | 0,1-3,9 | 0,5 | Reste |

Tableau IV.3 : Composition chimique du NiAl [17].

| | | |
|---------------------------------|----|-------|
| Éléments | Al | Ni |
| Composition (% en masse) | 5 | Reste |

Tableau IV.4 : Composition chimique du dépôt Cu

| | |
|---------------------------------|------------|
| Composition (% en masse) | Cuivre pur |
|---------------------------------|------------|

IV.1.2 .Dimensions appliquées des échantillons étudiés

Les éprouvettes de base sont des plaques de dimensions '50x25x5xmm³' (*Figure IV.1*)

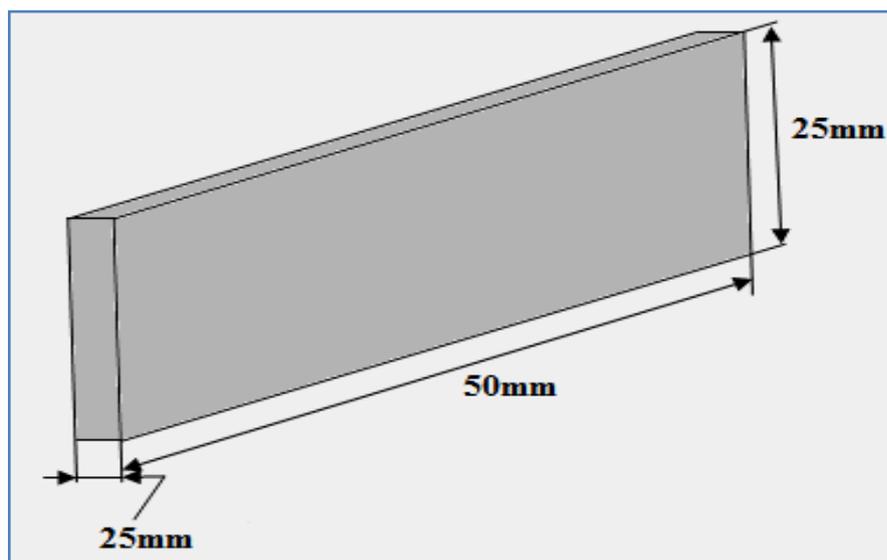


Figure IV.1 : Dimensions de la plaque utilisée

V.2. Techniques expérimentales et préparation des éprouvettes

A cause de la faible température de fusion de l'aluminium, on note l'absence de formation de composés intermétalliques entre ce dernier et les métaux à bas point de fusion. Aussi, l'handicap est la présence de la couche protectrice d'alumine qui joue le rôle de Barrière de diffusion efficace et qu'il faut s'en débarrasser pour prévoir une bonne adhérence entre l'alliage et les différents revêtements :

- Un bain de décapage éliminera cette barrière.

IV.2.1. Préparation des pièces à traiter

Les méthodes classiques utilisées pour les dépôts électrolytiques sont adaptables, mais dans le cas du dépôt par projection thermique, il faut tenir compte de la matrice et des métaux à projeter. Ainsi que des attaques chimiques ou électrolytiques, décapage, polissage papier, combiné ou non à un sablage préliminaire de façon à obtenir une parfaite adhérence de la suspension [33].

Dans notre cas, pour éliminer la couche protectrice d'alumine, nous avons opté pour un décapage particulièrement soigné qui utilise le caractère fortement électronégatif du zinc (*Tableau IV.5*). Nous avons choisi un bain de zincate éliminant l'alumine et formant une couche en zinc bien adhérente sur la surface des alliages d'aluminium [34].

Tableau IV.5 : Echelle de potentielles aptitudes à la dissolution [33].

| Réaction d'électrode | Potentiel standard (V) à 25 °C |
|--|--------------------------------|
| $K \leftrightarrow K^+ + e^-$ | -2,93 |
| $Na \leftrightarrow Na^+ + e^-$ | -2,71 |
| $Mg \leftrightarrow Mg^{2+} + 2e^-$ | -2,38 |
| Al \leftrightarrow Al³⁺ + 3e⁻ | -1,66 |
| Zn \leftrightarrow Zn²⁺ + 2e⁻ | -0,76 |
| $Cr \leftrightarrow Cr^{3+} + 3e^-$ | -0,71 |
| $Fe \leftrightarrow Fe^{2+} + 2e^-$ | -0,44 |
| $Ni \leftrightarrow Ni^{2+} + 2e^-$ | -0,23 |
| $Sn \leftrightarrow Sn^{2+} + 2e^-$ | -0,14 |
| H₂ \leftrightarrow 2H⁺ + 2e⁻ | 0 |
| Cu \leftrightarrow Cu ²⁺ + 2e ⁻ | +0,34 |
| Ag \leftrightarrow Ag ²⁺ + 2e ⁻ | +0,8 |
| Pt \leftrightarrow Pt ²⁺ + 2e ⁻ | +1.2 |
| Au \leftrightarrow Au ³⁺ + 3e ⁻ | +1,42 |

A. Le décapage par méthode de zincate

Après un polissage à l'eau (papier 600) et séchage on procède au

1. Dégraissage à chaud.

| | | |
|---------|---|--|
| Mélange | { | <ul style="list-style-type: none"> - Soude (NaOH) ; - Carbonate de sodium(CNa₂CO₂) ; - Metasilicate de sodium (Na₂O₃Si) ; - Phosphate trisodique(Na₃O₄P6H₂O). |
|---------|---|--|

2. Décapage 1.

- a) Première attaque dans un bain (acide caustique NaOH), puis rinçage à l'eau courante.
- b) Deuxième attaque dans un bain (acide chromique) + acide sulfurique(H₂O₄S), puis rinçage à l'eau courante.

3. Mise en bain de zincate

-Soude caustique(NaOH) ;

Mélange $\left\{ \begin{array}{l} - \text{Oxyde de zinc (ZnO)} ; \\ - \text{Cyanure de sodium (CNNa)} ; \\ - \text{Cyanure de cuivre (CN Cu)} . \end{array} \right.$

Rinçage à l'eau distillée puis séchage au méthanol vu la nature chimique de l'aluminium et à ses positions sur l'échelle des tensions, on a mis à profit le fait que l'on peut arriver à créer, par déplacement chimique des couches métalliques déposées bien adhérentes [34].

B. Sablage (grenaillage)

Le but du grenaillage est de rendre la surface rugueuse et consiste à cribler la surface par un jet de particules métalliques permettant d'obtenir une surface prête pour recevoir le dépôt pour une bonne adhérence. La pression du jet de la grenaille utilisée est de 7 bars, les particules pénètrent les interstices de la surface rugueuse et pour ainsi dire s'agrippent à ses aspérités.

IV.2.2. La projection thermique

Cette technique utilise un arc électrique entre deux électrodes sous formes de fils consommables comme source de chaleur pour faire fondre le matériau. Celui-ci, réduit à l'état de gouttelettes, est pulvérisé sur le substrat par un jet d'air comprimé.

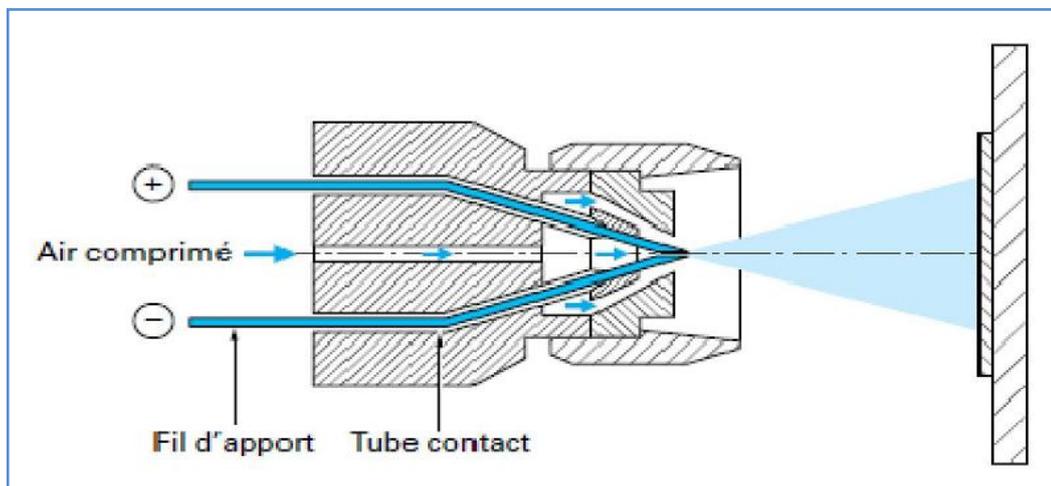


Figure IV.2 : Principe de la projection à arc entre deux fils [15].

IV.2.2.1. Le pistolet de projection exploité

C'est un pareil portatif qui présente une souplesse et manipulation tant mécanique que manuelle des plus remarquables suite à une conception et un développement appropriés.

Cet appareil nommé **THRMO-SPRAY 234** utilise l'arc électrique comme source d'énergie, c'est un pistolet à deux fils comme le montre la *Figure IV.3*.

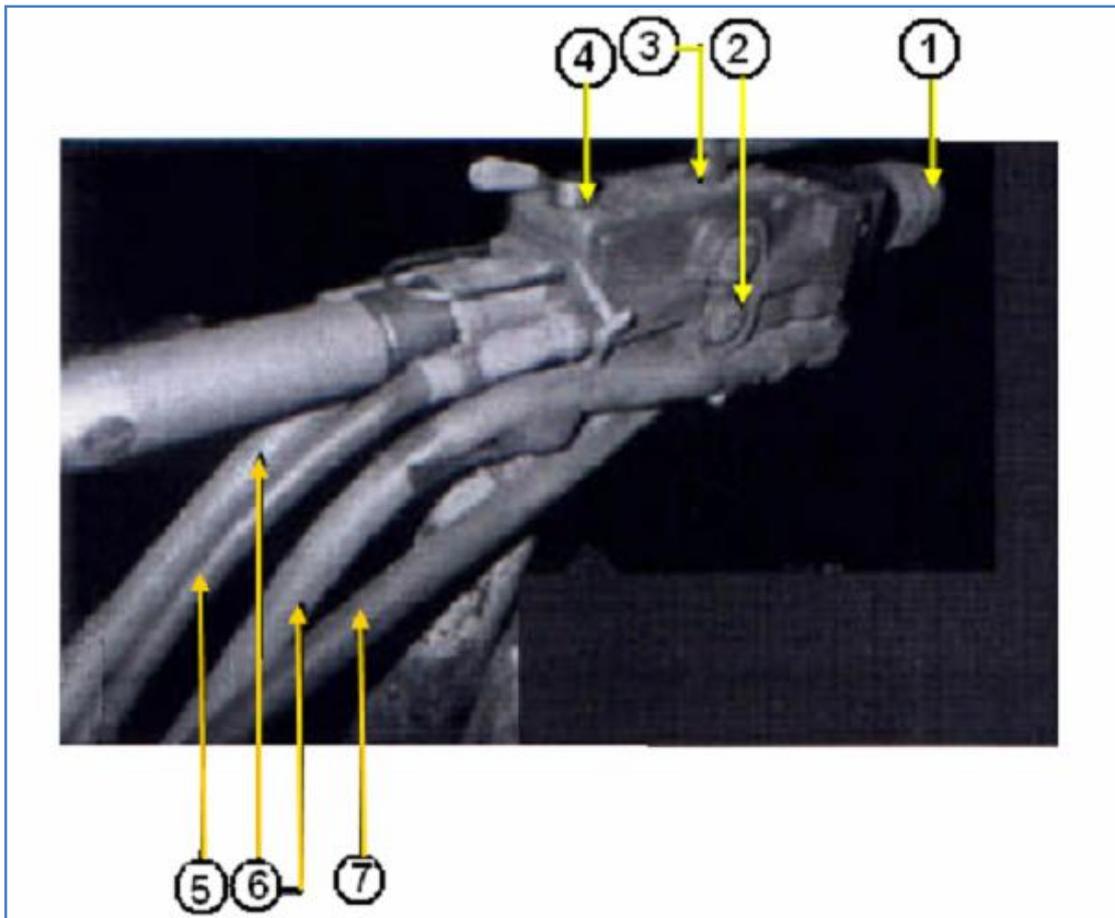


Figure IV.3 : Pistolet de projection à arc entre deux fils « ARC SPRAY 234»[22].

- | | |
|---|------------------------------------|
| 1- Chalumeau interchangeable ; | 5- Tuyau porte fil de projection ; |
| 2- Molettes ; | 6- Câble d'alimentation ; |
| 3- Commande de démarrage (on, off) ; | 7- Raccord rapide d'air. |
| 4- Commande de molettes ; | |

IV.2.2.2. Les paramètres et les conditions de projection

Il est recommandé de respecter certains paramètres et les conditions préconisés par le constructeur selon les matériaux utilisés, pour que le revêtement s'adhère le mieux possible avec notre substrat.

Tableau IV.6 : Les paramètres de projection

| | |
|--|-----------|
| Pression d'air dans le moteur..... | 3,8 bars |
| Pression d'air dans la buse de projection..... | 3 bars |
| Vitesse d'avance du fil métallique..... | 0,064 m/s |
| Tension du générateur..... | 30 V |
| Intensité du courant..... | 100 A |

Tableau IV.7 : Les conditions de projection

| | |
|--------------------------------------|------------|
| Distance de projection..... | 130-140mm |
| Vitesse de rotation de la cible..... | 16 trs/min |
| Angle de tir..... | 90° |
| Vitesse d'avance de la buse..... | 4 mm/tr |

❖ **Multimatériau élaboré par la projection thermique**

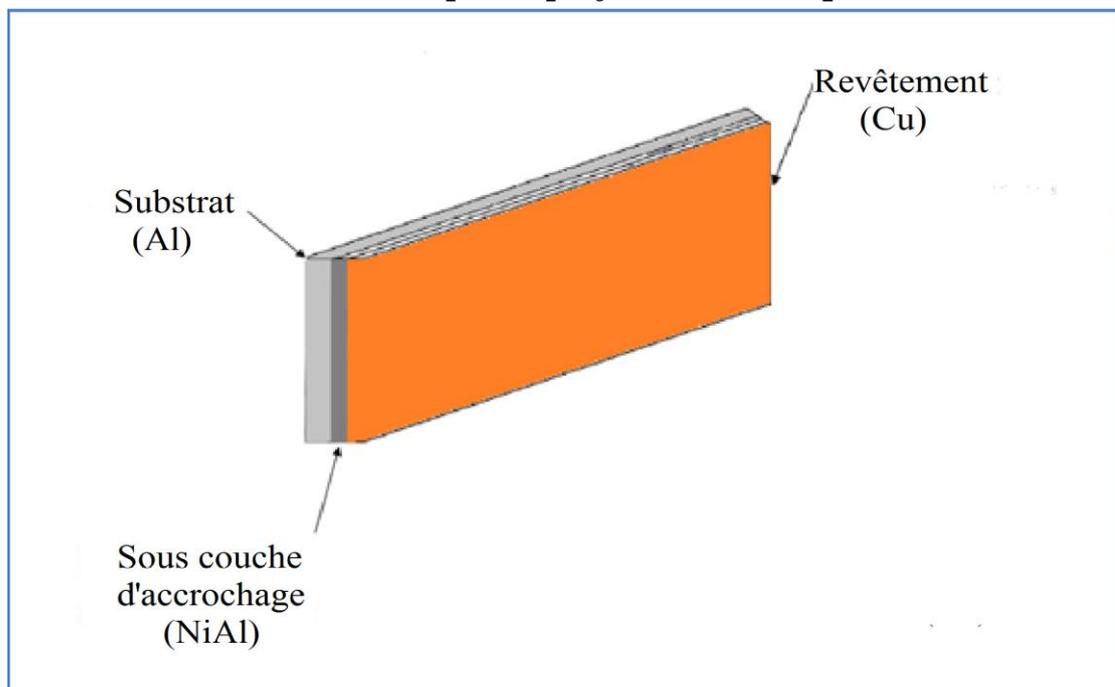


Figure IV.4 : Forme finale de l'échantillon après revêtements.

IV.3. La fatigue thermique

IV.3.1. Dispositif de la fatigue thermique

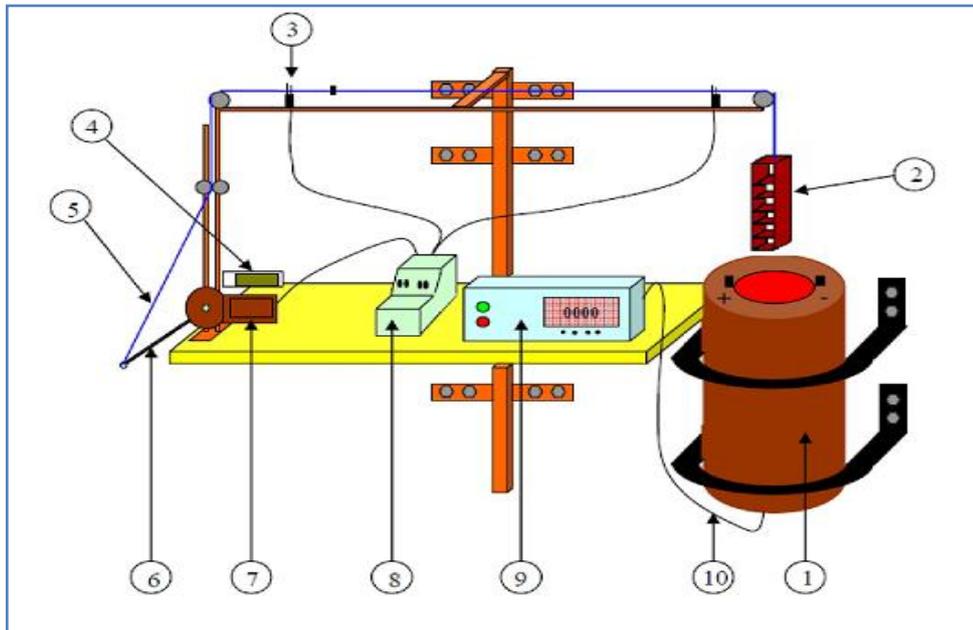


Figure IV.5 : Dispositif de la fatigue thermique.

❖ Composants du dispositif

1. Four électrique tubulaire vertical, il peut chauffer jusqu'à 1200°C ;
2. Porte échantillons ;
3. Contacteur de fin de course ;
4. Compteur (détermine le nombre de cycles) ;
5. Câble (assure le mouvement du mécanisme) ;
6. Tige reliant le câble au moteur ;
7. Moteur électrique ;
8. Temporisateur ;
9. Régulateur de température contient aussi le bloc de puissance ;
10. Câble du thermocouple type K placé au milieu du four.

La **Figure IV.6** : Représente le dispositif que nous avons utilisé pour notre étude.



Figure IV.6 : La phonographie du dispositif de la fatigue thermique utilisé.

❖ Principe de fonctionnement du dispositif

Ce dispositif permet de réaliser des cycles de chauffage et de refroidissement. Les éprouvettes sont chauffées dans le four tubulaire ensuite, elles sont refroidies à l'air à l'extérieure du four. Ces cycles thermiques sont réalisés à l'aide d'un système électromécanique composé d'un moteur électrique à courant, le mouvement de porte échantillons est délimité par des contacts électriques sensibles (fin de course). Ce système permet d'obtenir un mouvement oscillatoire vertical avec une fréquence constante, la vitesse d'oscillation désirée est obtenue à l'aide d'un temporisateur qui fixe le temps de chauffage et de refroidissement (temps à l'intérieure et à l'extérieure du four). La température du four est contrôlée par un thermocouple qui est relié avec thermorégulateur.

IV.3.2. Le cycle thermique

La connaissance des paramètres de traitement consiste d'abord de tracer le cycle thermique c'est-à-dire l'évolution de la température pendant les opérations de chauffage et de refroidissement, et pour cela on a fixé solidement un thermocouple un l'échantillon. L'ensemble est placé directement dans le mécanisme de la fatigue. Ensuite, on a procédé à des essais de cyclage thermique, pour lesquels on a relié le thermocouple à un régulateur de température pour suivre l'évolution de la température en fonction du temps, facteur déterminé à l'aide d'un chronomètre [22].

La courbe $T (^{\circ}\text{C}) = f(t)$ obtenue est montrée dans la *Figure IV.7*.

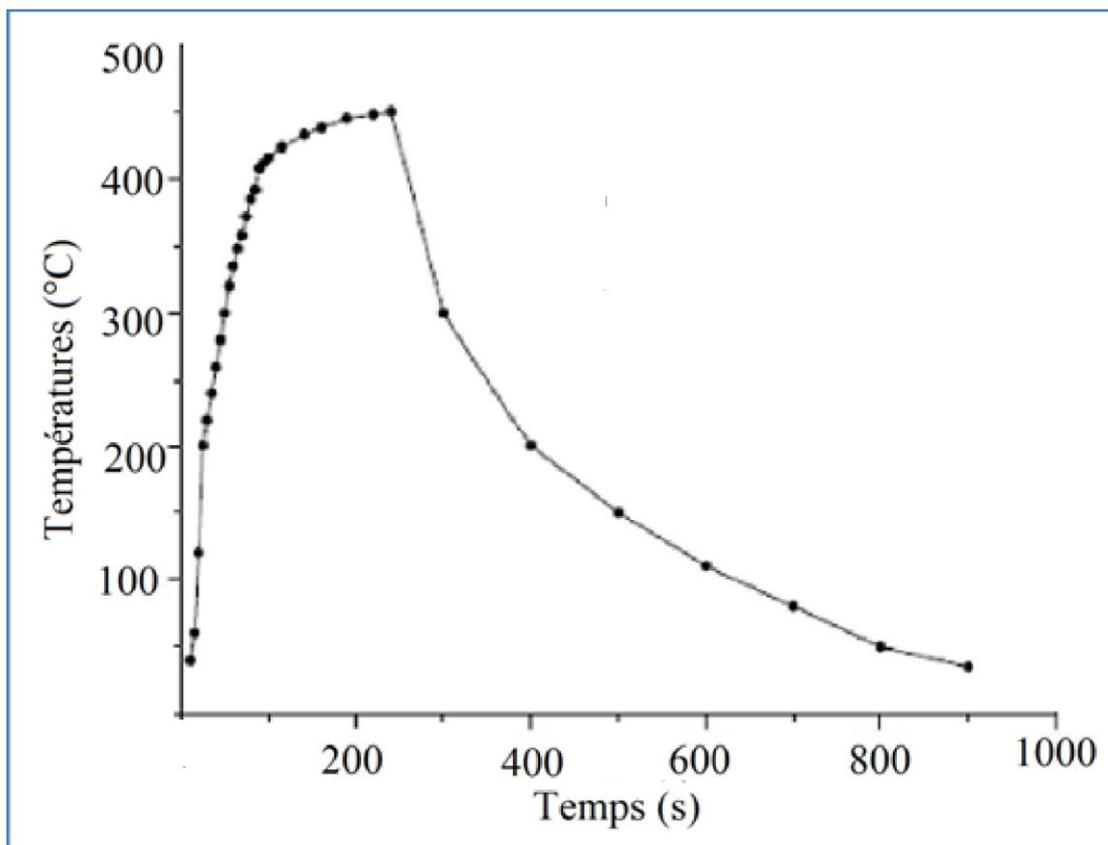


Tableau IV.8 : Les paramètres du cycle thermique [22].

| | |
|--------------------------------|-----|
| Température maximale Tmax (°C) | 450 |
| Température minimale Tmin (°C) | 35 |
| Temps de chauffage (s) | 300 |
| Temps de refroidissement (s) | 600 |

IV.4. Techniques d'analyse

Les moyens préconisés pour la caractérisation de nos composites :

- microscopie optique ;
- frottement et usure ;
- Microscopie Electronique à Balayage ;

Ces techniques nous permettent d'avoir des informations sur la morphologie microstructurale de nos échantillons, quelques propriétés mécaniques ainsi que l'adhérence du dépôt au niveau l'interface.

IV.4.1. Analyse métallographique

Des observations en microscopie optique ont été effectuées suivant une coupe transversale des échantillons avant et après les traitements de fatigue pour s'informer sur les structures des différents constituants (substrat, sous couche d'accrochage et le revêtement).

a) Enrobage à froid

La procédure consiste à mettre l'échantillon dans un moule puis y ajouter un mélange résine-durcisseur ; après quelques minutes la résine se solidifier. Cette étape permet une meilleure manipulation (plus commode) des échantillons pendant le polissage pour avoir une surface plane.

b) Polissage

On fait subir aux surfaces à observer des polissages mécaniques, visant à les rendre planes et exemptes de toutes rayures, graisse ou déformations nuisibles et gênantes.

L'opération consiste à faire passer les surfaces des échantillons sur des papiers abrasifs de granulométrie (P 600, P 100, P 1200), tout en assurant un arrosage permanent avec l'eau courante pour éviter l'échauffement de la pièce.

La finition est faite par l'alumine (0,3µm), qui consiste à prolonger l'opération du polissage jusqu'à ce que les raies issues des papiers abrasifs disparaissent et apparait une surface miroir.



Figure IV.8 : Polisseuse utilisée est de type

FOCIPOLE



Figure IV.9 : Polisseuse de finition de type

.MECAPOL P200.

c) Observation microscopique

L'observation microscopique est faite à l'aide d'un microscope optique de type **OLYMPUS** (Figure IV.10) avec un agrandissement qui varie de 50 à 1000. Ce microscope est équipé d'une caméra et est assisté par micro-ordinateur avec utilisation d'un logiciel d'amélioration d'image **Archimed**. L'avantage de la microscopie optique, outre sa grande facilité d'utilisation, est de permettre l'observation de grandes surfaces et de collecter ainsi une information globale concernant l'aspect de la surface observée.

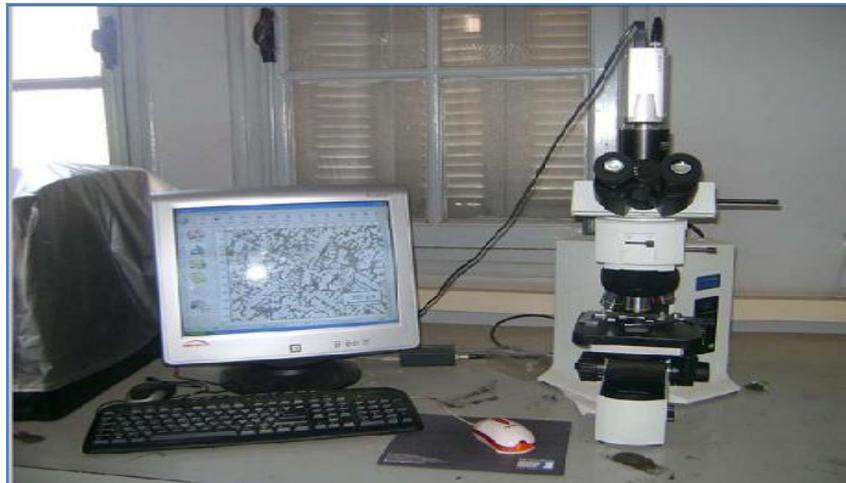


Figure IV.10 : Microscope optique **OLYMPUS**.

IV.4.1. Étude de comportement en frottement et usure des composites élaborés

L'appareil utilisé est un tribomètre bille /plan (*Figure IV.11*) celui –ci est assisté par un ordinateur qui collecte les impulsions (transmissions par des détecteurs), est qui les transforme sous forme de graphe. On enregistre en plus des coefficients de frottements, la dérivée de la force normale instantanée par rapport à la force tangentielle .Le coefficient de frottement μ est le rapport de la force tangentielle instantanée sur la force normale appliquée

$$F_T = \mu F_N$$

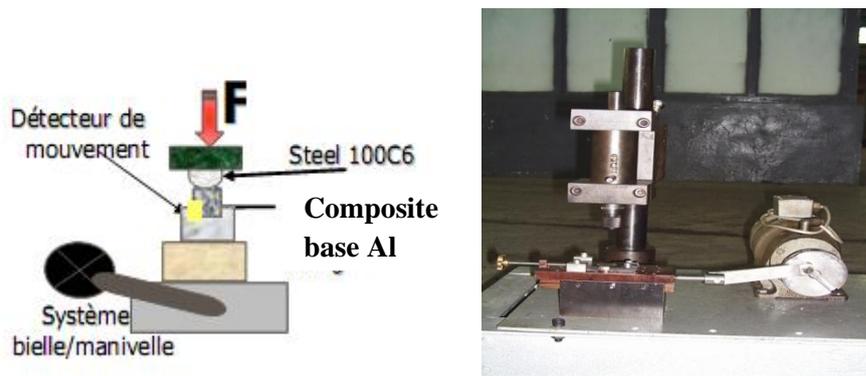


Figure V.11 : Tribomètre [35].

Les tests d'usure ont été faits à l'aide d'un tribomètre. Le couple de frottement soumis aux tests est constitué par une bille (fixe) en acier 100C6 de dureté moyenne 65HRC et de 6mm de diamètre .les substrats étudiés revêtus par la couche de cuivre pur la pression exercée par la bille de l'ordre de 60N.

IV.4.2. Microscope Électronique à Balayage

Des observations par microscopie électronique à balayage ont été effectuées suivant la trace d'usure de nos échantillons de deux composites après les tests d'usure pour révéler les structures des différents constituants.

La microscopie électronique à balayage (MEB) futilisé est de type **MEB .SEM (FEI) Quanta 600**



Chapitre V

Résultats

et

Interprétations

L'objectif de notre travail, est d'étudier le comportement en fatigue thermique des interfaces cuivre-alliage d'aluminium, afin de suivre la tenue des différentes interfaces de nos deux types de composites et d'estimer la qualité de nos deux multimatériaux.

Un tel dépôt doit présenter une faible porosité et contenir peu d'oxydes, car ces derniers sont généralement néfastes pour l'adhérence du dépôt sur la pièce revêtue. Dans ce chapitre, nous présenterons les différents résultats obtenus au cours de la caractérisation des dépôts projetés thermiquement.

V.1. Structure du dépôt

V.1.1. Observations en Microscopie Optique

a) Influence du grenailage sur l'adhérence

Le grenailage permet la création d'une surface rugueuse. Après le nettoyage des pièces, il est nécessaire de créer une rugosité sur la surface à revêtir afin de permettre aux particules en fusion ou à l'état pâteux de venir épouser les rugosités de la surface et réaliser ainsi un bon accrochage mécanique.

La rugosité diminue aussi les contraintes résiduelles générées au sein du dépôt en empêchant leur addition par la séparation des grains écrasés, notamment pour les contraintes parallèles au substrat qui tendent à provoquer le décollement des dépôts.

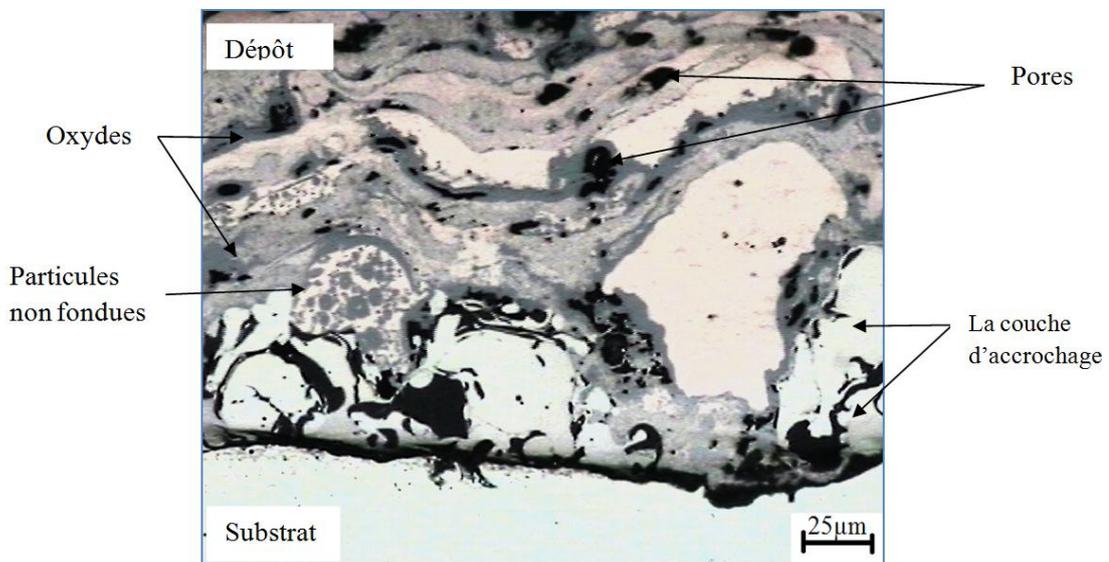


Figure V.1 : Microstructure du multimatériau (AU4G/75E/Cu).

La **Figure V.1** montre le rôle du grenailage avant la projection et met en évidence l'accrochage mécanique Substrat/dépôt. L'adhérence des dépôts réalisés sur des surfaces rugueuses résulte d'une augmentation de l'aire de contact, qui permet de multiplier le nombre de sites favorables à la formation de liaisons qui assurent la bonne cohésion entre les deux matériaux.

Intervient aussi, la mise en jeu du mécanisme des liaisons mécaniques qui correspond à la contraction et à la solidification des particules étalées sur les anfractuosités du substrat sablé.

b) Influence de la sous couche d'accrochage à base du NiAl

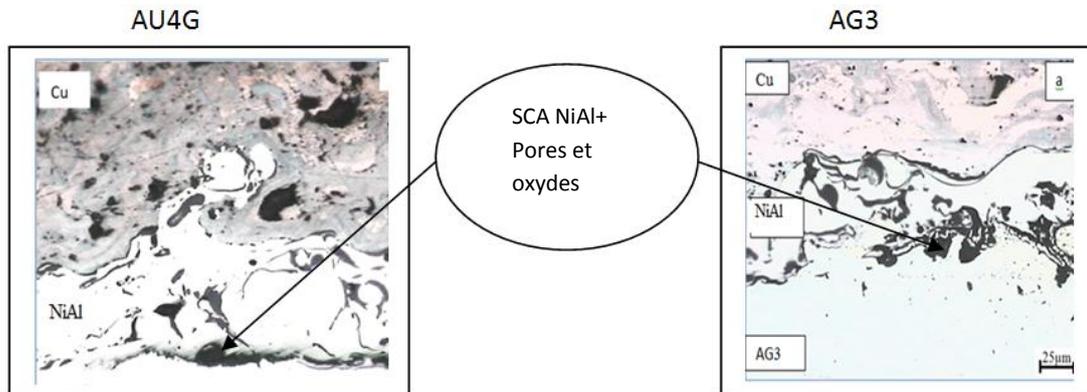


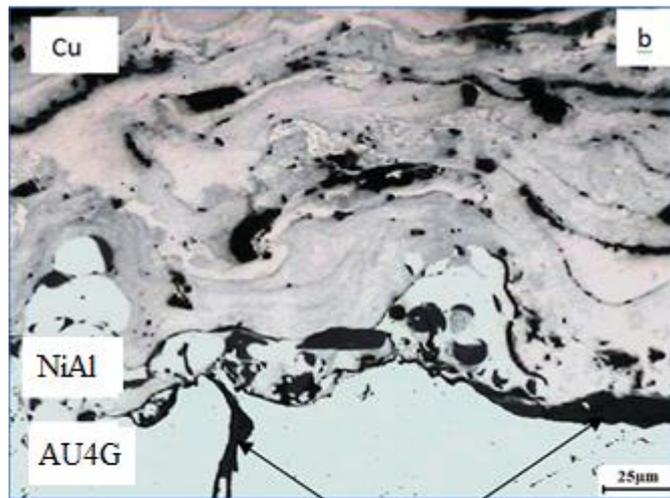
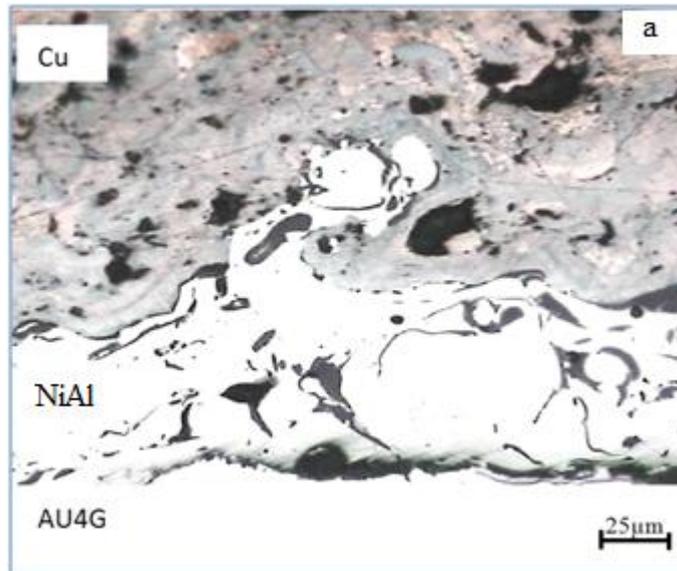
Figure V.2 : Analyse métallographique des dépôts de Cu sur l'AU4G et l'AG3 avec sous couche d'accrochage en NiAl.

Les sous couches base NiAl, que ce soit sur l'AU4G ou sur l'AG3, les dépôts élaborés sont uniformes continus et adhérents sur le substrat.

c) Influence de la fatigue thermique cyclique sur les multimatériaux

L'observation au Microscope Optique des deux multimatériaux AU4G/75E/Cu et AG3/75E/Cu nous a permis de suivre l'évolution des interfaces dépôt/couche d'accrochage et couche d'accrochage/substrat suivant le nombre de cycles thermiques appliquées.

Les micrographies des deux multimatériaux se ressemblent assez. Le revêtement comporte des pores, des particules non fondues et des oxydes. La porosité provient soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes fondues et de celles non fondues, soit de gaz enfermés pendant la solidification.



Amorçage de la fissure

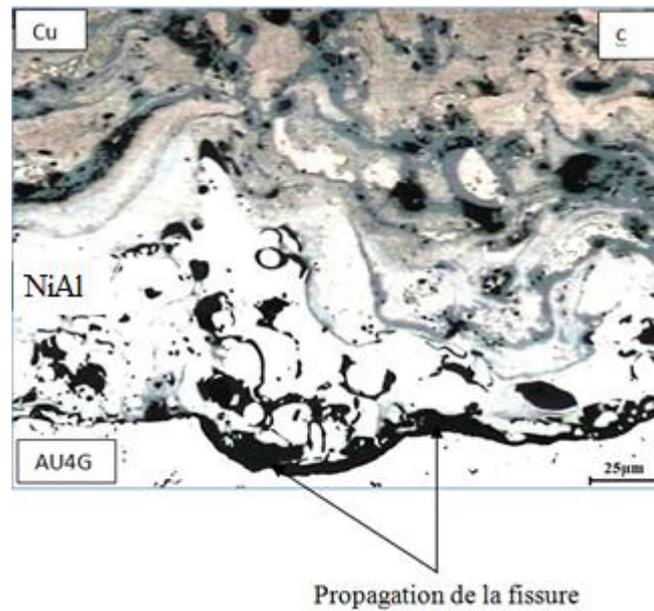
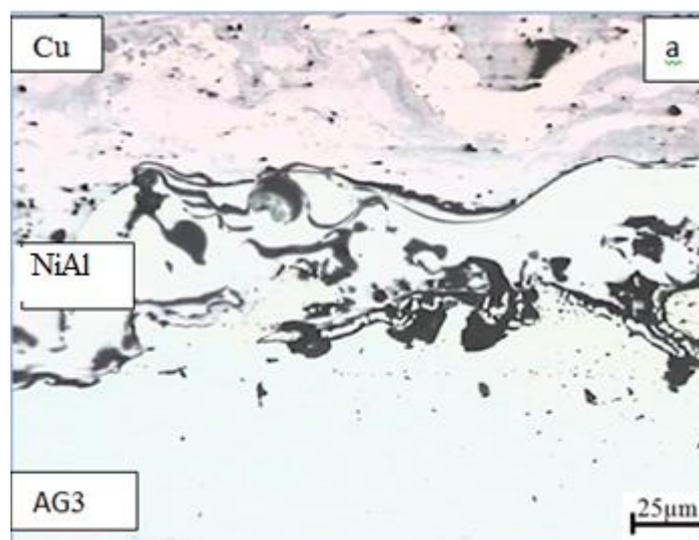
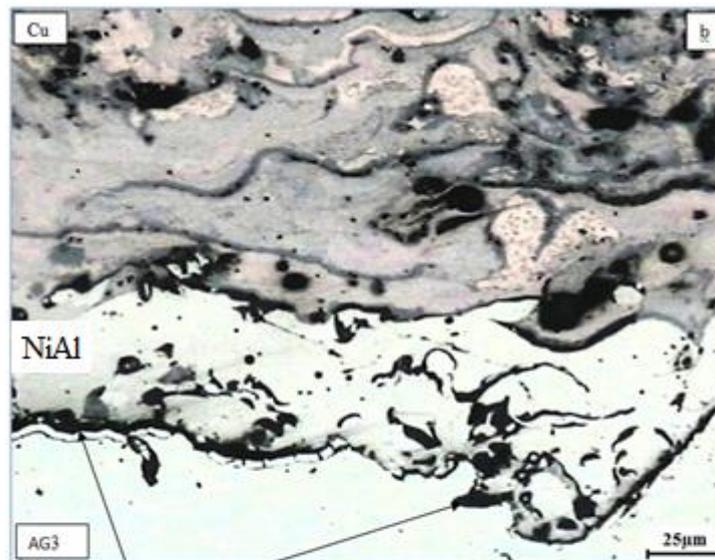


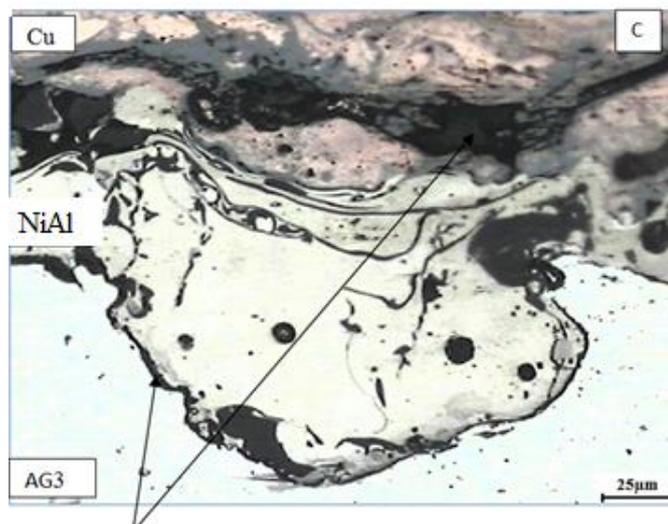
Figure V.3 : Micrographies du multimatériau AU4G/75E/Cu

a) à 0 cycles, b) après 100 cycles, c) après 460 cycles.





Amorçage de la fissure



La propagation de la fissure

Figure V. 4: Micrographies du multimatériel AG3/75E/Cu

a) à 0 cycles, b) après 100 cycles, c) après 460 cycles

▪ **Taux de propagation des fissures au niveau des interfaces des dépôts**

Le taux de propagation a été estimé égal à la longueur de la fissure devisée sur la longueur de l'interface (totale)

➤ *Cas de l'alliage AU4G*

Tableau V.1 : Taux de propagation de la fissure pour le composite base AU4G

| Interface entre couches | Taux de propagation de la fissuration |
|--|---|
| Après 100 cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface1}} = 273\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 166\mu\text{m}$). Taux = 60,80% |
| Interface entre la couche d'accrochage et le dépôt de cuivre | ($L_{\text{Interface2}} = 405\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 118\mu\text{m}$). Taux = 19,14% |
| Après 320 de cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface1}} = 269\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 168\mu\text{m}$). Taux = 62,65% |
| Interface entre la couche d'accrochage et le dépôt de cuivre | ($L_{\text{Interface2}} = 292\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 173\mu\text{m}$). Taux = 54,29% |
| Après 430 cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface1}} = 260\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 211\mu\text{m}$). Taux = 81,15% |
| Interface entre la couche d'accrochage et le dépôt de cuivre | ($L_{\text{Interface2}} = 340\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 230\mu\text{m}$). Taux = 67,65% |
| Après 800 cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface1}} = 281\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 281\mu\text{m}$). Taux = 100% |
| Interface entre la couche d'accrochage et le dépôt de cuivre | ($L_{\text{Interface2}} = 264\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 264\mu\text{m}$). Taux = 100% |

Les figures (V. 6 et V.4) présentent l'évolution de la fissure en fonction du nombre de cycles thermiques.

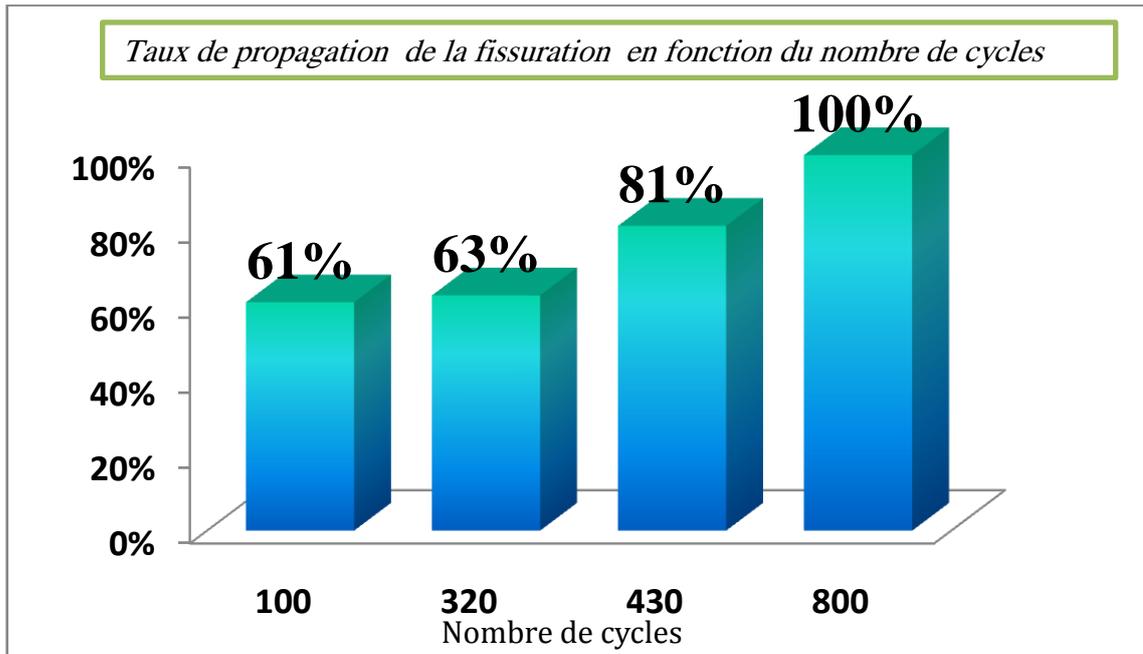


Figure V.6 : Taux de propagation de la fissure entre le substrat et la couche d'accrochage

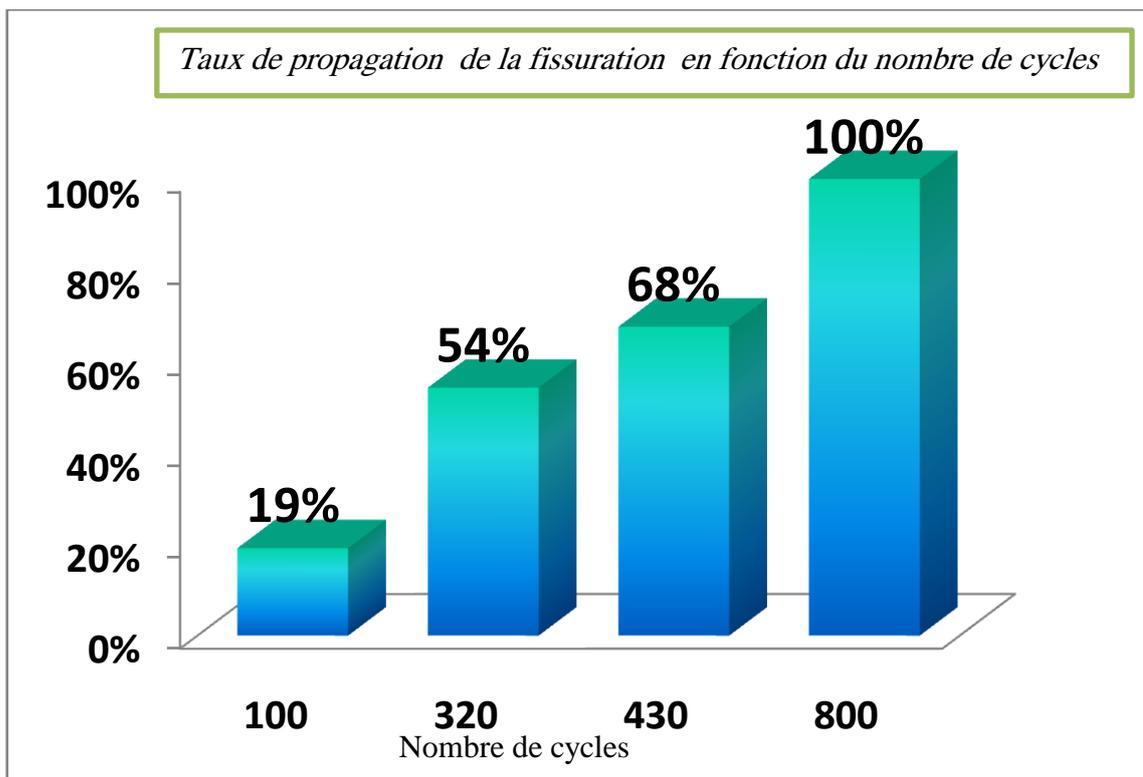


Figure V.7 : Taux de propagation de la fissure entre la couche d'accrochage et le dépôt.

➤ Cas de l'alliage AG3

Tableau V.2 : Taux de propagation de la fissure pour le composite base AG3

| Interface entre couches | Taux de propagation de la fissuration |
|--|--|
| Après 100 cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface1}} = 174\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 285\mu\text{m}$). Taux = 59,11% |
| Interface entre la couche d'accrochage et le dépôt de cuivre | ($L_{\text{Interface2}} = 290\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 309\mu\text{m}$). Taux = 93,85 % |
| Après 330 cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface1}} = 239\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 278\mu\text{m}$). Taux = 79,30% |
| Interface entre la couche d'accrochage et le dépôt de cuivre | ($L_{\text{Interface2}} = 172\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 291\mu\text{m}$). Taux = 61,05% |
| Après 460 cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface1}} = 249\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 288\mu\text{m}$). Taux = 85,97 % |
| Interface entre la couche d'accrochage et le dépôt de cuivre | ($L_{\text{Interface2}} = 230\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 290\mu\text{m}$). Taux = 79,32% |
| Après 800 cycles de fatigue thermique | |
| Interface entre le substrat et la couche d'accrochage | ($L_{\text{Interface2}} = 278\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 282\mu\text{m}$). Taux = 98,58% |
| Interface entre le couche d'accrochage et le dépôt | $L_{\text{Interface2}} = 278\mu\text{m}$, $L_{\text{Fissure}} = 282\mu\text{m}$). Taux = 98,58% |

Les figures (V.8 et V.9) présentent l'évolution de la fissure en fonction du nombre de cycles thermiques.

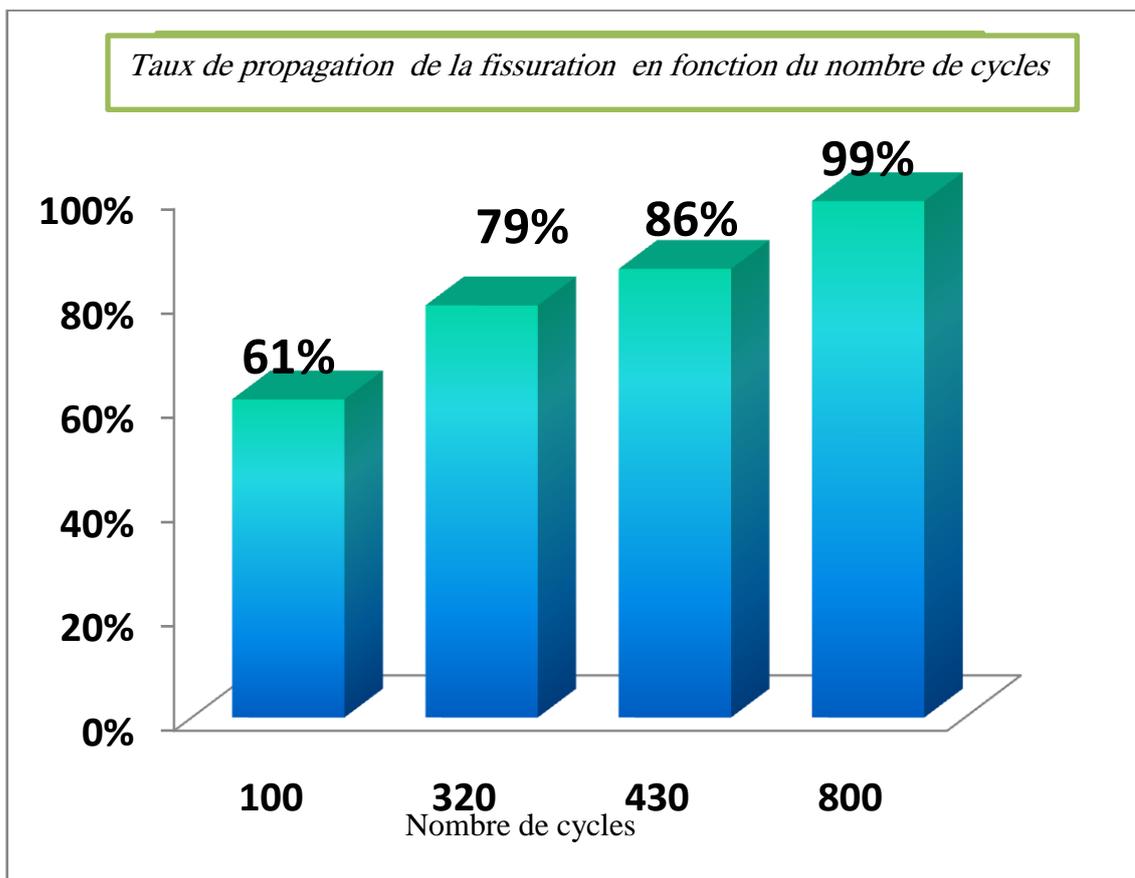


Figure V.8: Taux de propagation de la fissure entre le substrat et la couche d'accrochage

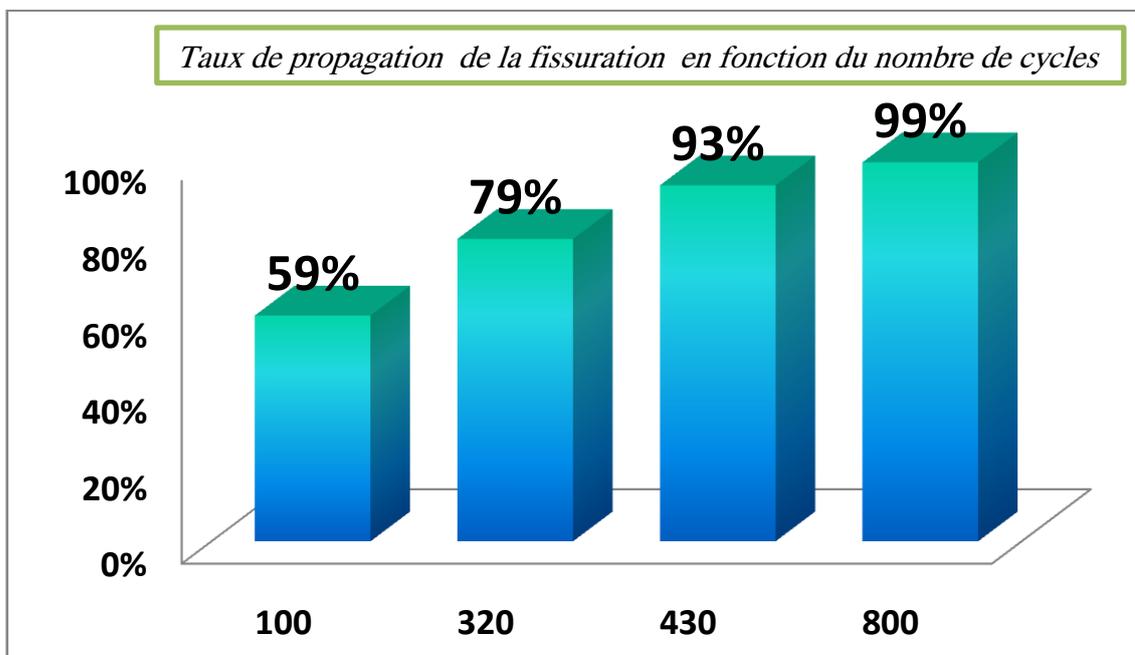


Figure V.9 : Taux de propagation de la fissure entre la couche d'accrochage et le dépôt.

V.1.2. Discussions et interprétations

Les observations réalisées par microscopie optique ont été effectuées selon une coupe transversale dans le cas des deux composites AG3/75E/Cu et AU4G/75E/Cu.

On remarque que la structure du dépôt est lamellaire. Les zones blanches et grises (*Figure IV.1*) indiquent des structures de haute densité avec la présence d'oxydes de projection (plages grises localisées entre les lamelles du dépôt) et des porosités (zones noirs) ainsi que des particules sous forme sphérique présentant la matière non fondue.

On a noté une bonne adhérence entre le substrat et le dépôt dans le cas des deux composites étudiés.

Cette bonne adhérence est probablement due au décapage réalisé et de la présence de la sous couche d'accrochage projetée qui joue le rôle de liant du cuivre (revêtement finale de protection) sur le substrat.

Après 100 cycles thermique pour AG3/75E/Cu et AU4G/75E/Cu, l'observation des interfaces a montré l'existence de défauts au niveau de l'interface vers le substrat (Figures V.2 (b) et V.3(b)); c'est l'amorçage de la fissure.

Cette décohésion est le résultat de l'accumulation des contraintes thermiques formées pendant les différents cycles appliqués. Les propriétés thermiques (coefficient de dilatation thermique...etc.) des différents matériaux influent aussi sur ce comportement.

Lorsque le nombre de cycles augmente, la fissure se propage d'une manière plus importante, et après 800 cycles c'est la rupture du dépôt.

Nous constatons, par ailleurs, que lorsque le nombre de cycles augmente, les pores deviennent plus petits et même moins nombreux, les lamelles composant le dépôt s'affinent alors que la couche d'accrochage semble s'écraser.

V.2. Comportement en frottement et usure des couples élaborés

Les essais de l'usure ont été réalisés sous la vitesse de 60 tours/min à une seule position, la charge $F_n=60N$ à sec. La course de la bille sur l'antagoniste est de 5mm et le nombre de cycles a été fixé à 1797.

Les coefficients de frottements enregistrés dans les conditions ci-dessus sont montrés dans les graphes suivants.

a) Composite AG3/75E/Cu

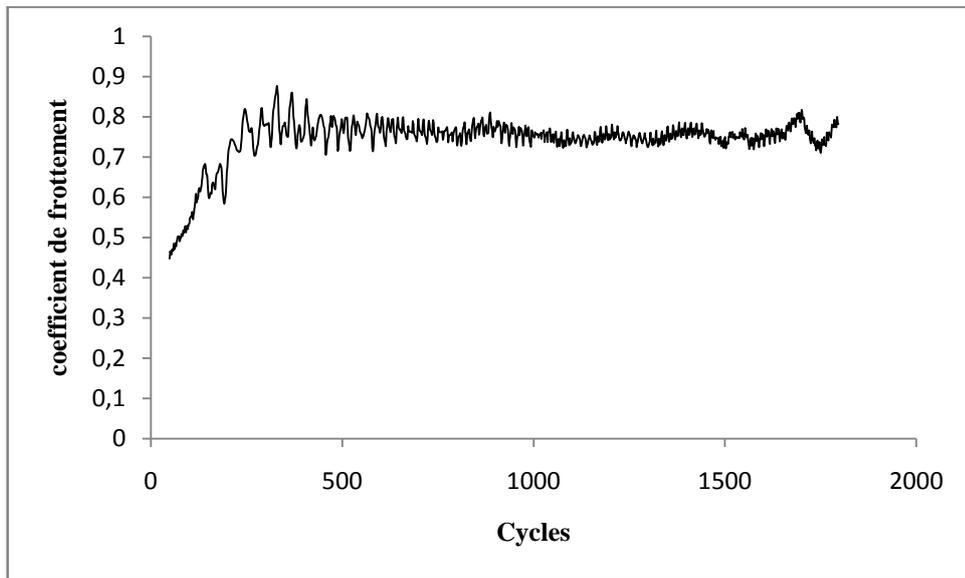
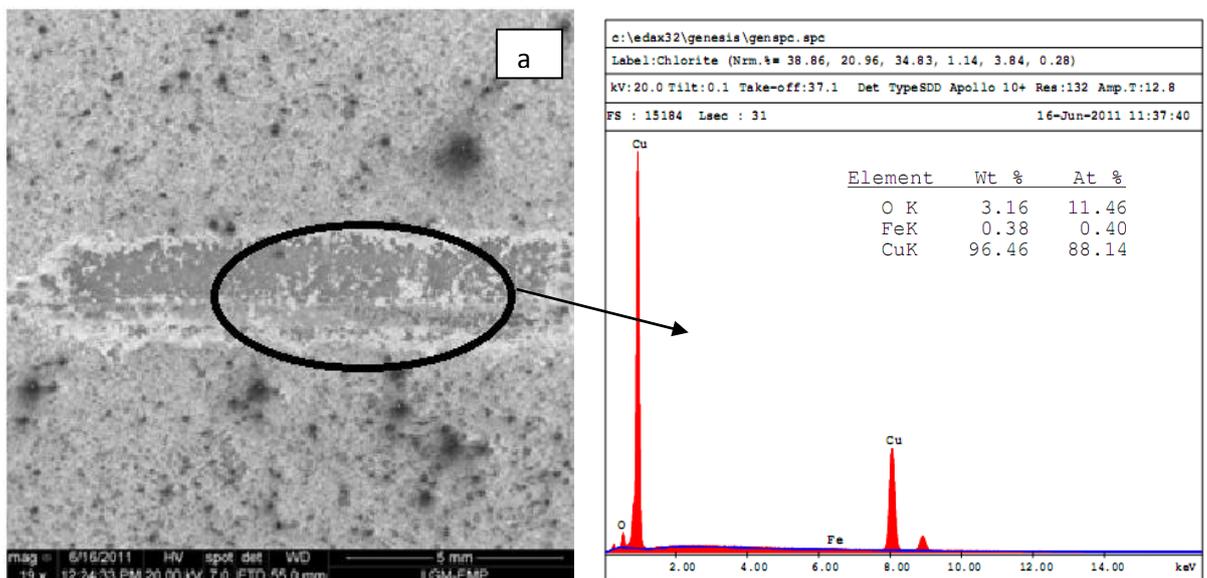


Figure V.10: Evolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de cycles pour le composite AG3/75E/Cu

Le graphe de la **Figure V.10**, présente trois domaines différents avec un premier qui s'étend jusqu'à 250 cycles et qui correspond à la période durodage (μ augmente). Dans la deuxième étape, le coefficient de frottement atteint une valeur constante entre 0,7 et 0,8. A partir de 1700 cycles, μ augmente légèrement et le comportement devient instable.

L'observation au MEB des traces d'usure (analyse qualitative), nous renseigne sur le mécanisme de dégradation de la surface (mode d'usure). La trace d'usure présente des stries abrasives (a) et une usure adhésive (b) (**Figure.11**).



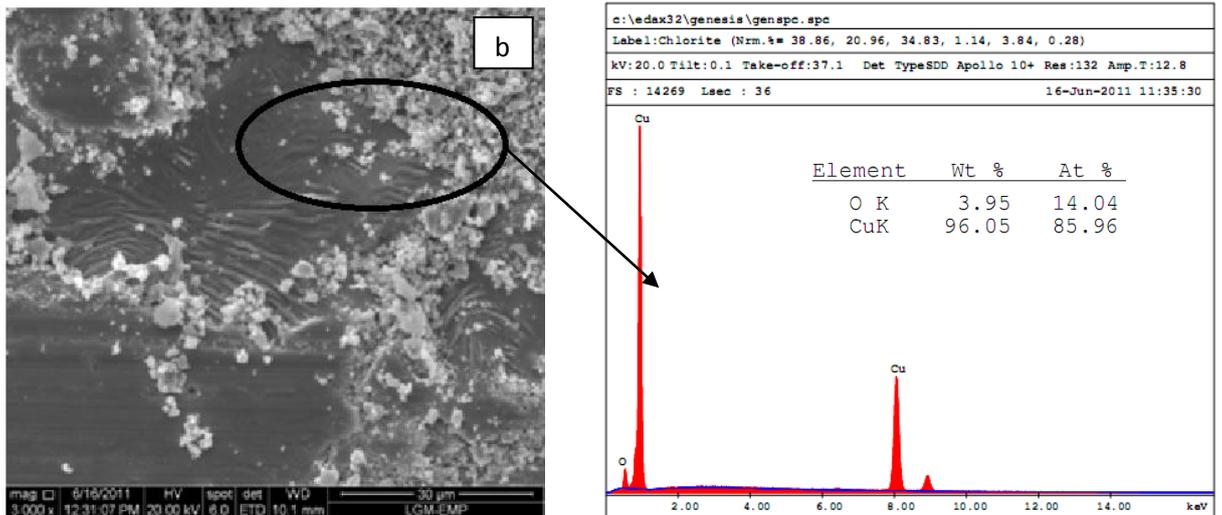


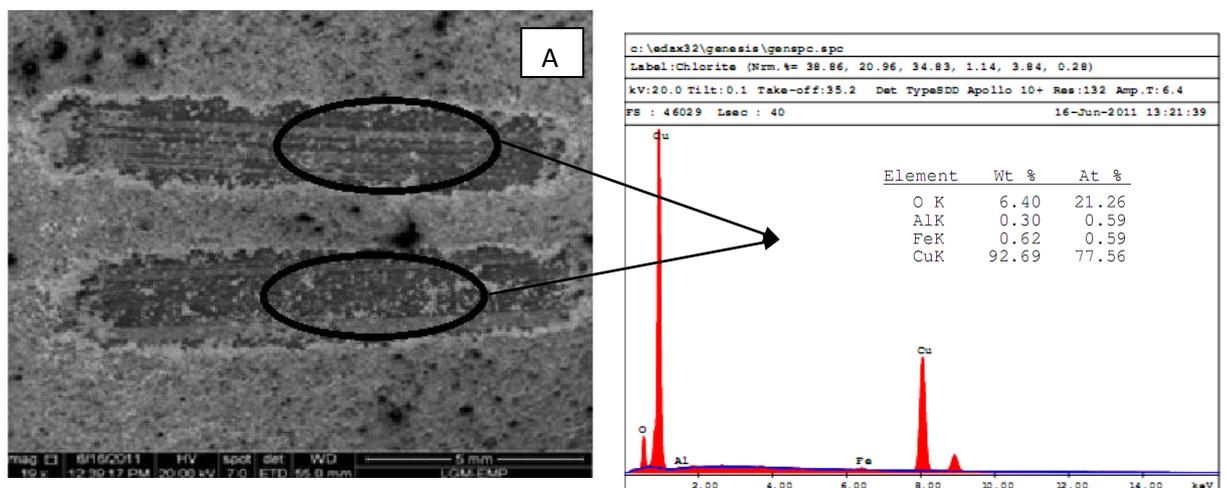
Figure V.11: Image MEB de la trace d'usure du couple et analyse en EDAX
Pour le composite AG3/75E/Cu

L'analyse ponctuelle en EDAX a révélé la présence du Fe dans la trace d'usure(a). Un taux élevé du cuivre $\approx 96,46\%$ est noté. La présence de l'oxygène est due éventuellement à la formation des oxydes pendant la projection thermique.

b) Composite AU4G/75E/Cu

L'évolution du coefficient d'usure sur la surface de ce composite est la même que celle présentée sur la **Figure V.10**.

L'observation en Microscopie Electronique par Balayage (**Figure V.12**) montre l'allure de la trace et l'analyse en EDAX donne les différents éléments présents.



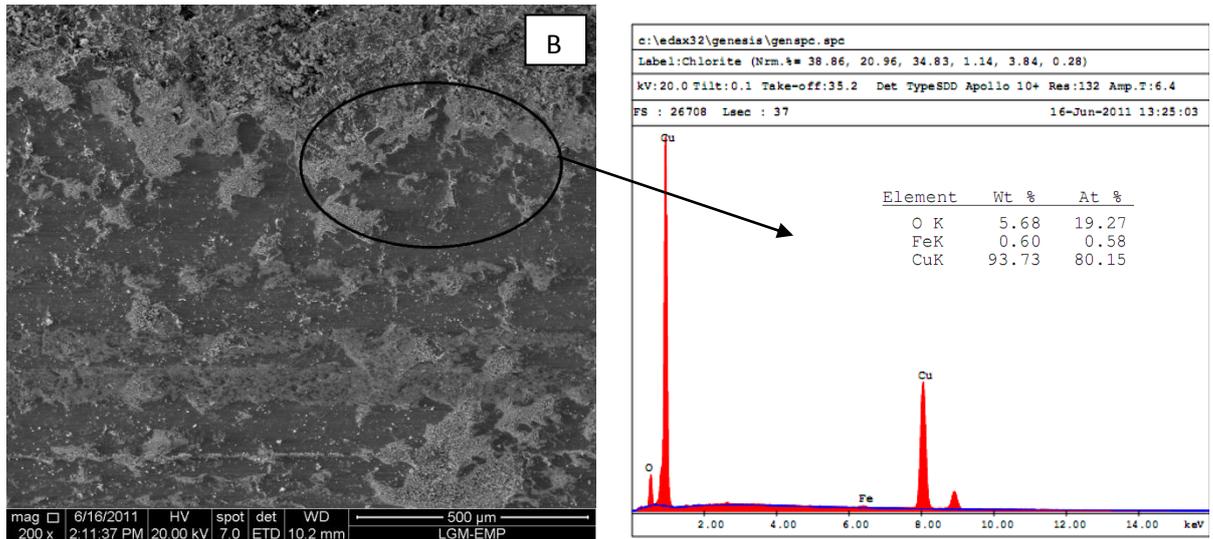


Figure V.12 :Image MEB de la trace d'usure du couple et analyse en EDAX
Pour le compositeAU4G/75E/Cu

L'analyse en EDAX, montre la présence de l'aluminium dans la trace d'usure
(**Figure V.12 A**) en plus par rapport au composite base AG3.

Conclusion Générale

Ce travail a été réalisé dans le but d'étudier le comportement en fatigue thermique cyclique d'un revêtement en cuivre élaboré par projection thermique à l'arc électrique sur deux alliages différents à savoir, l'AU4G et l'AG3.

Notre travail consiste dans un premier temps à présenter l'aluminium et ses alliages, ainsi que les techniques de la projection thermique et leurs domaines d'utilisation, ensuite de donner un aperçu sur la fatigue thermique cyclique (chauffage/refroidissement) et les outils nécessaires à son exploitation.

Les revêtements métalliques, en particulier ceux réalisés par projection, apportent des solutions efficaces aux problèmes d'usure, de corrosion...etc. Les couches déposées par cette technique, constituent une bonne barrière thermique de protection du matériau de base.

Dans notre cas, afin de garantir une bonne adhérence entre les antagonistes, nous avons entrepris plusieurs démarches : le sablage du substrat, le décapage pour éliminer la couche d'alumine naturelle qui joue le rôle de barrière de diffusion pour l'aluminium et ses alliages et enfin l'utilisation d'une couche d'accrochage NiAl (75E) pour assurer la liaison du revêtement principal sur le matériau à protéger.

Aussi, pour mener à bien notre étude, nous avons utilisé un dispositif de fatigue thermique. Cet équipement nous permettait de suivre le comportement et la tenue de l'interface sous l'effet de cycles thermiques répétés des deux composites AU4G/75E/Cu & AG3/75E/Cu réalisés par projection thermique.

Caractérisations par microscopie optique :

- Le revêtement comporte des pores qui proviennent soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit de gaz enfermé pendant la solidification. En plus des oxydes de projection, on a noté la présence des particules non fondues et des microfissures qui sont provoquées par des contraintes thermiques résiduelles formées pendant la solidification et le refroidissement du dépôt.
- Le grenailage des surfaces est une étape primordiale qui facilite l'adhérence des dépôts élaborés. Car les aspérités augmentent l'ancrage mécanique substrat/dépôt par la croissance de l'aire du contact.
- Le bon accrochage AU4G-Zn/dépôt et AG3-Zn est noté.
- L'augmentation du taux de fissuration en fonction du nombre de cycles thermiques est noté pour les deux multimatériaux (AU4G/75E/Cu & AG3/75E/Cu).

Etude tribologique :

- Les tests d'usure effectués sur les deux couples AU4G/75/Cu et AG/75E/Cu ont montré que la résistance à l'usure dans le cas du dépôt de cuivre réalisé par projection thermique est grande. Car on a réalisé

plus de 1790 cycles sans atteindre le substrat et la dégradation complète du composite.

- Les analyses en EDAX ont révélé la présence d'une quantité de Fr dans les deux composites AU4G/75/Cu et AG/75E/Cu et de l'Al dans le composite AU4G/75/Cu.

Ainsi, on peut dire qu'on a un gain de résistance à l'usure.

Pour limiter l'endommagement d'une pièce mécanique qui subit des chocs thermiques et augmenter sa durée de vie, la connaissance des contraintes thermiques générées lors de son élaboration et son fonctionnement est nécessaire. Il est donc souhaitable de contrôler et d'agir sur les paramètres tels que la température, le gradient thermique et également la durée de maintien au cours du chauffage et du refroidissement.

Pour que cette étude soit complète, des analyses plus poussées aux niveaux des différentes interfaces des couples élaborés semblent nécessaires pour une meilleure caractérisation de l'accrochage des différents antagonistes.



Bibliographie

- [1] **C.VARGUL**. La corrosion de l'aluminium. Edition DUNOD, Paris 1999.
- [2] **M. COLOMBIE, COLL.** Matériaux industriels : Matériaux métalliques. Collection DUNOD-Paris septembre 2000.
- [3] **Raymond. LOEWY.** L'Aluminium. Série de technologie 2009.
- [4] **J. BAILON, J. DORLOT.** Des matériaux, troisième édition. Presses internationales, Québec 2000.
- [5] **C.VAN HOUTTE.** Association de l'aluminium du Canada. 11^e Édition, Canada mai 2007.
- [6] Matériaux métalliques, édition OPU 1992.
- [7] **R. DEVELAY.** Données numériques sur l'Aluminium non allié. Techniques de l'ingénieur, M433, 2008.
- [8] **C. VARGEL.** Le comportement de l'aluminium et de ses alliages, édition DUNOD, Paris 1979.
- [9] Revue Métallurgie 49 Spécial soudage. Classification des alliages d'aluminium. avril 2003.
- [10] **Miche/DUPEUX.** Aide Mémoire en Science des Matériaux, deuxième édition DUNOD 2008.
- [11] Réseau-écoles de sensibilisation à la gestion des déchets 2006.
- [12] **S.AUDISIO, M. CAILLET, H.MAZILLE.** Revêtement et traitement de surface (fonctionnalité, durabilité, procédés), Collection des sciences appliquées de l'INSA de Lyon octobre 1998.
- [13] **M.DOCUS.** Revêtement par projection thermique, techniques de l'ingénieur, M1645, 2005.
- [14] **E.WEIDMANN, A.GUENIER.** Préparation métallographique des revêtements par projection thermique. Notes d'application, Structures A/Danemark, 2004.
- [15] **M. Fadhel. BEN ETTOUIL.** Modélisation rapide du traitement de poudres en projection par plasma d'arc. Thèse de doctorat, Ecole Doctorale Science- Technologie-Santé. Faculté des Sciences et Techniques, Université de Limoges. Avril 2000.
- [16] **G.ALIORANI.** «Matériaux Réfractaires et Céramiques Techniques, Eléments de Céramurgie et de Technologie», Septima (ed), Paris 1979.
- [17] **KANTHAL Spray Wire.** Huit alliages pour la projection thermique Arc à fil, Sociétés de groupe Kanthal. Avril 2001.

- [18] **C.ROSSINI**.Caractérisations des défauts, Utiliser les Ultrasons Manuels, «Contrôles-Essais-Mesures, Société Ifat.Juillet 2006.
- [19] **D. Dalmas et al.**.Caractérisation par émission acoustique de l'adhérence et de l'endommagement d'un revêtement : cas d'un revêtement WC-Csur acier. C. R. Acad. Sci. Paris, Chimie / Chemistry 4, 2001.pp. 345-350.
- [20] **N.BOUCHEROU, M.ZERGOUG**.Evaluation par Courant de Foucault pulse des défauts en multicouches, Conférence internationale sur le soudage, Le CND et industrie des métaux IC-WNDT-MI'10, Oran 27-28 novembre, 2010.
- [21] **Yves .BADÉ**. Cuivrage .Techniques de l'ingénieur, M1605,2003.
- [22] **A. ZEGHLOUL**.Mécanismes d'endommagement des structures. Master Sciences et Technologies. Université de Metz 2005.
- [23] **O. LADJALI**.Comportement en fatigue thermique de biomatériaux à base d'alliage d'aluminium et étude expérimentale et modélisation, Mémoire de magister, Ecole Nationale Polytechnique. Alger Juin 2009.
- [24] **S.MANSON**.Les contraintes d'origine thermique, Editions DUNOD, Paris 1967.
- [25] **K.Ourari**. Evolution microstructurale et mécanique d'un acier allié au chrome-molybdène-vanadium (Z160CDV12) en conditions de fatigue thermique. Thèse de magister, ENP 28 Juin 2001.
- [26] **M.E.Djehlal**.Contribution à l'étude du comportement en fatigue et en choc thermique d'une fonte à graphite sphéroïdale en fonction de la structure de la matrice et des éléments d'alliages. Memoir de magister, USTHB 1990.
- [27] **I.Virkkunen**.Thermal fatigue of austenitic and duplex stainless steel. These of Doctor of Science, Helsinki University of Technology. 23Th November 2001.
- [28] **S. BOUFLIGHA**, Comportement en cyclage thermique de l'interface du matériau composite 55E+65 E/35CD4 réalisé par projection thermique. Mémoire de magister, Ecole Nationale Polytechnique, Alger juin 2000.
- [29] **N. MESRATI, Q. SAIF, D. TREHEUX, A. MOUGHIL, G. FANTOZZI, A. VINCENT** .Characterization of thermal fatigue damage of thermal barrier produced by atmospheric plasma spraying. Journal of Surface and Coating Technology, Vol. 187, April 2004, pp.185-193.
- [30] **V.MAILLOT, A.FISSOLO, S.DAGALLAIX, G.DEGALLAIX**.Obtentions et observations de réseaux de faïençage par fatigue thermique, XVème Congrès Français de Mécanique. Nancy Septembre 2001.
- [31] **A. SADKI**.Etude de la protection du matériau aéronautique AU4G. Mémoire de magister. ENP Alger 1998.
- [32] **M. Cherif Abdellatif** Etude de la fatigue thermique d'un revêtement de chrome sur l'acier à outil de nuance 32CDV13.Mémoire de PFE. Ecole Nationale Polytechnique. Alger juin 2009.

[33] **N. MESTARI**. Réalisation et analyse de l'adhérence dans des multimatériaux type Al [Si]-ZrO₂ et graphite-métal ou céramique. Thèse doctorat, l'école centrale de Lyon janvier 1989.

[34] **N. MESRATI, D. NGUYEN, D. TREHEUX**. Rôle du zinc et de l'argent sur l'adhérence de zircone projetée sur un alliage d'aluminium-silicium 12%. Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des matériaux, N° 12, Décembre 1993, pp. 1673-1680.

[35] **H. Yousfi ; N. MESRTI, M. LARIBI et D. TREHEUX**. Elaboration, frottement et usure de l'alliage d'aluminium Al 20% Ag. Journées Scientifique en Science et Génie des Matériaux, ENP le 12-13 juin 2005.p 64.

Membres du jury :

Pr. N. MESRATI

Encadreur

Pr. M.A. DJEGHLAL

Président

Dr. H. YOUSFI

Examineur

Dr. K. ABADLI

Examineur