

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche
Scientifique

Université Abderrahmane Mira-Béjaia
Faculté de la technologie
Département de Génie Mécanique

Mémoire de Magister
En Génie Mécanique
Option : Matériaux pour l'Ingénierie Mécanique

Présenté par Toufik Mana

Thème

*Microstructure, adhérence et usure d'un revêtement en bronze
d'aluminium élaboré par projection thermique flamme-fil.*

Soutenue le 07/11/2010 devant le jury composé de :

Smail Boudrahem	Professeur	Université de Béjaia	Président
Abdelaziz Ati	Professeur	Université de Béjaia	Promoteur
Said Azem	MCA	Université de Tizi Ouzou	Examineur
Djamel Sadaoui	MCA	Université de Béjaia	Examineur

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'enseignement Supérieur et de la Recherche
Scientifique

Université Abderrahmane Mira-Béjaia
Faculté de la technologie
Département de Génie Mécanique

Mémoire de Magister
En Génie Mécanique
Option : Matériaux pour l'Ingénierie Mécanique

Présenté par Toufik Mana

Thème

*Microstructure, adhérence et usure d'un revêtement en bronze
d'aluminium élaboré par projection thermique flamme-fil.*

Soutenue le 07/11/2010 devant le jury composé de :

Smail Boudrahem	Professeur	Université de Béjaia	Président
Abdelaziz Ati	Professeur	Université de Béjaia	Promoteur
Said Azem	MCA	Université de Tizi Ouzou	Examineur
Djamel Sadaoui	MCA	Université de Béjaia	Examineur

Remerciements

Ce travail de Magister a été réalisé au sein de l'équipe "microstructures et propriétés des matériaux" du Laboratoire de Technologie des Matériaux et Génie des Procédés de l'Université de Abederrahmane Mira de Béjaïa.

J'exprime ma très sincère reconnaissance à mon encadreur, le Professeur Abdelaziz ATI, pour avoir assuré l'encadrement de ce travail dont il a proposé le sujet en concertation avec l'entreprise ATRA de Béjaïa.

J'exprime ma gratitude au Professeur Smail Boudrahem, pour avoir bien voulu accepter de présider le jury de ce mémoire.

Mes vifs remerciements au Docteur Said AZEM de l'université de Tizi Ouzou qui a accepté d'examiner ce travail comme je tiens à lui exprimer toute ma gratitude pour son appréciation sur certains résultats obtenus dans la caractérisation du revêtement.

Je remercie également le Docteur Djamel Sadaoui de m'avoir fait l'honneur d'examiner ce travail.

Ce travail n'aurait pu aboutir sans la collaboration :

- du Professeur Abderahim BENABBAS de l'Université de Jijel qui a bien voulu réaliser la caractérisation par DRX du revêtement étudié dans ce travail.

- du Docteur Nassim SOUAMI du Centre Nucléaire d'Alger pour la caractérisation par microscope électronique à balayage.

- de mon ancien enseignant Youcef MOUADJI actuellement à l'Université de Khenchela pour avoir réalisé les mesures du coefficient de frottement du revêtement étudié.

Qu'ils trouvent ici ma parfaite gratitude et mes sincères remerciements.

Dédicaces

A Mes parents pour leur soutien à chaque instant.

A Mes frères

Farid, Salim, Mourad, Belkacem, Mehamed El-amine,

A Mes Sœurs

Zidouma, Fadhila, Ayacha, Souad

A Ma fiancée Samira et sa famille

A Mon intime ami Amoura Tarik

A Mes Amis, Samir, Khaled, Atef, Fares, Amer, lamine

Résumé

Un matériau à dénomination commerciale bronze d'aluminium est réceptionné pour la première fois en juin 2008 par l'entreprise ATRA de Béjaïa sous forme de fil de 3,5mm de diamètre en vue de son utilisation pour la rénovation de pièces mécaniques en alliages cuivreux. Une caractérisation structurale réalisée par diffraction des rayons X et de la micro analyse EDS au MEB a permis d'identifier les phases qui apparaissent dans la couche déposée par projection thermique par le procédé flamme fil. Le composé défini non parfaitement stœchiométrique mis en évidence nécessite un post traitement thermique. Ce revêtement pourrait être appliqué pour une utilisation dans un environnement corrosif à l'eau naturel (composants de systèmes mécaniques dans le secteur de l'hydraulique) ou à l'eau de mer (industrie navale).

La caractérisation mécanique met en évidence l'effet négatif des sous couches de liaison en Al et en Zn sur l'adhésion du revêtement au substrat en bronze biphasé CuSn8. Le revêtement élaboré présente également un coefficient de frottement et un comportement à l'usure qui ne favorise pas son utilisation comme revêtement antifriction.

Mots clés : Bronze d'aluminium, revêtement, projection thermique, Adhésion, frottement, usure.

Abstract

A material trademark aluminum bronze is approved for the first time in June 2008 by the company ATRA Béjaïa form of wire 3.5 mm in diameter for use for the renovation of mechanical parts in copper alloys. A structural characterization performed by X-ray diffraction and micro SEM EDS analysis identified the phases that appear in the layer deposited by thermal spraying process by flame thread.

The compound defined not perfectly stoichiometric highlighted require a post heat treatment. This coating could be applied for use in a corrosive environment in natural water (components of mechanical systems in the water sector) or seawater (marine industry).

The mechanical characterization highlights the negative effect of bonding layers in Al and Zn on the coating adhesion to the substrate biphasic CuSn8 bronze. The coating has also developed a coefficient of friction and wear behavior which does not promote its use as an anti-friction coating.

Keywords: Bronze aluminum coating, thermal spraying, Adhesion, friction,

Table des matières

Introduction	1
Chapitre I : Contexte de l'étude et éléments bibliographiques	
I.1 Contexte de l'étude	2
I.2 Eléments bibliographiques	4
I.2.1 Définition et types de frottement	4
I.2.1.1 Mesure du coefficient de frottement des corps solides	5
I.2.1.2 Principe de mesure rapide du coefficient de frottement	6
I.2.2 La tribologie	6
I.2.2.1 Eléments de tribologie	6
I.2.2.2 Mécanismes de dégradation de surface	7
I.2.2.3 Influence de la microstructure de dépôts sur le comportement tribologique	9
I.2.2.3.a) Rôle de la porosité	9
I.2.2.3.b) Rôle de la rugosité de surface	10
I.3 Applications des revêtements antifriction	10
I.4 Les travaux les plus récents sur la projection thermique de bronze	10
I.5 Généralités sur les bronzes	12
I.5.1 Présentation	12
I.5.2 Les bronzes de corroyage	13
I.5.2.1 Les bronzes binaires	13
I.5.2.2 Les bronzes phosphoreux	13
I.5.2.3 Les bronzes au Zinc	13
I.5.2.4 Les bronzes complexes	13
I.5.3 Les alliages de fonderie	14
I.5.3.1 Les bronzes binaires	14
I.5.3.2 Les bronzes au plomb	14
I.5.3.3 Les bronzes au zinc et au plomb.....	14
I.6 Propriétés physiques des bronzes	14
I.7 Caractéristiques mécaniques des bronzes	15
I.7.1 Caractéristiques de traction et de dureté	15
I.7.2 Module d'élasticité	16
Chapitre II : Technique de projection thermique	
II.1 Principe et applications	17
II.2 Les différentes techniques de projection	17
II.2.1 Projection à l'arc électrique	18
II.2.2 Projection plasma	18
II.2.3 Projection thermique par flamme oxyacétylénique	19
II.2.3.1 Principe	19
II.2.3.2 Appareillages	20
II.2.3.3 Caractéristiques de la flamme diffusante oxyacétylénique	21
II.2.3.4 Intérêt de la projection à flamme oxyacétylénique	23
II.2.3.5 Différents paramètres opératoires	25
II.3 Formation et structure des dépôts	28
II.4 Les contraintes résiduelles	29
II.4.1 Origines des contraintes résiduelles	29
II.4.2 L'évolution des contraintes résiduelles	29

Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales

III.1 Matériaux utilisés	30
III.1.1 Matériau du Substrat	30
III.1.2 Métal d'apport (Fil en alliage cuivreux)	30
III.1.3 Sous couches d'accrochages	30
III.2 Description du procédé d'élaboration des systèmes composites	30
III.3 Paramètres de projection thermique	31
III.4 Techniques d'analyse et de caractérisation des revêtements	32

Chapitre IV : Caractérisation structurale des revêtements

IV.1 observation métallographique	33
IV.2 Caractérisation par diffraction des rayons X du revêtement	35
IV.3 Caractérisation du revêtement au microscope électronique à balayage	36

Chapitre V : Caractérisation mécanique des revêtements

V.1 Microdureté Vickers	39
V.1.1 Profil de microdureté HV	39
V.1.2 Interprétation des résultats	41
V.2 Essais de microindentation instrumentée	41
V.2.1 Principe de microindentation instrumentée	41
V.2.2 Principe de la mesure	43
V.2.3 Description des courbes de microindentation	43
V.2.4 Valeurs moyennes des microduretés et des modules d'élasticité du revêtement.....	44
V.2.5 Interprétation des résultats	45
V.3 Essais de flexion quatre points	45
V.3.1 Stratégie expérimental.....	45
V.3.2 Interprétation des résultats	48
V.4 Etude du comportement tribologique des revêtements	48
V.4.1 Principe de mesure de perte de masse.....	49
V.4.1.a) Paramètres des essais	49
V.4.1.b) Présentation des échantillons	49
V.4.1.c) Dispositif expérimental	50
V.4.2 Mesure de la perte de masse.....	50
V.4.2.a) Méthodologie du travail	50
V.4.2.b) Résultats d'usure en terme de perte de masse relative.....	51
V.4.2.c) Interprétation des résultats	52
V.5 Mesure de coefficient de frottement	53
V.5.1 Principe du test de frottement.....	53
V.5.2 Description du dispositif de tribologie et d'échantillons	53
V.5.3 Acquisition au cours de l'essai.....	53
V.5.4 Résultats des tests du frottement et d'usure	54
V.5.5 Interprétation de Résultats.....	56
Conclusion et perspectives	58
Références bibliographiques	59
Annexes	

Table des figures

Figure I.1: Schéma d'essai de frottement	6
Figure I.2: Phénomènes élémentaires de l'usure adhésive	7
Figure I.3: Phénomènes élémentaires de l'usure abrasive	8
Figure I.4: Usure par fissuration (cas des matériaux ductiles)	8
Figure I.5: Usure par fissuration (cas des matériaux fragiles)	8
Figure I.6: Microstructure de substrat en alliage Al-Si et de dépôt en Cu10%Sn	11
Figure I.7: Diagramme d'équilibre des phases du système Cu-Sn	12
Figure II.1: Principe de la projection thermique	17
Figure II.2: Représentation d'un pistolet arc électrique	18
Figure II.3: Principe de fonctionnement d'une torche plasma	19
Figure II.4: Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme-fil	21
Figure II.5: Représentation schématique d'une flamme oxyacétylénique	22
Figure II.6 : Evolution de la température maximale de la flamme en fonction de sa stoechiométrie	23
Figure II.7 : Interaction entre les différents paramètres intervenant au cours de la projection thermique.	26
Figure II.8 : Coupe d'un dépôt	28
Figure III.1 : Principe d'élaboration des revêtements sur un substrat par pistolet flamme-fil type MARK60	31
Figure IV.1 : Morphologies des différents systèmes composites	34
Figure IV.2 : Spectre de diffraction des rayons X du revêtement en Bronze d'aluminium....	35
Figure IV.3 : Diffractogramme du revêtement en bronze d'aluminium	36
Figure IV.4: Analyse globale du revêtement en bronze d'aluminium	36
Figure IV.5 : Morphologie du revêtement de bronze d'aluminium obtenue au microscope électronique à balayage (MEB)	37
Figure IV.6: Analyse et quantification de la phase sombre par EDS couplé au MEB.....	38
Figure V.1 : Microduromètre ZwickHV10	39
Figure V.2 : Profil de microdureté sur le système composite(A).....	39
Figure V.3 : Profil de microdureté sur le système composite (B).....	40
Figure V.4: Valeurs moyennes des microduretés HV0, 05 de systèmes (B)	41
Figure V.5: Dispositif de microindentation instrumentée utilisé	42
Figure V.6: Courbe F-h pour un chargement et un déchargement.....	43
Figure V.7: Valeurs moyennes de la microdureté Vickers HV du revêtement en bronze d'aluminium obtenues sur les différents systèmes composites.....	44
Figure V.8: Valeurs moyennes des modules d'Young pour différents systèmes	44
Figure V.9 : Dispositif du test de flexion quatre points	46
Figure V.10 : Epruvette normalisée d'essai de flexion quatre points	46
Figure V.11 : Phénomène de délaminage des différents revêtements élaborés	47
Figure V.12 : Energies interfaciales de rupture des différents systèmes composites	48
Figure V.13 : Echantillon utilisé pour le test d'usure.....	50
Figure V.14 : Dispositif d'usure utilisé	50
Figure V.15 : Perte de masse en fonction du temps à une charge de 10N	51
Figure V.16 : Perte de masse en fonction du temps à une charge de 15N	52
Figure V.17 : Perte de masse en fonction du temps à une charge de 20N	52
Figure V.18 : Tribomètre TE91.....	54
Figure V.19: L'essai pion-disque	54

Figure V.20: Variation de la force tangentielle en fonction de la charge normale 54
Figure V.21: Coefficient de frottement du revêtement en alliage du cuivre 55
Figure V.22: Taux d'usure du pion revêtu 55
Figure V.23: Taux d'usure du disque en fonction de la charge normale 56
Figure V.24: Usure du revêtement 57
Figure V.25: Piste d'usure avec débris du dépôt..... 57

Liste des tableaux

Tableau I.1 : Les propriétés mécaniques des revêtements et des substrats 11
Tableau I.2 : Les propriétés physiques des principaux bronzes..... 15
Tableau I.3: Caractéristiques mécaniques des bronzes 15
Tableau I.4 : Module d'élasticité des bronzes 16
Tableau II.1: Comparaison des différentes techniques de projection thermique 24
Tableau III.1: Composition chimique du fil en bronze d' aluminium 30
Tableau III.2: Paramètres de projection du procédé Flamme-Fil de l'entreprise *SNC ATRA* .. 31
Tableau V.1 : Population statistique des microduretés HV 0,05 40
Tableau V.2 : Valeurs moyennes des microduretés et des modules d'Young des revêtements 45



Introduction

Introduction

L'activité économique dans le secteur de l'Ingénierie mécanique utilisant les traitements de surface par le procédé de projection thermique est réalisée actuellement par :

- Les applicateurs de revêtements qui sont les petites et les moyennes entreprises (PME) développant pour leurs clients des dépôts ;
- Les ateliers intégrés de grandes entreprises, qui incluent le dépôt dans le cycle de production d'un produit final.

Le rôle subordonné aux applicateurs est joué par les fournisseurs des installations de dépôts et des matériaux de dépôts (surtout poudres et fils pour la projection thermique). Les PME dont la part de marché correspond aux applications nouvelles ont le plus grand potentiel de développement. Ces entreprises sont cependant les plus vulnérables aux changements de conditions économiques. Elles se trouvent sous une contrainte de nature technique qui consiste à adapter leurs procédés de revêtement aux applications nouvelles. Si l'élaboration de dépôt n'est pas possible (ou très difficile) à réaliser avec le procédé disponible, l'entreprise doit investir en une nouvelle technique de dépôt ou nouer une alliance avec une autre entreprise qui en dispose. La contrainte a également un caractère financier, car les clients, souvent les grandes entreprises, cherchent à baisser au maximum les prix d'un dépôt. Les ateliers, ont surtout comme souci d'augmenter la fiabilité et la productivité. Cette augmentation peut être atteinte par l'optimisation des paramètres de revêtement ou par l'amélioration de techniques utilisées. L'optimisation des paramètres exige une bonne maîtrise du procédé de dépôt. L'industrie aéronautique a été, pendant longtemps, un moteur de développement en ce qui concerne les dépôts par projection thermique. Actuellement, il y a d'autres domaines industriels qui demandent des revêtements de qualité, tels que l'industrie d'automobile ou l'industrie mécanique.

L'entreprise ATRA de Béjaïa spécialisée dans la mécanique de précision a dans le passé, orienté ses activités de rénovation de pièces de structures mécaniques en acier en utilisant la technique de projection thermique par le procédé flamme-fil et dans certain cas par le procédé flamme-poudre. Depuis Juin 2008, cette dernière a décidé d'investir dans la rénovation des pièces usées en alliages cuivreux en choisissant un métal d'apport sous forme de fil en alliage base cuivre de dénomination commerciale bronze d'aluminium.

Notre travail a pour but de caractériser la fiabilité de ce métal d'apport après sa projection thermique sur un substrat en bronze. Cette fiabilité repose sur l'adhérence de ce revêtement évaluée en termes d'énergie d'adhésion à travers des essais de flexion quatre points, la tenue à l'usure exprimée en termes de perte de masse dans une configuration pion disque, la détermination du coefficient de frottement du revêtement et la nature des phases présentes après projection thermique. Dans la perspective d'une éventuelle économie de ce métal d'apport, l'effet d'une sous couche de liaison en aluminium et en zinc avant le dépôt final a été également considéré pour évaluer leur effet respectif sur l'adhérence du revêtement au substrat.

Ce manuscrit, qui rassemble l'essentiel de ce travail d'initiation à la recherche à caractère pratique sur un cas d'application de maintenance de pièces mécanique usées en bronze est structuré en cinq chapitres : Le chapitre I situe le contexte de l'étude ainsi que les éléments bibliographiques y afférents. Le deuxième chapitre décrit de façon succincte les différentes techniques de projection thermique utilisées dans l'industrie mécanique. Le chapitre 3 décrit les matériaux d'étude et les différentes techniques expérimentales utilisées dans ce travail. Le chapitre 4 rassemble les résultats de la caractérisation structurale du revêtement après sa projection thermique par le procédé flamme-fil et le chapitre 5 rassemble l'ensemble des résultats et leurs discussions relative à la caractérisation mécanique en termes de micro indentation instrumentée, comportement à l'usure et énergie d'adhésion du revêtement au substrat.

Chapitre I

Contexte de l'Étude
Et
Éléments
Bibliographiques

I.1 Contexte de l'étude

La grande diversité des matériaux projetables, permet à la projection thermique de s'étendre sur un large domaine d'applications industrielles. Nous pouvons citer par exemple : la protection contre la corrosion, le rechargement après usure de pièces de machines, les solutions d'isolation ou de conductibilité, l'amélioration des propriétés mécaniques des surfaces d'éléments de machines tournantes. A chaque application, correspond un matériau projetable adéquat, qui peut remplir plusieurs fonctions à la fois.

Les matériaux pour l'ingénierie mécanique destinés aux pièces de contact doivent présenter des propriétés en surface les plus appropriées pour une meilleure résistance à leur dégradation.

Contrairement à l'érosion, qui est une altération physique générée par les agents atmosphériques, ou à la corrosion, qui est une dégradation liée à une attaque destructive du milieu ambiant, l'usure est une détérioration résultante d'un usage prolongé. En effet, toute action de mouvement (mécanique ou autre) entraîne des efforts de frottement, qui avec la répétition, dégrade la qualité d'un objet. Cette usure détériore, déforme, et affaiblit progressivement l'objet, pour atteindre quelques fois la rupture finale. Cet état de fait est constant en mécanique et reste le souci primordial des constructeurs.

L'autre volet qui doit nécessiter un intérêt particulier est qu'une pièce mécanique usée pourrait être recyclée par revêtement métallique approprié. Ceci vient du fait que l'usure des pièces mécaniques, localisée sur les parties en contact, génère les conséquences de :

- diminution des propriétés de la surface, avec augmentation de la porosité,
- diminution des dimensions d'origine avec augmentation des jeux fonctionnels,
- diminution de la résistance à la fatigue avec augmentation de la fragilité.

Il peut donc faire une remise à niveau de ces trois états, qui passe par un rechargement par la technique de projection, ainsi qu'un ré-usinage des parties considérées pour rendre à la pièce ses qualités d'origine. Le choix du dépôt est primordial pour redonner une nouvelle vie technique à la pièce.

Dans le cadre du grand axe de recherche sur la technique de la projection thermique dans la rénovation des pièces mécaniques usées inscrit par mon Directeur de mémoire depuis l'année 2001, ce dernier qui a déjà réalisé des travaux sur deux revêtements métalliques en acier et deux alliages à base nickel m'a proposé d'aborder la caractérisation d'un nouveau type de métal d'apport concernant un alliage cuivreux de dénomination industrielle bronze d'aluminium pour servir à la rénovation des pièces mécaniques usées en alliages cuivreux très présentes dans divers secteurs industriels.

La chaîne opératoire dite "du métal à l'objet" passe par les étapes suivantes :

- 1- Extraction du minerai
- 2- Réduction du minerai
- 3- Élaboration de l'alliage
- 4- Mise en forme
- 5- Finitions
- 6- Utilisation de l'objet
- 7- Dégradation de l'objet
- 8- Abandon de l'objet
- 9- Recyclage

Selon la problématique posée par mon Directeur de mémoire, si les étapes 3 à 5 représentent la stratégie artisanale de fabrication, il ya lieu de mettre en place à partir de l'étape 7, la stratégie de récupérer la pièce dégradée en rénovant ses parties usées à défaut de son abandon et de son recyclage par fusion et ce grâce à la disponibilité de la technique de projection thermique.

Notre pays depuis ces dix dernières années a opté pour un programme d'installations progressives de centrale de dessalement d'eau de mer. Dans ces centrales, beaucoup de pièces de machines massives sont en alliages cuivreux. On peut citer à titre d'exemple (cf. annexe1) : Clapet anti retour avec une masse de 10 000kg, Vanne de régulation (9 000 Kg), Corps de vanne, Corps et couvercle de pompe, Roue de pompe (Ø 2300mm), etc...

Les pièces massives en alliages cuivreux sont également présentes dans l'industrie navale, par exemple (cf. Annexe 2): Hélice de bateaux, moyeu d'hélice, pointe de moyeu, boîte d'échangeurs, etc...

Il y a donc un intérêt de mettre en application la technique de projection thermique pour rénover ces pièces massives lorsqu'elles sont usées à défaut de les recycler par fusion. Ceci constituera un impact économique certain. Dans la mise en œuvre de ce cette rénovation par la technique de projection thermique, il y a le choix du métal d'apport approprié qu'il faudrait choisir à bon escient et caractériser par la suite après la réalisation du revêtement sa fiabilité et ses caractéristiques mécaniques.

Dans le cadre de ce mémoire de magister l'objectif visé est de réaliser par la technique de projection thermique, un revêtement antifriction en alliage cuivreux de dénomination commerciale bronze d'aluminium et de faire une caractérisation complète sur la nature des phases obtenues et leurs propriétés sur le plan de la tenue à l'usure, coefficient de frottement et adhérence avec le substrat lui-même en bronze. Pour une éventuelle économie de ce métal d'apport nous avons préconisé de réaliser des sous couches d'accrochages en aluminium et en zinc.

Ce type de revêtement trouve son application dans les organes en acier, dans les coussinets, des bagues et glissières de guidage qui s'insèrent dans tous les systèmes rotatifs ou linéaires, dans les domaines de la transmission de mouvement et du guidage.

Leurs installations les plus courantes se situent dans :

- ❖ les moteurs à explosion (paliers, moteur et coussinet, notamment pour automobile, véhicules industriels, poids lourds, engins de chantier, de manutention ou agricoles, etc.),
- ❖ les pompes à piston
- ❖ les compresseurs,
- ❖ boîtes de vitesses,
- ❖ tous les autres systèmes à mouvement de type bielle manivelle pouvant supporter de fortes charges,
- ❖ les vannes pour le guidage des obturateurs dans les grandes installations industrielles,
- ❖ le guidage des parties mobiles (presse, rotatives d'imprimerie, métiers à tisser,...).

L'autre objectif visé dans ce travail est d'examiner l'opportunité d'utiliser ce revêtement en bronze élaboré par projection thermique pour la rénovation de pièces mécaniques usées en alliages cuivreux.

I.2 Eléments bibliographiques

Si la mécanique est la science du mouvement, la tribologie est la science qui permet le mouvement. La tribologie concerne trois parties [1] : la lubrification, le frottement et l'usure. Le premier formalisme a été établi en 1886 par **O. REYNOLDS** [2]. Ce formalisme permet de calculer le frottement, les charges (normales et tangentielles). La lubrification traditionnelle permet d'éviter ou de limiter le contact des surfaces en vis-à-vis et de faciliter le glissement. Elle sert aussi à évacuer la chaleur produite par le frottement.

Le frottement repose sur les premiers essais de **L. VINICI**, puis de **R. HOOKE**. Ensuite, c'est **AMONTONS** qui a défini le coefficient de frottement $\mu=T/N$ où T est la force tangentielle et N la force normale. Plus récemment, **TABOR** [3] a proposé des modélisations du frottement qui ne sont applicables qu'à des instants définis de la vie des contacts. Le frottement peut être recherché ou combattu suivant le cas. Dans certaines applications (d'adhérence pneumatique, de freinage), un frottement élevé sera recherché. Dans d'autres cas (paliers secs, glissières), il devra être minimisé [4]. Dans les faits, le frottement est responsable d'une perte d'énergie, il doit souvent être combattu. Il a été estimé qu'environ 3% de la production énergétique des pays industriels sont dissipés dans les phénomènes de frottement [5].

Dans certains cas, la lubrification permet de résoudre ces problèmes. Malheureusement cette méthode n'est pas toujours utilisable, notamment dans le domaine des hautes températures ($T>400^{\circ}\text{C}$). Il est alors nécessaire de s'intéresser au frottement sec.

Le premier suivi de l'usure date du 19^{ème} Siècle. Il concernait la perte de poids de pièces de monnaie. Ce n'est qu'en 1940 qu'ARCHARD [6], tente de relier vitesse d'usure, vitesse de glissement et caractéristiques mécaniques des corps en contact.

I.2.1 Définition et types de frottement

Le frottement désigne l'ensemble des phénomènes qui naissent dans les zones superficielles de deux corps en contact et qui se déplacent l'un par rapport à l'autre. On distingue :

- Le frottement de glissement : il intervient lors du déplacement d'un solide A sur un autre B. On définit le coefficient f comme $f=T/N$, où T est la force nécessaire à un glissement permanent et N la charge s'exerçant sur A lors du déplacement, f est une grandeur sans dimension. Cette formule est la loi d'AMONTONS (abusivement dénommée loi de COULOMB) qui est la seule formule actuellement disponible en frottement sec.
- Le frottement de pivotement : la grandeur caractérisant le frottement de pivotement est définie par $f_p=C/N$, où C est le couple nécessaire au mouvement et N la charge, f_p est homogène à une longueur [7] ;
- Le frottement de roulement : le coefficient de frottement de roulement f_r se définit par $f_r=H/R$. C'est le rapport, dans la direction du mouvement, du bras de levier H de la force appliquée au rayon de la bille [7].

Le formalisme du frottement sec était hors de portée aujourd'hui, les études menées à court et moyen termes ont pour but d'identifier les paramètres et de quantifier leur influence [8].

La complexité des études provient essentiellement:

- Du nombre élevé de paramètres ;
- Du caractère ponctuel des phénomènes ;
- De la non uniformité des phénomènes à l'échelle du contact ;
- De la modification temporelle des phénomènes.

Enfin, la tâche de la tribologie dans l'interprétation des phénomènes et dans la conception des systèmes se trouve compliquée du fait que:

- ✓ Le frottement n'est pas une propriété intrinsèque des matériaux,
- ✓ Tout résultat d'essai comporte la signature du tribomètre utilisé.

I.2.1.1 Mesure du coefficient de frottement des corps solides

Pour l'évaluation préalable du frottement externe des divers couples de corps solides (matériaux de construction mécanique) on effectue des essais de laboratoire. Selon les procédés classiques conçus à cet effet, on mesure la force de frottement, conduisant au déplacement relatif des échantillons en contact sous une charge normale. Selon ces procédés la charge normale et l'aire de contact nominale restent constantes lors du même essai. Grâce à ces procédés, il est bien établi, depuis longtemps, que la force de frottement externe des corps solides T dépend de la charge normale (N). Cependant, actuellement on préfère caractériser le frottement externe des corps solides par le coefficient de frottement ($f = T/N$) qui dépend sensiblement de la pression de contact nominale, représentant le rapport de la charge normale à l'aire de contact nominale ou apparente ($p_a = N/A_a$). Dans beaucoup de secteurs de la construction mécanique il faut éviter les calculs des forces et des moments de forces de frottement en utilisant des valeurs constantes du coefficient de frottement pour différentes pressions de contact des pièces mécaniques. Pour cela on peut affirmer qu'il est utile d'avoir la courbe du coefficient de frottement des divers matériaux en fonction de la pression de contact [9].

Ces procédés ne permettent d'obtenir qu'une seule valeur du coefficient de frottement à la suite d'un essai non répétitif et par conséquent pour établir la courbe du coefficient de frottement d'un couple de matériau en fonction de la pression de contact dans un large diapason, il faut réaliser plusieurs essais non répétitifs (au moins 5 à 6). La réalisation de ces essais demande un temps important, surtout si on tient compte qu'il faut réaliser un nombre minimal d'essais répétitifs (4 à 6), pour un couple de matériaux, afin d'obtenir des résultats avec une précision requise. De ces faits, on peut affirmer que ces procédés se caractérisent par la lenteur dans l'obtention de la courbe du coefficient de frottement en fonction de la pression de contact. L'importance de cette affirmation est accrue dans les cas d'essais de plusieurs couples de matériaux en tenant compte d'autres facteurs influant sensiblement sur le coefficient de frottement (état géométrique des surfaces de frottement ; état physico-chimique des surfaces en contact, conditionné par la présence de lubrifiants et liquides technologiques sur ces surfaces ou leur absence).

Les méthodes analytiques de détermination du coefficient de frottement des divers matériaux en fonction de la pression de contact exigent la connaissance d'autres paramètres (entre autres les paramètres caractérisant l'état géométrique et l'état physico-chimique des surfaces de frottement), dont la détermination n'est pas facile.

Le procédé qui sera présenté plus bas possède l'avantage d'être indemne du défaut cité. A l'origine, l'auteur a conçu ce procédé pour la détermination rapide du minimum du coefficient de frottement externe des corps solides en fonction de la pression de contact.

I.2.1.2 Principe de mesure rapide du coefficient de frottement [9]

Ce procédé se base sur un schéma d'essai original (*figure I.1*), selon lequel l'accroissement de la pression de contact résulte de la diminution progressive et continue de l'aire de contact nominale au cours du déplacement relatif des échantillons du couple de frottement sous charge normale constante. De ces faits, ce procédé permet d'enregistrer en un seul essai la courbe de la force de frottement de glissement d'un couple de corps solides en fonction de la pression de contact. Pendant l'essai de frottement on enregistre en fait la force nécessaire au déplacement relatif continu des échantillons. Cette force est égale à la force de frottement de glissement de ces échantillons. Le passage du résultat d'essai à la courbe du coefficient de frottement externe du couple de matériaux essayé en fonction de la pression nominale de contact demande un traitement facile

Dans ce cas les échantillons ont la forme simple de parallélépipède. La valeur de la charge normale est déterminée par l'intervalle de pression de contact pour lequel on veut déterminer les coefficients de frottement, en tenant compte des dimensions données aux échantillons.

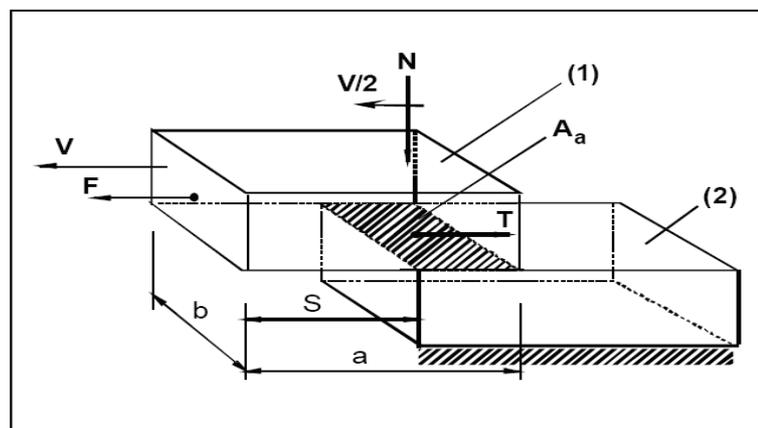


Figure I.1 : Schéma d'essai de frottement : (1) échantillon mobile, (2) échantillon fixe S-déplacement relatif des échantillons [9]

I.2.2 La tribologie

I.2.2.1 Eléments de tribologie

Le mot tribologie, construit à partir des racines grecques *tribein* (frotter) et *logos* (parole, étude ou science), a été proposé en 1968 par G. Salomon pour désigner la science qui étudie l'ensemble des phénomènes qui ont lieu lorsque deux corps en contact sont animés de mouvements relatifs. La tribologie est ainsi une branche de la mécanique qui concerne le frottement, l'usure et la lubrification des surfaces de contact entre deux solides. Frottement et usure se produisent à la surface entre deux solides en contact. La lubrification permet de séparer les surfaces en contact par un film lubrifiant et par conséquent de limiter l'usure. De tout temps, l'homme a cherché à réduire le frottement et éviter l'usure [10].

De nos jours, la tribologie est présente dans les applications industrielles les plus évoluées (par exemple : adhérence du contact roue/rail [11]) comme dans la vie de tous les jours (écriture avec une craie sur un tableau, . . .). La tribologie s'est tout d'abord intéressée principalement au volume des matériaux en contact par la détermination des lois de

comportement de frottement et d'usure (approche mécanique). Puis, la tribologie des surfaces a fait son apparition associée à la physico-chimie des surfaces (approche matériaux) pour enfin arriver à la tribologie des interfaces (approche complémentaire mécanique/matériaux) [12]. Cette dernière notion a permis une meilleure compréhension des mécanismes de frottement et d'usure.

I.2.2.2 Mécanismes de dégradation de surface

L'usure est un ensemble complexe de phénomènes, amenant une émission de débris avec perte de masse, de cotes, de forme, et s'accompagnant de transformations physiques et chimiques des surfaces. Les mécanismes de dégradation des matériaux provoquant le détachement des particules des premiers corps (débit source interne) et conduisant à l'usure sont classés selon plusieurs familles dont les principales sont décrites ci-dessous [13]. Ces phénomènes d'usure peuvent, en théorie, se produire simultanément, certains étant prépondérants par rapport à d'autres en fonction du tribosystème étudié.

a) L'usure par adhésion

Elle est associée à la formation de joints d'adhérence aux points de contact situés sur les aspérités des surfaces de deux corps frottants. La résistance de la jonction adhésive est fonction de la nature physico-chimique des matériaux en contact. Sous l'effet du cisaillement, un transfert de matière entre les deux corps se met en place (*Figure I.2*). Dans le cas de liaisons d'adhésion peu résistantes, le transfert de matière est limité et l'usure reste douce. L'usure adhésive est donc à la fois d'origine mécanique et physicochimique.

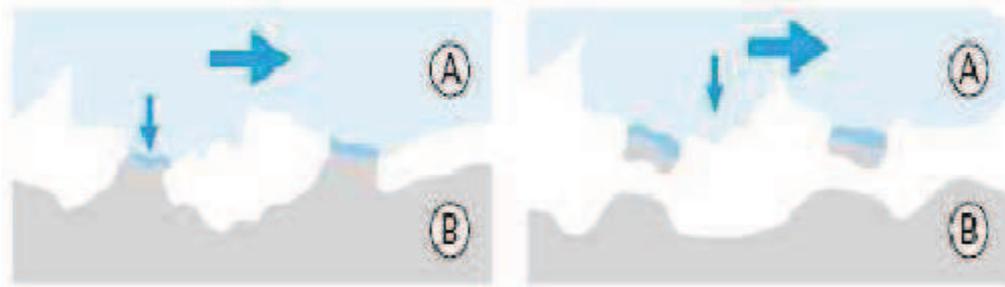


Figure I.2 : Phénomènes élémentaires de l'usure adhésive [13]

b) L'usure par abrasion

Le phénomène d'abrasion apparaît lorsqu'un corps dur déforme plastiquement, avec ou sans enlèvement de matière, un corps plus mou. Ce mécanisme d'usure qui fait intervenir dans les premiers instants uniquement les corps antagonistes (usure à deux corps), devient rapidement une usure à trois corps (*Figure I.3*). En général, des sillons formés parallèlement à la direction de déplacement par les aspérités du corps le plus dur ou des empreintes (déformation plastique) sont bien visibles à l'issue de ce type d'usure.



Figure I.3 : Phénomènes élémentaires de l'usure abrasive [13]

c) L'usure par fissuration

Les contraintes mécaniques générées par le frottement peuvent entraîner la création et la propagation de fissures. Dans le cas des matériaux ductiles (tels que les matériaux métalliques), il est question d'usure par fatigue superficielle ou par délamination. La rupture par fissuration a lieu en sous-couche, parallèle à la surface de frottement, dans les zones où les contraintes de cisaillement sont maximales. A terme, des écailles dues à la propagation des fissures apparaissent dans les zones de frottement (*Figure I.4*).

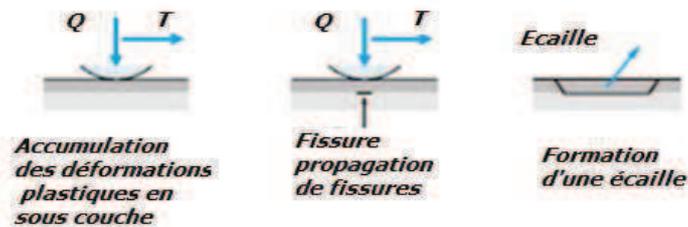


Figure I.4 : Usure par fissuration (cas des matériaux ductiles) [13].

Pour les matériaux à comportement fragile (typiquement les céramiques), les fissures se créent dans les zones où les contraintes en tension sont les plus importantes. Elles sont associées à un dépassement local du seuil de rupture du matériau. Elles se situent à l'arrière du contact et se propagent perpendiculairement à la surface (*Figure I.5*). Il s'agit d'une usure par fracturation.

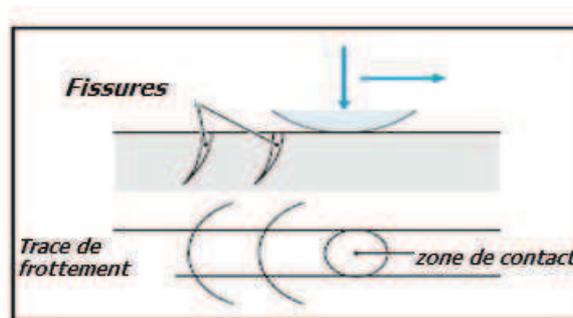


Figure I.5 : Usure par fissuration (cas des matériaux fragiles) [13]

d) L'usure tribochimique

Cette forme d'usure apparaît lorsque le frottement a lieu dans un environnement réactif pour les matériaux en présence (atmosphère, lubrifiant, . . .). Dans ce cas, l'usure est régie par la réactivité chimique des premiers ou troisième corps avec l'environnement. Cette réactivité peut être également créée ou activée par l'énergie dissipée en frottement dans l'interface. Il y a tout d'abord création de débris d'usure provenant des premiers corps, initiée par un des mécanismes décrits précédemment (adhésion, abrasion, fatigue). Ensuite, l'oxydation de ces débris peut conduire à la formation d'un film d'oxydes, de faible épaisseur, adhérent au substrat, qui joue un rôle protecteur contre l'usure adhésive. L'usure se manifeste lorsque les sollicitations de frottement au contact entraînent l'élimination des couches formées.

La cinétique de ce phénomène est donc gouvernée par la compétition entre la formation du film réactionnel et sa destruction par frottement. La réactivité du milieu peut être primordiale dans la lutte contre l'usure adhésive car elle doit être suffisamment élevée pour former rapidement un film protecteur mais ne doit pas être excessive pour ne pas consommer les corps en contact [13].

I.2.2.3 Influence de la microstructure de dépôts sur le comportement tribologique

I.2.2.3.a) Rôle de la porosité

La présence de pores peut affecter les propriétés du dépôt projeté et notamment ses propriétés tribologiques. La bibliographie souligne le rôle complexe de la porosité sur la résistance à l'usure. Cependant, ce rôle n'a pas été clairement identifié, du fait de sa forte dépendance avec les conditions d'essais tribométriques. Quelques travaux, qui ne portent pas exclusivement sur les dépôts projetés plasma et sur les matériaux composites, traitent de l'influence de la porosité sur la résistance à l'usure. En régime lubrifié, l'utilisation de matériaux poreux est courante. En effet, dans ce cas, la rétention de lubrifiant au sein des pores fournit continuellement une lubrification au cours du frottement [14] [15] [16] [17]. En régime non lubrifié (glissement sec), différentes études sont consacrées à l'influence de la porosité sur la résistance à l'usure mais peu d'entre elles relient son rôle aux mécanismes d'usure. *A.A. HAMID et al.* [18] rapportent que la présence de pores au sein de matériaux composites diminue l'aire de contact réelle entre les deux matériaux en contact, augmentant ainsi la pression de contact. En conséquence, des fissures apparaissent entre les pores, entraînant la formation de débris d'usure. La résistance à l'usure et le coefficient de frottement s'en trouvent ainsi diminués. Les dépôts poreux obtenus par projection thermique pour des applications tribologiques s'emploient généralement en régime lubrifié [16] ou après que les dépôts ont subi une refusion laser de leur surface pour éliminer la porosité et augmenter la dureté [19] ou un post-traitement [20]. Dans ces derniers cas, les auteurs ont montré une augmentation de la résistance à l'usure après ces post-traitements. En effet, le rôle néfaste de la porosité des dépôts projetés a été mis en évidence : la présence de larges pores peut entraîner l'affaissement du dépôt au niveau de ces pores au cours du frottement et la fissuration des splats situés à côté des pores [21]. Néanmoins, une influence positive de la porosité sur la résistance à l'usure de dépôts projetés a également été démontrée. Dans le cas de dépôts à base de carbure de tungstène en contact avec du graphite [22], les pores servent de réservoirs à débris et sont ainsi remplis de particules abrasives et de débris contenant du graphite. Cela a pour effet de limiter le phénomène d'abrasion par des particules dures et

d'augmenter l'effet lubrifiant par la rétention des particules à base de graphite, connu pour ses propriétés lubrifiantes.

I.2.2.3.b) Rôle de la rugosité de surface

En projection thermique, lorsque la température d'une particule au moment de l'impact sur le substrat ou sur d'autres particules est faible, celle-ci s'étale mal. Un empilement de telles particules peut générer un dépôt à forte rugosité. La rugosité est un paramètre essentiel lors de contact en frottement. Elle influe sur des facteurs qui régissent le comportement au frottement et à l'usure et, plus précisément, le mode de contact et le comportement du milieu interfacial (troisième corps) [23]. En effet, la rugosité détermine l'aire réelle de contact (le contact s'effectue par les aspérités de surface) et donc la répartition des pressions superficielles. Par exemple, une augmentation de la rugosité de surface permet de diminuer l'aire de contact réelle et par conséquent de limiter les phénomènes d'adhésion. De plus, suivant la forme et l'orientation des rugosités, une rétention ou au contraire une circulation plus aisée du troisième corps (débris d'usure et lubrifiant) pourra avoir lieu [23].

De façon générale, les exigences de rugosité dépendent de la nature des matériaux en présence et du niveau de sollicitation [24].

I.3 Applications des revêtements antifriction

La première application des matériaux antifriction est l'aéronautique, pour les avions et les missiles. Ils peuvent trouver d'autres applications dans les robots, pour des contacts électriques, des réacteurs nucléaires, des compresseurs [7].

Les traitements et revêtements de surface sont utilisés dans de très nombreux secteurs industriels (automobile, bâtiment, emballage, aéronautique etc.). Pour remplir deux fonctions principales, l'anticorrosion et l'anti usure, qui représentent 70% en terme de chiffre d'affaire des besoins.

Les applications couvrent aussi les domaines de l'industrie hydraulique (composants de pompes, joints de guidage, etc.), les pièces de moteur et de transmission (manetons de piston, engrenages, segments de piston, etc.), mais aussi le secteur médical avec les prothèses articulaires (genou, hanche, etc.).

I.4 Les travaux les plus récents sur la projection thermique de bronze

Dans ce qui suit, On va présenter un résumé des travaux sur la projection thermique de bronze.

M. Berzovsky, V. Palka, and Y.Chovanec ont publié leur travail sur la projection thermique plasma du cuivre et d'alliage de cuivre (CuSn) sur un substrat en alliage Al-Si. La microstructure obtenue est illustrée dans la **figure I.6**. La microdureté mesurée de dépôt en CuSn vaut 178HV, la porosité de l'ordre de $7,2\pm 2$ Vol%, et une contrainte d'adhésion de CuSn de 23 à 31MPa. L'analyse structurale par DRX du dépôt met en évidence la phase cuivre cfc avec un paramètre de maille $a=36,1\text{nm}$ et une phase amorphe non identifiée. Par contre la poudre initiale du métal d'apport avant projection thermique est composée d'une phase mixte formée de cuivre et de CuSn avec une différence dans le paramètre a par rapport au cuivre pur [25].

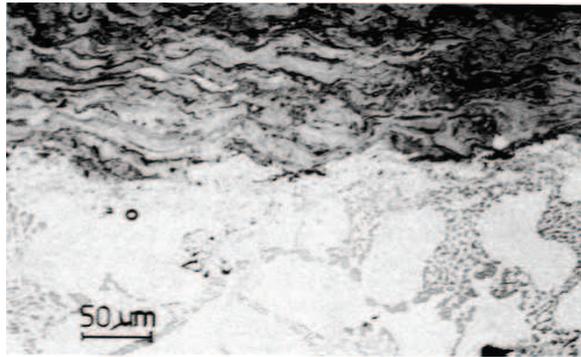


Figure I.6 : Microstructure du substrat en alliage Al-Si et du dépôt en bronze de composition Cu-10%Sn présentant une morphologie lamellaire classique [25].

R.C.TUCKER, J.R a montré que les poudres de bronze d'aluminium projetés par la technique de projection thermique par plasma à l'air présentent une bonne résistance à l'usure contre l'acier. Cette résistance diminue lorsqu'on ajoute à la poudre de bronze une poudre d'alumine [26]. La technique de projection par flamme peut être utile pour obtenir les dépôts d'une poudre de composition (en masse) : Ni18Cr8Fe1Si. Les dépôts obtenus présentent une bonne résistance à l'usure contre l'alliage AlSn [27].

Mr G. Liu a réalisé des revêtements en bronze d'aluminium sur un acier par la technique de projection thermique à plasma où, il a effectué des tests d'indentation en utilisant un indenteur type Vickers, les résultats des propriétés mécaniques des revêtements et de substrats sont représentées dans le **Tableau I.1** [28]

Tableau I.1 : Propriétés mécaniques des revêtements et des substrats

substrat	Revêtement	H _S (GPa)	E _S (GPa)	H _R (GPa)	E _R (GPa)
Acier	Alumine	1,75	200	13	340
Acier	Bronze d'Aluminium	1,75	200	0,68	58,2

*Module d'Young : E ; Dureté : H ; les indices s et R indiquent respectivement le substrat et le revêtement

Wolfgang Tillmann, Erelina et Jan Nebel ont développé des revêtements à base de cuivre par la technique de projection thermique flamme à détonation. Al₂O₃, SiC, Cu et CuSn85/15 sont utilisés comme métal d'apport pour élaborer des revêtements composites avec le procédé à détonation. Le dépôt de CuSn a une dureté plus grande que le cuivre pur, ce qui favorise son utilisation comme revêtement pour augmenter la durée de vie en service [29]. Sa dureté est de l'ordre de 240HV.

A.Afshar et col., ont élaboré des revêtements composites sur une matrice en CuSn avec des particules de Graphite par électrodéposition [30]. L'analyse par DRX montre que la matrice demeure monophasé (α -CuSn).

Le composite CuSn-graphite est utilisé pour les organes autolubrifiants [31]. La microdureté des revêtements en alliages de bronze est de 218HV, et de 178HV avec l'ajout de 5,4%G [32].

I.5 Généralités sur les bronzes [33]

I.5.1 Présentation

Le bronze est un alliage de cuivre avec, addition d'étain, bien que cette dénomination soit improprement utilisée pour désigner parfois d'autres alliages cuivreux, tels que le cupro-aluminium, les cupro-béryllium ou les laitons au manganèse. L'appellation bronze est par extension utilisée pour désigner les alliages ternaires Cu-Sn-Zn.

L'élaboration des bronzes se fait généralement par fusion en milieu réducteur et avec, en général, une désoxydation du métal avant coulée au moyen du phosphore de cuivre. Les bronzes renferment donc une certaine tenue résiduelle en phosphore (0,03 à 0,1% masse).

La figure (I.7) montre le diagramme d'équilibre des phases du système Cu-Sn (Massalsk, 1986). A l'état brut de fonderie et au-delà de 4% en masse d'étain, les bronzes sont constitués d'une structure $\langle\alpha+\beta\rangle$ qui se transforme au refroidissement en $\langle\alpha+\gamma\rangle$ puis en $\langle\alpha+\delta\rangle$ en raison des ségrégations [33, 34].

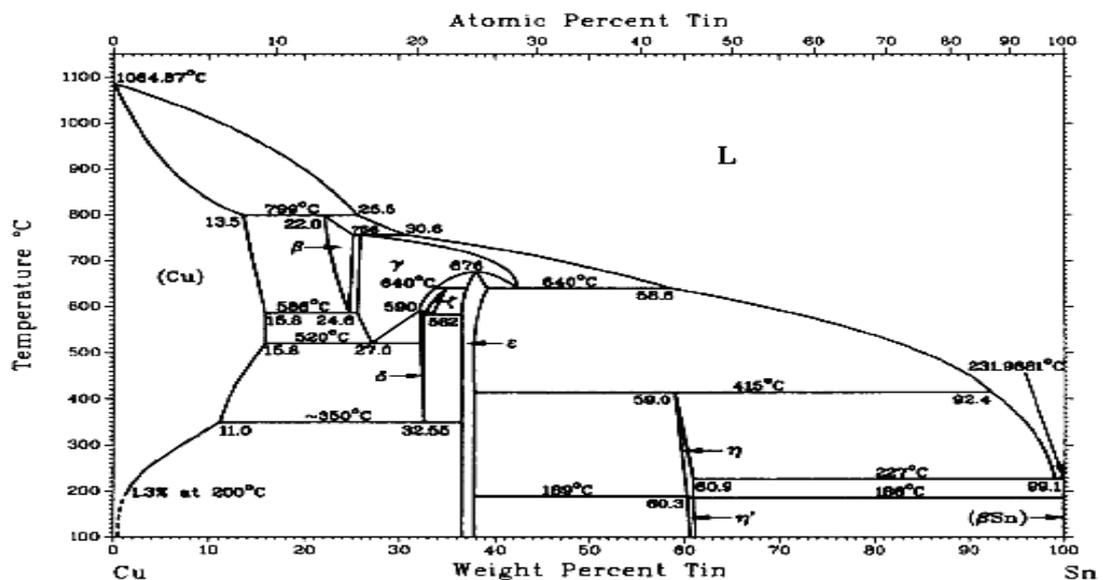


Figure I.7 : Diagramme d'équilibre des phases du système Cu-Sn[34]

Ce diagramme d'équilibre relatif aux bronzes binaires fait apparaître notamment une décomposition eutectoïde de la phase δ en dessous de 350°C ainsi qu'un rétrécissement du domaine de la phase α en dessous de 300°C.

En réalité ces phénomènes ne sont observés qu'après des recuits de plusieurs centaines d'heures et en pratique on n'observe pas la phase ϵ . A l'état corroyé, selon leur teneur en étain et en fonction des conditions de recuit et de la vitesse de refroidissement, les bronzes sont constitués soit d'une solution solide α soit d'un mélange de cette solution et de l'eutectoïde $\alpha+\delta$.

La phase α , riche en cuivre, est malléable à froid. La phase δ est dure et fragile. On cherche donc souvent à éliminer par des traitements thermiques d'homogénéisation. La teneur en étain des alliages industriels est comprise entre 3 et 20%.

Les bronzes possèdent une excellente résistance à la corrosion, de bonnes propriétés de frottement, assurant une grande résistance à l'usure et des caractéristiques mécaniques élevées.

En atmosphère industrielle ou marine, la tenue à la corrosion des bronzes est bonne. Les bronzes sont peu sensibles à la corrosion sous contrainte, surtout s'ils ne contiennent pas de Zinc.

Vis à vis de l'eau de mer, la résistance des bronzes aux différentes formes de corrosion est d'autant meilleure que la teneur en étain est élevée.

En fin ce type d'alliage est peu sensible à la corrosion par piqure. En outre les bronzes ont une excellente aptitude au moulage ce qui leur vaut un vaste champ d'application dans le domaine de la fonderie.

Les bronzes sont définis par les normes :

NF A 51-108 (laminés), NF A 51-111 (Fils), NF A53-707 (produits moulés)

I.5.2 Les bronzes de corroyage [33]

I.5.2.1 Bronzes binaires

Les bronzes de corroyage ne peuvent être élaborés qu'en phase α . Ils contiennent la plupart du temps de moins de 10% et en pratique entre 2 et 9 % d'étain. En effet, aux fortes teneurs en Sn les bronzes contiennent la phase δ dure et fragile qui limite les possibilités de déformation. On trouve encore cette phase δ à l'état résiduel dans les bronzes à moins de 10% d'étain. Cette phase δ résiduelle, conséquence des ségrégations de fonderie doit être éliminée par un traitement d'homogénéisation à 680°C-780°C. Ces bronzes sont très difficiles à corroyer à chaud. Les bronzes de corroyage binaires présentent une bonne aptitude à la déformation à froid et de meilleures caractéristiques mécaniques que le cuivre et le laiton. Les principales nuances sont CuSn4P, CuSn6P et CuSn9P.

I.5.2.2 Les bronzes phosphoreux

Ce n'est qu'à des teneurs supérieures à 0,1% que le phosphore a une action sensible sur les propriétés mécaniques des bronzes et qu'il peut être considéré comme un élément d'addition, au dessous de 0,1 à 0,2%, il forme, en effet, avec le cuivre le composé Cu_3P , dur et fragile, qui augmente la dureté et surtout, améliore les qualités de frottement. La norme NF A51-111 impose une teneur maximale de 0,4% de phosphore pour les fils.

I.5.2.3 Les bronzes au Zinc

Il s'agit de cupro-étain avec addition de 4 à 10% de zinc. Dans le métal liquide le zinc agit comme désoxydant et facilite le dégazage du bain. L'addition de zinc a pour effet de diminuer la proportion de la phase δ , ce qui améliore la malléabilité de l'alliage mais diminue les qualités de frottement. Dans cette catégorie de bronzes, les nuances les plus courantes sont le CuSn3Zn9 et le CuSn5Zn4.

I.5.2.4 Les bronzes complexes

Il existe des bronzes, corroyés comprenant un certain nombre d'autres éléments d'additions comme le nickel ou le plomb. L'addition de Pb confère au bronze des propriétés d'usinabilité voisines de celles des laitons. L'alliage de Pb normalisé CuSn4Zn4Pb4.

I.5.3 Les alliages de fonderie

Contiennent en général de 4 à 13% d'étain avec plus souvent des additions de Zn, Pb, Zn et Pb ou encore Zn et P, cette dernière catégorie étant bien adaptée aux pièces de frottement sous forte charge. Aux teneurs plus élevées en étain les bronzes deviennent de plus en plus fragiles et sont alors réservés à des emplois particuliers.

I.5.3.1 Les bronzes binaires

Dans les bronzes à deux phases qui constituent le cas général en fonderie, les caractéristiques mécaniques dépendent principalement de la teneur en phase δ . D'une manière générale, la charge de rupture et l'allongement diminuent lorsque la proportion de la phase δ augmente, tandis que la limite élastique et la dureté sont notablement relevées. Les deux nuances principales sont, le CuSn8 et le CuSn12. Ces nuances sont caractérisées par leur grande aptitude au moulage, leurs excellentes propriétés de frottement et leurs bonnes caractéristiques mécaniques.

I.5.3.2 Les bronzes au plomb

Pour les usages ne nécessitent pas de caractéristiques mécaniques particulières, le plomb est ajouté aux bronzes à des teneurs inférieures à 7% afin d'améliorer l'aptitude à l'usinage et l'étanchéité des pièces moulées. Les bronzes renferment de 6 à 30% de plomb, avec des teneurs en étain adaptées aux conditions de service, permettent de résoudre la majorité des problèmes de frottement doux dans un large domaine de charges et de vitesses.

Les deux nuances normalisées sont, le CuSn10Pb10 et le CuSn5Pb20 qui peuvent chacun contenir jusqu'à 2% de Zinc et de nickel. Ces alliages sont caractérisés par d'excellentes propriétés antifriction et sont utilisés pour la fabrication de coussinets. A noter qu'il existe des alliages binaires cupro-plomb qui possèdent des propriétés de frottement analogues.

I.5.3.3 Les bronzes au zinc et au plomb

Dans ces alliages, le zinc agit comme désoxydant et améliore la coulabilité ainsi que les caractéristiques mécaniques tandis que le plomb assure l'étanchéité et l'usinabilité. Ces bronzes sont utilisés en robinetterie d'eau sous pression, en robinetterie de vapeur ainsi que pour les pièces qui doivent être étanches au pétrole ou à l'essence. Les nuances normalisées sont le CuSn7Pb6Zn4 particulièrement adaptés à la production de pièces étanches.

I.6 Propriétés physiques des bronzes

Les bronzes sont de couleurs rose lorsque la teneur en étain n'excède pas 5%, ils prennent une teinte d'or de plus en plus foncée jusqu'à 15% d'étain, le *Tableau I.2* résume les propriétés physiques des principaux bronzes.

Tableau I.2: Les propriétés physiques des principaux bronzes [33]

Bronzes de corroyage	CuSn4P	CuSn6P	CuSn9P	CuSn3Zn9	CuSn5Zn4
Masse volumique (Kg/dm ³)	8,8	8,8	8,8	8,8	8,8
Coefficient de dilatation linéaire (10 ⁻⁶ /°C)	18	18	18	18	18
Conductivité thermique (W/m.K)	90	57	54	85	85
Résistivité électrique (10 ⁻⁸ Ω.m)	9	13	14,5	9	9
Bronzes de fonderie	CuSn12	CuSn5Pb20	CuSn10Pb10	CuSn5Pb5Zn5	CuSn7PbZn4
Masse volumique (Kg/dm ³)	8,7	9,3	9,3	8,8	8,8
Coefficient de dilatation linéaire (10 ⁻⁶ /°C)	18	18	18	18	18
Conductivité thermique (W/m.K)	46	46	50	71	59
Résistivité électrique (10 ⁻⁸ Ω.m)	17,2	17,2	15,7	11,5	17,4

I.7 Caractéristiques mécaniques des bronzes

I.7.1 Caractéristiques de traction et de dureté

Les bronzes monophasés, peuvent acquérir par écrouissage (laminage, étirage à froid) des caractéristiques mécaniques relativement élevées. Dans les bronzes à deux phases (pièces de fonderie), les caractéristiques mécaniques sont trop fortement influencées par la teneur en composé δ , donc par les conditions de refroidissement. Les caractéristiques mécaniques moyennes des principaux bronzes corroyés et moulés sont les suivants:

Tableau I.3: Caractéristiques mécaniques des bronzes [33]

Bronzes de corroyage	Charge de rupture (MPa)	Limite d'élastique à 0,2%(MPa)	Allongement A%	Dureté HV
CuSn4P	345	180	50	95
CuSn6P	375	190	50	105
CuSn9P	405	210	50	110
CuSn3Zn9	355	180	40	90
CuSn5Zn4	355	—	50	95
CuSn4Zn4Pb4	345	—	—	90
Bronzes de fonderie	Charge de rupture (MPa)	Limite d'élastique à 0,2%(MPa)	Allongement A%	—
CuSn8	250	130	16	—
CuSn12	240	130	5	—
CuSn12P	240	130	13	—
CuSn5Pb20	150	60	5	—
CuSn10Pb10	180	80	7	—
CuSn5Pb5Zn5	200	90	12	—
CuSn7Pb6Zn4	220	100	12	—

I.7.2 Module d'élasticité

Le module d'élasticité est donné pour les bronzes de corroyage et pour les bronzes de fonderie dans le **Tableau I.4** :

Tableau I.4: Module d'élasticité des bronzes [33]

Bronzes de corroyage	Module d'élasticité(MPa)
CuSn4P	124 000
CuSn6P	118 000
CuSn9P	108 000
CuSn3Zn9	112 000
CuSn5Zn4	112 000
Bronzes de fonderie	Module d'élasticité(MPa)
CuSn12P	105 000
CuSn5Pb20	75 000
CuSn10Pb10	75 000
CuSn5Pb5Zn5	100 000
CuSn7Pb6Zn4	100 000



Chapitre II

Techniques de projection
thermiques

II.1 Principe et applications

La projection thermique consiste à propulser un matériau d'apport, totalement ou partiellement fondu par une source de chaleur, sur un substrat préalablement préparé par sablage, ce dernier a pour but de conférer une rugosité favorable à l'accrochage mécanique des particules projetées. La matière à projeter peut être sous forme de poudre, de fil, de cordon ou de baguette [35].

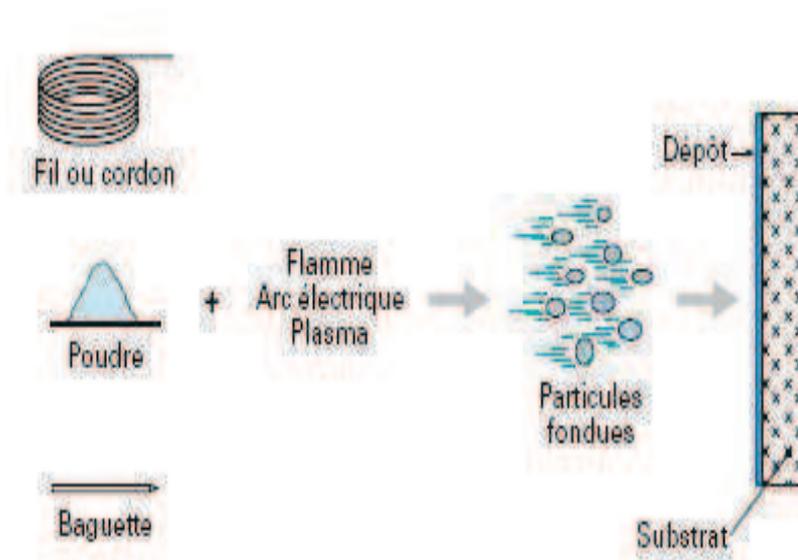


Figure II.1: principe de la projection thermique [35, 33]

La projection thermique a été inventée par **Schoop** [36] en 1909, et depuis, le champ d'application de cette technique n'a cessé de s'étendre. La diversité des matériaux susceptibles d'être projetés ainsi que la diversité de leurs supports ont permis l'extension des applications à de très nombreux domaines industriels comme la chimie, la médecine, l'électronique, le transport et l'aéronautique [37, 38].

La projection thermique permet à presque tous les matériaux d'être projetés à condition que la température de fusion soit suffisamment inférieure à leur température de vaporisation. Les applications possibles des techniques de projection thermique sont presque illimitées et concernent tous les secteurs industriels. Les dépôts obtenus par projection thermique sont souvent utilisés pour les applications suivantes :

- Isolation électrique, conductibilité électrique ;
- Remise aux dimensions (rechargement) ;
- Protection contre chocs.

II.2 Les différentes techniques de projection

Toutes les techniques de projection mettent en œuvre le même principe, fondre un matériau d'apport puis le projeter sur le substrat. Les différents procédés en projection thermique sont définis principalement par la source de chaleur utilisée pour l'obtention de la fusion.

Trois catégories sont distinguées [35, 39, 40] :

- la flamme ;
 - l'arc électrique ;
 - le plasma.

II.2.1 Projection à l'arc électrique

Le principe de la projection par arc électrique consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables, un jet d'air comprimé pulvérisant le métal fondu et le projetant sur le substrat [35]. Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs de courant continu, sous des tensions d'arc comprises entre **25** et **40V**, pour des intensités allant de **100** à **500A**. L'application d'un courant électrique sur les fils génère un arc électrique qui permet des les fondre (température d'environ **6000°C**). Les fils fondus sont alors pulvérisés grâce à un jet d'air comprimé et projetés sur le substrat pour former le dépôt.

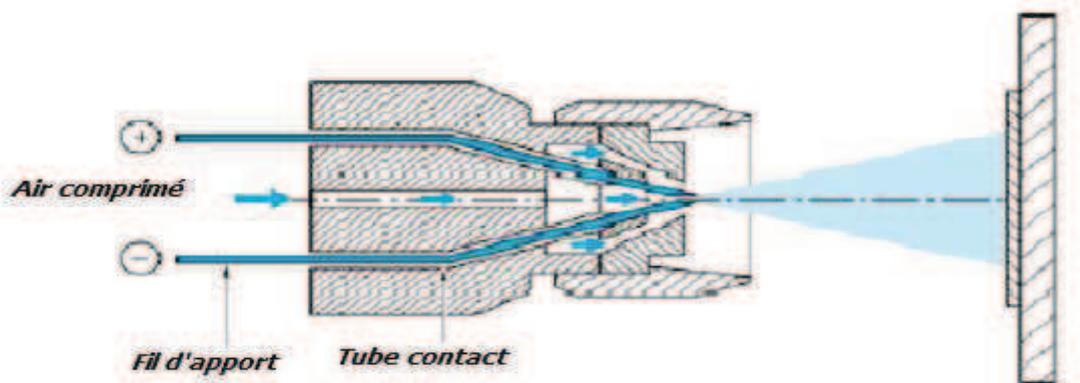


Figure II.2 : Représentation d'un pistolet arc électrique

La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes [41] :

- ❖ Porosité de **5 à 10%**
- ❖ Épaisseur des dépôts de **0,2 à 3 mm**,
- ❖ Pression d'accrochage : **20 à 40 MPa**,
- ❖ Taux horaire de dépôt de **5 à 30 Kg/h**.

Les seuls freins à son utilisation résident : dans la nature des matériaux à projeter qui doivent être conducteurs ; dans la structure grossière obtenue et le taux d'oxydation des dépôts relativement élevé en raison du transport des particules dans l'air comprimé.

Le procédé de projection par arc électrique est un procédé manuel ou automatique, très simple à mettre en œuvre et particulièrement bien adapté aux impératifs de fiabilité et de reproductibilité imposés par la projection en moyenne et grandes séries.

II.2.2 Projection plasma

Le plasma est considéré comme état de matière (solide, liquide, gaz, plasma). C'est un gaz ionisé constitué de molécules, d'atomes, d'ions et d'électrons, l'ensemble étant électriquement neutre. Pour générer un plasma, trois éléments importants sont requis [35]:

- ⚡ Une source de puissance ;
- ⚡ Une décharge ionisant le gaz ;
- ⚡ Un couplage assurant le contact entre deux électrodes via le gaz plasma.

Pour ce procédé, deux propriétés du plasma conditionnent la vitesse et la température des particules projetées :

- ❖ La conductivité thermique qui détermine les transferts plasma particules et donc l'état de fusion des particules lors de leur impact sur le substrat,
- ❖ La viscosité qui permet de diminuer les entrées d'air dans le jet plasma, d'augmenter la longueur du jet et d'éviter les réactions chimiques des particules (oxydation en particulier).

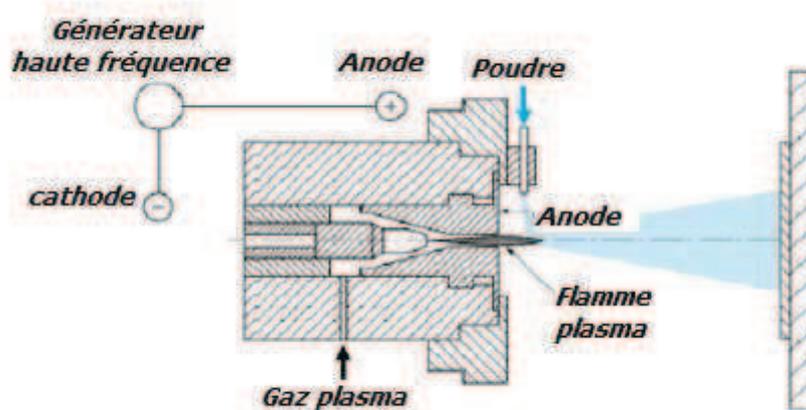


Figure II.3 : principe de fonctionnement d'une torche plasma

Le fonctionnement de la torche plasma repose sur le principe suivant : un arc électrique est établi entre une cathode et une anode dans un plasma gazeux, amorcé par une décharge haute fréquence. Le flux gazeux, porté à très haute température, est concentré dans une tuyère, et s'échappe de la base à vitesse élevée (**Figure II.3**). C'est à l'intérieur de ce jet de plasma à haute énergie que l'on injecte le matériau d'apport sous forme de poudre à l'aide d'un gaz porteur. Les particules sont alors fondues et propulsées par ce jet de gaz sur le substrat. La projection plasma atmosphérique est le procédé le plus simple, mais pose des problèmes pour les matériaux facilement oxydables. Le contrôle de l'atmosphère permet de diminuer la porosité et d'améliorer l'adhérence en réduisant les phénomènes d'oxydation.

II.2.3 Projection thermique par flamme oxyacétylénique

II.2.3.1 Principe

Dans le procédé de projection par flamme, le matériau à déposer fond sous l'action de l'enthalpie issue de la réaction exothermique entre un combustible (les plus courants sont l'acétylène ou le propane) et un comburant (air ou dioxygène) : la source de chaleur est donc une réaction chimique. Le choix du gaz combustible est fonction des matériaux à mettre en œuvre. Ces derniers peuvent avoir des températures de fusion très différentes, il est donc nécessaire d'utiliser le combustible qui permet de fournir l'enthalpie de réaction suffisante.

La combustion s'effectue sous la forme d'une flamme, volume gazeux au sein duquel des réactions d'oxydation ont lieu. L'acétylène est souvent préféré à d'autres combustibles gazeux tels que le dihydrogène ou le propane, car il permet d'atteindre des températures de combustion supérieures (3080°C contre 2700°C et 2750°C respectivement) en raison d'une enthalpie de réaction elle-même plus élevée (-1300 kJ.mol⁻¹ dans le cas d'une réaction stœchiométrique). Les paramètres essentiels sont les caractéristiques des constituants, leur mélange et la pression [42].

II.2.3.2 Appareillages

Trois procédés de projection par flamme peuvent être mis en œuvre. Dans le cas de réactifs séparés, la flamme est dite "diffusante". Cette technologie peut comporter divers types d'appareillages :

- **Technologie flamme-poudre** : le matériau à projeter est introduit sous forme de poudre dans la flamme qui le véhicule jusqu'au substrat. La poudre est soit entraînée par gravité à partir d'un récipient fixé à la torche, soit par dépression dans une canalisation de l'un ou l'autre des gaz et est amenée jusque dans la flamme. Elle peut également être alimentée par un distributeur spécifique désolidarisé du pistolet. Le transport de la poudre jusqu'à la flamme est alors assuré soit par de l'air, soit par un gaz neutre [43].
- **Canon à détonation** : cette technique utilise l'énergie de détonation d'un mélange généralement constitué d'oxygène et d'acétylène pour projeter les particules à déposer sur le substrat. Le matériau est introduit dans le tube qui constitue le canon à détonation, en même temps que le mélange combustible. Ce mélange détone grâce à une étincelle, à la fréquence d'environ 8 allumages par seconde. La poudre est chauffée et éjectée à très grande vitesse (600 à 900 m.s⁻¹) vers le substrat par l'onde de choc créée entre chaque tir, le tube est balayé par un jet de gaz neutre (azote).
- **HVOF** : le principe est basé sur une réaction de combustion déflagrante à haute pression (5.10⁵ à 7.10⁵ Pa) dans une chambre à combustion. Cette combustion s'effectue à vitesse subsonique et une buse De Laval disposée en sortie de chambre permet d'accélérer les produits de réaction à une vitesse supersonique (de l'ordre de 2000 m.s⁻¹) [43].
- **Technologie flamme-fil** : le matériau d'apport se présente sous la forme de fils, de baguettes ou de cordons. Il utilise les mêmes gaz que ceux employés en projection flamme-poudre (dioxygène + gaz combustible), auxquels s'ajoute de l'air comprimé servant à l'atomisation de l'extrémité fondue des fils. La vitesse des particules est de l'ordre de 150 m.s⁻¹. La température de l'extrémité du fil ou de la tige peut atteindre 0,95 fois la température de la flamme, ce qui permet de projeter certaines céramiques oxydes (Al₂O₃) ou carbures (Cr₂O₃). Les débits de matière varient de 1 kg.h⁻¹ à plus de 3 kg.h⁻¹ en fonction du matériau, des diamètres de fil ou de baguette utilisés, et des propriétés des dépôts recherchées (voir *Figure II.4*) [43].

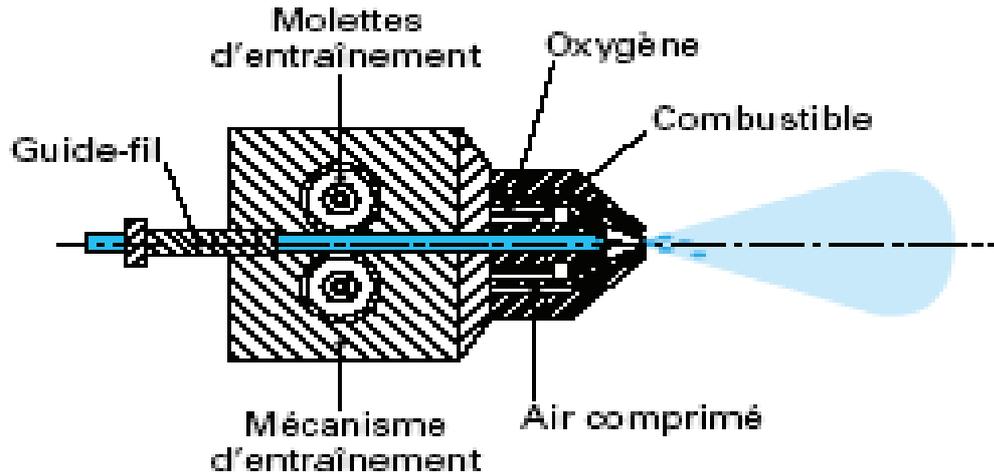
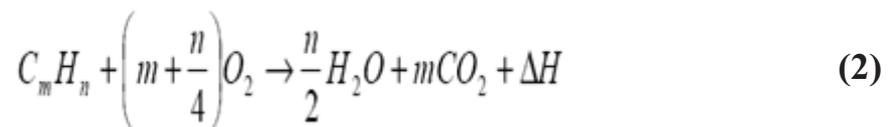


Figure II.4 : principe de fonctionnement d'un pistolet flamme-fil [44]

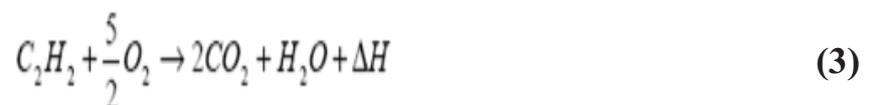
II.2.3.3 Caractéristiques de la flamme diffusante oxyacétylénique

Il s'agit d'une flamme diffusante : les deux gaz (dioxygène et acétylène) diffusent l'un dans l'autre. Cette zone de mélange correspond à la zone de réaction chimique. A enthalpie égale, l'énergie disponible augmente quand la taille de la zone de mélange diminue. La réaction chimique est exothermique (production de chaleur). La stœchiométrie de la flamme traduit les proportions en comburant et carburant. Elle est donnée par le rapport des coefficients stœchiométriques des réactifs (1). Dans le cas général d'une combustion stœchiométrique ($S = 1$), la réaction chimique peut s'écrire comme présenté dans (2):

$$S = \frac{X}{m + \frac{n}{4}} \quad (1)$$



Par application de cette équation à l'acétylène, la réaction stœchiométrique obtenue est celle de (3):



L'énergie produite est alors de : $\Delta H = -1300 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$.

On parle de combustion sur-stœchiométrique quand le comburant est en excès, et sous-stœchiométrique quand le carburant est en excès. Dans ce type de flamme, la combustion n'est

pas instantanée mais se réalisent en deux temps qui font apparaître dans la flamme trois zones distinctes au regard du schéma de la *Figure II.5*.

Zone1 : elle se présente sous l'aspect d'un dard éblouissant de forme généralement conique, correspondant au début de la réaction du mélange oxygène/acétylène créé au niveau de l'injecteur des gaz. La réaction incomplète qui se produit forme un mélange très réducteur d'oxyde de carbone CO et de dihydrogène H₂. Cette combustion dite "primaire" porte les produits de combustion à une température très élevée (généralement, la température maximale de la flamme (~3100°C) se situe au voisinage immédiat de l'extrémité du dard) ;

Zone2 : elle correspond à une courte zone bleue, essentiellement réductrice par sa composition (2 CO + H₂), dont les contours sont moins nets que la zone primaire. Il s'agit de la zone active de la flamme. C'est l'endroit le plus chaud, car une très grande partie de l'énergie se trouve disponible dans cette zone du fait de la première combustion ;

Zone3 : appelée panache, cette zone est beaucoup moins lumineuse. Elle correspond au volume occupé par les gaz brûlés, rendus visibles en raison de leur température, et auxquels vient se mêler l'air ambiant. Cet air ambiant abaisse progressivement la température des gaz brûlés au fur et à mesure qu'on s'éloigne du dard. A une certaine distance de celui-ci, le mélange cesse d'être visible et le panache disparaît, mais généralement, la combustion primaire est incomplète et, dans ce cas, le panache est le siège de combustions secondaires avec l'oxygène de l'air ambiant comme carburant. Ce phénomène qui s'accompagne d'un dégagement de chaleur, compense, au moins dans une certaine zone enveloppant le dard, l'effet refroidissant de l'air ambiant décrit ci-dessus.

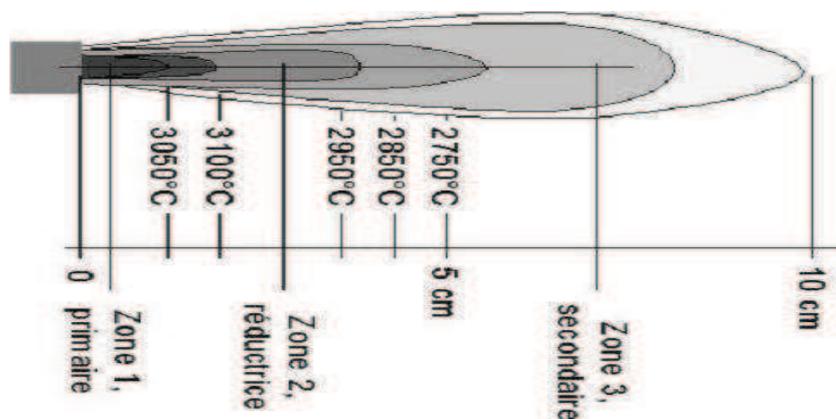


Figure II.5: Représentation schématique d'une flamme oxyacétylénique [43]

Il est possible de changer la température maximale de la flamme en modifiant les proportions relatives des gaz introduits à volume constant : suivant la réaction chimique, l'enthalpie est différente, et donc la température de la flamme évolue (*Figure II.6*). Le dioxygène de l'air ambiant contribue à entretenir la réaction et à modifier la stœchiométrie de la flamme :

- ❖ dans le cas d'un excès de dioxygène, la flamme est dite **oxydante** : la quantité d'énergie libérée est plus importante, la flamme devient plus puissante, et sa température s'élève légèrement. Le panache et le dard sont raccourcis, la flamme émet

un sifflement, le panache est plus volumineux, cet excès se distingue par une couleur bleuâtre de la flamme. Cette flamme est adaptée à la projection des oxydes céramiques;

- ❖ dans le cas d'une proportion plus importante d'acétylène, la flamme est dite **carburante**. Il se libère alors du carbone pur, le panache et le dard sont augmentés avec des formes irrégulières. La flamme est légèrement moins chaude ($\sim 3050^{\circ}\text{C}$), une partie de l'énergie servant à échauffer ce carbone libre qui émet, à la température où il est porté, une vive lumière. Un excès d'acétylène rend la flamme "fuligineuse", de couleur jaunâtre avec un panache allongé. Le carbone libre n'étant plus brûlé dans la flamme secondaire ($\sim 2750^{\circ}\text{C}$), se dépose sous la forme d'une poussière noire (noir d'acétylène) [43].
- ❖ à rapport stœchiométrique de 1, la flamme est dite **neutre ou normale**.

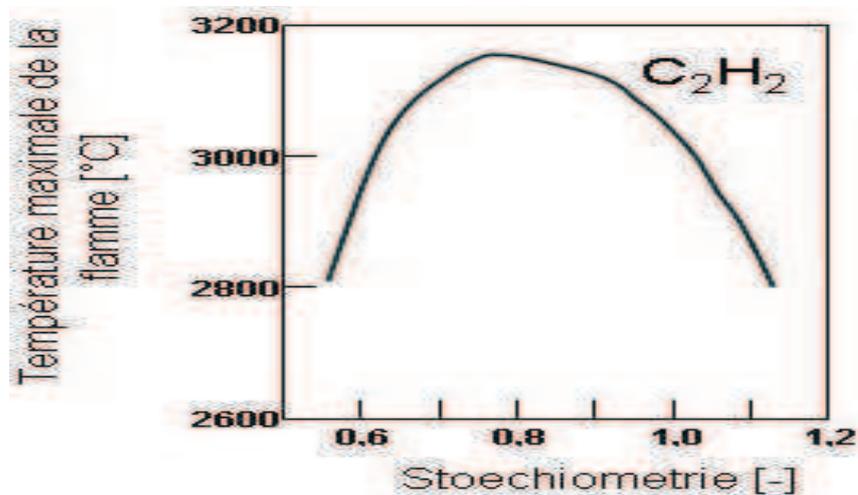


Figure II.6 : Evolution de la température maximale de la flamme en fonction de sa stœchiométrie (d'après le logiciel Jets&Poudres [45])

II.2.3.4 Intérêt de la projection à flamme oxyacétylénique

La projection thermique par flamme oxyacétylénique semble adaptée au cas considéré ici : la température de la flamme peut en effet atteindre 3000°C . Les caractéristiques des dépôts obtenus par cette technique sont suffisantes pour l'application visée. Les différentes caractéristiques des divers modes de projection sont détaillées dans le **Tableau II.1**.

Ce procédé présente l'avantage d'être peu coûteux en investissement et en utilisation (dix fois moins cher que la projection thermique par plasma d'arc soufflé par exemple).

Tableau II.1: Comparaison des différentes techniques de projection thermique [46]

caractéristiques		flamme-poudre	flamme-fil	HVOF	canon à détonation	plasma atmosphérique	canon à détonation
source de chaleur	nature	flamme	flamme	flamme	flamme	plasma	flamme
	température maximale [°C]	3000	3000	3000	3000	12000	3000
	vitesse typique de l'écoulement gazeux [m.s ⁻¹]	80-100	100-300	400-2000	900-3000	300-1200	900-2000
particules	vecteur	flamme / produits de combustion	air comprimé / azote	flamme / produits de combustion	flamme / produits de combustion	jet de plasma / gaz de recombinaison	
	vitesse typique [m.s ⁻¹]	80	150	700	1600-1700	250	950
matériau projeté	forme	poudre	fil	poudre	poudre	poudre	poudre
	exemples	métaux, alliages, quelques céramiques oxydes et carbures*	métaux, alliages, quelques céramiques oxydes et carbures*	métaux, alliages, cermets	cermets, céramiques oxydes et carbures*	métaux, alliages, céramiques oxydes et carbures*	
procédé	prix de l'installation (hors manipulateur et enceinte de projection) [k€]	~ 10	~ 15	~ 200	-	~ 200	
	taux horaire de dépôt [kg.h ⁻¹]	1 à 3	1 à 20	3 à 5	3 à 5	1 à 4	
	rendement de dépôt intrinsèque caractéristique [%]	50	70	70	70	70	
dépôt	force d'adhérence [MPa]	5 à 40	5 à 40	30 à 80	50 à 80	5 à 70	
	taux de porosité [%]	10 à 20	10 à 20	0,5 à 2	0,5 à 2	1 à 10	
	épaisseur [mm]	0,1 à 1,5	0,1 à 1,5	0,05 à 1	0,05 à 1	0,05 à 1,5	

*présentant une fusion congruente

II.2.3.5 Différents paramètres opératoires

Les gammes opératoires de traitements de surface par projection thermique comprennent tout ou une partie des étapes telle que la préparation de surface, la définition des cinématiques torche/pièce, la réalisation du dépôt et l'usinage final [47]. La *figure II.7* synthétise les principaux paramètres opératoires en projection *FSW (Flam Spray Wire)*. Ces paramètres sont interdépendants, certains d'entre eux peuvent être contrôlés par l'opérateur (paramètres extrinsèques), les débits ou l'avance de fil. D'autres ne sont pas directement maîtrisables par l'opérateur (paramètres intrinsèques); le refroidissement, la vitesse des particules fondues, etc., autant de paramètres dont dépend également la qualité finale du dépôt. Ainsi, l'ensemble des paramètres opératoires peuvent être répartis en grandes classes, à savoir : les paramètres relatifs aux matériaux d'apport, les paramètres liés au fil, les paramètres cinématiques (mouvement relatif entre la torche et le substrat à revêtir), les paramètres relatifs à l'interaction entre le dépôt et le substrat, les paramètres environnementaux et les paramètres énergétiques.

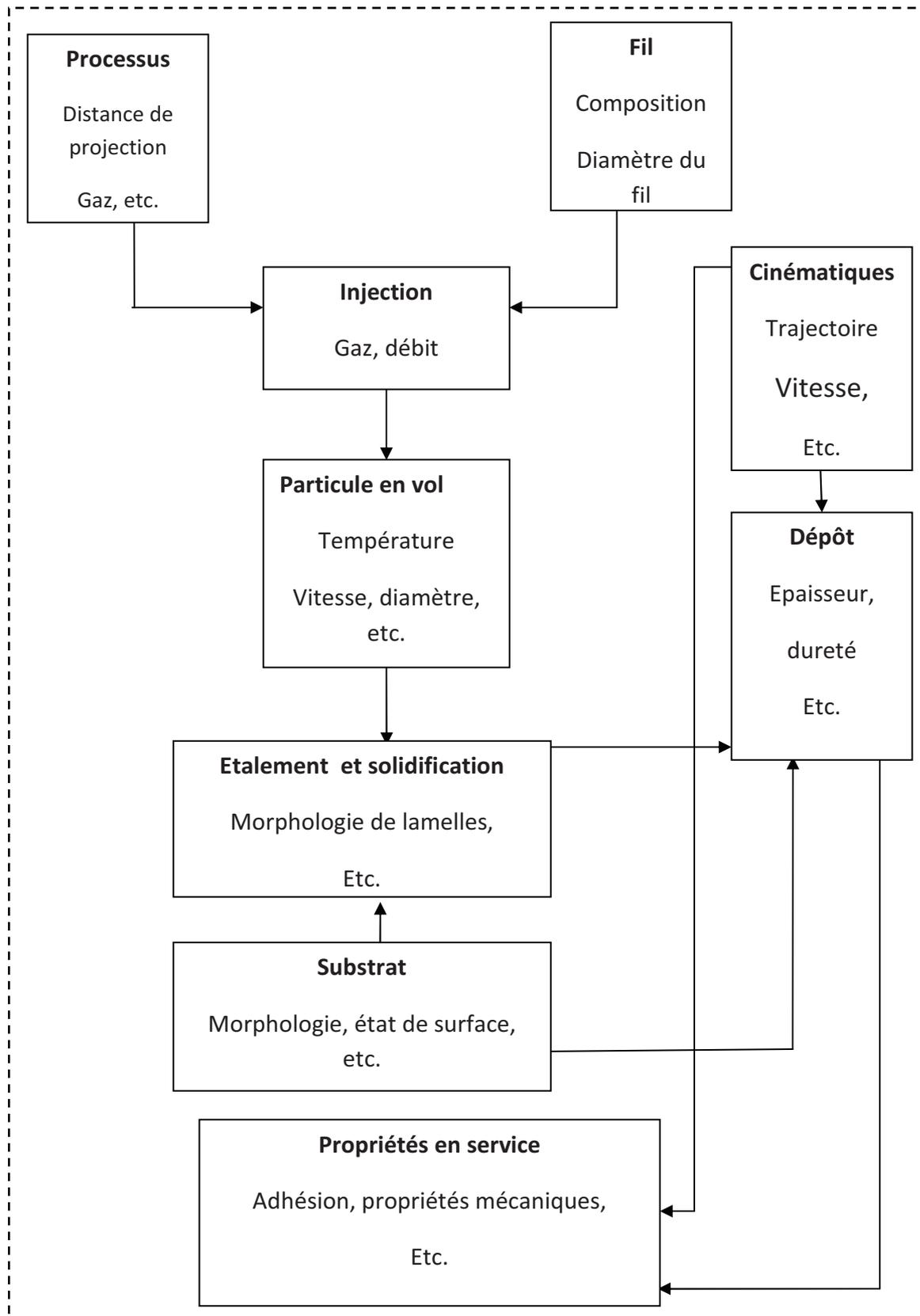


Figure II.7 : Interaction entre les différents paramètres intervenant au cours de la projection thermique.

a) Paramètres relatifs aux matériaux d'apport

Les matériaux d'apport se caractérisent essentiellement par leur composition chimique, leur forme liée au mode d'élaboration et aux traitements de parachèvement. Les fils sont élaborés suivant différents procédés choisis en fonction de la morphologie spécifique à donner l'application considérée, des caractéristiques physico-chimiques des matériaux et des critères économiques [48]. Les températures de fusion et de évaporation des éléments ont une importance capitale car le matériau projeté doit pouvoir fondre sans se décomposer (la différence entre la température de fusion et la température de décomposition doit être supérieure ou égale à 200°C pour pouvoir raisonnablement envisager d'élaborer des couches de ce matériau par projection thermique). Ainsi la source de chaleur doit pouvoir fournir suffisamment de chaleur au matériau pour qu'il puisse atteindre la fusion (transfert thermique) et produire un jet gazeux capable de transporter les particules jusqu'au substrat (transfert cinétique).

b) Paramètres cinématiques

Les paramètres cinématiques de projection comprennent pour l'essentiel, le pas de balayage (décalage latéral de la torche de projection lors de la réalisation de passes successives permettant de couvrir une surface donnée), la vitesse relative torche/substrat (vecteur vitesse entre la torche de projection (distance entre le plan géométrique de la torche et la tangente à la surface à revêtir au point d'interaction) et l'angle de projection (angle entre l'axe géométrique de la torche et la tangente à la surface à revêtir au point d'interaction). Parmi ces paramètres, la distance de projection est le paramètre le plus facilement ajustable pour faire varier l'état des particules à l'impact sur le substrat. En effet, les transferts thermiques particules/environnement et le freinage aérodynamique des particules modifient les caractéristiques des particules à leur impact. La vitesse et la température des particules diminuent lorsqu'elles s'éloignent de la torche [49]. Le contrôle de la distance de projection a également une influence sur le profil du cordon déposé [50, 51] et par conséquent sur la structure du dépôt formé, notamment en termes de taux de porosité. Il est à noter également que le rendement de dépôt diminue significativement dès lors que l'angle de projection devient inférieur à une valeur critique. La vitesse relative torche/substrat influe sur la géométrie radiale du cordon formé à chaque passe donc en partie sur l'épaisseur moyenne déposée par passe ainsi que sur les caractéristiques du flux thermique transmis au substrat d'une part la chaleur latente de solidification des particules et leur refroidissement à la température moyenne du substrat lors de la réalisation de la couche [52], d'autre part par le flux transféré des gaz chaud de recombinaison venant mouiller la surface du substrat. Le pas de balayage aura des influences identiques, tout sur la quantité de matière déposée que sur le flux de chaleur transmis au substrat. Il aura de plus un effet sur l'homogénéité de répartition de la matière déposée à une échelle macroscopique [53].

c) Paramètres relatifs à l'interaction dépôt/substrat

Concernant principalement la température moyenne du substrat sur le quel viennent s'écraser les particules, la physicochimie de la surface, son état de surface aux échelles nanométriques et micrométriques ainsi que les caractéristiques thermiques et mécaniques du substrat ou celles de composite substrat/dépôt lorsqu'une couche d'épaisseur significative à d'ores et déjà été formé.

A l'échelle macroscopique, le contrôle de la température moyenne du dépôt et de la pièce à revêtir permet de contrôler le niveau de contraintes résiduelles au sein de la couche [54]. En effet, lors de la construction du dépôt, la quasi-totalité de la chaleur des particules est

transmise au substrat lors de leurs solidifications et de leurs refroidissements [55]. Il s'en suit alors un échauffement de la pièce et du dépôt. Lors du refroidissement de l'ensemble, la différence entre les coefficients linéaires de dilatation du substrat souvent de nature métallique et du dépôt souvent de nature céramique, conduit couramment au développement de contraintes résiduelles dites thermiques. Ces contraintes augmentent avec l'épaisseur du dépôt et peuvent additionnées aux contraintes résiduelles dite de trempe se développant à l'échelle de chacune des lamelles constitutives du revêtement consécutivement à leur solidification et refroidissement rapide par transfert conductif orienté, conduire à la délamination d'une partie ou tout le dépôt lorsque le niveau atteint localement dépasse le niveau d'adhérence.

II.3 Formation et structure des dépôts

Les revêtements élaborés par projection thermique sont obtenus par empilements successifs de gouttelette de matériau fondu. Ils possèdent alors une structure lamellaire. Les particules fondues s'écrasent et s'étalent sur le substrat ou sur des particules déjà déposées en formant de fines lamelles qui se conforment aux irrégularités de la surface. Le temps de solidification d'une particule projetée est de l'ordre d'une microseconde [35]. La microstructure des dépôts réalisés par projection thermique dépend, d'une part, des caractéristiques des particules à l'impact (vitesse, composition chimique, température, état de fusion, taille) et d'autre part, des caractéristiques du substrat (rugosité, température, propriétés physicochimiques). La formation d'un dépôt résulte de la combinaison du phénomène d'écrasement et de solidification rapide des particules fondues sur le substrat et de la distance et de la vitesse de la torche par rapport à la surface à traiter. Les réactions chimiques des particules avec les gaz environnants et les transferts de chaleur avec le substrat ou la couche précédemment déposée affectent aussi la qualité du dépôt, et en particulier le taux de porosité, le taux d'impuretés, les contraintes résiduelles et la structure métallurgique [56].

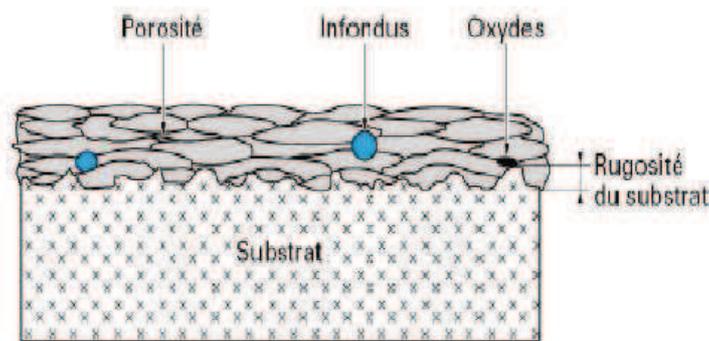


Figure II.8 : Coupe d'un dépôt

Les revêtements réalisés par projection thermique comportent souvent des pores, des particules infondues, des microfissures et des oxydes. La porosité provient soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit de gaz enfermés pendant la solidification. Le taux de porosité varie de moins 1 à 25% suivant les procédés et les matériaux utilisés. La *figure II.8* représente schématiquement la coupe d'un revêtement brut de dépôt. En raison de la grande vitesse de refroidissement des particules au contact du substrat, leur structure métallurgique est caractéristique des matériaux trempés, et se trouve généralement monophasé.

II.4 Les contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont l'une des caractéristiques parmi les plus influentes sur les propriétés des revêtements projetés thermiquement. En effet, leur rôle sur la qualité du dépôt est important, en particulier sur l'adhérence et la cohésion des revêtements sur la résistance à l'abrasion (qui dépend du contact inter lamellaire), sur la résistance à la corrosion sous contrainte et enfin sur la durée de vie sous cycle thermique [57].

II.4.1 Origines des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont les contraintes qui subsistent dans le matériau en l'absence de force extérieure. Ce sont les phénomènes thermiques, mécaniques et physico-chimiques mis en jeu durant le trajet des particules et pendant la formation du revêtement qui conduisent majoritairement à l'établissement d'un état de contraintes résiduelles microscopiques et macroscopiques.

Les contraintes résiduelles ont trois origines [58] :

- ❖ Les contraintes dans les particules à l'échelle microscopique Elles proviennent de la contraction de chacune des gouttelettes projetées au cours du refroidissement rapide Jusqu'à la température ambiante,
- ❖ Les contraintes d'origine métallurgique Lors de la projection de certains matériaux, les particules peuvent subir des transformations métallurgiques dont on sait qu'elles s'accompagnent généralement de variations de volume, qui peuvent conduire à un état de contraintes de compression dans le revêtement,
- ❖ Les contraintes thermiques Au cours du refroidissement jusqu'à la température ambiante, les différences de propriétés thermiques (coefficient de dilatation) et mécaniques (différence de module d'Young et de coefficient de poisson) provoquent une hétérogénéité de déformation entre le substrat et le revêtement et un gradient de contraintes résiduelles se développe depuis la surface extérieure vers le cœur du substrat. Les contraintes résiduelles résultent le plus souvent de la combinaison de ces trois types de contraintes. Elles dépendent fortement des matériaux et des techniques de projection employées.

II.4.2 L'évolution des contraintes résiduelles

Selon *KURODA* et *CLYNE AI* [59], si on considère que la liaison interfaciale entre le dépôt et le substrat est parfaite et que le comportement du dépôt est élastique en cours du cycle thermique et qu'il n'y a pas de gradient thermique ni de contraintes dues au sablage dans le substrat, la contrainte résiduelle à la température ambiante T_0 résulte de la somme de la contrainte de trempage et de la contrainte thermique due au refroidissement dépôt-substrat de la température de projection à la température ambiante.

Dans ce chapitre bibliographique nous avons présenté l'importance de la projection thermique dans de nombreux secteurs industriels, notamment celui de l'industrie mécanique. La projection thermique est de plus en plus répandue car les pièces revêtues possèdent des caractéristiques spécifiques et un avantage en termes de coût de fabrication. Le principe de la projection thermique et les différentes techniques de projection thermique ont été présentés dans cette partie. Les contraintes résiduelles résultant de l'élaboration des revêtements projetés thermiquement influencent leurs caractéristiques.



Chapitre III

Matériaux et Techniques
Expérimentales

III.1 Matériaux utilisés

III.1.1 Matériau du substrat

Le matériau de substrat utilisé dans notre travail est un bronze de fonderie de nuance CuSn8 réceptionné en barre cylindrique de diamètre 80 mm. Pour la caractérisation de l'adhésion du revêtement utilisé sur ce substrat par des essais de flexion quatre points, nous avons usiné à partir de ce bronze des échantillons parallélépipédique de dimension 60x5x4mm³.

III.1.2 Métal d'apport (Fil en alliage cuivreux)

La composition chimique du métal d'apport sous forme de fil de diamètre 3,5 mm selon la fiche technique du fournisseur est donnée dans le tableau III.1. C'est un alliage de dénomination commerciale "Bronze d'Aluminium".

Tableau III.1: Composition chimique du fil en bronze d'aluminium

Eléments chimiques	Cu	Al	Mn	Ni
Composition chimique % en Pds	Bal.	8,5 à 9,5%	0,7 à 1,5%	2 à 3,5%

III.1.3 Sous couches d'accrochages

L'élaboration des revêtements de qualité nécessite une bonne cohésion et adhérence élevée de ces revêtements sur le substrat. Dans le cas où l'adhérence s'avèrent insuffisante, on utilise habituellement des sous couches d'accrochage, parmi les quelles on peut citer le Mo, les alliages NiAl, NiCr, NiCrAl. Dans notre cas l'entreprise *SNC ATRA* de Béjaïa, spécialisée dans la rénovation des pièces mécaniques usées en acier a décidé en janvier 2008 d'investir dans la projection thermique des alliages cuivreux dans la perspective de prendre en charge la rénovation des pièces usées en bronze et dans la perspective d'une économie du métal d'apport, elle se propose d'utiliser des sous couches d'accrochage en Zn et en Al. Nous avons donc, dans le cadre de ce travail élaborer trois systèmes composites :

- 1- **Système composite A** : Substrat CuSn8 / Dépôt Bronze d'aluminium
- 2- **Système composite B** : Substrat CuSn8 / Sous couche Zn/ Dépôt Bronze d'aluminium
- 3- **Système composite C** : Substrat CuSn8 / Sous couche Al / Dépôt Bronze d'aluminium

III.2 Description du procédé d'élaboration des systèmes composites

La projection thermique des revêtements est réalisée au sein de l'entreprise *SNC ATRA* au moyen d'un pistolet à flamme-fil Oxy-gaz type *MARK 60* (*figure III.1*). La flamme

utilisée est une flamme Oxy-propane pour mettre en fusion puis projeter à une grande vitesse par l'air comprimé sur le substrat sous forme de fines gouttelettes.

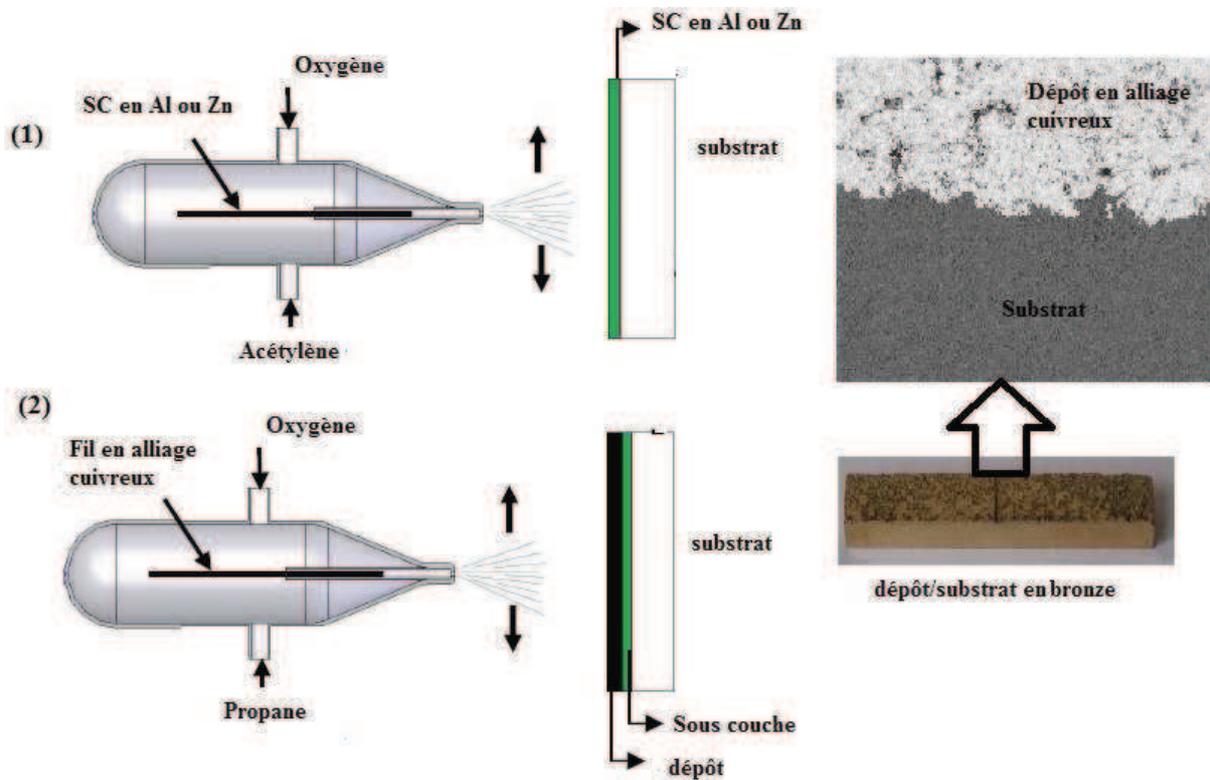


Figure III.1 : Principe d'élaboration des revêtements sur un substrat à l'aide du pistolet flamme-fil type MARK60 de l'entreprise ATRA de Béjaïa. L'étape 1, consiste à projeter une sous couche d'accrochage en Aluminium ou en zinc d'une épaisseur de 0,2mm en moyenne. Le métal d'apport est projeté dans une seconde étape après le refroidissement de la sous couche d'accrochage.

III.3 Paramètres de projection thermique

Le **Tableau III.2** regroupe les différents paramètres de projection thermique utilisés pour l'élaboration des différents systèmes composites.

Tableau III.2 : paramètres de projection du procédé Flamme-Fil de l'entreprise SNC ATRA

	Pression air projection	Pression oxygène	Pression propane	Pression acétylène	Distance projection	Angle projection	Diamètre de buse
Alliage à base Cu	4 bars	4 bars	3 bars	-	140 mm	90°	3,17 mm
Al ou Zn	4 bars	4 bars	-	1,2 bar	140 mm	90°	3 mm

Ces paramètres sont ceux consignés dans la fiche techniques de l'entreprise et les divers revêtements sont effectués sur le substrat en bronze de dimension $60 \times 40 \times 10 \text{ mm}^3$. La réalisation des dépôts se fait par passe de 0,1mm avec un temps de balayage de 5mn. Les épaisseurs des revêtements sont en moyenne de 1mm et celles des sous couches d'environ 0,2mm.

III.4 Techniques d'analyse et de caractérisation des revêtements

- La technique d'analyse par diffraction des rayons X est utilisée pour identifier les phases présentes dans le revêtement. La diffraction résultante aboutit à l'obtention d'un Diffractogramme et permet la détermination des distances réticulaire des plans de diffraction. L'appareillage utilisé est un diffractomètre D8 Advance de Bruchers de l'université du Jijel. Le diffractogramme rapporté dans notre travail a été enregistré en utilisant une anticathode en chrome à partir d'une coupe latérale polie du revêtement élaboré. Le faisceau de RX passant à travers un collimateur de 0,8mm de diamètre. Ce qui permet de séparer la contribution du substrat de celle du revêtement. L'identification des phases est faite par comparaison des raies observées avec celles des phases contenues dans la base de données PDF2 (Power Diffraction File).
- Les observations fines des différentes phases et leurs analyses chimiques ont été réalisées au sein de Centre de Recherche Nucléaire d'Alger au moyen du Microscope Electronique à Balayage **MEB, PHILIPS** de type **XL30** où on a effectué une microanalyse sur les différentes zones des revêtements élaborés.
- Les observations au microscopie optique ont été effectuées au moyen de la caméra **CCD (Charge Coupled Device)** du Microduromètre Zwick HV10 couplé à un ordinateur pour la sauvegarde des micrographies et pour les mesures des empreintes de microdureté Vickers lorsque cet appareil est utilisé pour les essais de microdureté avec des charges de 10 ou 50g.
- Les essais d'usure sont effectués dans une configuration type pion stationnaire-disque rotatif (**figure V.14**). Les revêtements ont été polis aux papiers abrasifs jusqu'à la granulométrie la plus fine (2000) suivie d'une finition à la pâte diamanté pour être dans les mêmes conditions d'une pièce rénovée qui subit systématiquement une rectification. Le disque rotatif utilisé, est un acier martensitique de nuance Z200Cr13 ayant une dureté de 63 HRC à 65 HRC.
- Les essais de délaminage pour évaluer l'énergie de rupture interfaciale des revêtements par rapport au substrat ont été réalisés au moyen d'essais de flexion quatre points en utilisant la machine de traction Zwick 50KN de l'Université de Grenoble. Pour réaliser la flexion quatre points nous avons élaborés des éprouvettes normalisées avec une entaille. La vitesse de déplacement de la traverse mobile pour l'ensemble de nos essais a été fixée à 0,2mm/mn.
- L'utilisation du dispositif de microindentation instrumenté nous a permis de déterminer les propriétés mécaniques principales (micro dureté et module d'élasticité du revêtement élaboré), ainsi celles des sous couches d'accrochage et celle du substrat.
- Utilisation d'un tribomètre au Laboratoire Génie Mécanique de l'université de Constantine (**figure V.18**) en configuration pion-disque (**figure V.19**) pour la détermination de la courbe du coefficient de frottement en fonction de la charge normale, ainsi la détermination de taux d'usure à l'aide d'une balance de grande précision en tenant compte des distances parcourues pendant les tests. Le disque utilisé est un alliage de nuance 20MnCr5.



Chapitre IV

Caractérisation structurale des
revêtements

IV.1 Observation métallographique

La figure IV.1 illustre les trois systèmes composites élaborés :

Système A : Substrat CuSn8 / revêtement Bronze d'Aluminium

Système B : Substrat CuSn8 / sous couche Zn / revêtement Bronze d'Aluminium

Système C : Substrat CuSn8 / sous couche Al / revêtement Bronze d'Aluminium

Sur l'ensemble des interfaces explorées, il ressort les points essentiels suivants :

- Des zones de décohésion de 5 à 15 μm linéaires sont observées au niveau des interfaces Substrat/revêtement (du système composite A), Substrat/Sous couche Zn (Système composite B) et Substrat/ Sous couche Al (Système composite C), cf. Fig IV1.a, b, c.
- Pour les autres interfaces (Sous couche Zn / Revêtement et Sous couche Al / Revêtement, aucune décohésion n'est décelée (Figure IV1.b, d.)
- pour le revêtement en bronze d'aluminium avec sous couche en Zn, l'adhérence est meilleure par rapport au revêtement avec sous couche en Al, sauf qu'il présente des décohésions tout le long de l'interface SC couche/substrat à cause des porosités.
- La décohésion est plus accentuée au niveau de l'interface Substrat/Sous couche Al (Fig. IV.1c) ce qui explique que trois revêtements sur les quatre élaborés sont décollés carrément du substrat. L'éprouvette restante a mis en évidence une très faible énergie d'adhésion ($6,77 \text{ J/m}^2$) caractérisée par l'essai de flexion quatre point (cf. V.12, Chapitre V).

Il semblerait donc que ces deux sous couches d'accrochages en Zn et en Al ne sont pas appropriées au vu de la non adhésion avec le substrat en bronze biphasé et qui peut être attribuée à priori à une différence de dilatation thermique entre le bronze, le zinc et l'aluminium d'une part et les différences dans leurs modules de rigidité d'autre part.

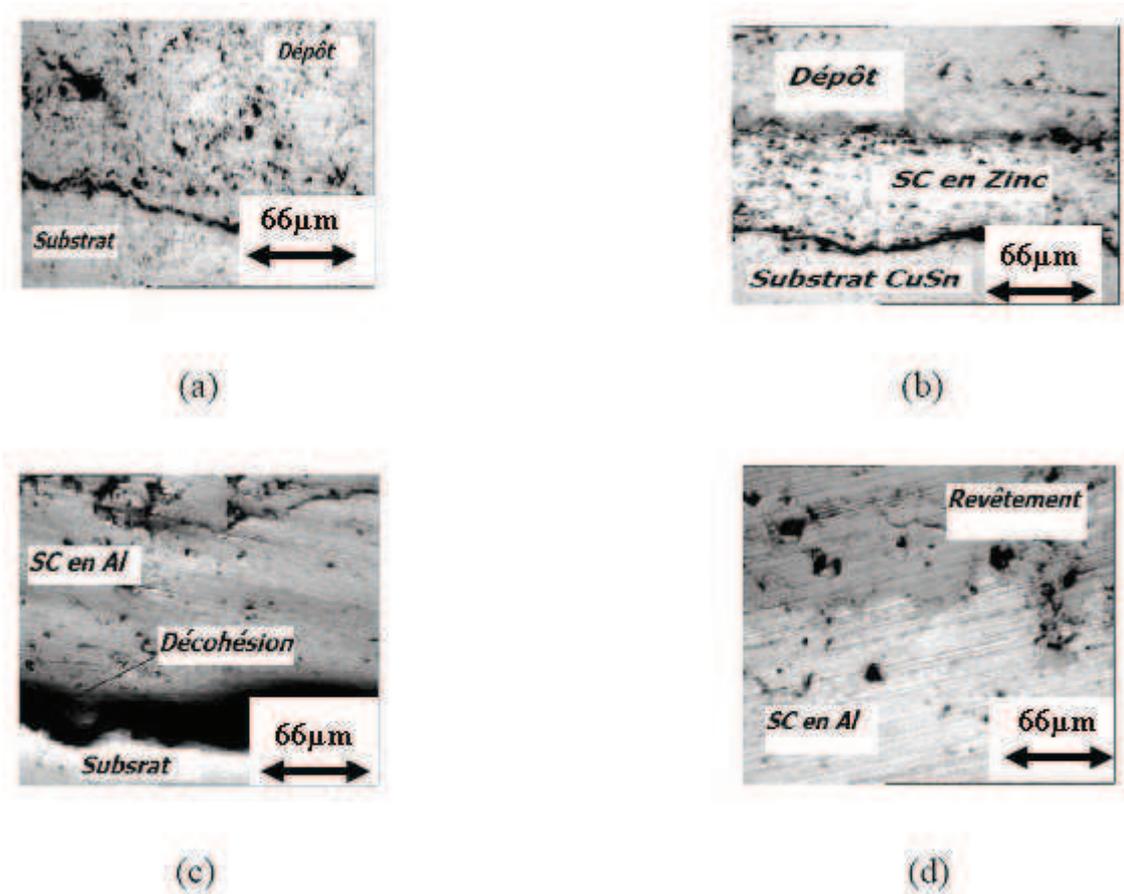


Figure IV.1: Morphologies des différents systèmes composites

- (a) : Des décohésions (de 5 à 15 μm linéaires) sont observées dans quelques zones au niveau de l'interface revêtement/substrat.
- (b) : la sous couche en blanc délimite les deux interfaces qui semble en bonne adhérence avec le revêtement et en décohésion avec le substrat.
- (c) : la sous couche en aluminium présente une décohésion accentuée tout le long de l'interface Al/substrat et une bonne adhérence avec le revêtement.
- (d) : une bonne adhérence est obtenue pour l'interface Sous couche Al / revêtement.

IV.2 Caractérisation par diffraction des rayons X (DRX) du revêtement

Le diffractogramme de la figure IV.2 met en évidence les raies de la solution solide à base de Cu et celles du composé intermétallique Cu_3Al . Les pics de ce composé sont légèrement décalés comparativement aux données de la fiche JCPDS 28-0005 de ce composé défini Cu_3Al . Cela peut être attribué au fait que ce composé brut de projection thermique ne serait pas parfaitement stœchiométrique compte tenu de son mode d'élaboration (projection thermique à très grande vitesse) donnant lieu à une rapidité de la réaction et un refroidissement rapide. Pour ramener le composé à sa stœchiométrie, il faudrait envisager un recuit après projection thermique et dont il faudrait optimiser le temps minimal du recuit et la température adéquate sans éviter le grossissement des grains (optimisation de ces différents paramètres à envisager dans la suite à donner à ce travail).

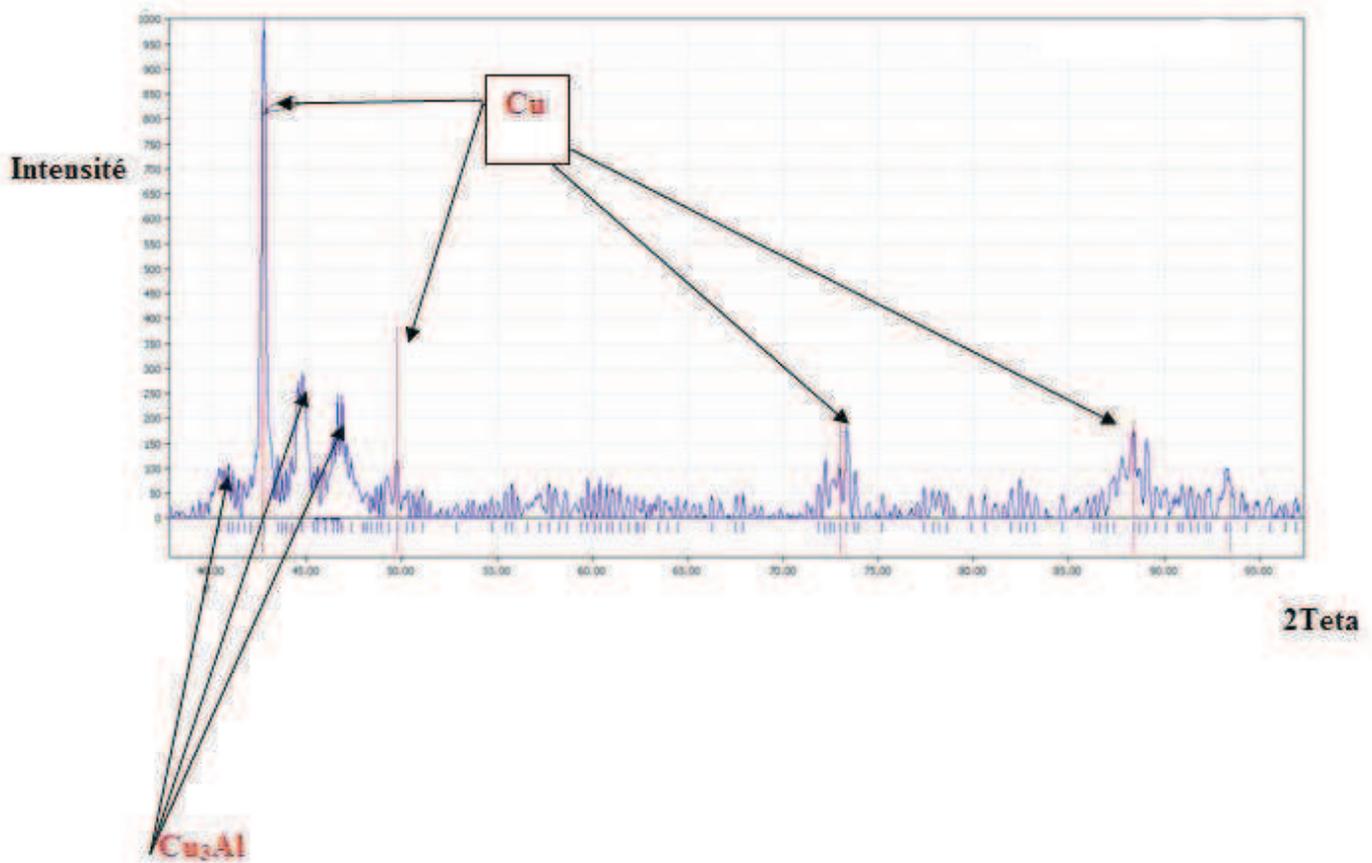


Figure IV.2 : Spectre de diffraction des rayons X du revêtement en Bronze d'aluminium.

Il est remarquable aussi de constater que les pics concernant le cuivre (barres rouges) sont aussi décalés. Ceci est attribué à une dissolution des autres éléments nickel, fer et le manganèse dans le réseau cristallin du cuivre donnant lieu à une solution solide de substitution. Il faut remarquer aussi que ses pics sont assez larges ce qui s'explique par la finesse du grain en raison d'une grande vitesse de refroidissement. Pour avoir les pics plus prononcés et plus nets, il faudrait envisager pour la suite de ce travail un traitement thermique pour améliorer la structure obtenue après solidification ou trouver un moyen de diminuer la vitesse de refroidissement juste après la projection thermique. La figure IV.3 résume les deux principales phases détectées par DRX en liaison directe avec les fiches JCPDS correspondantes.

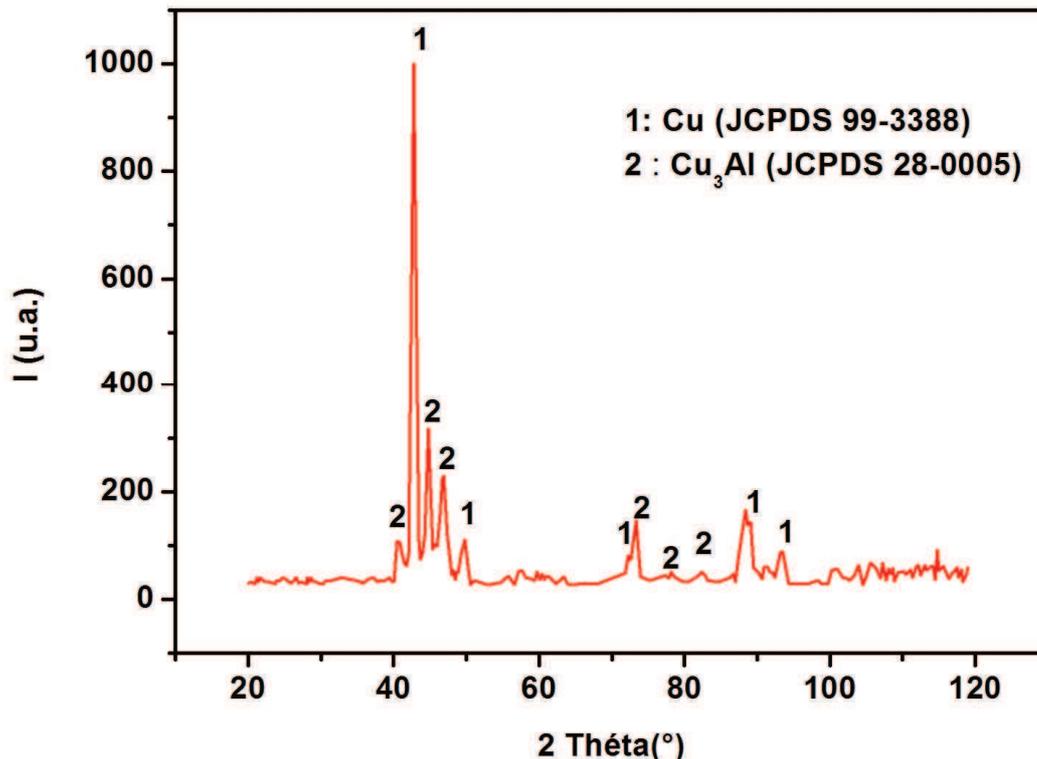


Figure IV.3 : Diffractogramme du revêtement en bronze d'aluminium brut de projection thermique, mettant en évidence la présence de deux phases identifiées à l'aide des fiches JCPDS correspondantes

IV.3 Caractérisation du revêtement au microscope électronique à balayage (MEB)

Une analyse globale du revêtement met en évidence la présence des éléments Cu, Al, Mn, Ni, Fe (cf. spectre d'analyse qualitative). L'analyse quantitative (cf. tableau) met en évidence que c'est un alliage base cuivre riche en Aluminium suivi des éléments nickel, manganèse et fer par ordre décroissant de leurs teneurs respectives. Bien que la dénomination commerciale de cet alliage soit "bronze d'aluminium", nous constatons l'absence de l'élément étain (Sn) qui est le deuxième élément d'alliages du système Cu- Sn formant les alliages dénommés bronze.

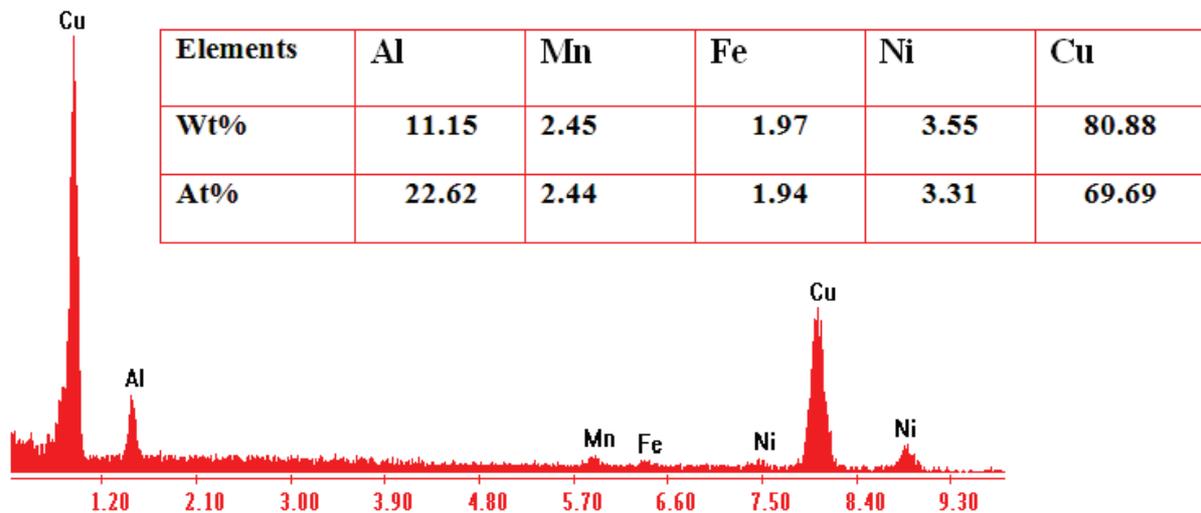


Figure IV.4: Analyse globale du revêtement en bronze d'aluminium

La figure IV.5 présente la morphologie du revêtement obtenue au microscope électronique à balayage, avec un détecteur d'électrons rétrodiffusés (cf. Annexe 7). Les électrons rétrodiffusés (*back-scattered electrons* en anglais : "BSE" en abrégé) sont sensibles au numéro atomique des atomes constituant l'échantillon (cf. annexe 7). Le taux de rétrodiffusion est directement croissant avec le numéro atomique Z de l'échantillon. Une phase constituée d'éléments chimiques lourds (Z grand) donnera donc un signal intense (contraste clair) et une phase constituée d'éléments chimiques légers (faible valeur de Z) un signal faible (contraste sombre). Cette figure illustre la morphologie du revêtement avec un contraste majoritaire claire.

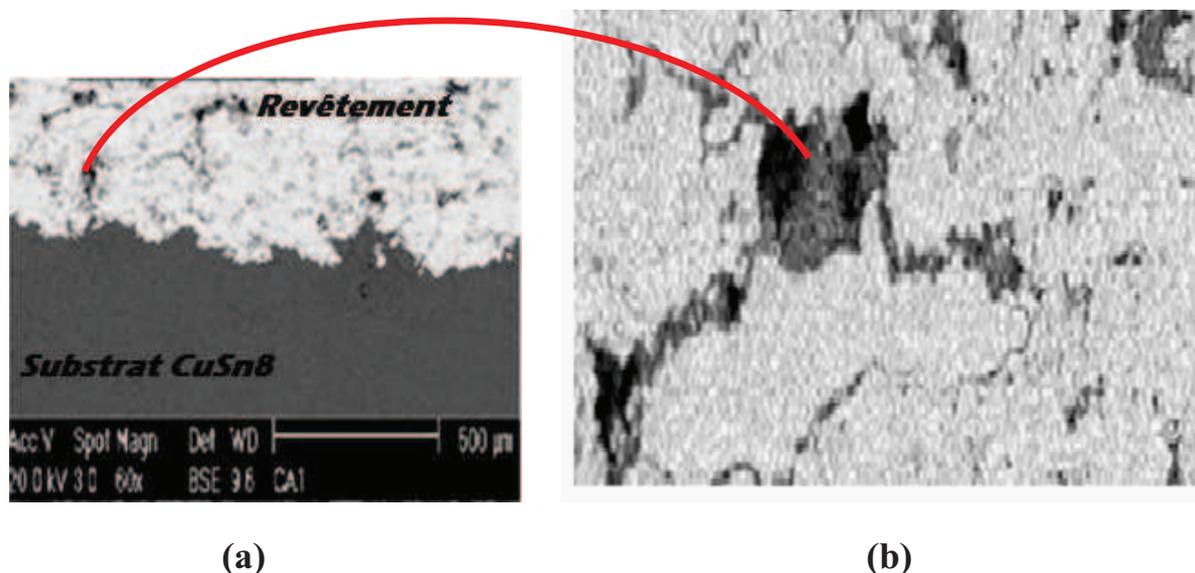


Figure IV.5 : Morphologie du revêtement de bronze d'aluminium obtenue au microscope électronique à balayage (MEB), en imagerie d'électrons rétrodiffusés (*back-scattered electrons* en anglais : "BSE" en abrégé) mettant en évidence le Contraste chimique des phases présentes.

Un zoom sur une partie de ce revêtement (figure IV.5b) met en évidence la présence de trois zones distinctes :

- zone claire majoritaire du revêtement constitué de fins microprécipités globulaires en blanc répartis sur un fond gris clair. Au vu des résultats de la DRX et de l'analyse quantitative obtenue au micro analyseur EDS du MEB, ces micro précipités concernent le composé Cu_3Al finement dispersé sur la matrice de la solution solide des éléments Ni, Mn et Fe dans le cuivre.
- zone en noire foncée représentant des porosités habituellement présentes dans les revêtements élaborés par la technique de projection thermique
- zone en gris foncé mitoyen aux porosités. Les résultats de l'analyse qualitative et quantitative obtenus par Spectrométrie à Dispersion en énergie, ou EDS (Energy Dispersive Spectroscopy en Anglais) de cette zone présentés dans la figure IV.6 concluent qu'il s'agit d'un oxyde mixte des éléments Cu, Al, Ni, Fe.

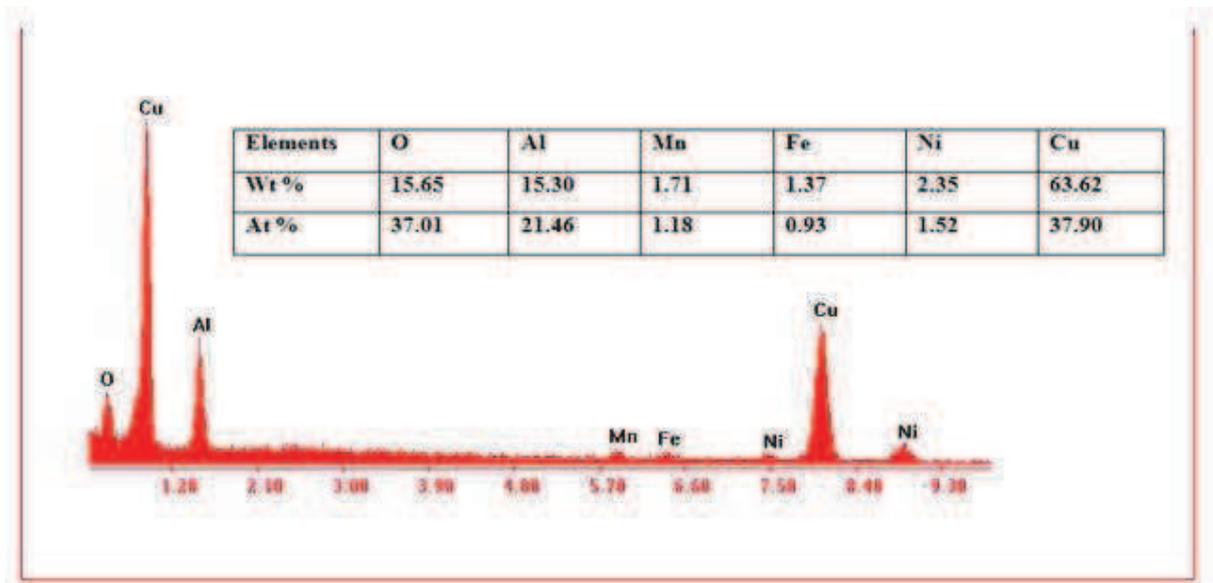


Figure IV.6. Analyse et quantification de la phase sombre par le spectromètre à sélection d'énergie (EDS) couplé au MEB



Chapitre V

Caractérisation mécanique des
revêtements

V.1 Microdureté Vickers

Les observations optiques usuelles ont été effectuées au moyen de la caméra CCD (Charge Coupled Device) du Microduromètre *Zwick HV10* couplée à un ordinateur pour la sauvegarde des micrographies et pour la mesure des empreintes de Vickers. Cet appareil disponible au sein de l'université de Béjaia est utilisé pour les tests de microdureté des charges de 10 à 50g (Voir la *figure V.1*).



Figure V.1 : Microduromètre ZwickHV10

V.1.1 Profils de microdureté HV

Les essais de microdureté Vickers ont été effectués sous une charge de 50g. Signalons que nous avons réalisé des filiations de microdureté sur le substrat, la sous couche d'accrochage et les revêtements constituant le système A et B vue que le système C présente des décohésions accentuées au niveau de l'interface Substrat/ Sous couche Al.

Dans le système A, le profil semble uniforme dans le substrat (*figure V.2*) sauf qu'il présente des fluctuations au niveau du revêtement, ce qui prouve l'hétérogénéité de revêtement conformément aux résultats de la DRX.

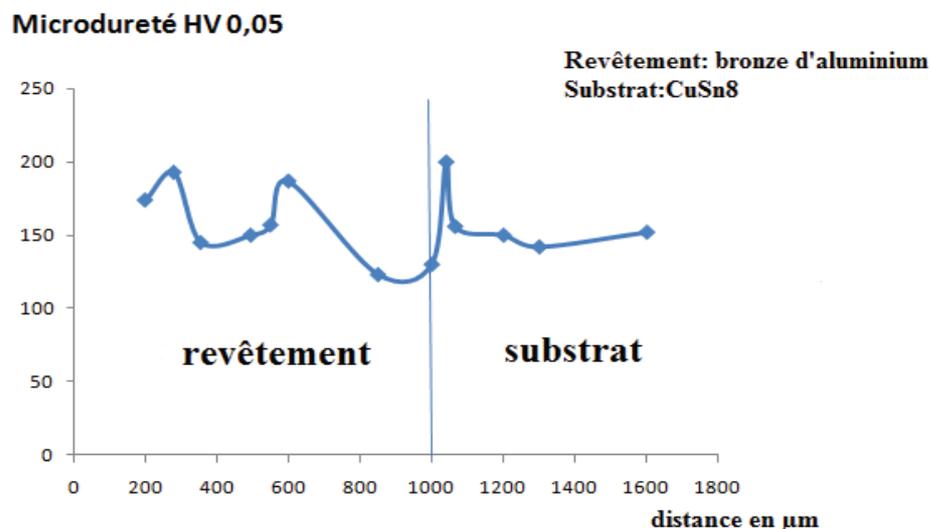


Figure V.2 : Profil de microdureté sur le système composite (A)

La *figure V.3* illustre le profil de microdureté Vickers du système substrat CuSn8/ Sous couche en Zn/ Revêtement en bronze d'aluminium.

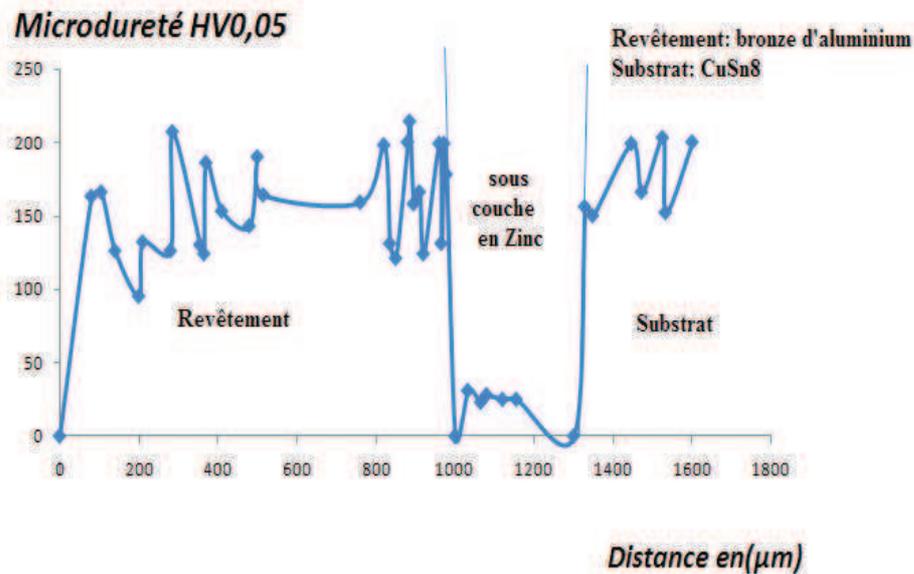


Figure V.3 : Profil de microdureté sur le système composite (B)

Les résultats de microdureté relatifs aux trois zones de la figure précédente présentent des irrégularités, dues à la présence des porosités caractéristiques des revêtements obtenus par projection thermique qui peut présenter un avantage ou un inconvénient. La présence de deux phases dans le revêtement obtenu justifie les fluctuations dans les microduretés. Pour mieux visualiser et interpréter cette courbe, on a pris des échantillons de population de microdureté pour chaque zone, en suite on a calculé la moyenne arithmétique ainsi que l'écart type des résultats qui nous a permis par la suite de tracer l'histogramme (Voir le *Tableau V.1, figure V.4*).

Tableau V.1 : Population statistique des microduretéV 0,05

Distance	Microdureté HV Sur le dépôt		sur le substrat		\bar{y}	σ
	\bar{y}	σ				
0-210 µm	136,4	29,26	1300-1447µm	168,33	168,33	21,85
210-410 µm	154,33	34,91	1447-1600µm	188,75	188,75	21,25
410-760 µm	164	16,89				
760-910 µm	169,71	33,17				
910-1000µm	166,2	36,43				
			Microdureté HV sur la sous couche d'accrochage en zinc			
			1032µm	28	$\bar{y}= 29,5$	$\sigma=3$
			1056µm	31		
			1080 µm	28	$\bar{y}= 26,5$	$\sigma=3$
			1155 µm	25		

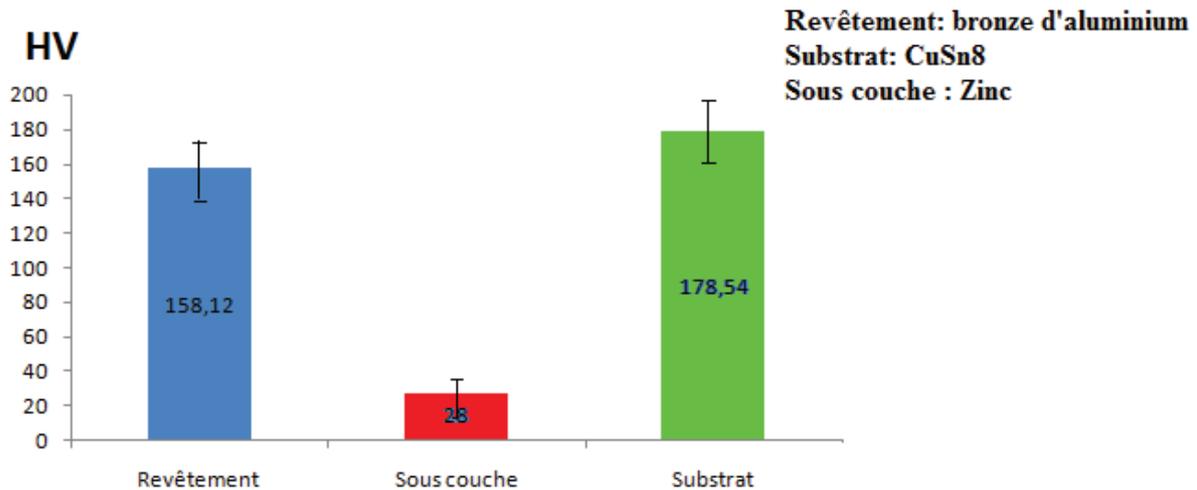


Figure V.4 : Valeurs moyennes des microduretés HV0, 05 de système (B)

V.1.2 Interprétation des résultats

Dans la *figure V.3*, il est remarquable que la microdureté au niveau de la sous couche en Zinc évolue dans la fourchette 28-31HV **0,05** et ces valeurs chutent sensiblement en approchant des deux interfaces : 25-28HV vers l'interface SC /Substrat et 25-31HV vers l'interface SC/Revêtement. Les filiations de microdureté HV réalisés sur le substrat et le revêtement évoluent respectivement dans la fourchette de 150-203HV et 95-214HV, les fluctuations dans les microduretés mesurés aux voisinages des deux interfaces de la sous couche en zinc sont dues à la différence des coefficients de dilatation thermique et ainsi aux module d'Young qui influent sur le comportement élastique des différents matériaux constituant le système composite et précisément sur l'empreinte créée. Si en observant l'histogramme des différentes microduretés (*figure V.4*), on peut remarque l'écart type entre celles mesurés au sein de substrat et revêtement par rapport à la sous couche d'accrochage.

V.2 Essais de microindentation instrumentée

V.2.1 Principe de microindentation instrumentée

La conception de structures nécessite une bonne connaissance des matériaux utilisés. Les structures réalisées doivent résister aux sollicitations auxquelles elles sont soumises. Il est donc nécessaire de ne pas dépasser une certaine déformation et éviter tout endommagement ou rupture. Pour ce faire, il est important de connaître les paramètres élastiques du matériau et en particulier sa rigidité et la limite d'élasticité. Par ailleurs, pour mettre en forme les matériaux, il est nécessaire de connaître leur loi de comportement. La loi de comportement d'un matériau est la relation entre les déformations et les contraintes. Cette loi est écrite en fonction des divers paramètres qui dépendent du matériau. Ces paramètres sont les paramètres d'élasticité (module d'Young, coefficient de Poisson...) et les paramètres de plasticité [60]. Depuis quelques décennies, une nouvelle application de ce test, appelée indentation instrumentée, est basée sur la mesure simultanée de la force appliquée F et du déplacement de l'indenteur h . Ce test peut être utilisé aussi bien dans le cas de matériaux homogènes que dans le cas des matériaux hétérogènes (matériaux bicouches et multicouches).

L'essai de microindentation a été développé pour caractériser de façon rapide les propriétés des matériaux. Ce test consiste à enfoncer un poinçon conique, pyramide, sphérique perpendiculairement à la surface de l'échantillon. Les modules de Young des revêtements ont été obtenus à l'aide de l'essai de microindentation à l'université de *Sétif* dont le principe est représenté sur la figure ci-dessous.

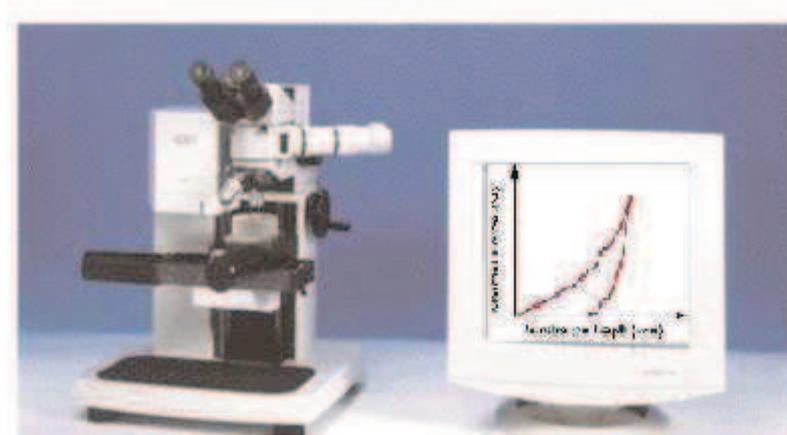


Figure V.5 : dispositif de microindentation instrumentée utilisé

La microdureté et le module d'élasticité sont déterminés à partir de la courbe de déchargement. La courbe de chargement est caractéristique de la réponse élastoplastique du matériau. En allégeant graduellement la charge (phase de déchargement), il se produit que le déplacement, ayant lieu lors du retrait de l'indenteur, est en première approximation, accommodé élastiquement par le matériau. Cela permet d'évaluer le module élastique et la microdureté. Pour réaliser les tests, nous avons utilisé un indenteur pyramidal Vickers. L'avantage de l'instrument de microindentation est sa capacité à mesurer avec une résolution, la profondeur de pénétration allant jusqu'à quelques micromètres. Les indentations, à cette échelle, permettent d'évaluer les propriétés mécaniques des films, sans qu'elles soient influencées par le substrat. La microdureté, H , et le module d'élasticité, E , sont en effet déduits de l'analyse des courbes charge-déplacement ($P-h$) (*Figure V.6*) en se référant aux équations présentés dans l'annexe, où P_{\max} la charge maximale d'indentation, h le déplacement de la pointe ou de l'indenteur [61].

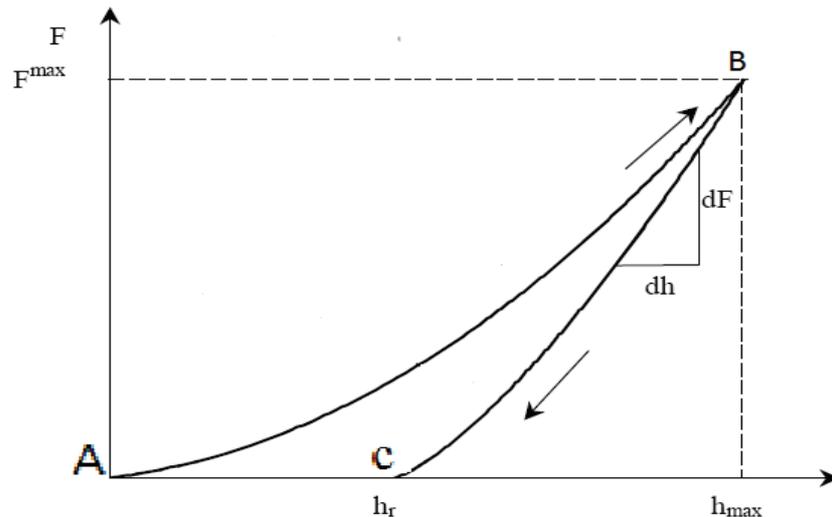


Figure V.6 : Courbe $F-h$ pour un chargement et un déchargement [62]

Analysant la courbe $F-h$, on remarque qu'elle montre une hystérésis entre les cycles de la charge et de la décharge. Cette hystérésis résulte du fait que le dépôt se déforme sous la charge de façon élastique et plastique tandis qu'il reste déformé de façon plastique quand la charge est enlevée. Par conséquent, la courbe de la décharge permet de déduire des propriétés élastiques [63].

V.2.2 Principe de la mesure

Une série d'essais de microindentation instrumentée a été réalisée sur des échantillons épais, enrobé dans une résine qui assure une tenue rigide et une bonne planéité de la surface après tronçonnage. Les sections à tester sont ensuite soigneusement polies. Les résultats obtenus, sont ensuite présentés et discutés sur la base des valeurs moyennes des microduretés et des modules d'élasticités.

V.2.3 Description des courbes de microindentation

Les courbes de microindentation typiques obtenues, suivies d'une décharge et d'une recharge sur des échantillons épais (cf. annexe 3) se divisent en générale en deux zones caractéristiques.

Entre A et B, à cause de la création de l'empreinte de la pyramide de Vickers, la courbe est presque une parabole et il n'ya aucun glissement relatif apparent entre les différents zones des revêtements.

Entre B et C, la décharge présente tantôt une chute brusque et tantôt une hystérésis et sa s'explique par la profondeur de l'empreinte.

Doerner et Nix en 1986 ont montré que la rigidité du matériau lors de la décharge étant constante, la décharge étant alors linéaire. Cependant, *Oliver et Pharr* en 1992 ont montré que la courbe de déchargement est très rarement linéaire, même au début du déchargement. Comme, on la voit clairement dans la courbe de microindentation illustré dans la **figure V.6**. Pour l'indentation élastique $h_r=0$ et pour le cas d'un matériau plastique parfaitement rigide

$h_r = h_{max}$. Comme il a été déjà noté, l'application du poinçon sur les revêtements a pour conséquence deux phénomènes distincts :

- Création de l'empreinte, dont la profondeur est fonction de la microdureté et de la charge P appliquée ;
- Le comportement rhéologique de l'interface.

V.2.4 Valeurs moyennes des microduretés et des modules d'élasticité du revêtement

Une série de microindentation a été effectuée sur la coupe métallographique de chaque échantillon revêtu. Les *figures V.7 et V.8* représentent les valeurs moyennes des microduretés et des modules d'élasticité des différents systèmes composites déterminés par le test de microindentation instrumenté.

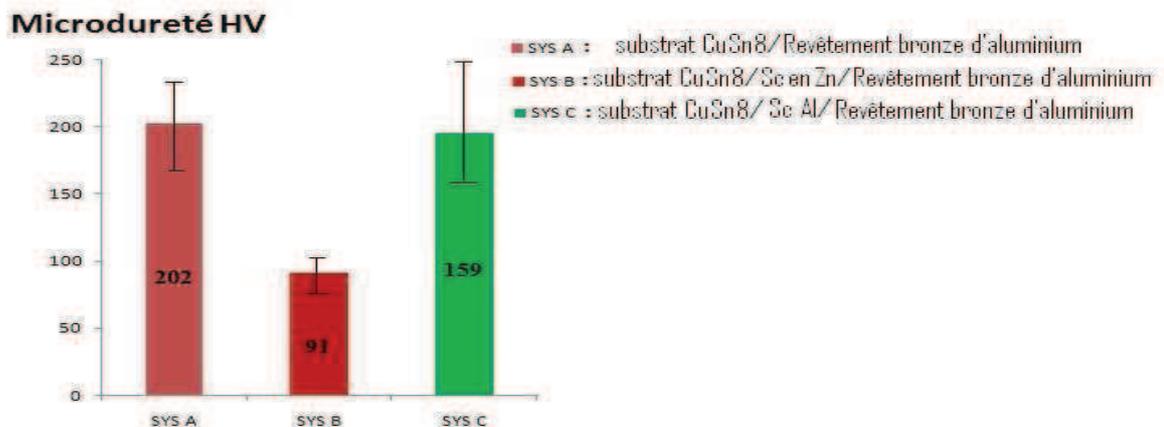


Figure V.7 : Valeurs moyennes de la microdureté Vickers HV du revêtement en bronze d'aluminium obtenues sur les différents systèmes composites.

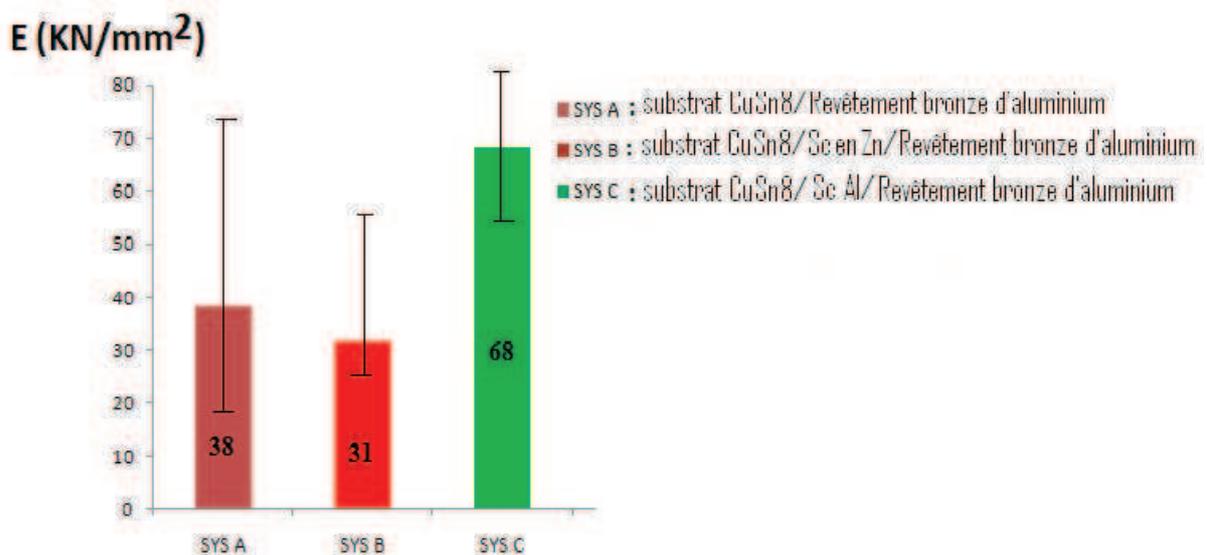


Figure V.8: Valeurs moyennes des modules d'Young pour différents systèmes

Le tableau V.2 rassemble les valeurs moyennes de la microdureté Vickers et module de Young du revêtement dans les trois systèmes composites.

Tableau V.2: Valeurs moyennes des microduretés et des modules d'Young des revêtements

	<i>Microdureté HV</i>	<i>Module d'élasticité E (KN/mm²)</i>
<i>Revêtement dans le système A</i>	202,16 ±26,65	38,32±27,26
<i>Revêtement dans le système B</i>	91,30±7,81	31,37±21,54
<i>Revêtement dans le système C</i>	195,19±34,79	68,26±11,76
<i>Sous couche en Zn</i>	44,33±0,04	50,28± 0,68
<i>Sous couche en Al</i>	27,89±4,06	34,23±14,83

V.2.5 Interprétation des résultats

Le module d'élasticité du revêtement en bronze d'aluminium varie selon la nature de la sous couche d'accrochage utilisée :

La présence de la sous couche en aluminium augmente très sensiblement le module de Young du revêtement par rapport à la présence de la sous couche en Zn (68 KN/mm² contre 31 KN/mm²). Sans sous couche d'accrochage, le revêtement présente un module de Young de 38 KN/mm² (du même ordre de grandeur que lorsque la sous couche en Zn est présente). La forte rigidité de l'aluminium pourrait expliquer la très mauvaise adhésion du substrat avec le revêtement. De ce fait, il semblerait que le système A est le plus adéquat et qu'il faudrait confirmer en terme d'énergie d'adhésion à travers l'essai de flexion quatre points que nous présentons dans le paragraphe suivant.

V.3 Essais de flexion quatre points

V.3.1 Stratégie expérimentale

Du point de vue mécanique, l'adhérence peut être estimée par le taux d'énergie dissipée correspondant à l'énergie interfaciale de la rupture G_{IF} . Elle est de nature macroscopique et inclut toute l'énergie dissipée (mécanique, électrique, thermique...) dans les différents matériaux constituant l'échantillon (couche, substrat, interface). Généralement, l'adhérence des différents revêtements est estimée comme la contrainte nécessaire pour séparer le revêtement de substrat.

Dans cette étude, l'énergie de la rupture de matériau déposé sur le substrat est mesurée en appliquant le test de délaminage « flexion quatre points » sur une éprouvette normalisée. Les tests ont été réalisés sur des revêtements élaborés par le procédé de projection thermique *FWS (FlamWire Spray)* sans préchauffage du substrat.

Les échantillons ont été montés sur un appareil qui a été mis en place sur une machine de compression-traction à une vitesse de mise en charge de 0,2 mm/mn (Voir *figure V.9*). Une entaille a été usinée dans la section transversale au milieu du revêtement pour servir à l'amorçage de la fissure. La distance entre les appuis extérieurs et intérieurs du montage de flexion quatre point sont respectivement 40 et 20mm (Voir *figure V.10*). Le côté longitudinal de l'éprouvette est poli, et placé face à une Caméra *CCD* pendant toute la période de l'essai.

a) Dispositif

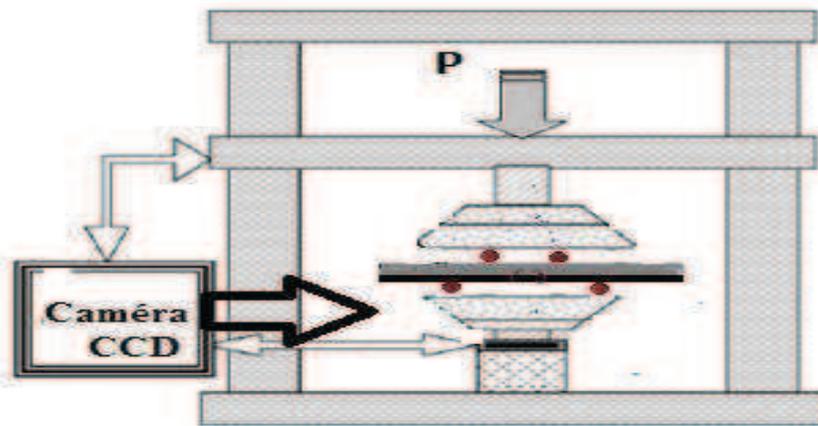


Figure V.9: Dispositif du test de flexion quatre points

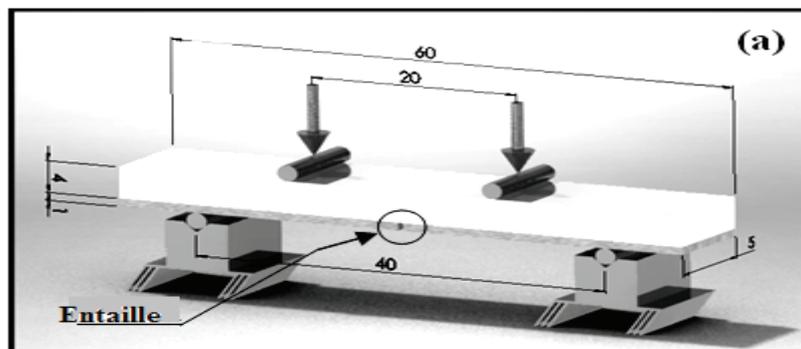


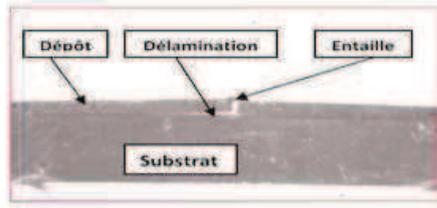
Figure V.10: Eprouvette normalisée d'essai de flexion quatre points

Le montage est constitué de deux parties :

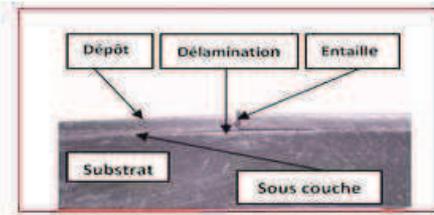
- Une partie supérieure fixée sur les têtes d'amarrages de la machine d'essai,
- Une partie inférieure reposant sur le plateau de compression de la machine.

Le pilotage de l'essai de flexion et l'acquisition des paramètres charge et déplacement se font sur la machine. Dans notre étude, la détermination de l'énergie de rupture interfaciale est primordiale car elle renseigne d'abord sur la qualité et la performance du dépôt projeté ainsi que sur le comportement ultérieur global du matériau réalisé lorsqu'il est mis en service. Lors

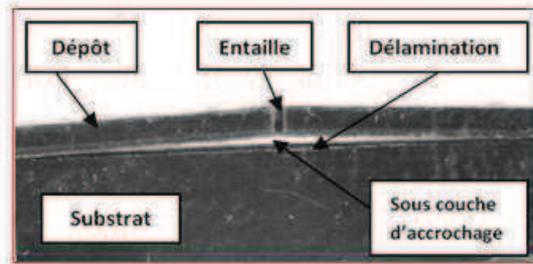
de l'essai, et sous l'effet de la contrainte appliquée sur l'éprouvette, une fissure est amorcée à l'interface (dépôt/substrat ; dépôt/SC/ substrat) au niveau de l'entaille (Voir *figure V.11*).



(a) délaminage d'un revêtement en bronze



(b) délaminage d'un dépôt en bronze avec SC en Zinc



(c) délaminage d'un revêtement en bronze avec sous couche en aluminium

Figure V.11 : Phénomène de délaminage des différents revêtements élaborés

D'après cette géométrie, l'énergie interfaciale de rupture peut être mesurée sans utilisation d'une colle, elle est estimée par le taux d'énergie dissipée calculé en utilisant la théorie des poutres *d'Euler-Bernoulli* comme suit [64] :

$$G_{IF} = \frac{p_c^2 l^2 (1 - \nu_s^2)}{E_s e^3 b^2} \times \frac{3}{2} \left\{ \frac{1}{(e_s/e)^3} - \frac{\lambda}{(e_d/e)^3 + \lambda(e_s/e)^3 + 3\lambda(e_d e_s / e^2)(e_d/e + \lambda(e_s/e))^{-1}} \right\}$$

avec :

$$\lambda = \frac{E_s (L - \nu_d^2)}{E_d (1 - \nu_s^2)}$$

P_c : charge nécessaire au délaminage (Newtons)

E_s : module d'élasticité du substrat (GPa)

E_d : module d'élasticité du revêtement (GPa)

ν_s : coefficient de poisson du substrat

ν_d : coefficient de poisson du revêtement

e_s : épaisseur du substrat (mm)

e_d : épaisseur du dépôt (mm)

e : épaisseur totale ; $e = e_s + e_d$ (mm)

b : largeur de l'éprouvette (mm)

l : distance entre appuis internes et externes (mm)

b) Résultats

Les résultats expérimentaux relatifs aux tests de délaminage 4 points pour les différents systèmes composites seront regroupés dans un tableau (Voir annexe 4) qui nous permet par la suite de calculer les différentes énergies interfaciales de rupture **G_{IF}** exprimées en J/m².

V.3.2 Interprétation des résultats

L'ensemble des valeurs des énergies de rupture interfaciales calculées, pour les systèmes composites sur la base de la moyenne des trois essais par systèmes est illustré dans l'histogramme de la *figure V.12*. Ce qu'on peut constater à travers ces résultats c'est la diversité dans l'ordre de grandeur d'énergie de rupture interfaciale des revêtements en alliage de cuivre par rapport aux autres revêtements réalisés par la technique de projection thermique. Nous citons à titre d'exemple, les revêtements en acier inoxydable qui donnent des valeurs anormalement faibles sur l'énergie de d'adhésion [65]. La présence d'une sous couche en NiAl améliore cette adhérence (15 J/m^2 contre 11 J/m^2 lorsque l'acier inoxydable est déposé directement sur le substrat).

Pour ce qui concerne notre cas du revêtement en bronze d'aluminium, l'utilisation d'une sous couche d'accrochage n'est à priori pas avantageuse puisqu'elle diminue sensiblement l'énergie d'adhésion comparativement au système composite sans sous couche d'accrochage (*Figure V.12*).

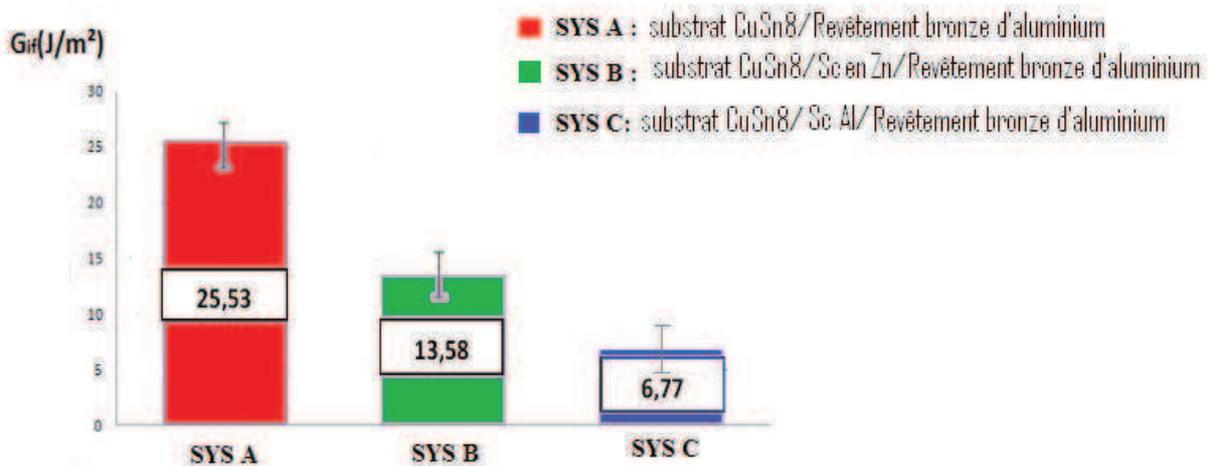


Figure V.12 : Energies interfaciales de rupture des différents systèmes composites

L'énergie de rupture interfaciale du système composite A réalisé sans sous couche d'accrochage est deux fois plus grande que le système composite B réalisé avec sous couche d'accrochage en zinc et presque quatre fois plus grande de celle du système C. Le rôle négatif des deux sous couches en Zn et en Al pour les systèmes composites B et C, reste également notable puisque le système composite sans sous couche présente une énergie de rupture interfaciale en moyenne de deux à quatre fois plus grande que lorsque les sous couches sont présentes. Ceci peut être expliqué par la différence entre les coefficients de dilatation thermique ainsi les modules d'élasticité des différents constituants des divers systèmes élaborés.

V.4 Etude du comportement tribologique des revêtements

La projection thermique s'applique de plus en plus à des pièces de précision où il est exigé une qualité équivalente à celle des pièces homogènes.

Les différents contrôles de dépôts

- ✦ Mesure de l'épaisseur,
- ✦ Mesure de l'adhérence,
 - ✦ Mesure de la porosité,
 - ✦ Mesure de la dureté,
 - ✦ Mesure de l'usure.

Il y a deux méthodes d'analyse quantitative de l'usure :

- Perte de masse,
- Perte de cote,

Dans notre cas, on s'intéresse à la première méthode. Cette méthode consiste à faire fonctionner un mécanisme pendant un temps connu puis à extraire la pièce à étudier et à la peser afin de déterminer sa perte de masse.

V.4.1 Principe de mesure de perte de masse

Le but de la réalisation des dépôts est l'augmentation de la durée de vie technique des pièces mécaniques face au problème d'usure qui est par fois néfaste. Afin de suivre le comportement à l'usure du revêtement élaboré, on a fait subir aux échantillons, un essai de perte de masse.

V.4.1.a) Paramètres des essais

Les paramètres à prendre en compte lors du test d'usure sont :

- **La charge :**

Nous avons appliqué deux charges lors du test d'usure:

- ❖ la première charge est de 10N ;
- ❖ la seconde charge est de 15N ;
- ❖ la dernière charge est de 20N.

- **La vitesse :**

Nous avons travaillé avec une seule vitesse de glissement, elle est de 355tr/mn.

NB: le disque tournant est en acier fortement allié (**Z120Cr13** à 1,2% de carbone avec 13% de chrome avec une dureté **HRC** égale à 63-65.

V.4.1.b) Présentation des échantillons

Les échantillons utilisés pour la projection thermique ont été usinés sur le tour où on a effectué deux procédés d'usinage :

- ✦ un dressage pour avoir un bon état de surface de la face à revêtir ;
- ✦ un chariotage cylindrique.

Les échantillons élaborés présentent la forme suivante :

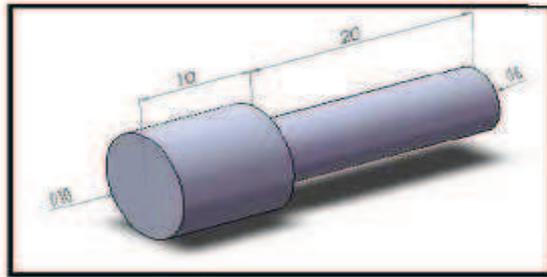


Figure V.13 : Échantillon utilisé pour le test d'usure

V.4.1.c) Dispositif expérimental

Pour pouvoir assurer le test d'usure, on a élaboré un dispositif qui comporte une tige articulée à son extrémité, et au milieu un poids qui permet de mettre l'échantillon en contact sous charge maîtrisée avec le cylindre tournant à une vitesse qu'on peut manipuler (elle est de 355tr/mn) qui correspond sensiblement à 2m/s, tout le dispositif est monté sur un tour (figure V.14). Le dispositif d'usure a été réalisé au niveau du *Hall de Technologie* de l'*université de Bejaia*.

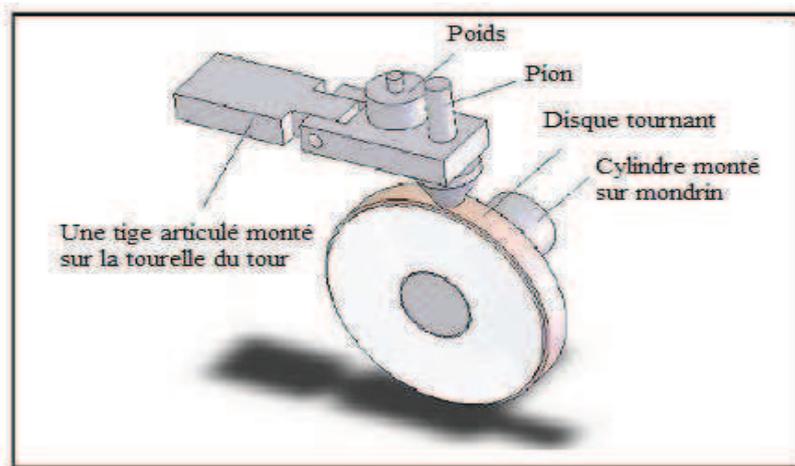


Figure V.14 : Dispositif d'usure utilisé

V.4.2 Mesure de la perte de masse

V.4.2.a) Méthodologie du travail

Le test d'usure s'effectue de la façon suivante :

- ✓ Nettoyage de l'échantillon à tester ;
- ✓ La pesée de l'échantillon pour prendre sa masse initiale ;
- ✓ Le montage de l'échantillon sur le dispositif ;
- ✓ Réglage de la vitesse de rotation du tour ;
- ✓ Mettre l'échantillon en contact avec le disque tournant ;
- ✓ La pesée de l'échantillon chaque 10 minutes ;
- ✓ Nettoyage de l'échantillon avec de l'acétone ;
- ✓ Durée du test pendant 2heures ;

NB : Le polissage du disque tournant se fait à chaque enlèvement de l'échantillon pour le peser.

Dans le but de faire une étude comparative, nous avons pris les pertes de masse relatives. Le calcul se fait comme suit :

$$\Delta M/M_0 (\%) = (M_0 - M_i)/M_0 \times 100$$

M_0 : la masse initiale

M_i : la masse instantanée

Pour avoir la reproductibilité des résultats, on a refait les tests d'usure au moins sur trois échantillons pour la même charge et une vitesse fixe, ensuite on a pris la moyenne pour comparer les résultats (cf. *Annexe 5*).

Les objectifs visés :

1. la reproductibilité des résultats ;
2. mettre en évidence l'influence de la charge sur la tenue à l'usure des dépôts ;
3. l'influence de la présence des différentes phases sur le comportement tribologique de revêtement.

V.4.2.b) Résultats d'usure en terme de perte de masse relative

Les figures V.15 à V.17 rassemble les histogrammes de perte de masse du revêtement pour les temps 30, 60, 90 et 120mn et les trois charges utilisées (10, 15 et 20 N).

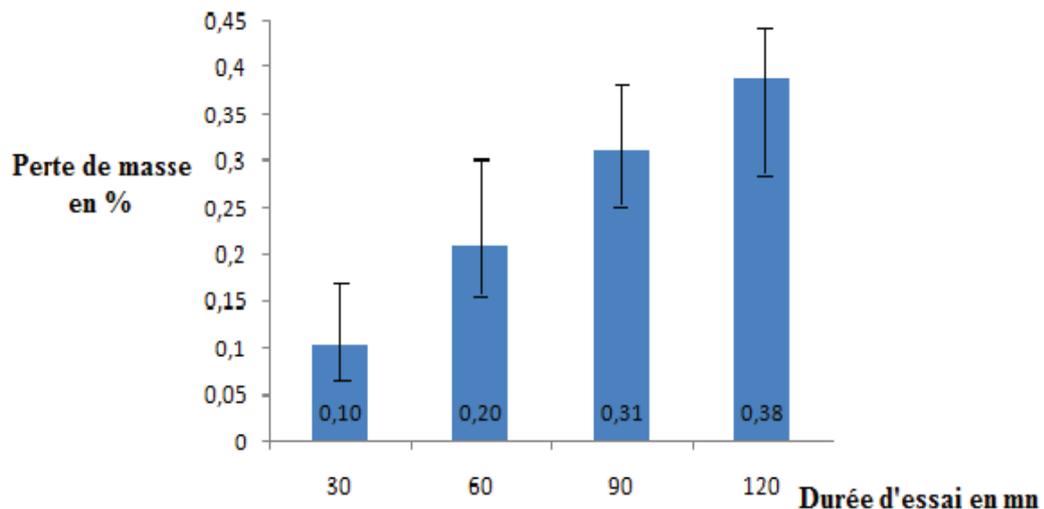


Figure V.15 : perte de masse en fonction du temps à une charge de 10N

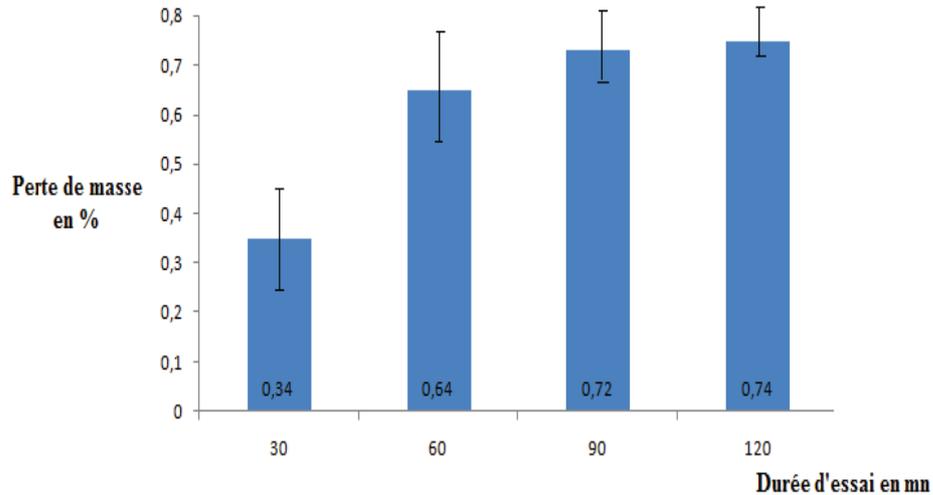


Figure V.16 : perte de masse en fonction du temps à une charge de 15N

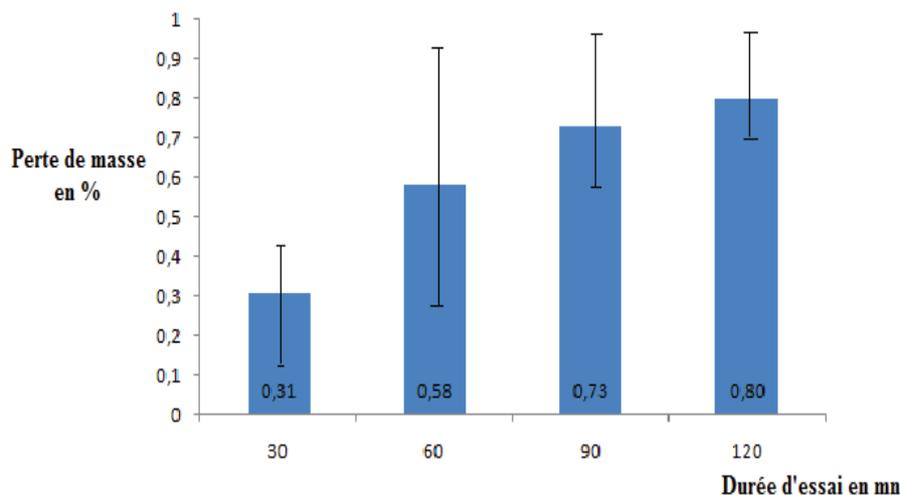


Figure V.17 : perte de masse en fonction du temps à une charge de 20N

V.4.2.c) Interprétation des résultats

L'analyse des courbes précédentes, nous a permis de tirer les remarques suivantes :

- ✓ l'évolution de la perte de masse en fonction du temps reste toujours linéaire quelque soit la charge appliquée ;
- ✓ toutes les courbes obtenues, présentent en premier temps une augmentation progressive de la perte de masse et cette période correspond à la partie de rodage entre les deux corps ;
- ✓ la perte de masse relative aux revêtements, se stabilise après une durée de service moins de 2heures. Elle est illustrée dans les courbes par une légère perte ;
- ✓ En comparant la perte de masse des trois échantillons pour la même charge, on remarque une certaine dispersion dans l'ordre de grandeur et cela est dû à la présence de phase oxyde dans le revêtement ;

- ✓ Pour une durée des tests identiques sur le même type de dépôts, on peut dire que la perte de masse varie proportionnellement à la charge appliquée sauf pour la charge de 20N où la perte de masse diminue, elle présente un ralentissement et cela s'explique probablement par le phénomène d'écrouissage par durcissement dû également à la phase oxyde qui améliore la résistance à l'usure des revêtements ;
- ✓ En fin, ce revêtement a l'avantage de stabiliser sa perte en masse avant la 2^{ème} heure de service.

V.5 Mesure de coefficient du frottement

V.5.1 Principe du test de frottement

Lorsque deux corps solides en contact sont en mouvement relatif, une force de frottement apparaît inévitablement à l'interface, sous la forme d'une force dissipative. Sous l'effet d'une charge normale P appliquée sur un pion stationnaire, qui frotte sur un disque tournant à une vitesse bien déterminée, une force tangentielle est engendrée au point de contact pion-disque. Cette force provoque un déplacement du bras, qui pousse le capteur de force. En fin l'afficheur indique la valeur de la force de poussée qui correspond à la force de frottement. La valeur du coefficient de frottement est obtenue par, $\mu = F/P$.

V.5.2 Description du dispositif de tribologie et d'échantillons

Le tribomètre utilisé pour les essais est celui du Laboratoire Génie Mécanique de l'université de Constantine (*figure V.18*). En configuration pion-disque (*figure V.19*), ses caractéristiques sont les suivantes :

- Vitesse de glissement: 0, 1 à 1, 5 m/s,
 - Charge normale: 10 à 1000 N.

Le tribomètre est constitué de deux parties :

- **unité de base** : elle comporte un moteur à courant continu de vitesse maximale de 4000 tr/mn et une puissance de 5KW, ainsi un réducteur de vitesse, une cellule de charge qui nous permet d'avoir des charges allant jusqu'à 40N.
- **Boîtier d'affichage** : il comporte un port de connexion qui le relie à l'unité de base, ainsi un afficheur de la vitesse et de la force appliquée.

Les paramètres retenus pour les essais sont une vitesse de glissement de 0,5 m/s et quatre charges normale de 10,15, 20 et 25N correspondant à l'application industrielle recherchée. L'ensemble des essais a été effectué sans lubrification, dans l'air du laboratoire, pour une durée nominale d'essai comprise entre 5 et 20min.

V.5.3 Acquisition au cours de l'essai

Les paramètres peuvent être enregistrés en continu :

- Le coefficient de frottement, déduit de l'effort normal N et de l'effort tangentiel T ;
- l'effort normal, déduit de couple par la charge appliquée et le bras de levier.

L'effort tangentiel T est enregistré par un capteur de force à jauges d'extensomètre intercalé entre le poids et le bras de levier. On peut aussi évaluer la perte de masse des revêtements à l'aide d'une balance analytique de précision.

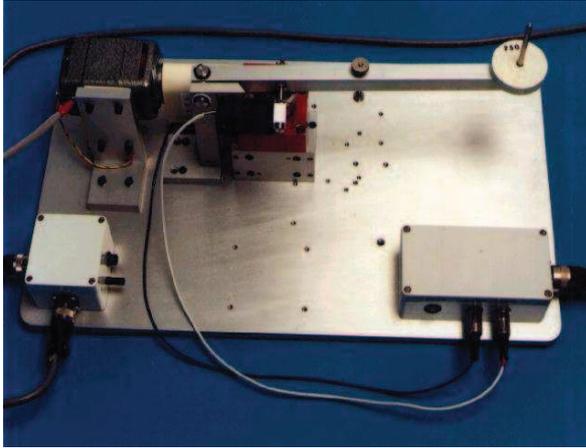


Figure V.18: Tribomètre TE 91

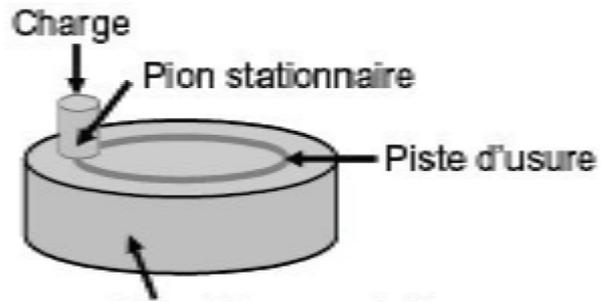


Figure V.19 : L'essai pion-disque

V.5.4 Résultats des tests du frottement et d'usure

Les résultats des coefficients du frottement, forces tangentielles et de taux d'usure relative au disque et au pion revêtu sont illustrés dans les figures ci-dessous :

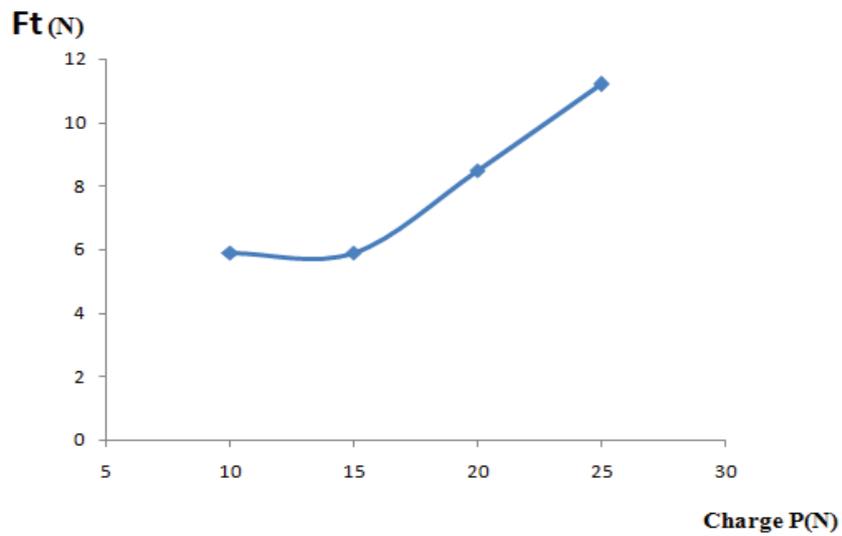


Figure V.20 : Variation de la force tangentielle en fonction de la charge normale

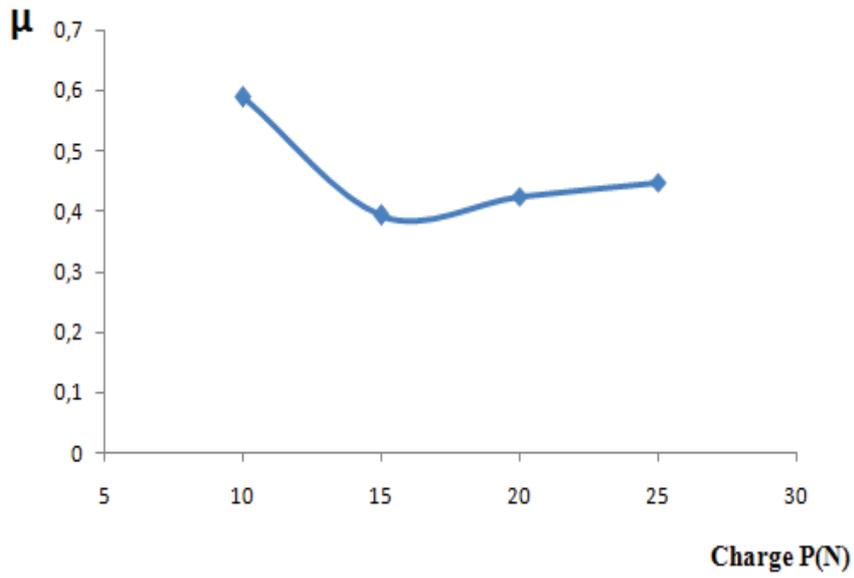


Figure V.21: Coefficient de frottement du revêtement en alliage de cuivre

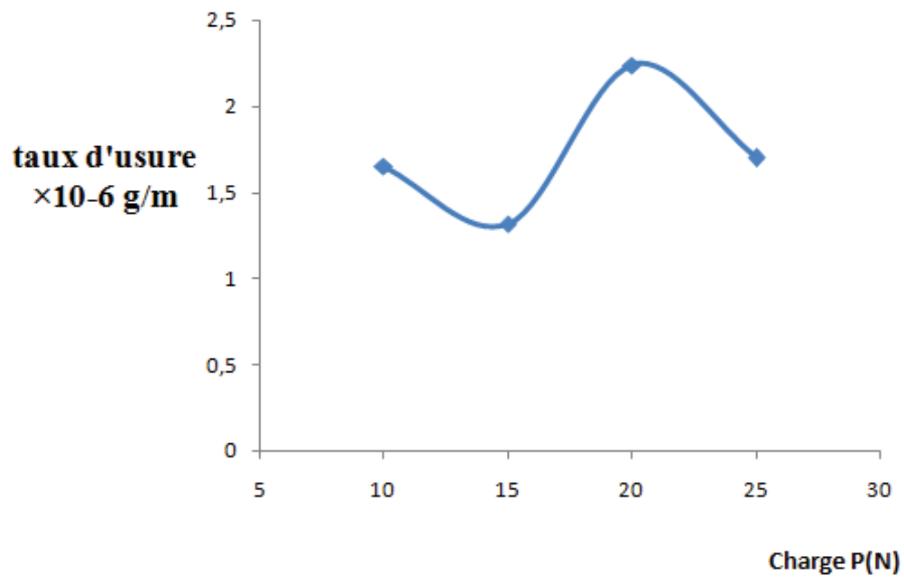


Figure V.22 : Taux d'usure du pion revêtu

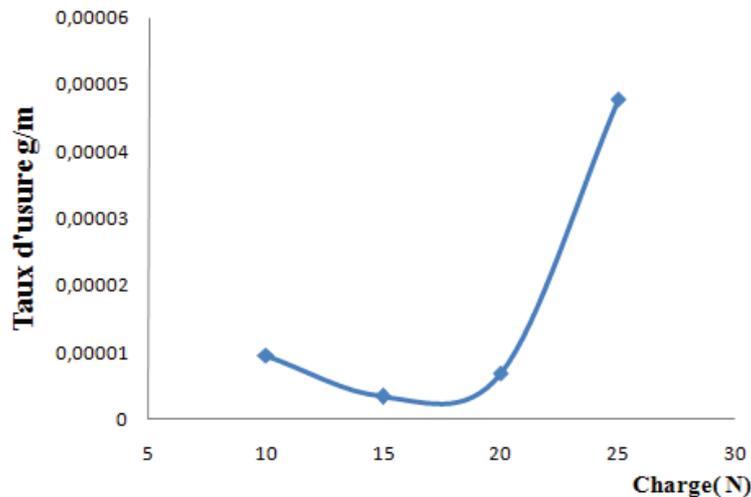


Figure V.23 : Taux d'usure du disque en fonction de la charge

V.5.5 Interprétation des résultats

La *figure V.21* relative au pion revêtu en alliage du cuivre testé à température ambiante présente deux zones distinctes. Jusqu'à environ une charge de 15N d'essai, le coefficient du frottement diminue rapidement. Dans la deuxième zone le coefficient croît de manière régulière pour se stabiliser vers 0,42. A la fin d'essai, on constate une augmentation du coefficient de frottement à une valeur égale à 0,44.

La diminution du coefficient de frottement, en fonction de la charge est due à la croissance de la perte de masse absolue, qui est l'œuvre des forces tangentielles qui variation est proportionnel au coefficient de frottement. Ce que veut dire, la diminution de coefficient du frottement est une conséquence de l'augmentation des forces tangentielles, ce qui fait que les déformations plastiques deviennent considérables, à leur tour engendrent une diffusion des atomes d'oxygène. Celles-ci, sous l'effet de la température peuvent conduire à la formation des couches d'oxydes qui jouent dans la plupart des cas un rôle ambigu pouvant être parfois une source de détériorations des surfaces ou bien un rôle protecteur comme étant un lubrifiant vis-à-vis de l'usure.

Le frottement sec est dû aux irrégularités des surfaces en contact, il est généralement plus grand pour des surfaces rugueuses que pour des surfaces polies, il dépend en outre de la nature des pièces en contact. Donc, on peut expliquer l'augmentation de coefficient du frottement à des faibles charges par le fait que sous l'effet de la température, les aspérités de la surface du pion et du disque heurtent le long de l'interface, ce qui produit des arrachements et se traduit par une perte de matière, puisque les surfaces réelles d'un contact n'est jamais géométriquement parfaites et la force appliquée se répartit sur un grand nombre d'aspérités. On peut justifier la stabilité du coefficient de frottement au voisinage de 20N par le régime stationnaire du frottement où la perte masse est pratiquement lente. Une augmentation légère est observée à 25N, elle est due à l'usure de revêtement, donc ne s'agit pas du même contact, il devient acier sur acier et ce ci, on peut le voir clairement, si on observant la *figure V.24*.

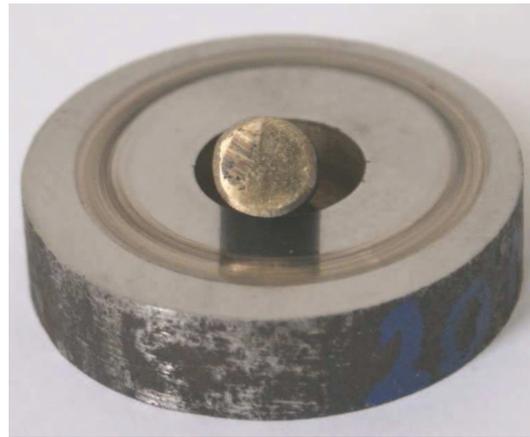
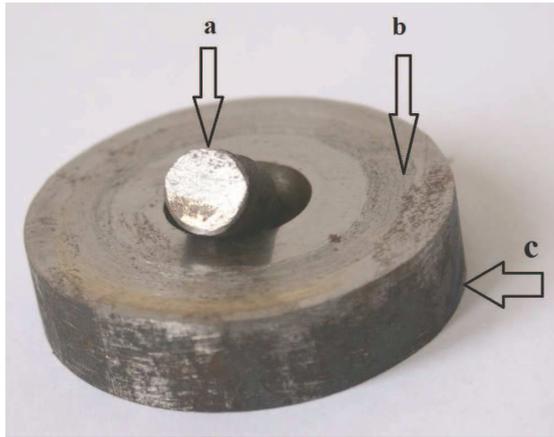


Figure V.24 : usure du revêtement **Figure V.25** : Piste d'usure avec débris du dépôt

(a) : pion usé complètement ; (b) : piste d'usure ; (c) : disque

Pour la courbe de taux d'usure du pion, on constate trois zones distinctes, la **zone 1** est caractérisée par une diminution due à la perte de masse absolue jusqu'à une charge de 15N, ceci est dû au décroissement de l'aire réelle du contact, ce qui engendre des contraintes de déformations locales très élevées, d'où possibilité de microrupture. La **zone 2**, l'usure augmente rapidement entre 15 et 20N, dû aux déformations plastiques des aspérités qui peuvent se souder, alors la force de frottement est directement reliée aux contraintes du cisaillement de jonctions formées. Le décroissement de l'aire réelle est généralement provoqué par les pores formés lors de la projection, qu'on peut éliminer par post- traitement.

Zone 3, une diminution de taux d'usure, on peut expliquer ce comportement probablement par la présence des débris qui restent piégés dans le contact, et les aires réelles de contact s'accroissent et assurent un rôle de portance, ces débris supportent les pressions, par conséquent l'usure peut décroître (**figure V.25**).

La courbe du taux d'usure du disque comporte deux zones, la première se manifeste par une diminution d'usure jusqu'à la charge de 15N. On peut le justifier par l'arasement des aspérités, d'où l'accroissement de l'aire réelle du contact, ce qui pourrait expliquer pourquoi l'usure n'augmente pas avec la force normale. La seconde subit une augmentation rapide à partir de 15N à 25N le mode d'usure est abrasive c'est-à-dire, il y a arrachement de la matière du disque est ce qui dépend de la microdureté des matériaux en contact.



Conclusion
Et
Perspectives

Conclusion et perspectives

Ce travail d'initiation à la recherche consacré à la caractérisation structurale et mécanique d'un revêtement en alliage cuivreux fait ressortir les principaux résultats suivants :

1- Le métal d'apport pour élaborer le revêtement par projection thermique Flamme fil est un alliage base cuivre de dénomination commerciale bronze d'aluminium contenant les éléments Al, Ni, Fe et Mn

2- La microstructure du revêtement est composée, en plus d'un très faible taux d'oxydes mixtes, d'une matrice biphasée :

- une solution solide de substitution de Ni, Fe, Mn dans le cuivre ;

- de fins précipités globulaires du composé intermétallique Cu_3Al . Ce composé Cu_3Al , dénommé phase b de structure CFC, est tout à fait inattendu du fait que dans le diagramme d'équilibre Cu-Al, il n'existe qu'au dessus de 565°C . Pour notre cas à l'état brut de projection thermique, ce composé reste présent à la température ambiante mais dans un état métastable.

3- L'utilisation du Zn ou Al comme sous couche de liaison pour économiser le bronze d'aluminium n'est pas à recommander du fait qu'ils dégradent fortement l'énergie d'adhésion du revêtement au substrat bien que la présence de l'Aluminium double la valeur du module de Young du revêtement.

4- un préchauffage du substrat à 80°C avant projection thermique améliore sensiblement l'adhésion du revêtement au substrat (l'énergie d'adhésion passe de 25 à 494 J/m^2).

5- L'évolution de la perte de masse du revêtement, pour une durée d'essai d'usure de 2h est pratiquement linéaire pour la charge de 10N et stabilise après 90 mn pour 15 et 20 N.

6- Le coefficient de frottement du revêtement stabilise à partir d'une charge de 15N avec une valeur moyenne de 0,42. Cette valeur présente le seuil minimal pour une utilisation anti usure.



Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] **M. Godet**, *Grand Lyon-Coté Technique, Industrie et technique*, (668), p. 65-66, Novembre, 1989.
- [2] **O. RYNOLDS**, *on the theory of lubrication and its application to Mr. Beauchamp Tower's Experiments, including Experimental Determination of the Viscosity of Olive oil*. *Phil. Trans. Poy. Soc.*, **11**, p. 175-234, 1886.
- [3] **D. Tabor, F. P. Bowden**, *The friction and lubrication of solids*, Oxford (G. B.), Clarenton press, 1954.
- [4] **A. Torrence**, *Debris detachment in plastic contacts, 18nd Leeds Lyon symposium: wear particles: from the cradle to the grave, Tribology Series 21*, Ed. **D. Dowson, C.M. Taylor, T.H.C Child, M. Godet, G. Dalmaz**, Elsevier, p. 49-55, 1992.
- [5] **A. Tronche**, *Contribution à l'étude de dépôts durs projetés par plasma sur des substrats d'aluminium afin de leur conférer des propriétés antiusure et certains qualités de frottement*, Thèse de docteur ingénieur, Université de Limoges, 1986.
- [6] **J. F. Archard**, *Contact and rubbing of flat surfaces*, *J. Appl. Phys*, **24**, p. 981-988, 1953.
- [7] **H. Czichos**, *A system approach to the science and technology of friction, lubrication and wear*, *Tribology series 1*, Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam, Oxford, New York, 1978.
- [8] **Y. Berthier, M. Godet**, *Third Body, 22nd Leeds Lyon symposium on Tribology*, Elsevier *Tribology series 31*, p. 21-30, 1992.
- [9] **Guebla Abdelhamid**, *Procédé et appareil de mesure rapide du coefficient de frottement des corps solides*, Département de transport et équipements des hydrocarbures, Faculté des hydrocarbures et de la chimie, Université M'hamed Bougara de Boumerdes, Avenue de l'indépendance, Boumerdes 35000, Algérie.
- [10] **P. Sutor**, *Solid Lubricants: Overview and Recent Developments*, *MRS*, p. 24-30, May 1991.
- [11] **B. Bhushan**, *On a Semi-empirical Friction Model for Solid-Lubricated Rolling Sliding Contact*, *Wear*, **25**, p. 387-390. 1982.
- [12] **C. Cusano, P. E. Funk**, *Etude de transmissibilité d'un roulement de roulement avec Souplesse monté d'élément dans l'amortisseur poreux de Serrer-Film de roulement*, université de la technologie de Lub., transport. *ASME, Série F 99*, **1**, p. 50-56, 1977.
- [13] **R. J. Rolek, C. Cusano, H. E. Sliny**, *The Influence of Temperature on the Lubricating Effectiveness of MoS2 Dispersed in Mineral Oils*, *ASLE Transactions*, **28**, (4), p. 493-502, 1985.

- [14] H.E. Sliney, C. DellaCorte and W. R. Loomis, *Evaluation of PS 212 coatings under boundary lubrication conditions with ester-based oil to 300°C*, *Surf. Coat. Technol.*, **76-77**, (2), p. 407-4141, 1985.
- [15] *Les revêtements anti-frottement, innovation 128 S. A. Paris, Copyright, 2001.*
- [16] B. Bhushan, B. K. Gupta, *Handbook of Tribology: materials, coatings and surface treatments, chp. 13*, (McGraw-Hill, Inc., New York), p. 267, 1991.
- [17] J. Yahalomn, O. Zodac, *Electrochemical Deposition of Metallic Multilayers for Nanometer Scale Devices*, *J. mater. Sci.*, **22**, 499, 1987.
- [18] D. Yang, C. Jiang; *Chromium-graphite composite coatings: Studies on the Improvement of the tribological properties of chromium plating*, *Trans. Inst Met. Finish*, **97**, (1), 1999.
- [19] M. Pushpavan, N. Arivalgan, N. Sinivasan, P. Santhakumar, S. Suresh, *Electrodeposited Ni-PTFE dry lubricant coating*, *Plat. Surf. Finish*, **83**, (1), p. 72-76, 1996.
- [20] S. Watanabe, Miyake, M. Murakawa. , *Tribological properties of cubic, amorphous and hexagonal boron nitride films*, *Surf. Coat. Technol.*, **49**, (1-3), p. 406-410, 1991.
- [21] S. Miyake, S. Takahashi, *Role of third bodies in friction and wear*, *ASLE Trans.*, 30, p. 248, 1987.
- [22] S. J. Bull, P. R. Chalker, C. Johaniston, V. Moore, *The effect of roughness on the friction and wear of diamond thin films* *Surf. Coat. technol.*, **68-69**, p. 603-610, 1994.
- [23] A. Grill, V. Patel, B. Meyerson, *Tribological behavior of diamond-like carbon: effects of preparation conditions and annealing*, *Surf. Coat. technol.*, **49**, (1-3), p. 530-536, 1991.
- [24] J. Franks, K. Enke, A. Richardt, *Diamond-like carbon-properties and applications*, *Met. Mater. : (Bury St Edmunds)*, **6**, (11), p. 695-700, 1990.
- [25] S. Beauvais, *Etude de l'influence de la porosité sur les propriétés électriques de dépôts réalisés par projection plasma. Thèse doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2003.*
- [26] S. Audisio, M. Caillet, A. Galerie, H. Mazille, *"Revêtements et traitements de surface, fonctionnalités, durabilité, procédés"*, *Presses polytechniques et universitaires romandes, Collection des sciences appliquées de l'INSA de Lyon, Lausanne, Confédération Helvétique, pp. 467-489, 1999.*
- [26] S. Nourouzi, *"Contribution à l'étude du procédé arc-fil pour la réalisation de dépôts métalliques durs résistants à l'usure abrasive"*, *thèse de l'Université de Limoges, 2004.*
- [27] Alain Proner, *revêtement par projection thermique, Technique de l'ingénieur M1645.*
- [28] B. Pateyron, G. Delluc, *logiciel Jets&Poudres, téléchargeable à partir de <http://jets&poudres.free.fr>.*

- [29] **T. Haure**, *"Couches multifonctionnelles élaborées par plusieurs techniques"*, thèse de l'Université de Limoges, **2003**.
- [30] **P. Fauchais, J. F. Coudert, A. Vardelle, A. Grimaud, P. Koumilhac**, *state of the art for the understanding of the physical phenomena involved in plasma spraying at atmospheric pressure*, *Thermal Spray: Advances in coatings Technology*, September 14-17, **1987**, Orlando, USA, Ed. D.L. Houck, ASM International, Materials Park, OH, USA, **PP.11-19, 1988**.
- [31] **Ramachandran, V. Selvarajan, P.V. Ananthapadmanabhan, K.P. Streekumar**, *Microstructure, Adhesion microhardness, abrasive wear resistance and electrical resistivity of the plasma sprayed alumina and alumina-titania coatings*, *Thin Solid Films*, **Vol. 315 (1-2)**, pp. 144-152, **1988**.
- [32] **M. Vardelle, A. Vardelle, P. Fauchais**, *Spray parameters and particle behavior relationships during plasma spraying*, *Journal of Thermal Spray Technology*, **Vol.2 (N°1)**, pp.79-91, **1993**.
- [33] **J. Ilavsky, A. Allen, G. G. Long, S. Krueger**, *Influence of spray angle on the pore and crack microstructure of plasma-sprayed deposits*, *Journal of the American ceramic society*, **Vol.80 (N°3)**, pp.733-772, **1977**.
- [34] **M.F Smith, R. A Neister, R.C. Dykhuizen**, *An investigation of the effects of droplet impact angle in thermal spray deposition*, *Thermal Spray International Applications*, June **20-24, 1994**, Boston, USA, Ed. C. C Berndt, S. Sampath, ASM international, Materials Park, OH., USA, **1994**.
- [35] **M. P. Planche, B. Normand, E. Suzon, C. Coddet**, *The relation between in-flight particles characteristics and coatings proprieties under plasma spraying conditions*, In *Thermal Spray 2001: New surfaces for a New millennium*, May 28-30, **2001**, Singapore, Ed. C.C. Berndt, K.A. Khor, E.F. Lugscheider, ASM International, Materials park, OH, USA, pp.771-777, **2001**.
- [36] **M. Friis, C. Persson, J. Wigren**, *Influence of particle in-flight characteristics on the microstructure of atmospheric plasma sprayed yttria stabilized ZrO₂*, *Surface and coatings technology*, **Vol.141**, pp.115-127, **2001**.
- [37] **Y. Zhu, H. Liao, C. Coddet**, *Transient thermal analysis and coating formation simulation of thermal spray process by finite difference method*, *Surface and Coatings Technology*, **Vol.200 (N°16-17)**, pp. 4665-4673, **2006**.
- [38] **L.Pawlowski**, *The science and engineering of thermal spray coatings*, ISBN -10:0-471-49049-0, John Wiley and Sons, N.Y., USA, **1994**.
- [39] **C. Robert, A. Vardelle, G.X. Wang, X.Y. Jiang, and S. Sampath**, *Microstructure Development During Plasma Spraying of Molybdenum ., part I :Splat Solidification. Proceeding of the 15th International Thermal Spray Conference*, **Vol.1**, Edited by: Christian Coddet, Nice, France, **pp.729, 1998**.

- [40] **P. Demarécaux**, *Adhérence et propriétés tribologiques de revêtements obtenues par projection thermique hypersonique. Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, 1995.*
- [41] **T. W. Clyne**, *Residual Stresses in thick and thin substrate coating in "Encyclopedia of Materials: Science and Technology.4.1.3b, PJ Withers(Ed), Elsevier, The Netherlands, 2001.*
- [42] **S. Kuroda, T. W. Clyne**, *Thin Solid Films, 200, p. 49-66, 1991.*
- [43] **S. Amada, H. Yamada**, *Introduction of fractal dimension to adhesive Strength evaluation of Plasma Sprayed Coating. Surf. Tech., 78(1993)50.*
- [44] **L.I MAISSEL, R. GLANG**, (éditeurs), *Handbook of Thin Film Technology, McGraw Hill, New York, U.S.A., 1970.*
- [45] **R.F. BUNSHAH** (éditeur), *Deposition Technology for Films and Coatings, Noyes Publications, Park Ridge, New Jersey, U.S.A., 1982.*
- [46] **L. PAWLOWSKI** *.The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings, Wiley, Chichester, Angletterre, 1995.*
- [47] **R.F BUNSHAH**, (éditeur), *Deposition Technology for Films and Coatings, Noyes Publications Park Ridge , New Jersey, U.S.A., p.454, 1982.*
- [48] **B. AGUIS, M. FROMENT et al**, *Surfaces interfaces et films minces, Dunod, Paris, 1990.*
- [49] **D. RICKERBY, K.H Stern**, (éditeur) *Metallurgical and Ceramic Protective Coating, Chapman & Hall, London, Angletterre, P.306, 1996.,*
- [50] **G.E.Mc GGUIRE, R.F BUNSHAH**, (éditeur) *Deposition for films and coatings, Noyes Publications, Park Ridge, New Jersey, U.S.A., P.548, 1982.*
- [51] **F.R. BROTZEN**, *Int. Mater. Rev.39, 24, (1994)*
- [52] **C.K. LIN, C.C. Bernot, J. Mater Sci 30,111(1995).**
- [53] **T.VALENTE** *Surf.Coat.Technol.90, 14(1997).*
- [54] **K.J. STOUT, L. BLUNT** *Surf.Coat.Technol.71, 69, (1995).*
- [55] **D. François**, *Essais mécaniques et lois de comportement. Mécanique et Ingénierie des Matériaux, Hermes Science Publications, 2001.*
- [56] **D. Tabor**, « *The Hardness of Metals* », *Clarendon Press Oxford, 1951.*
- [57] **Loubet, J. L.**, *Etude des courbes d'Indentation cas du poinçon conique et de la pyramide Vickers. Thèse de Doctorat, université Claude Bernard Lyon1, France, 1983.*

- [58] Sakai, M., Nakano, Y., and Shimizu S., *Elastoplastic Indentation on heat-Treated Carbons. J. Am. Ceram. Soc.*, Vol.85, n°6, p.1522-28, 2002.
- [59] Suresh, S. and GiannaKopoulos, A. E., *A new method for estimating residual stress by instrumented sharp indentation. Acta Mater.* Vol.46, n°16, p.5755-5767, 1998.
- [60] Hay, J. L. and Pharr, G. M., *Instrumented Indentation Testing. ASM handbook Vol n° 08: Mechanical Testing and Evaluating*, p.231-242, 2000.
- [61] B. AGUIS, M. FROMENT et al, *Surfaces interfaces et films minces*, Dunod, Paris, 1990.
- [62] A. HADNI, *Eléments d'optique: Optique géométrique*, Dunod, Paris, 1971.
- [63] FISCHER-CRIPPS, A.C. *Nanoindentation. New York: Springer.* 197p, 2002.
- [64] Charalambides P.G., Lund J., Evans A.G., McMeeking R.M., *A test specimen for determining the fracture resistance of bimaterial interfaces, J. Applied Mech.* 56 (1989), 77-82.
- [65] M. Laribi, A.B.Vannes, D.Treheux, *on a determination of wear resistance and adhesion of molybdenum, Cr-Ni and Cr-Mn steel coatings thermally sprayed on 35CrMo4 steel, Surface and Coatings Technology* 166, pp 206-212. (2006).



Annexes

ANNEXE 1

Pièces massives en bronze pour les systèmes hydrauliques



Clapet anti retour (10000kg)



Vanne de régulation (9 000 Kg)



Corps de vanne



Corps et couvercle de pompe



Roue de pompe (5000 kg)



Roue de pompe (Ø 2300 mm)

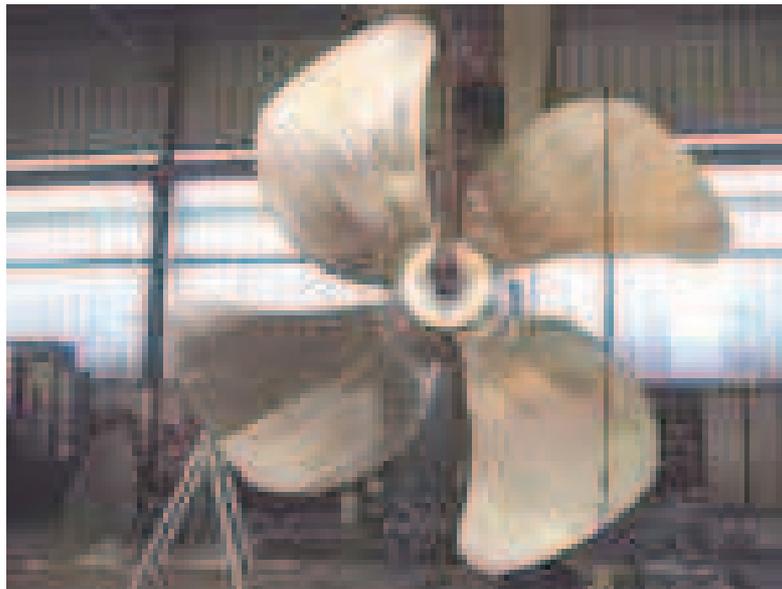
ANNEXE 2

Pièces massives en alliages cuivreux dans l'industrie navale

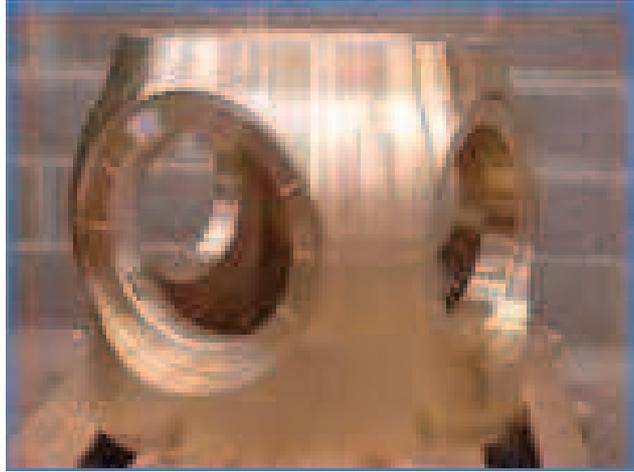
Propulsions navales



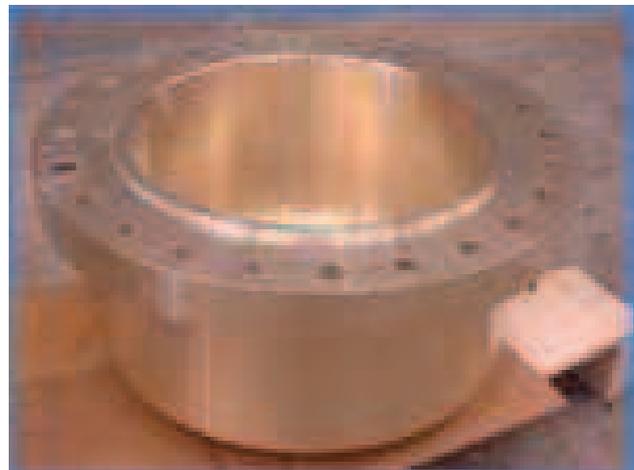
Pale d'hélice



Hélice



Moyeu d'hélice



Pointe de moyeu



Boîte d'échangeur

Annexe (3)
Résultat typique du test de microindentation

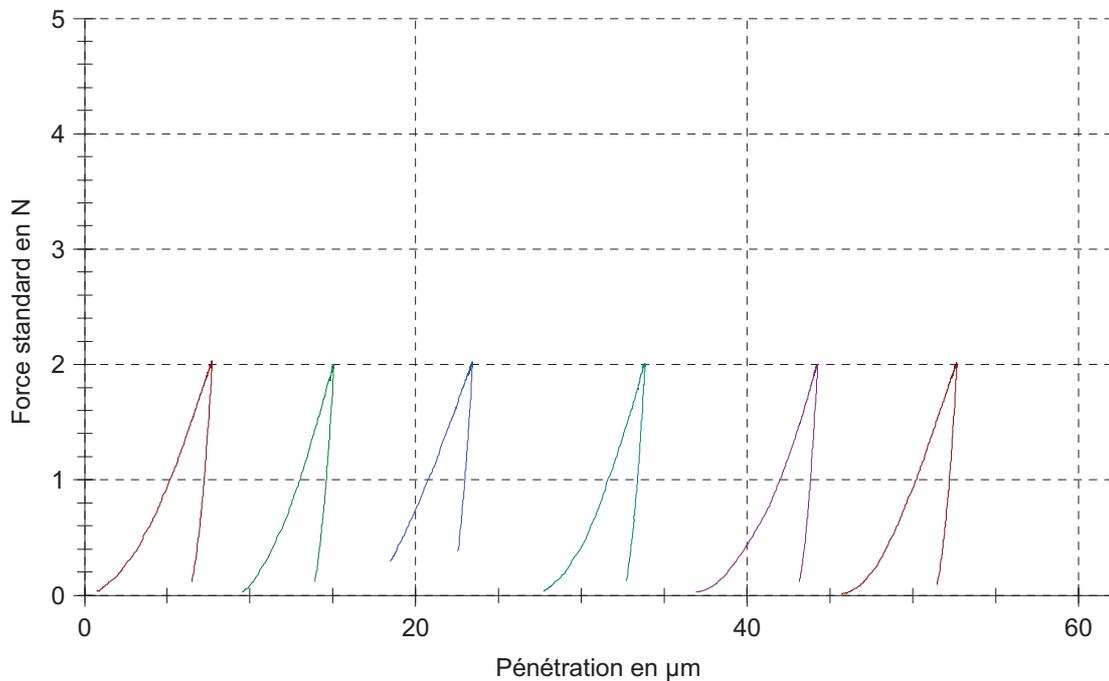
Tableau de paramètres:

Matériel	: duromètre ZHU 2.5
Identification de l'éprouvette	: Système Bronze / Al / Bronze Coupe longitudinale
Type de pénétrateur	: Vickers
Déformabilité de la machine	: 0.0049679 $\mu\text{m}/\text{N}$
Température de l'essai	: ambiante
Données machine	: Commande WN: 175282 Traverse WN: 175282 Force WN: 175283 2.5 kN Mesureur de dureté WN: 175284

Méthodes d'essai:

Type de dureté	:	Dureté Martens
Type de détermination du point zéro	:	Polynôme 2ème classe
Point de charge	:	2 N
Temps d'attente sur point de charge	:	10 s
Vitesse du point de contact	:	50 $\mu\text{m}/\text{min}$
Vitesse de charge	:	250 $\mu\text{m}/\text{min}$
Vitesse de décharge	:	100 $\mu\text{m}/\text{min}$

Graphique de séries:



Résultats:

		E_{IT}	F_{max}	h_{max}	h_{min}	d_h	d_v	HV
Légende	Nr	kN /mm ²	N	μm	μm	μm	μm	
"	1	59,39	2,03	7,684	6,493	46,58	43,15	187,85
"	2	75,69	2,00	6,043	4,912	38,27	38,20	258,64
"	3	87,67	2,02	5,413	4,561	44,42	43,15	197,26
"	4	68,15	2,01	6,814	5,723	44,48	42,79	198,59
"	5	56,07	2,00	8,231	7,160	50,10	47,42	159,01
"	6	62,60	2,01	7,638	6,468	47,20	47,19	169,78

Statistiques:

Microindentations sur le revêtement

Série	E_{IT}	F_{max}	h_{max}	h_{min}	d_h	d_v	HV	h_r
n = 6	kN/mm ²	N	μm	μm	μm	μm		μm
x	68,26	2,01	6,971	5,886	45,17	43,65	195,19	6,190
s	11,76	0,01	1,082	1,006	3,98	3,40	34,79	1,103
v	17,22	0,52	15,52	17,09	8,81	7,78	17,82	17,82

Annexe (4) : Résultats des tests de flexion 4 points

Tableau 2 : Énergies interfaciales de rupture des différents systèmes composites

Echantillons/Paramètres	Pc (N)	Es (GPa)	Ed (GPa)	ν_s	ν_d	e_s (mm)	e_d (mm)	e (mm)	b (mm)	l (mm)	GiF (J/m ²)
ECh1 CuSn/CuSn	1100	1,24E+11	1,24E+11	0,3	0,3	0,00522	0,0009	0,00612	0,00832	0,01	24,59
ECh2 CuSn/CuSn	945	1,24E+11	1,24E+11	0,3	0,3	0,00501	0,00095	0,00596	0,0088	0,01	24,57
ECh3 CuSn/CuSn	1021	1,24E+11	1,24E+11	0,3	0,3	0,00517	0,00098	0,00615	0,00902	0,01	27,42
ECh1 CuSn//Zn//CuSn	808	1,24E+11	1,24E+11	0,3	0,3	0,00529	0,00116	0,00645	0,009045	0,01	17,80
ECh2 CuSn//Zn//CuSn	683	1,24E+11	1,24E+11	0,3	0,3	0,00532	0,00118	0,0065	0,00882	0,01	11,98
ECh3 CuSn//Zn//CuSn	647	1,24E+11	1,24E+11	0,3	0,3	0,00524	0,00108	0,00632	0,00892	0,01	10,95
ECh1 CuSn//Al//CuSn	512	1,24E+11	1,24E+11	0,3	0,3	0,00541	0,00108	0,00649	0,0094	0,01	6,77

Annexe (5) : résultats de test d'usure en termes de perte de masse relative

Tableau 3: les pertes de masse relative au revêtement avec une charge de 10N

Temps/Ech	Ech1 (Mi)	PERTE1 EN %	Ech2(Mi)	PERTE 2EN %	Ech3(Mi)	PERTE 3EN %	MOY EN%
M0	12,9736		14,1397		13,0912		
10	12,9717	0,01464513	14,1258	0,09830477	13,0881	0,02368003	0,04554331
20	12,9714	0,01695751	14,1204	0,13649512	13,0842	0,05347103	0,06897455
30	12,9665	0,05472652	14,1147	0,17680715	13,0811	0,07715106	0,10289491
40	12,9652	0,06474687	14,1105	0,20651075	13,0787	0,09548399	0,1222472
50	12,9592	0,11099464	14,1017	0,26874686	13,0746	0,12680274	0,16884808
60	12,9528	0,16032558	14,0968	0,30340106	13,0701	0,16117697	0,20830121
70	12,9474	0,20194857	14,0928	0,33169021	13,0669	0,18562088	0,23975322
80	12,9393	0,26438305	14,0878	0,36705163	13,0618	0,22457834	0,28533768
90	12,9367	0,28442375	14,085	0,38685404	13,0573	0,25895258	0,31007679
100	12,9365	0,28596535	14,0787	0,43140944	13,0553	0,27423002	0,33053493
110	12,9362	0,28827773	14,0784	0,43353112	13,0537	0,28645197	0,33608694
120	12,936	0,28981933	14,0781	0,43565281	13,0464	0,34221462	0,38981061

V=355tr/mn et une charge Pc=10 N

Tableau 4 : les pertes de masse relatives au revêtement avec une charge de 15N

Temps/Ech	Ech1 (Mi)	PERTE1 EN %	Ech2(Mi)	PERTE 2EN %	Ech3(Mi)	PERTE 3EN %	MOY EN%
M0	13,5501		12,5262		12,9354		
10	13,5268	0,17195445	12,52	0,04949626	12,9104	0,19326809	0,1382396
20	13,4979	0,38523701	12,5072	0,15168207	12,8982	0,28758291	0,274834
30	13,4882	0,4568232	12,496	0,24109467	12,8902	0,3494287	0,34911552
40	13,4776	0,5350514	12,4848	0,33050726	12,8812	0,41900521	0,42818796
50	13,4658	0,62213563	12,4649	0,48937427	12,8643	0,54965444	0,55372145
60	13,4456	0,77121202	12,4566	0,55563539	12,8553	0,61923095	0,64869279
70	13,4447	0,77785404	12,4455	0,64424965	12,8462	0,68958053	0,70389474
80	13,4439	0,78375805	12,4454	0,64504798	12,8484	0,67257294	0,70045966
90	13,4429	0,79113807	12,4359	0,72088902	12,8482	0,67411908	0,72871539
100	13,4427	0,79261408	12,4349	0,72887228	12,8469	0,68416902	0,73521846
110	13,4424	0,79482808	12,4338	0,73765388	12,8458	0,69267282	0,74171826
120	13,4422	0,79630409	12,4325	0,74803212	12,8453	0,69653818	0,74695813

V=355tr/mn et une charge Pc=15 N

Tableau 5 : les pertes de masse relatives au revêtement avec une charge de 20N

Temps/Ech	Ech1(Mi)	PERTE1 EN %	Ech2(Mi)	PERTE 2EN %	Ech3(Mi)	PERTE 3EN %	MOY EN%
M0	13,6145		14,2026		12,8398		
10	13,6095	0,03672555	14,1821	0,18650676	12,8240	0,12305488	0,11542906
20	13,6062	0,06096441	14,1691	0,27800065	12,8008	0,30374305	0,21423604
30	13,6002	0,10503507	14,1500	0,41242628	12,7868	0,41277902	0,31008012
40	13,5947	0,14543318	14,1175	0,64116099	12,7827	0,44471098	0,41043505
50	13,5882	0,19317639	14,0923	0,81851836	12,7730	0,52025732	0,51065069
60	13,5812	0,24459216	14,0715	0,96420478	12,7708	0,53739155	0,58206283
70	13,5692	0,33273348	14,0698	0,97687316	12,7653	0,58022711	0,62994458
80	13,5395	0,55088325	14,0678	0,99094914	12,7568	0,64642751	0,72941997
90	13,5372	0,56777700	14,0676	0,99235674	12,7589	0,63007212	0,73006862
100	13,5289	0,62874142	14,0672	0,99517194	12,7547	0,66278291	0,76223209
110	13,5153	0,72863491	14,0669	0,99728334	12,7536	0,67135002	0,79908942
120	13,5149	0,73157296	14,0667	0,99869093	12,7535	0,67212885	0,80079758

V=355tr/mn et une charge Pc=20 N

Annexe (6) : résultats de test d'usure et de frottement

1) Résultats de test du frottement

Tableau 6 : Les forces tangentielles et coefficients du frottement

Charge normale Fn (N)	Force tangentielle Ft (N)	Coefficient du frottement $\mu = Ft/Fn$
10	5,8854	0,5885
15	5,8854	0,3924
20	8,4896	0,4245
25	11,198	0,4479

2) Résultats d'usure en termes de perte de masse absolue

Tableau 7 : Taux d'usure du revêtement

Charge Fn (N)	M0 (g)	M1 (g)	M2 (g)	M 3 (g)	Temps (mn)	Vitesse (m/s)	Distance (m)	Usure (g)	Taux d'usure (g /m)
10	7,14618	7,14616	7,1452	7,14516	20	0,5	600	0,00098	$1,65 \times 10^{-6}$
15	6,8353	6,83524	6,83446	6,83449	20	0,5	600	0,00079	$1,32 \times 10^{-6}$
20	6,82072	6,82075	6,81938	6,8194	20	0,5	600	0,00134	$2,24 \times 10^{-6}$
25	7,66949	7,66942	7,6692	7,6692	05	0,5	150	0,00025	$1,7 \times 10^{-6}$

Tableau 8: Taux d'usure du disque

Charge Fn (N)	M0 (g)	M1 (g)	M2 (g)	M 3 (g)	Temps (mn)	Vitesse (m/s)	Distance (m)	Usure (g)	Taux d'usure (g /m)
10	179,7374	179,7374	179,7317	179,7317	20	0,5	600	0,00098	$9,5 \times 10^{-6}$
15	187,6258	187,6258	187,6238	187,6238	20	0,5	600	0,00079	$3,3 \times 10^{-6}$
20	187,5713	187,5713	187,5672	187,5672	20	0,5	600	0,00134	$6,8 \times 10^{-6}$
25	179,661	179,661	179,6395	179,6395	05	0,5	150	0,00025	48×10^{-6}

3) Principe de mesure de taux d'usure

$$\text{Usure (g)} = [(M_0 + M_1)/2 - ((M_2 + M_3)/2)]$$

$$\text{Taux d'usure (g/m)} = \text{Usure (g)} / \text{distance parcourue (m)}$$

ANNEXE 7

Le microscope électronique à balayage (MEB)

1.- Principe de la microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage (MEB ou SEM pour *Scanning Electron Microscopy* en anglais) est une technique de microscopie électronique basée sur le principe des interactions électrons-matière (figure 1), capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon.

Le principe du MEB consiste en un faisceau d'électrons balayant la surface de l'échantillon à analyser qui, en réponse, réémet certaines particules. Ces particules sont analysées par différents détecteurs qui permettent de reconstruire une image en trois dimensions de la surface. Lorsque le faisceau électronique entre en contact avec la surface de l'échantillon, les électrons réagissent avec la matière pour produire (cf. figure 1) :

- Des électrons rétrodiffusés :

- o Electrons qui subissent une collision élastique lors du contact avec l'échantillon. Ils sont réémis dans une direction proche de leur direction d'origine avec une faible perte d'énergie

- o La quantité d'électrons rétrodiffusés augmente avec le numéro atomique Z ce qui nous donne une image présentant un contraste d'information chimique.

- Des électrons secondaires :

- o Electrons éjectés des atomes de l'échantillon par les électrons du faisceau.
- o Leurs très faibles énergies ne leur permettent de traverser qu'une faible couche de matière (quelques nm) ce qui permet d'obtenir des **informations sur le relief**.

L'imagerie en électrons secondaires est beaucoup plus utilisée pour la caractérisation des faciès de rupture des matériaux.

- Les rayons X :

- o Rayonnement produit par l'éjection d'un électron des couches intérieures de l'atome. Le vide ainsi formé est comblé par une transition électronique depuis les couches extérieures de l'atome.

- o Les transitions électroniques se font avec émissions de rayons X d'énergies caractéristiques de l'atome. C'est cette énergie qui permet de connaître la composition chimique.

L'énergie des rayons X émis lors de la désexcitation des atomes dépend de leur nature chimique (ce sont les raies caractéristiques). En analysant le spectre des rayons X, on peut avoir une analyse élémentaire, c'est-à-dire savoir quels types d'atomes sont présents. L'analyse se fait par sélection d'énergie (EDS, *Energy Dispersive Spectroscopy en anglais*)

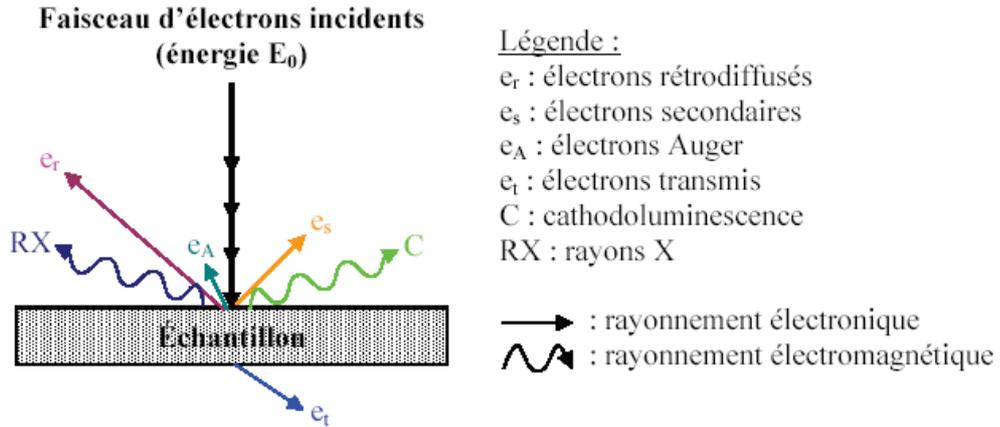


Figure 1. Représentation schématique de l'interaction entre un faisceau d'électrons et la surface d'un échantillon.

2.- Appareillage

Le microscope électronique à balayage (MEB) utilisé dans notre travail est celui du Centre de Recherche Nucléaire d'Alger (CRNA), type ESEM XL30 FEG de marque *PHILIPS*. La source d'électrons est un canon à émission de champ (FEG). Il est équipé de détecteurs d'électrons secondaires, d'électrons rétrodiffusés et d'un système de microanalyse-X (détecteur **EDX**) qui permet de détecter les éléments à partir du bore. La résolution de cet appareil peut atteindre 2 nm en mode électrons secondaires. Le microscope est entièrement piloté par un ordinateur.

Cet équipement nous a permis :

- d'étudier la morphologie du revêtement élaboré
- de déterminer la répartition des différents éléments chimiques constitutifs
- de localiser et d'identifier la nature des différentes phases formées