

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

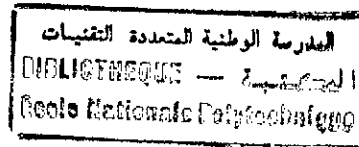
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE



ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
DEPARTEMENT METALLURGIE

MEMOIRE DE MAGISTER EN METALLURGIE

Présenté par ; FERHOUM Rabah
Ingénieur d'état diplômé de L'ENP
Directeur de thèse ; N.MESRATI, Professeur à L'ENP



Thèse

Réalisation et caractérisation d'un multimatériaux à base d'alliage
d'Aluminium AS12

Devant le jury

Mr M. BOUABDALLAH	Président	maître de conférences	E.N.P
Mr M. KASSER	Examineur	chargé de cours	E.N.P
Mr K. ABADLI	Examineur	chargé de cours	E.N.P
Mr K. NECIB	Examineur	Maître de conférences	E.M.P
Mr N.MESRATI	Rapporteur	Professeur	E.N.P

E.N.P, 10 Avenue Hassen badi El-harrach, Alger.

Octobre 2002

الأغلفة الميكانيكوحرارية المعمول بها أُنتجت عن طريق الشعلة الحرارية ب قوس كهربائي، بذلك تحصلنا على المادة المعدنية المركبة

AS12/S.C.Ni-Cu-Sn/bronze ، AS12/S.C.Ag-Cu-Sn/Bronze

AS12/S.C.Ni-Cu-Sn/Thermanite, AS12/S.C.Ag-Cu-Sn/Thermanite

لتحسين الالتصاق على سطح المعدن الأصلي AS12 إستعملنا الطريقة الحرارية Slurry - Coating

لقد أهتمنا بصفة خاصة بالخواص الفيزيوكيميائية و الميكانيكية لمادة النتائج المتحصلة عليها.

Résumé

Les revêtements thermomécaniques utilisés ont été réalisés par la technique de projection thermique à « arc électrique ». Ainsi, on mis au point des multimatériaux composés de AS12/"S.C. Ag-Sn-Cu"/bronze, AS12/"S.C. Ni-Sn-Cu"/bronze, AS12/"S.C. Ag-Sn-Cu"/Thermanit et AS12/"S.C.Ni-Sn-Cu"/Thermanit.

Pour améliorer l'accrochage sur la surface du substrat à base d'alliage d'Aluminium (AS12) décapé, on a appliqué le traitement thermique Slurry-Coating (S.C.) et/ou la projection thermique du composé « Ni-Al ».

On s'est intéressé en particulier à la caractérisation physico-chimique et mécanique des interfaces des différents systèmes élaborés.

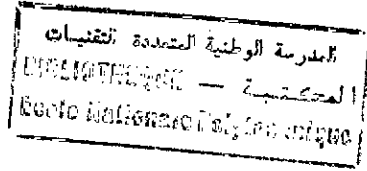
abstract

Covers thermomécaniques used were realized by the technique of thermic projection with "electric arc". So, one finalized(worked out) by multimaterials consisted of AS12 / " S.C. Ag-Sn-Cu " / tan(sunbathe), AS12 / " S.C. Ni-Sn-Cu " / tan(sunbathe), AS12 / " S.C. Ag-Sn-Cu " / Thermanit and AS12 / " S.C.Ni-Sn-Cu " / Thermanit.

To improve the collision on the surface of the substratum on base of miscellany of Aluminium cleaned (AS12), one applied the thermic treatment Slurry-Coating (S.C). And \or the thermic projection of the compound " Ni-Al ". One was interested in particular in the physico-chemical and mechanical characterization of the interfaces of the various elaborated systems.

Mots Clés :

Projection thermique, Multimatériau, Slurry-Coating, Interface, Adhérence, Traitement thermo-chimique.



Dédicaces.

Cette thèse, aussi modeste soit elle et plus qu'on le pense encore, n'aurait pas abouti sans l'encouragement et la patience de ma famille. Aussi, en guise de reconnaissance, je la dédie à :

Ma chère mère dont l'entêtement à mes hésitations n'a d'égal que la noblesse et l'innocence de ses sentiments.

Mon cher père dont le silence est aussi écouté et compris que ses paroles.

Et mes frères et sœurs.

Mes amis.

Remerciements :

La présente étude a été réalisée au laboratoire de Génie des Matériaux du département de métallurgie de l'école nationale polytechnique (ENP) sous la direction de Mr N. MESRATI. Je tiens à le remercier vivement pour les précieux conseils qu'il m'a prodigué tout au long de ce travail.

Que tous les enseignants du département de métallurgie trouvent ici l'expression de mes sincères reconnaissances pour m'avoir formé et permis d'être parmi eux pour mes formations de graduation et de post-graduation.

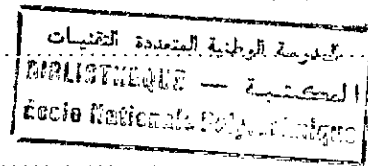
Mes plus vifs remerciements à l'équipe du centre de soudage de Chéraga.

Nous remercions le professeur D. TREHEUX Directeur du département IfoS- MMP de l'E.C.Lyon pour sa contribution

Je reste très reconnaissant envers Mr M.BOUABDALLAH pour l'honneur qu'il me fait en acceptant de présider à la soutenance de ma thèse et envers les membres du jury, Mr K. ABADLI, M.KASSER et K.NECIB pour avoir montré de la disponibilité à juger ce travail.

Chapitre I- Généralités sur les alliages légers et traitements de surface

I-1 Introduction	03
I-2 Propriétés de l'aluminium	03
I-2-1 Propriétés physico-chimiques	03
I-2-2 Propriétés mécaniques	04
I-3 Alliages d'Aluminium	05
I-4 Etude du diagramme d'équilibre Al-Si	06
I-5 Traitements thermiques des alliages d'Aluminium	07
I-5-1 Traitements d'homogénéisation	07
I-5-2 Traitements d'adoucissement	07
I-5-3 Traitements de trempe structurale	07
I-6 Intérêt des traitements de surface et revêtements	08
I-7 Réalisation d'un traitement de surface	08
I-8 Domaines d'applications	10



Chapitre II- Phénomènes de diffusion et réactions interfaciales

Introduction	11
II-1 Rappel sur la diffusion	11
II-2 Etude des couples de diffusion	13
II-3 Relation couples de diffusion binaire- diagramme d'équilibre	14
II-3-1 Cas de deux éléments partiellement solubles	14
II-4 Déplacement des interfaces	16
II-4-1 Effet SMIGELSKAS- KIRKENDALL	16
II-4-2 Effet Kirkendall en présence de métaux liquides	16
II-5 Interface liquide- solide	17
II-5-1 Interaction liquide - solide	17
II-5-2 Mouillabilité et énergie d'adhésion	18
II-6 Réaction interfaciales	20
II-7 Mécanisme de croissance des phases	21
II-7-1 Modèle de croissance des phases	22
II-8 Problème lié à la germination	23

Chapitre III Réalisation de multimatériaux

III-1 Introduction.....	27
III-2 Projection thermique.....	27
III-2-1 Principe de la projection thermique.....	27
III-2-2 Place de la projection thermique parmi les traitements de surface.....	28
III-3 Différents procédés de la projection thermique.....	29
III-3-1 Projection à la flamme.....	29
III-3-2 La projection à la torche plasma atmosphérique.....	30
III-4 Propriétés d'emploi de la projection.....	31
III-5 Propriétés du métal projeté.....	31
III-6 Conditions de projection.....	32
III-6-1 Influence de la distance de projection.....	32
III-6-2 Influence du débit de la poudre.....	32
III-6-3 Porosité.....	32
III-6-4 Adhérence des dépôts.....	33

Chapitre IV. Partie expérimentale

Introduction.....	34
IV-1 Critères de choix des matériaux.....	35
IV-1.1. Composition chimiques de l'alliage brut.....	35
IV-1.2. Préparation des échantillons.....	35
IV-1.3. Analyse de la surface après « DÉCAPAGE AU ZINCOATE ».....	37
IV-2 Choix des compositions de la suspension de SLURRY-COATING.....	40
IV-3 Elaboration de la suspension.....	41
IV-3.1. Dépôt de la suspension.....	42
IV-3.2. Cycle thermique.....	42
IV-3.3. Nettoyage.....	43
IV-4 Equipements et appareillages utilisés.....	43
IV-5. Elaboration des échantillons par projection thermique.....	44
IV-5.1. Substrat.....	44
IV-5.2. Paramètres de projection.....	44

IV.5.3. Métallisation.....45

Chapitre V Résultats et Interprétations

V.1. Caractérisations physico-chimiques.....46

 V.1.1. Introduction.....46

 V.1.2. Analyse de surface par les rayons X.....46

 V.1.3. Analyse ponctuelle.....48

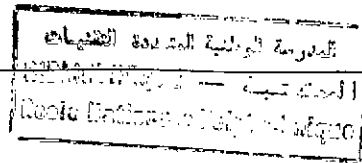
V.2. Caractérisations Mécaniques.....55

 V.2.1. Essai de microdureté.....55

 V.2.2. Résultats des essais de microdureté.....55

V.3. Test d'usure.....59

Conclusion



Introduction Générale

La science de la surface a connu un important essor au cours de ces dernières décennies. Même si on savait depuis longtemps que les propriétés surfaciques et volumiques des matériaux sont différentes, la prise de conscience de l'importance technologique de ces différences et leur mise à profit sont bien plus récentes. La connaissance des surfaces a beaucoup progressé grâce au développement des méthodes de caractérisation qui sont devenues, et qui deviennent encore, de plus en plus performantes.

Les traitements de surfaces existent depuis la nuit des temps ; ainsi les dépôts, notamment de métaux précieux aient été réalisés bien avant l'ère chrétienne.

L'apparition de nouveaux procédés de traitements de surfaces a touché presque tous les domaines et ils sont en passe de prendre une place de plus en plus importante dans divers domaines industriels ; aéronautique, pétrochimie, automobile, etc.....

Les traitements de surfaces sont employés dans le but d'améliorer la tenue à la corrosion, d'augmenter certaines caractéristiques physico-chimiques et mécaniques de la surface, c'est ainsi que les aciers surcarburés sont susceptibles d'augmenter encore leur rendement par différents traitements de surface. Certains traitements sont particulièrement applicables aux outils de coupe comme la nitruration, d'autres aux outillages de découpe, de poinçonnage, par exemple la cémentation [1-3].

Ces traitements de surfaces conduisent à augmenter la dureté superficielle ou à réduire le frottement à l'usure.

Plusieurs procédés de traitements de surfaces ont été mis au point ces dernières années, dans le but d'améliorer les propriétés de surface de certains matériaux sans modifier celles du volume.

qui consiste à déposer des poudres métalliques à la surface d'une pièce à protéger puis à faire diffuser les éléments ainsi apportés en surface. Il s'agit d'une technique très ancienne, développée récemment par certains laboratoires.

L'aluminium est le principal métal non ferreux industriel. De part sa facilité de mise en œuvre (moulage en sable, en coquille, sous pression, laminage, forgeage, filage, étirage, etc.), sa résistance à la corrosion et sa bonne conductivité électrique, l'aluminium et ses alliages ont acquis une place importante dans bon nombre de domaines tels que l'électricité, les industries du bâtiment, de la chimie, des industries mécaniques et aéronautiques ainsi que le matériel électroménager. Cependant, les alliages d'aluminium connaissent des limites particulièrement dans la réalisation de pièces frottantes et celles travaillant à chaud.

Par ailleurs, la mise au point de traitements de surfaces, que l'on applique à une pièce métallique, soit pour en modifier les propriétés superficielles, soit pour la recouvrir d'une couche protectrice a permis d'élargir le domaine d'utilisation des pièces mécaniques[4-6].

Notre travail est divisé en deux grandes parties : dans la première, nous faisons une recherche bibliographique centrée sur les caractéristiques et l'intérêt économique des alliages légers à base d'Aluminium - Silicium, suivie d'une étude sur les phénomènes de diffusion dans les couples solide/solide et liquide/solide, ainsi que la réalisation d'un multimatériau.

La seconde partie, sera consacrée à l'étude expérimentale du procédé de préparation de la surface devant subir le traitement thermo-chimique. A travers le dernier chapitre, nous essayerons d'exploiter nos analyses physico-chimiques et mécaniques pour les différents dépôts ainsi réalisés.

Cette étude sera terminée par une conclusion générale rassemblant les principaux résultats expérimentaux obtenus.

I- Généralités sur les alliages légers et traitements de surface

De par son abondance à des prix compétitifs, l'aluminium et ces alliages présentent de plus en plus un intérêt grandissant dans divers domaines de l'industrie moderne, et afin de mieux situer son importance, nous allons examiner dans ce qui suit les différentes applications réservées jusqu'ici à ces matériaux.

Environ 60% de la production de l'aluminium rentre dans l'élaboration des alliages légers. Ce sont les alliages à caractéristiques moyennes (bonne résistance à la corrosion, mise en œuvre facile,....etc.), qui ont permis l'extension des domaines d'applications souvent en compétition avec d'autres matériaux.

Ces matériaux sont de plus en plus sollicités dans des domaines industriels d'une importance vitale et on ce qui nous concerne on retiendra en particulier le rôle des alliages AL - Si et Al - Ag dans l'industrie moderne.

I-1 Propriétés de l'aluminium

I-1-1 Propriétés physico-chimiques

L'Aluminium, est un élément du troisième groupe de la classification de **MONDELEIEV**. Son nombre atomique est $Z=13$, sa masse atomique est $M=26,97$ grs. Il cristallise dans une structure cubique à faces centrées (CFC) de paramètre $a = 0,4041 \text{ \AA}$ et fond à une température de l'ordre de $660 \text{ }^\circ\text{C}$. Sa densité étant de $2,7 \text{ g/cm}^3$, le classe parmi les métaux légers. Sa résistivité ρ à l'état pur et à une température de $20 \text{ }^\circ\text{C}$ est égale à $2,63 \text{ }\mu\Omega\text{m}$ et sa conductivité électrique est égale à 65% de celle de cuivre.

La position de l'Aluminium dans la série des potentiels électrochimiques le rend très réactif ($E^\circ \text{ Al/Al}^{3+} = - 1,66 \text{ V/ENH}$), ce qui pourrait faire craindre une grande corrodabilité. Cette grande réactivité implique une très forte affinité pour l'oxygène, ce qui fait que l'Aluminium se réactive rapidement avec l'oxygène qui stoppe la réaction d'oxydation en profondeur et permet à l'Aluminium de s'autoprotéger en se passivant (inerte). Cette couche d'oxyde plus ou moins hydratée à une résistance chimique limitée car elle résiste bien dans les solutions d'acide chlorhydrique, sulfurique, et nitrique. Par contre, les bases

attaquent violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par l'anodisation qui est un traitement permettant d'obtenir une couche épaisse d' Al_2O_3 mais poreuse, et qui est ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude.

I-1-2 Propriétés mécaniques

A cause de sa structure cubique à faces centrées, l'Aluminium pur est très bien déformable à froid et à chaud. Sa faible dureté et sa faible limite élastique sont défavorable pour son emploi en mécanique.

Les propriétés mécaniques intrinsèques de l'Aluminium sont les suivantes :

- Module d'élasticité : 6700 Kg/mm^2
- Module de torsion : 2700 Kg/mm^2
- Coefficient de poisson : 0,34
- Compressibilité à $20 \text{ }^\circ\text{C}$: $1,4 \cdot 10^{-3}$ par mégabar

Les propriétés mécaniques de l'Aluminium dépendent :

1. Des traitements mécaniques (forgeage, laminage....)
2. Des traitements thermiques (trempe, recuit)
3. Des impuretés (Fe, Si, Cu, Mn, Zn.....)

L'Aluminium industriel contient jusqu'à 0,5% d'impuretés qui peuvent avoir différents effets :

- Sur la conductibilité électrique : la présence d'additions ou d'impuretés diminue la conductivité de l'aluminium
- Sur d'autres paramètres :
 1. La présence de Fe et Ni augmente la tenue mécanique à chaud
 2. Ti (de 0,05 à 0,1%) et le Be (de 0,005 à 0,01%) affinent le grain lors de la solidification.
 3. Zr (<0,2%) inhibe le grossissement du grain
 4. Si (0,5 à 0,8 %) abaisse la tenue à la fissuration à chaud, mais
 5. Cr, Mn sont favorables à la résistance à la corrosion.

De façon générale, l'Aluminium présente :

- Une bonne aptitude à la déformation plastique ;
- Une résistance mécanique relativement faible ;

- Une bonne aptitude au soudage, au brassage et à l'anodisation ;
- De très bonnes propriétés cryogéniques ;
- Un excellent comportement vis à vis des agents chimiques et des différentes atmosphères.

La nuance la plus courante est la nuance à 99.5% d'Aluminium. Cette nuance reçoit les applications les plus variées. Elle est utilisée dans les industries du bâtiment et des travaux publics (plafonds, gaines de ventilation, revêtements de façades), les industries mécaniques et des biens de consommation (matériel électroménager, emballage) [7].

I-2 Alliages d'Aluminium

L'Aluminium non allié a des propriétés mécaniques très réduites. L'industrie de l'Aluminium a bénéficié d'une somme de recherches, aussi bien en nombre qu'en qualité. Les méthodes de production et de transformation accomplies ont permis la réalisation d'alliages permettant d'améliorer les caractéristiques physiques, chimiques et métallurgiques de l'Aluminium en lui substituant des éléments entrant en solution solide ou formant des précipités qui entraînent des compositions d'alliages industriels. Les propriétés des alliages obtenues sont déterminées essentiellement par la microstructure des produits correspondants. Cette microstructure est conditionnée par la nature, la qualité et surtout la répartition des éléments d'addition.

Cependant on peut considérer que ces alliages comportent :

1. Une addition principale déterminante pour les propriétés de résistances
2. Des additions secondaires en quantités plus faibles qui ont une action spécifique [8-9].

I-3 Etude du diagramme d'équilibre Al-Si

La connaissance de la structure des différents constituants d'un alliage ainsi que ses propriétés physiques et mécaniques est d'une grande importance, d'une manière générale, quant au choix d'un traitement.

La figure I.1 représente le diagramme d'équilibre relatif à l'alliage :

Al-12%Si.

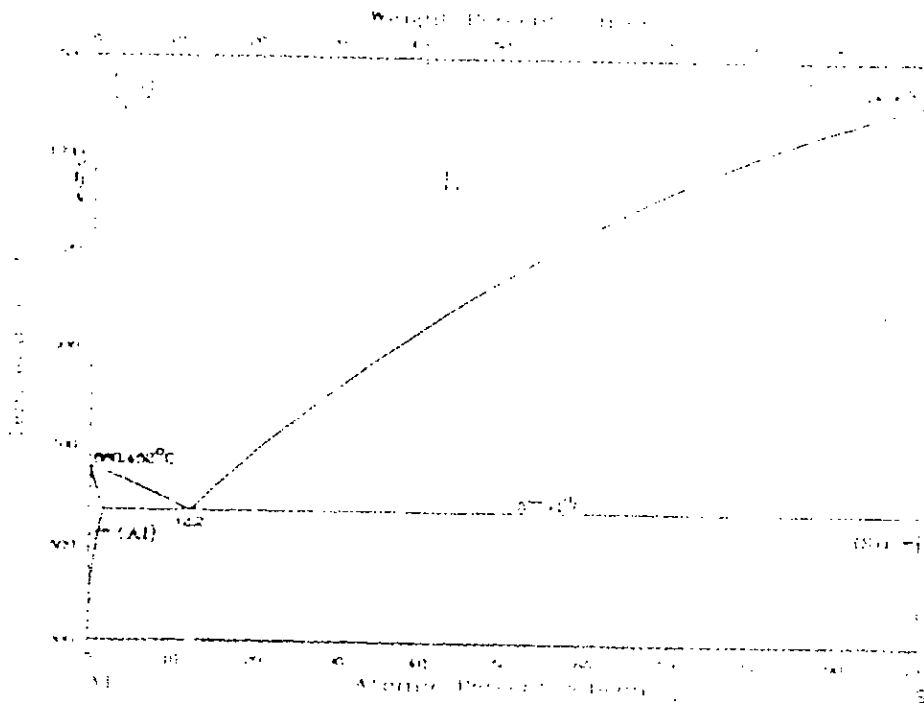


Figure I.1 : diagramme d'équilibre Al-Si [9]

Plusieurs points sont à relever :

La faible étendue de la solution solide a riche en Al

Solution solide riche en Si

La variation de la concentration en Si à saturation en fonction de la température : un eutectique à 11,7% (Wt %Si).

Notons que, plus la teneur en Si augmente plus est facile la mise en forme (amélioration de la coulabilité qui devient optimale pour la composition

Sur le plan industriel, on classe les alliages Aluminium- Silicium en trois catégories :

- Les alliages hypoeutectiques susceptibles d'être traités thermiquement ;

- Les alliages eutectiques utilisés en moulage ;
- Les alliages hypereutectiques ou alliages mères.

Les différentes expériences réalisées sur ces alliages montrent l'existence de trois structures possibles qui dépendent de la finesse des cristaux de silicium et de sa teneur dans la matrice, appelées aciculaire, lamellaire, fibreuse.

Il existe plusieurs procédés industriels pour l'obtention d'une structure eutectique fine :

1. Les modifications au sodium et au strontium, qui conduisent à une structure fibreuse.
2. L'affinage de l'antimoine qui permet d'obtenir une structure lamellaire fine.

Figure 1.2 : Structure aciculaire

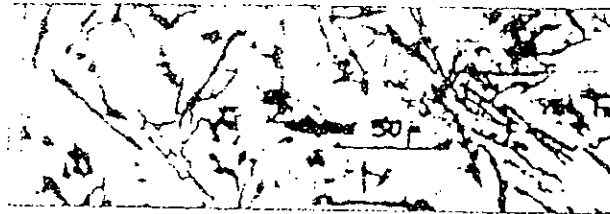


Figure 1.2 : Structure lamellaire

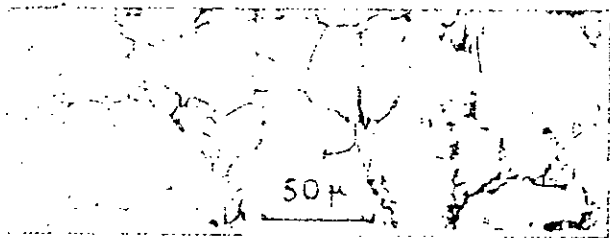


Figure 1.2 : Structure fibreuse

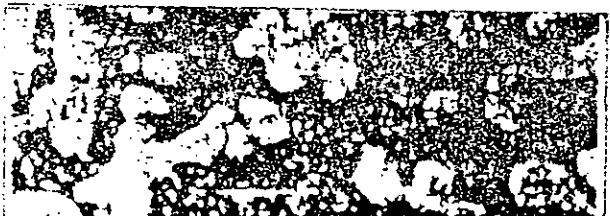


Figure 1.2 : Différentes Structures de l'Alpax à 13% Si [9]

I-4 Traitements thermiques des alliages d'Aluminium

Les traitements thermiques des alliages d'Aluminium peuvent être divisés en trois types :

- Les traitements d'homogénéisation
- Les traitements d'adoucissement
- Les traitements de trempe structurale.

I-4-1 Traitements d'homogénéisation

Ce sont des traitements comportant un chauffage à température relativement élevée allant de 450 à 610 °C suivis d'un maintien à cette température pendant 6 à 48 heures. Ces traitements qui ont pour but de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide, sont appliqués à certains produits bruts de fonderie ou corroyés et destinés le plus souvent à faciliter la transformation à chaud ou à froid (filage, étirage, laminage, forgeage) [10].

I-4-2 Traitements d'adoucissement

Ils ont pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe structurale.

Dans le cas de l'écrouissage, ce sont les traitements de restauration et les recuits de recristallisation.

- Le traitement de restauration est effectué de 200 à 300 °C pendant 1 à 8 heures.
- Le traitement de recristallisation est effectué de 300 à 400 °C pendant 0,5 à 3 heures.

Dans le cas de la trempe structurale, c'est un recuit de précipitation qui consiste en un chauffage assez prolongé à température comprise entre la température de revenu et la température de mise en solution d'un produit important par évolution des précipités provenant des constituants de l'alliage.

I-4-3 Traitements de trempe structurale

Les traitements de trempe structurale des alliages d'Aluminium comprennent une mise en solution solide suivie :

- D'un refroidissement suffisamment rapide pour maintenir à la température ambiante la solution existante à des températures plus élevées.
- D'un traitement de revenu ultérieur à l'ambiante ou à température supérieure qui conduit à un durcissement de l'alliage [11].

I-5 Intérêt des traitements de surface et revêtements

L'apparition ces dernières années de nouveaux procédés de traitements de surface de type thermochimiques, ou par évaporation tel que P.V.C, P.V.D, et plus récemment les projections thermiques, prouve tout l'intérêt et l'importance de tels procédés dans la recherche et le développement de nouveaux matériaux. Pouvant satisfaire les exigences industrielles et stratégiques, là où les techniques d'élaboration classiques sont parfois dépassées ou limitées en ce qui concerne les caractéristiques particulières qui peuvent être recherchées. Ces différentes techniques de traitements de surface sont de plus en plus orientées vers la réalisation et l'élaboration d'une nouvelle génération de matériaux appelés multimatériaux. Ces derniers sont constitués généralement de deux matériaux de nature et de propriétés différentes.

I-6 Réalisation d'un traitement de surface

Le traitement de surface, permet souvent de produire des qualités de surfaces différentes de celles qui existent dans le substrat. En conséquence, une modification structurelle de la pièce traitée peut présenter des propriétés superficielles spécifiques telles que : la résistance au choc thermique, ou la résistance à l'oxydation, ou la résistance à une usure thermique ou électrique.

Suivant les conditions opératoires des couples considérés, le choix des matériaux à traiter, ainsi que la sélection des systèmes de protection reposent sur plusieurs facteurs :

- Tenir compte du domaine d'application du matériau : suivant les conditions d'utilisation et les modes de sollicitations auxquels les matériaux est soumis.
- La nature du matériau de base (substrat) : sa structure, ses constituants, ses propriétés, etc.....
- La structure du revêtement : sa morphologie, ses propriétés, etc.....

Pour les deux derniers points, il faudrait aussi considérer l'interaction entre le substrat et le dépôt, qui se manifeste le plus souvent par des phénomènes de diffusion, mouillage, ou adhésion

Le schéma de la figure, représente le processus d'étude et de réalisation des revêtements et les paramètres extérieurs qui influent sur ces derniers pendant le service :

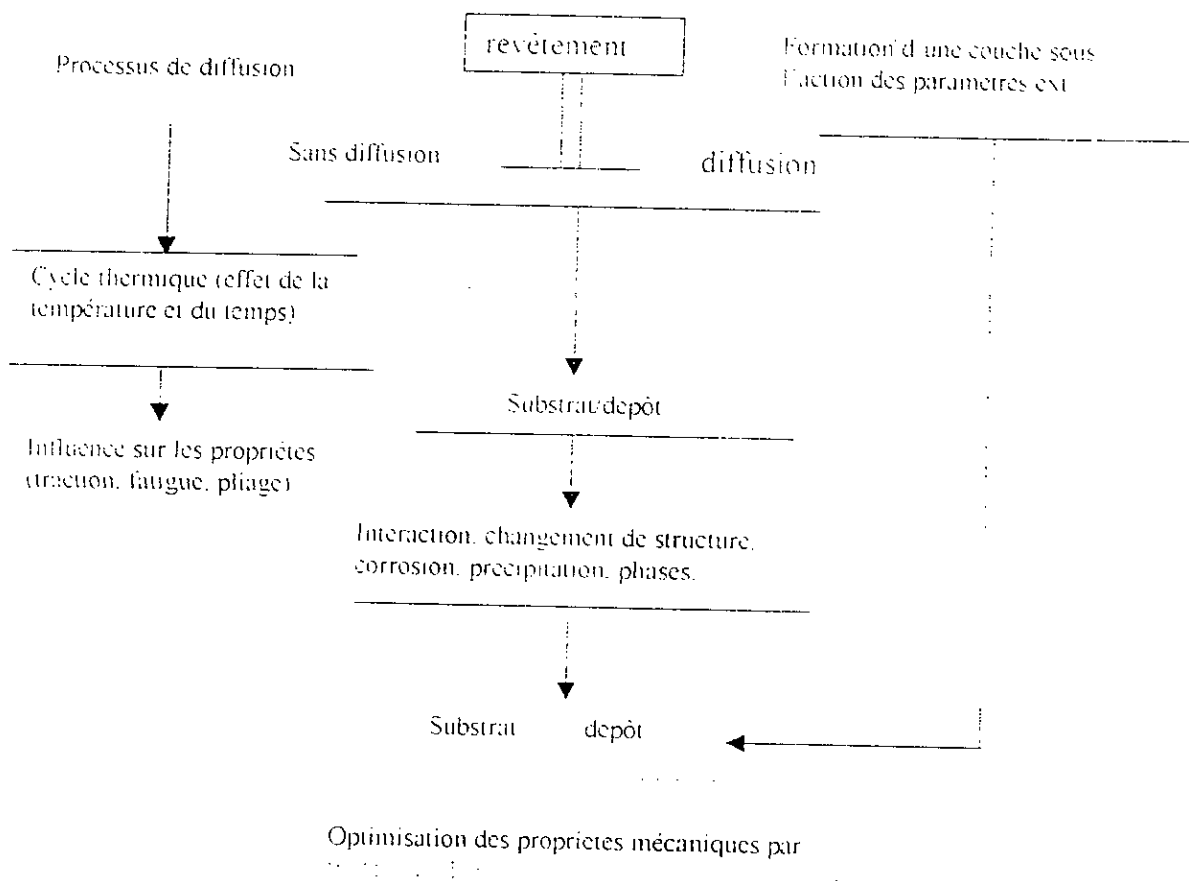


Figure 1.3 : Plan d'étude et de réalisation des revêtements [12]

II- Diffusion et réactions interfaciales

Les traitements superficiels : dépôt suivi d'un traitement thermique, font tous intervenir volontairement les mécanismes de diffusions. Les couches formées seront représentatives du couple métal- dépôt et de son diagramme d'équilibre. La qualité de ces couches dépende de la complexité des cinétiques de réaction aux interfaces, de l'effet KIRKENDALL (porosité), des affinités chimiques multiples et des interactions solide - solde. Dans ce chapitre, nous allons essayer de présenter quelques phénomènes de diffusion et d'exploiter les différents travaux réalisés dans le domaine des interactions liquide/solide et solide/solide [12].

II-1 Rappel sur la diffusion

D'une manière générale, on appelle diffusion le transport de matière associé à la non-uniformité des variables (concentration, contrainte,...), dans un système donné.

- Coefficient de diffusion et la loi de FICK

Par analogie avec la loi de FOURRIER pour l'écoulement de la chaleur ou la loi d'OHM, on dit que le flux d'atomes est proportionnel au gradient de concentration, $\frac{\partial c}{\partial x}$:

$$J = - D \frac{\partial c}{\partial x} \dots\dots\dots \text{II.1}$$

La première équation de FICK permet le calcul du coefficient de diffusion D dans le cas d'un régime permanent, ce qui n'est pas le cas général. La loi de conservation de matière dans un volume donné permet d'écrire la seconde loi de FICK.

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \dots\dots\dots \text{II.2}$$

Cette loi dépend des conditions initiales et des conditions limites.

Au cours du phénomène de diffusion, les atomes sautent de sites en sites voisins, d'une manière aléatoire. l'équation D'EINSTEIN exprime ce phénomène :

$$\text{Ou, } D_B = a^2 \Gamma \dots\dots\dots \text{II.3}$$

a : représente la distance des premiers voisins dans un cristal cubique

ν : représente la fréquence de saut

Pour qu'un atome puisse sauter d'une position à l'autre, des calculs énergétiques montrent que le mécanisme le plus probable est un mécanisme de type lacunaire.

Dans ces conditions, la thermodynamique permet de calculer le coefficient de diffusion :

$$D = \nu_0 \exp(\Delta S_f / K) a^2 \exp(-\Delta H_f / KT) \dots \dots \dots \text{II.4}$$

Où

ν_0 : représente la fréquence de saut

ΔS_f : représente l'entropie de formation des lacunes

ΔH_f représente la somme des enthalpies de formation et de migration des lacunes

K : représente la constante de BOLTZMANN

La détermination expérimentale des coefficients de diffusion est assez complexe. En effet, le coefficient de diffusion dépend de la concentration. Un certain nombre de méthodes existent comme celle de BOLTZMANN-MATANO pour accéder à cette grandeur physique [13].

Mécanismes de diffusion

La diffusion, met parfois en jeu les défauts lacunaires ou interstitiels avec l'agitation thermique comme cause de déplacement. Il s'agit là de diffusion intercrystalline normale, appelée encore diffusion en volume.

A côté de cette diffusion normale, certaines parties du cristal peuvent constituer des voies de diffusion plus faciles que le réseau cristallin. Elles accélèrent le processus de diffusion et sont caractérisées par une énergie d'activation inférieure à celle de la diffusion en volume. Les deux principaux mécanismes sont alors la diffusion aux joints de grains et la diffusion en surface. En effet, un joint de grains ou une surface libre ont généralement une énergie de surface élevée qui favorise la migration [14].

II-2 Etude des couples de diffusion

Nous envisageons, un couple de diffusion A-B, au cours du temps et en fonction de la température, ce dernier est le siège d'une interpénétration des deux éléments A et B dans la zone de jonction $X=0$, donc formation de solutions solides (B dans A et A dans B) étalées en concentration suivant l'axe normal au plan de soudure (**figure II.1**)

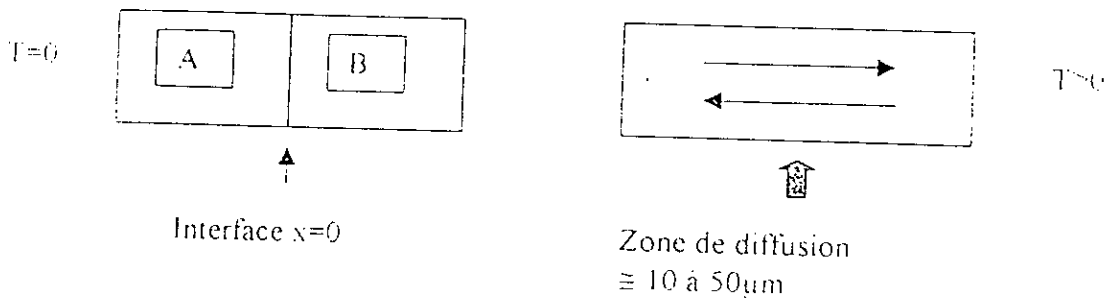


Figure II.1 : couple de diffusion formée par deux métaux purs A et B. Avant la diffusion ($t=0$) et pendant ($t>0$) [14].

Il existe donc ici deux flux de diffusion opposés j_A et j_B qui, au cours du temps, créent une véritable dissolution à l'état solide des deux éléments A et B.

L'étalement des concentrations, en fonction du temps et de la température va dépendre de la forme prise par le diagramme d'équilibre A-B.

II-3 Relation couples de diffusion binaire- diagramme d'équilibre

II-3-1 Cas de deux éléments partiellement solubles

Tout traitement de diffusion effectué en condition isotherme à l'état solide donne un gradient de concentration correspondant à la phase α du côté de A et un gradient de concentration correspondant à la phase β du côté de B (Fig. II-2)

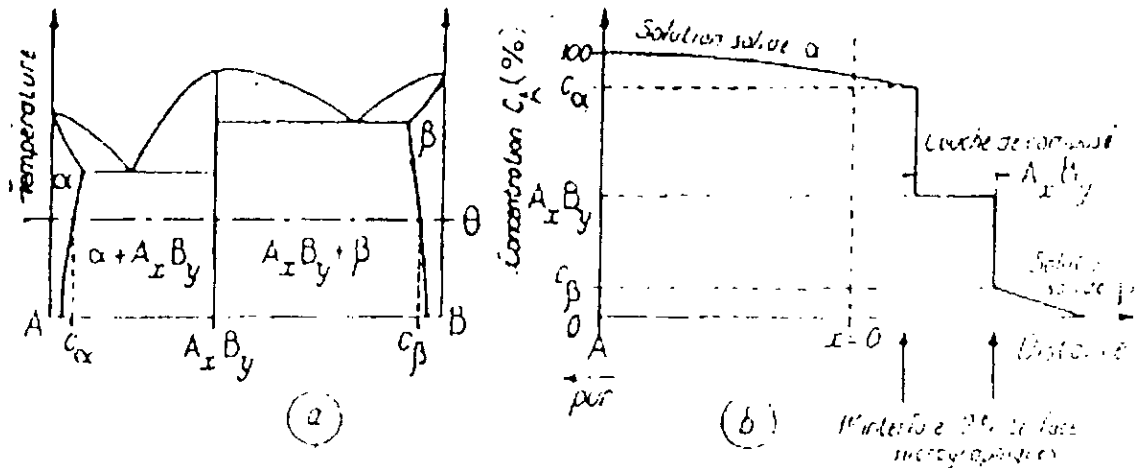


Figure II.2 : gradients de diffusion entre deux métaux A et B non totalement solubles et conduisant à la formation du composé défini A_xB_y [12].

Lorsque la diffusion atteint les limites de solubilité C_α et C_β , elle ne peut se poursuivre qu'en formant, entre les deux phases α et β , la phase intermédiaire A_xB_y .

Au cours du temps, le couple de diffusion A-B se trouve remplacé progressivement par un ensemble de couche de phase α , composé défini A_xB_y , phase β se situant entre les deux parties A et B initiales.

Au niveau des gradients de concentration, les domaines biphasés conduisent à des discontinuités brutales de concentration aux niveaux des deux interfaces limitant la largeur du composé intermédiaire prévue par le diagramme.

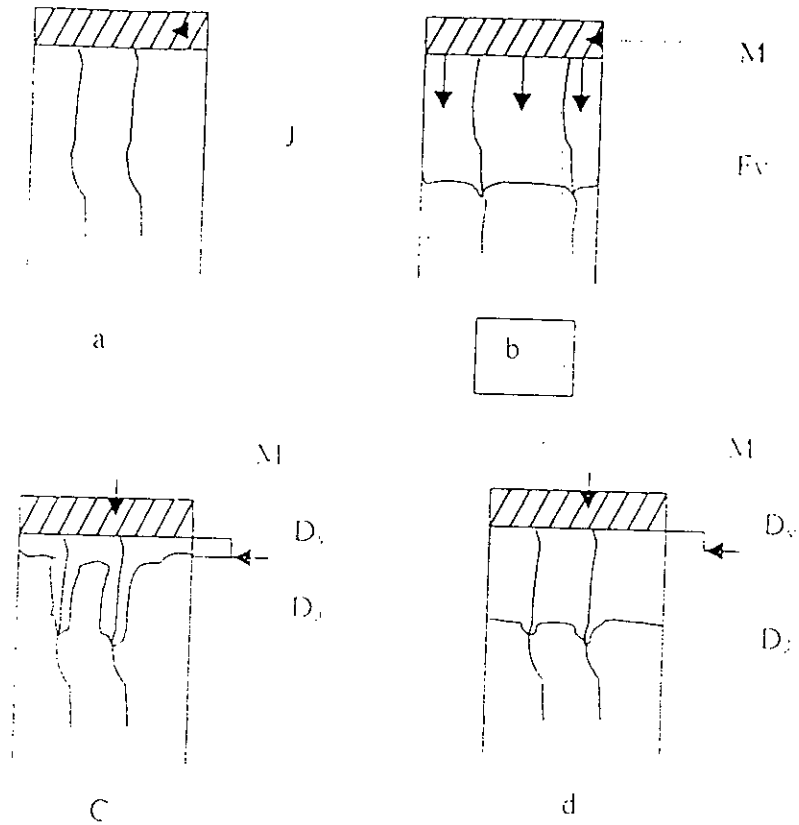


Figure II.3 : Diffusion dans un échantillon polycristallin [12].

Dj : zone de diffusion aux joints de grains

Dv : zone de diffusion en volume

Fv : front de diffusion en volume

J : joint de grain

M : dépôt

(a) Échantillon métallique recouvert d'un dépôt du même métal mais radioactif, avant diffusion ;

(b) Échantillon (a) après diffusion à haute température où prédomine la diffusion en volume

(c) Échantillon (a) après diffusion à moyenne température où prédomine la diffusion aux joints de grains.

(d) Échantillon (a) après diffusion à basse température où la diffusion en volume et la diffusion intergranulaire coexistent avec une importance comparable.

II-4 Déplacement des interfaces

La croissance des couches de diffusion, due au déplacement des interfaces limitant les domaines biphasés, fait intervenir non seulement les solubilités limites encadrant la phase formée mais aussi les coefficients de diffusion D caractéristiques de ces concentrations limites.

II-4-1 Effet SMIGELSKAS-KIRKENDALL

L'inégalité des flux de diffusion j_A et j_B dans un couple binaire A-B, liée à la différence des coefficients de diffusion intrinsèques D_A et D_B des deux éléments, provoque un déplacement de matière plus important vers l'un des côtés du couple par rapport à l'interface d'origine $x=0$. Il s'ensuit que le réseau qui perd le plus d'atomes devient lacunaire (A par exemple, puisque les atomes de l'autre partie du couple (B) n'ont pas eu le temps de venir occuper les sites du réseau A. Dans la zone de diffusion, le côté A du couple a donc tendance à se contracter, tandis que le côté B tend à se dilater et il y a par suite un déplacement de l'interface initiale, comparable à un rattrapage de jeu mécanique (Fig.II.4).

II-4-2 Effet Kirkendall en présence de métaux liquides

Un couple solide - liquide peut conduire à un effet Kirkendall caractérisé par un flux de lacunes en direction du solide qui diffuse le plus vite vers le liquide. L'excès de lacune s'élimine par les joints de grains favorisant ainsi une recristallisation du métal de base au voisinage de la zone de diffusion. Dans le cas contraire, il y aura accumulation de lacunes et formation des pores.

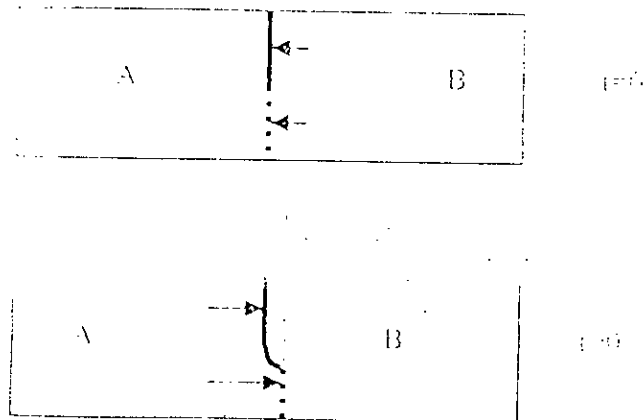


Figure II.4 : Préparation d'un couple de diffusion avec marquage de l'interface initiale pour révéler le phénomène SMIGELSKAS-KIRKENDALL.

II-5 Interface liquide- solide

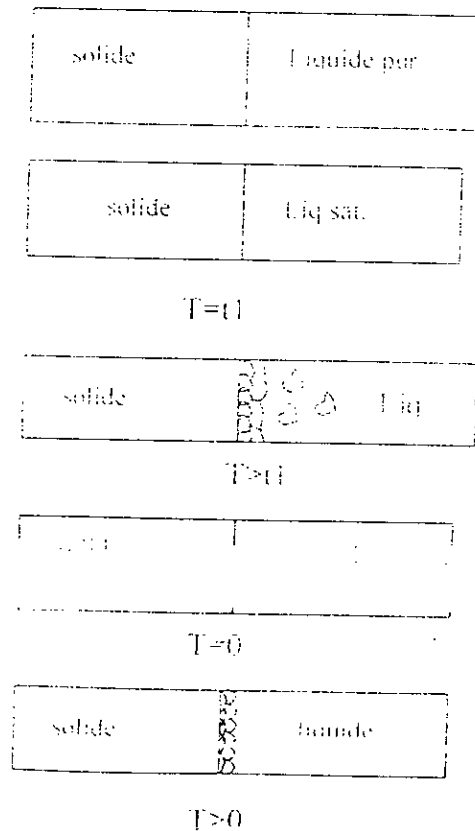
L'action d'un liquide sur un solide généralement considérée sous deux aspects fondamentaux : une corrosion conduisant a la destruction du matériau de base, et la possibilité de formation de couche protectrice (oxyde, corrosion, lubrification, usure, etc)

II-5-1 Interaction liquide - solide

Plusieurs travaux effectués sur l'action d'un liquide sur un solide ont permis de dégager plusieurs mode d'interaction liquide - solide :

- 1. Une diffusion à l'état solide du métal liquide dans le métal solide ;
- 2. Dissolution dans le liquide de métal solide (Cr- Sn) ;
- 3. Diffusion intergranulaire du liquide, et absence de contraintes externes et internes ;
- 4. Apparition au niveau de l'interface liquide - solide d'un ou de plusieurs composés intermédiaires, (Cu - Zn) ;
- 5. Apparition des micros - fissures associées a la pénétration microcristalline (Fe - Ga)
- 6. Aucune interaction apparente entre les deux métaux (Fe - Pb) à $T < 900\text{ }^{\circ}\text{C}$

D'après BUGACOV. La formation d'un composé défini ne pourrait résulter que d'un phénomène de dissolution. Deux cas sont envisagés



1^{er} cas :
 - Pas de réaction chimique aux interfaces
 - Dissolution dans le liquide puis saturation au cours de temps qui conduit à la cristallisation d'une nouvelle phase à partir de liquide.

2^{ème} cas :
 Il y a réaction chimique directe. La phase qui a le point de fusion le plus bas pourrait se former d'abord.

Figure II.5 : Interaction

II-5-2 Mouillabilité et énergie d'adhésion

L'analyse des forces de surface affectant la mouillabilité du métal liquide sur un substrat solide, peut être nécessaire pour comprendre les mécanismes d'adhésion et les facteurs qui influent le contact de métal sur les substrats.

Le point M (**Fig.II.6**) de contact entre les trois phases subit l'influence de trois tensions superficielles. L'équilibre entre ces trois tensions superficielles est donné par l'équation de YOUNG [15-17].

$$\gamma_{SG} - \gamma_{SL} = \gamma_{LG} \cos \theta \dots\dots\dots II.5$$

Nous pouvons relier l'énergie d'adhésion W_{adh} à l'angle θ de raccordement et la tension superficielle du liquide :

$$W_{adh} = \gamma_{SG} + \gamma_{LG} - \gamma_{SL} = \gamma_{LG} (1 + \cos \theta) \dots\dots\dots II.6$$

- γ_{SG} : énergie de surface S/G
- γ_{SL} : énergie de surface S/L
- γ_{LG} : énergie de surface L/G
- θ : angle de contact
- W_{adh} : énergie d'adhésion

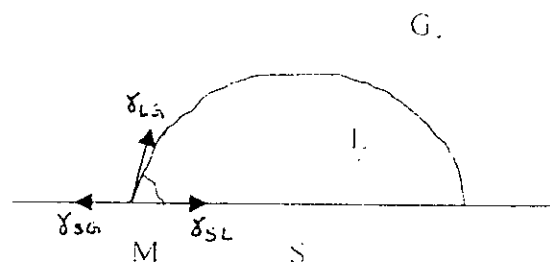
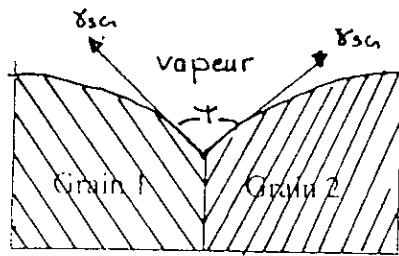


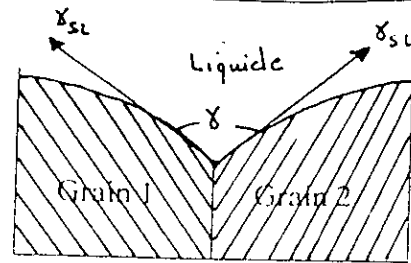
Figure II.6 : Goutte de métal liquide sur une surface plane

La détermination à l'équilibre des angles entre les joints de grains et l'atmosphère ambiante (**Fig.II.6**) et ceux avec le métal liquide permettra de connaître le rapport des tensions interfaciales :

$$\gamma_{SL} / \gamma_{SG} = \cos (\psi / 2) / \sin (\psi / 2) \dots\dots\dots II.7$$



γ_{ss}



γ_{ss}

Figure II.7 : relations des énergies interfaciales : entre deux grains en contact avec une atmosphère ambiante

Figure II.8 : relations des énergies interfaciales : entre deux grains en contact avec un métal liquide

Si la surface est mouillée correctement par le liquide qui s'étale, d'après la formule de YOUNG θ tend vers 0 à l'équilibre.

$$\gamma_{SG} - \gamma_{SL} = \gamma_{LG} \dots \dots \dots \text{II.8}$$

$$W_{adh} = 2\gamma_{LG} \dots \dots \dots \text{II.9}$$

On définit le coefficient d'étalement par la quantité « S » :

$$S = \gamma_{SV} - \gamma_{SL} - \gamma_{LV} = (W_{adh})_{SL} - (W_c)_{LL} \dots \dots \dots \text{II.10}$$

$$S = \gamma (\cos \theta - 1) \dots \dots \dots \text{II.11}$$

Pour un mouillage complet $S = 0 \implies W_{adh} = 2 \gamma_{LG}$

Les deux forces d'attraction, solide - liquide et liquide - liquide sont égales.

D'après l'équation de YOUNG (II.1), comme $\gamma_{SG} = c^{ste}$. Si γ_{LG} ou γ_{SL} diminue, $\cos \theta$ devra augmenter donc θ tend vers 0. Il se produira alors un mouillage par étalement.

Si : $\gamma_{SG} > \gamma_{SL} \implies \theta < 90^\circ$

$\gamma_{SG} = \gamma_{SL} \implies \theta = 90^\circ$

$\gamma_{SG} < \gamma_{SL} \implies \theta > 90^\circ$

$\gamma_{SG} > \gamma_{SL}$ implique une réduction de w_{adh} jusqu'à ce qu'il n'y ait plus d'adhésion

cohésion du liquide.

Si θ décroît d'une valeur supérieure à 90° à une valeur inférieure à 90° , γ_{SL} va décroître jusqu'à être inférieure à γ_{SG} .

Si cette réduction de γ_{sl} a lieu dans le temps, c'est qu'il y a soit une solution de substrat dans le liquide, soit une réaction à l'interface. Il a été prouvé que l'angle de contact change avec la température [18].

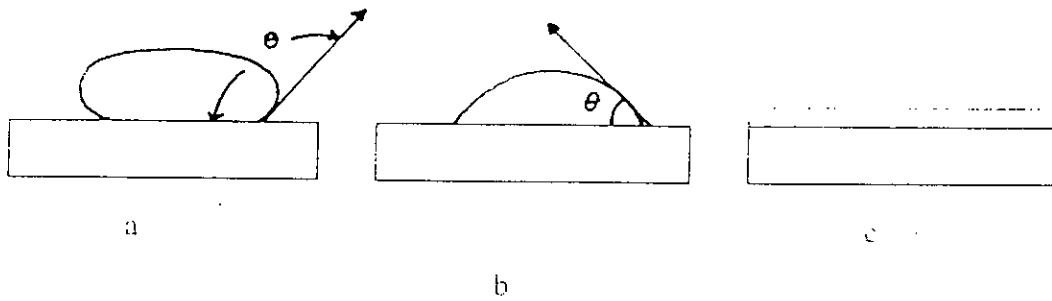


Figure II.9 :

(a) : non mouillage ($\theta > 90^\circ$)

(b) : mouillage ($\theta < 90^\circ$)

(c) : étalement ($\theta = 0^\circ$)

En conclusion, une surface à faible énergie est mieux mouillée par un liquide qu'une surface à forte énergie, à condition que l'énergie interfaciale soit fortement diminuée. D'une façon générale, les réactions entre les métaux liquides et les substrats baissent l'énergie interfaciale et augmentent donc l'énergie d'adhésion, ce qui fait décroître l'angle de contact et améliore le mouillage.

II-6 Réactions interfaciales :

Les traitements de diffusion engendrent, souvent, la formation de nouvelle phase et l'apparition d'un ou plusieurs composés chimiques

La réaction interfaciale met en jeu un solide ou un liquide et elle est régie par le problème de mouillage qui constitue le siège de transfert de matière et de réaction. Mais, c'est le potentiel chimique dans le liquide seul qui a une influence sur cette propriété, ceci est confirmé par l'équation déduite directement de l'équation du bilan à l'interface lors de la diffusion.

$$\left[1 + h \sum \delta_i^2 \right] \dots \dots \dots \text{II.13}$$

V_D : vitesse de diffusion ;

A^h : l'affinité de diffusion qui ne concerne que le fluide ;

v_γ : coefficient d'activité de γ dans une solution ;

l_γ : coefficient phénoménologique.

DESH 1918 [18], par une expérience de diffusion en condition isotherme d'un couple Cu/Zn avait observé la formation des couches de composé intermédiaires qui correspondent avec ceux donnés par le diagramme d'équilibre du couple considéré.

II-7 Mécanismes de croissance des phases :

A l'échelle de quelques couches atomiques de part et d'autre de l'interface, les phases sont supposées en équilibre chimique, thermique et dynamique mais le développement des unes aux dépens des autres résulte de ce qu'on peut appeler l'instabilité des processus interfaciaux.

Notons que les diagrammes d'équilibre thermodynamiques renseignent sur la nature et la composition des phases homogènes qui dans un état limite jamais atteint en pratique devraient coexister à chaque étape infinitésimale de la solidification mais n'indiquent rien sur les morphologies possibles des édifices cristallins correspondants d'ailleurs en pratique inévitablement « hors d'équilibre ». Par ailleurs, ils ont montré que l'absence d'une phase n'est pas due aux conditions de germination, mais bien à celle de croissance [19-20].

II-7-1 Modèle de croissance des phases

En pratique, plusieurs modèles ont été proposés pour décrire le phénomène de croissance des phases lors de l'interaction S/S ou S/L. Parmi ces modèles, nous avons retenu celui proposé par **CAMERON** et qui concerne le couple L/S (**Fig. II.10**).

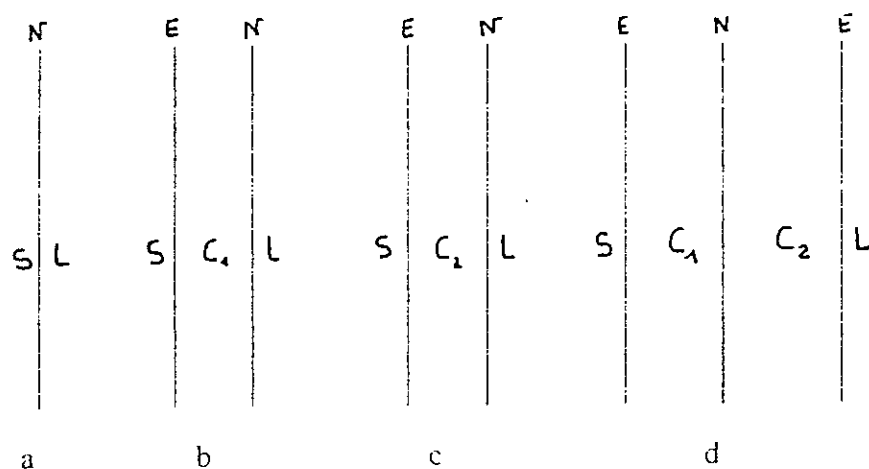


Figure II.10 : Modèle de croissance des couches de diffusion pour une interface L/S [20].

N : Etant l'interface L/S qui est en état hors d'équilibre ;

C₁ : est considéré comme étant la phase intermédiaire prévue par le diagramme d'équilibre riche en atomes du liquide ;

C₂ : correspond à la phase la plus riche en atomes du solide, son apparition est conditionnée par l'équilibre de l'interface S/L.

Plusieurs remarques ont été formulées concernant les observations faites par l'auteur. Il supposa que l'apparition des phases est successive, alors que d'autres ont constaté le contraire dans certains cas, où la formation des composés intermédiaires était plutôt simultanée.

De la même manière, **BLAISE** et **TORONTO** [20] ont proposé un modèle de diffusion et de croissance (**Fig.II.11**) des différentes phases dans le couple Al-Cu.

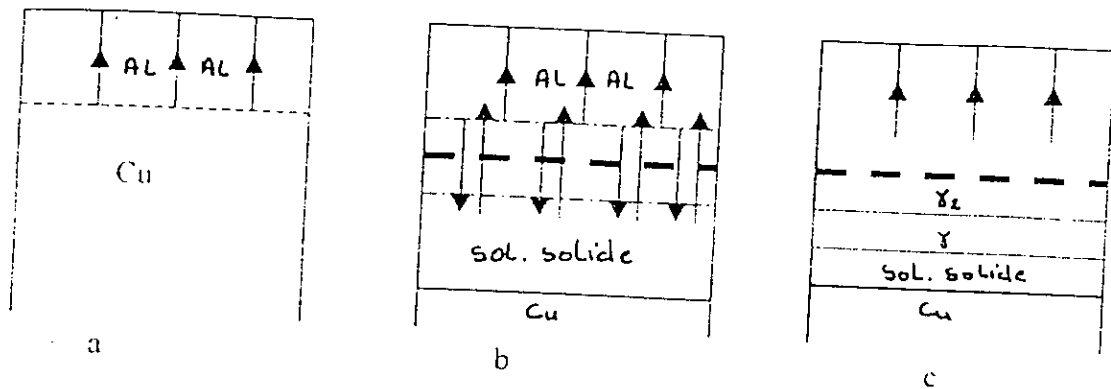


Figure II.11 : Modèle de diffusion et de croissance des phases dans le couple Al-Cu [20].

- (a) : Un flux de cuivre peut diffuser rapidement le long des joints de grains de la couche d'Aluminium, laissant les lacunes en sursaturation sur l'interface ;
 (b) : Deux fronts de diffusion plans qui donnent naissance aux premières phases observées ;
 (c) : La diffusion intergranulaire dans les joints de la couche d'Aluminium qui progresse rapidement vers la surface.

II-8 Problème lié à la germination

Les conditions d'apparition d'une phase intermédiaire, et de l'apparition échelonnée dans le temps de plusieurs phases, ainsi que la différence de comportement de couples formés des constituants A et B purs ou avec un composé AB, dépendent non seulement des cinétiques de croissance mais aussi des conditions de germination des phases intermédiaires.

Au cours de l'interdiffusion, il apparaît une certaine sursaturation de la phase α , suivie généralement d'une précipitation de la phase intermédiaire β . Or, le processus de germination de cette phase est différent de celui de la solution solide α , il s'agit dans ce cas de la formation d'une phase intermédiaire.

Plusieurs approches ont été mises en évidence faisant intervenir les

différents facteurs dans ce processus en particulier, l'enthalpie libre du système qui dépend des énergies :

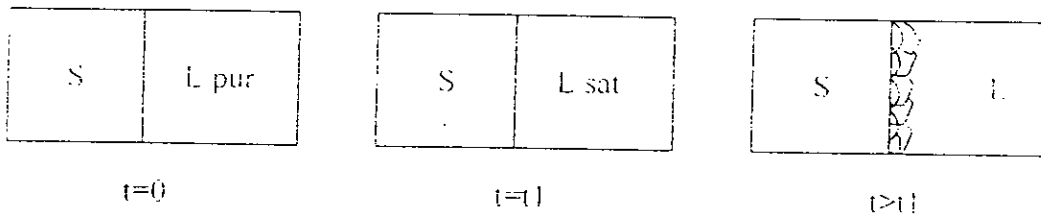
$$\Delta G = d_1 \Delta g_1 + \Delta \gamma \dots \dots \dots \text{II.14}$$

avec $\Delta \gamma = \gamma_1 + \gamma_2 + \gamma_3 \dots \dots \dots \text{II.15}$

Ces problèmes de germination peuvent avoir des conséquences sur l'ordre d'apparition des phases intermédiaire, et qui expliquent pourquoi les phases attendues ne sont pas toujours présentes

Nous donnons à la **Fig.II-12**, une description schématique du processus de formation des phases à partir d'un liquide au cours du temps pour deux cas différents.

1^{er} cas



2^{ème} cas



Figure II.12 : Schéma du processus de formation des phases à partir d'un liquide en fonction du temps [21].

Dans ce cas, deux possibilités sont à envisager concernant la composition et la structure de la nouvelle phase formée :

1^{er} cas :

❖ Aucun composé défini n'est donné par le diagramme d'équilibre, alors la dissolution sera stoppée. Ce qui conduit à la précipitation des cristaux du métal solide dans le liquide :

En effet, si des composés définis existent dans le diagramme d'équilibre, la saturation du liquide conduit à l'apparition de la première phase qui correspond à celle dont le point de fusion est le plus bas. D'autres composés se formeront par la suite, mais ceci dépendra des autres facteurs.

2^{ème} cas :

Existence d'une réaction chimique directe, conduisant à l'apparition d'une nouvelle phase au plus bas point de fusion à l'interface S/L, ce qui réduirait toute dissolution ultérieure du métal solide[21-23].

III Réalisation des multimatériaux

III.1 Introduction

Les sollicitations complexes auxquelles sont soumis les matériaux, imposent bien souvent des caractéristiques particulières, en surface incompatibles avec les propriétés volumiques réclamées par ailleurs. Ainsi, une pièce peut être amenée à présenter globalement une bonne ténacité, une bonne résistance statique ou dynamique en température, tout en offrant des propriétés de surface bien particulières : résistance à l'usure, au frottement, à la corrosion...Etc. Dans ce contexte, la présence d'un dépôt en surface permet bien souvent de réaliser un bon compromis. Ceci a conduit depuis fort longtemps, au développement de nouvelles techniques de traitement de surfaces.

Il existe une très large gamme de traitements traditionnels ou de nouvelles générations. Le spectre des traitements s'étant des traitements chimiques, thermochimiques ou thermiques et microstructurale : cémentation, implantation ionique, faisceau de haute énergie, aux dépôts protecteurs (revêtements électrolytiques et chimiques, dépôts chimiques et physiques en phases vapeur, dépôts projetés), en passant par la formation d'alliages précédés d'un dépôt ou encore aux traitements mécaniques (martelage, grenailage...etc. [24].

III.2 Projection thermique

Les projections thermiques sont des procédés particuliers de dépôt où les particules solides sont injectées dans un gaz à haute température, elles y sont chauffées, fondues, accélérées, et projetées à grande vitesse sur le substrat par lequel elles forment un dépôt de gouttelettes étalées.

Le processus est dit froid, c'est à dire que le substrat est chauffé à des températures très inférieures à celles atteintes par les particules. Lors de la projection, les particules subissent ces transformations physiques, elles sont fondues puis refroidies à des vitesses de refroidissements élevées. Le revêtement est construit particule par particule et a une structure lamellaire.

Les propriétés du revêtement dépendent du matériau du départ, des microstructures obtenues, des contraintes résiduelles produites lors de la

projection et de la porosité du dépôt. Cependant, le système revêtement/substrat est un matériau composite dont les propriétés dépendent aussi de la structure et des propriétés des interfaces présentes.

III.2.1 Place de la projection thermique parmi les traitements de surface

Les techniques de traitement de surface sont diverses, elles permettent de résoudre des problèmes de façon économiquement viable. Pour choisir la solution optimale (nature du revêtement + technologie d'application), il est nécessaire de considérer les techniques potentiellement utilisables :

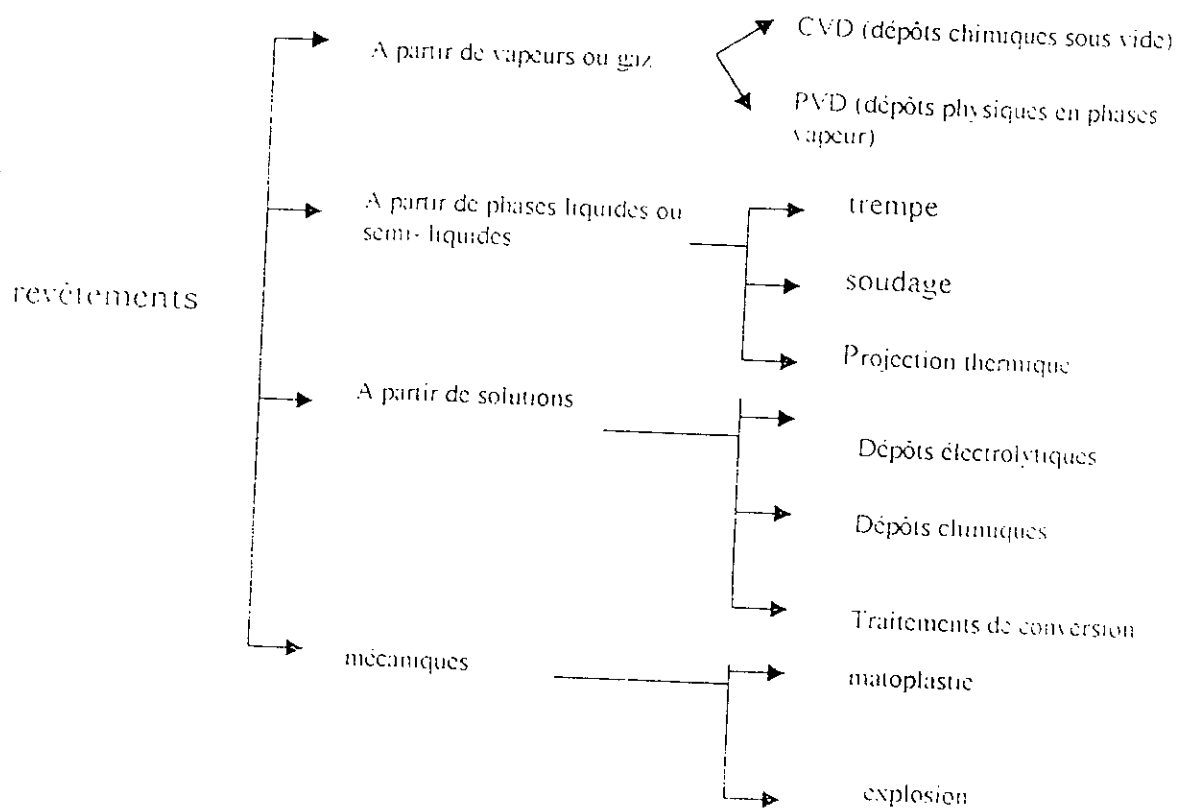


Figure III.1 : Traitements de surface et revêtements

Parmi ces techniques, les plus utilisées sont :

- Les dépôts électrolytiques
- Les dépôts physiques en phases vapeur (PVD) :
- Les dépôts chimiques sous vide (CVD).

Parmi les moyens disponibles pour réaliser les traitements de surface, la projection thermique est certainement la technique qui présente le plus de souplesse et possibilités :

- Quant au choix du couple substrat/dépôt,
- Quant à la taille des pièces traitables des plus grandes aux plus petites,
- Quant au choix du procédé [25].

III.3 Equipement utilisé

Les procédés de la projection thermique commercialisés peuvent être divisés en deux catégories suivant la source d'énergie utilisée : flamme ou arc électrique.

III.3.1 Projection à la flamme

La projection thermique utilise l'énergie thermique provenant de la combustion de gaz est connue sous le nom de projection flamme.

Les matériaux qui ne subliment pas et qui fondent à des températures inférieures à 2800 °C peuvent être projetés à la flamme.

En principe, le mot flamme désigne un mélange gazeux en cours de combustion. La réaction chimique rapide entre carburant et carburant se manifeste souvent par une flamme dont la température dépend des gaz de combustion utilisés. Les trois mélanges les plus couramment employés sont :

- ❖ Hydrogène - oxygène 2600 °C
- ❖ Acétylène - oxygène 3000 °C (utilisé dans notre étude pour la projection du Molybdène)
- ❖ Cyanogène- oxygène 4700 °C.

ou il est pulvérisé et projeté par de l'air comprimé sur le substrat avec une vitesse d'environ 15 m/s.

En théorie, on peut projeter tous les matériaux dont les points de fusion sont inférieurs à la température de la flamme. En pratique, on ne peut pas projeter un matériau plus réfractaire que la Zircon (2715 °C) avec

une flamme oxyacétylénique. En effet, même si les particules sont fondues, leur énergie cinétique étant inférieure à celle des particules projetées par d'autres méthodes (pistolet plasma), elles ne parviennent pas à recouvrir les rugosités du substrat ou de la couche précédemment projetée et par conséquent, le revêtement est très poreux.

Les principaux avantages de cette méthode de projection sont :

- ❖ Rapidité de l'opération ;
- ❖ Amélioration des propriétés de surface ;
- ❖ Facilité de mise en œuvre et son faible coût.

III.3.2 Pistolet à arc électrique

Son principe consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables. Le métal fondu dans l'arc étant en suite projeté sur le support à revêtir par un jet d'air comprimé.

Ce pistolet est alimenté par des générateurs de courants continus. Les tensions à l'arc sont comprises entre 25 et 40 V et les intensités entre 100 et 400 A pour des fils de 1.5 à 2 mm de diamètre. L'air comprimé nécessaire à la projection doit être propre et sec avec un débit d'environ 25m³/h pour une pression d'utilisation de 5 bars.

L'entraînement des fils est assuré par des molettes enserrant et poussant chaque fil. Ces molettes sont mises en rotation soit par des moteurs à air, soit par des moteurs électriques. L'écartement des fils au niveau de l'arc électrique est tenu constant pour éviter les fluctuations de l'arc, qui font varier la dimension des particules projetées. Une console de contrôle permet d'assurer le suivi des paramètres de projection.

Ce pistolet permet de projeter des quantités de métal plus importantes comparativement aux pistolets fils - flamme. Les principaux métaux d'apports projetés sont : Le zinc, Le cuivre, l'aluminium et le titane.

III.4 Propriétés d'emploi de la projection

La grande variété des matériaux projetables confère à la projection thermique un large domaine d'utilisation :

- Amélioration des propriétés mécaniques des surfaces (frottement-usure).
- résolution de problèmes de corrosion (en industrie chimique, en milieu atmosphérique);
- résolution de problèmes d'isolation ou de conduction (électrique, thermique).

Dans la plus part des cas, le revêtement assure plusieurs fonctions à la fois. Par exemple, une bonne conductibilité thermique ou une bonne résistance au frottement devra être associée à une bonne résistance à la corrosion.

III.5 Propriétés du métal projeté

Le revêtement obtenu est d'une nature particulière, intermédiaire entre le métal fritté et le métal laminé. Les dépôts sont cristallins, composés de cristaux fins et de grosseur régulière. La densité du métal projeté est inférieure à celle du métal servant à la projection thermique, elle est d'environ 10% plus faible que celle du métal laminé, cela provient du fait que les particules projetées, tout en s'écrasant les unes sur les autres, peuvent laisser entre elles quelques vides. Le métal projeté est très résistant à la compression et sa dureté est beaucoup plus élevée que celle du métal de départ. Il est assez fragile avec un allongement presque nul et résiste mal à la traction.

La structure du métal projeté, présente l'aspect de gouttelettes rondes soudées les unes aux autres, elle se présente sous forme de stratification.

La résistivité électrique est en général supérieure à celle des métaux laminés. Par suite de sa porosité et sa faculté d'absorber l'huile, le métal projeté a des propriétés d'autolubrification et de résistance de grippage.

III.6 Conditions de réalisation

III.6.1 Influence de la distance de projection

Comme la projection se fait à l'air, les particules projetées commencent à refroidir et ralentir du fait de leur collision avec les molécules d'air, c'est ce qui rend la distance de projection un paramètre important à considérer.

Si la distance de projection est très courte, les particules ne vont pas être fondues complètement et en plus, le substrat peut être surchauffé par suite de contact avec la flamme, ce qui peut provoquer des contraintes thermiques dans le revêtement dont le résultat est le décollement de celui-ci. Par contre, si la distance est trop grande, la particule se solidifie avant l'impact et rebondit hors de la cible, ce qui nuit à la qualité du dépôt.

III.6.2 Influence du débit de la poudre

Les poudres passent plus de temps dans la flamme, ce qui entraîne une augmentation du pourcentage d'oxyde dans le revêtement. D'autre part, l'épaisseur du dépôt croît avec le débit de poudre. Les particules injectées avec un fort débit ne sont que partiellement fondues, il en résulte un manque d'adhérence sur le substrat. L'augmentation du débit de poudre, entraîne ainsi la diminution de la contrainte de rupture qui s'explique d'une part par la mauvaise fusion des particules et d'autre part par la décroissance de la teneur en oxyde.

III.6.3 Porosité

Pratiquement, toutes les particules ont la même direction moyenne lors de leur impact sur le substrat et l'on a donc un effet d'ombre entraînant des porosités.

Les particules liquides, peuvent cependant composer en partie les irrégularités de la surface, mais pas complètement, les trous étroits ne peuvent être remplis entièrement. Les vallées à la surface du substrat ou des lamelles peuvent inclure de l'air ou du gaz entraînant ainsi la création de pores ou des défauts d'adhérence. Cependant, les particules peuvent éclater lors de l'écrasement et la présence de phases volatiles peuvent augmenter considérablement la porosité [27-29].

III.6.4 Adhérence des dépôts

Le problème de l'adhérence des dépôts projetés thermiquement est l'un des points essentiels à résoudre pour obtenir des résultats fiables dans des conditions d'utilisation sévères. Celui-ci est très complexe car il fait

intervenir de nombreux paramètres allant de la préparation initiale de surfaces à la maîtrise de la physico-chimie des matériaux à assembler, sans oublier les conditions de projection et même les points de traitement thermique. L'ensemble de ces problèmes est plus renforcé par des difficultés rencontrées pour la caractérisation de cette adhérence. Pratiquement, on retiendra les conclusions suivantes :

- ✓ Au moment de l'impact, la particule doit être liquide et sa vitesse doit être la plus élevée possible ;
- ✓ Le substrat doit être très propre et le dépôt doit être effectué au plus tard dans les 20mn qui suivent le sablage ;
- ✓ La surface doit être rugueuse afin de faciliter l'adhérence mécanique et d'augmenter la surface de contact ainsi que l'énergie de surface par déformation plastique ;
- ✓ L'adhérence se trouve diminuée si les particules s'évaporent ;
- ✓ Les contraintes résiduelles entre le dépôt et le substrat peuvent entraîner le décollement du dépôt au refroidissement.

III.6.5 Dureté du dépôt

Les matériaux projetés thermiquement sont constitués de particules juxtaposées et liées entre elles. Ceci, se traduit en générale par une dureté sans rapport avec la dureté de chacune des particules, mais représentative de la compacité du dépôt. La dureté des dépôts obtenus dépend toujours des paramètres de projection.

Dans notre cas, nous avons élaboré nos échantillons par la technique de l'arc électrique.

IV- Matériaux et techniques utilisés

Introduction

En général, les matériaux solides (métalliques, organiques, vitreux composites, etc.) présentent nécessairement des surfaces limitatives fonctionnelles ou non, d'où vient l'intérêt et les avantages que peut apporter un traitement superficiel appliqué au préalable sur les surfaces exposées le plus souvent aux sollicitations extérieures.

L'examen de celles-ci a permis d'orienter ces traitements vers les aspects suivants :

- Aspects anti usure ou anti - grippage ;
- Aspects anti- corrosif ;
- Aspects décoratifs ;
- Propriétés superficielles particulières : (physiques, électriques, optiques,.....)

Souvent en pratique, on est appelé à satisfaire certaines conditions qui nécessitent la prise en considération d'au moins deux de ces aspects simultanément.

Cependant, on classe les traitements de surface d'une manière arbitraire de différentes façons, suivant les paramètres à considérer ainsi que la nature du dépôt en relation ou non avec le substrat.

Les caractéristiques les plus recherchées à travers ces traitements sont :

- La continuité du dépôt ;
- La porosité ;
- L'adhérence ;
- La fragilité ;
- La duretéetc.

Outre ces caractéristiques, il faut également prendre en compte tel traitement, d'un autre facteur qui concerne l'aspect économique tant par le coût que par les moyens indispensables pour la réalisation du traitement à l'échelle industrielle.

Dans la pratique, on distingue deux grandes catégories de dépôts :

- Les films ou couche minces dont l'épaisseur est de l'ordre de quelques nanomètre.
- Les dépôts épais avec des épaisseurs allant jusqu'à quelques cm.

Des domaines réservés jusqu'ici aux matériaux dont les propriétés ne peuvent satisfaire les conditions d'utilisation et qui se dégradent rapidement avec le temps. A noter, que l'élaboration de ces matériaux devient de plus en plus coûteuse [30].

IV-1.Critères de choix des matériaux

Nous avons utilisé les alliages d'Aluminium (Alpax) comme matériau à traiter par slurry- coating.

En plus des propriétés mécaniques et physiques (densité, coulabilité,...etc.), ce traitement superficiel confère à ce dernier des propriétés de surface très recherchées pour des applications spécifiques.

Néanmoins, leur faible point de fusion (environ 580°C) limite la gamme d'éléments à déposer sur la surface pour appliquer ce traitement thermo-chimique.

Le choix d'un tel alliage est basé sur les critères suivants :

1. Existence de ces alliages en quantité abondante dans l'industrie à des prix relativement bas ;
2. Ils présentent des propriétés intéressantes associées à celles que le traitement peut leur apporter, comme par exemple la légèreté du matériau avec une protection contre l'usure ou les hautes températures ;
3. Enfin, c'est dans le souci de concevoir un matériau qui soit capable de remplacer certaines pièces élaborées par d'autres procédés aux caractéristiques limitées[7].

IV.1.1.Composition chimique de l'alliage brut

(Tab.IV.1).

Eléments	Al	Si	Cu	Fe	Mn
Composition chimique (% at.)	88	12	1.25	1.24	0.29

TAB.IV.1 Analyse spectrochimique de l'alliage AS12

Les éprouvettes étudiées sont sous forme de disques (diamètre de 20 mm, épaisseur de 5 mm). Fig.IV.1.

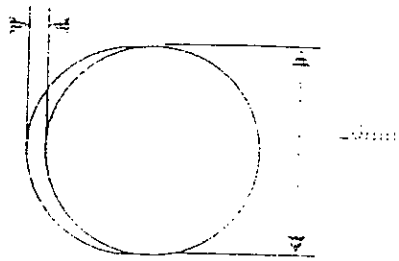


Figure IV.1. Dimensions de l'éprouvette choisie

IV.1.2. Préparation des échantillons

Toute opération de traitement superficiel doit être précédée d'une préparation de la surface qui doit permettre la mise à nu du matériau de base pour éviter tout défaut intérieur de protection.

Dans le cas d'Aluminium, la très grande oxydabilité de ce métal fait que sa surface en contact avec l'air se recouvre aussitôt d'une façon durable. Cette couche, constitue un obstacle à toute diffusion éventuelle des éléments en contact avec la surface, suivie d'une faible adhésion au niveau de l'interface substrat/dépôt.

Pour éliminer cet obstacle, plusieurs solutions ont été proposées, bien qu'une d'elles ne soit entièrement satisfaisante. Nous avons choisi celle qui semble la mieux adaptée à ce type d'alliage.

IV.1.2.1 Procédés de préparation de la surface

La technique choisie pour la préparation de la surface est connue sous le nom de « DÉCAPAGE AU ZINCATE ». Elle comprend plusieurs étapes, à commencer par un polissage au papier 600, un nettoyage au trichloréthylène, ensuite un dégraissage électrolytique en bain alcalin mélangé et enfin la mise en bain dans le « Zincate de soude » pendant quelques minutes.

Cette méthode permet par déplacement chimique d'éliminer la couche d'oxyde d'aluminium et de déposer une couche de zinc très adhérente sur la surface du substrat [31-32].

IV.1.2.2 Les opérations suivies

1. Nettoyage de la surface au moyen de solvants organiques

➤ Mélange solide

- carbonate de soude anhydre47.5%
- métasilicate de soude.....52.5%
- concentration de 30 à 40 %
- temps de traitement 10 à 15 secondes à 75 °c

3. Elimination du film de silicate gélatineux dans un bain à base de HNO_3 + HF

4. Attaque dans un bain H_2SO_4 (175g/l) + acide chromique (35g/l) à 65°C pendant 30 à 120s.

- Rinçage à l'eau courante

5. Mise en bain de Zincate de soude :

➤ Mélange : Oxyde de Zinc.....75 à 120 g/l

Soude caustique.....300 à 600g/l

- Bain utilisé à la température, pendant 2 à 5 mn.

6. Rinçage à l'eau courante + séchage au méthanol

IV.1.3. Analyse de la surface après « DECAPAGE AU ZINCATE »

(Par Microsonde AUGER à balayage et X rasants)

Cette technique utilisée le plus souvent dans l'analyse des couches minces, nous permet de mettre en évidence l'évolution des différents éléments se trouvant en surface.

nous avons pu avoir le profil de l'évolution en concentration du Zinc depuis la surface vers l'interface, les résultats obtenus sont illustrés sur la figure , qui montrent bien que cet élément se dépose en quantité relativement grande en surface.

L'intérêt de cet élément réside sur le fait qu'il est considéré comme un catalyseur de la réaction de réduction des ions Zn^{2+} en Zn^0 dans le diagramme D'HELLIGHAMME. Il est souvent recommandé comme moyen de protection des métaux contre toute oxydation possible en plus du rôle de catalyseur, puisqu'il permet le déplacement des atomes des autres éléments.

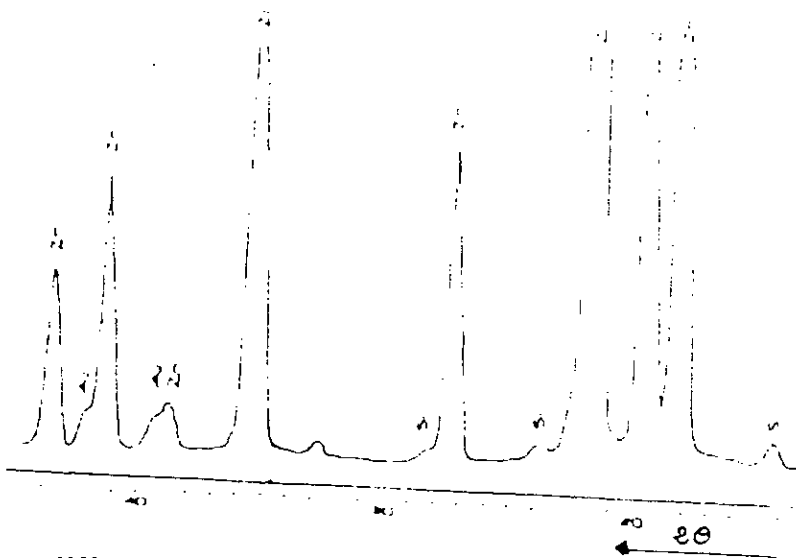


Fig.IV.4 Analyse par diffraction des X rasants de la surface de l'alliage d'Aluminium décapé au bain de Zincate[7].

Des analyses par diffraction X sous incidence rasante (GIXRD), très utilisée dans l'analyse des couches minces, montrent bien la présence du Zinc à l'état métallique sur la surface du substrat après l'opération du décapage.

IV.2 Choix des compositions de la suspension du SLURRY-COATING(S.C.)

Le choix des poudres métalliques, ainsi que les mélanges de poudres préparés pour le traitement de surface par slurry - coating (S.C.), se base essentiellement sur les conditions que nous avons établi sur la base des contraintes liées en particulier à la nature du matériau et à sa faible conductivité thermique. Pour cela, nous avons sélectionné les cas suivants :

- Rendre ces poudres fusibles à très basses températures, ne dépassant pas celle du matériau (Al-Si) ;

- Possibilité de former des composés intermédiaires avec l'Aluminium ou entre les éléments du mélange ;
- Amélioration des propriétés de surface de ces matériaux.

IV.3.Elaboration de la suspension

La suspension est généralement composée de deux éléments principaux :

- Le liant de type (diluante + vernis cellulosique ou venilique) ;
- Les poudres métalliques à l'état pur ou sous forme de mélanges.

Ces poudres ont en général un diamètre allant jusqu'à 10 μm . Les poudres sont ensuite mélangées au liant par agitation.

Pour notre étude, nous avons retenu deux suspensions composées respectivement des éléments suivants :

- 50%Ag-30%Sn-20%Cu
- 55%Ni-30%Sn-15%Cu

IV.3.1 Dépôt de la suspension et cycle thermique

Le dépôt au pinceau de la suspension sera suivi d'un traitement thermique dans des atmosphères bien spécifiques. Dans ces conditions, nous visons un double objectif dont l'un est de mettre les échantillons à l'abri de toute oxydation possible et d'assurer de l'autre côté la diffusion des éléments présents en surface.

La température et la durée du traitement sont fixées suivant la nature et la morphologie des phases que l'on désire obtenir.

En ce qui nous concerne, nous avons fixé la température du traitement entre 500 et 550°C qui correspond au domaine où presque toutes les phases visées existent.

Par contre, le temps est fixé à 3 h, durée jugée suffisante pour la

IV.3.2 Nettoyage

Le refroidissement des échantillons se fait à l'intérieur du tube pour le cas d'un traitement sous vide ou dans l'enceinte du four à atmosphère

contrôlée. Ils sont ensuite brossés sous eau de façon à éliminer les résidus de la suspension.

IV.4. Equipements et appareillages utilisés

Nous avons utilisé pour la circonstance un four tubulaire, une pompe, un régulateur de température et un tube en pyrex. La réalisation du traitement à savoir le traitement superficiel par **SLURRY-COATING** nécessite des conditions bien spécifiques de protection contre toute oxydation possible du matériau.

Les échantillons, placés dans un vide, sont chauffés à l'intérieur d'un four tubulaire réglé à 520 °C.

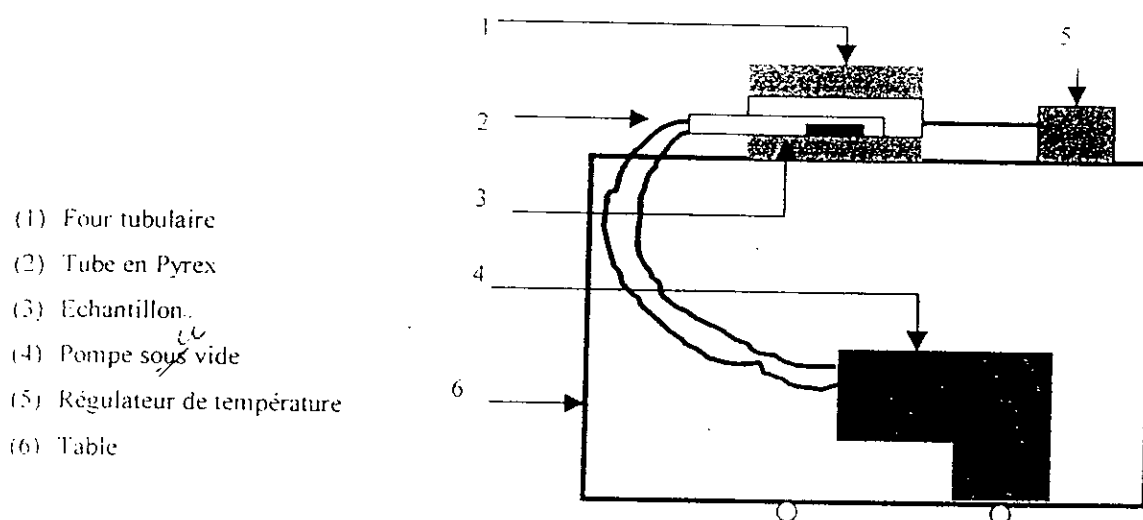


Fig.IV.2. : Schéma du dispositif utilisé

IV.5. Elaboration des Echantillons par projection thermique

IV.5.1. Préparation de la surface

- **Lors du dégraissage** : les échantillons doivent être exempts de tout élément pouvant avoir des conséquences néfastes sur la suite du traitement (salissures, huiles, graisses, suie, ...)
- **Décapage mécanique** : le passage des échantillons à la meule permettra l'obtention d'une rugosité favorable à l'accrochage du dépôt.
- **Sablage** : c'est une opération complémentaire à la précédente. Elle permet l'obtention d'une surface fin prête à recevoir le dépôt projeté. Ce pré-traitement garantit une bonne adhérence.

IV.5.2. Sous couche d'accrochage Ni-Al

La sous couche d'accrochage a pour objectif principal de faire la jonction complète entre le dépôt et le substrat. C'est un paramètre d'une importance primordiale dans l'amélioration de l'adhérence du dépôt au substrat surtout que les différents alliages d'aluminium présentent même à l'état naturel une couche d'oxyde (Al_2O_3) faisant écran et barrière de diffusion.

IV.5.3. Dépôts de projection

Les dépôts sont réalisés à l'entreprise de ROUIBA « Algérie Métallisation ». La composition chimique des différents matériaux choisis sont donnés dans le tableau suivant :

Composés	Éléments								
	%C	%Fe	%Cr	%Ni	%Al	%Si	%Cu	%Mn	%Sn
Bronze						0.39	91.2		7.5
Thermanit	0.132	66.6	18.5	5.5				8.1	

Tableau IV.3. : Résultats d'analyse des matériaux déposés.

IV.5.4. Dispositif et conditions de projection utilisées

Les dépôts métalliques sont réalisés après la projection d'une sous couche d'accrochage « Ni- Al », nécessaire pour une bonne adhérence, et nous avons réalisé aussi des dépôts sans couche d'accrochage.

Dans notre cas, nous avons utilisé un chalumeau oxy-acétylène combiné avec une buse électrique amenant l'air comprimé nécessaire à la pulvérisation qui constitue l'organe de fusion et de projection de métal. Au chalumeau est associé un triple robinet qui l'alimente en gaz carburant et de combustible et en air de projection. Un bloc mécanisme assure l'entraînement du fil, serré entre deux molettes et un moteur à air entraîne le mécanisme.

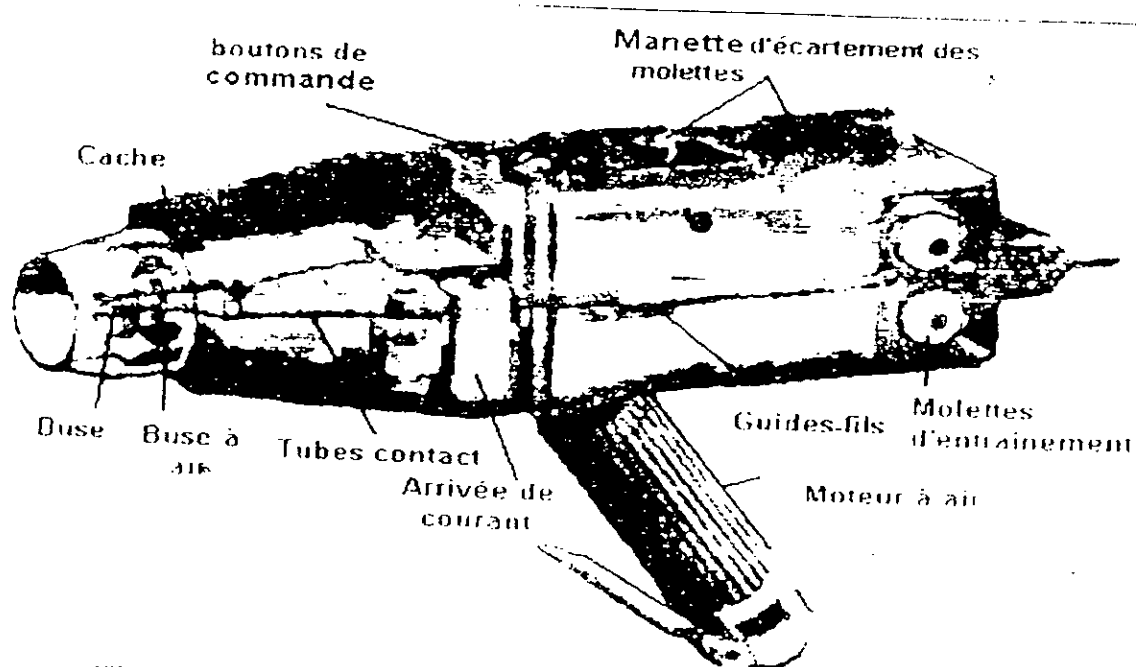


Fig IV.2 : Pistolet à arc électrique [13]

Le pistolet ainsi défini est relié à un appareillage de mesure et de contrôle des pressions et débits de gaz rassemblé sur un tableau. A ce tableau arrivent ordinairement l'air épuré et les gaz déjà détendus en un premier stade à la sortie des bouteilles.

Les paramètres de projection utilisés sont donnés dans les tableaux suivants :

Pression d'air dans le compresseur	4 à 5.5 bars
Pression d'air dans la buse de projection	3 bars
Vitesse d'avance du film métallique	0.064 m/s
Tension du générateur	30 v
Intensité du courant	100 A

Tableau IV.4. : Paramètres de la projection thermique.

Distance de projection	140 mm
Angle de tir	90°
Vitesse d'avance de la buse	4mm/tour

Tableau IV.5. : Conditions de projection thermique.

Les dépôts effectués sont résumés dans le tableau ci-dessous :

Couple à base d'AS12 décapé avec S.C. "Ag-Sn-Cu"	Couple à base d'AS12 décapé avec S.C. "Ni-Sn-Cu"
AS12/ "S.C. Ag-Sn-Cu" /Ni-Al/bronze	AS12/ "S.C. Ni-Sn-Cu" /Thermanit
AS12 / "S.C. Ag-Sn-Cu" /Bronze	AS12/ "S.C. Ni-Sn-Cu" /Ni-Al/Thermanit
AS12 "S.C. Ag-Sn-Cu" /Ni-Al/Thermanit	AS12/ "S.C. Ni-Sn-Cu" /Ni-Al/Bronze
AS12/ "S.C. Ag-Sn-Cu" /Thermanit	AS12/ "S.C. Ni-Sn-Cu" /Bronze
AS12/ Bronze	

Tableau IV.6. : Différents couples élaborés.

V. Résultats et discussions des couples élaborés

Parmi les moyens utilisés pour la caractérisation de l'interface, figurent la diffraction des rayons X, le microscope électronique à balayage et les analyses ponctuelles (qualitatives). Ces techniques permettent d'avoir des informations sur la microstructure, la morphologie et l'adhérence entre les différentes couches ainsi que sur la formation des composés intermétalliques au niveau de l'interface. Une partie de ces analyses a été effectuée au département IROS de l'école centrale de Lyon.

V.1. Analyses des différentes surfaces par les rayons X

L'analyse par diffraction des rayons X de la surface du couple AS12/"S.C. Ni-Cu-Sn", montre en particulier l'existence des composés Ni₃Sn et NiSn (**Fig.V.1**).

Pour le couple AS12/"S.C. Ag-Sn-Cu", on note la présence surtout des composés Ag₃Al, Cu₆Sn₅ et des traces de la phase Cu₃Sn (**Fig.V.2**).

Dans le cas du couple AS12/dépôt de bronze, c'est la présence du cuivre qui est mise en évidence (**Fig.V.3**).

Ces résultats montrent que dans le cas du "S.C. Ag-Sn-Cu", l'argent diffuse dans le substrat et dans le cas "S.C. Ni-Sn-Cu" étudié, on a formation de composés entre éléments de la suspension.

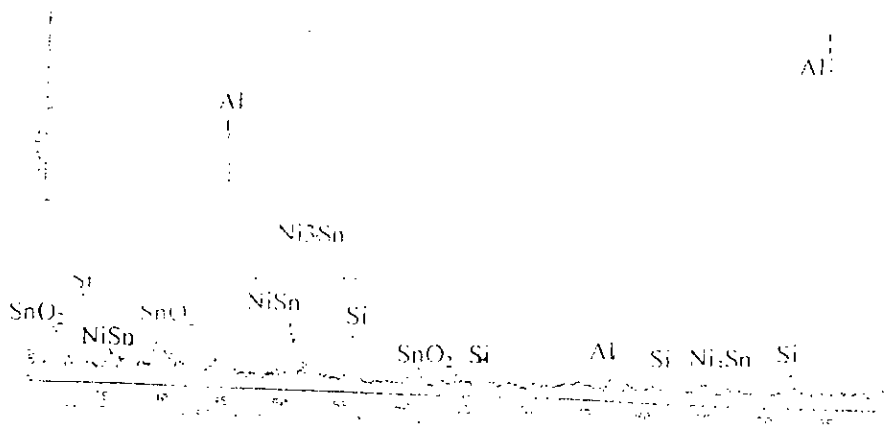


Fig.V.1 : Diffractomètre de la surface AS12/ " S.C. Ni-Cu-Sn "

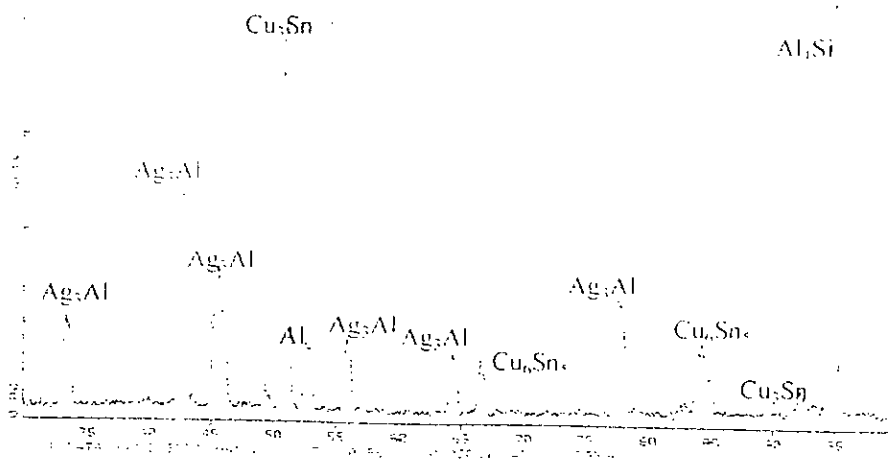


Fig.V.2 : Diffractomètre de la surface AS12/ " S.C. Ag-Sn-Cu "

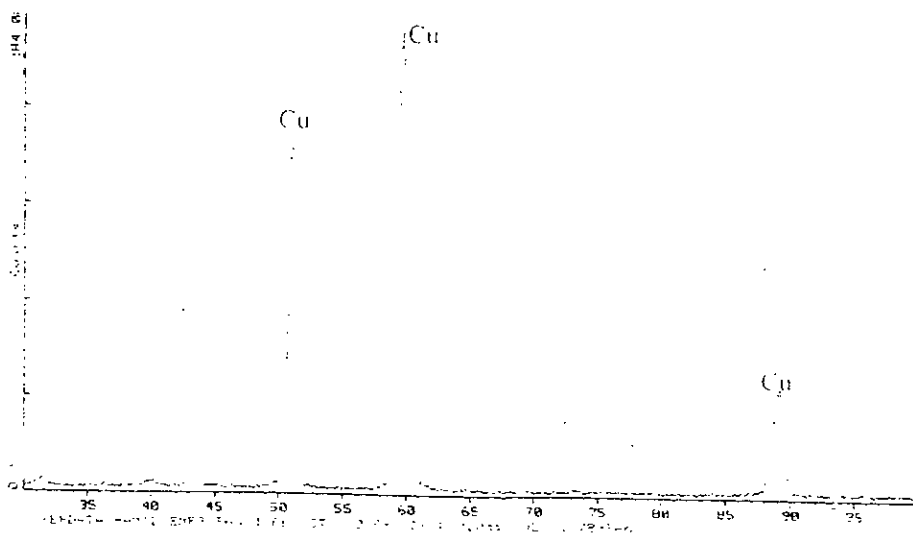


Fig.V.3: Diffractomètre de la surface AS12/ Dépôt de bronze

V.2 Microscopie électronique à balayage et analyses ponctuelles

Nous avons utilisé un microanalyseur XL20 PHILIPS (Sonde EDX avec une diode SiLi). Ainsi, on a fixé l'analyseur au niveau de l'interface, puis du côté du substrat, ensuite dans le dépôt.

La figure V.4 montre le couple AS12 de type dépôt de bronze, avec les différentes analyses ponctuelles mettant en évidence surtout la composition du dépôt.

Dans le cas du traitement thermo-chimique "S.C." avec ou sans couche d'accrochage Ni-Al, on observe la présence des éléments Al, Si (les éléments du substrat) et du Zn (produit de décapage) pour les échantillons qui ont subi le décapage et la présence du Cu, Ni (qui éventuellement provient de la couche d'accrochage Ni-Al) et Ag (élément avant diffusé dans le substrat) (Fig. V.5, V.6 et V.7).

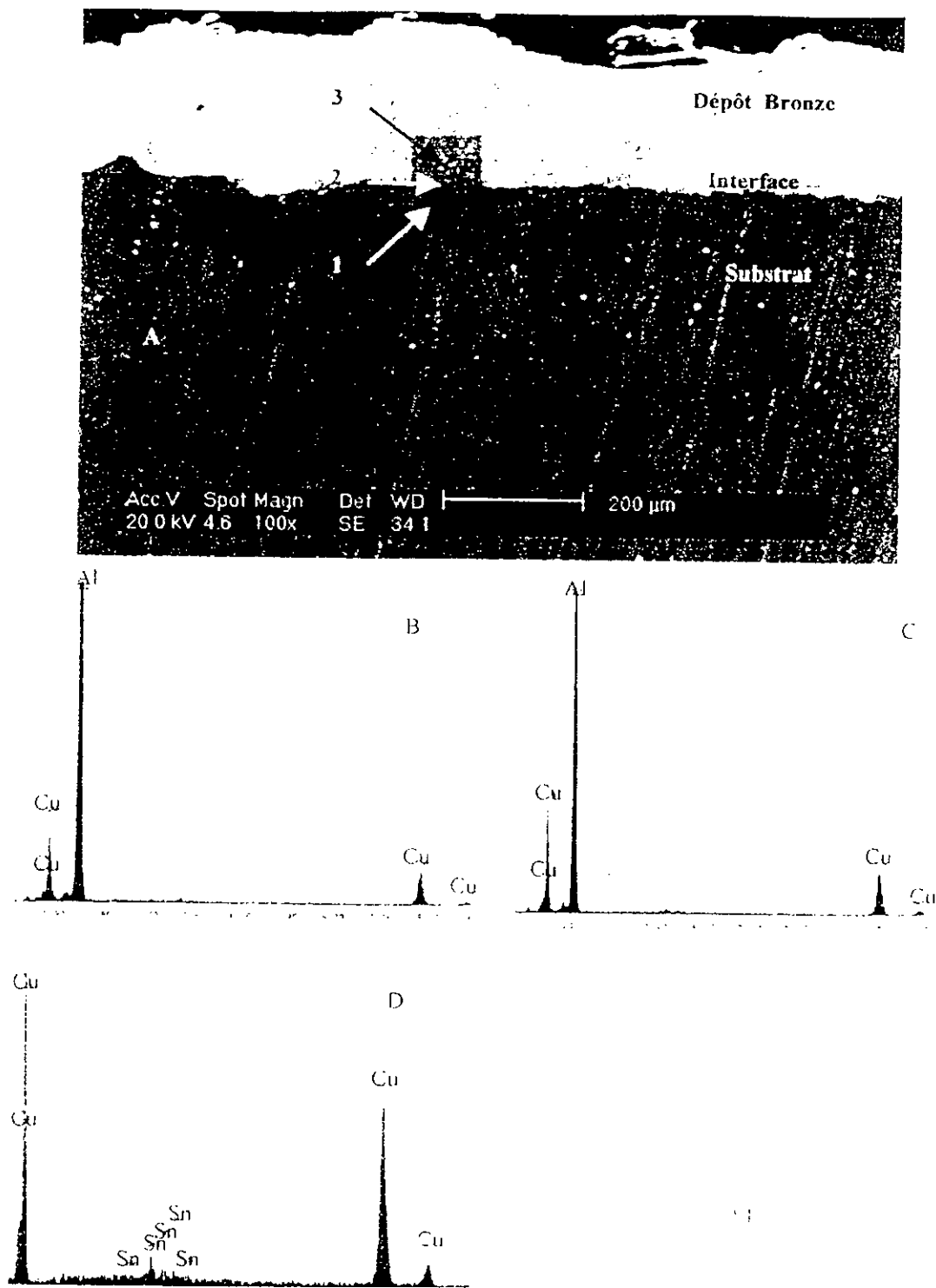


Fig. V.4: Analyses ponctuelles de la zone d'interface du couple AS12 Décapé/Bronze.
 A :Photo MEB du couple
 B :Zone 1
 C :Zone 2
 D :Zone 3

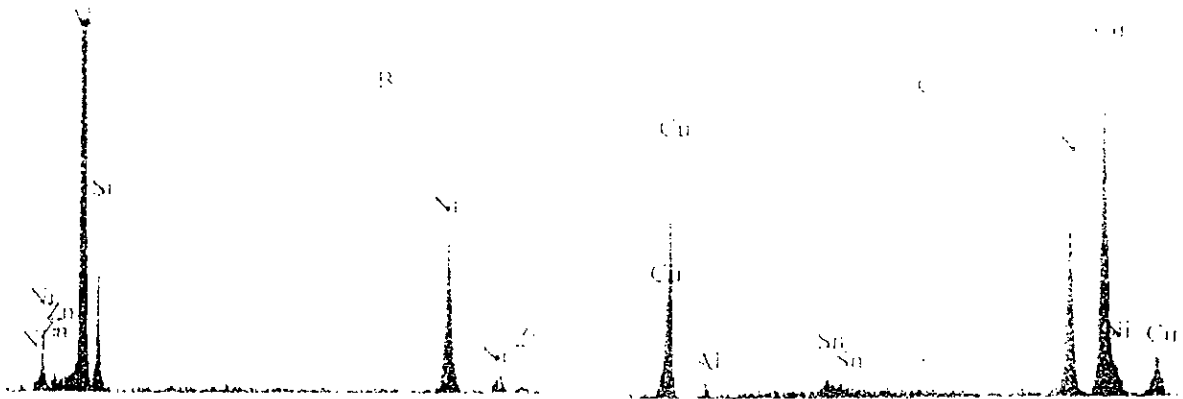
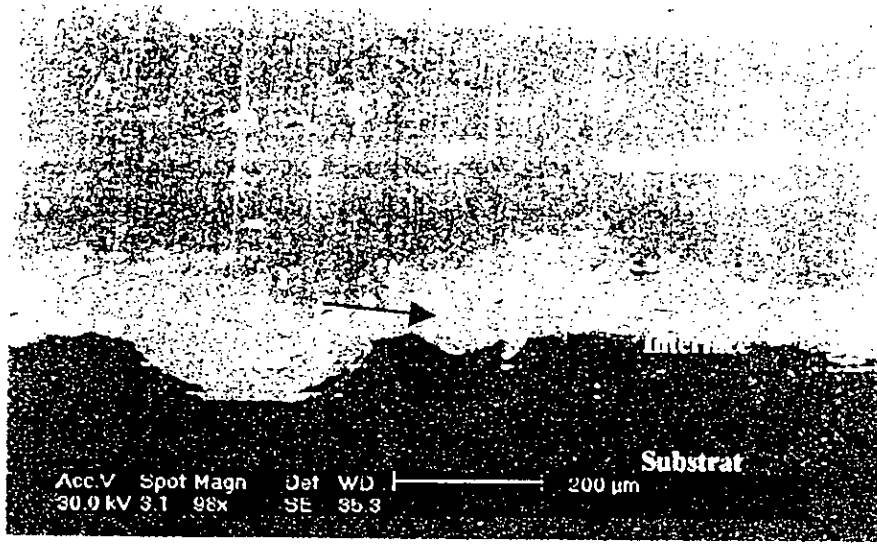


Fig. V.5 : Analyses ponctuelles de la zone d'interface du couple AS12/"S.C.Ni-Sn-Cu"/Ni-Al/Bronze.

- A : Photo MEB du couple
- B : Zone 2
- C : Zone 1

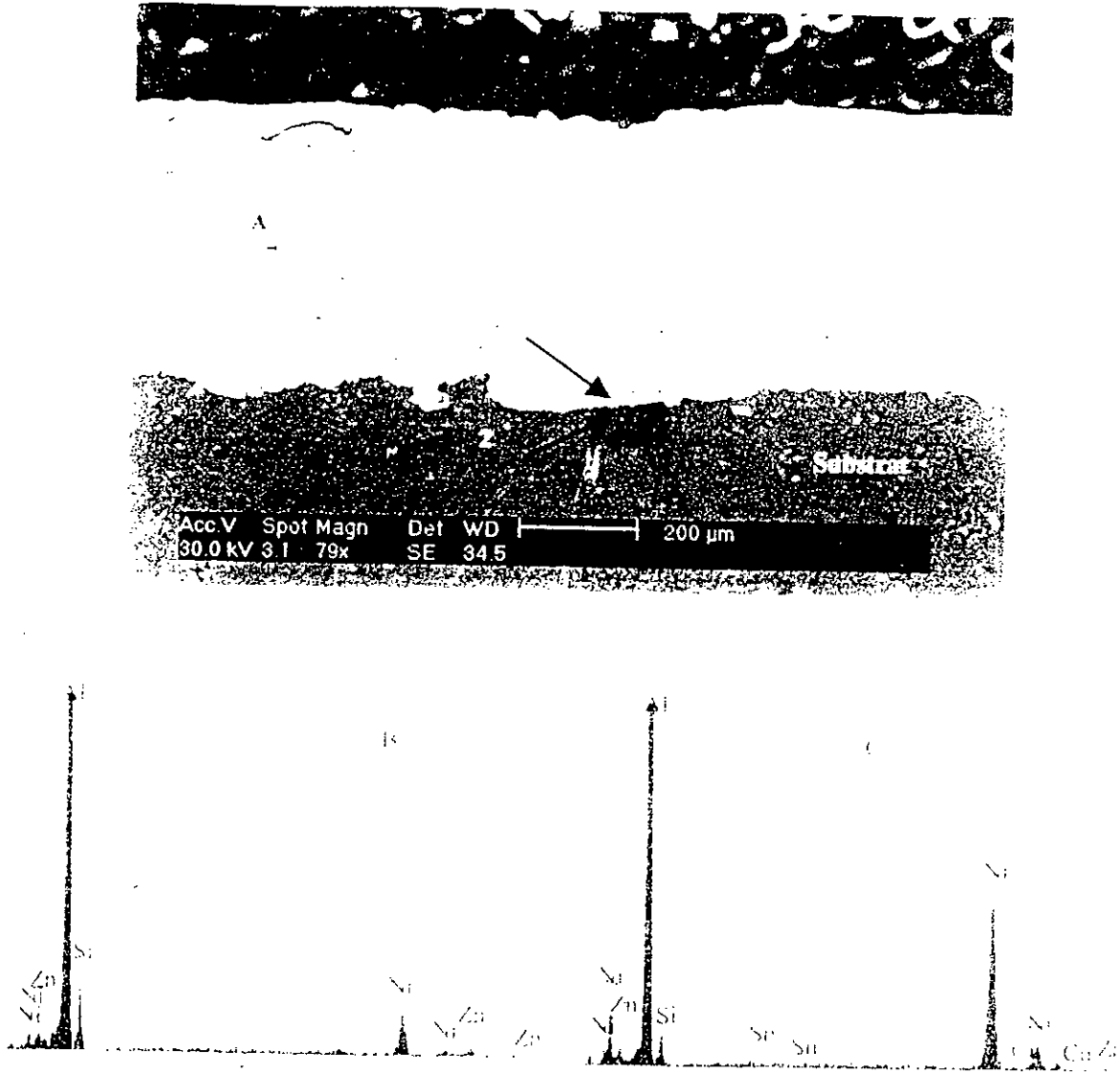
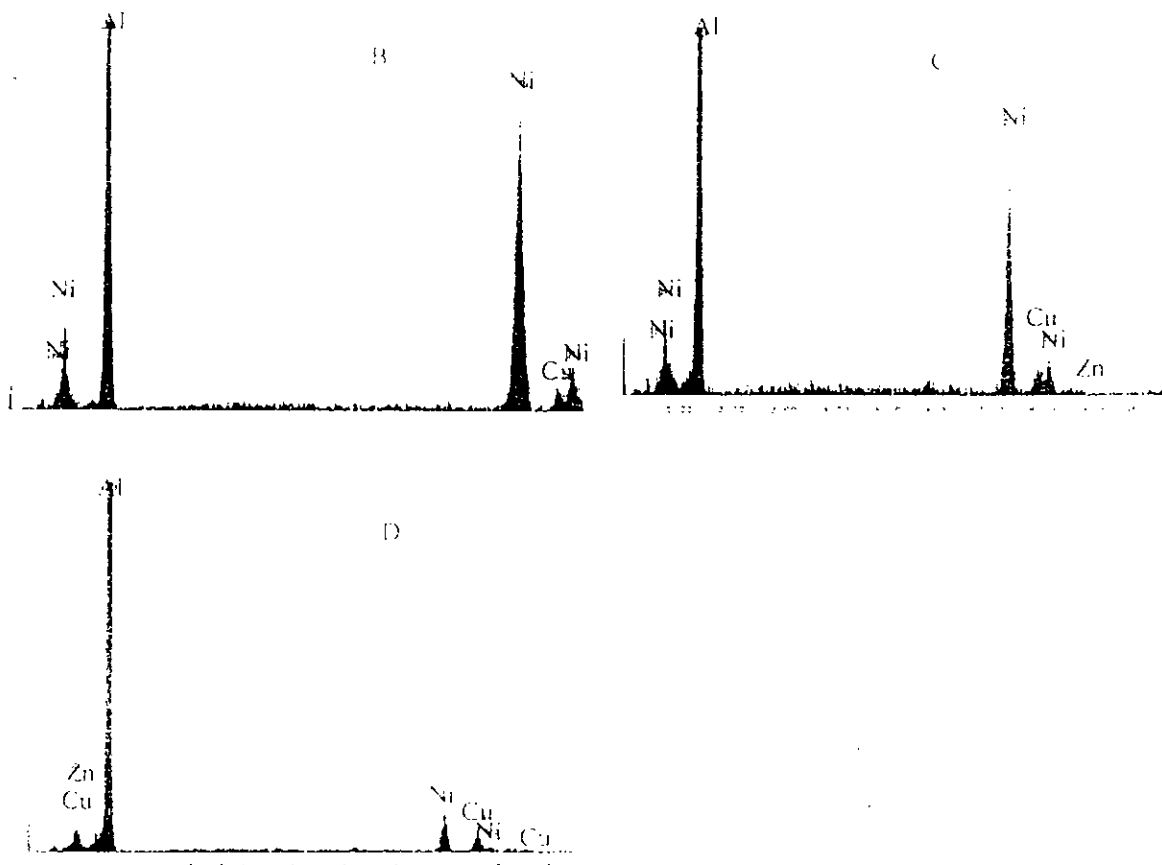
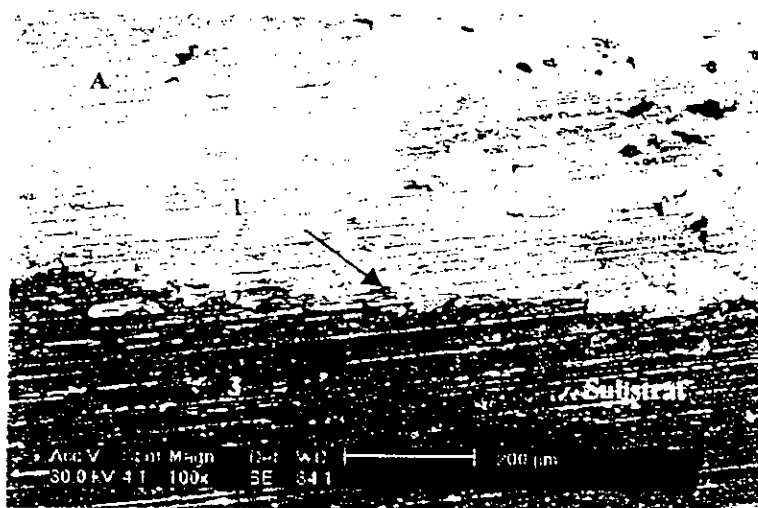


Fig. V.6: Analyses ponctuelles de la zone d'interface du couple AS12 Décapé / " S.C. Ni-Sn-Cu" / Ni-Al / Bronze .
 A : Photo MEB du couple
 B : Zone 1
 C : Zone 2



FigV 7 - Analyses ponctuelles de la zone d'interface du couple AS12 / S.C. Ag-Sn-Ni / bronze.

- A : Photo MEB du couple
- B : Zone 1
- C : Zone 2
- D : Zone 3

V.3. Caractérisations Mécaniques

V.3.1. Essai de microdureté :

Les essais ont été effectués au Centre de Soudage « CSC ».

Les mesures de microdureté « Vickers » ont été effectuées sur une surface de l'échantillon en faisant une succession de pointés de microdureté, alignés selon une même direction, en allant du dépôt vers le substrat.

Il faut noter que les échantillons testés ont subi un polissage préalable. La valeur de la microdureté obtenue représente la moyenne arithmétique de trois essais différents (pour tous nos essais, la charge était de 200g et le pas de 200µm).

Les figures représentent les courbes schématisant les variations de la microdureté des échantillons étudiés en fonction de la distance et de l'épaisseur du dépôt.

V.3.2 Résultats des essais de microdureté.

Les essais ont été effectués au niveau de centre de soudage « CSC ». Ces tests concernent les différentes régions à savoir le substrat, le revêtement et le voisinage de l'interface (dépôt/substrat).

Les valeurs considérées représentent la moyenne des trois essais différents du même niveau (tab. V.5, V.6 et V.7). L'évolution de la microdureté des différents systèmes en fonction de la profondeur est représentée sur les figures (V.8, V.9 et V.10).

Test 1 (Hv)	Test 2 (Hv)	Test 3 (Hv)	Moyenne
279.1	130.3	248.9	219.4
80.9	91.9	95.3	89.4
67.7	61.5	63	64.2
55.0	58.1	57	57

**Tab.V.5 : Les valeurs de microdureté pour le système
AS12/"S.C. Ni-Sn-Cu"/Ni-Al/Thermanit**

Test 1(Hv)	Test 2 (Hv)	Test 3 (Hv)	Moyenne
87.4	73.4	68.5	76.5
97.5	87.5	93.8	98.8
68.4	63.8	60.5	64.4
55.7	68.2	68.1	64.0

**Tab.V.6 : Les valeurs de microdureté pour Le système
«AS12/"S.C. Ni-Sn-Cu"/Ni-Al/Bronze**

Test 1 (Hv)	Test 2 (Hv)	Test 3 (Hv)	Moyenne
258.8	207.2	153.8	206.6
88	89.2	133	103.4
120.6	119.9	129	123.2
55.9	68	67.3	63.7

**Tab.V.7 : Les valeurs de microdureté pour le système
AS12/" S.C. Ag-Sn-Cu"/Ni-Al/Thermanit**

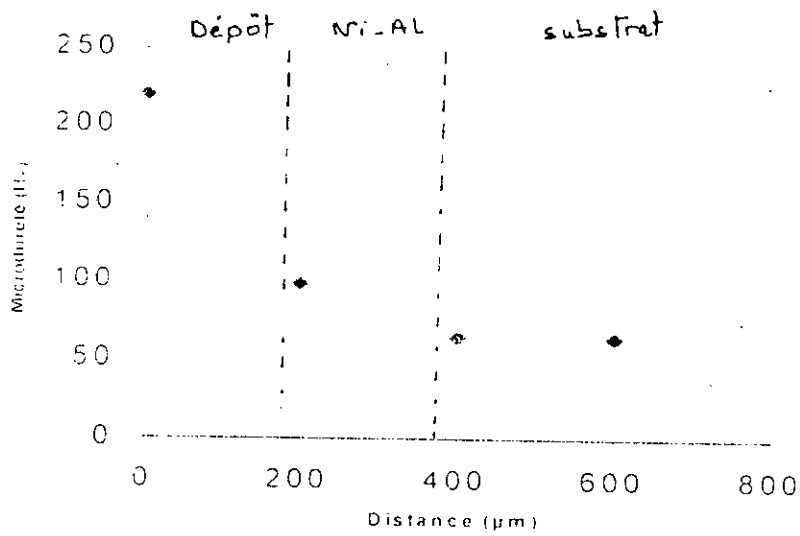


Fig. V.8 : Evolution de la microdureté du système AS12/"S.C. Ni-Sn-Cu"/Ni-Al/Thermanit

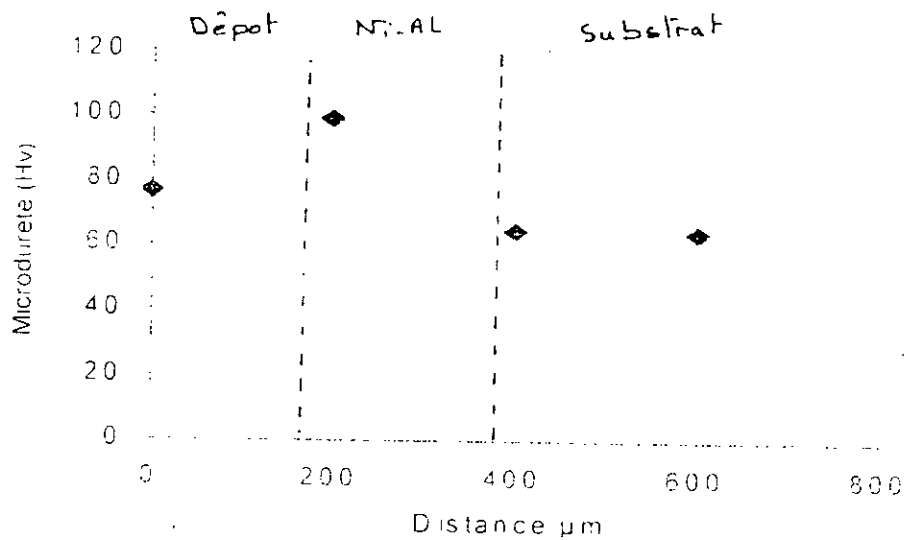


Fig. V.9 : Evolution de la microdureté du système AS12/"S.C. Ni-Sn-Cu"/Ni-Al/Bronze

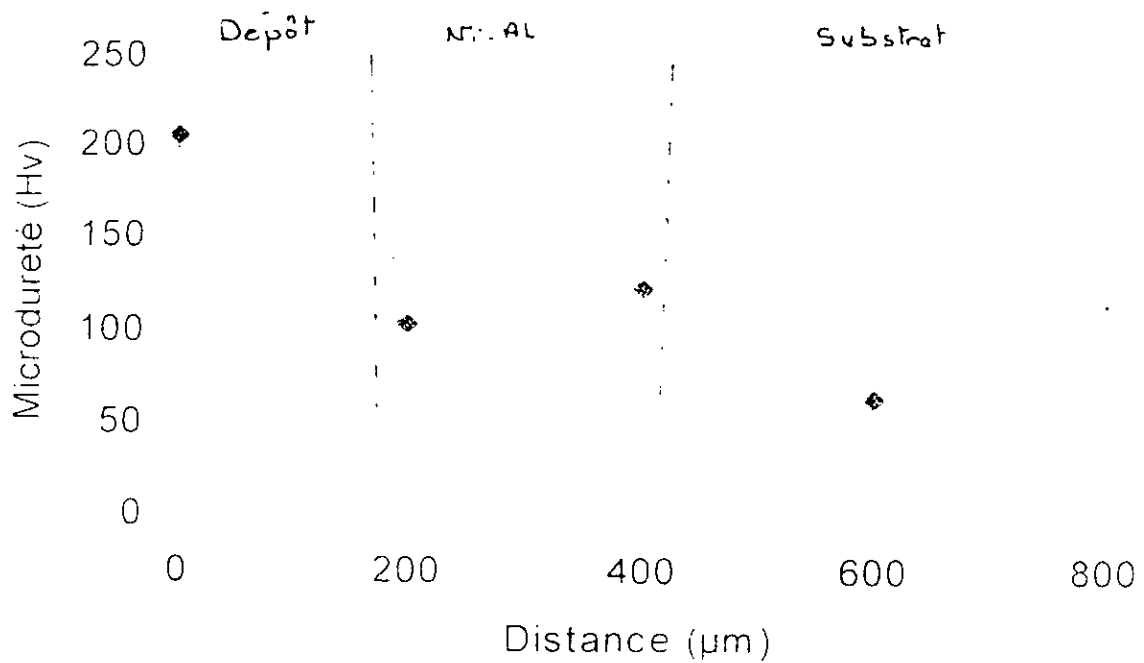


Fig. V.10 : Evolution de la microdureté du système AS12/' S.C. Ag-Sn-Cu' / Ni-Al / Thermanit

La première remarque qu'on peut faire sur ces trois courbes que la microdureté au niveau des dépôts réalisés avec la Thermanit est supérieure à celle réalisé par le bronze.

On constate aussi la diminution de la microdureté au niveau de l'interface pour les fig. V.9 et V.10. Ceci peut s'expliquer par le fait de la présence de porosités.

Dans tous les cas la microdureté du dépôt est supérieure à celle du substrat.

V.3.3 Test d'usure

V.3.3.1 Dispositif expérimental

L'appareil utilisé est un tribomètre bille/plan (Fig.V.10), celui-ci est assisté par un ordinateur qui collecte les impulsions, et qui les transforme sous forme de graphe. On enregistre en plus des coefficients de frottement, la dérivée de la force normale instantanée par rapport à la force tangentielle et on définit les éventuelles usures. Usures qui se traduisent dans certains cas par des émissions sonores acoustiques et des fluctuations dans les courbes représentant la force tangentielle.

Le coefficient de frottement μ est le rapport de la force tangentielle instantanée sur la force normale appliquée.

Le couple de frottement soumis aux tests est constitué par une bille (fixe) en acier 100C6 de dureté moyenne 65HRC et de 10 mm de diamètre.

Afin de faire une meilleure interprétation des résultats obtenus, nous avons caractérisé les traces d'usure par observation au microscope électronique à balayage (MEB).

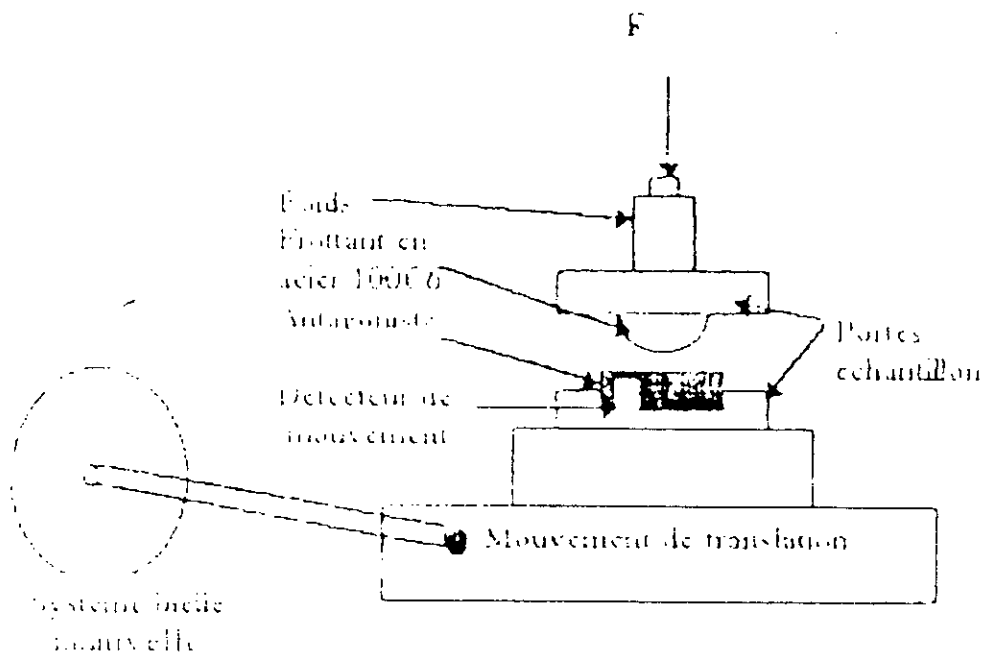
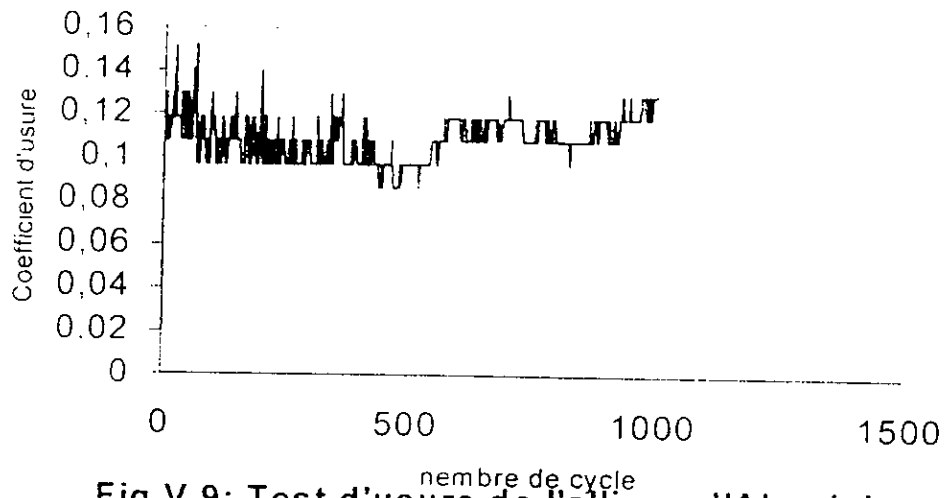


Fig.V.8 : Schéma du tribomètre bille/plan.



Fig,V,9: Test d'usure de l'alliage d'Aluminium (Alpax) décapé

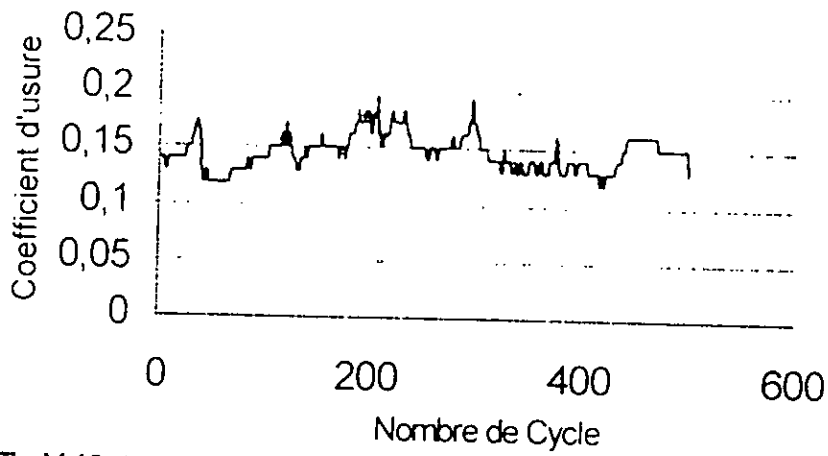


Fig.V,10 :test d'usure pour l'alliage d'Aluminium (Alpax)/S.C. Ag-Cu-Sn

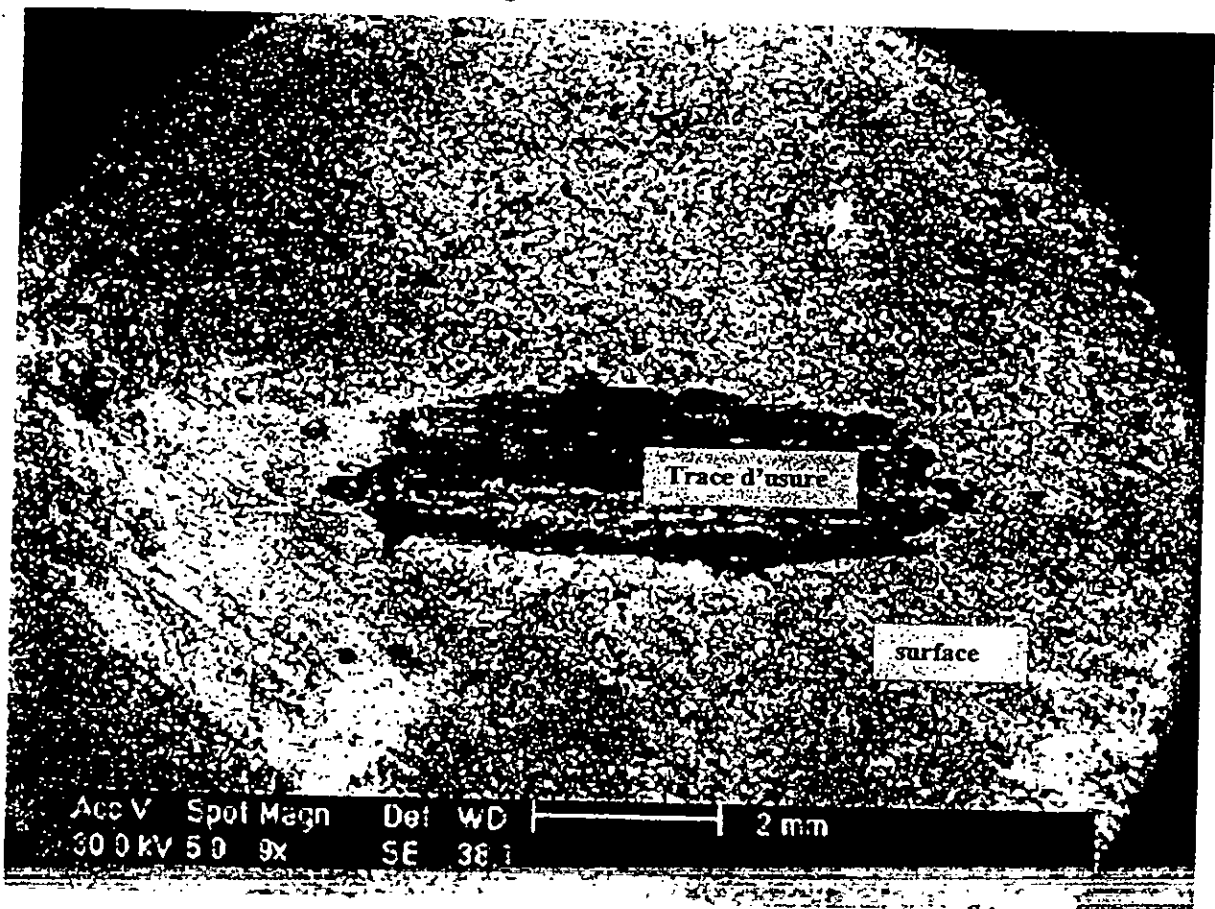


Fig.V.11 :Trace d'usure sur la surface du système AS12/ "S.C.Ag-Cu-Sn" . Photo MEB.

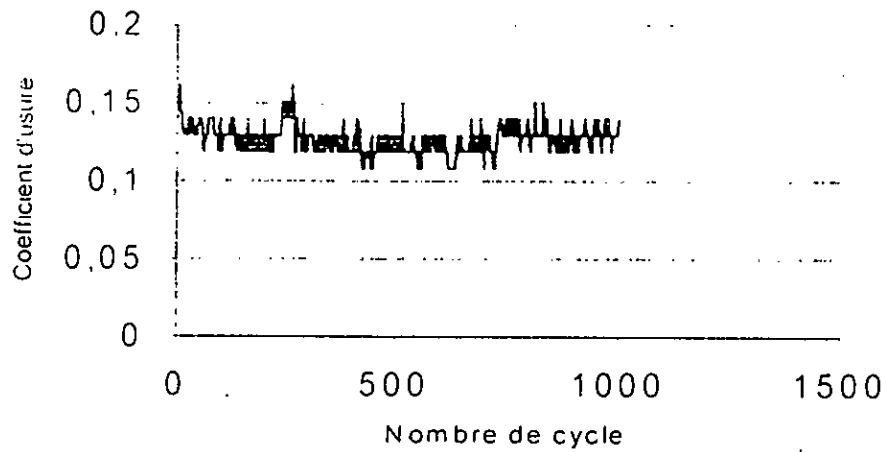


Fig.V.12:Test d'usure pour l'alliage d'AS12/ S.C.Ni-Cu-Sn

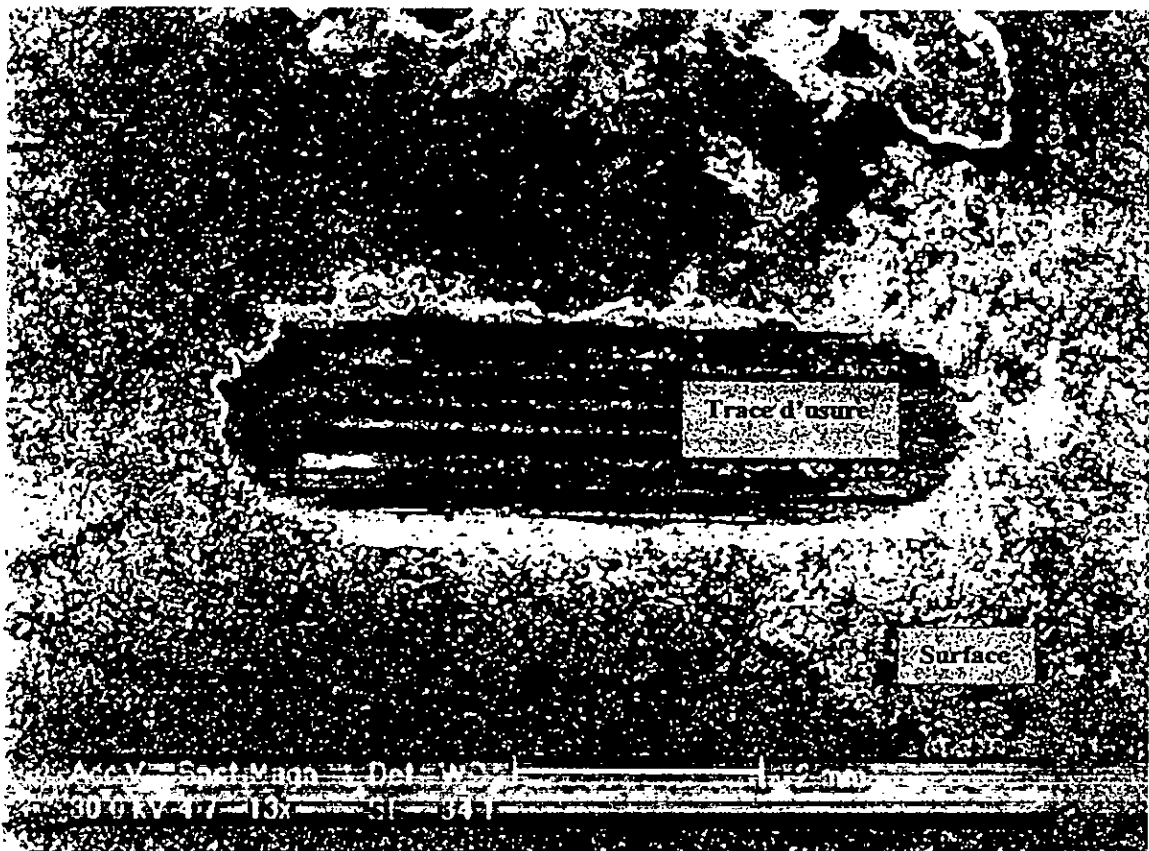


Fig.V.13 :Trace d'usure sur la surface du système AS12/"S.C. Ni-Cu-Sn ", Photo MEB.

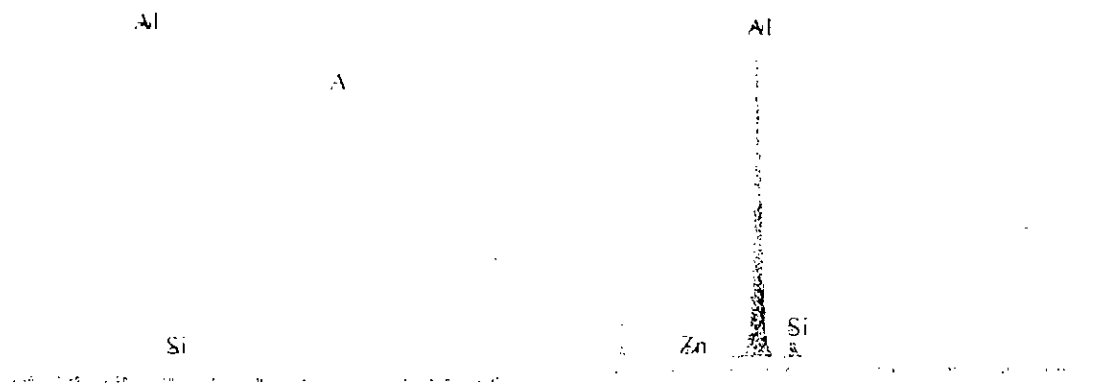


Fig. V.14:Analyses ponctuelles de la surface de l'alliage AS12 Décapé, avant usure .

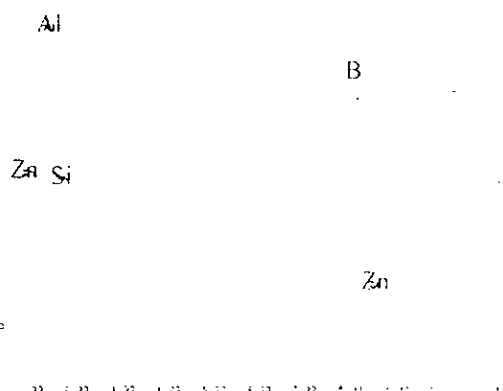


Fig. V.15:Analyses ponctuelles de la surface de l'alliage AS12 Décapé, après usure .

A : Dans la trace d'usure

B : Hors trace d'usure

Suite aux différents résultats concernant l'évolution du coefficient d'usure (dans tous les cas), nous remarquons une augmentation rapide de celui-ci dès les premiers cycles, ce qui caractérise la période de rodage, ceci correspond à un frottement entre les pics (les aspérités) des deux corps. Ensuite, l'évolution est suivie d'une courte étape où le coefficient d'usure est presque stable, cette étape est liée éventuellement à l'établissement du troisième corps, formé à partir des premières particules qui se détachent.

Le coefficient d'usure des dépôts est supérieur à celui du substrat décapé.

Le système AS12/ "S.C. Ag-Cu-Sn " a un meilleur comportement tribologique (testé à 600 cycles), par rapport au cas du système AS12/ "S.C. Ni-Cu-Sn " (testé à 1500 cycles), selon l'allure de la courbe (**Fig. V.10 et V.12**).

Nous pouvons dire que le frottement dans le cas du revêtement est bien meilleur que dans le cas du substrat (**Fig.V.9**). Cette valeur est due à la création de particules entre les corps ou ces dernières créent un écran et protègent ainsi le revêtement de l'usure.

Conclusion Générale

L'intérêt d'un tel revêtement est de conférer à la pièce des propriétés superficielles capables de répondre aux exigences industrielles, ainsi, la pièce peut présenter des propriétés de protection surtout contre la corrosion, l'usure, le frottement, la fatigue et la fissuration.

Le traitement thermochimique des alliages d'aluminium par **Slurry-Coating** est très important du point de vue application dans le domaine des traitements de surface.

La technique de **Décapage au Zincate** s'avère fort intéressante quant à la protection de la surface du substrat contre les risques d'oxydation et le rôle que joue le Zinc dans la diffusion de certains métaux à travers l'interface vers la matrice de base.

Parmi les problèmes souvent rencontrés lors de la réalisation d'un revêtement, figure son adhérence sur le substrat. Cet inconvénient peut être surmonté par la mise en œuvre d'une couche préliminaire sur le substrat appelée sous couche d'accrochage (à base de Ni-Al) qui permettra d'assurer la liaison entre les antagonistes du multimatériau.

D'après l'analyse des différentes surfaces, on constate la formation des composés binaires tels que Ag_2Al , Cu_6Sn_5 ... ce qui confirme la diffusion des éléments déposés en surface.

La diminution de la microdureté au niveau des interfaces peut s'expliquer par la présence de porosités.

Les essais de microdureté réalisés montrent que le dépôt obtenu est plus dur que le substrat quel que soit le type de revêtement, ce qui prouve que le système choisi améliore les propriétés mécaniques de surface du matériau de base.

Le coefficient de frottement μ est plus faible pour le système AS12/ "S.C. Ni-Cu-Sn" que celui du système AS12/ "S.C. Ni-Cu-Sn".

Conclusion

Afin de compléter cette étude et optimiser les différents résultats obtenus, concernant les couples étudiés, nous recommandons, en plus, une étude tribologique plus précise des surfaces réalisées (AS12 décapé, AS12, AS12, etc.), une étude de l'influence de la réduction du nombre de cycles, influence de la charge sur le coefficient d'usure et détermination du volume d'usure pour les divers systèmes étudiés.

Références Bibliographiques

- [1] MAURAI DUCOS.
Traitement superficiel des métaux
Techniques de l'ingénieur M1425. (1998)
- [2] D.TREHEUX, D.JUVE-DUC, P. GUIRALDENQ.
Traitement thermique 121, jan. (1978) pp. 1-7
- [3] MAURAI DUCOS.
Revêtements par projection thermique.
Techniques de l'ingénieur M5. M1645 (1992).
- [4] MAURAI DUCOS.
Alliages d'Aluminium M1080
Techniques de l'ingénieur (1994)
- [5] N. MESRATI.
Réalisation et analyse de l'adhérence dans les multimatériaux type Al[Si]-ZrO₂
et graphite - métal ou céramique.
Thèse Doctorat, Ecole Centrale de Lyon (1989).
- [6] B.DJERDJAR.
Etude et réalisation d'un traitement de surface des alliages légères à base
d'aluminium - Silicium par Slurry coating. thèse de magister, ENP Alger (1994).
- [7] N.MESRATI, D.NGUYEN, D.TREHEUX.
Rôle du zinc et de l'argent sur l'adhérence de la zircone projetée sur un alliage
d'aluminium - silicium 12%.
Revue de Métallurgie- CIT / Science et génie des matériaux, N°12 (1993)
pp.1673-1980.
- [8] Y.ADDA, J.PHILIBERT.
La diffusion dans les solides tome II. [1969].
- [9] J. NAIDICH.
Progress in surface and Membrane Science, (1981) p.14.
- [10] A.AUBERT.
Traitements de surface en Métallurgie.
Colloque SPM-2 sud-est Ecully (1985).
- [11] B. AGIUS, M.FROMENT.
Surface, interface et films minces.
Edition Dunod (1990).

[12] D. TREHEUX.

Traitement de surface et projection contre la corrosion.

Ecole d'été, Aussois (1987).

Les éditions de physique, Paris (1989).

[13] A. RAZALI

Etude du comportement tribologiques d'un revêtement de Molybdène réalisé par projection thermique sur un acier 25 CD 4.

Thèse de Magister, ENP Alger (1998).

[14] BENIMAM SAMIR.

Adhérence et rupture d'un bimatériau MO/42CD4 réalisé par projection thermique.

Thèse de Magister, Université du Blida (2000).

[15] OURARI KAMEL.

Evolution microstructurale et mécanique d'un acier allié au chrome -

Molybdène- vanadium (Z160CDV12) en conditions de fatigue thermique.

Thèse de Magister, ENP Alger (2001).

[16] BOUFLIGHA SADEK

Tenue en fatigue thermique de l'interface du matériau composite 55 E - 65 E /35CD4 réalisé par projection thermique.

Thèse de Magister, ENP Alger (2000).

[17] J. BURKE.

La cinétique des changements de phases dans les métaux

Ed. Mason et Cie. (Université de Swansan) 1968.

[18] HANSEN.

Binary Alloy Phase Diagrams, Vol. 1 (1958) p. 69.

[19] SCHUNK

Binary Alloy Phase Diagrams, Vol. 1 (1958) p. 1398.

[20] Dr PHILL HANSEN MAX.

Binary Alloy Phase Diagrams, Metals Handbooks, vol.5 (1986)

[21] A. SADKI

Etude de la projection du matériau aéronautique A-U-3G, thèse de magister, ENP Alger (1998).

[22] N. N. AULT.

Characteristics of refractory oxide coatings produced by flame spraying, J. Am. Ceram. Soc. vol 40 (3) (1957) pp. 69-74.

[23] R.W.MITH.

Plasma spray processing, the state of the art and future – from a surface to a materials processing technology. Processing of the 2nd plasma technique symposium, vol.1, lucerne, suisse (1991) pp. 17 – 38.

[24] J.M. Houben.

Future development in thermal spraying, processings of the 2nd national conference of thermal spray, long beach, CA, USA, 1984, Editions ASM international, materials park. OH, USA (1985) PP. 1 – 12.

[25] M.F.J. Kooloos and J.M. Houben. Behavior of plasma – sprayed thermal barrier coatings during thermal cycling and the effet of a preoxidized NiCrAly bond coat.J.thermal spray technol, vol. 9 (1)(2000) pp 49 –58.

[26] P.NASH ; A.NASH.

Bull. Alloy Phase Diagrams, Aug. (1985) 6(4).

[27] A.A. NAYEB- HASHEMI- J.B.CLARCK.

Bull. Alloy Phase Diagrams, Dec. (1984) 5(6).

[28] J.NAIDICH.

Progress in surface and Membrane Science 1981 p.14.

[29] REVUE DE METALLURGIE.

Traitements de surface. Mars (1990) pp.17-23.

[30] Guide pratique de la projection thermique

CETIM (1989), pp.83-91.

[31] N.MESRATI, M.LARIBI, D.NGUYEN et D.TREHEUX.

Elaboration par projection thermique et caractérisation d'interface métal/métal et métal/céramique. Algérien journal of technology, international publication vol.12, N°1 (1997) pp.91-103.

[32] D.R.GOBE.

Metalic coating for protection, loughboroug techniques Aix – la – Chapelle, 1987, pp.129 – 154.