

M0043/95A

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Ecole Nationale Polytechnique
Département de métallurgie

Thèse de Magister

Présentée par:

L. HADDOUR

Thème:

**COMPORTEMENT AU FROTTEMENT D'UN MULTIMATERIAU
TYPE 35CD4/ 75E/ 55E-65E REALISE PAR
PROJECTION THERMIQUE.**

Sera présentée le 04 Novembre 1995

devant le jury:

<i>A. BALI</i>	Président	Professeur	E.N.P
<i>Mme N.KECHOUD</i>	Examineur	Chargé de cours	E.N.P
<i>H BELHANECHÉ</i>	Examineur	Chargé de cours	E.N.P
<i>N. MESRATI</i>	Rapporteur	Chargé de cours	E.N.P
<i>A. BOUKLI</i>	Invité	Docteur	

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Ecole Nationale Polytechnique
Département de métallurgie

Thèse de Magister

Présentée par:

L. HADDOUR

Thème:

**COMPORTEMENT AU FROTTEMENT D'UN MULTIMATERIAU
TYPE 35CD4/ 75E/ 55E-65E REALISE PAR
PROJECTION THERMIQUE.**

Sera présentée le 04 Novembre 1995

devant le jury:

<i>A. BALI</i>	Président	Professeur	E.N.P
<i>Mme N.KECHOUD</i>	Examineur	Chargé de cours	E.N.P
<i>H BELHANECHÉ</i>	Examineur	Chargé de cours	E.N.P
<i>N. MESRATI</i>	Rapporteur	Chargé de cours	E.N.P
<i>A. BOUKLI</i>	Invité	Docteur	

DEDICACES

A ma mère et mon père

A toute ma famille

A tous mes ami(e)s

A Amrane.

REMERCIEMENTS



Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à mon directeur de thèse M^{er} N. Mesrati pour son aide fructueuse et pour ses critiques et ses suggestions sur le plan scientifique.

J'adresse mes sincères remerciements à Monsieur le professeur D. Treheux Directeur de l'URA CNRS 447, département Matériaux Mécanique Physique de m'avoir accueilli dans son laboratoire ainsi que pour ses orientations.

Je suis honoré que M^{er} Bali ait accepté de présider mon jury, j'exprime ma gratitude à Madame N. Kechoude et Messieurs Belhaneche et Boukli d'avoir accepté de juger ce travail en participant au jury.

Je ne saurais oublier de remercier vivement M^{er} A. Sadki de m'avoir aidé à effectuer les analyses au H. C. R ainsi que M^{er} O. Medjber pour son assistance lors des tests de frottement.

A. Kara Slimane m'a rendu mon séjour à l'E. C. Lyon agréable, je lui présente ma profonde reconnaissance.

Mes remerciements vont également aux techniciens du département de métallurgie, I. G. M de l'E. N. P, H. C. R, S. N. T. F et M. M. P de l'E. C. Lyon.

Que tous les étudiants de post graduation du département de métallurgie soient assurés de ma plus vive sympathie pour l'amitié et l'aide qu'ils m'ont témoigné pendant la durée de cette thèse et leur souhaite une bonne continuation.

Je remercie par ailleurs M^{elle} D. Oulamara pour l'aide qu'elle m'a apporté lors de la réalisation pratique de cette thèse.

Mes remerciements vont également à tous ce qui ont contribué de loin ou de près à la réalisation de cette thèse.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	page 1
-----------------------------	-----------

PREMIERE PARTIE : FROTTEMENT - USURE

CHAPITRE I - GENERALITE - THEORIES

I- 1. Introduction.....	3
I- 2. Approche globale du frottement et de l'usure	4
I- 3. Etat structurale et physique de la surface d'un solide.....	7
I- 3- 1. Géométrie de surface.....	7
I- 3- 2. Composition de surface.....	7
I- 3- 2- 1. La couche adsorbée.....	8
I- 3- 2- 2. La post couche.....	9
I- 3- 2- 3. La couche de Beilby.....	9
I- 3- 2- 4. La sous couche.....	9
I- 4. Mécanismes fondamentaux d'usure.....	10
I- 4- 1. Mécanisme de rupture.....	10
I- 4- 1- 1. Cisaillement de jonctions.....	10
I- 4- 1- 2. Micro-usinage.....	11
I- 4- 1- 3. Rupture par fatigue.....	11
I- 4- 2. Mécanismes d'usure.....	11
I- 4- 2- 1. Usure adhésive.....	12
I- 4- 2- 2. Usure abrasive.....	15
I- 4- 2- 3. Usure par délamination.....	20
I- 4- 3. Equations d'usure.....	23
I- 5. Le frottement	25
I- 5-1. Facteurs influençant le frottement.....	26
a) Effets mécaniques.....	26
b) Propriétés de surface.....	26
b1. Contamination.....	26
b2. Influence de l'état de surface.....	30
c) Influence de la charge.....	30
d) Influence de la vitesse.....	31
I- 6. Modèle à trois corps.....	31
I- 6- 1. Création et évolution du troisième corps.....	31
I- 6- 2. Comportement du troisième corps.....	31
I- 6- 3. Nature du troisième corps.....	33

I- 7. Etude physico-chimique et microstructurale.....	34
I- 7- 1. Effets thermiques en ccurs de frottement.....	35
I- 7- 2. Déformation plastique.....	35
I- 7- 3. Autres phénomènes volumiques.....	38
I- 7- 3- 1. Recristallisation.....	38
I- 7- 3- 2. Modifications de compositions.....	39
I- 7- 3- 3. Changements de phases.....	40
I- 7- 4. Autres phénomènes superficiels.....	41
I- 7- 4- 1. Oxydation.....	41
I- 7- 4- 2. Transferts électroniques.....	42

DEUXIEME PARTIE: TRAITEMENT DE SURFACE

CHAPITRE II - REALISATION D'UN MULTIMATERIAU

II- 1. Intoduction.....	43
II- 2. Rappels sur la projection à chaud.....	46
II- 2- 1. Le pistolet à détonation.....	47
II- 2- 2. La projection à la flamme.....	48
II- 2- 3. L'arc plasma.....	49
II- 3. Les matériaux projetés à chaud.....	52
II- 4. Applications.....	52
II- 5. Caractéristiques du dépôt.....	53
II- 5- 1. Efficacité de la projection.....	53
II- 5- 1- 1. Influence de la distance de projection.....	53
II- 5- 1- 2. Influence du débit de poudre.....	54
II- 5- 1- 3. Porosité.....	56
II- 5- 1- 4. Adhérence des dépôts.....	57

TROISIEME PARTIE: PROCEDURES EXPERIMENTALES ET RESULTATS

CHAPITRE III- MATERIAUX ET METHODES EXPERIMENTALES

UTILISEES

III- 1. Matériaux étudiés.....	59
III- 1- 1. Substrat.....	59
III- 1- 2. Sous couche d'accrochage.....	60
III- 1- 3. Revêtement.....	60

III- 2. Mise en oeuvre de la projection thermique.....	61
III- 2- 1. Préparation des échantillons.....	61
III- 2- 2. Métallisation.....	61
III- 3. Techniques de caractérisation.....	63
Diffraction X sous incidence rasante.....	63
III- 4. Frottement et usure: Dispositif d'essai.....	64
Tribomètre plan-plan.....	65

CHAPITRE IV: RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV- 1. Morphologie du dépôt.....	67
IV- 2. Etude tribologique.....	73
Introduction.....	73
IV- 2- 1. Evolution générale du coefficient de frottement.....	73
Conclusion.....	73
IV- 2- 2. Influence de l'environnement sur l'évolution du coefficient de frottement	76
IV- 2- 2- 1. Essai à l'air libre.....	76
IV- 2- 2- 2. Essai sous atmosphère contrôlée.....	76
IV- 2- 3. Influence de la vitesse de frottement sur l'évolution du coefficient de frottement	81
IV- 2- 4. Influence du frottement sur la microdureté.....	86
IV- 2- 5. Analyse physico-chimique du troisième corps.....	88
a. Analyse par microsonde.....	88
b. Analyse par diffraction des rayons X sous incidence rasante	90
IV- 2- 6. Analyse du mécanisme de dégradation.....	94
IV- 2- 7. Essai sous lubrification.....	105

CONCLUSION GENERALE..... 108

ANNEXE..... 111

BIBLIOGRAPHIE..... 113

INTRODUCTION GÉNÉRALE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Lorsqu' un corps solide glisse sur un autre, il se produit une résistance au mouvement appelée frottement. L'inconvénient essentiel, outre la perte énergétique est la détérioration causée par le frottement appelée usure. C'est le facteur peut être plus que tout autre qui conditionne la réalisation et réduit la durée d'utilisation efficace de nombreuses pièces.

S'il existe actuellement un grand nombre de remèdes permettant de lutter au cas par cas contre l'usure, tous les phénomènes observés sont loins d'être compris. Il est admis que la modification de la nature des matériaux ne peut supprimer seule l'usure et il faut donc rechercher des palliatifs qui retarderaient la dégradation du contact.

Le dépôt de couche superficielle par projection thermique est l'un des remèdes développé industriellement et auquel nous nous intéresserons ici afin d'essayer de connaître dans quelles mesures le dépôt d'une couche d'un alliage à base de Cr-Mn sur une matrice d'acier *35CD4* peut améliorer la tenue à l'usure, et si tel est le cas, quels sont les mécanismes et les propriétés mis à contribution.

En regard aux objectifs de notre étude, mais aussi en raison de très nombreux travaux dans ce domaine, le chapitre I a été consacré à la mise au point des différents modèles et théories concernant le frottement et l'usure.

Qu'est ce que la projection thermique, quelles sont les étapes nécessaires à la réalisation d'un multimatériau? Telles sont les questions que nous aborderons dans le chapitre II.

Le chapitre III sera consacré au mode opératoire suivi pour l'obtention du multimatériau étudié. Ce chapitre comportera aussi un descriptif des différentes techniques et méthodes utilisées pour les caractérisations réalisées ainsi que celui du dispositif tribologique .

Ces trois premiers chapitres vont nous fournir une base de réflexion quant à l'analyse des résultats obtenus. Ainsi, au dernier chapitre, nous tenterons à travers les résultats et les discussions de comprendre l'évolution

du coefficient de frottement, de savoir quels sont les mécanismes fondamentaux aboutissants à la formation de particules d'usure, de tenter de les identifier et de connaître l'apport de l'existence d'un troisième corps entre les surfaces frottantes et son influence sur la résistance au frottement et la tenue à l'usure. Cette étude sera clôturée par une conclusion et des recommandations.

PREMIERE PARTIE
FROTTEMENT - USURE

I-1. INTRODUCTION

Tout mouvement entre deux objets en contact est freiné par une résistance. Cette résistance qui limite toutes les formes connues de mouvement est appelée frottement. Ainsi, le frottement peut être défini comme étant une force qui agit à la surface de contact de deux corps de façon à freiner le déplacement de l'un par rapport à l'autre.

Le mécanisme de frottement métallique a été tout d'abord expliqué par *Bowden* et *Tabor* [1]. Ces deux chercheurs ont étudié d'une part, la surface de contact réelle entre deux solides chargés, et d'autre part le rôle du cisaillement et du labourage des jonctions de l'interface quand l'un des solides se déplace par rapport à l'autre. En effet, lorsque deux corps sont mis en contact, ils ne reposent en fait, que sur les crêtes de leurs aspérités et la surface réelle de contact sera, pour de faibles charges, très faible par rapport à la surface apparente. Lorsque la charge s'accroît, les crêtes des aspérités peuvent subir des déformations élastiques, puis plastiques et ceci a pour conséquence une augmentation de la surface réelle de contact (*figure 1*).

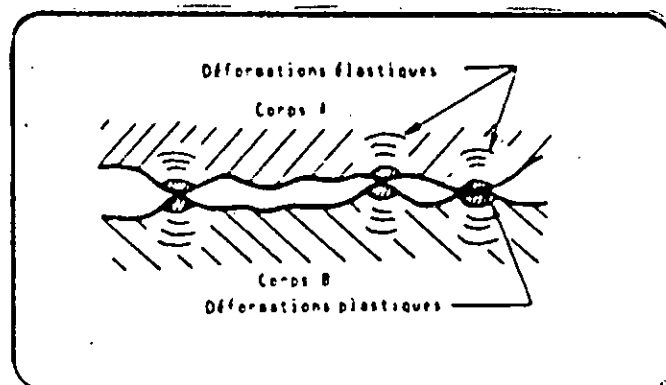


Figure 1: Déformation élastique et plastique lors d'un contact.

L'usure, c'est à dire l'enlèvement de matière consécutif au frottement se fait par l'intermédiaire de mécanismes fondamentaux que nous décrirons ultérieurement. Cette usure est généralement dommageable, cependant dans certains cas tel le rodage [2], elle peut s'avérer bénéfique.

Dans ce premier chapitre, nous allons présenter un certain nombre de résultats, de modèles et de théories concernant le frottement et l'usure.

I-2 APPROCHE GLOBALE DU FROTTEMENT ET DE L'USURE

L'étude des processus apparaissant lors du frottement et de l'usure doit prendre en compte deux remarques préliminaires:

- les diverses grandeurs visant à quantifier un essai tribologique (résistance à l'usure, coefficient de frottement) ne sont pas des caractéristiques intrinsèques d'un matériau mais résultent de la combinaison de plusieurs phénomènes intervenant lorsque deux matériaux sont mis en contact sous certaines conditions.

- les interactions mises en jeu lors d'un essai tribologique peuvent se définir en termes de transfert de masse et d'énergie.

La première remarque montre la nécessité d'avoir recours à la notion de système. Le tribosystème est constitué de deux objets, les corps *1* et *2* et d'un milieu intermédiaire (*l'interface 3*) est un système ouvert au sein duquel ont lieu un certain nombre d'échanges. La *figure 2* illustre un tel système où sont pris en compte les transferts de masse.

Dans cet exemple, les objets *1* et *2* sont considérés comme formés d'un volume et de couches superficielles créées par le frottement (par exemple des couches d'oxydes). Outre l'éjection des débris hors du contact (*voie IV*), trois flux principaux régissent les différents comportements:

La formation de particules d'usure (*voie I*) (sans s'occuper ici du mode de formation de ces débris), le gain du poids dû à un transfert de matière de l'interface vers les objets *1* et *2* (*voie II*) et enfin le transfert direct du corps *1* au corps *2* (*voie III*).

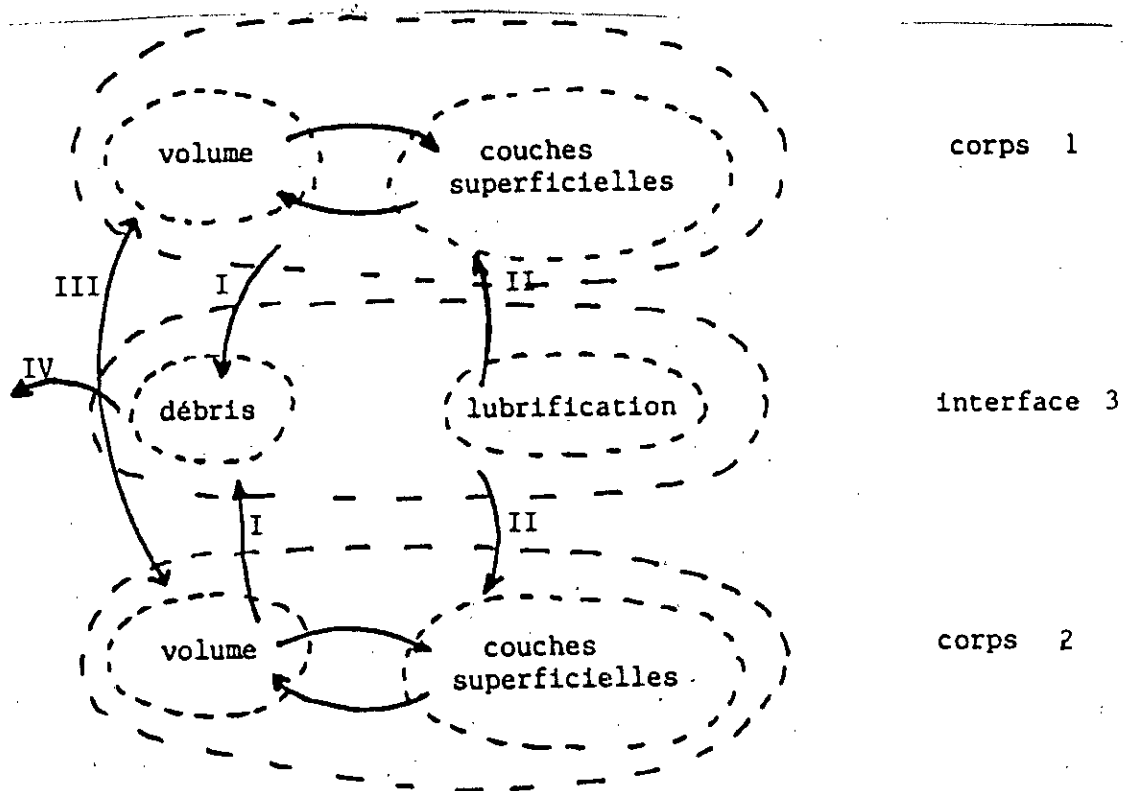


Figure 2: Echange de matière au sein du tribosystème

L'usure d'un objet peut alors s'écrire:

$$W = -W_I + W_{II} + W_{III} \quad (1)$$

le signe + correspondant à un gain de matière, le signe - à une perte.

L'application de ce type d'analyse à des cas d'usure particulière, notamment les problèmes d'usure par oxydation, permet d'aboutir à des conclusions assez générales telle que la comparaison du taux d'oxydation et des quantités de transfert ou de lier l'usure, le taux d'oxydation et le transfert[3].

Cette approche est cependant vite limitée. Il est alors indispensable de faire intervenir les notions de transfert d'énergie basée sur l'observation suivante: durant un processus tribologique, l'énergie introduite dans le tribosystème (*input*) est supérieure à celle transmise (*output*). La différence étant l'énergie de frottement qui intervient dans les trois parties du système (corps 1 et 2 et contact 3). Celle ci peut être divisée en plusieurs termes correspondant à différents modes d'absorption de l'énergie par les matériaux.

La *figure 3* représente le tribosystème considéré sous cet angle énergétique.

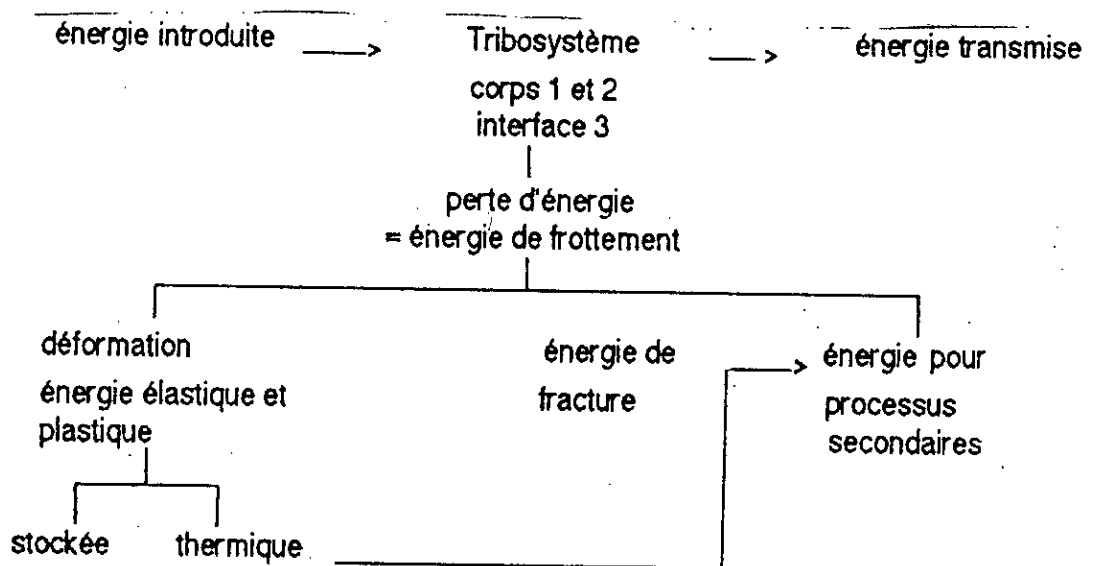


Figure 3: Flux énergétique dans le tribosystème [4].

Pour les métaux, le terme principal de l'énergie de frottement est l'énergie de déformation plastique stockée dans le matériau sous forme de dislocation et/ou qui apparaît finalement sous forme de chaleur. L'énergie de fracture est celle nécessaire pour créer de nouvelles surfaces et générer des particules d'usure. Les processus secondaires sont nombreux et d'importance diverse: réactions chimiques, transformations structurales, introduction de contraintes, triboémission et triboluminescence, bruit et vibration.... Ils dépendent souvent de l'effet thermique et peuvent avoir des conséquences notables sur l'énergie totale absorbée et sur sa répartition au sein du système.

Bien qu'une analyse quantitative des distributions d'énergie soit souvent impossible, des informations intéressantes peuvent être déduites de considérations qualitatives. Ainsi, le bon comportement d'un acier trempé contenant de l'austénite résiduelle peut s'expliquer par le fait que la transformation de l'austénite en martensite nécessite de l'énergie qui n'est plus alors disponible pour produire des particules d'usure.

Finalement, cette analyse montre que si l'énergie totale absorbée doit être diminuée, la minimisation doit surtout porter sur la part liée aux processus de fracture.

Dans les essais de frottement, on est obligé de tenir compte des propriétés de surface. Aussi, avant d'aborder les différents mécanismes d'usure, nous allons rappeler brièvement quelques notions qu'il faut avoir à l'esprit sur le comportement des surfaces en contact.

I-3 ETAT STRUCTURAL ET PHYSIQUE DE LA SURFACE D'UN SOLIDE

I-3-1 Géométrie de surface:

Comme chaque surface présente des rugosités et des défauts de forme plus ou moins marqués, le contact entre deux solides n'intéresse pas leurs surfaces entières mais des éléments discrets de ces surfaces (*fig. 4*) dont les aires cumulées forment la surface réelle de contact.

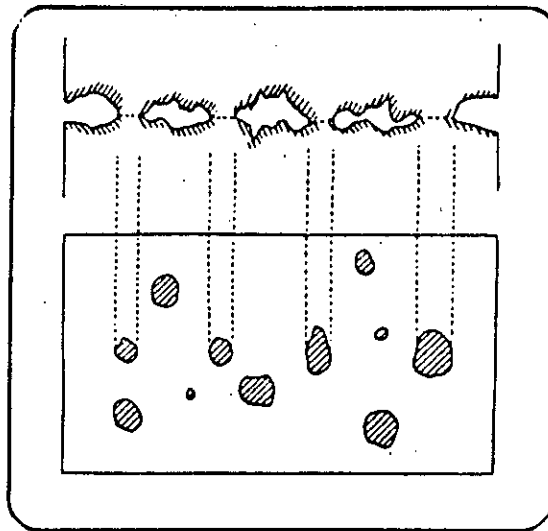


Figure 4: Contact réel entre deux surfaces [5].

I-3-2 Composition de surface:

La composition de surface d'un matériau est très différente de celle de son volume, il en est de même de ses propriétés mécaniques. Si l'on coupe une pièce mécanique, on distingue de l'extérieure vers l'intérieur (*fig. 5*):

-Une couche adsorbée

-Une couche qui est le fruit des interactions de certains constituants du matériau avec des constituants de l'ambiance. Elle est appelée "*post couche*".

-Une couche dite "*de Beilby*" dont la structure cristalline est méconnaissable, quasi amorphe (la post couche et la couche de Beilby pouvant se confondre parfois).

-Une sous couche atteinte par les écrouissages et qui a gardé sous forme de contraintes résiduelles le souvenir des traitements thermiques, des usinages, ...etc.

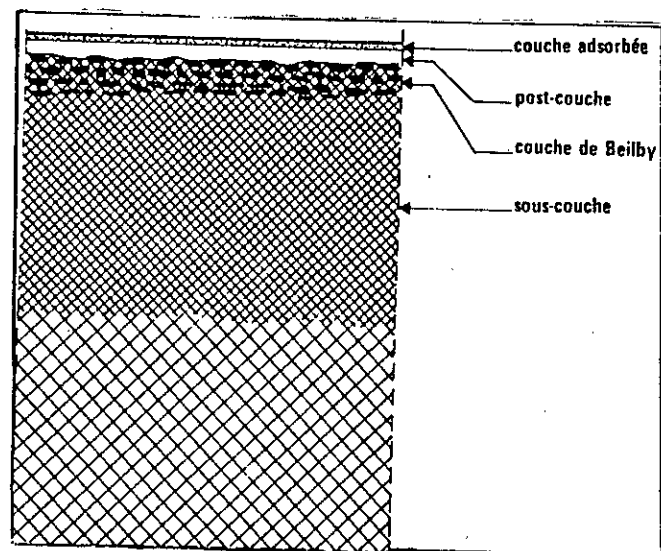


Figure 5: Topographie de la surface d'un solide [6].

I-3-2-1 La couche adsorbée:

La couche adsorbée a généralement une épaisseur inférieure à 100\AA . Elle est le plus souvent formée d'oxygène, de polluants atmosphériques, de corps gras.

I-3-2-2 La post couche:

En plus des composés de base, la post couche comprend presque toujours un mélange d'oxydes mais sa composition exacte une fois l'équilibre atteint en fonction de l'ambiance, de la température...etc., reste inconnue dans l'état actuel.

Néanmoins, on connaît les exemples suivants:

-la post couche d'un acier très chargé en chrome comprend une proportion importante de Cr_2O_3

-la post couche d'une fonte comprend du graphite.

-celle du bronze frottant en ambiance réductrice ou neutre est formée presque exclusivement de cuivre, alors qu'en atmosphère oxydante son composé principale est un mélange d'oxyde de cuivre et d'oxyde d'étain.

La post couche a, en frottement, une importance capitale. Par exemple, la post couche du cupro-aluminium étant très riche en cuivre, son meilleur antagoniste en frottement est le molybdène, ce que l'expérience vérifie.[6]

I-3-2-3 La couche de Beilby:

Elle a une épaisseur toujours inférieure à 5μ et plus généralement comprise entre 0.1 et 1μ . Sa principale caractéristique réside dans le fait que la structure cristalline du matériau n'y existe pratiquement plus. Lorsque des métaux sont compatibles en frottement, il est préférable de se passer de couche de *Beilby*; lorsque les métaux sont incompatibles, celle ci doit être la plus abondante possible.

I-3-2-4 La sous couche:

La sous couche intervient beaucoup plus dans l'état d'une surface de par les contraintes résiduelles qu'elle contient.

I-4 MECANISMES FONDAMENTAUX D'USURE:

I-4-1 Mécanisme de rupture

Quelque soit le mode d'usure, le mécanisme initial est la rupture au sein des matériaux. Trois types de rupture sont à envisager pour les problèmes de frottement [7] :

I-4-1-1 Cisaillement de jonctions:

Le contact réel de deux surfaces se produit par l'intermédiaire de quelques zones limitées qui peuvent adhérer. Lors du frottement, de telles jonctions sont en permanence créées, cisillées plastiquement et rompues comme le décrit la *figure 6*.

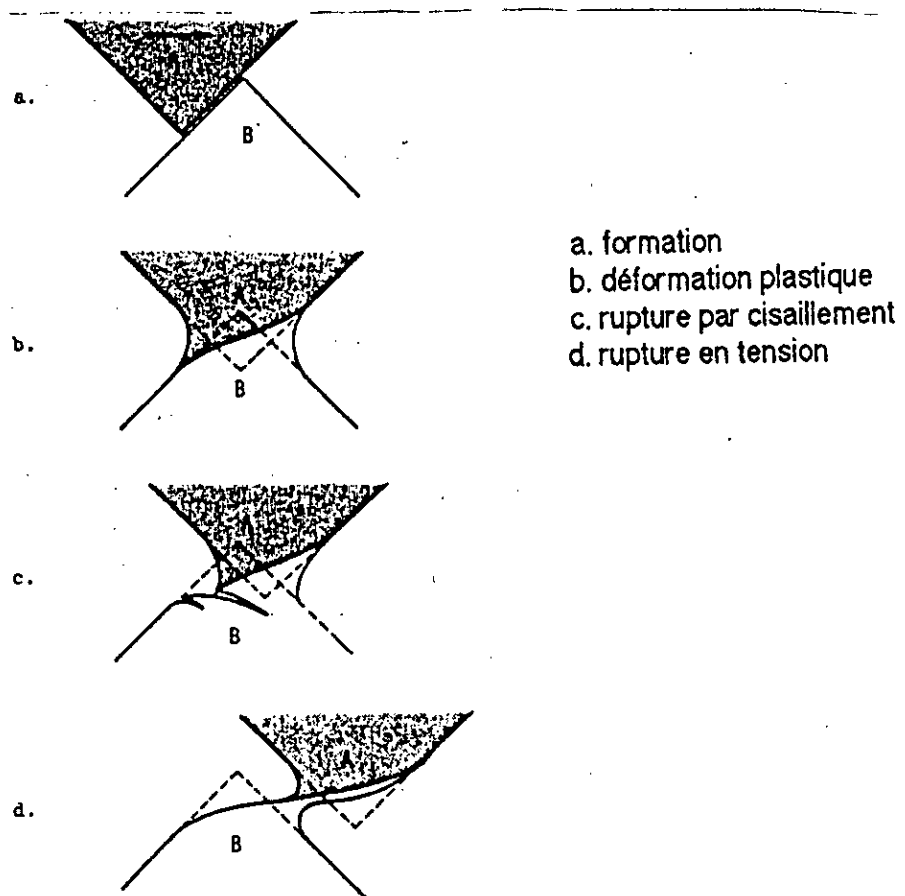


Figure6: Rupture par cisaillement de jonctions adhésives [7].

I-4-1-2 Micro-usinage:

Des aspérités dures (ou des débris dans l'interface) peuvent agir lors du frottement sur une surface plus tendre comme un outil de coupe. L'enlèvement de matière se fait alors par formation de microcopeaux et la surface usée est caractérisée par l'apparition de rayures.

I-4-1-3 Rupture par fatigue:

Les mises en charge répétées d'un matériau peuvent initier des fissures de fatigue qui en se propageant donnent naissance à des particules d'usure.

I-4-2 Mécanismes d'usure

L'usure est un phénomène complexe, vu le nombre de paramètres qui interviennent en même temps si bien qu'il est impossible d'isoler un paramètre pour l'étudier à part. C'est en outre un phénomène qui fait intervenir à la fois la mécanique et les propriétés des matériaux.

De nombreuses classifications d'usure existent depuis longtemps, le *tableau 1* regroupe certaines de ces classifications. Il apparaît cependant qu'elle peut être réduite à quelques principaux cas. Ainsi, après la réduction de certains termes du tableau 1, quatre principaux mécanismes sont illustrés dans la *figure 7*.

Auteurs	Mode d'usure
Burwelland and Strang [9]	usure abrasive, adhésive, corrosive, par fatigue, fretting, par érosion et cavitation.
Jahamir [10]	usure adhésive, délamination, fretting, abrasive, érosion, par impact, par fatigue, corrosive, par diffusion, par contact électrique.
Godfrey [11]	usure adhésive moyenne, usure adhésive sévère, abrasion, érosion, fatigue, délamination, corrosive, électrocorrosive, fretting corrosion, cavitation, décharge électrique et polissage.
Rice [12]	adhésion, abrasion, fatigue, corrosion ou oxydation et électrique.
DIN 50320 [13]	adhésion, abrasion, par fatigue, réaction tribochimique.

Tableau 1: Classification du mode d'usure

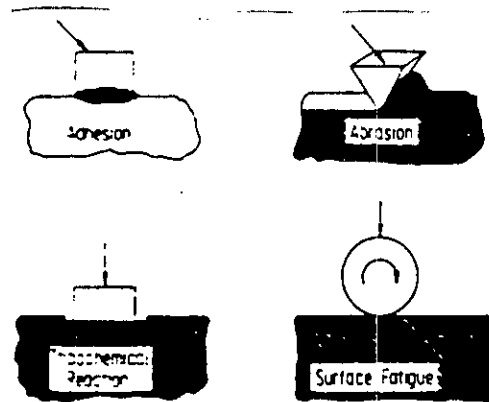


Figure 7: Description schématique des quatre principaux modes d'usinage [8].

En ce qui nous concerne, nous retiendrons que trois mécanismes fondamentaux d'usure, découlant directement des mécanismes de rupture précédemment décrits: l'usure adhésive, l'usure abrasive et l'usure par délamination.

1-4-2-1 Usure adhésive:

Lorsque les aspérités de deux surfaces viennent en contact, elles adhèrent fortement et forment des jonctions. La continuation du déplacement les rompt à leur niveau le plus faible. Ce mécanisme crée donc un transfert du matériau le plus mou vers la surface la plus dure.

C'est un phénomène purement superficiel dont l'origine est à rechercher au niveau des liaisons entre atomes des surfaces, interactions à courte distance qu'il est possible de chiffrer en utilisant les résultats de la physique du solide (par exemple divers modèles de répartitions électroniques [14, 15]. Ces calculs supposent cependant que les surfaces métalliques en contact sont parfaitement propres.

La théorie de l'usure adhésive s'est essentiellement développée dans les années cinquante, avec notamment les travaux *d'Archard* [16], de *Bowden* et *Tabor* [17]. Elle est fondée sur les hypothèses suivantes:

1-Le contact de deux surfaces métalliques provoque des liaisons entre elles.

2-Lors du déplacement relatif de ces deux surfaces, la force nécessaire pour rompre les jonctions est la force de frottement F .

3-Si l'aire de contact (microscopique) entre les deux corps est S_0 , alors F est proportionnelle à S_0 .

Appelons f la force nécessaire pour rompre une jonction:

$$F = f S_0 \quad (2)$$

4-Le coefficient de frottement est:

$$\mu = F/N = f S_0/N \quad (3)$$

En général S_0 est proportionnelle à N , donc

$$\mu = \text{cste} \times f \quad (4)$$

c'est à dire que μ est indépendant de la charge et de la surface du contact.

Le volume usé est donné par l'équation:

$$V = K L W/3H \quad (5)$$

avec:

W : la charge appliquée;

L : la longueur de frottement;

H : la dureté;

K : une constante appelée coefficient d'usure.

K est souvent interprétée comme étant la probabilité pour qu'une interaction entre aspérités donne naissance à une particule d'usure mais est également fonction de la forme de ces particules [18] et des caractéristiques des matériaux en présence comme par exemple le rapport[19]:

$$K = W_{ab}/\gamma_a + \gamma_b \quad (6)$$

où:

W_{ab} : l'énergie d'adhésion de l'interface;

γ_a, γ_b : les énergies de surfaces des deux antagonistes.

D'autre part *Rabinowicz* propose une théorie reposant sur les énergies mises en jeu. Pour qu'une charge P appliquée sur une aspérité, détache celle-ci de sa surface, il faut qu'elle puisse donner une énergie de déformation élastique suffisante. La charge minimum nécessaire à la production d'une particule est:

$$P = 10^8 \cdot W_{ab}/H \quad (7)$$

où:

W_{ab} : l'énergie interfaciale d'adhérence entre les matériaux des surfaces.
 H : la dureté de la particule.

L'énergie accumulée dans la particule peut être supérieure à l'énergie d'adhésion de cette particule [20]. Son diamètre est alors donné par :

$$d = 6 \cdot 10^4 \cdot W_{ab}/H \quad (8)$$

La *figure 8* montre la relation entre le diamètre moyen mesuré des particules d'usure adhésive frottant sur eux même et le rapport de l'énergie d'adhésion à la dureté.

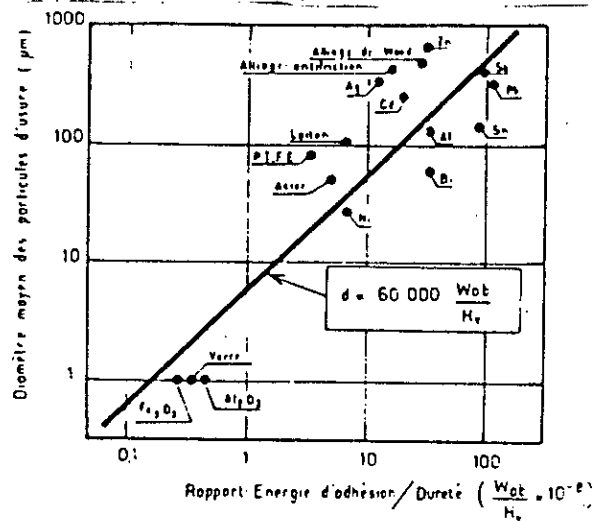


Figure 8: Relation entre la dimension des particules d'usure adhésives frottant sur eux même et le rapport W_{ab}/H [20].

Plusieurs autres théories de l'adhésion ont été proposées dans la littérature [21-23]. *Kinloch* présente quatre principaux groupes de l'adhésion:

a- Théorie de liaison mécanique

b- Théorie de diffusion

c- Théorie électronique

d- Théorie de l'adsorption

La *figure 9* illustre ces principaux groupes de mécanisme d'adhésion .

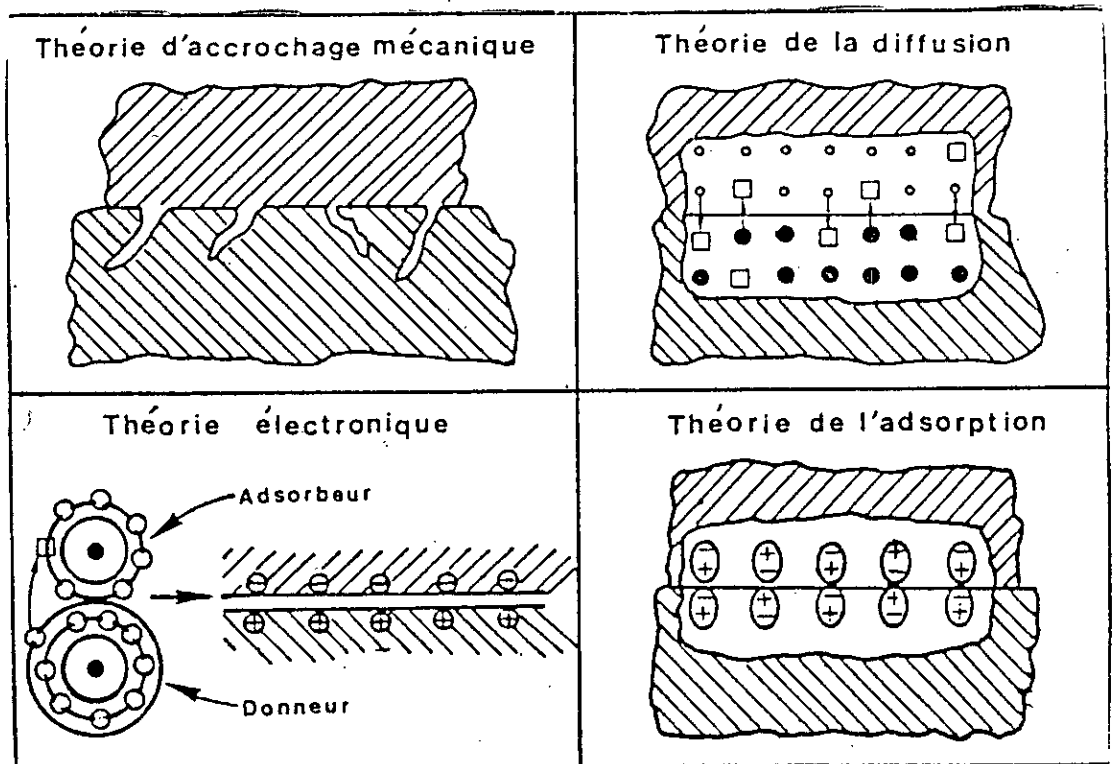


Figure 9: Différents groupes de mécanismes d'adhésion [5].

En conclusion, nous remarquons qu'une théorie universelle d'adhésion n'existe pas, que tous les modèles présentés négligent trop de facteurs importants, que l'adhésion se produit sans doute dans des conditions très particulières (ultravide, atmosphère inerte...) mais que dans le cas général, elle n'est pas le mécanisme contrôlant totalement l'usure des métaux.

I-4-2-2 Usure abrasive:

L'usure abrasive se produit lorsque des particules dures rayent une surface. Ces particules peuvent être présentes dans l'interface où elles sont partie intégrante de l'un des deux corps en présence. Ce processus peut conduire ou non à l'enlèvement de matière: deux situations extrêmes ont été identifiées, elles sont schématisées sur la *figure 10*.

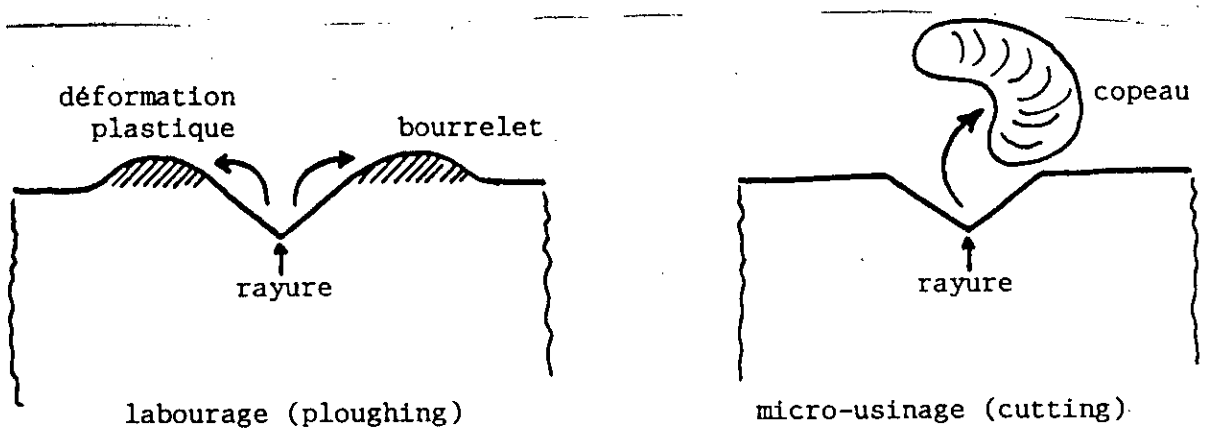


Figure 10: Mécanismes de formation d'une rayure sur une surface métallique.

Dans le premier cas, la rayure est formée par déformation plastique du métal ou labourage (*ploughing*). Le déplacement de la particule abrasive dans le métal provoque la formation de bourrelets à l'avant et sur les flancs de la rayure. Dans le cas idéal, ce mécanisme ne provoque pas d'enlèvement de métal. L'usure se produit alors plutôt par délamination.

Le deuxième cas correspond à la formation de copeaux par micro-usinage (*cutting*). Le cas extrême est celui où le volume de métal enlevé correspond à celui de la rayure sans formation de bourrelets. Ce mécanisme peut correspondre à l'usure abrasive (sévère) des matériaux ductiles.

Il convient de distinguer deux processus d'abrasion des surfaces de frottement:

-*L'abrasion à deux corps* : c'est l'abrasion par les aspérités dures d'une des surfaces sur l'autre plus tendre.

-*L'abrasion à trois corps* : elle est provoquée par des particules dures qui sont, soit véhiculées entre les deux surfaces en contact, soit enchâssées dans l'une d'elles.

L'usure est plus faible dans l'abrasion à trois corps que celle à deux corps. Parce que dans le premier mode, seulement une faible proportion

d'abrasifs cause l'usure grâce à la variation de l'angle d'attaque. Les particules roulant librement ou glissant causent une faible perte d'usure [8].

Comme pour l'usure adhésive, l'énergie de cohésion et la dureté des matériaux semblent être là aussi à priori des facteurs importants sur la résistance à l'usure. Ainsi *Kigh* [24] a montré que la résistance à l'usure abrasive évolue, pour les métaux, linéairement avec l'énergie de cohésion $b(M-M)$, et a proposé une relation de type:

$$b(M-M) = 2 \Delta H_S / C_N \quad (9)$$

avec:

ΔH_S : l'enthalpie de sublimation;

C_N : le nombre de coordination.

Ceci est également vérifié pour les céramiques et les polymères, avec des pentes différentes [24,25].

Le *tableau 2*, donne les valeurs de la résistance à l'usure abrasive E et de l'énergie de cohésion pour quelques métaux.

Métal	Résistance à l'usure relative ε	Energie de cohésion
Pb	0.9	7.8
Mg	2.7	6.0
Sn	2.8	12.1
Cd	3.0	8.9
Al	4.0	10.4
Zn	6.3	14.6
Au	7.0	14.6
Cu	9.3	13.5
Ag	7.5	11.4
Pd	10.6	15.0
Zr	12.0	24.4
Pt	12.5	22.7
Ni	18.0	16.9
Co	20.0	16.9
Fe	20.5	16.6
Mn	27.0	11.7
Cr	30.0	23.6
Rh	35.0	22.1
Mo	39.0	39.6
Be	45.0	13.0
W	60.0	50.5

Tableau 2: Valeurs de la résistance à l'usure abrasive ε et de l'énergie de cohésion de quelques métaux [24].

Le tracé de la courbe ϵ en fonction de $b(M-M)$ montre que les points se regroupent approximativement sur une droite de pente $\Delta\epsilon/\Delta b = 1.5$ (fig. 11).

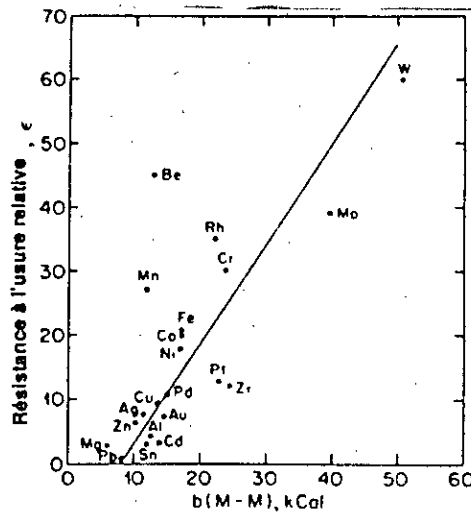


Figure 11: Résistance à l'usure en fonction de l'énergie de cohésion [24].

Le cas des aciers est intéressant à analyser car les courbes obtenues s'écartent notablement des droites précédentes. La *figure 12* donne les résultats pour des aciers traités à différents niveaux de dureté [26]. On constate que:

-Pour un acier donné, traité à différents niveaux de dureté, la pente de la courbe résistance à l'usure en fonction de la dureté est inférieure à celle obtenue pour les métaux purs.

-La résistance à l'usure abrasive augmente avec la teneur en carbone des aciers (à dureté égale).

En fait, on peut considérer [26] que les courbes des aciers sont à la fois asymptotiques de celles des métaux purs à faible dureté et asymptotique d'un autre comportement à haute dureté (*fig. 13*).

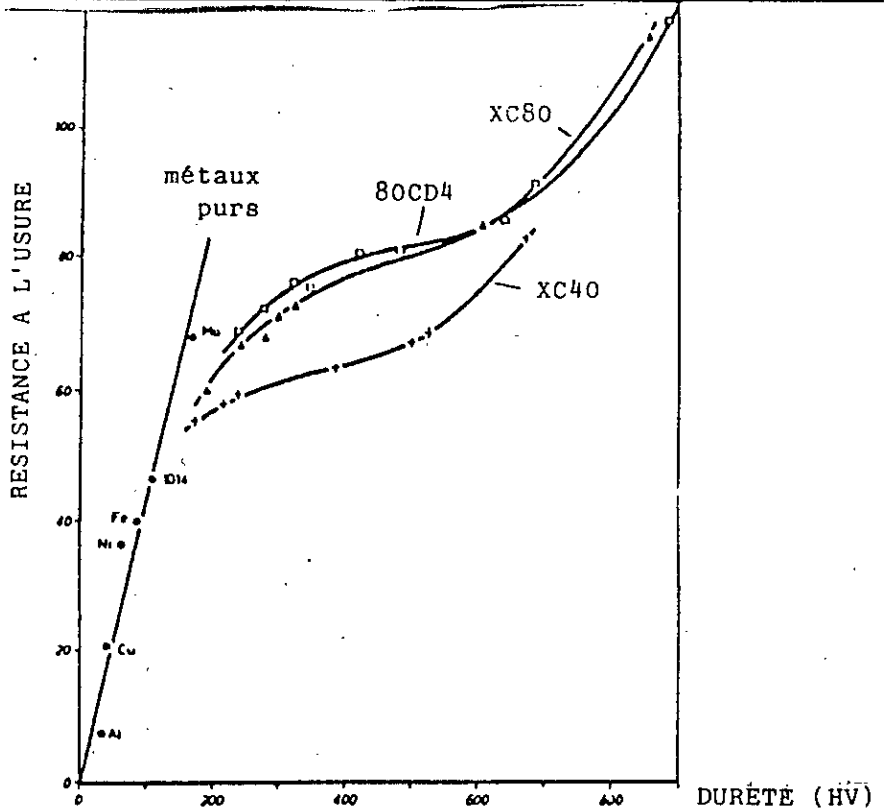


Figure 12: Résistance à l'usure de trois aciers en fonction de leur dureté [26].

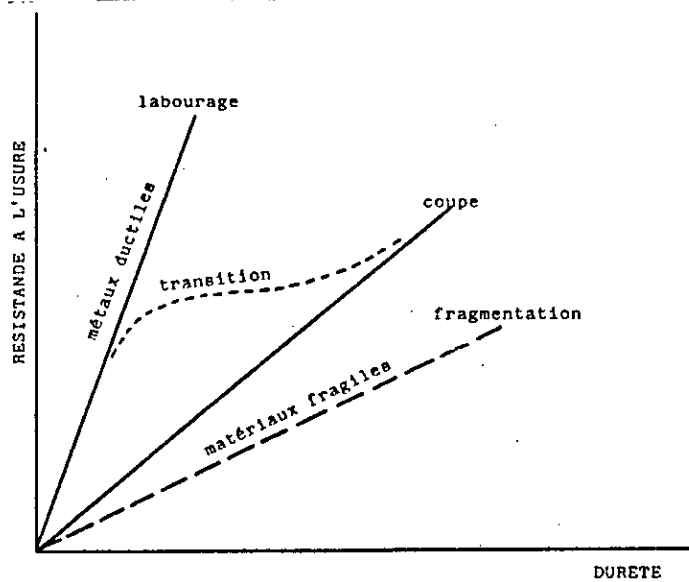


Figure 13: Comportements différents des matériaux en fonction de leur dureté à partir de considérations de déformations et d'usinages [26].

Ces deux extrêmes seraient représentatifs d'une dominante déformation (*faible dureté*) et d'un dominant usinage (*à haute dureté*). Le comportement de transition des aciers serait dû à une augmentation avec la dureté du nombre de points de contact capables de provoquer un enlèvement de métal (Cet effet serait d'une importance suffisante pour compenser la diminution de la profondeur de chaque rayure).

I-4-2-3 Usure par délamination:

L'usure par délamination est un processus comprenant cinq étapes: transformation de forces, déformation, amorçage de fissures, propagation de fissures, formation de particules d'usures.

On peut donc considérer que le mécanisme de rupture est la fatigue, ce qui amène certains auteurs à ne voir la délamination que comme un mode d'endommagement (au même titre que l'usure douce ou l'usure sévère) et à conserver le terme de fatigue comme mécanisme fondamental d'usure [27].

Le processus de délamination peut se décrire de la façon suivante:

-Quand deux surfaces frottent l'une contre l'autre, les forces normales et tangentielles sont transmises par les zones de contact. Les aspérités de la surface la moins dure sont déformées ou brisées, ce qui génère une surface relativement plane [28].

-Durant la deuxième étape, la surface subit un chargement cyclique dû aux aspérités de la surface dure, induisant une déformation plastique s'accumulant au cours du temps. Ces caractéristiques (dimensions de la zone déformée plastiquement, état de contraintes, contraintes et déformations résiduelles) peuvent être calculées [29]. La *figure 14* donne par exemple, la déformation en sous couche en fonction du coefficient de frottement. On constate dans ce cas que la dimension de la zone plastique augmente avec le coefficient de frottement. Pour $\mu < 0.5$ la zone plastique reste confinée dans le volume alors qu'elle atteint la surface quand μ devient supérieur à 0.5.

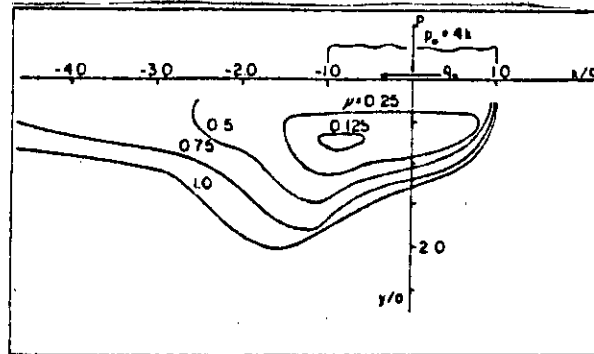


Figure 14: Déformation plastique en cours de frottement provoquée par une aspérité (diamètre $2a$) avec une force normale $P_0 = 4k$. (k : limite élastique de cisaillement).

Par exemple, la *figure 15* représente les résultats obtenus dans le cas particulier où l'amorçage se produit au niveau d'interfaces matrices/particules. Un à dix passage d'aspérités suffisent pour faire apparaître des vides ou des fissures dans les couches les plus proches de la surface. Pour les passages ultérieurs, la fissuration se produit à des profondeurs plus importantes (*fig.16*). Dans le modèle des microcellules, les fissures sont générées à partir des parois de dislocations.

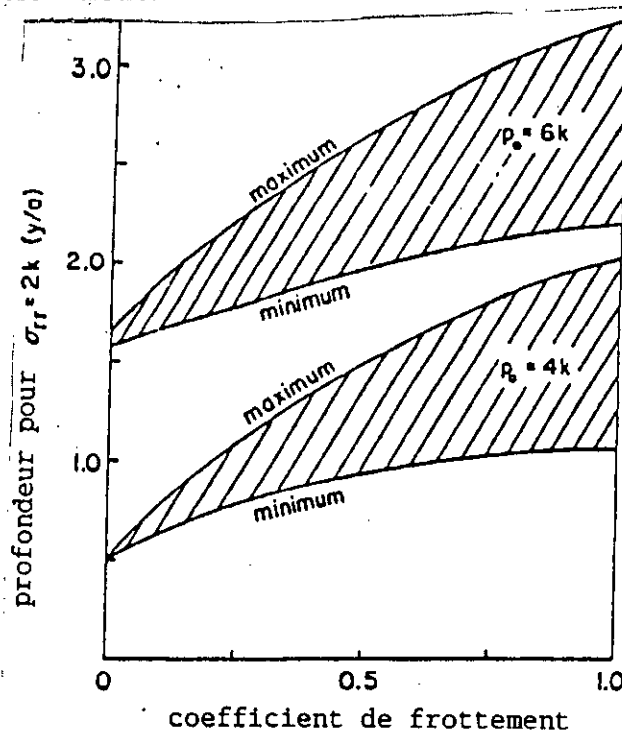


Figure 15: Profondeur où l'amorçage de fissures est possible en fonction du coefficient de frottement [29].

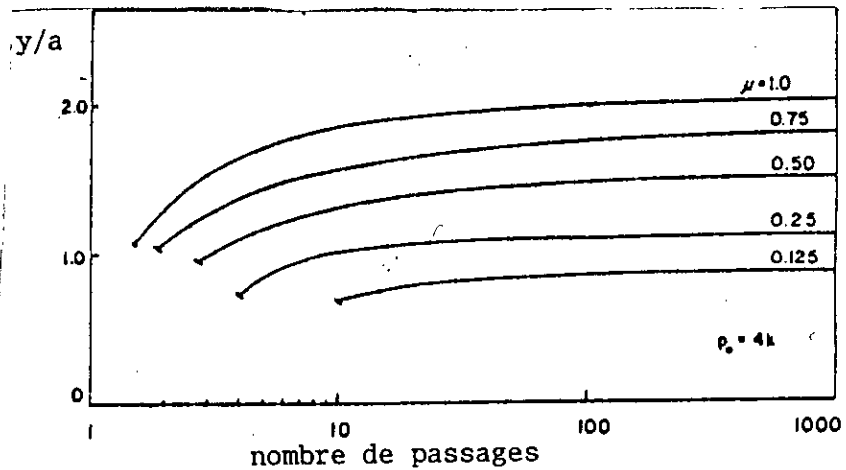


Figure 16: Profondeur d'apparition des fissures en fonction du nombre de passages d'aspérités [29].

-L'étape suivante est la propagation des fissures. La présence de vides ou de pré-fissures ne garantit pas cette propagation, encore faut-il que certains critères soient vérifiés. Par exemple, les contraintes de tensions existant en sous couche à l'arrière d'une aspérité peuvent être responsables de cette propagation. Dans une première approche, la mécanique de la rupture élastique linéaire peut être utilisée pour analyser la propagation (au moins pour des coefficients de frottement supérieurs ou égaux à 0.5) [30].

-Quand les fissures en sous couche ont atteint une longueur suffisante, elles deviennent instables et se propagent jusqu'à la surface, créant ainsi des particules d'usure.

L'épaisseur de ces particules dépend des propriétés intrinsèques des matériaux et est fonction croissante du coefficient de frottement et de l'amplitude des charges normales et tangentielles puisque celles-ci déterminent la profondeur et la valeur des contraintes de tension maximale à l'arrière des aspérités.

Il est évident que ces processus interagissent: l'usure abrasive par exemple dépend de l'équilibre existant entre la formation du film d'oxyde et sa destruction: *Chateaud* [32] lors de son étude, trouve que ces mécanismes varient en fonction du stade de frottement.

I-4-3 EQUATIONS D'USURE

Après avoir identifié les mécanismes d'usure, l'idéal est de trouver une équation d'usure capable de prédire le taux d'usure quelque soient le matériau et les conditions utilisées.

Comme nous venons de le voir, l'usure et le frottement sont des phénomènes faisant intervenir à la fois la surface et le volume des matériaux d'où la complexité du problème. Pour ce faire, certains chercheurs [16] ont résolument négligé l'aspect volume pour se concentrer sur les surfaces. D'autres [19, 31], pour améliorer ces équations ont développé des modèles faisant intervenir les propriétés volumiques des matériaux. La revue générale et détaillée de ces modèles est rapportée par *Fayeulle* [33].

Le volume d'usure donné par *Archard* est sous la forme :

$$V = K P/H \quad (10)$$

où:

K: la constante d'usure;

P: la charge;

H: la dureté.

Rabinowicz et al [19, 31] par le modèle d'une abrasion par aspérité rigide conique (*fig. 17*) donnent une autre quantification du volume d'usure sous une autre forme:

$$V = P L \operatorname{tg} \theta / \Pi H \quad (11)$$

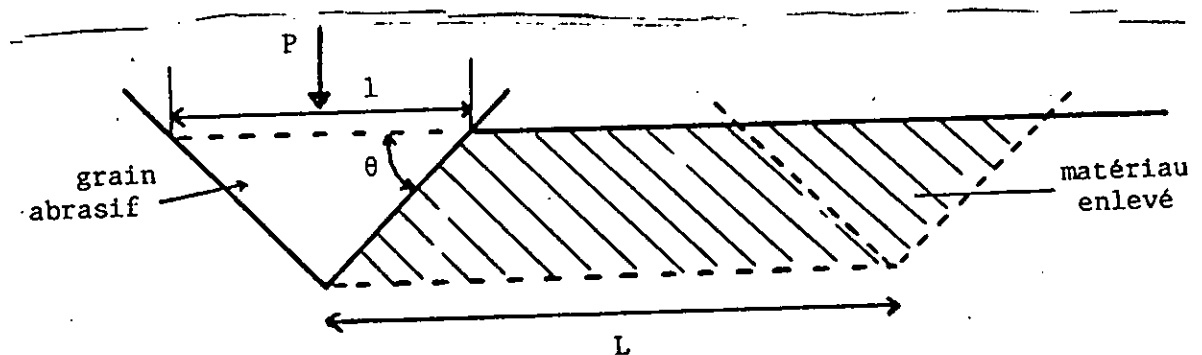


Figure 17: Quantification du volume d'usure par le modèle d'une aspérité rigide conique

I-5 LE FROTTEMENT

Le frottement, c'est d'abord le contact de deux surfaces et ensuite le déplacement relatif de ces dernières. Il faut donc nous attendre à ce que le coefficient de frottement soit une grandeur difficile à quantifier de façon formelle, puisqu'il dépend de plusieurs paramètres.

Sikorski [38, 39] a dressé une liste assez complète des facteurs qui ont une influence sur les phénomènes tribologiques:

1-Propriétés mécaniques

- Dureté
- Taux d'écroutissage
- Modèle élastique
- Température de recristallisation

2-Propriétés physico-chimiques du métal

- Structure cristalline
- Point de fusion
- Composition
- Rayon atomique

3-Propriétés de surface

- L'énergie de surface
- La contamination

Cependant, les différences entre antagonistes entraînent des conséquences importantes comme:

- La solubilité mutuelle
- La dureté relative

-La désorientation dans le cas de monocristaux

Enfin, des facteurs liés directement au type de l'essai réalisé influent beaucoup sur le résultat final (charge, vitesse de frottement, ... etc.).

I-5-1 Facteurs influençant le frottement

a- Effets mécaniques:

En règle générale, les métaux mous présentent la plus grande adhérence (In, Pb, ...etc.), contrairement aux métaux durs; *Sikorski* a pu classer les métaux selon leur dureté, tout en séparant les structures différentes [38,39,40]. De même, *Moore* et *Mc G. Tegart* [41] ont montré que la différence de dureté entre antagonistes influe sur le coefficient de frottement.

L'existence d'une différence de dureté optimale, qui détermine l'aptitude à l'accommodation des surfaces (une grande différence entraîne l'abrasion de l'un par l'autre, et une différence trop faible une détérioration mutuelle) a été étudiée sur des alliages fer-carbone de dureté variable [42, 43].

Un autre aspect des propriétés mécaniques est l'aptitude à la déformation plastique. Vu l'importance de ce phénomène en ce qui concerne l'usure, nous le traiterons en abordant les aspects physico-chimiques et microstructurales.

b- propriétés de surface

b-1 contamination

C'est l'un des paramètres les plus importants du frottement et ne pas en tenir compte serait un handicap important pour l'interprétation.

De nombreux auteurs en ont étudié les conséquences, mais il est généralement extrêmement difficile de se libérer de toute contamination superficielle. Cette contamination affectant au total quelques dizaines à quelques centaines d'Angström sur la surface est liée à la nature du milieu ambiant. En particulier, les gaz neutres ou réactifs sont adsorbés.

Bien que les gaz inertes puissent avoir une influence sur les propriétés physico-chimiques [44, 45, 46] de la surface, l'influence la plus marquée est celle de l'oxygène [43, 44]. Si cette couche d'oxyde est suffisamment résistante

et épaisse, elle peut, en empêchant le contact métallique des deux surfaces antagonistes, modifier considérablement le coefficient de frottement. Dans la plupart des cas, la présence d'un film d'oxyde abaisse le coefficient de frottement pour des charges n'entraînant pas la rupture du film.

Lorsque la rupture du film d'oxyde intervient, du fait d'une augmentation de la charge, les particules d'oxydes libérées peuvent se comporter de deux manières différentes en fonction des duretés relatives du métal et de l'oxyde: il y'aura effet d'abrasion si l'oxyde est plus dur que le métal, mais si l'oxyde est plus mou que le métal, il peut y avoir lubrification [47]. Ainsi, [48, 49] le cas d'un oxyde dur sur un métal mou ($Al-Al_2O_3$) est propice à la déformation du métal et à la destruction du film. Par contre, lorsque le métal et l'oxyde sont de dureté voisine ($Cu-CuO$), une même déformation sera admise par les deux composants, ce qui entraîne une meilleure résistance du film.

Le rôle lubrifiant des oxydes a été étudié par *Kragelski* [50], il a noté que les oxydes formés sur le cuivre et les bronzes sont de bons lubrifiants. Ainsi, le comportement tribologique d'un film d'oxyde peut être radicalement différent suivant sa dureté comparée à celle de son antagoniste.

Deux cas peuvent apporter une amélioration du comportement en frottement:

- l'oxyde forme une couche très dure et résistante, fortement adhérente à son substrat. Ce type de revêtement augmente fortement la résistance à l'usure.

- l'oxyde est mou et friable, et agit comme un lubrifiant solide.

La nature de ces oxydes dépend de la température atteinte au cours du frottement et des conditions de charge et de vitesse [51].

Par exemple, pour les aciers, les valeurs suivantes sont généralement admises [52]:

<i>température</i>	$T_s < 450^\circ C$	$450^\circ C < T_s < 600^\circ C$	$T_s > 600^\circ C$
<i>oxyde majoritaire</i>	αFe_2O_3	Fe_3O_4	FeO

Trabelsi [53] note la présence des oxydes αFe_2O_3 et Fe_3O_4 lors de frottement de l'alumine contre l'acier à l'air. Il est à noter que la formation de Fe_3O_4 ou du FeO aboutit souvent à un coefficient de frottement assez bas (<0.3) alors qu'avec du Fe_2O_3 on trouve une valeur plus élevée de l'ordre de 0.8 [54]. Dans tout les cas de figure cet oxyde permet de diminuer les taux d'usure et ce d'autant plus qu'il est présent en quantités importantes comme le montre la *figure 18* [54];

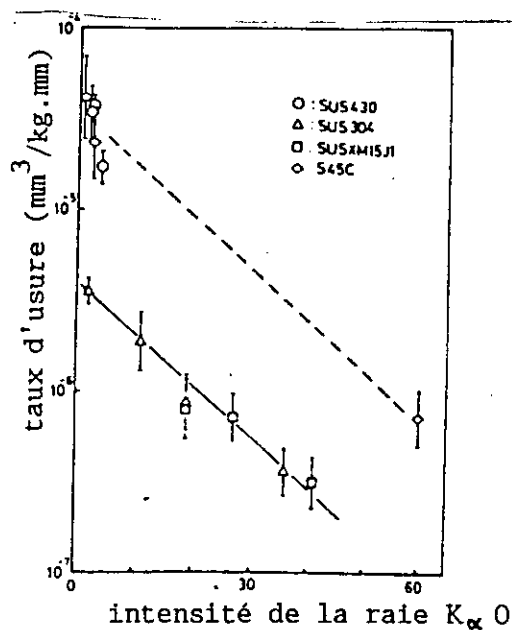


Figure 18: Relation entre taux d'usure et quantité d'oxyde αFe_2O_3 formé [54].

En conclusion, il est donc fort heureux, pour l'ingénieur responsable de la solution des problèmes de la pratique courante, que les surfaces métalliques soient habituellement contaminées et oxydées: sans cela, la résistance de frottement atteindrait dès le départ des valeurs prodigieusement élevées, et le grippage serait le principal résultat des tentatives de mise en mouvement relatif des pièces en contact. Or, ceci ne risque de devenir la règle que dans le vide. Néanmoins, le frottement dans un vide de 10^{-5} à 10^{-6} mm Hg n'est pas immédiatement catastrophique car dans la zone des pressions moindres que 10^{-7} torr, on doit éventuellement s'attendre à une certaine permanence des couches d'oxydes présentes sur les matériaux métalliques.

b-2 Influence de l'état de surface

Selon *Rabinowicz* [19], l'influence de la topologie des surfaces (*rugosité*) n'intervient que dans les cas extrêmes: l'état poli tend à augmenter le coefficient de frottement à cause de l'accroissement de l'aire de contact réelle, de même l'état fortement rugueux conduit à des coefficients de frottement élevés, cette fois à cause des aspérités de très grandes amplitudes qu'il faut surmonter pour que le déplacement se produise. Dans les cas intermédiaires, le frottement est indépendant de la rugosité. Résultats confirmés par *G. Chateaud* [32].

c- Influence de la charge

Certains chercheurs ont montré l'existence d'une charge critique au delà de laquelle le frottement est élevé (*fig. 19*).

De son côté *Chateaud* [32], a observé une usure très prononcée au delà de la charge critique provoquée par les contraintes de traction-compression. Cette usure résulterait de l'amorçage des fissures puis leur propagation, conduirait rapidement à la rupture.

Dahmani [55] explique que le dépassement s'accompagne par le changement dans la taille et la nature des particules transférées. Leur apparition est due à la destruction des surfaces par l'augmentation des contraintes ou à leur transformation sous l'effet des échauffements superficiels. Notons seulement que les trois auteurs pensent que c'est dû à la présence d'une charge critique au delà de laquelle l'usure est sévère, bien que les matériaux en présence différaient totalement.

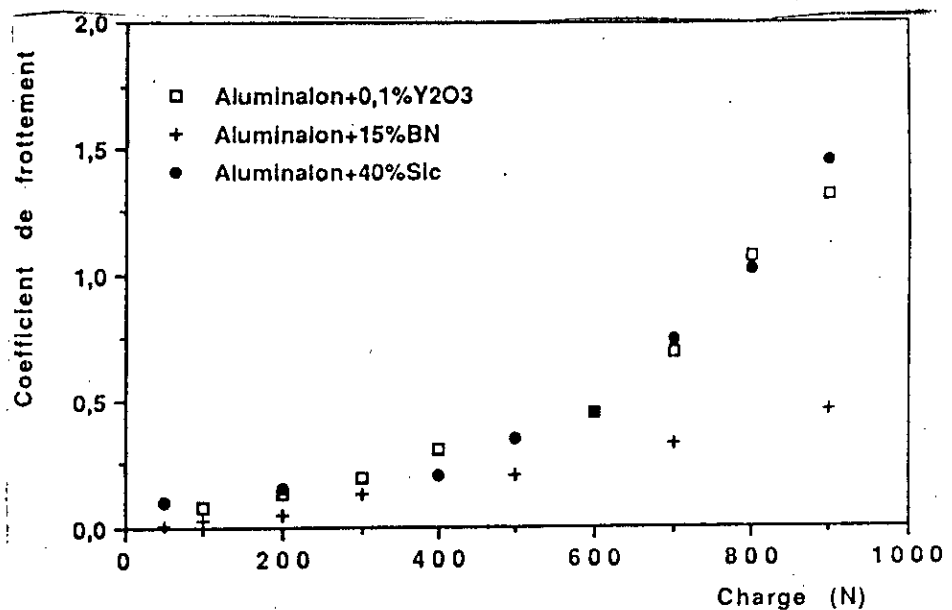


Figure 19: Evolution du coefficient de frottement en fonction de la charge normale appliquée pour une distance de 1300 m [58].

d- Influence de la vitesse

Le coefficient de frottement est une fonction aléatoire de la vitesse, il ne peut y avoir de règles générales car les influences directes et prévisibles sur les déformations élastiques, le bourrelet plastique frontal [56]...etc. sont perturbées par des influences indirectes et imprévisibles comme la température, le comportement des films d'oxydes et la nature des oxydes stables à la température considérée.

On voit donc que la vitesse agit principalement sur la température superficielle. L'accroissement de température en surface a pour effets:

- De créer des points chauds, ce qui accroît la réactivité des surfaces et des débris d'usure vis à vis du milieu environnant et donne de l'importance à toutes réactions d'oxydation qui peuvent se produire au cours des glissements.

- De produire à haute température des ramollissements et des fusions des zones superficielles.

Berriche [57] explique l'influence de la vitesse par le phénomène de portance du troisième corps. En effet, pour des vitesses relativement élevées (800tr/mn), le troisième corps est systématiquement mis hors du contact, ce qui empêche la séparation des surfaces en contact et par conséquent l'établissement d'une portance. Par contre, pour des vitesses relativement moyennes, le troisième corps a pu être établi sur toute la surface en créant une portance diminuant l'interaction entre les deux surfaces et donc l'usure.

Vu l'important rôle que joue le troisième corps durant le frottement, il nous est apparu indispensable de le définir.

I-6 MODELE A TROIS CORPS

On admet aujourd'hui que le contact n'est jamais à deux corps et qu'il n'est pas possible de décrire ou de prévoir la réalité en se limitant à un modèle à deux corps.

I-6-1 Création et évolution du troisième corps

Le troisième corps est formé à partir de l'accumulation des particules formées dans le contact. *Blanchard* [58] a montré que la création de ces débris passe par l'élaboration d'une modification structurale des couches superficielles: la *TTS (transformation tribologique superficielle)*. Sous l'effet de la pression exercée, ces particules sont compactées et une partie est transportée le long du contact dans le sens du mouvement. Celles qui restent piégées à l'intérieur du contact créent une séparation entre les deux surfaces.

Le suivi de la formation des débris montre qu'une partie de ceux-ci s'oxyde sous l'effet de l'énergie de frottement dissipée sous forme de chaleur au niveau du contact en formant un film d'oxyde (*troisième corps*) [57] qui sépare les deux premiers corps et par conséquent protège les antagonistes de la dégradation. Cette protection peut être reliée à un phénomène de portance qui diminue l'interaction entre les deux premiers corps. La portance intervient quand la présence des troisièmes corps modifie la répartition de pressions normales rencontrées dans le contact à deux corps, de ce fait, la diminution des taux d'usure s'explique par des gains de portance.

I-6-2 Comportement du troisième corps

Plusieurs travaux [58,59] indiquent que le frottement et l'usure sont gouvernés, après un stade d'incubation, par le comportement du film interfacial (*3^{ème} corps*), celui-ci dépend de beaucoup de paramètres (vitesse, charge, environnement... etc.).

Pour mieux comprendre les phénomènes interactifs entre les trois corps, généralement complexes, nous proposons le schéma simplifié de la *figure 20 (a et b)*. On note deux comportements extrêmes importants:

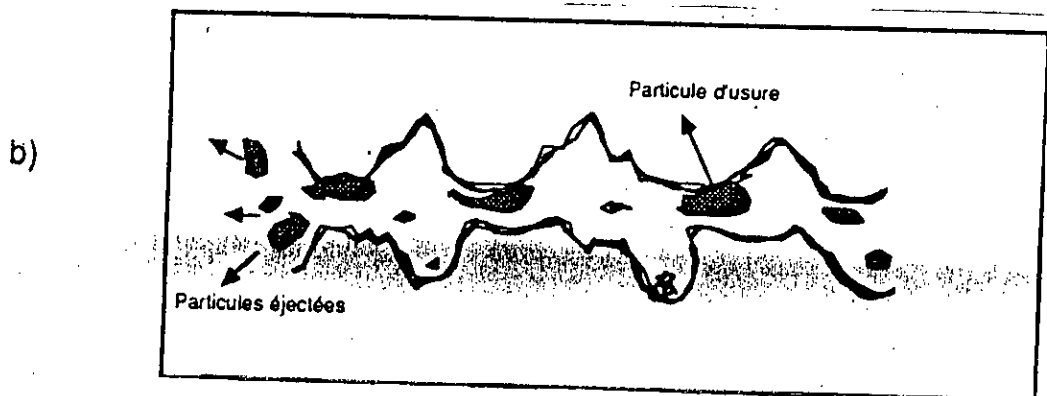
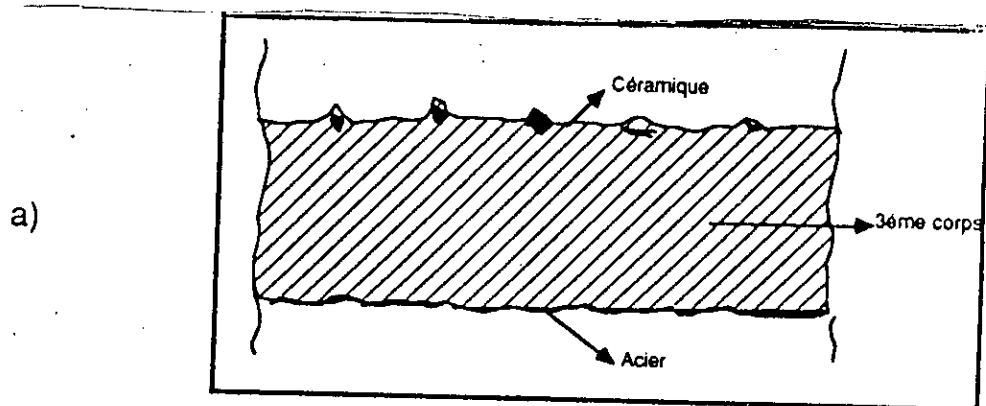


Figure 20: a) Schéma d'usure caractérisée par la présence du 3^{ème} corps
 b) Schéma d'usure caractérisée par l'absence du 3^{ème} corps.

-Le premier cas *a* est caractérisé par la présence et la stabilité du troisième corps adhérent à l'un des antagonistes. Lors du frottement le cisaillement se fait au niveau de l'interface la plus faible (ici l'interface métal/oxyde de fer). L'éjection de débris hors du contact est très limitée, l'usure est donc faible.

-Le deuxième cas *b* rencontré surtout à vitesse et/ou à charge élevée est caractérisé par l'absence presque totale du film protecteur stable dans le

contact. Ceci cause d'une part une usure de la céramique par fracture et d'autre part, arrachement de grains. Elle se comporte alors vis à vis du métal comme un outil de coupe par les arrêtes vives créées et par les particules abrasives de céramiques libérées.

On notera donc le rôle important de l'adhérence du troisième corps sur l'un des antagonistes (céramique dans ce cas), qui peut être obtenue par simple effet mécanique (rugosité) ou par effet physico-chimique.

I-6-3 Nature du troisième corps

Comme nous l'avons déjà signalé, le troisième corps se forme à l'interface à partir des débris piégés dans le contact. Ces débris s'oxydent rapidement sous l'effet de l'accroissement de la température et la réactivité avec le milieu ambiant.

Dans le cas du frottement acier/céramique, *Berriche* [57] a détecté les mêmes oxydes pour toutes les nuances à savoir $\alpha, \varepsilon Fe_2O_3$ et Fe_3O_4 (fig. 21). De même, *Trabelsi* [53] dans ses travaux portant sur le frottement alumine/acier a constaté le même type d'oxyde dans différents environnements (eau, air).

Dans le cas du frottement contre le bronze [60], il a été constaté dans tous les cas de fonctionnement un transfert du bronze sur le matériau antagoniste. Dans le cas d'un bronze diphasé, le matériau transféré est constitué en majeure partie par une phase α molle et plus riche en étain que l'alliage de base tandis que le composé δ se trouve principalement dans les débris d'usure. Ce transfert se produit dès le mouvement préliminaire [61] et l'enrichissement en étain de la phase transférée est d'autant plus important que les conditions essais sont plus sévères.

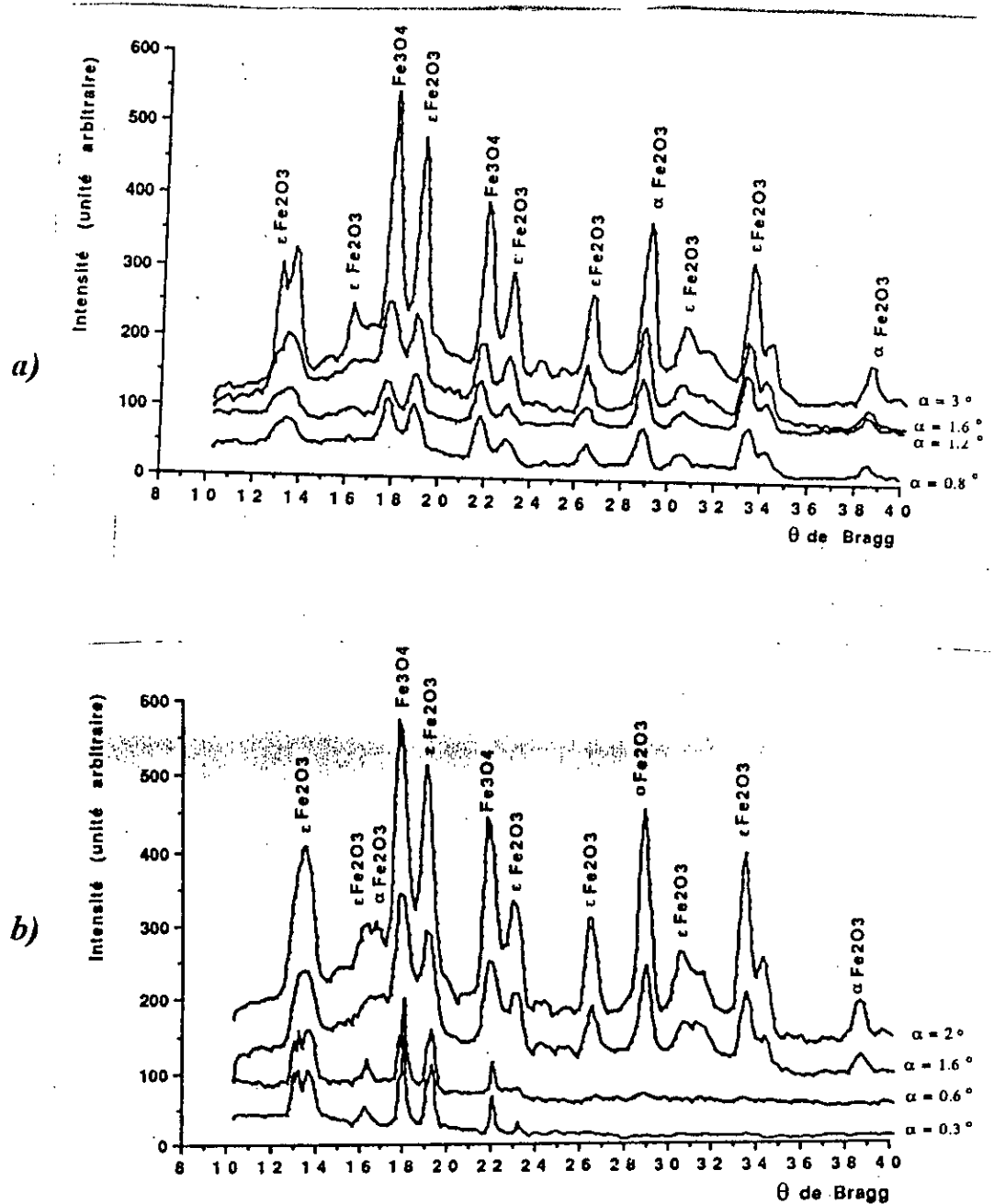


Figure 21: Spectre de diffraction X sous incidence rasante [57]

a) débris d'usure

b) tracé d'usure

I-7 ETUDE PHYSICO-CHIMIQUE ET MICROSTRUCTURALE

La dissipation de l'énergie de frottement n'est pas, on s'en doute, sans conséquences sur les microstructures. Les modifications qu'elles subissent dépendent bien sûr du type de matériau mais toutes résultent de deux mécanismes : les élévations de température et les déformations plastiques des couches superficielles.

I-7-1 Effets thermiques en cours de frottement

Les augmentations consécutives de température peuvent modifier les propriétés mécaniques et métallurgiques des matériaux en contact et ont donc une importance considérable sur le taux d'usure. C'est pourquoi il est important de connaître ces températures en surface en différenciant la température moyenne de la surface et la température flash des points de contact (les aspérités) beaucoup plus importante que la première.

La température éclair gouverne, en dehors de la tenue des films d'oxydes, non seulement les possibilités de transfert des métalloïdes mais les possibilités de phénomènes de trempe ou de transformations cristallines (explication possible de l'apparition de martensite dans les couches superficielles, par exemple). Les températures éclairs pouvant aisément dépasser la température de transformation d'un des métaux en présence. Des travaux Allemands ont indiqué des températures comprises entre 220 et 260°C dans les dentures d'engrenages droites près de la surface des dents.

I-7-2 Déformation plastique

La déformation plastique est généralement considérée comme en grande partie responsable de l'usure des matériaux et donc de la formation des débris d'usure [62, 63]. Cette déformation plastique des massifs peut induire deux types de couches superficielles: les couches cellulaires et les couches dites de transfert.

Les premières observées fréquemment dans le cuivre et l'aluminium [64,65], ont fait l'objet de développements poussés par *Rigney et al* [66,67,68]. Schématiquement, la couche, dont l'épaisseur atteint plusieurs microns, peut se représenter de la manière suivante (*fig. 22*).

La zone la plus profonde est composée de cellules équiaxes séparées par des parois de dislocations larges, puis au fur et à mesure que l'on se rapproche de la surface, les parois deviennent de plus en plus étroites et les cellules s'allongent parallèlement à la direction de frottement. Finalement, les parois deviennent très nettes et se referment sur des "sous-grains" fortement allongés.

L'épaisseur de cette couche cellulaire et la taille des cellules dépendent à la fois des propriétés du matériau et des conditions d'essai:

- Du point de vue matériau, l'énergie de défaut d'empilement semble être un paramètre important (cellules beaucoup plus faciles à former quand l'énergie de défaut d'empilement est forte [68]), mais une relation entre cette

énergie et le taux d'usure n'a pas encore été clairement établi. Le mode préférentiel de déformation joue également un grand rôle. Par exemple, le maclage ne permet pas l'obtention de telles couches [69];

- La taille des cellules dépend de la distance de frottement, de la charge et de la vitesse. Dans l'aluminium, le diamètre moyen de ces cellules diminue quand chacun de ces trois paramètres augmente [70] (*fig 23*).

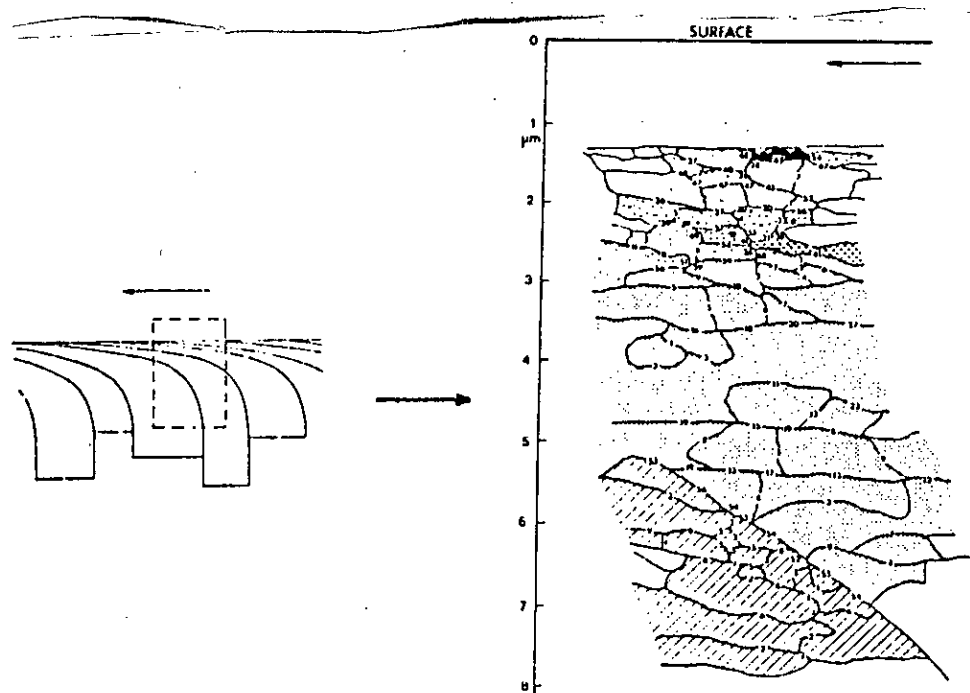


Figure 22: Représentation de la structure cellulaire de la zone déformée plastiquement (les chiffres indiquent la désorientation en degré entre cellules)[66].

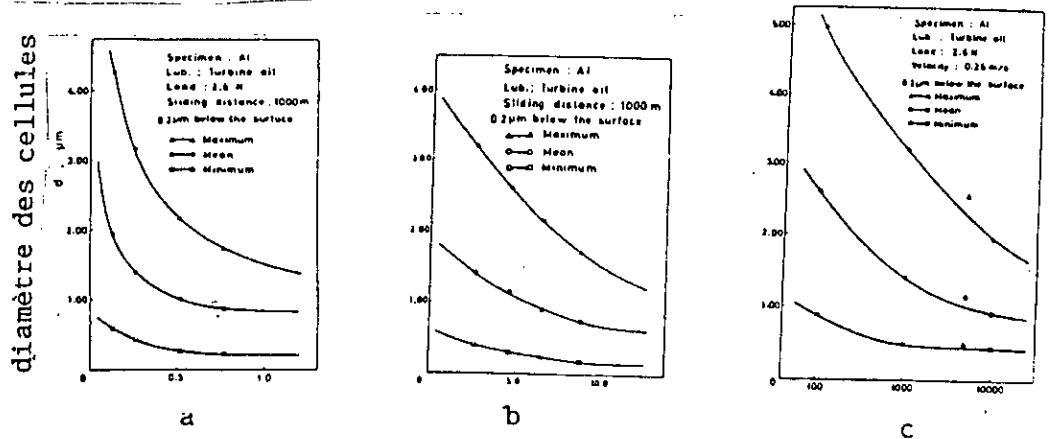


Figure 23: Variation, sur l'aluminium, de la dimension des cellules en fonction:
 a) de la vitesse
 b) de la charge
 c) de la longueur de frottement [70]

L'analyse fine des débris d'usure, notamment par microscopie électronique en transmission, a montré cependant des tailles de grains nettement plus fines (*moins de 50nm*) que la taille des cellules elles mêmes [67, 71]. De plus, leurs constituants peuvent provenir des deux antagonistes [71], ce qui a conduit *Rigney* à considérer la formation d'une couche de transfert comme étant le premier stade de la dégradation.

Le détachement des premières cellules ne se traduit pas alors par la formation de particules d'usure, mais participe à la formation d'une nouvelle couche superficielle ou couche de mixage mécanique.

Les débris d'usure sont ensuite formés à partir de cette couche à structure ultra-fine. Un processus de ce type est également présenté par *Blau* [72, 73], pour lequel les débris se forment par fissuration d'une couche qu'il appelle *HDL* (*Highly Deformed Layer*). L'usure se produit ensuite par délamination dans cette couche.

Entre temps, la couche a subi déformation et mixage mécanique qui ont aboutit à la structure ultra-fine. Plusieurs mécanismes sont susceptibles de donner naissance à des grains aussi fins: mécanisme de nucléation-cristallisation contrôlée, fracture ou déformation [71].

Dans tous les cas, les valeurs minimales calculées pour les dimensions des grains correspondent aux valeurs expérimentales ($3nm$). La couche de mixage mécanique peut être plus ou moins dure que le matériau de base (dont la dureté est déjà différente de celle du matériau initial puisqu'il s'agit de la couche déformée de structure cellulaire).

Soit h la dureté de la couche, H celle du matériau de base. Si $h/H < 1$, la couche s'édifie sous forme de plateau surélevé par rapport à la surface initiale et les particules d'usure sont plates (flakes débris). Si $h/H > 1$, la couche s'enfonce dans le matériau de base et les débris ont des formes beaucoup plus irrégulières.

Toutes les questions que posent l'existence de cette couche et son comportement ne sont pas encore résolues. En particulier, la façon dont se forment les premiers transferts n'est pas comprise. Enfin, l'importance de paramètres comme l'adhésion, la microrugosité, et la nature exacte des micrograins, de leur joints, ne sont pas connues.

I-7-3 Autres phénomènes volumiques

En ce qui concerne les évolutions des couches superficielles, la déformation plastique peut induire d'autres phénomènes volumiques, tels que la recristallisation ou des modifications de composition et changements de phase.

I-7-3-1 Recristallisation

La recristallisation se produit souvent après la formation d'une structure de sous-grains. Les dislocations enchevêtrées dans les joints des sous-grains agissent comme sites de germination à condition qu'une déformation critique soit atteinte. Cette déformation critique est d'autant plus élevée que la température est basse et que le taux de contrainte augmente.

Les propriétés de base des matériaux peuvent aussi contrôler l'apparition de la recristallisation [74]. Ainsi, une énergie de défaut d'empilement élevée retarde la nucléation. En effet, dans ce cas, les matériaux subissent une restauration rapide aboutissant à une structure de sous grains dont les parois ont une énergie trop faible pour fournir des déséquilibres locaux de l'énergie emmagasinée suffisants pour la germination.

A l'inverse, une température de fusion faible entraîne une température de recristallisation plus basse, donc atteinte plus facilement lors du frottement. La comparaison du cuivre et de l'aluminium est de ce point de vue très instructive [74]. Pour des conditions de frottement peu sévères et identiques

seul l'aluminium présente une recristallisation en surface alors que son énergie de défaut d'empilement est plus élevée que celle du cuivre. Ceci est explicable par sa faible conductivité thermique qui provoque une température en surface plus importante et par sa température de recristallisation nettement plus faible que celle du cuivre.

Ces deux paramètres jouent donc un rôle beaucoup plus important que l'énergie de défaut d'empilement. La recristallisation étudiée surtout par microscopie électronique en transmission et diffraction (X et *électrons*) a été essentiellement analysée dans le cuivre [75]. Quelques résultats existent également pour le nickel et ses alliages *Ni-Cr*, *Ni-Mo* [76] et différents aciers [77]. Elle est souvent délicate à mettre clairement en évidence sauf lors de l'observation de macles de recuit.

I-7-3-2 Modifications de composition

Le frottement engendrant des élévations de température et créant de très nombreux défauts dans les couches superficielles, il est évident que des phénomènes de diffusion peuvent avoir lieu en cours d'essais, modifiant notablement la composition des matériaux en présence.

Des variations importantes du coefficient de frottement [78] peuvent s'expliquer par des variations de compositions: la *figure 24* en donne un exemple: lors du frottement d'un alliage *FeMoS* (*A*), le coefficient de frottement diminue au cours du temps jusqu'à la formation en surface d'une couche de *MoS_{1,8}*, il devient alors égal à la valeur obtenue lorsque l'on fait frotter directement une couche de *MoS_{1,8}* (*B*).

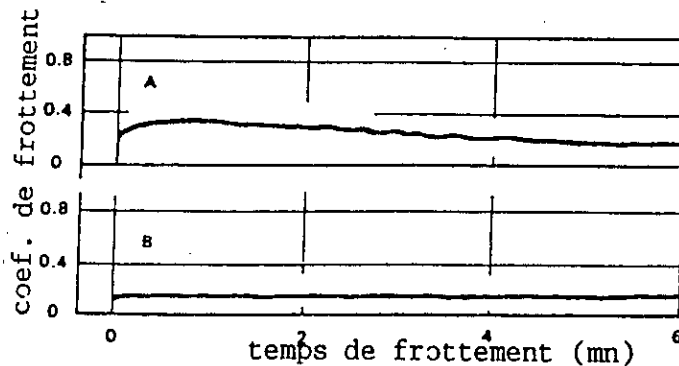


Figure 24: Variation du coefficient de frottement en fonction du temps pour:
A: échantillon Fe-22.1% Mo-2.61% S
B: échantillon A revêtu d'une couche de $MoS_{1.8}$ [54]

La mise en évidence des phénomènes de diffusion a également été effectuée sur d'autres matériaux et l'on peut citer:

- le cas bien connu des phases blanches apparaissant dans les aciers (en particulier dans les problèmes de roulement). Ces phases semblent résulter à la fois de migration et de recristallisation [79].

- la dissolution de carbure et la migration du carbone dans les parois des cellules de dislocation [68].

- l'enrichissement en cobalt des couches superficielles des cermets [80].

I-7-3-3 Changements de phases

Des transformations de phases peuvent également se produire lors du frottement. Elles peuvent être dues à des mouvements diffusionnels d'atomes conduisant à des enrichissements de certaines zones (cas, par exemple, des laitons $Cu-40\%Zn$) [81], ou bien se produire sans être précédées ou accompagnées du phénomène de diffusion. C'est le cas de la transformation martensitique particulièrement bien connue dans les aciers, mises en évidence aussi bien sur des aciers inoxydables [82, 83] que sur des aciers faiblement alliés [84], sur des fontes blanches [85] ou grises [86] (transformation $\gamma(CFC) \rightarrow \varepsilon(hc)$ ou $\gamma(CFC) \rightarrow \alpha'(QC)$).

I-7-4 Autres phénomènes superficiels

I-7-4-1 Oxydation

La dissipation de l'énergie engendrée par le frottement (augmentations de températures), l'usure (exposition de surfaces métalliques fraîches) et les intenses déformations plastiques des couches superficielles, sont trois phénomènes permettant d'expliquer l'existence dans les contacts de réactions chimiques ou de leurs cinétiques inhabituelle; ce que certains auteurs désignent sous le terme de tribochimie et dont la manifestation la plus connue est sans aucun doute l'oxydation. Cette oxydation est très fréquente, même en milieu lubrifié et a été étudié surtout sur les aciers bien qu'elle se produise en fait sur de nombreux métaux. Les débris d'usure sont des oxydes dont la nature dépend notamment de la température atteinte en cours de frottement et donc des conditions de charge et de vitesse.

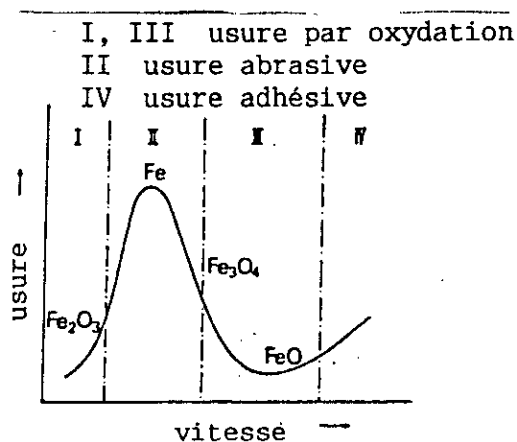


Figure 25: Variation de l'usure en fonction de la vitesse de frottement [54].

La figure 25 confirme le rôle bénéfique des oxydes sur les taux d'usure et donne l'évolution de l'usure en fonction de la vitesse de frottement.

I-7-4-2 Transferts électroniques

Un autre phénomène se produit suite au processus de déformation et d'adsorption responsable des modifications des énergies de liaison et des états énergétiques des électrons de surface.

Le frottement et l'usure s'accompagnent donc tout naturellement d'échanges électroniques entre surfaces (substrats et couches adsorbées) et des phénomènes tels que l'émission exoelectronique, triboluminescence ou formation de complexes donneurs-accepteurs qui ont été mis en évidence par *Golblatt*.

L'émission exoelectronique dépend fortement de la température et de l'adsorption de gaz tels que l'oxygène ou la vapeur d'eau et par conséquent diminue assez rapidement dans le temps.

La triboluminescence, émission lumineuse causée par la rupture des matériaux semble quant à elle trouver son origine dans les champs électriques existant au niveau des lèvres des fissures[87].

La formation de complexes donneurs-accepteurs d'électrons se rencontre essentiellement lors des frottements lubrifiés quand il y'a interaction entre le métal de base et les couches adsorbées. Ces éléments, donneurs ou accepteurs d'électrons interagissent fortement avec les orbitales de surface et par conséquent créent des transferts de charge de ou vers les surfaces. Les propriétés de celles-ci peuvent alors s'en trouver fortement modifiées.

I-8-4-3 Conclusion

L'interactivité des différents phénomènes est évidente bien que nous les ayons présentés séparément. Par exemple, l'augmentation de la température peut provoquer l'oxydation des surfaces, mais la déformation plastique peut accélérer la diffusion d'oxygène et accroître ainsi l'usure par oxydation. Ainsi, l'analyse des microstructures lors d'un essai de frottement se révèle compliquée. Des informations très intéressantes peuvent néanmoins en être déduites.

DEUXIEME PARTIE
TRAITEMENT DE SURFACE

II-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 tenacité, une bonne résistance statique ou dynamique ou en température, tout en offrant des propriétés superficielles spécifiques: résistance à l'usure, au frottement, à la corrosion, constitution d'une barrière thermique ou électrique,.... Dans ce cadre, la présence d'une céramique ou d'un alliage métallique en surface permet bien souvent de réaliser un bon compromis. Ceci a conduit au développement, depuis fort longtemps, de traitements de surface permettant de réaliser cette opération.

Selon les applications, la zone traitée sera en couche mince (moins de quelques dizaines de μm) ou en couche épaisse (quelques centaines de μm ou quelques mm) ou même rapportée à l'état massif sur le substrat. En fait, il existe une très large gamme de traitements traditionnels ou de nouvelles générations. Le spectre des traitements s'étant du traitement chimique ou de thermo-chimique, ou thermique et microstructurale: cémentation au sens large, implantation ionique, faisceau de haute énergie (laser, faisceau d'électron, induction, haute fréquence...), aux dépôts protecteurs (revêtement électrolytiques et chimiques, dépôts chimiques et physiques en phase vapeur, dépôts projetés) en passant par la formation d'alliages précédée de pré-dépôts ou encore aux traitements mécaniques (martelage, grenailage..).

Devant une aussi large palette, l'utilisateur est confronté à divers problèmes:

-Le choix du type de revêtement: composition et fonction à accomplir (*tableau 3*).

-Le choix du procédé permettant le traitement (*tableau 4*).

Le choix d'un type de revêtement se fait en fonction du type de sollicitations mécaniques (statique, dynamique, température,...) et en fonction de l'environnement et des impératifs techniques (agressivité du milieu, maintenance,...).

Le choix du procédé se fait en tenant compte d'une conjonction technico économique.

Il est possible de considérer cinq grands groupes de traitements (*fig.26*):

-Les traitements superficiels avec transformation structurale (sans apport de matière)

-Les traitements thermochimiques avec diffusion

-Les traitements par conversion

-Les revêtements (ou dépôts)

-Les revêtements organiques

Fonction à remplir	Revêtement
Réduction de l'usure	carbure de titane, nitrure
Réduction de frottement	téflon, MOS_2
Augmenter le frottement	titane, dépôt d'abrasif
Améliorer la lubrification	cuivre, plomb
Augmenter la température ou la capacité de charge	electroless nickel
Prévenir l'adhésion	lame d'argent ou d'or
Imbed particules "Saturation par des particules"	indium, plomb
Réduire l'usure corrosive	lame de chrome ou diffusion de chrome
Retenir le lubrifiant	phosphatation, nylon
Remplacer la surface	trempe superficielle
Réduire la rugosité des surfaces	lame d'argent
Prévenir l'érosion par abrasif	les alliages de cobalt, molybden
Prévenir l'érosion par goutte	polyuréthane, Néoprène

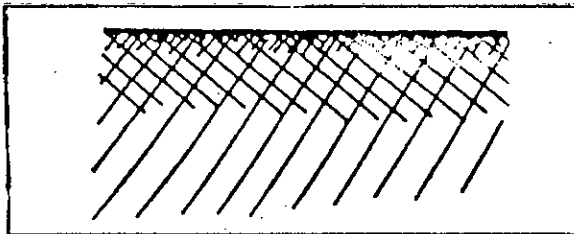
Tableau 3: Choix d'un dépôt en fonction de sa composition et son rôle à accomplir.

Procédés	Fonction
Trempe superficielle	remplacer la surface
Traitement de surface	modifier la surface
Dépôt à faible force de cisaillement	lubrifier la surface

Tableau 4: classification des procédés de traitement

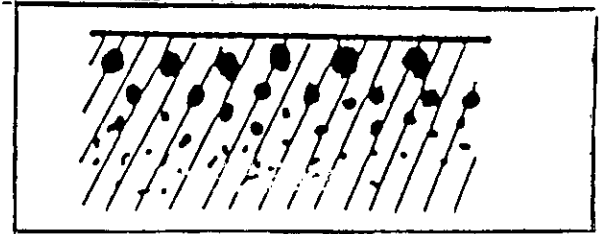
Traitement par transformation structurale

Il n'y a pas de matériau d'apport: la structure métallurgique superficielle du substrat est modifiée.



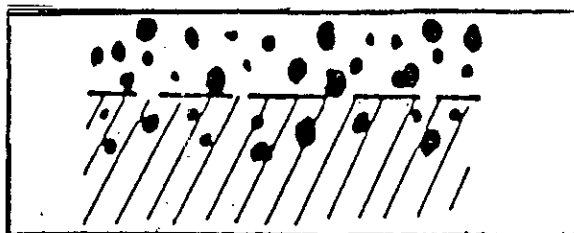
Traitement par diffusion

Le matériau d'apport diffuse dans le substrat et réagit ou non avec lui.



Traitement par conversion

Le matériau d'apport réagit superficiellement avec le substrat.



Revêtement

Le matériau d'apport ne réagit pas avec le substrat et n'y diffuse pas ou peu.

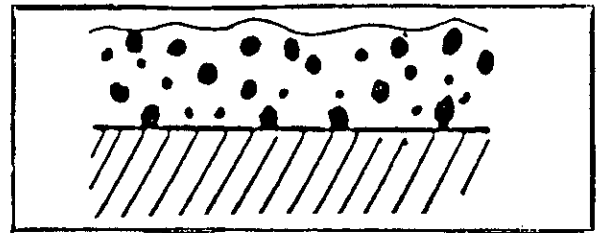


Figure 26: Classification des traitements de surface.

Nous dirons pour simplifier que les revêtements peuvent être classés en deux catégories: couches minces ou couches épaisses. On choisit les couches minces lorsqu'on s'intéresse aux propriétés de surface du matériau de

revêtement, alors qu'on choisira une couche épaisse lorsque les propriétés de volume du matériau sont intéressantes.

Pour produire des couches épaisses, la technique la plus répandue est celle de la projection à chaud: projection plasma, projection à la flamme ou projection au pistolet à détonation.

II-2 RAPPELS SUR LA PROJECTION A CHAUD

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 grandes vitesses. Les principales caractéristiques de ces techniques sont les suivantes:

-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 projetées. Les particules subissent des transformations physiques, elles sont fondues puis refroidies avec des vitesses de refroidissement élevées. Le revêtement est construit particule par particule et a une structure lamellaire (*fig 27*).

-Les propriétés de revêtement dépendent des matériaux de 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.

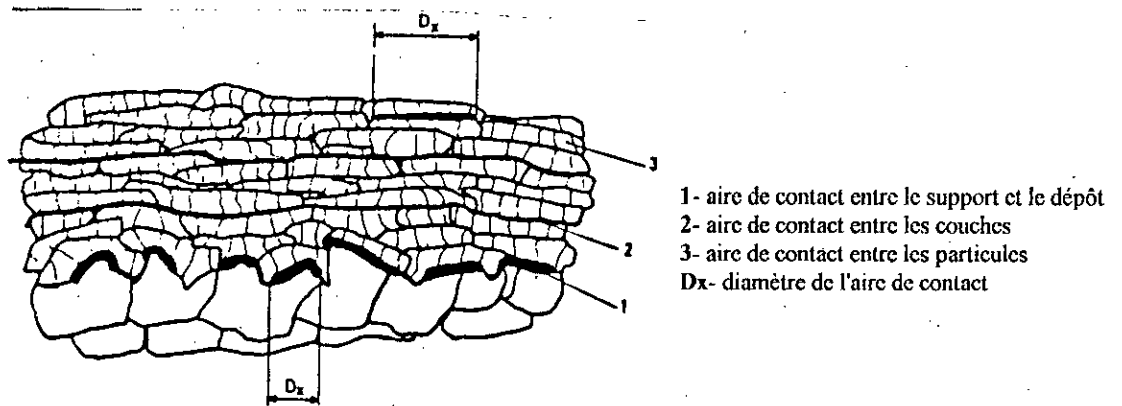


Figure 27: Edification d'un revêtement

II-2-1 Le pistolet à détonation

II-2-1-1 Principe:

utilisation contrôlée de l'explosion d'un mélange oxygène-acétylène dans une chambre spéciale [88]. Les particules en suspension dans le gaz avant l'explosion sont alors chauffées et fondues par détonation et projetées à très grandes vitesses sur le substrat (*jusqu'à 800m/s*). Le pistolet à détonation tire parti de cette très grande énergie cinétique pour produire de la chaleur supplémentaire au moment de l'impact sur le substrat.

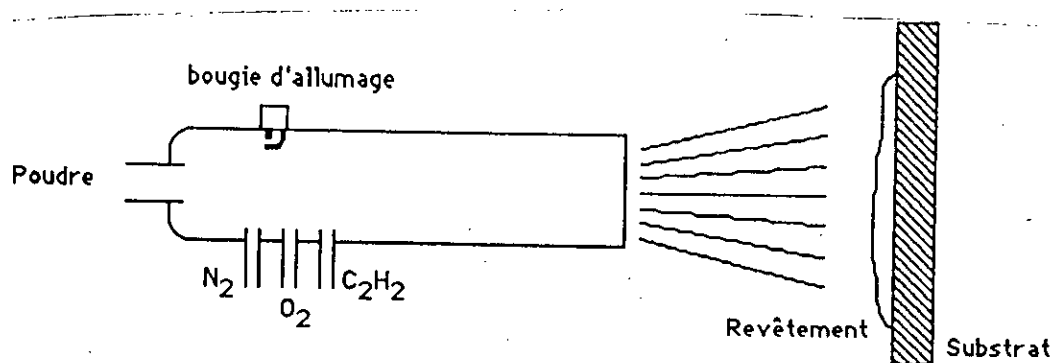


Figure 28: Principe schématique d'un pistolet à détonation.

Les revêtements ainsi produits sont très homogènes et ont de faibles porosités dans le cas métallique. Leur forte adhérence est due à la grande énergie des particules.

II-2-2 La projection à la flamme

La projection à la flamme a été utilisée la première fois par le *Dr. Schoop* pour réaliser des revêtements métalliques. Cette méthode est maintenant connue sous le nom de "*méthode Schoop*" ("*Schoopage*").

II-2-2-1 Principe:

le matériau est introduit sous forme de poudre ou de baguettes dans un brûleur où il est fondu et projeté sur le substrat (*environ 15 m/s*) (*fig 29*).

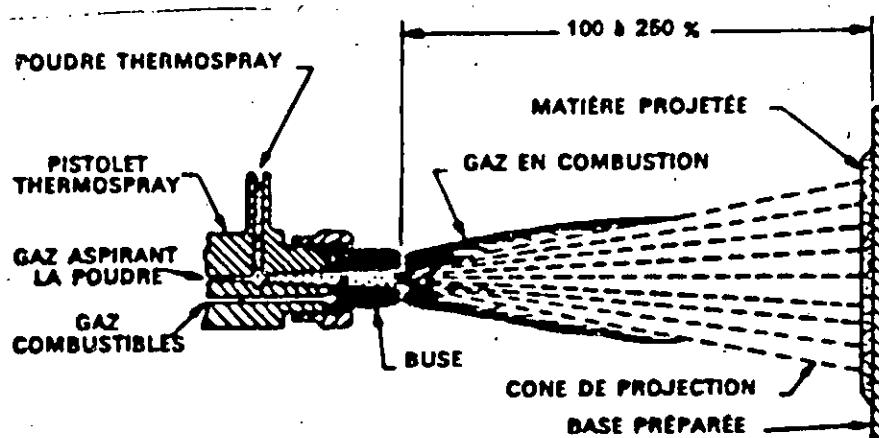


Figure 29: Schéma de fonctionnement du pistolet de projection à la flamme.

Les gaz couramment utilisés sont O_2-H_2 et $O_2-C_2H_2$, voire cyanogène O_2 . On introduit la poudre à projeter, soit par gravité, soit au moyen d'un gaz vecteur qui peut être l'un des gaz du brûleur.

En théorie, on peut projeter tous les matériaux dont les points de fusion sont inférieurs à la température de la flamme. En pratique toutefois, on ne peut pas projeter de matériau plus réfractaire que la zircone ($2715^\circ C$) avec une flamme oxyacétylénique ($3000^\circ C$). 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 solidifiée. En conséquence, le revêtement est très poreux.

Les principaux avantages de cette méthode de projection sont son faible coût et sa facilité de mise en œuvre.

Méthode de projection			
	Détonation	Flamme	Plasma
Température du gaz (°C)	2800	2600(O ₂ -H ₂) 3000(O ₂ -C ₂ H ₂) 4700(cyanogène-O ₂)	12000
Vitesse des particules avant impact (m/s)	800	15	100
Longueur de traitement des particules (m)	2	0.15	0.05
Temps de traitement des particules (ms)	205	10	0.5
Energie thermique reçu par une particule (j)*	5 10 ⁻⁵	2 10 ⁻⁴	2 10 ⁻⁴
Energie cinétique reçu par une particule (j)*	2 10 ⁻⁵	6 10 ⁻⁹	6 10 ⁻⁷
Épaisseur du dépôt (mm)	0.01 à 2	0.01 à 2	0.01 à 2
Porosité	<1% voire 0.5%	peut être importante	quelque %
Adhérence	très bonne	bonne	bonne
Pouvoir de recouvrement	moyen formes simples	moyen formes simples	moyen formes simples
Type de liaison	mécanique intime	mécanique	mécanique parfois quasi métallurgique
Matériaux projetés	tout matériau fondant	tout matériau fondant (T _f <2700°C)	tout matériau fondant
Matériaux recouverts	très divers métaux, plastique	très divers, métaux, plastique	très divers, métaux, plastique
Environnement du dépôt	air, neutre	air, neutre	air, neutre
Température de traitement de substrat	< 100°C dans la masse	< 100°C dans la masse	< 100°C dans la masse

* pour une particule d'alumine de 30 μ de diamètre

Tableau 5: Comparaison des caractéristiques des différentes méthodes de projection à chaud. [89].

II-3 LES MATERIAUX PROJETES A CHAUD

Tout matériau répondant aux impératifs ci-dessous est en principe projetable [90]:

- Avoir une phase liquide stable;

- Avoir un domaine de phase liquide s'étendant sur une fourchette de température assez large (environ 500°C entre les points de fusion et d'ébullition);

- Etre compatible avec l'atmosphère ambiante et les gaz de projection.

Les facteurs importants à considérer quand on sélectionne un revêtement sont les suivants [90]:

- Rôle du revêtement: résistance à l'usure, à la corrosion, barrière thermique, lubrification,...etc.;

- Température d'utilisation: il ne faut pas que le revêtement se désagrège;

- Compatibilité avec le substrat en matière d'usure et de corrosion;

- Epaisseur du dépôt;

- Exigences de finition.

II-4 APPLICATIONS

Les matériaux les plus divers peuvent être envisagés comme substrat. Les facteurs qui interviennent sont:

- La température de fusion du substrat et sa résistance à la chaleur;

- Son coefficient de dilatation thermique;

- Sa tenue dans l'atmosphère ambiante ou vis à vis des gaz de projection.

De plus, une ou plusieurs couches intermédiaires peuvent assurer ensemble ou séparément plusieurs fonctions [90] :

- Accrochage;

-Protection de l'interface contre la corrosion;

-Compensation des différences de dilatation.

II-5 CARACTERISTIQUES DU DEPOT

II-5-1 Efficacité de la projection

II-5-1-1 Influence de la distance de projection:

Si la projection est faite dans l'air, les particules commencent à refroidir et à ralentir du fait de leur collisions avec des molécules d'air à la sortie de la flamme, ce qui rend la distance de projection un paramètre important à considérer.

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

La distance de projection a une influence sur la rugosité et la dureté du dépôt.^[92] (fig 31, 32).

Nous remarquons que pour une distance de *175mm*, la rugosité est minimale et la dureté *Vickers* est maximale. Ceci laisse supposer que pour cette distance, la densité du dépôt est maximale.

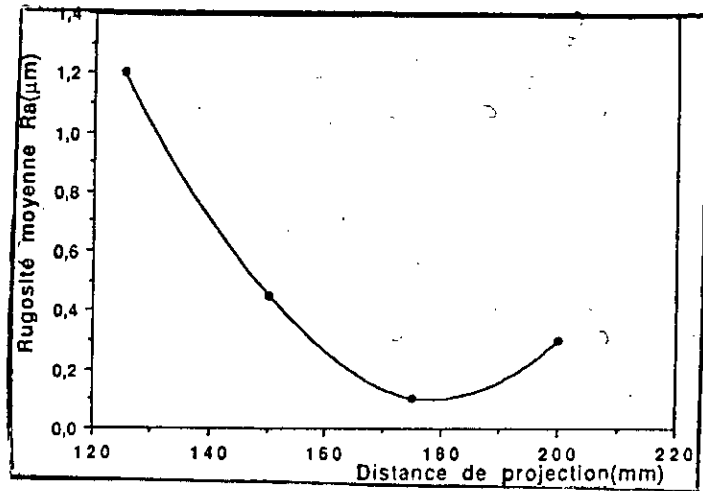


Figure 31: Variation de la rugosité de la surface du dépôt de Mo en fonction de la distance de projection après polissage [92].

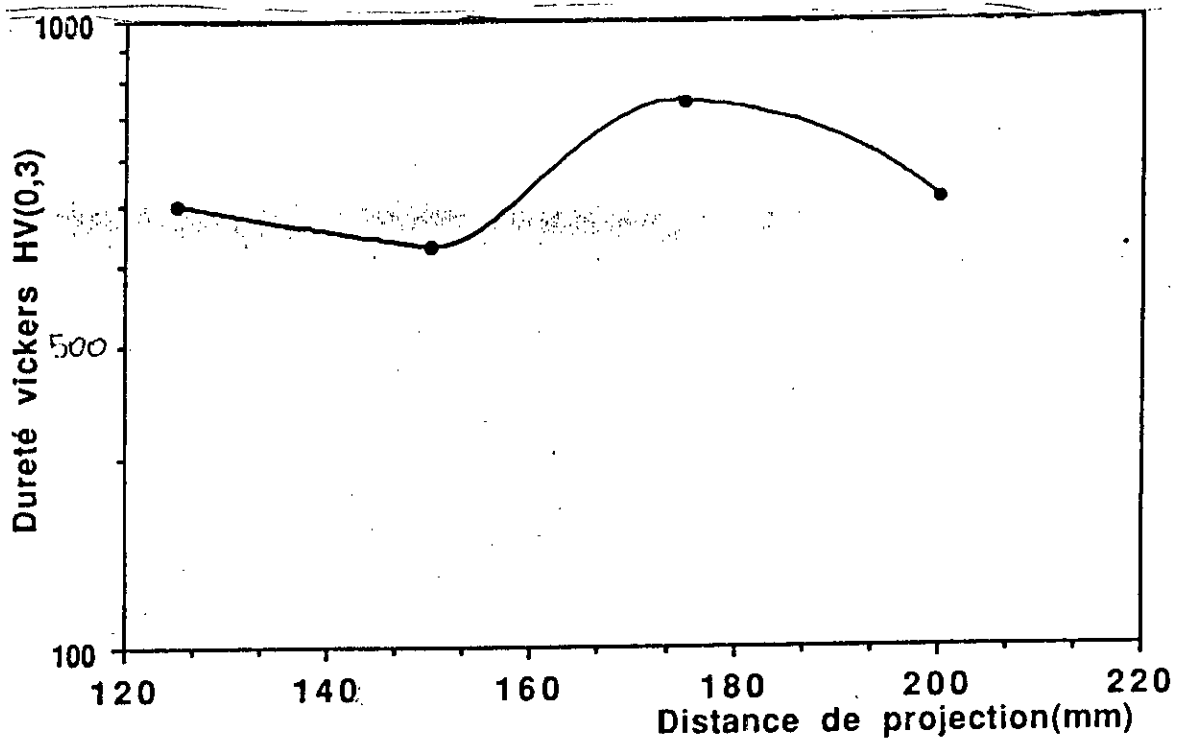


Figure 32: Variation de la dureté du dépôt de Mo en fonction de la distance de projection [92].

II-5-1-2 Influence du débit de la poudre

Lorsque le débit des poudres injectées dans la flamme est diminué, les poudres passent trop lentement dans la flamme, ce qui entraîne une augmentation du pourcentage d'oxyde dans le revêtement (fig. 33). D'autre part, l'épaisseur du dépôt croît avec le débit de poudre (fig. 34). Les particules injectées sous fort débit ne sont que partiellement fondues, il en résulte un manque d'adhérence sur le substrat.

L'augmentation du débit de poudre entraîne aussi la diminution de 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 (*fig. 35*).

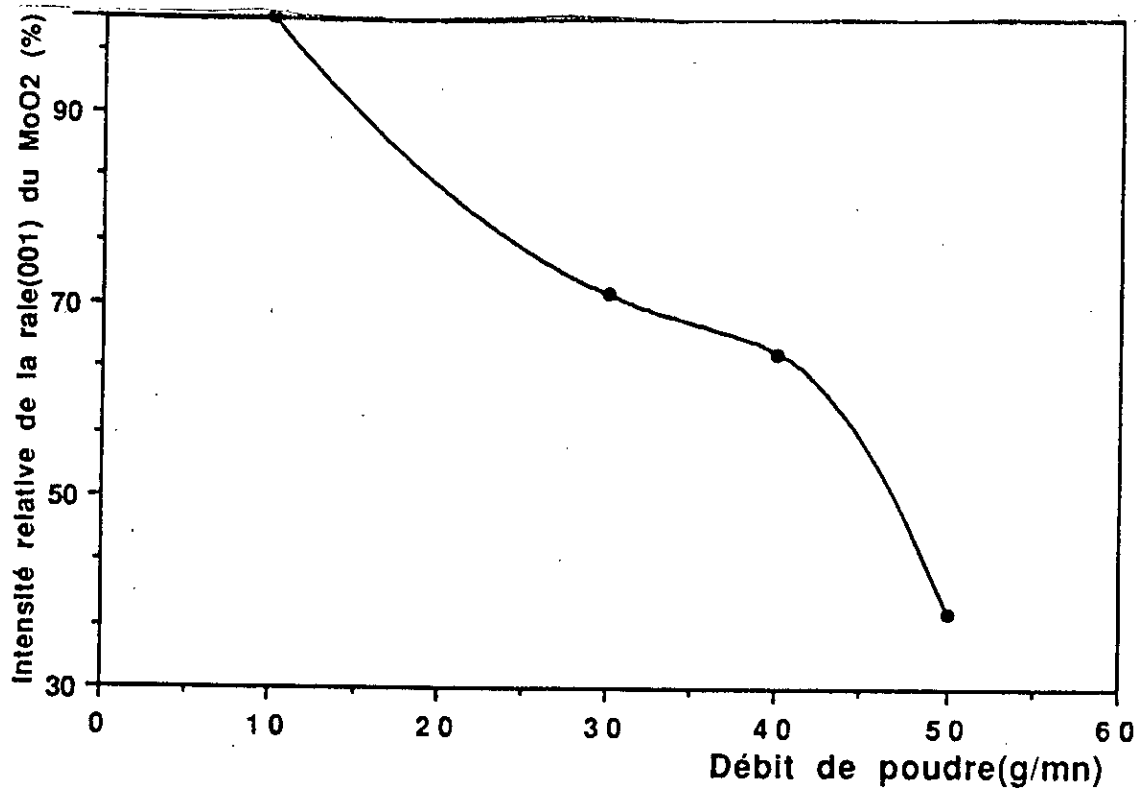


Figure 33: Variation de l'intensité de la raie la plus intense du dioxyde de molybdène en fonction du débit de poudre [92] l

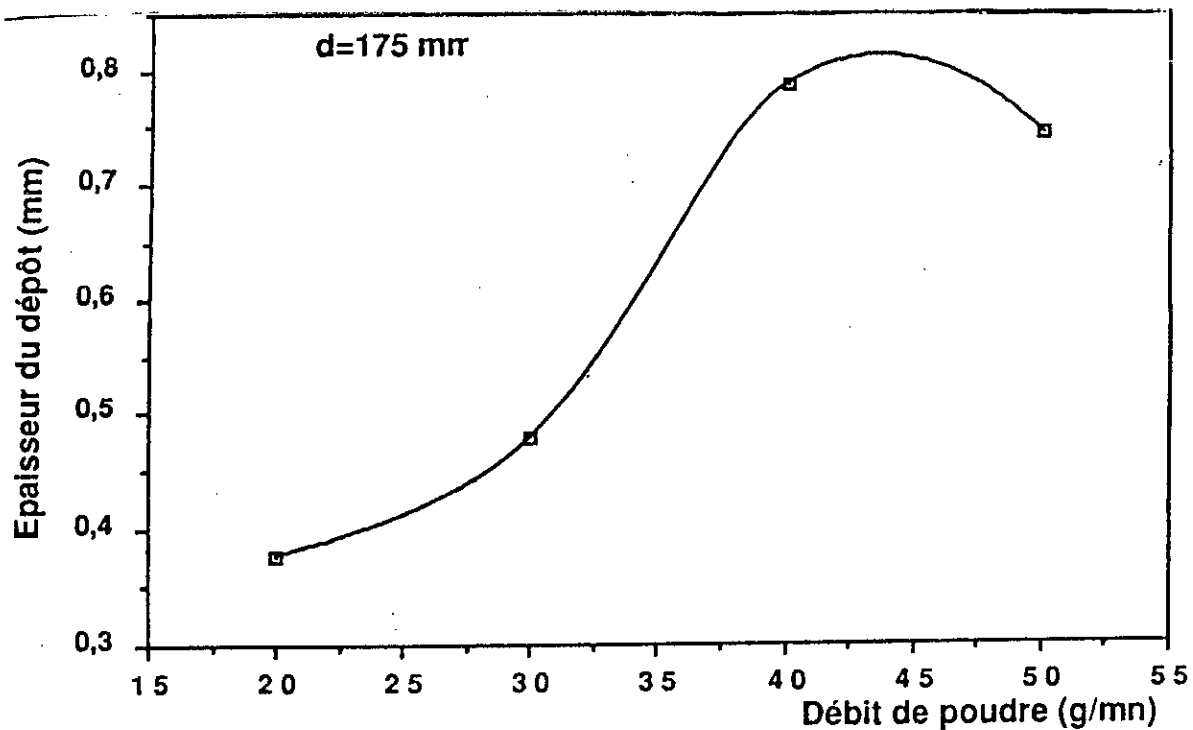


Figure 34: Variation de l'épaisseur du dépôt de molybdène en fonction du débit de poudre [92].

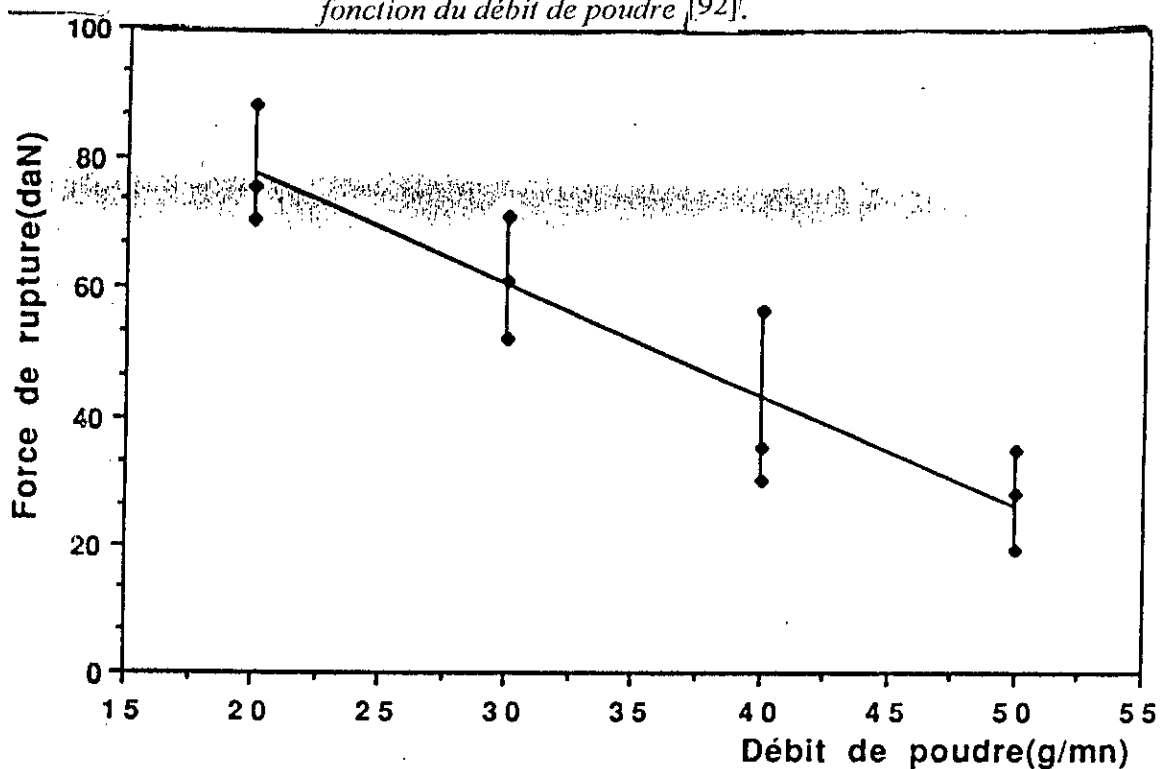


Figure 35: Variation de la force d'accrochage du dépôt de molybdène en fonction du débit de poudre [92].

II-5-1-3 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 (*fig. 36a*).

Les particules liquides peuvent cependant compenser en partie les irrégularités de la surface, mais pas complètement. Les trous étroits ne peuvent être remplis entièrement (*fig. 36b*). Les vallées à la surface du substrat où des lamelles peuvent inclure de l'air ou du gaz (*fig. 36c*) entraînant la création de pores ou des défauts d'adhérence. Cependant, les particules peuvent éclater lors de l'écrasement (*fig. 36d*). En plus, la présence de phases volatiles augmente considérablement la porosité.

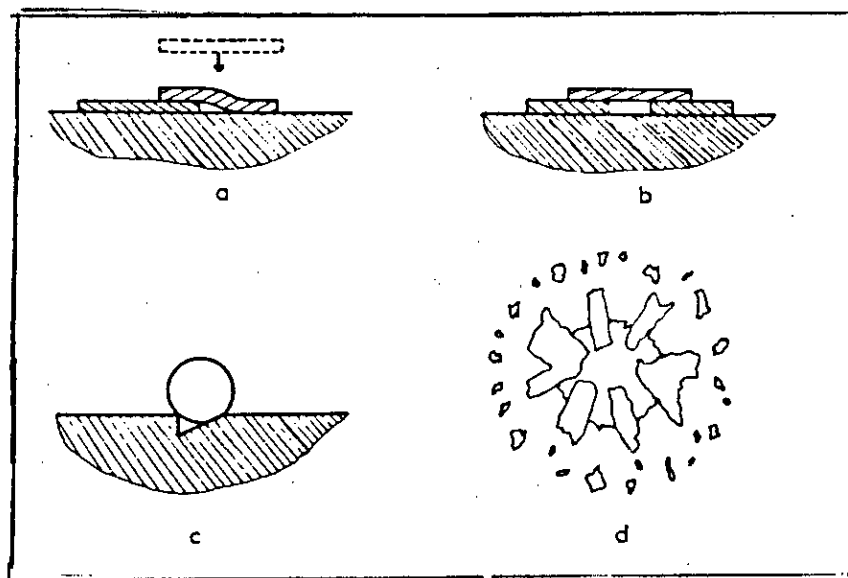


Figure 36: Présentation des différents cas d'apparition de la porosité [93].

Paradoxalement, c'est à la porosité qu'on doit les plus importantes applications des revêtements céramiques, lesquels sont utilisés pour isoler les parties métalliques exposées à de très fortes températures dans les turbines à gaz et différents types de moteurs. La porosité augmente le pouvoir isolant des céramiques, sachant que les pores ne fragilisent pas le matériau mais au contraire peuvent le renforcer en interrompant la propagation des fissures qui se forment inévitablement lorsque des forces agissent sur le matériau.

II-5-1-4 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 des surfaces à la maîtrise de la physico-chimie des matériaux à assembler, sans naturellement oublier les conditions de projection et même les post-traitements thermiques.

L'ensemble de ces problèmes est de plus renforcé par les difficultés rencontrées pour la caractérisation de cette adhérence.

Pratiquement, on retiendra les conclusions de *Zaat* [94]:

- 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 [95].

- La surface doit être rugueuse afin de faciliter l'adhésion mécanique, d'augmenter la surface de contact et 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.

TROISIEME PARTIE

PROCEDURES EXPERIMENTALES ET RESULTATS

III-1 MATERIAUX ETUDIÉS

III-1-1 Substrat

L'acier *35CD4* traité thermiquement étant une nuance très proche de celle utilisée en construction mécanique et notamment pour les pièces frottantes [96, 97, 98], notre étude tribologique a été consacrée à cet acier.

Les éprouvettes d'étude sont tirées de barreaux qui ont été tronçonnées à la dimension des échantillons, c'est à dire $(20 \times 15 \times 5) \text{ mm}^3$.

L'analyse chimique d'un échantillon de cet alliage réalisée sur un spectromètre type *DV4* a donné la composition suivante:

Elements	C	Mn	Si	Cr	Mo	P et S max
Composition	0.3-0.37	0.6-0.9	0.1-0.4	0.85-1.15	0.15-0.3	0.035

Tableau 1: Composition chimique de l'acier 35CD4

Après un traitement de trempe à l'huile effectué à 850°C et un revenu à 550°C pendant une heure, l'acier présente les caractéristiques suivantes:

E Kgf/mm ²	R Kgf/mm ²	A % >	K
90	105 130	10	5

Tableau 2: Caractéristiques mécaniques de l'acier 35CD4

L'analyse métallographique de cet acier est illustrée à la *figure 37*. Nous remarquons la structure typique de trempe et revenu. La structure est aciculaire et fait rappeler les aiguilles de la phase martensitique. Un fin liseré sombre marque les anciens grains austénitiques.

III-2 MISE EN OEUVRE DE LA PROJECTION THERMIQUE

Avant de déposer le revêtement sur le substrat, celui-ci doit être préparé. En fait, c'est cette étape qui est déterminante quant à la qualité du multimatériau. C'est pour cela qu'elle doit être menée avec beaucoup de soins.

III-2-1 Préparation des échantillons

Au début, les échantillons vont subir un décapage mécanique au tour parallèle pour les débarrasser des impuretés (huiles, graisses) se trouvant à la surface. Par la suite et pour augmenter l'aire de contact et améliorer ainsi l'adhérence, les échantillons subiront une rugosification en utilisant le grenailage: la pression du jet de la grenaille étant de **7 bars**.

III-2-2 Métallisation

Notre multimatériau a été réalisé par projection thermique à l'arc électrique (*fig. 38*).

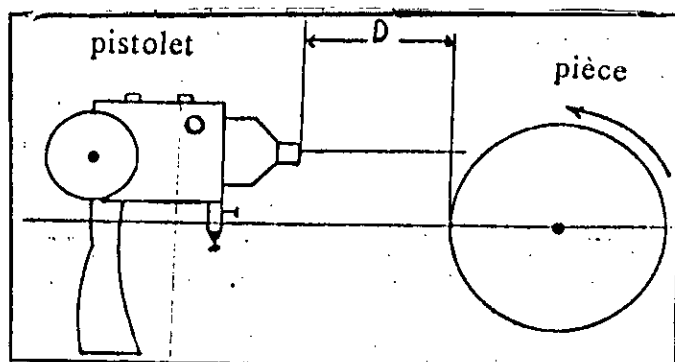


Figure 38: Schéma de la mise en oeuvre de la projection thermique.

Le pistolet utilisé de marque **SPRAY 234**, utilise l'arc électrique comme source d'énergie.

Les travaux expérimentaux inhérents à la technique de projection ont été réalisés à l'entreprise "*Algérie Métallisation*". C'est une entreprise privée spécialisée dans la rénovation et la récupération par métallisation des pièces mécaniques usées (vilebrequins, tambours, vérins, axes, essieux, arbres .. etc.).

Pour notre étude et pour les paramètres de mise en service du pistolet, nous avons choisi ceux utilisés par l'entreprise à savoir:

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 fil métallique	0.064 m/s
Tension du générateur	30V
intensité du courant	100 A

Tableau 4: Paramètres de mise en service du pistolet à arc électrique

Pour les paramètres de projection, notre choix s'est basé sur une étude récente faisant l'objet d'une publication [97]. Elle repose sur l'influence de la distance de projection et la vitesse de rotation de la cible sur la qualité du multimatériau. Cette étude a permis de montrer que pour une distance de projection élevée, le taux d'oxydation augmente, entraînant ainsi une augmentation de la dureté. Cependant, quand la distance de projection est trop grande il y'a mauvais étalement des particules ce qui diminue la cohésion et donc la dureté (*fig. 39*).

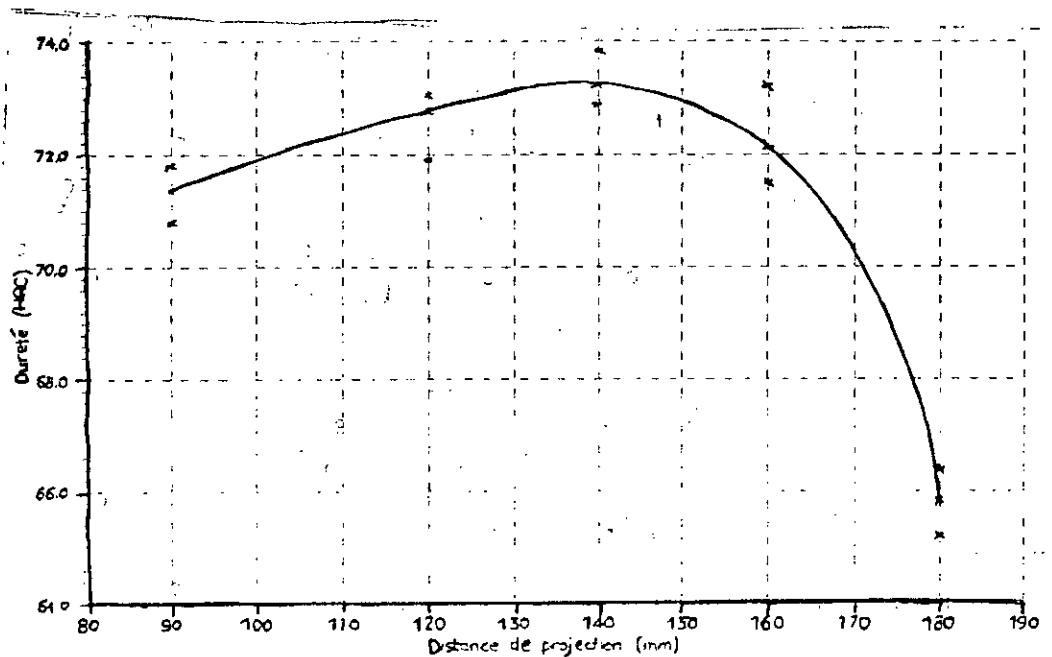


Figure 39: Evolution de la dureté (HRC) en fonction de la distance de projection[97].

Il ressort de cette étude que la meilleure qualité du multimatériau est obtenue pour une distance optimale de projection de **140mm**.

Il est à noter que toutes ces opérations: décapage, rugosification, métallisation, doivent être faites simultanément pour réduire le risque d'oxydation.

III-3 TECHNIQUES DE CARACTERISATION

Différentes techniques de caractérisation ont été utilisées et ce dans le but d'observer la morphologie du dépôt, celle de l'interface et de voir le phénomène de dégradation après frottement: analyser la nature et observer l'empreinte de l'usure. Parmi ces techniques, nous présenterons la diffraction sous incidence rasante qui nous semble la plus intéressante.

Diffraction X sous incidence rasante

Dans les conditions classiques d'utilisation pour la diffraction, l'angle d'incidence du faisceau X est de quelques dizaines de degrés, ce qui permet d'analyser plusieurs micromètres d'épaisseur. De telles conditions d'analyse s'avèrent inadaptées si l'on veut étudier une surface ou une couche mince, le signal parasite dû au substrat sera important et masquera le signal à étudier.

La technique de diffraction X en incidence rasante se caractérise par la valeur très faible des angles d'incidence α utilisée: α pouvant varier de 0 à

quelques degrés (*fig. 40*), on peut ainsi analyser des profondeurs d'autant plus faibles que l'angle est faible.

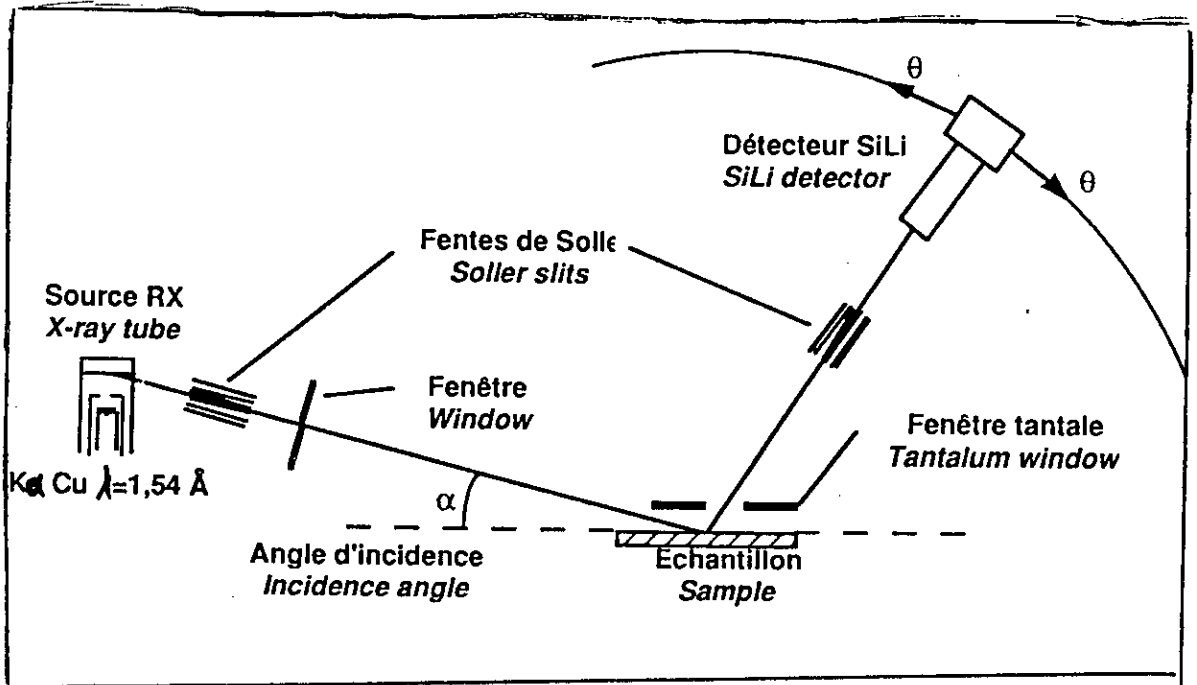


Figure 40: Schéma de principe de la diffraction X sous incidence rasante.

La relation de **Bragg** $2d_{hkl} \sin\theta = n\lambda$ permet de relier la distance interréticulaire d_{hkl} des plans atomiques repérés par les indices de **Miller** (h,k,l) à l'angle θ de détection et à la longueur d'onde λ du rayonnement **X** incident.

La source de Rayons **X** utilisée est une anode en **Cu** ($\lambda_{K-L2.3 Cu} = 0.154 \text{ nm}$), la détection se fait grâce à un détecteur silicium-lithium. Les spectres sont obtenus en déplaçant le détecteur dans le plan d'incidence. Cette technique non destructive ne peut cependant être appliquée qu'à une surface d'étude suffisamment plane.

Les spectres de diffraction ont été réalisés au laboratoire **MMP** à l'Ecole Centrale de Lyon.

III-4 FROTTEMENT ET USURE : DISPOSITIF D'ESSAI

L'objet essentiel de ce travail est une étude du comportement à l'usure d'un multimatériau, pour ce faire nous avons utilisé un tribomètre de type plan-plan.

Tribomètre plan-plan

L'essai de frottement est effectué sur un tribomètre de type plan-plan (*fig. 41*), ce tribomètre est assisté par un ordinateur qui collecte les impulsions électriques et les transforme en données présentées sous forme de graphe. On enregistre donc, en plus du coefficient de frottement la dérive de la force normale instantanée par rapport à la force initiale et la force tangentielle, cette dernière permet de vérifier l'état de surface de l'échantillon et de définir d'éventuelles usures du matériau. Usure qui se traduit dans certains cas, par des émissions sonores acoustiques et des fluctuations dans les courbes représentant la force tangentielle.

Le coefficient de frottement est obtenu en faisant le rapport de la force tangentielle instantanée à la force normale initiale.

Le couple de frottement soumis au test est constitué d'un échantillon en bronze (frottant) de dimensions $(10 \times 15 \times 5) \text{mm}^3$ et d'un acier *35CD4* revêtu ou non (antagoniste), de dimensions $(20 \times 15 \times 5) \text{mm}^3$. La pression de contact appliquée est de 20N , elle est relativement faible et ceci pour éviter l'usure instantanée de l'échantillon. Le débattement est de 5mm de part et d'autre de l'antagoniste.

Nous avons utilisé un balayage d'argon sous un débit de $21/\text{mn}$ pour les essais sous atmosphère contrôlée.

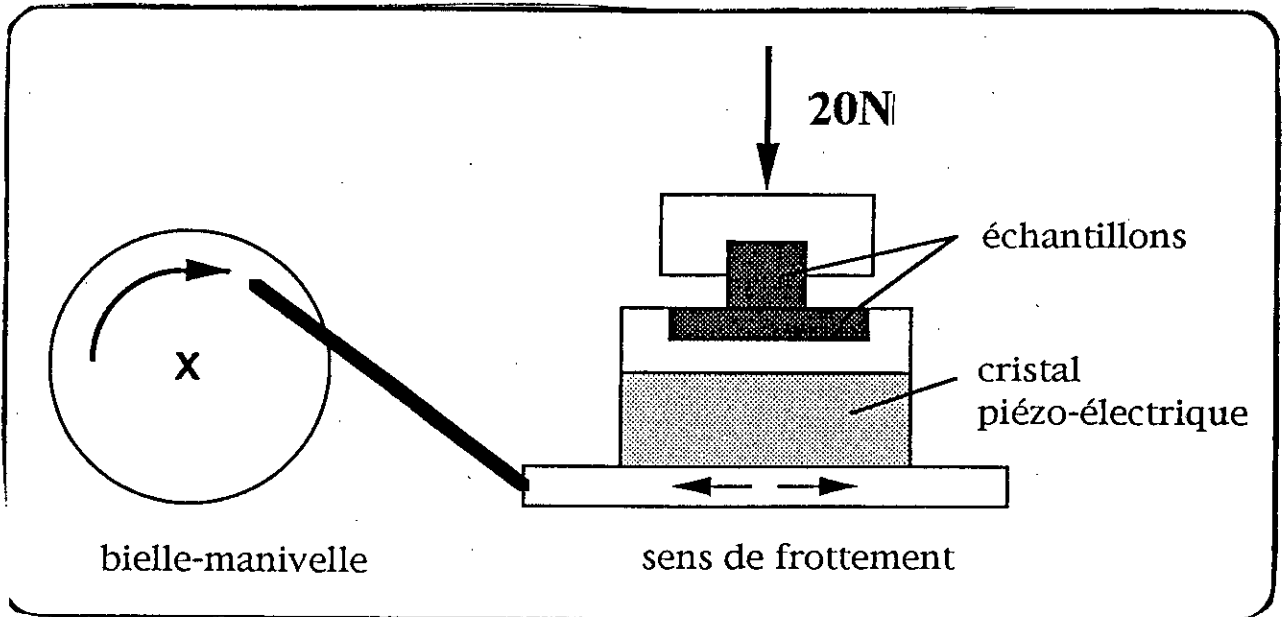


Figure 41: Principe du tribomètre plan-plan.

IV-1 MORPHOLOGIE DU DEPOT

Afin de mener notre étude dans les meilleures conditions, on a essayé d'uniformiser autant que possible les conditions expérimentales pour tous les échantillons utilisés, et ce en adoptant le même mode de polissage. Ce dernier étant réalisé à l'aide d'une série de papier émeri N° 120, 420, 600, 800 et 1000grains/cm² puis à la pâte diamanté 6 et 3 μm . Le nettoyage a été fait dans un bain d'alcool (éthanol) aux ultra sons.

L'examen des coupes perpendiculaires à la surface du dépôt met en évidence la structure lamellaire classique des dépôts projetés à la flamme ou à l'arc électrique (*fig. 42*).

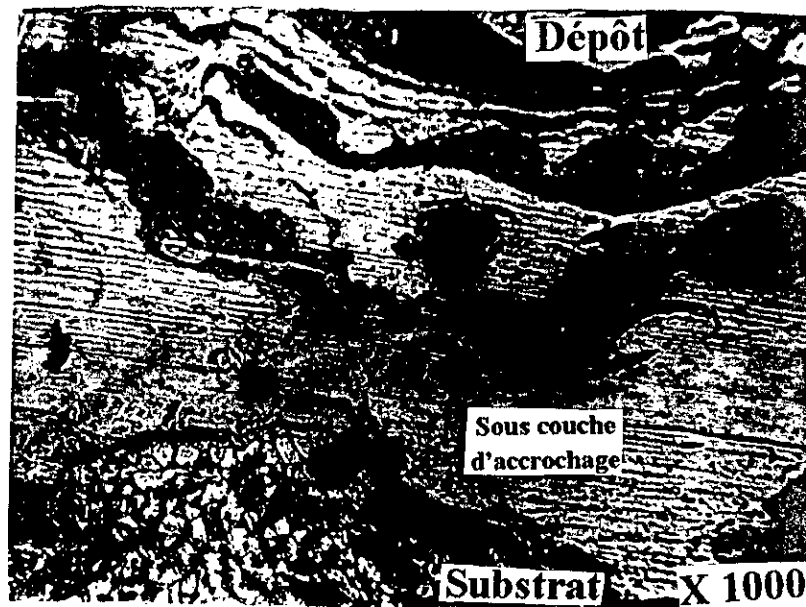


Figure 42: Dépôt de Cr-Mn sur l'acier 35CD4.

Il serait intéressant de noter la bonne adhérence du dépôt sur le substrat. En effet, la *figure 42* ne fait pas état de présence de porosités à l'interface. Ceci est dû à l'application de la sous couche d'accrochage d'une part, mais également à la rugosification qui a permis de créer des sites favorables à l'adhérence d'autre part.

L'intérêt de cette dernière opération est illustré sur les *figures 43 et 44*.

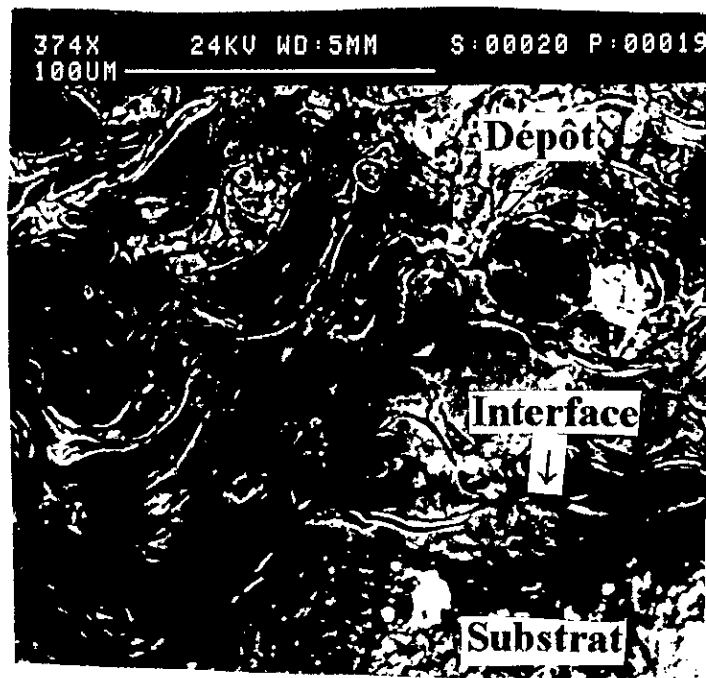


Figure 43: Dépôt avec rugosification et sans sous couche d'accrochage.

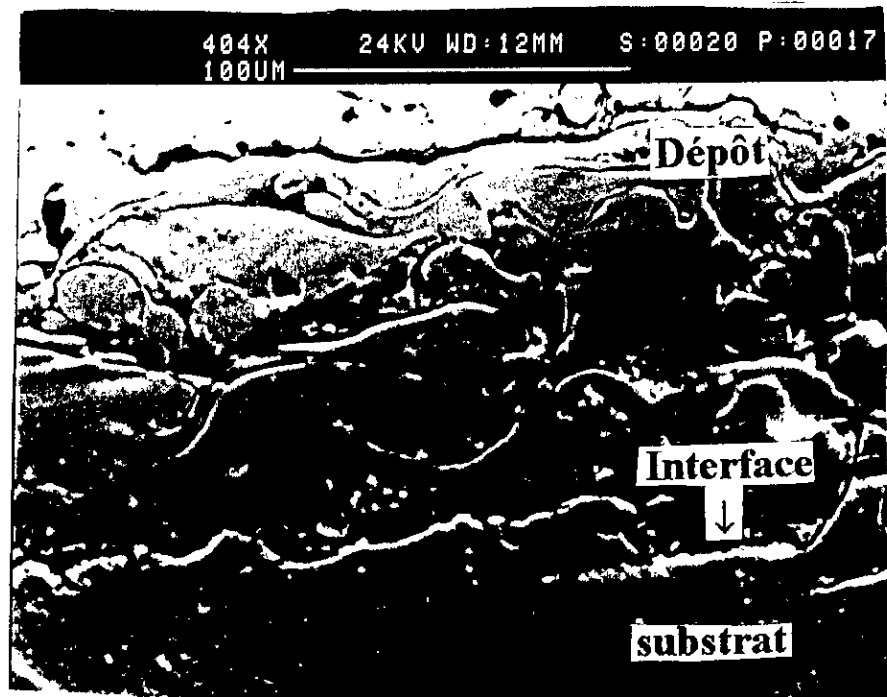


Figure 44: Dépôt sans rugosification et sans sous couche d'accrochage.

Nous remarquons dans le cas de la rugosification la faible porosité à l'interface (*fig. 43*), en revanche dans le cas contraire (*fig. 44*) la porosité est nettement importante (zones délimitées par des cercles sur la figure). Ces observations microscopiques permettent en outre, de mettre en évidence le caractère purement mécanique de l'adhérence.

CHAPITRE IV

Pour mieux préciser la nature du type d'adhérence, nous avons procédé à des analyses à la microsonde (image X) des éléments essentiels présents dans le multimatériau (*Cr, Ni, Mn*). Du point de vue mécanique, nous avons mesuré l'adhérence du revêtement déposé par des essais de traction en utilisant une colle spécifique de type treebond pour coller les deux surfaces en sandwich (*fig. 45*) sur les mors de la machine de traction.

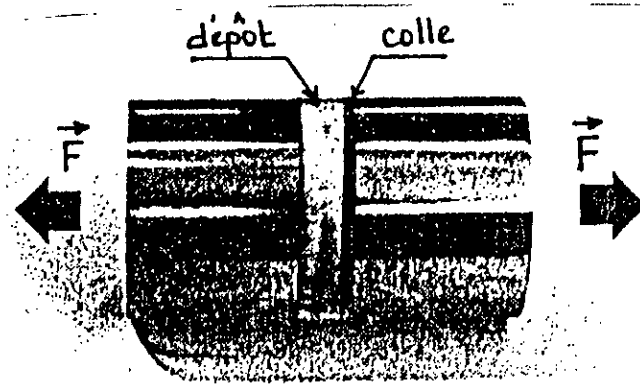


Figure 45: Dispositif de traction.

Afin d'avoir les mêmes paramètres de projection pour nos éprouvettes testées, nous avons réalisé un porte échantillon rotatif (*fig. 46*). Effectivement avec ce dispositif et en choisissant une vitesse de rotation et une distance de projection, on arrive normalement à avoir un dépôt de mêmes caractéristiques sur tous les échantillons.

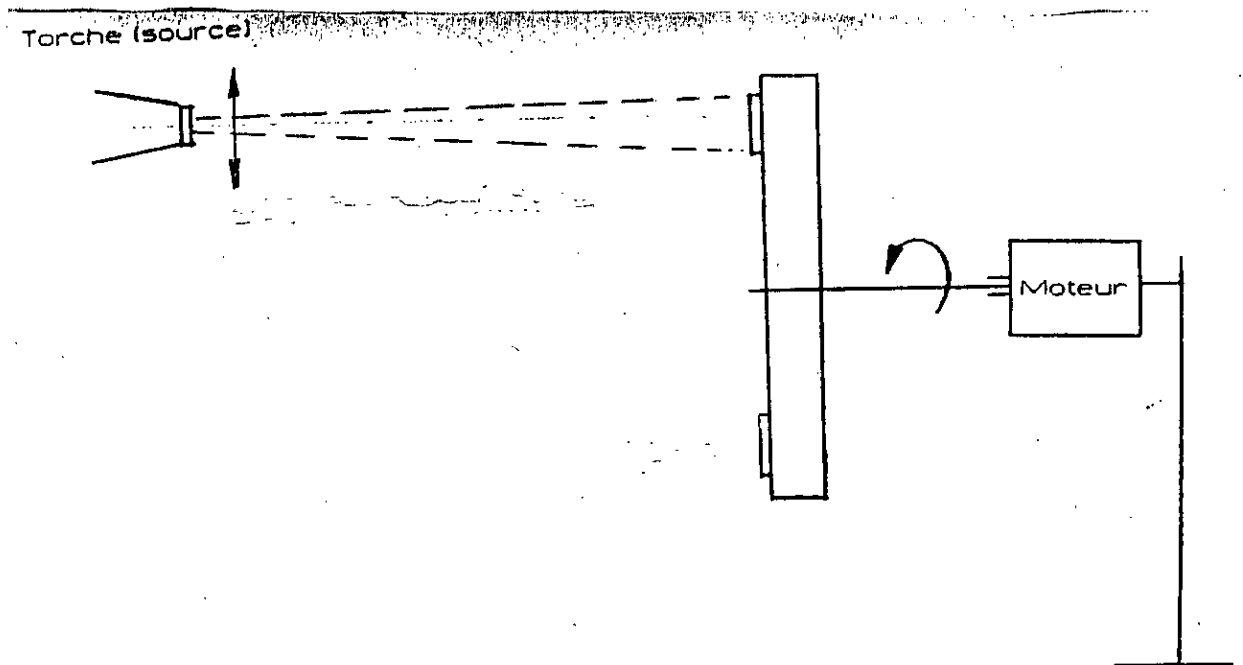


Figure 46: Schéma du montage du porte échantillon rotatif.

Les résultats obtenus par imagerie X sont donnés sur la *figure 47*.

D'après ces images X , nous pouvons noter l'absence de diffusion des éléments, ce qui confirme le caractère mécanique du type d'adhérence rencontré dans le multimatériau.

L'essai de traction permettant d'estimer la contrainte de rupture montre (voir *fig. 48*) que les échantillons ayant subi une rugosification et comportant une sous couche d'accrochage présentent une meilleure adhérence.

La rugosification pouvant amener un effet d'accrochage mécanique et la sous couche d'accrochage par les éléments qu'elle contient (Ni et Al) tensioactif augmente l'énergie d'adhésion tout en restant non réactif [99].

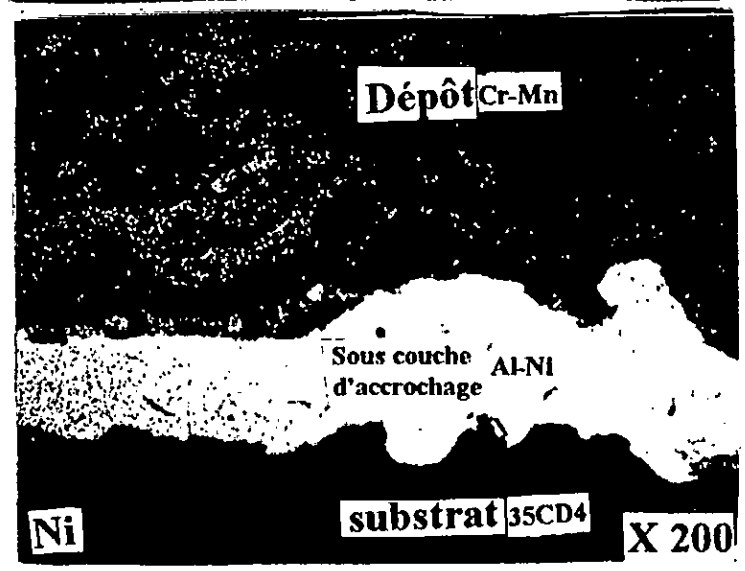
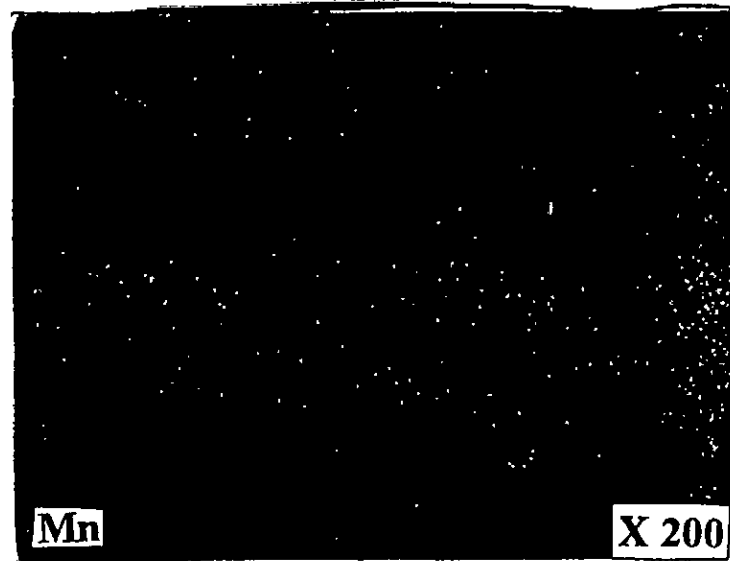
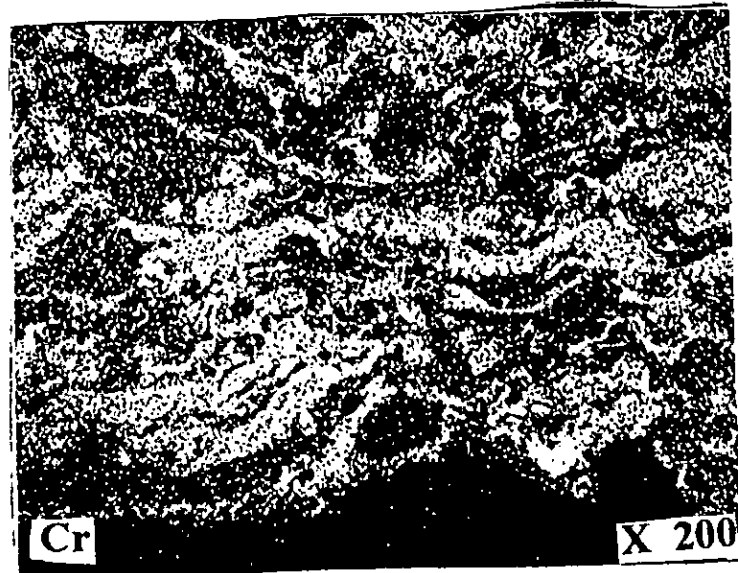
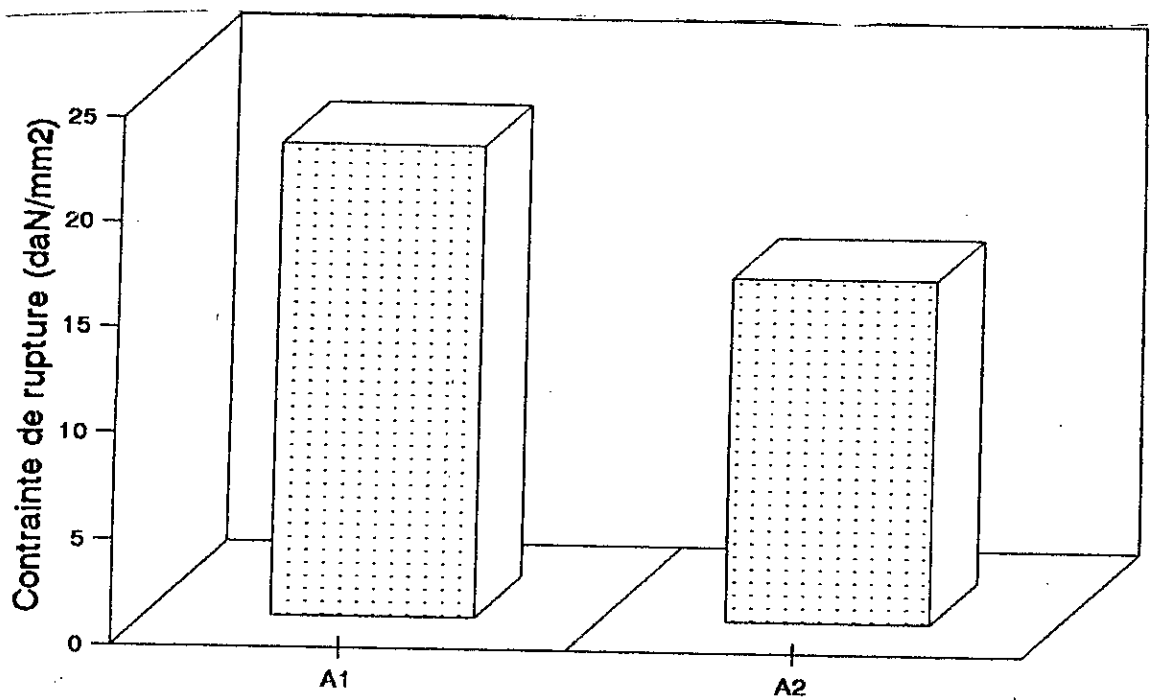


Figure 47: Analyse par images X de l'interface du multimatériau.



A1 : avec sous couche d'accrochage
A2 : sans sous couche d'accrochage

Figure 48: Contrainte de rupture du multimatériau

Pour la suite de l'étude, nous utiliserons des multimatériaux ayant subis une rugosification et contenant une sous couche d'accrochage.

IV-2 ETUDE TRIBOLOGIQUE

Dans ce paragraphe, nous traiterons quelques évolutions typiques du coefficient de frottement. Ce coefficient traduit le rapport de la force tangentielle qui s'oppose au mouvement de glissement à la charge normale appliquée au couple caractérisé ici, par le frottant en bronze et l'antagoniste acier "35CD4" revêtu et non revêtu.

IV-2-1 Evolution générale du coefficient de frottement

Les essais ont été réalisés pour *1000* cycles ce qui est équivalent à une durée approximative d'une heure et ceci pour tous les échantillons.

Avant l'essai, nous avons mesuré la rugosité des éprouvettes préalablement polies et ce grâce à un rugosimètre (*Perthometer C5D*) dont le palpeur se déplace à vitesse constante sur la surface à contrôler, selon une trajectoire horizontale.

La rugosité moyenne *Ra* est la moyenne arithmétique de tous les écarts du profil de rugosité *R* par rapport à la ligne moyenne. Après polissage, la rugosité moyenne *Ra* est comprise entre *0.02* et *0.15 μm*, selon l'aptitude du matériau au polissage. Nous donnerons au fur et à mesure la rugosité des antagonistes utilisés.

L'évolution du coefficient de frottement enregistrée en cours des essais présente une instabilité durant toute l'expérience (*fig. 49*), et elle est pratiquement la même pour tous les échantillons (*fig. 49-53*).

En nous basant sur la *figure 49* qui représente l'évolution générale du coefficient dans le cas du frottement du revêtement, nous remarquons aux premiers cycles une augmentation rapide du coefficient de frottement, ceci correspond à un frottement entre les pics (aspérités) des deux antagonistes. Suivie ensuite d'une courte étape où le coefficient de frottement semble à peu près stable pour une valeur $\mu = 0.25$. Cette étape est liée à l'établissement du troisième corps, formé à partir des premières particules qui se détachent des antagonistes.

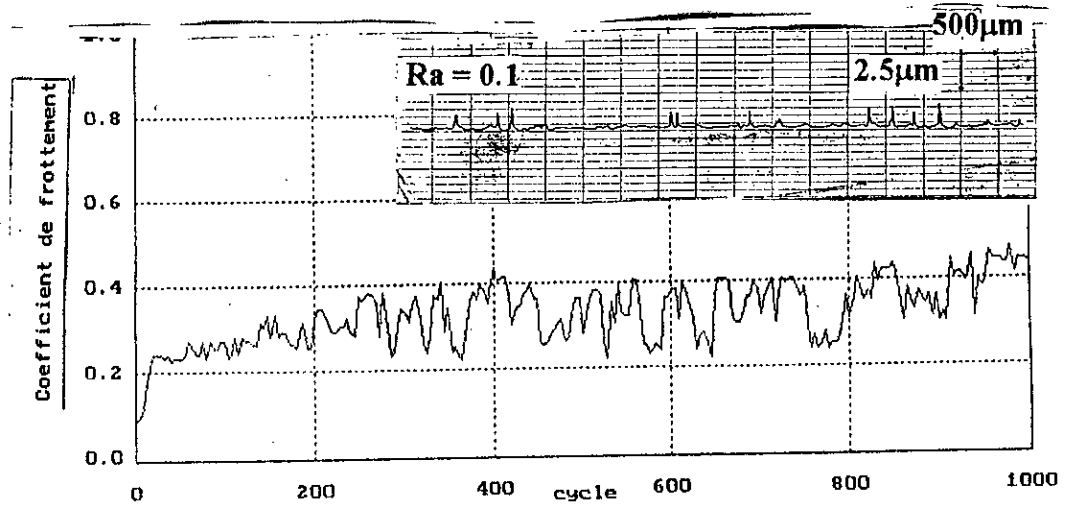


Figure 49: Evolution du coefficient de frottement du multimatériau en fonction du nombre de cycle à l'air libre et 20 tr/mn

Enfin, nous notons la présence d'instabilités transitoires dont la fréquence dépend de la nature de l'échantillon et des conditions expérimentales. Ces instabilités sont en relation avec le maintien ou l'éjection des débris dans le contact. La présence de particules dans le contact implique une augmentation du coefficient de frottement par rapport à des surfaces vierges, points C et E (fig. 50) et la chute de ce coefficient correspond au contraire, à l'élimination des particules formées dans le contact (*3^{ème} corps*) point D. Ainsi, les échantillons ayant une faible fréquence de pics présentent une résistance à l'usure élevée, c'est le cas où ces débris restent emprisonnés.

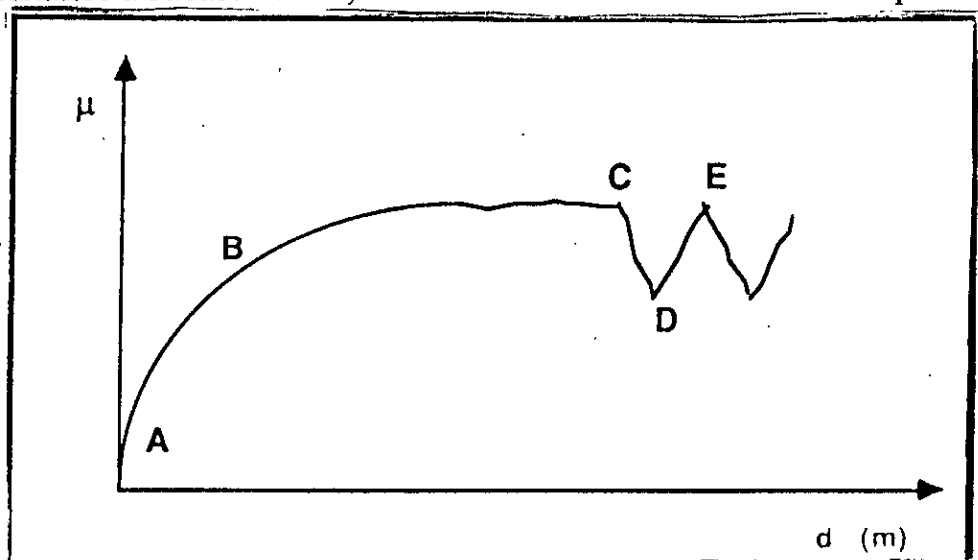


Figure 50: Schéma de l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la distance de frottement.

La figure 51 représente l'évolution du coefficient de frottement du substrat, nous remarquons une plus faible valeur moyenne du coefficient (0.35) par rapport à celle du revêtement (0.4) (fig. 49). La période d'établissement de particules est plus courte. Enfin, nous constatons une diminution du coefficient de frottement aux derniers cycles dans le cas du

substrat, ce qui s'expliquerait par l'élimination des particules (mauvaise adhérence).

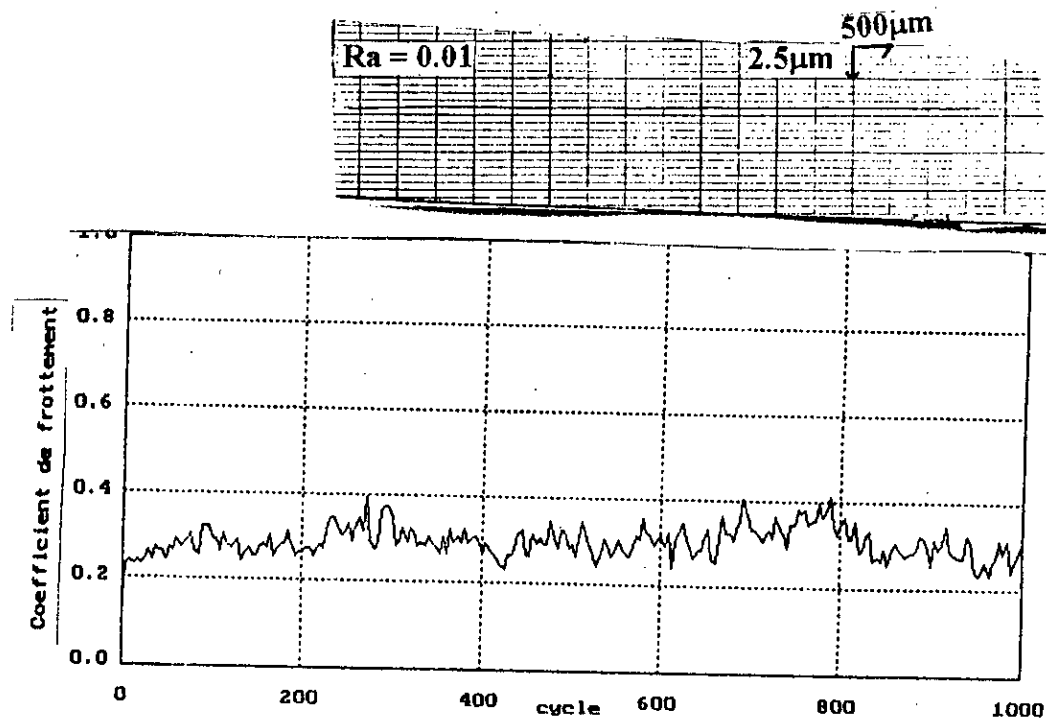


Figure 51: Evolution du coefficient de frottement du substrat 35CD4 à l'air libre et à 20 tr/mn.

Conclusion

Nous pouvons dire que le frottement dans le cas du revêtement est relativement meilleur que dans le cas du substrat. Ceci peut s'expliquer par le grand coefficient de frottement obtenu pour le revêtement. Cette valeur élevée étant dû à la création de particules entre les antagonistes, ces derniers créent un écran et protègent ainsi le revêtement de l'usure.

En ce qui concerne le substrat, on note la stabilité du coefficient de frottement (usure réduite [53]) au début, cependant à partir de 800 cycles la valeur du coefficient de frottement diminue ce qui peut être justifié par l'absence des particules (peut être éjectées du fait de la mauvaise adhérence) et traduit une forte usure puisqu'il faudrait à chaque fois régénérer les débris et donc arracher des particules aux surfaces frottantes.

Nous remarquons donc, que les débris d'usure piégés à l'intérieur du contact formant ainsi un troisième corps, ont un apport considérable car ils modifient l'interaction entre les deux premiers corps et les protègent contre l'usure en créant un film d'écran.

Cependant, ce phénomène d'autoprotection dépend de la création et du maintien de ce troisième corps. C'est ce que nous allons essayer d'expliquer dans le prochain paragraphe.

En faisant varier certains paramètres de frottement, nous étudierons la formation, la vie et l'élimination du troisième corps, ce qui permettra ainsi de comprendre sa contribution au frottement.

IV-2-2 Influence de l'environnement sur l'évolution du coefficient de Frottement

Dans le but d'étudier l'évolution du coefficient de frottement en fonction de l'environnement, nous avons entrepris des essais sous atmosphère contrôlée et à l'air libre.

a- Essai à l'air libre

La *figure 49* montre que le coefficient de frottement varie entre *0.1* et *0.42* dans le cas du frottement du dépôt et entre *0.2* et *0.4* (*fig. 51*) dans le cas du frottement du substrat.

b- Essai sous atmosphère contrôlée

Le contrôle de l'atmosphère a été possible grâce à un balayage d'argon avec un débit de *3l/mn* pour éviter la régénération des oxydes.

Les courbes obtenues sont données par les *figures 52* et *53* respectivement dans le cas du frottement du dépôt et du substrat.

Nous constatons que le coefficient de frottement est compris entre *0.1* et *0.4* pour le dépôt et *0.17* et *0.38* pour le substrat.

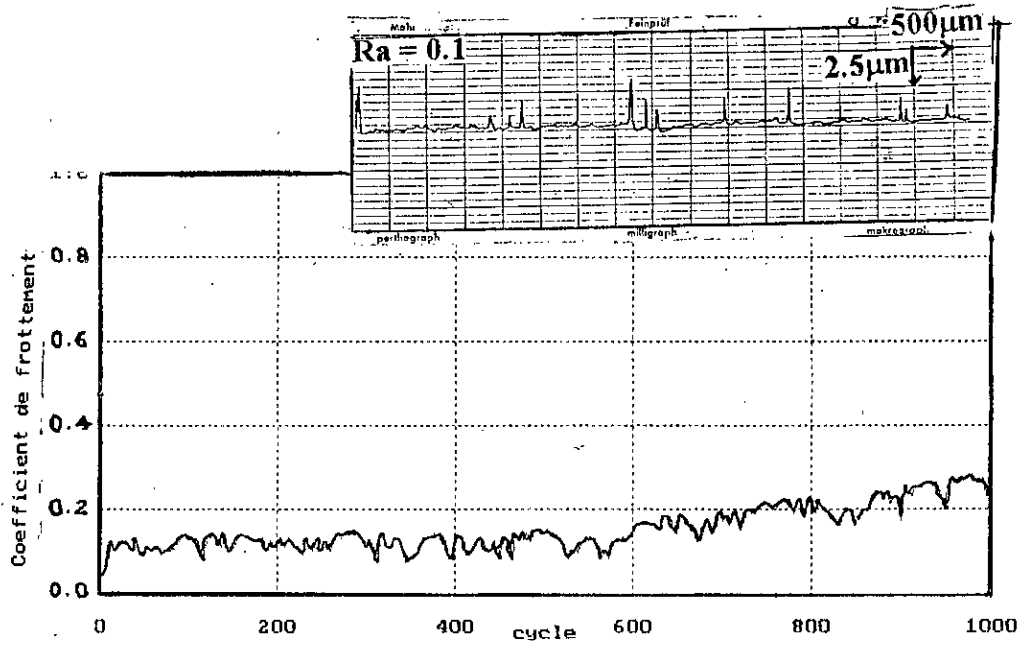


Figure 52: Frottement du multimatériau sous balayage d'argon à 20 tr/mn.

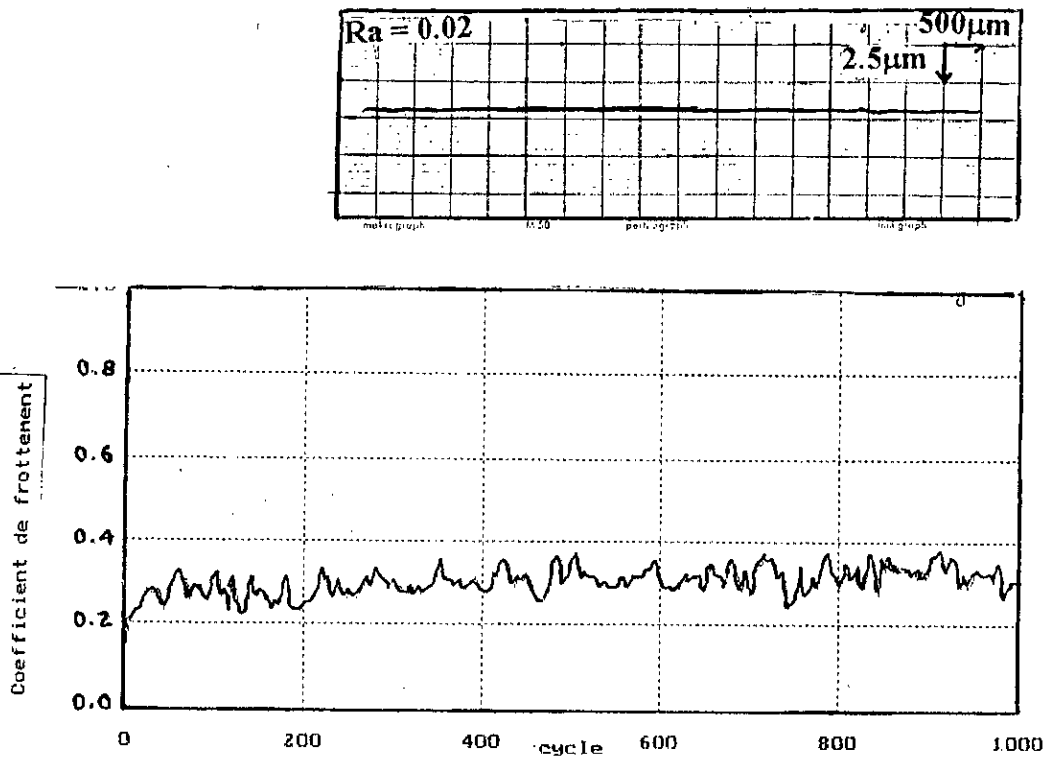


Figure 53: Frottement du substrat sous balayage d'argon à 20 tr/mn.

Discussion

Dans l'ensemble, nous remarquons que pour tous les cas de frottement air, argon (dépôt, substrat), l'évolution du coefficient de frottement passe par les trois principales étapes précédemment décrites. Néanmoins, l'étape de formation de débris est relativement faible sous atmosphère contrôlée, ceci peut s'expliquer par la non formation des particules d'oxydes qui font partie du 3^{ème} corps [53, 57].

En ce qui concerne la valeur du coefficient de frottement, nous remarquons que celle obtenue à l'air libre est plus importante que celle obtenue sous balayage d'argon.

L'évolution paraît aussi relativement stable sous air libre que sous balayage d'argon. Pour expliquer ce comportement, nous avons analysé les surfaces usées des échantillons. Les *figures 54* et *55* montrent les traces d'usures du dépôt respectivement à l'air libre et sous balayage d'argon, les *figures 56* et *57* celles du substrat.

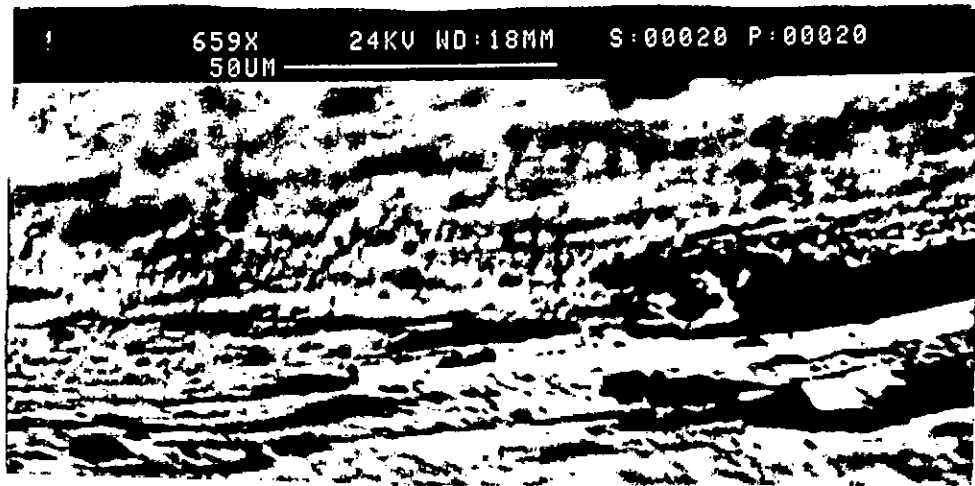


Figure 54: Traces d'usure après frottement du dépôt à l'air à 20 tr/mn.



Figure 55: Traces d'usure après frottement du dépôt sous balayage d'argon à 20 tr/mn



Figure 56: Traces d'usure après frottement du substrat à l'air libre à 20 tr/mn.



Figure 57: Traces d'usure après frottement du substrat sous balayage d'argon à 20 tr/mn.

En étudiant l'empreinte de frottement du dépôt dans différentes atmosphères, nous remarquons que sous balayage d'argon (fig. 55), le dépôt présente une surface quasiment dénudée de particules. L'arrachement se fait

donc au fur et à mesure que le frottement s'effectue et augmente ainsi l'usure du multimatériau. Ceci justifie le faible coefficient de frottement observé. En revanche, sous air libre (*fig. 54*), une forte quantité de particules adhère à la surface du dépôt ce qui provoque l'augmentation du coefficient de frottement lors de l'essai.

Les mêmes constatations peuvent être faites en ce qui concerne le frottement du substrat (*fig. 56 et 57*).

Ces expériences mettent nettement en évidence l'apport du 3^{ème} corps à la tenue du système frottant à l'usure. En effet, l'augmentation du coefficient de frottement est en grande partie due à la présence de particules entre les antagonistes. Ces dernières formant un écran qui protège les deux surfaces de l'usure.

A l'air libre, ces particules sont plus importantes que sous balayage d'argon. Nous pouvons donc et déjà supposer qu'une partie de ces particules constituant le 3^{ème} corps correspond à des oxydes.

IV-2-3 Influence de la vitesse de frottement sur l'évolution du coefficient de frottement

Nous avons effectué des essais de frottement à trois vitesses différentes 20, 30 et 40 *tr/mn*. L'évolution du coefficient de frottement du multimatériau et du substrat sous les vitesses de 20 et 40 *tr/mn* est illustrée par les figures 58, 59, 60 et 61.

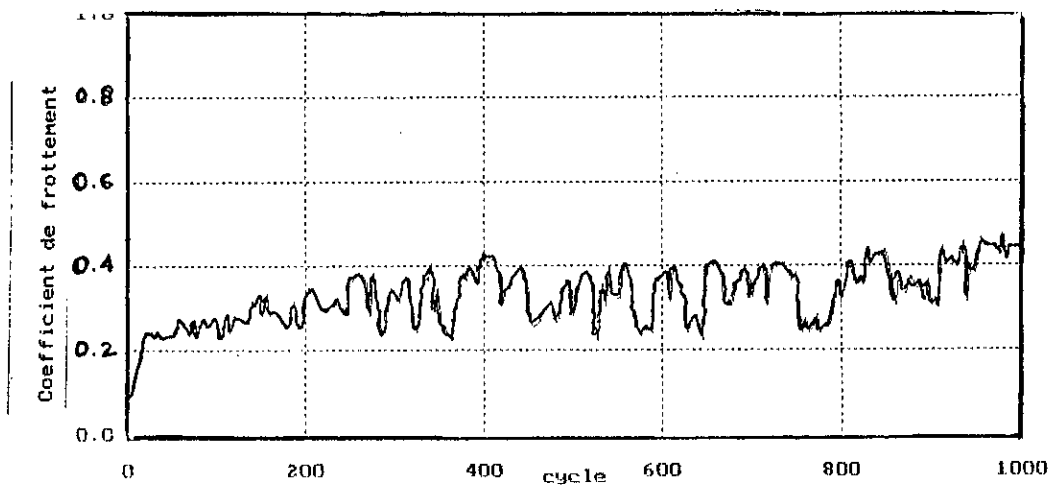


Figure 58: Evolution du coefficient de frottement du multimatériau à 20 tr/mn à l'air libre.

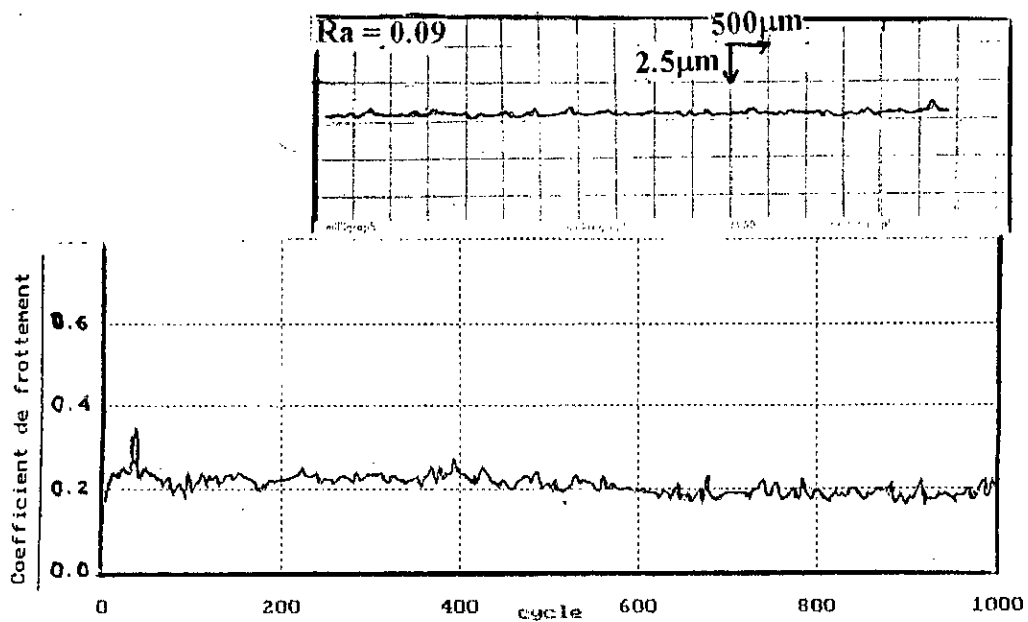


Figure 59: Evolution du coefficient de frottement du multimatériau à 40 tr/mn à l'air libre.

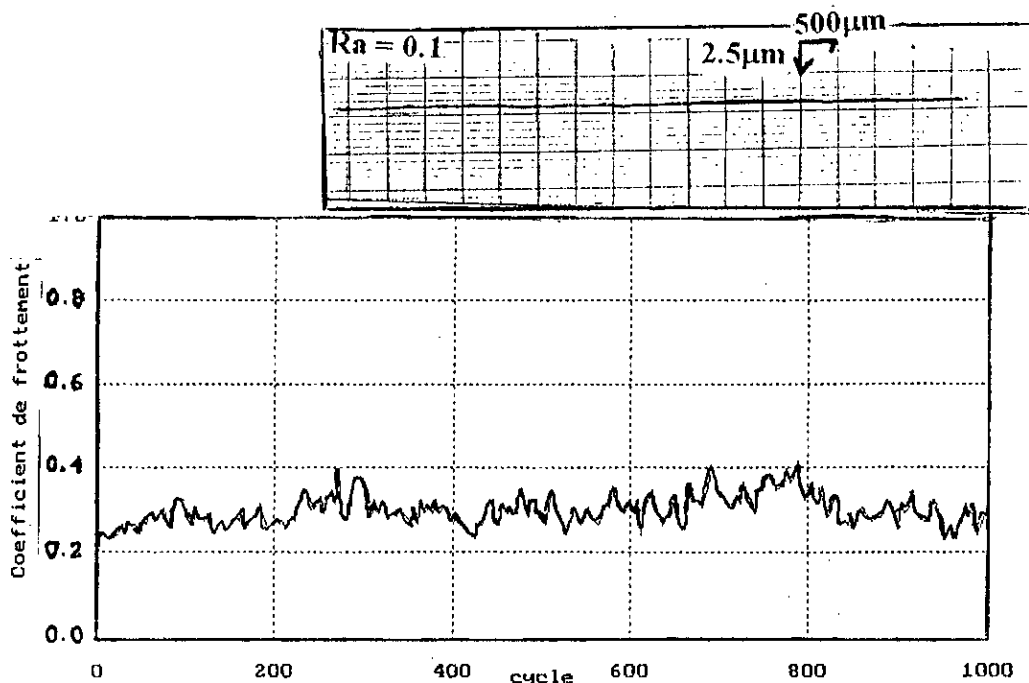


Figure 60: Evolution du coefficient de frottement du substrat à 20 tr/mn à l'air libre.

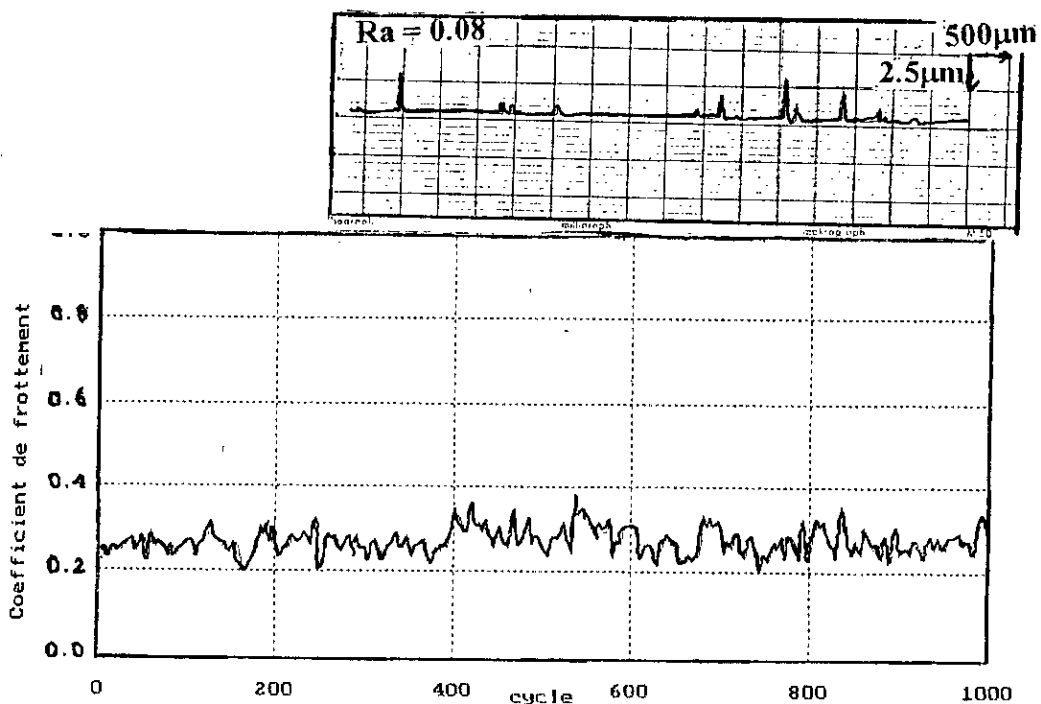
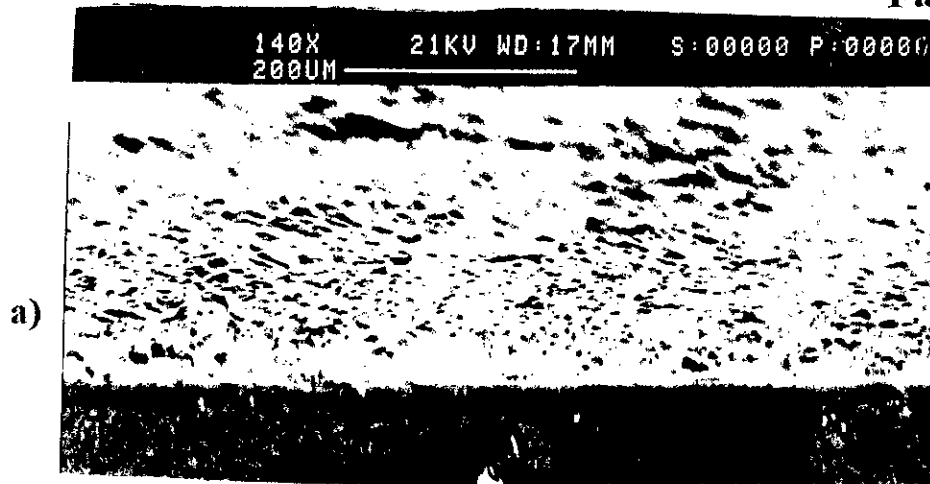


Figure 61: Evolution du coefficient de frottement du substrat à 40 tr/mn à l'air libre.

Les figures 60 et 61 nous permettent de constater que la plus grande valeur du coefficient de frottement (0.35) est relevée lors du frottement à la vitesse de 20 tr/mn, nous remarquons aussi que dans ce cas la période de stabilité est plus longue par rapport à celle obtenue à la vitesse de 40 tr/mn. A noter aussi, la faible valeur de μ à cette même vitesse.

A l'oeil nu, nous avons constaté après frottement, une forte usure des échantillons testés à grande vitesse (40 tr/min). L'examen microscopique a révélé l'absence de débris à la surface des échantillons ayant subi un essai à grande vitesse. En effet, à grande vitesse (40 tr/min), l'empreinte de frottement est relativement dénudée (*fig. 62b*). Ceci à l'inverse de ce qui est observé pour l'essai à faible vitesse (20 tr/min) où l'empreinte de frottement est recouverte de particules (*fig. 62a*).

Faible vitesse



Grande vitesse

Figure 62: Empreinte de frottement du multimatériau en fonction de la vitesse de frottement à l'air libre.

Ces différents comportements à l'usure en fonction de la vitesse de frottement mettent en évidence l'importance du facteur vitesse sur le piégeage des débris et de ce fait la tenue à l'usure.

Discussion

A faible vitesse, les débris créés dans le contact ne sont pas très sollicités, ils sont donc peu évacués et leur création est ainsi réduite. Ces débris en parvenant à se maintenir réduisent l'usure du multimatériau.

A vitesse élevée, la majorité des particules d'usures est éjectée hors du contact ce qui empêche leur recyclage. L'éjection des débris hors du contact implique que d'autres vont se créer au détriment des surfaces frottantes qui seront de nouveau mises à contribution. L'instabilité de ces particules provoque l'augmentation de l'usure du multimatériau.

L'évolution du coefficient de frottement est donc fonction du comportement des débris d'usures présents dans l'interface dans le sens où le coefficient de frottement est important à faible vitesse (maintien des débris) et diminue à grande vitesse (évacuation des débris).

A l'issue de ces essais, (à différents milieux et vitesses) et afin de suivre l'influence de l'usure sur les propriétés mécaniques, nous avons effectué des mesures de la microdureté sur les coupes transversales des échantillons (*fig. 63*) à l'aide d'un microduromètre *Vickers Leitz*, sous une charge de *500gr* avec un temps de maintien de *30* secondes.

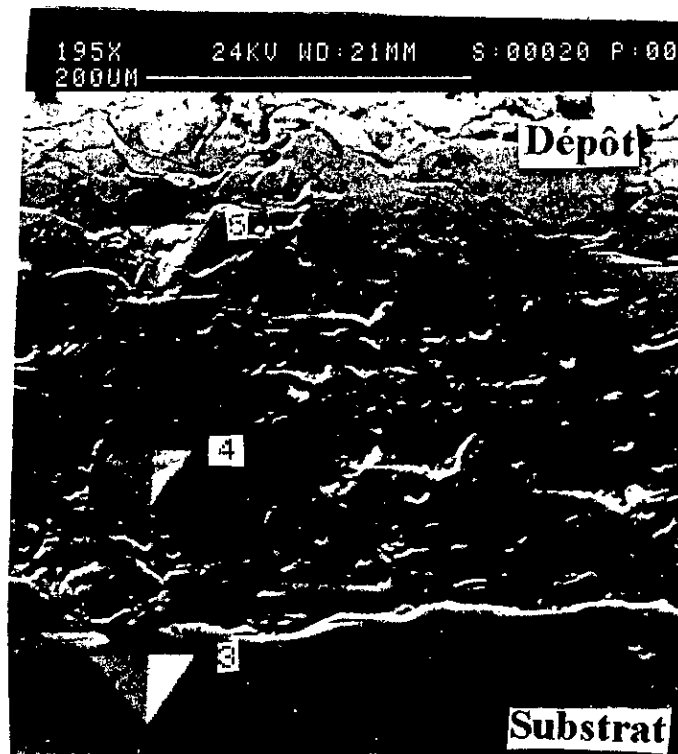


Figure 63: Filiation de microduretés

IV- 2- 4 Influence du frottement sur la microdureté

Le frottement provoque souvent des augmentations de température au niveau des surfaces mises en contact, ces variations de température, selon leur grandeur, causent à leur tour des changements microstructuraux au niveau des surfaces de contacts tel que l'oxydation, fusion locale; par conséquent, le comportement mécanique des matériaux lui aussi est affecté. Les *figures 64* et *65* illustrent la filiation de microdureté des échantillons avant et après le frottement respectivement pour des vitesses et milieux différents.

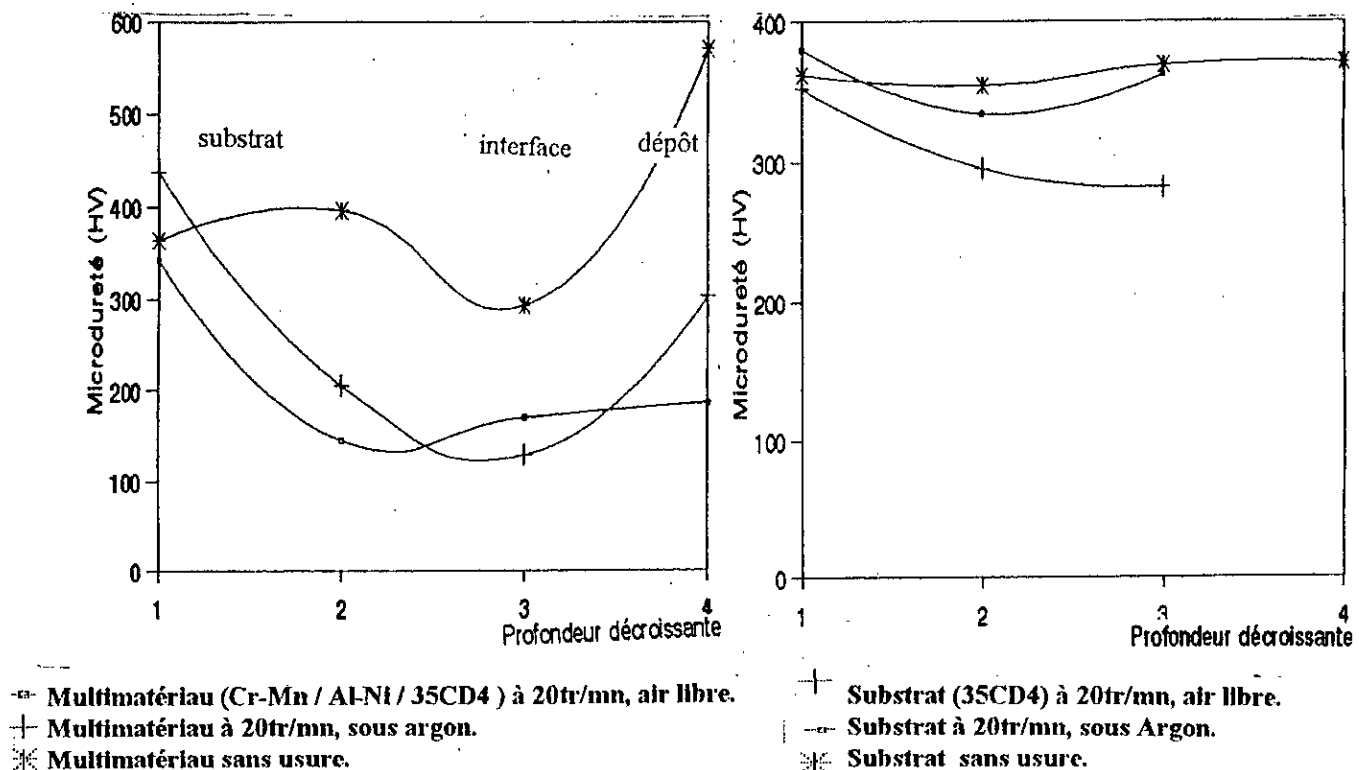
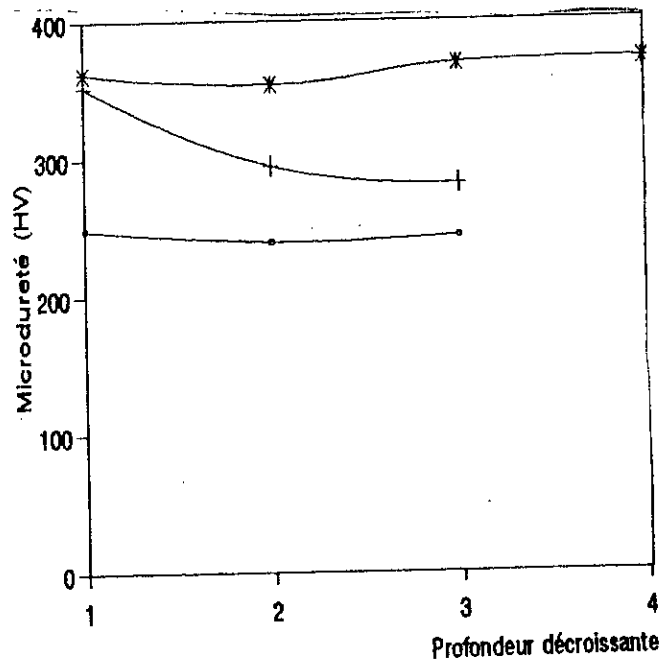
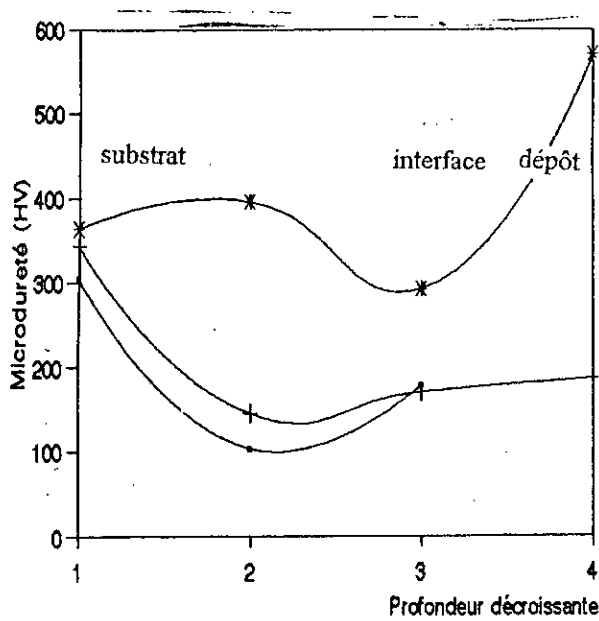


Figure 64: Filiation de microduretés avant et après essai de frottement à l'air libre et sous balayage d'argon à 20 tr/mn



- ⊛ Multimatériau (Cr-Mn / Al-Ni / 35CD4) à 40tr/mn, air libre.
- + Multimatériau à 20tr/mn, air libre.
- * Multimatériau sans usure.

- Substrat (35CD4) à 40tr/mn, air libre.
- + Substrat à 20tr/mn, air libre.
- * Substrat sans usure.

Figure 65: Filiation de microduretés avant et après essai de frottement à 20 et 40 tr/mn à l'air libre.

Dans l'ensemble, nous remarquons une diminution de la microdureté après essai de frottement ceci peut s'expliquer par le fait que durant le frottement, il se produit un traitement thermique qui provoque la précipitation de composés qui doivent être moins durs que les composés préexistants.

Conclusion

Les essais effectués ont montré que l'évolution du coefficient de frottement dépend de l'environnement et de la vitesse de frottement, lesquels favorisent ou empêchent la formation de débris (3^{ème} corps) qui régissent l'usure.

Jusqu'à présent les différentes expériences réalisées ont permis de mettre en exergue l'importance du 3^{ème} corps et de donner une première approche concernant sa nature (oxydes).

Une détermination plus précise de la nature de ce troisième corps fera l'objet de l'étude suivante.

IV-2-5 Analyse physico-chimique du 3^{ème} corps

Des analyses physico-chimiques ont été effectuées sur les débris d'usure se trouvant sur l'empreinte de frottement, afin de déterminer leurs nature. Nous avons procédé à des analyses à la microsonde (images *X*) et par diffraction des rayons *X* sous incidence rasante.

a- Analyse par microsonde

Les *figures 66* et *67* montrent les images *X* du troisième corps piégé sur le dépôt et sur le substrat. Nous pouvons constaté que dans les deux cas il y'a une importante contribution du bronze à la formation du troisième corps par suite de la destruction de celui-ci au cours du frottement (image *X* du *Cu*).

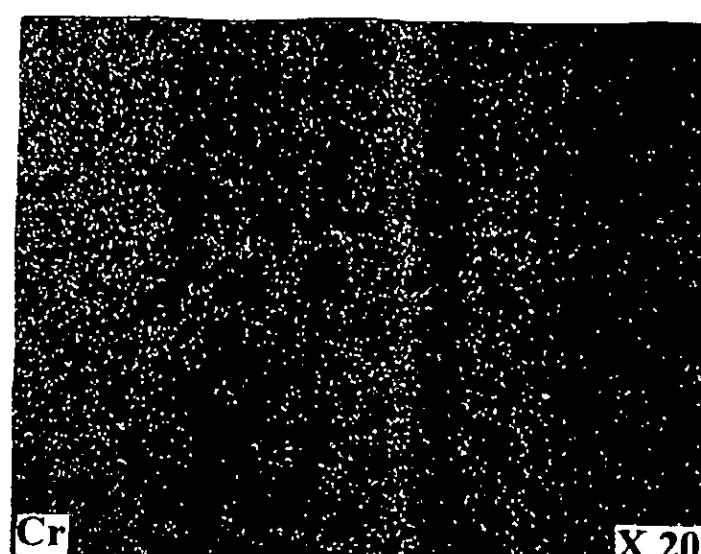
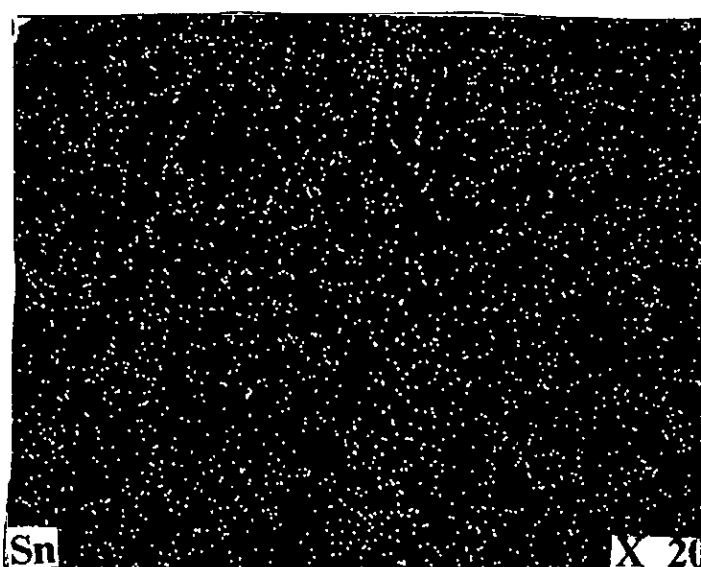
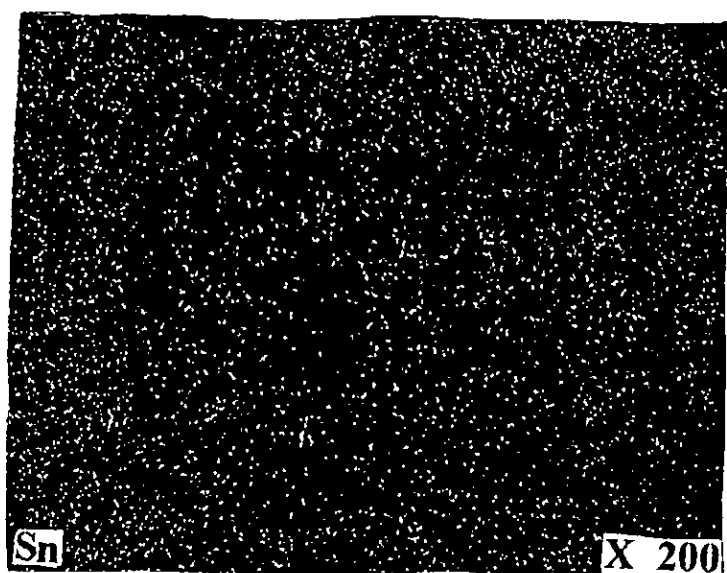
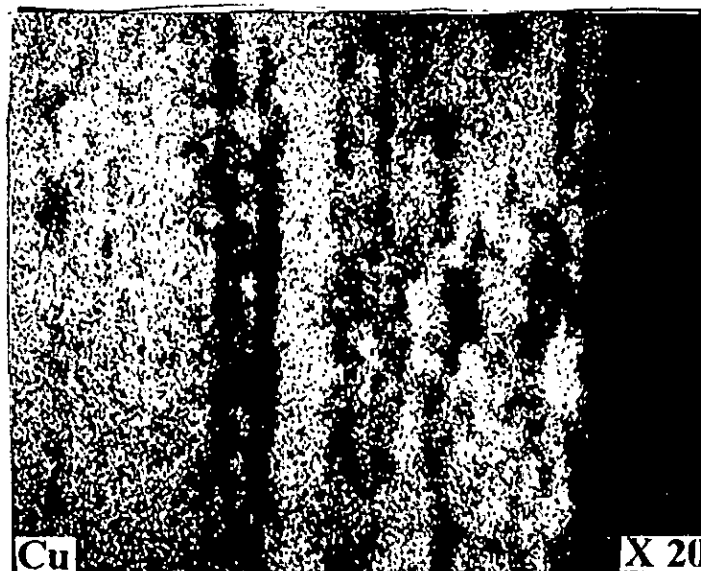


Figure 66: Analyse des images X du 3^{me} du corps se trouvant à la surface du dépôt à l'air libre et à 20tr/mn.

Figure 67: Analyse des images X du 3^{me} corps se trouvant à la surface du substrat à l'air libre à 20tr/mn.

b- Analyse par diffraction des rayons X sous incidence rasante

De la même manière que pour l'analyse par microsonde, nous avons procédé à l'analyse des débris d'usure restants adhérents au dépôt et au substrat.

D'après les *figures 68* et *69* nous remarquons que les particules d'usures sont produites à partir de la dégradation des deux corps « dépôt/bronze », « substrat/bronze ». Ceci est révélé par la présence de spectres de diffraction des oxydes de Fe_2O_3 , CuO et du MnO ainsi que par la présence du composé Cu_3Sn .

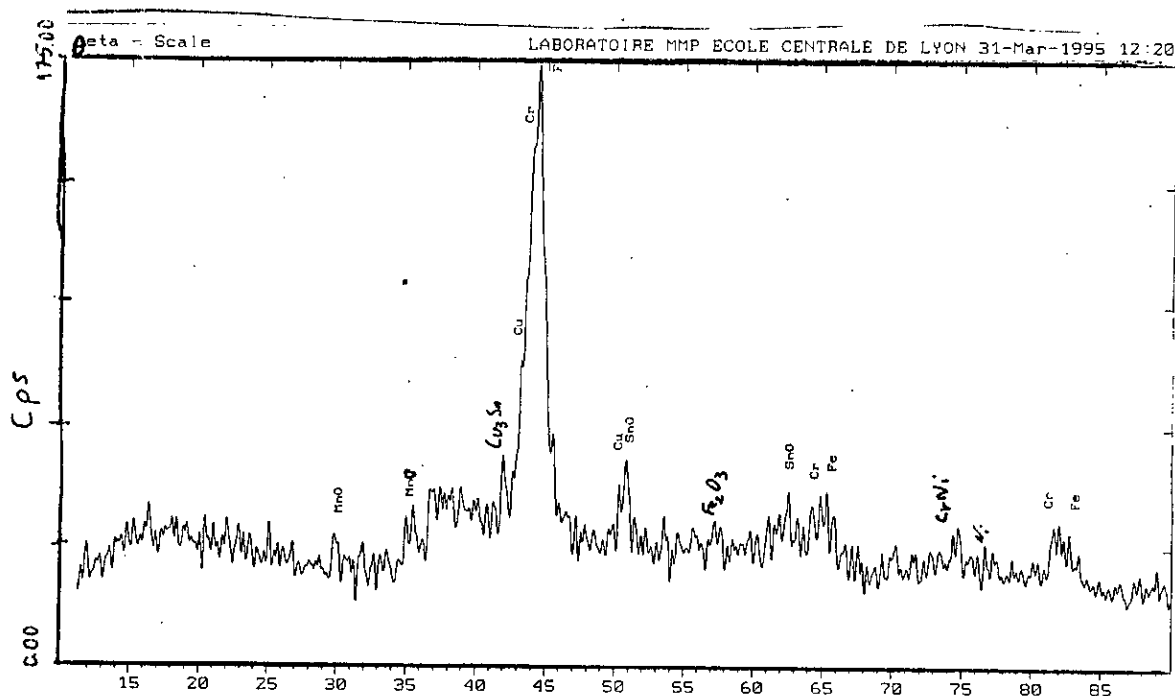


Figure 68: Analyse par diffraction sous incidence rasante du multimatériau recouvert de particules d'usure après frottement à l'air libre et à 20 tr/mn.

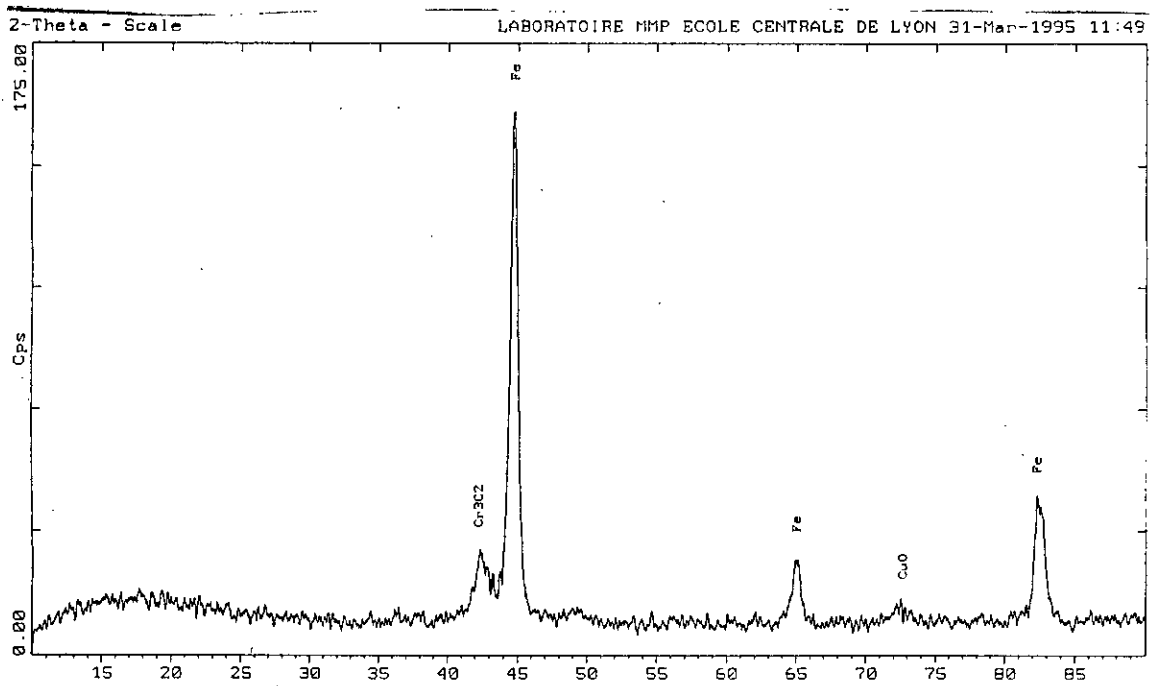
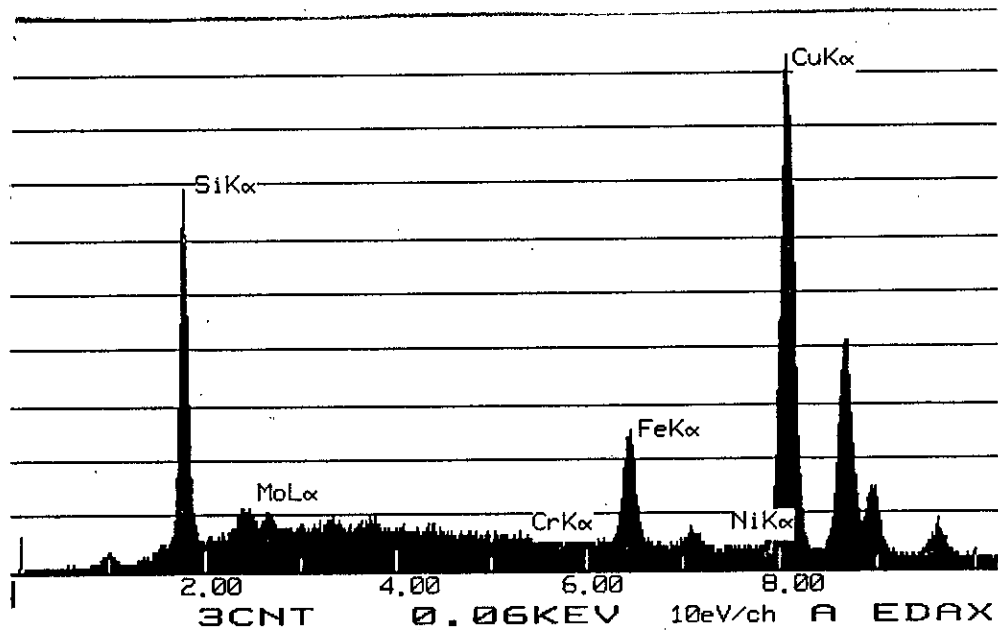


Figure 69: Analyse par diffraction sous incidence rasante du substrat recouvert de particules d'usure après frottement à l'air libre et à 20 tr/mn

Pour évaluer la quantité de transfert, nous avons effectué des analyses quantitatives (*EDAX*).

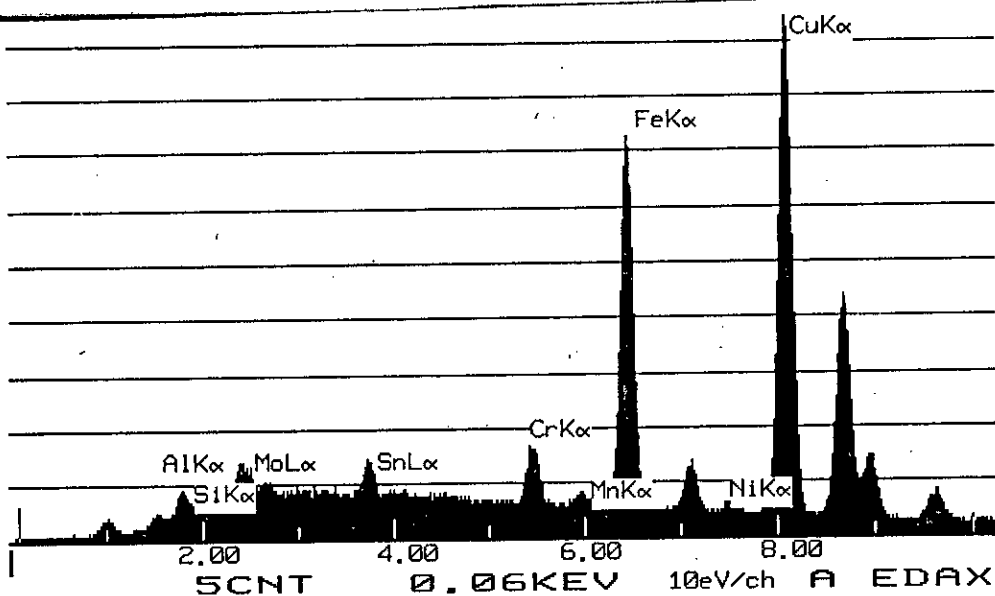
Nous notons d'après la *figure 70* la présence considérable de cuivre sur les surfaces usées. Nous remarquons aussi la faible quantité d'étain.

a.



Eléments	Si	Mo	Cr	Fe	Cu
Quantité(%)	16,35	0,98	0,17	7,51	<u>74,99</u>

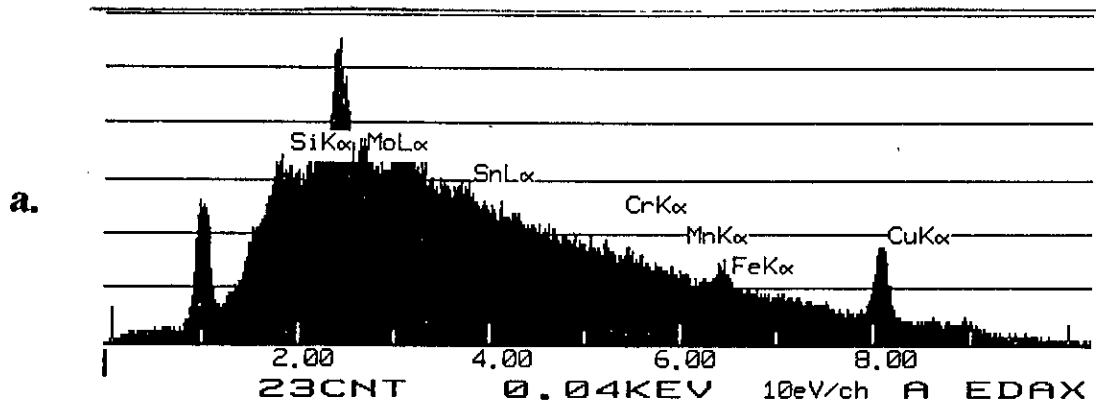
b.



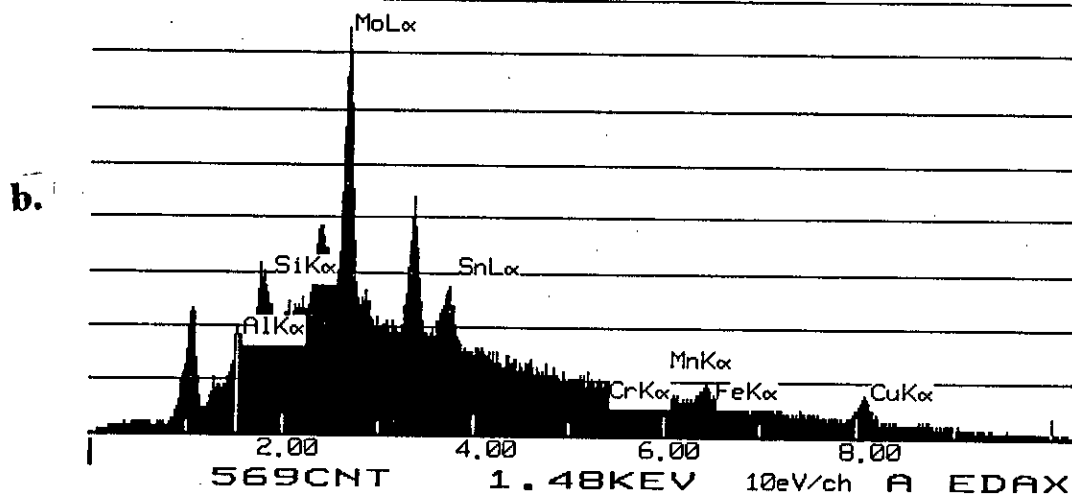
Eléments	Si	Mo	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Al
Quantité(%)	0,95	1,23	3,09	0,16	24,04	0,99	<u>69,18</u>	0,34

*Figure 70: Analyse quantitative effectuée sur la trace d'usure:
a- du substrat
b- du multimatériau à l'air libre et à 20 tr/mn.*

De même, l'analyse de la trace d'usure sur le bronze révèle la présence d'éléments provenant du dépôt ou du substrat (*fig. 71 a, b*)



Eléments	Si	Mo	Sn	Cr	Fe	Cu
Quantité(%)	0,63	2,88	0,2	<u>0,59</u>	<u>2,9</u>	<u>92,8</u>



Eléments	Si	Mo	Sn	Al	Fe	Cu
Quantité(%)	<u>2,57</u>	5,93	3,31	<u>0,7</u>	<u>6,32</u>	81,16

Figure 71: Analyse quantitative effectuée sur le bronze ayant frotté contre:
a- le multimatériau;
b- le substrat à l'air libre et à 20 tr/mn.

Discussion

Les analyses physico-chimiques effectuées sur le multimatériau, le dépôt et le bronze montrent l'existence d'un transfert. Ce transfert, constitué de particules provenant des deux antagonistes, existe quelque soit le milieu dans lequel se déroule l'essai de frottement (à l'air libre ou sous balayage d'argon).

Ces particules sont formées d'oxydes (CuO , MnO et Fe_2O_3), par suite de la réactivité avec le milieu ambiant ainsi que l'accroissement de la température. Néanmoins, nous remarquons l'importante contribution du bronze au troisième corps par la prépondérance de la quantité du cuivre sur les traces d'usurés.

Certains auteurs [7] ont déjà mis en évidence la composition des particules de transfert essentiellement constituées du Cu et de ses oxydes et ceci selon le milieu de travail (atmosphère neutre, réductrice ou oxydante).

IV-2-6 Analyse du mécanisme de dégradation

Lorsque deux surfaces frottent l'une contre l'autre, il en résulte une forte adhérence au niveau de leur aspérités, il y'a alors création d'un certain nombre de microcontacts, impliquant l'apparition d'un contact adhésif ce qui entraîne un premier stade de la dégradation de type adhésif.

Sous l'effet de la force de frottement, il résulte des ruptures au niveau de ces contacts. Le fragment d'usure rompu peut:

- Soit fixé sur la surface du dépôt ou substrat (*fig. 72*), ⁷³
- Soit être détaché et expulsé hors du contact, il se forme alors des débris d'usure (*fig. 73*).

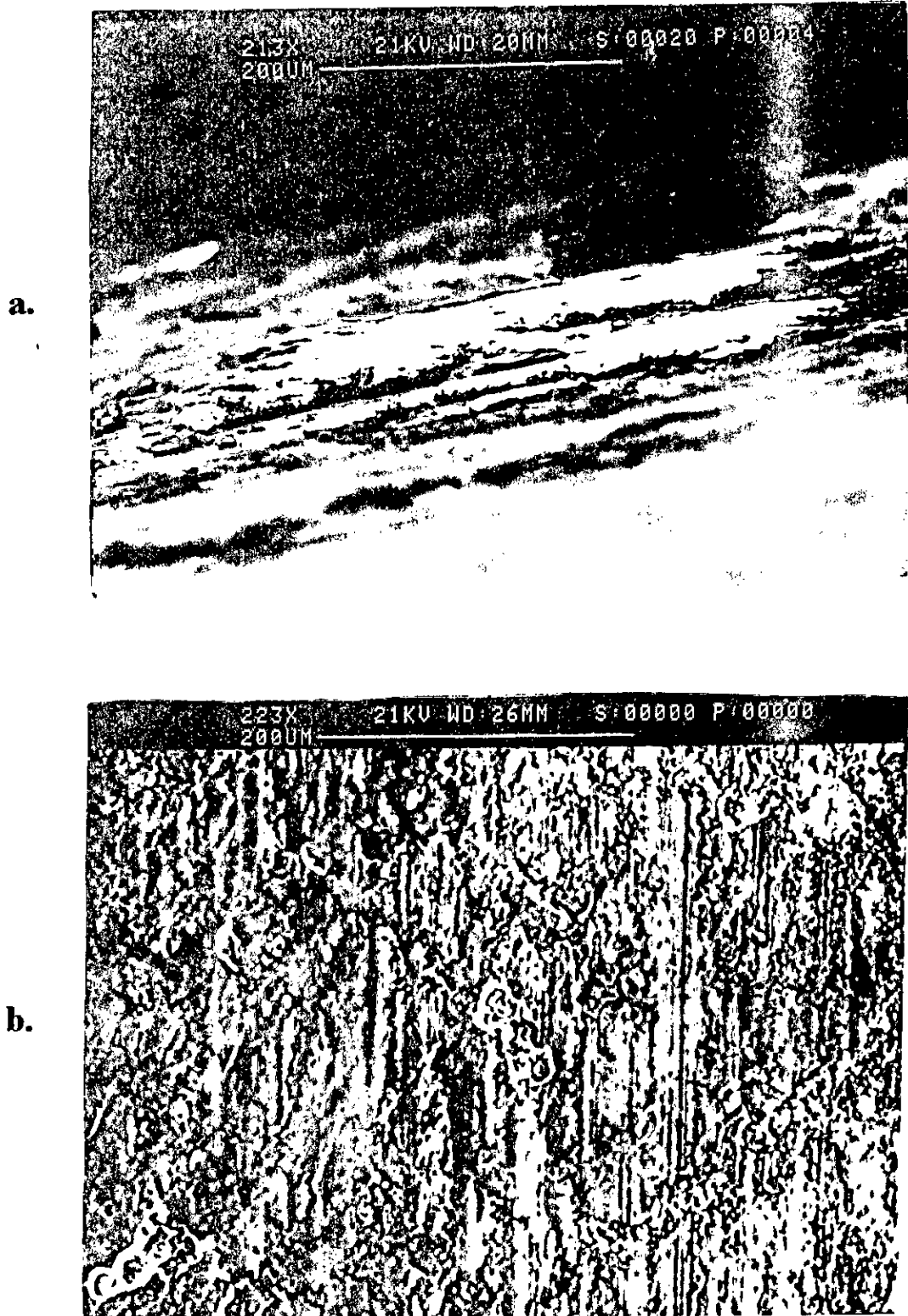
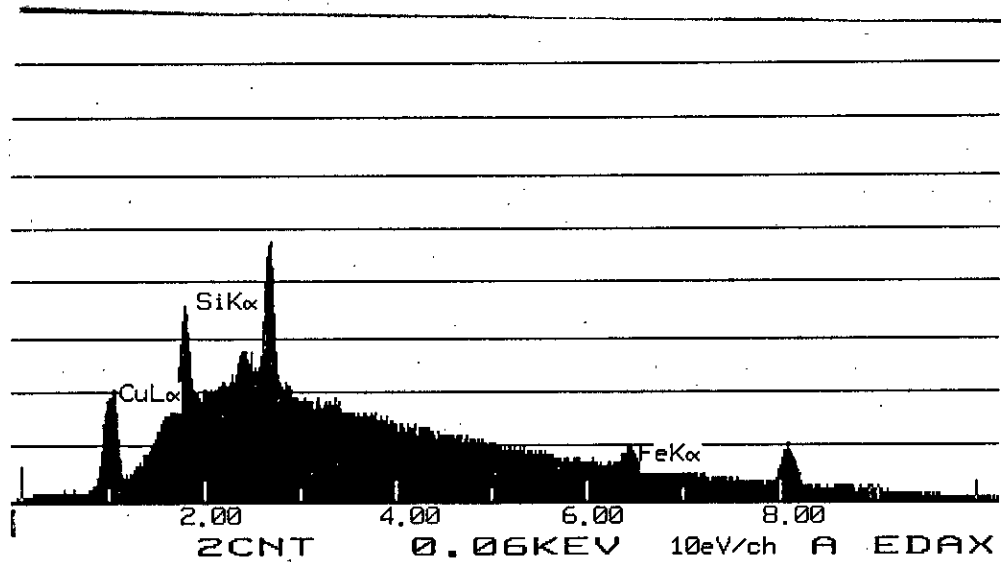


Figure 72: Formation d'un transfert sur la surface
a- du dépôt
b- du substrat à l'air libre et à 20 tr/mn



Éléments	Si	Fe	Cu
Quantité (%)	2,91	5,89	<u>91,2</u>

Figure 73: Analyse de l'une des taches blanches formant le transfert.

Une question se pose sur la façon dont s'est formé ce transfert.

En ce qui concerne le multimatériau, après accommodation des surfaces en frottement, le bronze subit un effet de coupe micro-usinage (fig. 74) provoqué par les particules dures du dépôt probablement des oxydes de type Cr_2O_3 , lesquelles s'ils ne sont pas bien encrés dans la matrice seront arrachés en laissant des vides. Les particules arrachées du bronze viennent alors adhérer sur ces défauts (fig. 75).

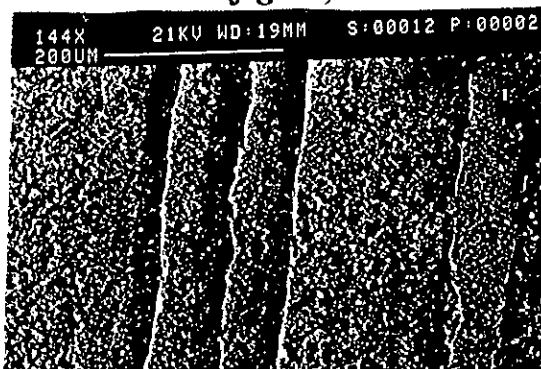


Figure 74: Rayage du bronze par le multimatériau

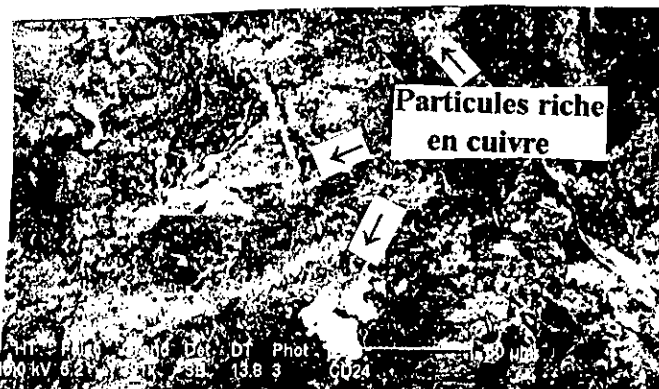


Figure 75: Encrage des particules de bronze sur les défauts du multimatériau

Cependant, certains de ces vides présents sur le multimatériau préexistent déjà, car ce sont des défauts de projection.

Pour analyser le type d'adhérence des particules de bronze, nous avons effectué un profil de concentration à l'aide de la microsonde (*fig. 76*). Nous remarquons la présence des éléments de bronze à la surface du multimatériau avec une faible diffusion du cuivre, ce qui nous permet de dire que l'adhérence est plutôt de type mécanique.

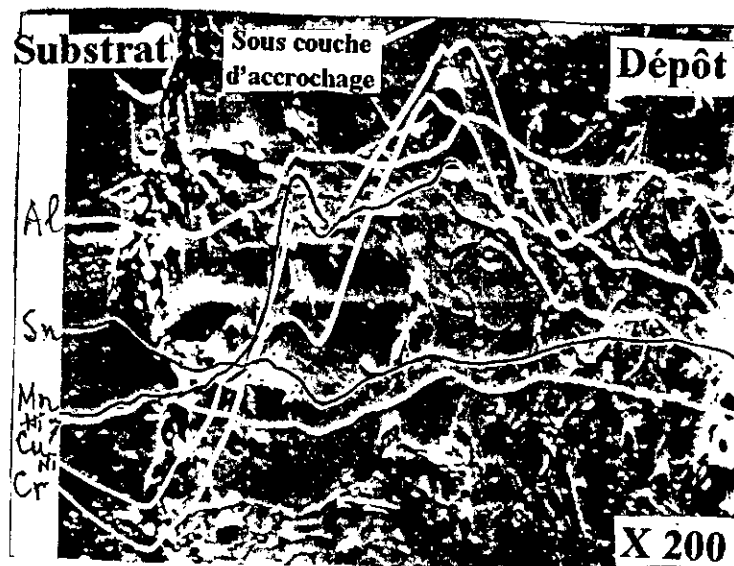


Figure 76: Profil de concentration des particules de bronze sur le dépôt après frottement à l'air libre et à une vitesse de 20 tr/mn.

L'évolution de la dégradation va, par la suite, dépendre essentiellement des conditions opératoires qui régissent la vie des débris d'usure et leur comportement dans l'interface.

Si la couche de transfert est maintenue, elle peut entraîner la séparation partielle ou totale des deux premiers corps. Ceci est illustré par la *figure 77*. Cette figure représente l'aspect de la trace d'usure du multimatériau à l'air libre à une vitesse de **20 tr/mn**. Nous remarquons la présence de nombreux débris d'usure qui recouvrent l'empreinte de frottement.

Les débris qui restent piégés dans l'interface en adhérant à la surface du multimatériau vont protéger celui ci de l'usure, car il n'y aura plus de frottement entre le bronze et le dépôt mais entre le bronze et les débris.



Figure 77: Empreinte de frottement du multimatériau après frottement à l'air libre et à une vitesse de 20 tr/mn

En ce qui concerne le substrat, l'observation de la surface usée au microscope électronique à balayage (*fig. 78*) montre que l'abrasion et la déformation plastique du métal sont des phénomènes très importants.

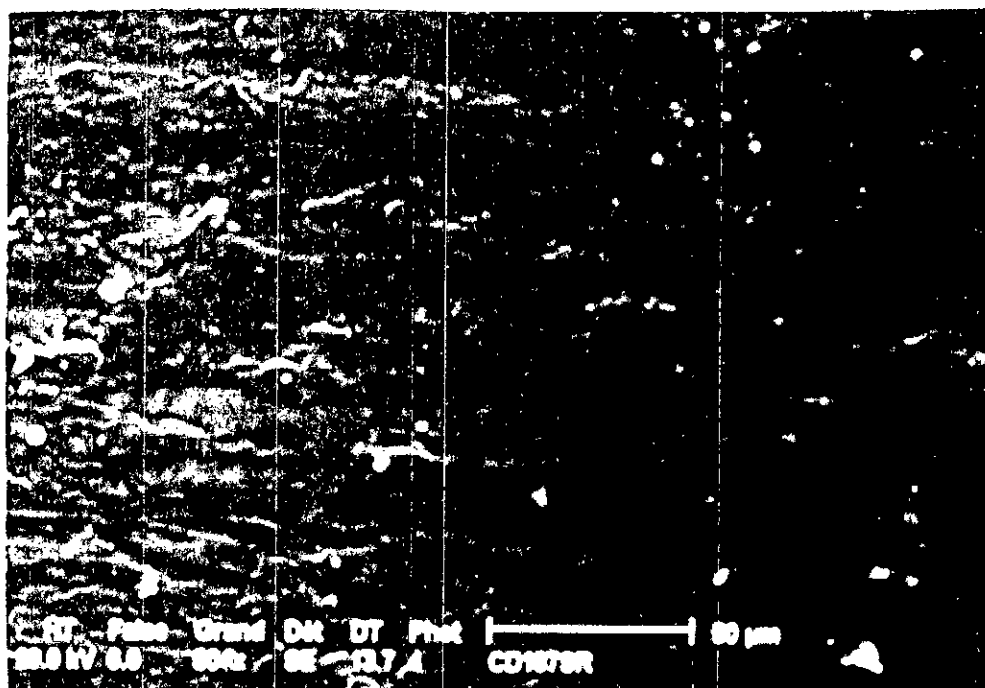
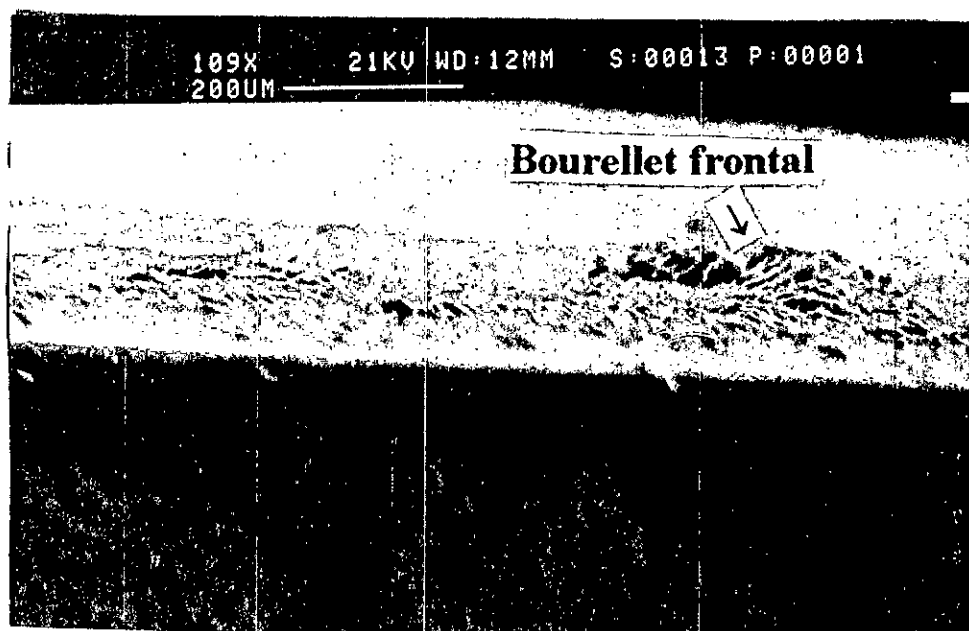


Figure 78: Surface usée du substrat ayant frotté à l'air libre sous une vitesse de 20 tr/mm.

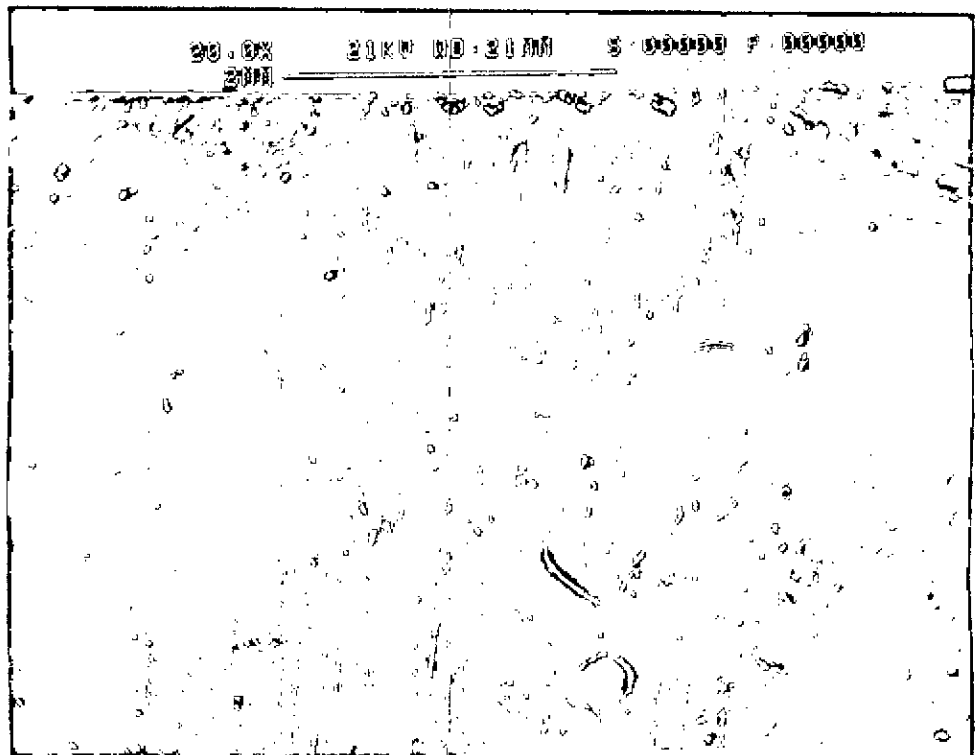
La morphologie des débris se trouvant sur la surface du substrat est différente de celle des débris recouvrant la surface du multimatériau. Nous remarquons que sur le dépôt, ces particules sont plates (*fig. 72 a*), par contre sur le substrat elles sont de formes irrégulières (*fig. 79*).



Figure 79: Morphologie des débris d'usure se trouvant sur le substrat.

En outre, les débris d'usure ne sont pas bien encrés dans le substrat (*fig. 79*) comme c'était le cas pour le dépôt. Ils resteront à la surface et seront véhiculés au cours du frottement entre les antagonistes provoquant ainsi des rayages sur les deux surfaces frottantes (*fig. 80*).

a)



b)



*Figure 80: Rayage des surfaces des antagonistes:
a- substrat
b- bronze.*

Discussion

Pour les mêmes conditions de frottement, le substrat subit après l'essai une usure abrasive ainsi qu'une forte déformation plastique. L'examen au microscope électronique à balayage (*fig. 76*) a en effet révélé la présence de bourrelet et de plusieurs rayures sur la surface usée.

Les rayures peuvent être causées par les aspérités de l'antagoniste mais aussi, et surtout par les débris apparaissant très rapidement dans le contact, ceci est dû à la mauvaise adhérence de ces derniers comparativement au multimatériau. Les débris constitués au début par les oxydes présents sur les surfaces, sont formés de particules issues des deux antagonistes (*fig. 70a* et *71b*).

Au fur et à mesure que le frottement se fait, le nombre de points de contact augmente du fait de la multiplication des débris dans l'interface. Les contraintes seront donc plus faibles mais plus réparties dans le substrat. L'augmentation de la dureté (*fig. 81*) de la couche usée s'expliquerait par un écrouissage de la couche superficielle.

En comparant la dureté h de la couche usée à celle du substrat H nous remarquons que le rapport h/H est supérieur à 1, ce qui expliquerait la

morphologie irrégulière des débris d'usure (fig. 78 et 79) obtenus sur la surface du substrat.

Le lien entre le rapport de dureté h/H et la morphologie des débris a été établi par des travaux antérieurs [74, 75]. En effet, ces travaux ont montré que les particules d'usure proviennent d'une couche de mixage mécanique qui s'enfonce dans le matériau de base donnant lieu à des débris de formes irrégulières au cours du frottement.

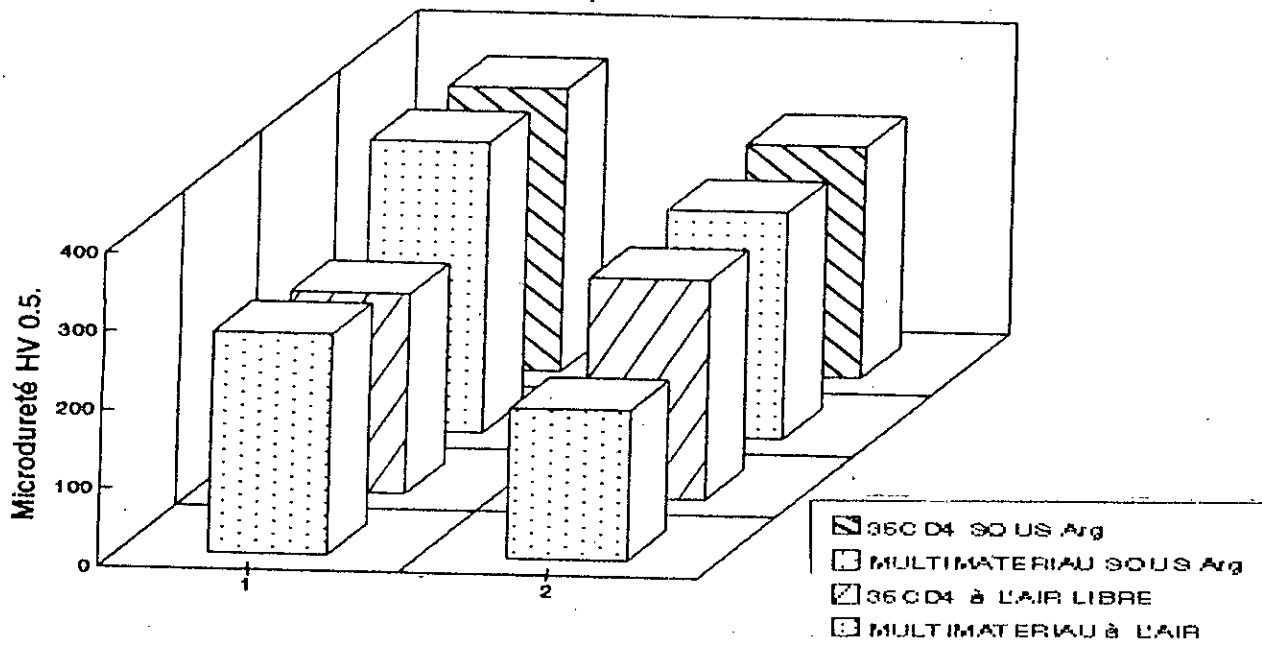


Figure 81: Comparaison de la microdureté:

1: avant usure

2: sur la trace d'usure.

Certains auteurs estiment que l'écrouissage est causé par de nombreuses dislocations qui apparaissent en sous couche. L'apparition de la martensite et un fort taux d'écrouissage expliquerait la résistance à l'usure supérieure des alliages austénitiques sur les alliages ferritiques ou martensitiques de même dureté. Cet effet est vrai sur les alliages *Fe-Ni-Cr* aussi bien que sur les aciers austénitiques métastables *Fe-Mn-C* [100-102]. La raison avancée pour expliquer les effets bénéfiques de la transformation martensitique et de l'écrouissage superficiel du métal est que ces derniers permettent d'absorber de fortes contraintes sans qu'il y'ait de rupture du matériau.

Cependant, *Jost et al* [102] ont constaté que si la couche transformée atteint une épaisseur trop importante, les fissures qui apparaissent conduisent

rapidement à la rupture. *Fayeuille* [33] a constaté que la transformation martensitique était inefficace au début de l'essai (fort taux d'usure), mais qu'elle devait absorber suffisamment de contraintes pour empêcher une destruction complète de la surface et permettre ainsi à l'écaillage de se développer pour aboutir à la formation d'une couche plus résistante en surface.

Concernant l'usure du multimatériau, nous remarquons une faible déformation plastique ainsi qu'une faible abrasion. Ceci est dû à la dureté plus élevée du dépôt qui empêche l'apparition de ces phénomènes [33, 54, 58, 59]. Le dépôt étant plus dur que le substrat, la quantité de débris dans l'interface sera plus importante.

Ces débris constituant le transfert proviendraient de l'antagoniste (*fig. 66* et *73*), car dans un système frottant le transfert se fait le plus souvent du matériau le plus mou vers le plus dur [56]. En occurrence pour le système objet de notre étude, les débris provenant du bronze arrachés par les aspérités dures du dépôt vont adhérer à la surface du multimatériau.

Le rapport de la dureté de la couche usée h à la dureté du dépôt H est inférieur à 1 (*fig. 81*) ce qui confirme la morphologie plate des débris obtenus sur la surface du multimatériau (*fig. 72*). Ces derniers proviennent dans ce cas [74, 75] d'une couche de mixage mécanique qui s'édifie sous forme de plateau surélevé par rapport à la surface initiale donnant lieu à des particules d'usure plates (flakes debris) au cours du frottement.

L'augmentation de la quantité des débris, donc de l'aire de contact a pour effet la diminution des contraintes ce qui favorise la réduction du taux d'usure du multimatériau.

Après leur transfert, les débris d'usure viennent adhérer sur le multimatériau en s'incrétant sur les défauts de ce dernier, on remarque aussi un mouvement diffusionnel du Cu (*fig. 76*). Ces débris vont constituer une couche de protection qui frotera contre le bronze protégeant ainsi le multimatériau (surtout la matrice). Nous pensons que même après élimination de cette couche, le cuivre présent dans le dépôt (après diffusion) pourra après son oxydation prendre le relais de la couche de transfert.

Enfin, nous avons essayé de comparer le volume d'usure des deux matériaux (multimatériau et substrat), en mesurant au microscope électronique à balayage la dimension de la trace d'usure (*fig. 82*).

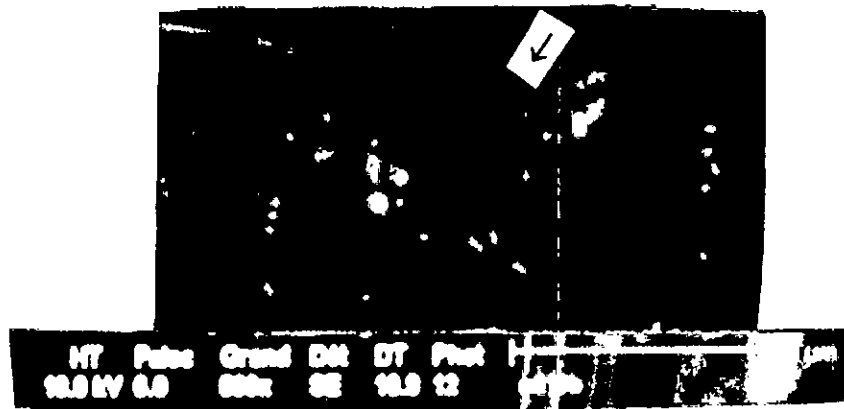


Figure 82: Mesure de la profondeur de l'empreinte d'usure sur:
 a- substrat
 b- multimatériau (V=20 tr/mn à l'air libre)

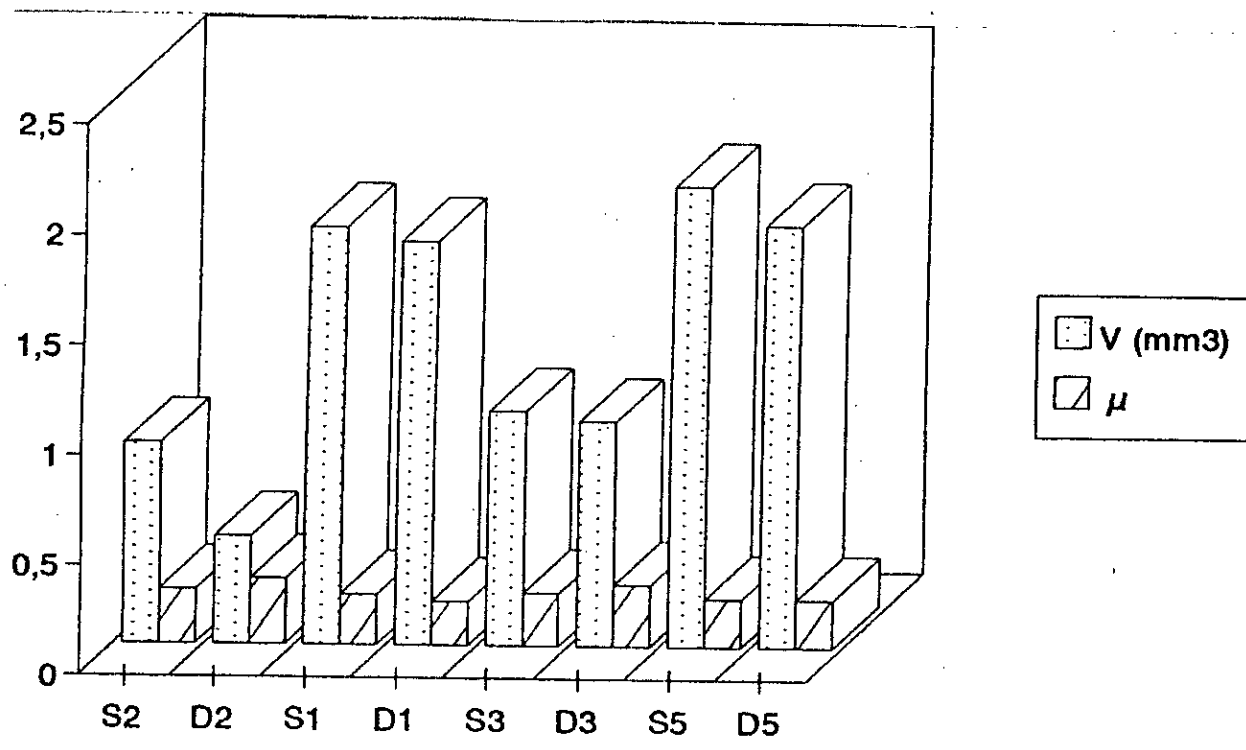
Les résultats relatifs à ces mesures sont donnés dans le *tableau 5*.

Matériaux	V(mm ³)			
	Env. air		Env. Arg	
	v= 20 tr/mn	v = 40 tr/mn	v = 20 tr/mn	v = 40 tr/mn
Substrat (35CD4)	0,918	1,9	1,069	2,1
Multimatériau (dépôt Cr-Mn sur 35CD4)	0,4925	1,8387	1,026	1,925

Tableau 5: Mesure du volume d'usure des matériaux étudiés.

D'après ce tableau, nous remarquons que le volume d'usure est plus grand dans le cas du frottement du substrat contre le bronze et ce toutes conditions confondues. La *figure 83* montre que nous obtenons un volume

d'usure faible dans le cas du multimatériau avec cependant un coefficient de frottement relativement élevé.



S₁ : Substrat à 40 tr/mn, air libre; S₂ : Substrat à 20 tr/mn, air libre; S₃ : Substrat à 20 tr/mn, sous argon; S₅ : Substrat à 40 tr/mn, sous argon; D₁ : Multimatérial à 40 tr/mn, air libre; D₂ : Multimatérial à 20tr/mn, air libre; D₃ : Multimatérial à 20 tr/mn, sous argon; D₅ : Multimatérial à 40 tr/mn, sous argon.

Figure 83: Comparaison du volume d'usure et coefficient de frottement des deux matériaux.

Pour abaisser ce coefficient de frottement, il nous a paru utile de réaliser des essais sous lubrification. Dans ce cas, l'usure sera gouvernée par les paramètres déjà cités (matériaux, vitesse, charge, environnement) mais aussi, par la rhéologie du lubrifiant présent à l'interface (vitesse d'écoulement, nature...etc.).

IV-2-7 Essai sous lubrification

Pour les besoins de l'expérience, nous avons utilisé un deuxième tribomètre avec une huile indice 40 dans nos essais d'usure. Les graphes obtenus d'après ces essais sont illustrés par la *figure 84*.

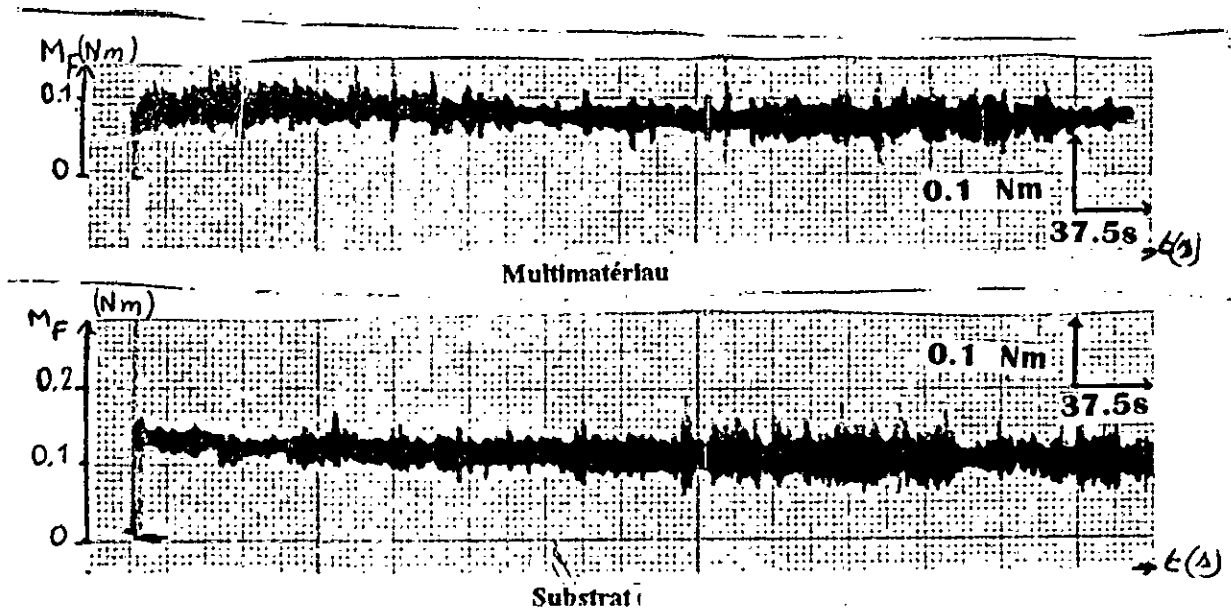


Figure 84: Evolution du couple final en fonction du temps.

Le calcul du coefficient de frottement des matériaux se fait à l'aide de la formule suivante:

$$\mu = (M_F - 0,06778) / 0,49$$

où:

M_F : le moment final relevé sur le graphe $M_F = f(t)$

Le principe de fonctionnement du tribomètre utilisé ainsi que le développement de la formule précédente est présenté en annexe.

Les essais ont été effectués à l'air libre à une vitesse de *1000 tr/mn*, la lubrification a été effectuée à l'aide d'une burette.

Les conclusions que nous avons tirées de cet essai sont:

- Les empreintes de frottement sont nettement améliorées par rapport au frottement à l'air libre et sous balayage d'argon sans lubrifiant (liquide).
- Le coefficient de frottement du multimatériau (*0,07*) est plus faible que celui du substrat (*0,13*).
- En augmentant la charge, la valeur du coefficient de frottement augmente aussi.

- Enfin, nous remarquons une très faible empreinte sur le bronze et ceci dans les deux cas (frottement contre le multimatériau ou contre le substrat). A noter également que l'empreinte d'usure est très légère sur le substrat et pratiquement absente sur le multimatériau.

Là encore, nous pensons que les pores présents sur la surface du multimatériau jouent un rôle important, en effet, ces défauts (remplis d'huile) serviraient de réserve supplémentaire de lubrifiant en cas de manque d'alimentation.

En fin, le résumé des comparaisons établies entre le multimatériau et le substrat est dressé dans le tableau suivant:

	35CD4 nu	35CD4 revêtu
Profondeur rayée (μm)	30.6	19.7
Déformation plastique abrasion	forte	sensible
Antagoniste	forte dégradation	forte dégradation
Volume d'usure à sec (mm^3)	0.918	0.4925
Coefficient de frottement à sec	0.25	0.30
Coefficient de frottement avec lubrification	0.13	0.07
Morphologie des débris	irrégulières	plates
M_F (Nm)	0.13	0.1

Tableau 6: Comparaison des résultats obtenus pour le multimatériau et le 35CD4.

Tous ces résultats sont relatifs aux essais effectués à l'air libre et à une vitesse de 20 tr/mn durant une heure.

Dans le cas de l'essai sous lubrification, la vitesse était de 1000 tr/mn durant 20 mn

CONCLUSION GENERALE

Le recours à l'utilisation des multimatériaux est actuellement une pratique très répandue dans les divers domaines de l'industrie, et sans nul doute que l'utilisation des multimatériaux va connaître un essor important dans les années à venir.

L'avantage d'une pièce réalisée en multimatériau est de conférer à celle-ci des propriétés différentielles qui répondent aux diverses sollicitations auxquelles sont soumises chacune de ses parties.

A travers nos travaux qui ont porté sur l'étude d'un multimatériau, on s'est intéressé en premier lieu à la technique qui a permis d'obtenir ce multimatériau, à savoir la projection thermique.

Un grand problème, souvent rencontré lors de la réalisation d'un dépôt par projection thermique est l'adhérence de ce dernier au substrat. Des méthodes de caractérisation (*M.E.B, image X*) appuyées d'une étude comparative, nous ont permis de mettre en évidence la large contribution d'une couche d'accrochage constituée d'un acier à base de *Al-Ni* et de la rugosification de la surface cible à l'adhérence du dépôt. Cette partie de notre étude nous a, en outre, permis d'identifier la nature mécanique de cette adhérence.

Enfin, nous nous sommes intéressés et de manière beaucoup plus détaillée, à l'étude du comportement au frottement et de la tenue à l'usure du multimatériau tout en faisant une étude comparative avec le substrat. Cette étude nous a montré que l'évolution du coefficient de frottement est tributaire de plusieurs paramètres (environnement, vitesse, matériau antagonistes, etc.).

En effet, en étudiant l'influence de l'environnement, nous avons remarqué que la valeur du coefficient de frottement à l'air libre était supérieure à celle obtenue sous balayage d'argon.

Cependant, l'usure est plus prononcée sous balayage d'argon qu'à l'air libre. Ceci s'explique par la présence d'un film d'oxyde (air libre). La mise en évidence de ce film d'oxyde protecteur a constitué pour nous une première identification quant à la nature du troisième corps présent dans le contact et de mettre en évidence son apport à la tenue à l'usure.

En plus du rôle protecteur de ce troisième corps constitué d'oxydes, il serait intéressant de mentionner son influence sur l'évolution de l'aire de

contact dans le sens où le système de par une meilleure répartition des charges présente une portance plus importante. Ceci peut s'expliquer par le fait que la force tangentielle étant fonction du rapport Aire réelle/ Aire apparente, l'augmentation de ce rapport entraînerait une élévation de la force tangentielle. Ainsi, la formation d'un troisième corps dans le contact conduit à l'augmentation du rapport Ar/Aa , et par suite du coefficient de frottement. La chute du coefficient de frottement serait alors le résultat de l'élimination de ce corps. Ce phénomène de croissance puis d'élimination du troisième corps est lié à sa nature, mais aussi aux conditions opératoires. Ce qui nous a mené à étudier l'influence de la vitesse de frottement à la création, au maintien ou à l'éjection de ce troisième corps.

Les résultats obtenus ont montré qu'à faible vitesse, le 3^{ème} corps arrivait à se maintenir dans le contact mais, qu'à vitesse élevée, il était éjecté hors du système. Ce résultat s'est traduit dans le premier cas par l'obtention d'un grand coefficient de frottement conjugué à une faible usure, dans le second cas par un faible coefficient de frottement et une grande usure. L'observation au microscope électronique à balayage des traces d'usure montre qu'à faible vitesse il se produit un transfert constitué essentiellement de particules de cuivre, qui protègent la surface des matériaux et par conséquent diminuent l'usure. A vitesse élevée, ce transfert est beaucoup plus faible et n'a donc pas le temps de se stabiliser, ce qui empêche la séparation des surfaces en contact et provoque ainsi l'augmentation de l'usure. Ce qui laisse supposer que pour un système frottant il existe une vitesse critique au delà de laquelle ce système est privé de l'apport bénéfique de la présence du 3^{ème} corps.

Au terme de ces différentes expériences ayant porté sur l'influence de l'environnement et de la vitesse, nous pouvons retenir qu'un bon système tribologique doit être capable de former des débris et de les maintenir dans le contact afin d'assurer la séparation des corps frottants et donc de créer une portance.

Les performances d'un matériau en frottement dépendent donc, comme nous venons de le voir de son aptitude à former des troisièmes corps efficaces et durables, aptitude fortement liée à des éléments extérieurs tels que la charge [54, 59], la vitesse mais aussi à la nature et propriétés physiques et mécaniques des métaux en contact.

En effet, le coefficient de frottement du multimatériau est supérieur à celui du substrat. Le dépôt étant plus dur, ces aspérités arrachent des particules de l'antagoniste par effet de coupe. Les débris, une fois sur la surface du dépôt formeront un écran et protégeront le multimatériau contre

l'usure. Nous avons montré que ces débris formaient une couche de transfert qui s'incrétait, par effet mécanique mais aussi par un mécanisme de diffusion dans les vides du dépôt.

L'étude comparative de la tenue à l'usure du substrat et du multimatériau a montré que dans le cas du substrat l'aire de contact était plus faible en raison de la quantité réduite des débris présents à la surface, ce qui a conduit à l'obtention d'un plus faible coefficient de frottement. Concernant l'usure des matériaux, l'observation des faciès de dégradation montre que :

- Dans le cas du substrat, le mode de dégradation majoritaire est l'abrasion (présence de bourrelet et de rayures à la surface);
- Dans le cas du multimatériau, on note la présence de rayures sur l'empreinte de frottement mais en faibles quantités;
- La profondeur rayée est plus importante dans le cas du substrat;
- En comparant le volume d'usure des deux matériaux, nous avons obtenu un volume plus important dans le cas du substrat.

Enfin, nous avons constaté que lors de l'essai de frottement avec lubrification que l'usure des deux matériaux était faible et était accompagnée d'un faible coefficient de frottement. Il est à noter que la surface du substrat après cet essai contient une légère empreinte d'usure qui est inexistante à la surface du multimatériau.

Cette étude tribologique a permis de mettre en évidence l'importance des conditions opératoires et des interactions existantes entre les pièces frottantes et pièces frottantes-environnement. Ces interactions pouvant aboutir à la création du troisième corps qui favorise la tenue à l'usure. Il est certain que les propriétés intrinsèques [33, 34] des pièces frottantes contribuent largement à la tenue à l'usure, à ce titre et en guise de recommandations et afin de mesurer le rôle de la microstructure, un post traitement permettant d'obtenir une répartition homogène des carbures dans le multimatériau améliorera sans doute la résistance à l'usure de ce dernier en plus de sa contribution à l'adhérence. Dans notre étude, nous n'avons pas tenu compte du sens du déplacement, en effet d'après la bibliographie [53, 58], de faibles coefficients de frottement sont obtenus quand les rayures des surfaces frottantes sont perpendiculaires, ce qui n'était pas le cas pour nous. Une étude comparative compléterait alors cette influence du sens de frottement.

ANNEXE

Le tribomètre utilisé est composé d'un frictio-analyseur de marque JPS. Il est relié à un compteur électrique permettant de fixer la vitesse et le sens de rotation de la piste ainsi que le couple de frottement ou le couple résistant total.

Ce compteur est lui même relié à une table traçante à conception modulaire alimentée par une source de courant alternatif 115volts, 50 périodes monophasés.

Le frictio-analyseur est doté d'une transmission hydrostatique permettant ainsi une mesure nette et précise sans interference du phénomène vibratoire parasite du couple résistant total et de ses évolutions. L'axe de rotation de la piste est suspendu sur un coussinet d'air, ce qui oblige l'utilisateur à assurer une prèssion de 3 bars. Cette piste est cylindrique, dans notre cas multimatériau ou substrat, et de dimensions 42mm de diamètre et 15mm d'épaisseur.

Le frottant (bronze dans notre cas) est monté sur le porte échantillon et ramené au contact de la piste à l'aide d'un bras pivotant, celui-ci, pourvu d'une tige servant à placer la charge voulue.

Pour nos essais la charge était de 1.2 kg , la vitesse de rotation de la piste a été fixée à 1000tr/mn et la durée de chaque essai etait de 20mn.

Les courbes obtenues par cet essai donnent l'évolution du couple résistant total en fonction du temps. Le coefficient de frottement est obtenu à l'aide d'une conversion couple résistant total-coefficient de frottement selon la formule suivante:

$$M_F = M_i + M_f \quad [1]$$

M_i :le couple de frottement initial qui durant nos essais est égal à 0.5 Lb inch ce qui correspond à 0.06778NM (1Lb = 0.45 et 1inch = 25.4 mm)

M_f : moment de frottement

M_F : couple résistant total relevé sur le graphe

$$M_f = M_F - M_l \quad [2]$$

$$\text{or } M_f = \mu \cdot N \cdot a \cdot r \quad [3]$$

μ : coefficient de frottement

N : réaction = $M \cdot g$ $M = 1.2\text{kg}$ et

$$g = 9.81\text{m/s}^2$$

r : rayon de la piste = 0.042m

on obtient alors:

$$\mu = \frac{(M_F - M_l)}{N \cdot a \cdot r} = \frac{(M_F - 0.06778)}{0.49} \quad [4]$$

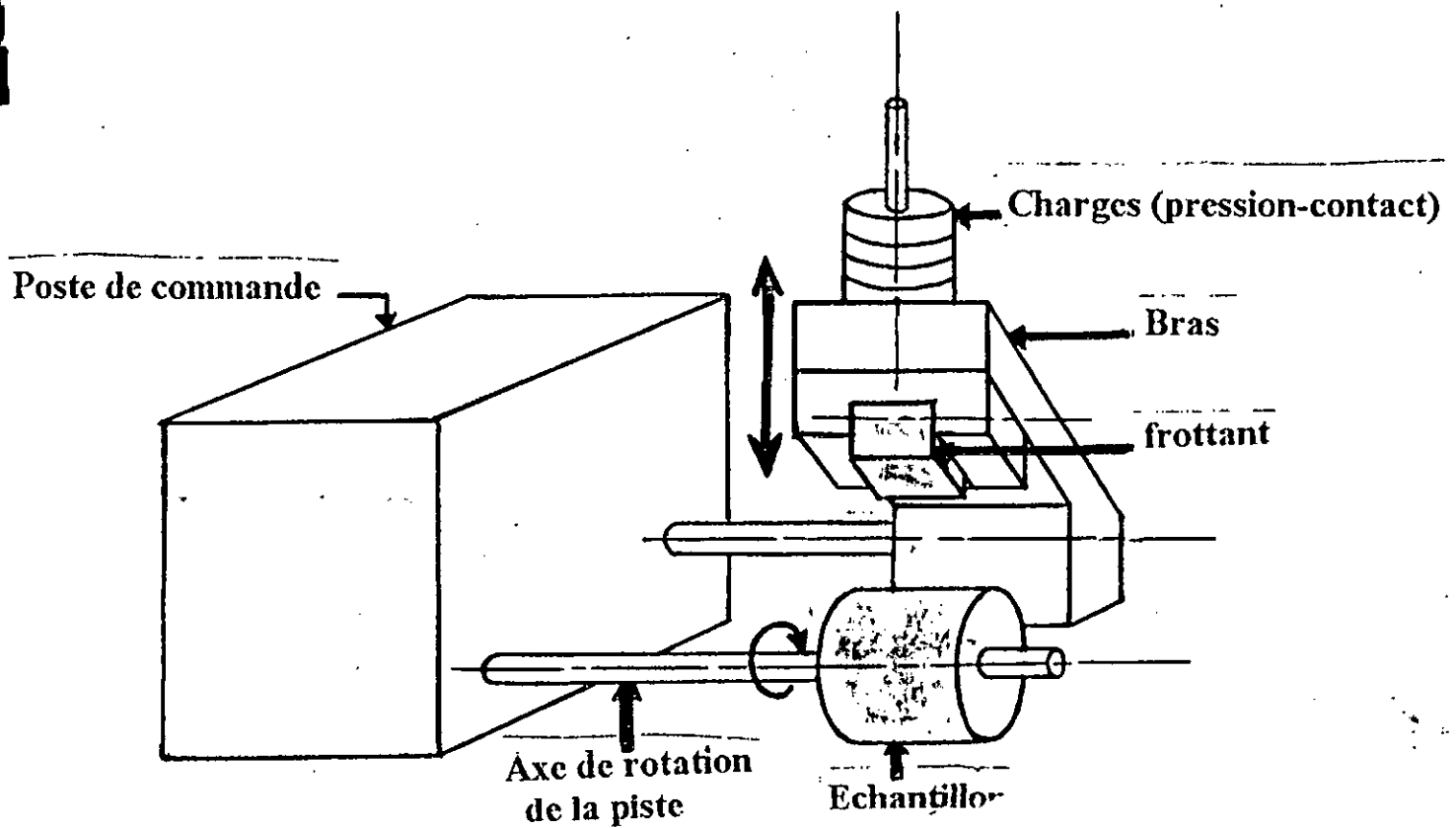


Schéma de principe du tribomètre "cylindre-plan".

BIBLIOGRAPHIE

- 1- F. P Bowden, D. Tabor, J. Mat Sci, 1975, pp. 887-895.
- 2- N. Cartier, B. Loichon, J. P Farjaudon "contribution à l'étude du comportement en frottement des céramiques" Journées matériaux, Accueil, tome III, céramiques 25-26 septembre 1984.
- 3- J. Molgaard, wear 32 , 1975, pp. 353-362.
- 4- H. Uetz, J. Fohl, wear 49, 1979, pp. 253-264.
- 5- T. Sasada " Future direction of research in wear and resistant wear materials". New directions in lubrication, materials, wear and surface interactions, Noyes publication 1985.
- 6- Manuels industriels de l'usure et du grippage tome I Règles technologiques CETIM.
- 7- O. Vingsbo, "in wear of materials, Eds K. C Ludema, W. A Glaeser, S. K Rhee (ASME, New York) 1979, pp. 620-635.
- 8- K. H Zum Gahr, Fundamentals of friction and wear of materials p 17.
- 9- J. T Burwell, C. D Strang "On the empirical law of adhesive wear, J appl, Phys 23 1952, pp. 8-28.
- 10- S. Jahamir, On the wear mecanisme and the wear equations, in fundamentals of tribology, N. P Suh and N. Saka Eds MIT Press, Cambridge, 1980, pp. 455-467.
- 11- D. Godfrey, Diagnosis of wear mechanisms, in wear control Handbook, M. B Peterson, W. O Winer Eds ASME, New York, 1980, pp. 455-467.
- 12- S.L Rice, A review of wear mechanisms and related topics, in ibid, pp. 469-476.
- 13- Din 50320 Verschleib, Begriffe, Analyse von verschleib vorgangen gliederung des verschleib gebietes. Beuth Verlag, Berlin 1979.
- 14- J. Ferrante, J. R Smith, Science 38, 1973, pp. 77-92.
- 15- J. Ferrante, J. R Smith, J. H Rose " In microscopic aspect of adhesion and lubrication" Eds J. M Georges, (Elsevier, Amsterdam), 1982, pp. 19-20.
- 16- J. F Archard, J of Appl phys 24, 1953, pp. 981-988.
- 17- F. P Bowden, D. Tabor, the friction and lubrication of solids (Clarendon Press, Oxford) 1954.
- 18- E. F Finkin, Wear 21, 1972, pp. 103-114.
- 19- E. Rabinowicz, Friction and wear of materials (John Wiley and Sons, New York 1965).
- 20- E. Rabinowicz, J of Appl Phys 32, 1961, pp. 1440-1444.
- 21- D. Buckley, Surface effects in adhesion, friction wear and lubrication, Elsevier, Amsterdam 1981.
- 22- V. A Beley, A. I Siridenok, M. I Petrokevts and V. G Savkin, Friction and wear in polymer-Based materials, Pergamon Press, Oxford 1982.
- 23- W. C Wake, Adhesion and the formulation of adhesives, Applied Science Publ, London 1976.
- 24- A. K Vigh, Wear 35, 1975, p 205.
- 25- J. P Giltrow, wear 15, 1970, pp.111-124.
- 26- M. J Muray, P.J Mutton, J. D Watson, J of lubr, technol 104, 1982, pp. 9-16.
- 27- S. L Rice, In fundamentals of tribology, Eds N. P Suh, N. Saka (MIT Press, Cambridge Mass), 1980, pp. 469-476.
- 28- N. P Suh, Wear 25, 1973, pp. 111-124.
- 29- S. Jahamir, N. P Suh, wear 44, 1977, pp. 17-38.
- 30- J. R Flemming, N. P Suh, wear 44, 1977, pp. 39-56.

- 31- E. Rabinowicz, L. A Dunn, P. G Russel, wear 4, 1961, p 345.
- 32- G. Chateaud, Thèse: Frottement usure de quelques verres métalliques de type ferreux, E. C. Lyon, 1984.
- 33- S. Fayeulle, Thèse: Modifications des mécanismes d'usure par implantation d'ions dans les aciers, E. C. Lyon, 1987.
- 34- T. O Mulhearn, E. Samuels, wear 5, 1962, p 478.
- 35- N. P. Suh, H. C. Sin, N. Saka, In fundamentals of tribology Eds N. Suh, N. Saka (MIT Press, Cambridge, Mass), 1980, pp. 493-518.
- 36- I. V Kragelski, Friction and wear (Butter worths, London 1965).
- 37- H. Wilman , J. Goddard, wear 5, 1965, p114.
- 38- M. E Sikorski, Jal. Basic Eng (Trans. ASME) 6, 1963, p 279.
- 39- M. E Sikorski, wear 7, 1964, p 144.
- 40- M.E Sikorski, J. A Bailey, wear 14, 1969, p181.
- 41- A. J. W Moore, Mc. G Tegart, Proc. Roy. Soc. A.212,1952, p 452.
- 42- L. Pons, Rev. Metall 10, 1962, p 863.
- 43- J. J Caubet, "Les traitements de surface contre l'usure" Dunod Paris 1968.
- 44- R. T Foley, M. B Peterson, C. Zapf, Trans. ASLE, 6, 1963, p 29.
- 45- D. H Buckley, R. L Johson, NASA. TND 1961.
- 46- A. Heurtel, P. Guiraldenq, Métaux, corrosion industrie, 566, 1972, p344.
- 47- E. Rabinowicz, Trans. ASLE. 10, 1967, p 400.
- 48- F. P Bowden, D. Tabor, "The friction and lubrication of solids", tome1 Clarendon Press Oxford 1964.
- 49- J. Blouet, R. Courtel, C. R. Academie des sciences serie C, 274, 1970, p1903.
- 50- I. V Kragelski, "Friction and wear" Butterwoths Londre 1965.
- 51- A. Heurtel Thèse: « Etude de la compatibilité mécanique en frottement sec en relation avec la notion de solubilité et la diffusion à l'état solide », 1973.
- 52- T. F. J Quinn, "In microscopic aspects of adhesion and lubrication" Ed J. M Georges (Elsevier, Amsterdam), 1982, pp. 579-597.
- 53- R. Trabelsi, Thèse: Influence d'un renforcement par dispersoides sur les mécanismes d'usure du couple alumine/acier approches macroscopiques et structurales E.C.Lyon, 1988, p145.
- 54- Y. Mizutani, "In fundamentals of tribology", Eds N. P Suh, N. Saka (MIT Press, Cambridge, Mass), 1980, pp. 223-236.
- 55- N. Dahmani, Thèse: Etude du comportement de l'interface métal/polymer en usure induite en petits débattements E.C. Lyon 1990.
- 56- M. Barquins, Mémoire: Contribution à l'étude du frottement des monocristaux métalliques Cu, Al, Be, Co, Zn et Ca, 1971, p 7.
- 57- Y. Berriche, Thèse: Frottement et usure du composite aluminalon (Al_2O_3 -AION) influence de dispersions d'ajouts de BN, Y_2O_3 , SiC. E.C.Lyon 1990.
- 58- P. Blanchard, Thèse: Usure induite en petits débattements: transformation tribologique superficielle d'alliage de titane, E.C. Lyon 1991.
- 59- C. Colombier, Thèse: Doctorat, E.C. Lyon 1986.
- 60- J. Blouet, R. Gras, P. Seige, R. Courtel: Contribution à l'étude des transformations superficielles des métaux et alliages dues aux frottement. Rapport de recherche I. S. M. C. M, DGRS.
- 61- M. Schoh, R. Gras, J. Blouet, R. Courtel, " Contribution à l'étude du transfert métallique au cours de frottement sec du bronze contre l'acier", Rapport de recherche

- I. S. M. C. Mars 1970.
- 62- D. A Rigney, J. P Hirth, *Wear* 53, 1979, pp. 345-370.
 - 63- D. A Rigney, 18 Th Leeds Lyon Symposium on tribology, Lyon, Sep 1991, 3rd- 6rd.
 - 64- I. I Garbar, J. V Skorinim, *Wear* 48, 1978, pp. 327-336.
 - 65- K. Fujita, A. Yoshida, *Wear* 43, 1977, pp. 301-313.
 - 66- P. Heilmann, W. A. J Clark, D. A Rigney, *Acta Metall* 31 (8), 1983, pp. 1293-1305.
 - 67- P. Heilmann, J. Don, T. C Sun, D. A Rigney, W. Glaeser, *Wear* 91, 1983, pp. 171-190.
 - 68- J. P Hirth, D. A Rigney, *Wear* 39, 1976, pp. 133-141.
 - 69- D. A Rigney, M. G. S Naylor, R. Divakar, L. K Ives, *Mat. Sc. Eng* 81, 1986, pp. 409-425.
 - 70- K. Kato, T. Koyala, Y. Ono, In wear of materials, Ed Ludema (ASME, New York) 1985, pp. 463-470.
 - 71- D. A Rigney, L. H Chen, M. G. S Naylor, A. R Rosenfield, *Wear* 100, 1985, pp. 195- 219.
 - 72- P. J Blau, *Wear* 72, 1981, pp. 55-56.
 - 73- P. J Blau, *J of tribology* 107, 1985, pp. 483-490.
 - 74- R. C Bill, D. Wisander, *Wear* 41, 1977, pp. 351-363.
 - 75- C. M Rao, T. H. Kosel, In wear of materials, Ed K.C. Ludema (ASME, New York) 1985, pp.364-372.
 - 76- M. C Beaton, C. R Brooks, *Wear* 41, 1977, pp. 295-308.
 - 77- S. Hogmark, S. Soderberg, O. Vingsbo, In mechanical behaviour of materials, ICM3 Cambridge, England, 1979, pp.621-631.
 - 78- P. J Blau, *Wear* 71, 1981, pp. 29-43.
 - 79- H. Swahn, P. C Becker, O. Vingsbo, *Met Trans A*, 1976, pp. 1099-1110.
 - 80- D. H Buckley, *Wear* 46, 1978, pp. 19-53.
 - 81- S. Jahamir, *Wear* 58, 1980, pp. 387-389.
 - 82- K. L Hsu, T. M Ahn, D. A Rigney, *Wear* 60, 1980, pp. 13-37 .
 - 83- S. Fayeulle, *Wear of materials*, Ed K.C Ludema, ASME, 1987, pp. 11-22.
 - 84- K. Nakajima, Y. Mizutani, *Wear* 13, 1969, pp. 283-292.
 - 85- J. T. H Pearce, *Wear* 89, 1983, pp. 333-344.
 - 86- T. S Eyre, D. Maynard, *Wear* 18, 1971, pp. 301-310.
 - 87- T. L. Golblatt, In microscopic aspects of adhesion and lubrication, Ed J. M Georges (Elsevier, Amsterdam), 1982, pp. 521-551.
 - 88- C. J. S Guest, Dépôts durs: projection par détonation et jet de plasma, *Machine moderne* N° 848 Sept, 1980, pp. 200-203.
 - 89- P. Chagnon, P. Fauchais, Thermal spraying of ceramics, *International journal of ceramics* Vol N° 4 Oct- Dec 1983, p145.
 - 90- G. Aubin, Les revêtements céramiques projetés. *L'industrie céramique* N°668 Dec 1979, pp. 879-884.
 - 91- Y. Nida, " Etude et réalisation de traitements thermochimiques appliqués à la conception de résistances électriques" E.C.Lyon 1990.
 - 92- H. Adjrouh, Thèse: Adhérence et réactivité des multimatériaux à base de graphite E.C. Lyon 1990.
 - 93- A. Vardell, P. Fauchais, M. Vardell, *L'actualité chimique*, Dec 1981, p 69.
 - 94- J. H Zaat, Proceedings of the 9 th international thermal spraying conference, La Haye, 19-23 Mai 1980.

- 95- D. H Sitzer, Metal Prog , 1964, pp. 86,28.
- 96- P. Chafnon, A. Tronche, P. Fauri, " frottement des dépôts d'alumine projeté par plasma" 1986.
- 97- A. Fezzoua, Mémoire de fin d'études: Etude du comportement d'un revêtement réalisé par projection thermique sur une pièce mécanique », E.N.P 1992.
- 98- R. Dietrich, "Précis de construction mécanique", Vol 2 Méthodes, fabrication et normalisation 1984.
- 99- D. Treheux, Adhérence des dépôts projetés thermiquement: solutions et caractérisations Laboratoire MMP, E.C. Lyon.
- 100- A. W. J Gee, Wear 81, 1982, pp. 373-374.
- 101- A. Ball, Wear 91, 1983, pp. 201-207.
- 102- N. Jost, I. Schmidt, Wear of materials Ed K. C Ludema (ASME, New York) 1985, pp. 205-211.