

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DE BATNA

FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE MECANIQUE

THESE PRESENTE POUR L'OBTENTION DU DIPLÔME DE
DOCTORAT EN SCIENCE

EN

MECANIQUE

OPTION : CONSTRUCTION MECANIQUE

PAR

KHERRAF ALLAOUA

Propriétés mécaniques et biomécaniques de
dépôts obtenus par projection thermique
« Application de l'Emission Acoustique »

Soutenu le :

Devant le jury :

BRIOUA Mourad	Professeur	Université de Batna	Président
MAZOUZ Hammoudi	Professeur	Université de Batna	Rapporteur
MANAA Rabeh	maitre de conférences A	Université de Batna	Examineur
BENSAADA Said	Professeur	Université de Biskra	Examineur
DJEBAILI Hamid	Professeur	Université de Khenchla	Examineur
LAGRED Ahmed	maitre de conférences A	Université de Annaba	Examineur

REMERCIEMENTS

En premier lieu je remercie notre Dieu Allah le Tout Puissant, de m'avoir donné le savoir, et le courage pour réaliser ce travail.

Le présent travail a été réalisé aux laboratoires de « L R P » (Université HADJ LAKHDAR de Batna). Il est dirigé par le Professeur MAZOUZ Hamoudi. Je voudrais ici le remercier de m'avoir accueilli dans son groupe de recherche et d'avoir pu bénéficier de sa grande disponibilité et de ses précieux conseils. L'aboutissement de ce travail de recherche m'a permis d'acquérir des nouvelles connaissances dans le vaste domaine des matériaux et plus particulièrement, dans le domaine des biomatériaux. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude.

Je suis très honoré que Monsieur BRIOUA Mourad Professeur au département de mécanique ait accepté de présider le jury de soutenance.

J'adresse mes vifs remerciements à Messieurs :

- DJEBAILI Hamid, Professeur à l'Université de Khenchela.
 - BENZAADA Said Professeur à l'Université de Biskra.
 - LAGRED Ahmed Maître de Conférences à l'Université d'Annaba.
 - MANAA Rabah Maître de Conférences à l'Université de Batna.
- d'avoir accepté avec amabilité d'examiner ce travail.

Mes remerciements les plus sincères vont à tous les enseignants du département de mécanique, qui de près ou de loin ont contribué à ma formation.

Que mes amis et mes camarades de promotion trouvent ici, l'expression de mes remerciements pour leur soutien moral.

KHERRAF ALLAOUA

Dédicace

A ma mère

Que je lui souhaite une longue vie pleine de santé

A mon père

Que dieu ait son âme et le préserve dans son vaste paradis

A ma Femme

Qui a été toujours à mes côtés

A mes enfants

Ninou et Bachouche que dieu les garde et les protège

A mes frères et mes sœurs

A tous les enseignants de département mécanique

A tous mes amis sans exception

Et à tous ceux qui pensent à moi ...

INTRODUCTION	01
<u>CHAPITRE I :</u> LES PROCEDES DE PROJECTION THERMIQUE	
I - 1. Introduction.....	05
I - 2. Les procédés de projection thermique.....	07
I - 2.1. Généralité.....	07
I - 2.2. Principe de base et formation du dépôt.....	07
I - 2.3. Les procédés par combustion.....	09
I - 2.3.1 La projection à la flamme.....	09
I - 2.3.2 La projection par combustion discontinue (détonation) ou continue (HVOF)	10
I - 2.4. Les procédés par décharge électrique.....	11
I - 2.4.1 La projection à l'arc électrique.....	11
I - 2.4.2 La projection plasma.....	12
I.2.4.2.1 Pistolets plasma.....	12
I.2.4.2.2 La projection plasma atmosphérique (APS).....	13
I.2.4.2.3 La projection plasma à pression réduite (LPPS).....	14
I - 2.5. Comparaison des différents procédés de projection thermique.....	15
I - 3. Les procédés de projection en phase gazeuse.....	16
I - 3.1. Généralités.....	16
I - 3.2. Les dépôts chimiques en phase vapeur (CVD)	17
I - 3.3. Les dépôts physiques en phase vapeur (PVD)	18
I - 3.4. Les dépôts par implantation ionique.....	19
I - 4. Les procédés de dépôt par voie humide.....	20
I - 4.1. Les dépôts chimiques.....	20
I - 4.2. Les dépôts électrochimiques.....	20
I - 5. Les traitements de surface par laser.....	21
I - 6. Conclusion.....	22
<u>CHAPITRE II :</u> CARACTERISATION DES PROPRIETES MECANIQUES DES REVETEMENTS	
II - 1. Introduction.....	24
II - 2. Mesure de l'épaisseur d'un revêtement.....	24
II - 3. Détermination du module D'YOUNG.....	25
II - 3.1. Les méthodes statiques.....	26
II - 3.2. Les méthodes dynamiques.....	27
II - 3.2.1 Méthode en vibration libre.....	27
II - 3.2.2 Méthode de la lame vibrante.....	27
II - 3.2.3 Méthodes par ondes progressives.....	27
II - 4. Mesure de la dureté superficielle.....	29
II - 4.1. Le test de dureté.....	30
II - 4.2. Cas d'un dépôt : modèles analytiques.....	30
II -4.2.1 Modèle De BUCKLE (1960)	31
II -4.2.2 Modèle De JÖNSSON ET HOGMARK (1984)	31
II -4.2.3 Modèle De SARGENT (1986)	31
II -4.2.4 Modèle De BURNETT ET RICKERBY (1987).....	32
II -4.2.5 Modèle De CHICOT ET LESAGE (1995).....	32

II - 5. Mesure de la tenacité par indentation normale.....	32
II - 5.1. Modes de fissuration sur matériaux fragiles.....	33
II - 5.2. Détermination de la ténacité à partir du système de fissuration.....	34
II - 5.3. Origine du test de ténacité par indentation Vickers.....	35
II - 5.4. Différents modèles de fissuration.....	36
II - 6. Détermination des contraintes résiduelles.....	37
II - 6.1. Introduction.....	37
II - 6.2. Genèse des contraintes résiduelles.....	38
II - 6.3. Méthodes non destructives.....	40
II - 6.4. Méthodes destructives.....	40
II - 7. Conclusion.....	41

CHAPITRE III : COMPORTEMENT TRIBOLOGIQUE ET BIOMECHANIQUE DES MATERIAUX

III - 1. Introduction.....	42
III - 2. Lois de frottement.....	42
III - 2.1. Mécanismes de frottement.....	43
III - 3. USURE.....	44
III - 3.1. Présentation du phénomène.....	44
III - 4. Modes d'usure.....	44
III - 5. Comportement tribologique du matériau.....	44
III - 5.1. Caractéristiques mécaniques du matériau.....	44
III - 5.2. Géométrie des surfaces.....	45
III - 5.2.1 Conditions d'essai.....	45
III.5.2.1.1 Charge appliquée.....	45
III- 5.2.1.2 Humidité.....	49
III- 5.2.1.3 Température.....	50
III - 5.3. Caractéristiques mécaniques de la machine.....	50
III - 6. Vibrations induites par le frottement.....	51
III - 6.1. Présentation du phénomène.....	51
III - 6.1.1 Type de vibration.....	52
III - 6.1.2 Frottement-glisement (Stick-slip)	52
III – 6.2. Vibrations induites par les irrégularités de surfaces.....	53
III – 6.2.1. Oscillations auto-excitées.....	54
III – 6.2.2. Mécanismes responsables des vibrations auto-excitées.....	55
III – 6.2.3. Variation de la force de frottement avec de la vitesse.....	56
III – 7. Paramètres influençant les vibrations induites.....	56
III – 7.1. Elasticité du matériau.....	56
III – 7.2. Géométrie des surfaces.....	56
III – 7.3. Conditions d'essais.....	59
III – 7.3.1. Charge appliquée.....	59
III – 7.3.2. Vitesse de glissement.....	63
III – 7.3.3. Présence du lubrifiant à l'interface.....	65
III – 7.4. Caractéristiques dynamiques de la machine.....	66
III – 8. Conclusion.....	68

CHAPITRE IV: PRINCIPE ET METHODES DE L'EMISSION ACOUSTIQUE

IV - 1. Introduction.....	69
IV - 2. Définitions.....	69
IV - 3. Déroulement d'une analyse.....	70
IV - 4. Méthodes d'analyse des signaux d'E.A.....	71
IV - 4.1. Mesure des caractéristiques.....	71
IV - 4.1.1 Caractéristiques globales.....	71
IV- 4.1.1.1 Notion de seuil.....	71
IV- 4.1.1.2 Nombre d'alternances et nombre de salves.....	71
IV - 4.1.2 Caractéristiques d'une salve.....	72
IV - 4.2. Localisation d'un événement acoustique.....	73
IV - 4.2.1 Principe.....	73
IV - 4.2.2 Mesure de la vitesse de propagation.....	73
IV - 4.2.3 La localisation linéaire.....	75

CHAPITRE V : APPLICATION DE L'EMISSION ACOUSTIQUE : CAS DE DEUX SYSTEMES DE CONTACT ET LE PROCEDE DE FRITTAGE

V - 1. Introduction.....	76
V - 2. Etude par émission acoustique du système acier INOXYDABLE/ALUMINE...	76
V.2.1. Etude par émission acoustique du système.....	76
V.2.1.1. Essai a une charge de 60N.....	76
V.2.2. Essai de frottement et usure en présence du liquide de RINGER.....	78
V.2.2.1. Essai a une charge de 60N.....	78
V.2.2.2. Essai a une charge de 250N.....	79
V.2.2.3. Synthèse.....	82
V.3. Discussions des résultats.....	82
V - 3.1. Résultats des essais du couple acier INOXYDABLE/ALUMINE en frottement a sec.....	82
V - 3.2. Résultats des essais du couple acier INOXYDABLE/ ALUMINE en frottement avec le liquide RINGER.....	83
V - 3.3. Résultats des essais du couple acier INOXYDABLE/ ALUMINE en présence de différents milieux.....	84
V.3.3.1. Cas de la solution glucosée.....	84
V.3.3.2. Cas de la solution albuminoïde.....	84
V.3.3.3. Cas de l'eau distillée.....	85
V- 4. Simulation numérique d'un processus de compactage isostatique a chaud pour la fabrication de parties utilisées en biomécanique.....	85
V - 4.1. Introduction.....	85
V - 4.2. Le processus de métallurgie.....	85
V - 5. Modèle constitutif de frittage.....	86
V - 5.1. Modèle mathématique.....	86
V - 5.2. Résultats obtenus.....	88
V- 6. Interprétation des résultats.....	90
CONCLUSION GENERALE.....	91

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

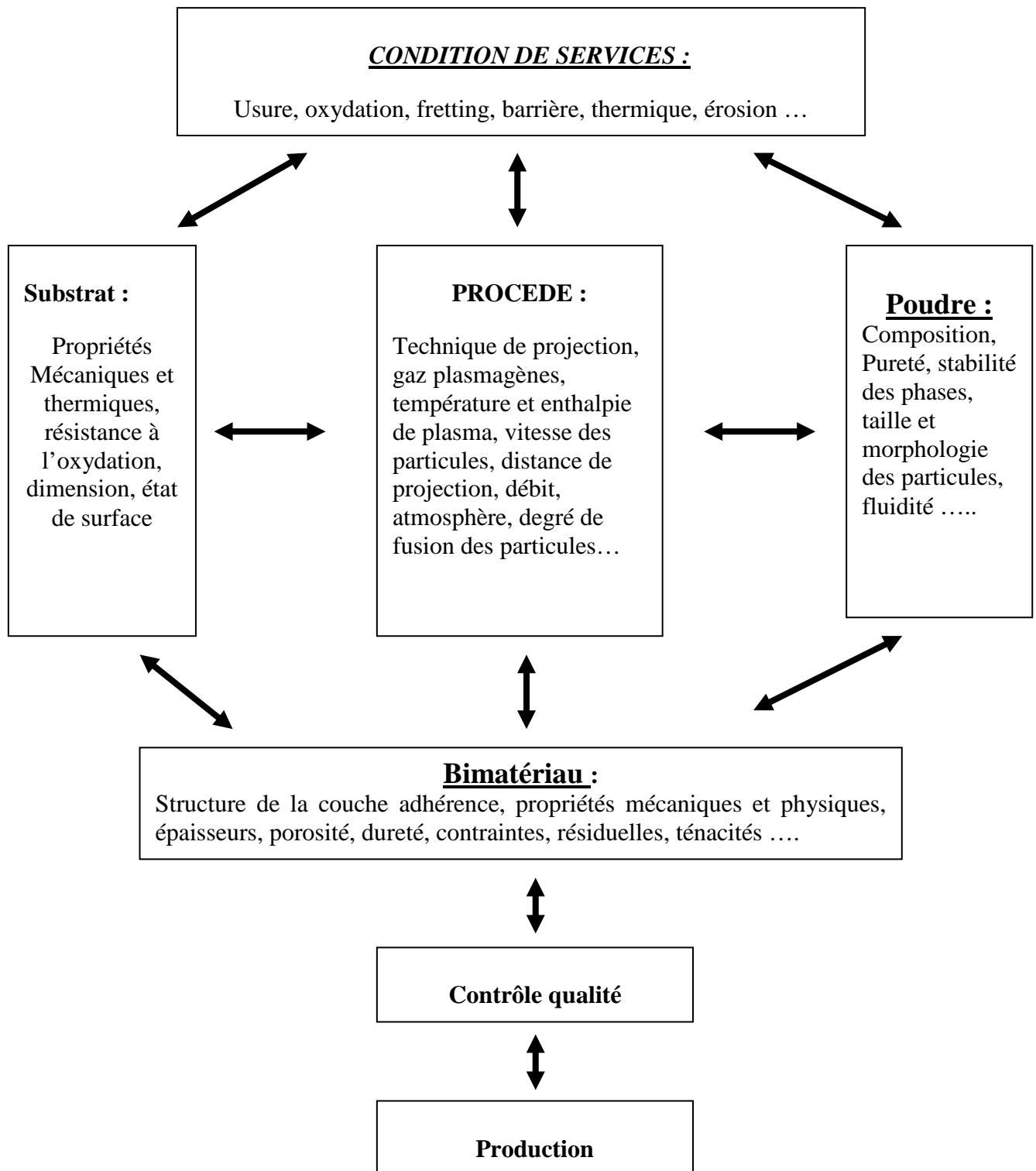
Introduction

Dans le domaine des revêtements et traitements de surface, pris au sens large, les notions de surface et d'interface ont un rôle majeur, En fonction de leurs caractéristique, ces deux notions conditionnent les propriétés fonctionnelles d'une pièce en services : résistance à la fissuration, à la corrosion, à la fatigue mécanique au choc thermique, à l'usure et au frottement, dureté, aspect extérieur. La science des surfaces à connu un important essor au cours de ces dernières décennies. Bien que conscient, depuis longtemps, des différences entre les propriétés surfaciques et volumiques, ce n'est que depuis peu de temps qu'elles sont réellement prises en compte de mises à profit. Le développement de nouvelles méthodes de caractérisation, qui sont devenues de plus en plus sensibles et performantes, a permis de faire d'énormes progrès sur la connaissance des surfaces, notamment, en permettant d'établir des relations entre les caractéristiques d'une surface et le propriétés d'emploi (adhésion tribologie, fatigue de contact, corrosion ...).

Apparue, dès le début du siècle dernier, la projection thermique a joué un rôle très important dans l'évolution de la science des surfaces depuis près de 100 ans. Cette technique consiste à projeter en fines particules, sur une surface préalablement préparée, un produit d'apport solide qui est fondu par l'intermédiaire d'un pistolet ou d'un chalumeau adéquat. Elle peut, en réalité, être considérée comme un système très complexe ou de nombreux paramètres interviennent et interagissent.

Jusque dans les années 1920, la projection thermique (appelée successivement shoopage de nom de son inventeur le Docteur Shoop puis métallisation) avait essentiellement des applications pour la protection contre la corrosion et pour la décoration. Son utilisation s'est développée, après la seconde guerre mondiale suite aux pénuries de métaux et de pièces de rechanges. Les industriels de l'époque ont utilisé la projection thermique pour restaurer les côtes initiales de pièces mécanique usées. Au cours des années qui ont suivi, le champ d'application de la projection thermique s'est de plus diversifié, avec entre autres, l'apparition du canon à détonation (fin des années 1950) qui a permis des avancées dans le domaine de l'usure et du frottement et avec celle des premiers systèmes de projection à la troche plasma (dans les années 1960) qui ont été très utilisés dans l'industrie aéronautique.

Le développement actuel de la projection thermique est dû essentiellement aux industries de point (aéronautique et automobile, biomédicale, microélectronique..). Il est, d'ailleurs, de plus difficile de trouver un secteur industriels ou l'on n'a pas recours à l'utilisation de ce procédé. Citons par exemple le cas de l'industrie informatique qui utilisé de plus en plus fréquemment des implants revêtus de titane et/ou d'hydrox apatite, dont l'organigramme illustre une explication exhaustive.



Facteur d'influence de la projection thermique.

Pour ce qui concerne le secteur de l'aéronautique, les progrès récents, quant à l'utilisation des procédés de projection thermique, sont pour beaucoup dû aux motoristes. En effet turboréacteurs sont des pièces essentielles dans les moteurs d'avion, convertissant l'énergie chimique en énergie mécanique. Les aubes de turbine sont des pièces très sollicitées thermiquement et mécaniquement, subissant les effets cumulés de la température élevées, de forts gradients thermiques et de fortes contraintes dans le milieu

chimiquement agressif. Ces exigences sévères font que l'amélioration des performances du turboréacteur est limitée par la résistance du matériau des aubes. De ce fait il est important d'apporter une protection à ces pièces hautement sollicitées, notamment en faisant appel aux dépôts céramiques projetés thermiquement sollicités en réduisant la température du matériau de base et les contraintes thermique. Cette réduction de température peut atteindre des valeurs proches de 150°C suivant l'épaisseur de la barrière thermique. Actuellement, la poursuite de développement de l'utilisation des matériaux revêtus thermiquement est freinée par le fait qu'il n'y a aucune compréhension globale et complète des mécanismes d'endommagement des revêtements. La caractérisation quantitative de la ténacité d'interface est notamment un facteur crucial pour la continuité de ce développement.

L'objectif d'un revêtement ou d'une façon générale d'un traitement de surface est de conférer à cette dernière des propriétés données, on parle généralement d'anoblissement de surface. Or, pour qu'un revêtement remplisse pleinement cette fonction durant toute sa période de service, il est nécessaire d'éviter l'apparition d'endommagement qui risque de détériorer ses propriétés fonctionnelles. De nombreuses recherches sont menées pour améliorer la qualité des revêtements. En pratique, cette amélioration se fait par optimisation des paramètres d'élaboration et de préparation de surface. En effet, la qualité d'un traitement de surface dépend notablement de la préparation de surface avant élaboration. Il importe donc de considérer l'ensemble du système préparation-revêtement aux différents stades de mise en œuvre. De plus, pour valider cette optimisation, il est très important de choisir et d'utiliser de façon judicieuse les méthodes de caractéristiques d'un système dépôt-substrat étant très important (cf. tableau I-1), il est en général préférable, pour une l'influence est prépondérante.

Parmi toutes ces caractéristique, une de celles qui sanctionne le plus la qualité du dépôt est l'adhérence. En effet, pour que le revêtement joue pleinement son rôle, il est indispensable qu'il reste bien adhérent à son substrat. Une mesure quantitative de cette adhérence est donc d'un intérêt primordial pour de nombreuses applications qui utilisent des revêtements pour prolonger la durée de vie de pièces fonctionnelles ou pour les protéger du milieu extérieur. Durant les deux dernier décennies, l'utilisation des revêtements dans des applications industrielles de points s'est fortement développée sans pour cela qu'il existe une méthode valide et largement acceptée pour déterminer quantitativement la résistance d'une interface. De nombreuses méthodes sont apparues pour pailler cette lacune, mais les résultats qu'elles donnent manquent de cohérence les uns par rapport aux autres. Ceci est principalement dû à deux raison majeurs : la façon de réaliser le test et la vitesse d'application de la charge.

On peut alors se demander si l'adhérence est mesurable. Cette question, omniprésente en science des surfaces, soulève encore à l'heure actuelle de vives discussions où les avis des différents spécialistes sont relativement discordants. En effet, la réponse à la question ci-dessus dépend fortement de ce qui est entendu par adhérence : parle-t-on de l'adhésion (soit « adhésion basique ») ou d'adhérence (soit « adhésion pratique ») ? Sur ce sujet, les avis divergent à nouveau, rendant ainsi difficile de concevoir la mesure de « quelque chose » qui ne peut pas être objectivement défini.

L'adhésion est en générale définie comme la somme de toutes les interactions inter automatiques à l'interface substrat/revêtement et elle peut être considérée comme le travail nécessaire pour séparer complètement le dépôt du substrat le long de l'interface en excluant tous les effets n'étant pas liés à la nature de lien entre les atomes de chaque matériau.

L'adhérence qui ne dépend pas uniquement de « l'adhésion basique », dépend de l'ensemble des phénomènes et mécanismes qui maintiennent liés les constituants macroscopique et régissent la résistance à la rupture de l'interface. Elle est généralement exprimée en termes de résistance à la traction, au pelage ou en termes de ténacité d'interface suivant la méthode utilisée pour la déterminer. Mittal remarque les mécanismes d'endommagements sont fortement dépendants de la manière dont est appliquée et de la géométrie du couple substrat/revêtement, il est normal de constater des différences entre les méthodes car elles reposent sur des essais mécaniquement différents. De plus, si, le mode d'endommagement généré est une combinaison de différents .De plus, si la fissuration cohésive et le délaminage (Fissuration inter faciale), on peut se demander si la quantité mesurée dans un essai est représentative uniquement de l'adhérence ou de la combinaison de plusieurs phénomènes.

Il est donc primordial à l'heure actuelle de continuer la recherche pour permettre, espérons-le, de trouver un jour un test satisfaisant et majoritairement admis permettant de caractériser la résistance d'une interface. Un tel aurait très certainement un impact bénéfique dans beaucoup d'applications industrielles utilisant la technologie de la projection thermique. Ce qui n'est pas un hasard si des industries, telles que l'aéronautique ou l'automobile, sont très actives dans le domaine de la caractérisation des interfaces car dans ces deux activités, le coût social et économique des défauts de fonctionnement liés à l'utilisation de matériaux revêtus est très important.

Mais avant d'atteindre cet objectif final, qui reviendrait à trouver un paramètre universel définissant l'adhérence, il est indispensable de précéder par étapes et donc, dans un premier temps, de mieux connaître et de mieux caractériser les différents mécanismes d'endommagement d'un dépôt. L'objectif principal de cette thèse, après une caractérisation globale des propriétés mécaniques de revêtements étudiés, est donc de mettre au point par utilisation de différents tests : flexion quatre points et test d'indentation (normale, inter-faciale et test de rayage). Cette méthode, qui est basée sur l'utilisation conjointe de l'émission acoustique.

I – 1. INTRODUCTION

Depuis quelques années, les techniques de traitement de surface sont l'objet d'une extraordinaire évolution. Une surface étant faite pour satisfaire des propriétés d'emploi donnée, on est souvent amené à pratiquer des traitements pour anoblir la surface et lui conférer une fonctionnalité spécifique comme le montre la figure I-1.

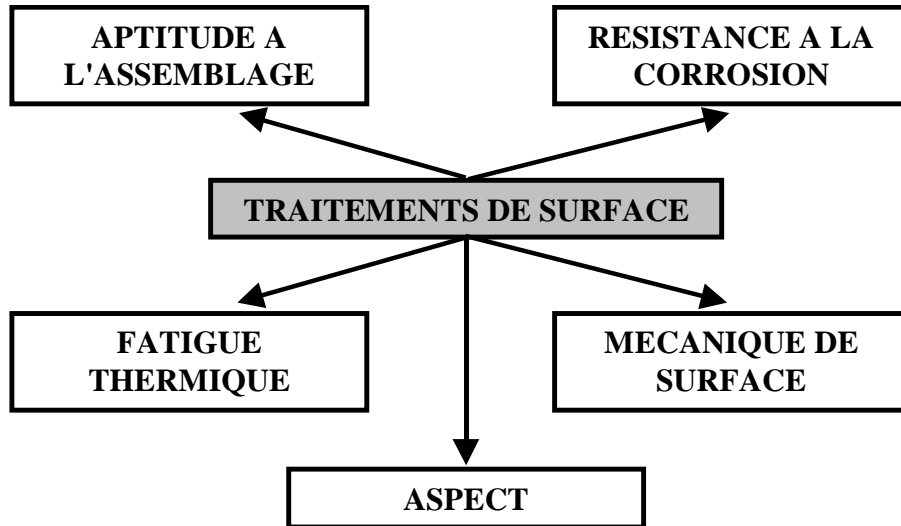


Figure I-1 : Anoblissement d'une surface et de ses propriétés fonctionnelles.

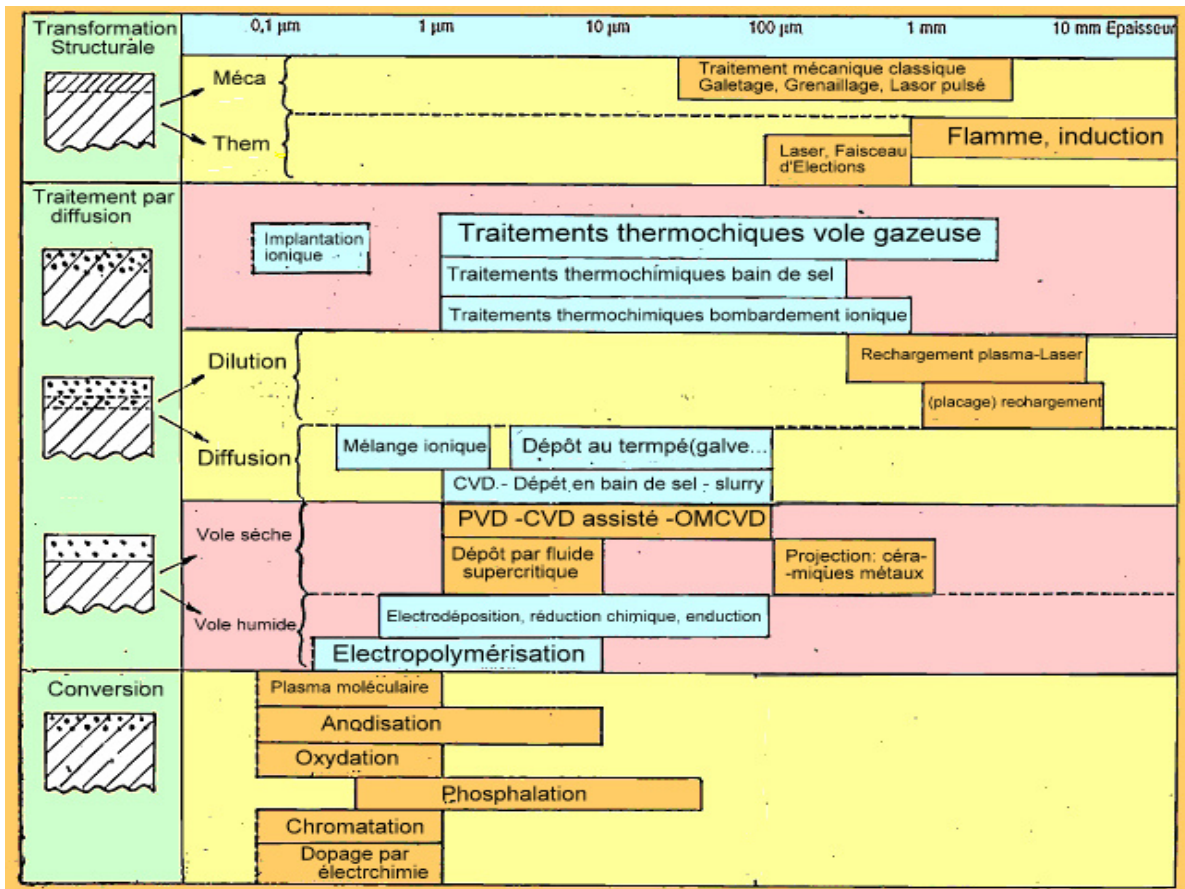


Figure I-2 : Différents procédés de traitement de surface en fonction de l'épaisseur concernée.

Sur la figure I-2, on constate que scientifiques et industriels ont à leur disposition une gamme très large de traitement de surface : transformations structurales, traitements par diffusion, revêtement, conversion. Parmi tous ces procédés, les méthodes de projection, bien qu'elles soient très nombreuses comme nous le verrons ci-dessous, ne représentent qu'une partie des possibilités offertes pour l'anoblissement d'une surface.

Bien que les principes clés de la plupart des méthodes de projection soient connus depuis plus de 90 ans, ce n'est que depuis une trentaine d'années que l'on a pu les appliquer commercialement. En effet, l'application commerciale s'est heurtée aux multiples difficultés liées à l'utilisation de technologie de pointes telle que :

- La mise en œuvre de courant à fort voltage,
- L'utilisation de procédés de contrôle sophistiqués,
- L'électronique,
- La chimie et la physique du plasma,
- La technologie du vide.

Le développement rapide des revêtements tribologiques, lors de ces dernières années est essentiellement dû à l'apparition de nouvelles méthodes de dépôt qui permettent d'obtenir des propriétés physiques (morphologie, composition, structure et adhérence) jusque-là impossibles à atteindre. La technique qui est à la base de cet accroissement d'intérêt pour les revêtements, est sans aucun doute la technique de projection à la torche plasma.

Rickerby et Matthews proposent une la classification des différents procédés de dépôt en trois catégories [1]:

- Les procédés de projection thermique (fusion complète ou partielle).
- Les procédés en phase gazeuse
- Les procédés par voie humide

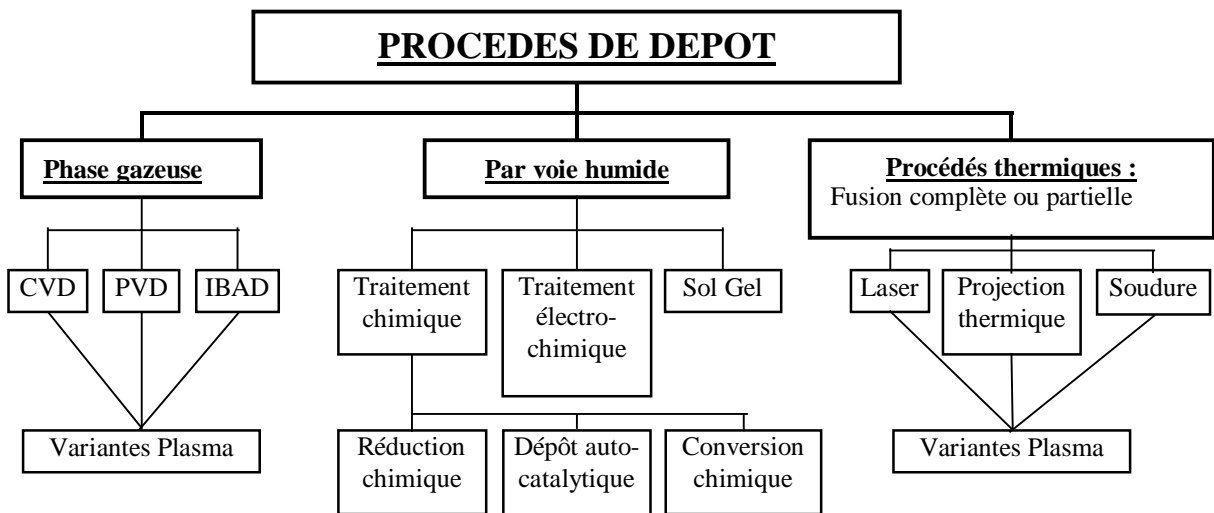


Figure I-3 : Classification générale des techniques de revêtement

Les différents procédés de revêtement des surfaces sont montrés sur la figure I-3. Dans cette figure et dans tout le reste du document, nous allons utiliser les abréviations suivantes :

- PA = assisté par plasma (*Plasma Assisted*)

- CVD = dépôt chimique en phase vapeur (*Chemical Vapour Deposition*)
- PVD = dépôt physique en phase vapeur (*Physical Vapour Deposition*)
- IBAD = dépôt assisté ioniquement (*Ion Beam Assisted Deposition*)
- II = implantation ionique (*Ion Implantation*)

Dans ce chapitre, nous allons décrire d'une manière synthétique les différents procédés de projection thermiques (procédés par combustion et par décharges électriques). Les deux autres catégories (procédés en phase vapeur et par voie humide, ainsi que l'utilisation du laser) seront traitées à part dans l'annexe A. De plus amples détails sur les procédés de dépôt peuvent être trouvés dans la littérature [2, 3, 4...].

I – 1. Les procédés de projection thermique [5, 6, 7]

Dans ce paragraphe, nous allons traiter à la fois les procédés par combustion (projection à la flamme et projection par combustion continue ou discontinue) et les procédés par décharge électrique (projection à l'arc et projection plasma). Il est évident que chacun de ces procédés couvre un vaste domaine, cependant le but premier de ce chapitre étant de présenter la majeure partie des procédés de projection thermique, nous allons nous contenter d'en décrire brièvement les principales caractéristiques.

I – 2.1. GENERALITES

La projection thermique a été inventée en 1909 par Shoop qui eût l'idée d'utiliser un chalumeau oxyacétylénique pour projeter un métal en fusion [152]. Cette technique se développe à partir de 1914 sous le nom de "shoopage" et consiste essentiellement à projeter du zinc et de l'aluminium pour la protection de l'acier.

De nos jours, la projection thermique se caractérise par l'utilisation d'une source d'énergie (combustion ou décharge électrique) en vue de fondre et d'accélérer un matériau fragmenté (avant ou après fusion).

Depuis l'invention d'origine de Shoop de nombreuses évolutions ont permis une diversification et un large accroissement des potentialités de la technique :

- 1911 : utilisation de l'arc électrique soufflé (Shoop)
- 1951 : apparition de la projection thermique à la torche plasma (APS, Plasmadyne)
- 1955 : apparition du canon à détonation (D-Gun, Union Carbide)
- 1983 : apparition du chalumeau à flamme supersonique: procédé HVOF (High Velocity Oxy Fuel) (Browning).

La projection thermique est de plus en plus utilisée depuis la découverte de son procédé, car elle offre à un utilisateur de nombreuses possibilités d'anoblissement de surface. Un revêtement projeté thermiquement peut améliorer ou modifier les propriétés anticorrosives, anti-usure et anti-frottement, électromagnétiques, thermiques (barrière thermique), esthétiques... De plus, ce procédé déjà universel permet, entre autre, de déposer une très large gamme de matériaux : métaux, céramiques, cermets, polymères, composites... De plus, il est possible de créer des revêtements soit sous forme d'une couche simple à composition unique, soit sous forme de couches multiples à gradient de composition ou de propriétés fonctionnelles. Ainsi, avec ce procédé, on a la possibilité de mettre en place le bon matériau au bon endroit ce qui confère à un tel dépôt le pouvoir de

remplir plusieurs rôles simultanément. Une des rares contraintes de la projection thermique est liée à la géométrie de la pièce à revêtir. En effet, la zone où l'on doit déposer le revêtement doit être suffisamment accessible.

I – 2.2. PRINCIPE DE BASE ET FORMATION DU DEPOT

La projection thermique consiste à fondre et à accélérer un matériau afin qu'il puisse s'étaler sous forme de gouttelettes sur un substrat et y former un dépôt par empilements successifs (cf. figure I-4).

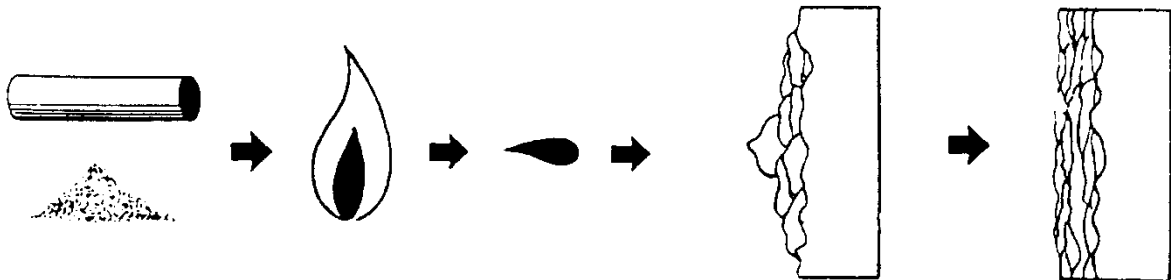


Figure I-4 : Principe de la projection thermique [8]

La source d'énergie doit donc être suffisamment puissante pour fournir l'énergie nécessaire à la fusion rapide du matériau et délivrer un jet gazeux susceptible de véhiculer les particules. Les différentes sources d'énergie utilisables en projection sont présentées sur la figure I-5.

Quant au matériau, il doit posséder un point de fusion à une température suffisamment éloignée de la température de décomposition éventuelle (de 200°C au moins) ou bien pouvoir être introduit dans une matrice fusible. Ce matériau peut se présenter sous forme d'un fil ou bien d'une poudre, laquelle est généralement utilisée en vrac ou sous forme d'un cordon qui s'apparente alors à un fil.

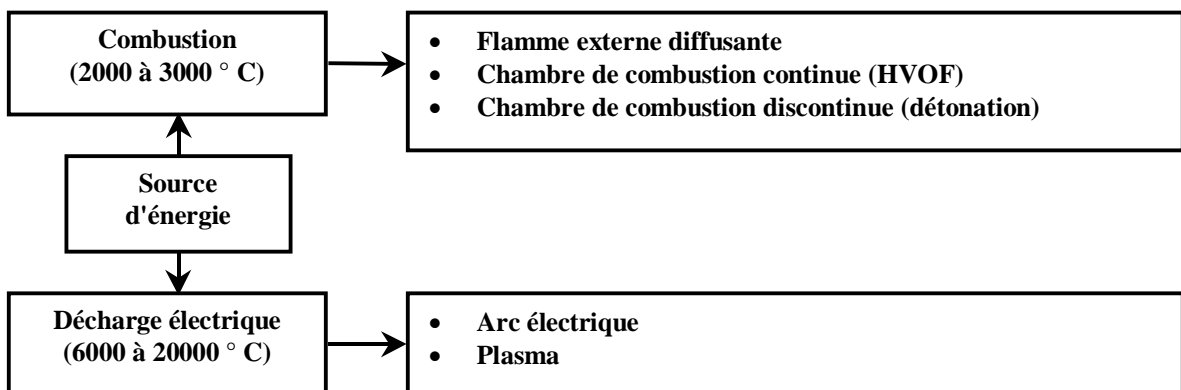


Figure I-5 : Les différentes sources d'énergie en projection thermique [5].

La formation du revêtement est obtenue par empilement des particules sur le substrat. L'équilibre entre l'énergie cinétique et l'énergie thermique des particules joue à ce niveau un rôle prépondérant. En effet, pour ces deux types d'énergie, l'excès est aussi néfaste que le défaut. Une particule liquide arrivant à grande vitesse sur le substrat se fragmente et donne naissance à des couches poreuses. Une particule solide rebondit sur le substrat et diminue considérablement le rendement de projection et est aussi une des origines de la présence de contraintes résiduelles dans le dépôt. Il est donc nécessaire

d'avoir une bonne répartition entre ces deux énergies de façon à obtenir un bon écrasement des particules.

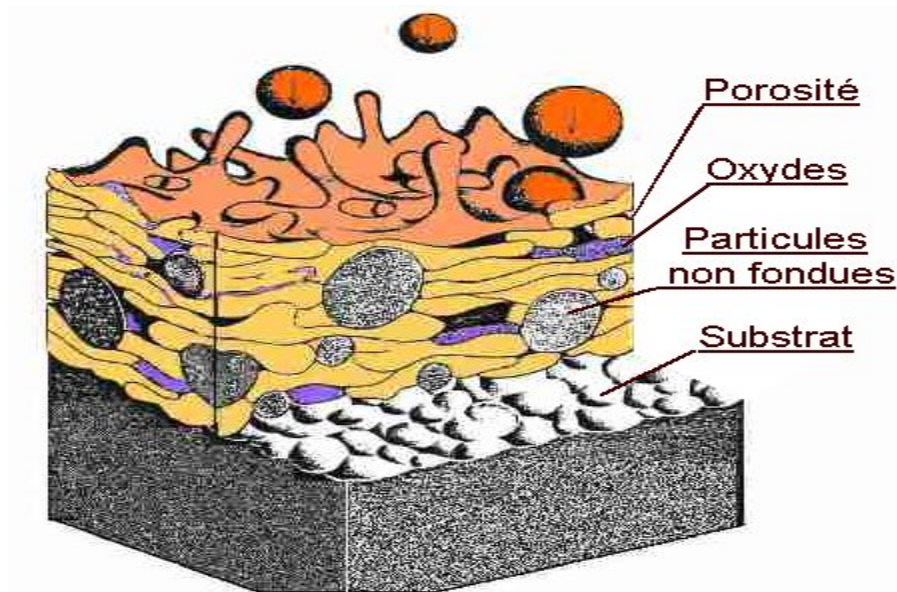


Figure I-6 : Coupe d'une couche projetée au moment de l'impact d'une gouttelette [9]

Les caractéristiques d'un revêtement peuvent être adaptées par un choix judicieux des paramètres de projection (vitesse, température, puissance, distance de projection, débit...) afin d'aboutir aux propriétés recherchées ou encore par des traitements post-projection. La figure I-6 présente la structure typique d'un revêtement obtenu par projection thermique avec les principaux défauts que l'on peut rencontrer (porosités, particules non fondues, oxydes...)

I – 2.3. LES PROCEDES PAR COMBUSTION

Une combustion est une réaction chimique entre un carburant (combustible) et un comburant (oxygène) dont l'intérêt est d'être exothermique. Une tuyère est un conduit dans lequel on augmente la vitesse en diminuant la pression du fluide circulant. L'association de ce principe chimique et de ce principe physique permet la réalisation d'une torche de projection à la flamme ou de projection à chambre de combustion.

I – 2.3.1 La projection à la flamme

La projection thermique à la flamme permet de déposer des matériaux soit sous forme de fil soit sous forme de poudre grâce à l'utilisation de chalumeau classique comme ceux présentés sur la figure I-7. Cette technique est l'une des plus utilisées dans le monde du fait de sa simplicité de mise en œuvre et de son faible coût.

Ce chalumeau fonctionne sur le principe de la flamme diffusante. Les réactifs utilisés diffusent l'un dans l'autre durant la réaction chimique. Les principales limitations de cette technique sont : la température maximale atteignable, la faible vitesse du jet, la faible vitesse de combustion... Toutefois, on peut améliorer les performances en réalisant la réaction dans un milieu confiné afin d'augmenter la pression d'introduction des gaz.

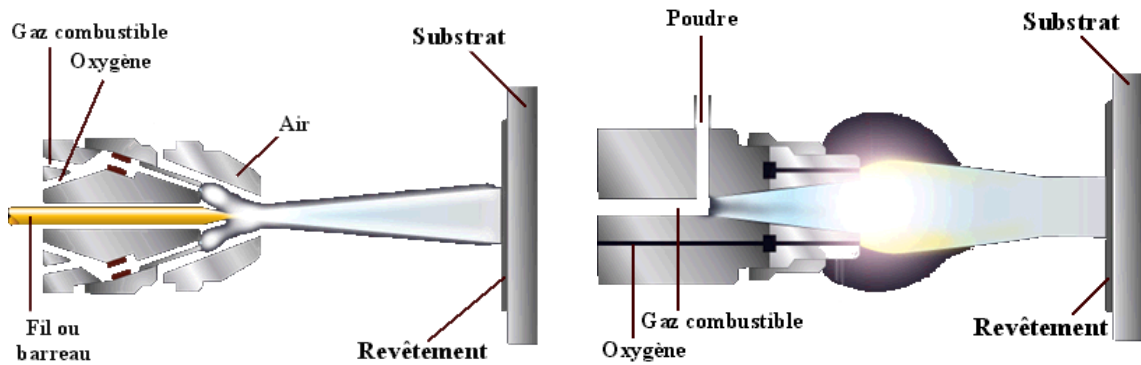


Figure I-7 : Chalumeau classique à fil (à gauche) et à poudre (à droite) [9]

La projection à la flamme peut être appliquée à la plupart des métaux mais elle n'est généralement pas recommandée pour les matériaux non ferreux ayant un point de fusion inférieur à 1100°C. L'échelle des épaisseurs en principe accessibles est de 1,5 à 6 mm. Les revêtements obtenus sont essentiellement utilisés pour leur résistance à l'usure abrasive et ils contiennent, dans la plupart des cas, des carbures de tungstène, de chrome ou de bore dispersés dans une matrice de fer, de cobalt ou de nickel. La figure I-8 montre deux exemples de revêtements projetés au chalumeau soit à fil soit à poudre.

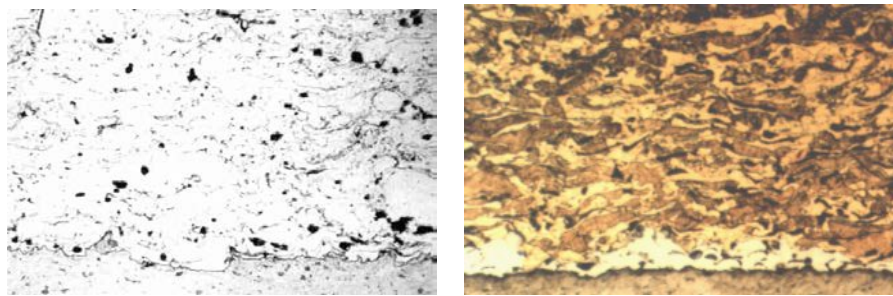


Figure I-8 : (à droite) Vue d'un revêtement en Acier au chrome projeté au chalumeau à fil et (à gauche) vue d'un revêtement Aluminium-Cuivre projeté au chalumeau à fil [10].

I – 2.3.2. La projection par combustion discontinue (détonation) ou continue (HVOF)

Le plus ancien procédé de projection discontinue est le canon à détonation, connu sous le nom de D-, qui date de 1955 et qui a été mis au point par Union Carbide. Ce procédé qui utilise de l'acétylène comme combustible fonctionne sur le principe d'un moteur à explosion dans lequel le piston est remplacé par la poudre à projeter. Le canon est constitué d'un fût dans lequel sont introduits la poudre et le mélange gazeux. Ensuite, grâce à une étincelle produite par une bougie, on enflamme le mélange ce qui génère une onde de choc (3000 m.s^{-1}) qui entraîne la poudre à une vitesse de l'ordre de 900 m.s^{-1} . Chaque tir permet de déposer une épaisseur de quelques micromètres sur une surface équivalente au diamètre du fût à une cadence d'environ 10 Hz.

Depuis quelques années, de nouveaux procédés basés sur le même principe sont apparus. Ils présentent quelques différences notables, par rapport au procédé précédent, dans le débit gazeux, la distribution des poudres ou d'autres caractères particuliers. Ils ont en commun, une forte accélération communiquée aux particules de matière ce qui peut engendrer des vitesses de l'ordre de Mach5.

La projection par combustion continue est quant à elle basée sur le principe d'un moteur de fusée. Bien que ce principe soit connu depuis de nombreuses années, ce n'est qu'en 1983 que Browning développe un système de projection à combustion continue sous pression : le Jet- que l'on nomme plus communément procédé HVOF (High Velocity Oxy Fuel).

En fait, les différences qui séparent le D- , le Jet- , le Mach- et le Fare- (qui sont les quatre procédés les plus répandus) s'effacent devant le caractère commun qui se retrouve dans les dépôts tous denses, durs, épais et très adhérents. C'est la répartition entre l'énergie cinétique et l'énergie thermique qui constitue la principale différence entre les procédés supersoniques et le procédé plasma.

Le principe de base du procédé HVOF est un jet à combustion interne (rocket) qui donne des vitesses de gaz supersoniques. La détonation se produit dans un mélange de deux gaz : un comburant, l'oxygène et un carburant dont la nature peut varier (propane, propylène ou mélange à l'acétylène). La vitesse de la flamme ne devient supersonique qu'en sortie de buse (cf. figure I-9). La poudre introduite dans le gaz d'échappement de la rocket est concentrée pour être conduite à l'intérieur de la buse qui peut atteindre 300 mm de long. Pour mettre en œuvre l'appareil, il est nécessaire d'allumer une flamme pilote qui permet l'allumage de la flamme principale. Les avantages principaux du procédé HVOF sur la projection au chalumeau sont : l'augmentation de la température des gaz et l'augmentation d'un facteur supérieur à dix de la vitesse d'éjection.

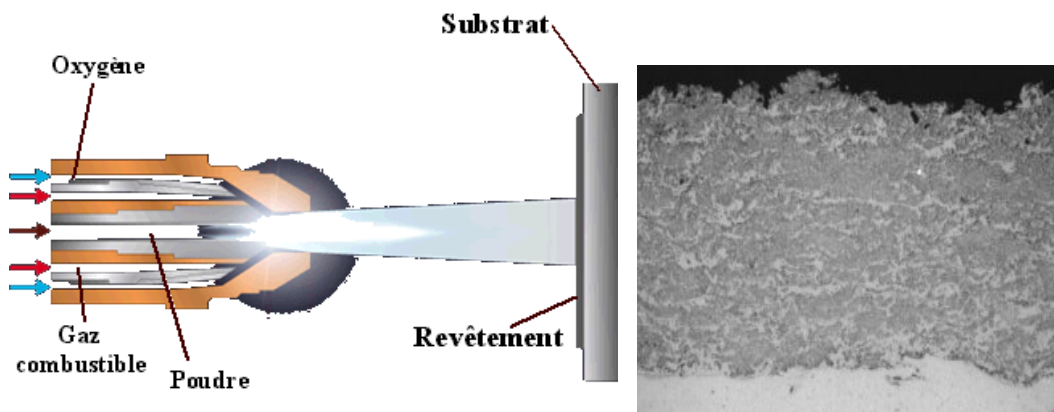


Figure I-9 : (à droite) Schéma de principe du procédé HVOF [9] et (à gauche) vue d'un revêtement WC-12%Co projeté par HVOF [10].

Les procédés hypersoniques ou HVOF permettent de projeter des dépôts allant jusqu'à un millimètre d'épaisseur (voire davantage). On réalise ainsi ce qu'on peut qualifier de revêtement plaqué (ou encore plaquage à la flamme de l'expression anglaise "flame plating").

I – 2.4. LES PROCEDES PAR DECHARGE ELECTRIQUE

I – 2.4.1. La projection à l'arc électrique

Le procédé de projection par arc électrique est le plus ancien puisque c'est celui qui a été utilisé par Shoop (1911). Il permet de faire fondre un fil et de le projeter sur un substrat à l'aide d'un jet d'air comprimé. Ce procédé relativement simple reste néanmoins

limité car il est applicable uniquement aux matériaux tréfilables et électriquement conducteurs.

La figure I-10 présente le principe général de la projection à l'arc électrique ainsi qu'une micrographie d'un revêtement en acier au chrome obtenu par ce procédé.

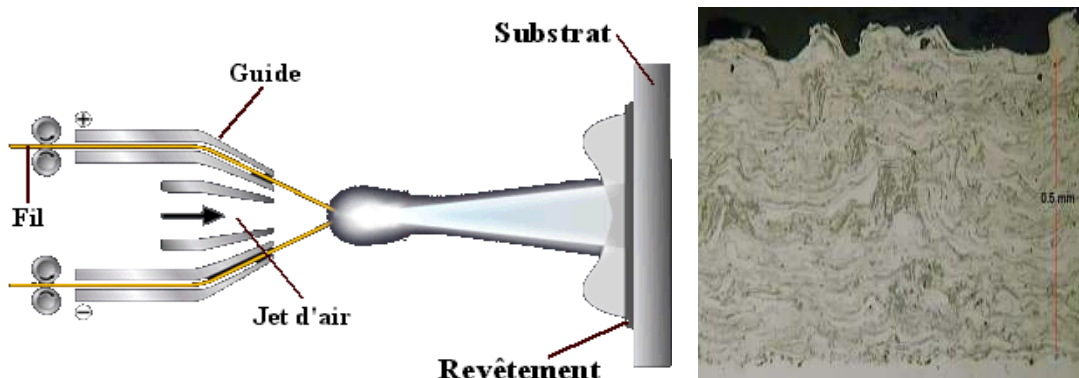


Figure I-10 : (à droite) Schéma de principe d'un pistolet à arc électrique et (à gauche) vue d'un revêtement en acier au chrome projeté à arc électrique.

I – 2.4.2. La projection plasma

Dans ce paragraphe, nous allons nous attacher à décrire successivement deux des principaux procédés de projection thermique par plasma :

- **La projection plasma atmosphérique** : Procédé APS (Atmospheric Plasma Spraying). Ce procédé est le plus ancien (1951), le plus économique et le plus répandu industriellement. Il permet de projeter des céramiques et des métaux peu oxydables.
- **La projection plasma sous pression réduite** : Procédé LPPS (Low Pressure Plasma Spraying) ou VPS (Vacuum plasma Spraying). Ce procédé est apparu en 1975, il permet la projection de matériaux fortement réactifs avec l'oxygène (Titane, alliage de titane, tantale...).

Les caractéristiques générales des revêtements projetés thermiquement par plasma sont liées à quatre règles (vitesses et températures) :

- La température que peut généralement atteindre une torche plasma est de **20000°C**.
- Pour qu'un matériau soit projetable, il faut qu'il y ait un écart de **300°C** entre sa température de fusion et sa température de sublimation.
- Le substrat reste à une température relativement basse; la structure du matériau revêtu n'est donc pas altérée.
- La vitesse des particules projetées sur la cible est de l'ordre de **300m.s⁻¹** (subsonique). Plus on augmente la vitesse, plus on accroît la compacité ainsi que l'adhérence.

I – 2.4.2.1. Pistolets plasma

En 1922, Gerdien invente le générateur de plasma d'arc qui consiste à emprisonner un arc électrique dans un milieu confiné permettant ainsi d'amener les gaz à une température nettement supérieure (entre 12000 et 20000 °C) à celle d'un arc libre (environ

6000°C). Le plasma est l'état de la matière dans lequel les composés gazeux sont dissociés et les atomes partiellement ou totalement ionisés. Cependant, l'apparition des premières torches plasma d'arc soufflé industrielles ne se fera qu'en 1951.

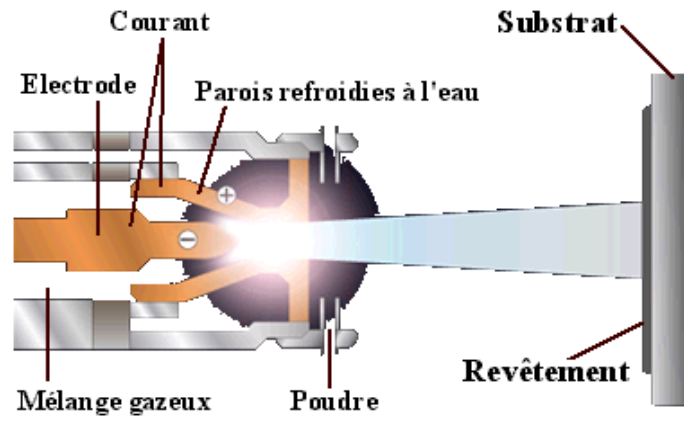


Figure I-11: Schéma de principe d'un pistolet plasma [9]

Dans les deux cas de projection précédemment cités, on réalise la projection à l'aide d'un pistolet plasma (cf. figure I-11) qui utilise la décharge d'un arc électrique capable de conduire des courants très intenses entre deux électrodes sous une faible tension. L'arc se distingue des décharges électriques par les propriétés de sa colonne positive. Le plasma qui constitue celle-ci est très proche de l'équilibre (les électrons, ions et atomes ont la même température) et ses propriétés sont les suivantes : fortes densités d'énergie, conductivité électrique, viscosité élevée. Les caractéristiques du jet de plasma en sortie de tuyère ($12000\text{ }^{\circ}\text{C}$ et 6000 m.s^{-1}) permettent de fondre la quasi-totalité des matériaux même les plus réfractaires.

Le pistolet à plasma est un appareil dans lequel on injecte un gaz à travers un axe étranglé par des parois froides. Il comporte généralement une cathode et une anode refroidies par une circulation d'eau. On distingue deux modes de fonctionnement pour ce type de pistolet :

- **Le pistolet à plasma d'arc interne (ou arc soufflé) :** dans ce type de pistolet, le jet de plasma ne conduit pas le courant à l'extérieur de la tuyère.
- **Le pistolet à plasma d'arc externe (ou transféré) :** dans celui-ci, le jet plasma est entièrement parcouru par le courant, le circuit électrique se refermant sur une anode extérieure (la pièce à traiter), la tuyère étant portée à un potentiel intermédiaire.

I – 2.4.2.2. La projection plasma atmosphérique (APS)

Ce type de projection a lieu à l'air. Le jet plasma aspire l'atmosphère ambiante : ce phénomène est d'autant plus marqué que l'on s'éloigne de la tuyère. On trouve ainsi, dans le cas des métaux, des taux d'oxydes élevés ($>30\%$), et pour certaines céramiques, des changements de composition importants. A l'impact sur le substrat, la présence de gaz entraîne l'inclusion de porosité dans le dépôt. Enfin, la température du substrat doit être limitée pour éviter les phénomènes d'oxydation.

De ce fait, les dépôts ont une adhérence moyenne. Le taux de porosité est très variable et dépend des réglages et des matériaux. Pour certaines applications particulières comme le revêtement d'implants orthopédiques, l'augmentation de la distance de projection permet d'obtenir une porosité pouvant aller jusqu'à environ 20%. Ce pourcentage voulu est nécessaire pour l'ancrage biologique des prothèses dans les tissus osseux. Habituellement, les valeurs du taux de porosité des dépôts obtenus par APS se situent entre 4 et 6%. Dans les meilleures conditions de projection, on peut atteindre une porosité de 2%. L'épaisseur minimale du dépôt, suivant la granulométrie de la poudre, est de 50 à 100 μm . On peut parfois faire des dépôts de plusieurs mm.

I – 2.4.2.3. La projection plasma à pression réduite (LPPS)

Lorsque la couche doit satisfaire à des exigences élevées en matière de densité, de pureté et de résistance à l'oxydation, la projection doit se dérouler en l'absence de gaz réactifs (sous basse pression résiduelle d'argon en général). Une diminution de la pression de l'atmosphère de projection entraîne la disparition des interactions indésirables entre le jet plasma, la matière projetée, le matériau de base et l'atmosphère. Cette diminution entraîne aussi l'augmentation de la longueur et du diamètre du jet, l'élévation de la vitesse des plasmas et l'homogénéisation de l'écoulement.

La formation des couches s'effectue à haute énergie étant donné que les particules, durant leur trajectoire, ne sont ni refroidies, ni freinées comme cela est le cas en milieu atmosphérique. En général, les installations de projection LPPS sont utilisées à des pressions de 5000 à 10000 Pa. Les avantages de ce type de procédé peuvent se résumer de la manière suivante :

- Obtention d'un revêtement très dense et d'une meilleure adhérence sur le substrat,
- Meilleur écrasement des particules à basse pression : d'où une très faible porosité (<1%),
- Refroidissement plus lent des particules : d'où une meilleure cohésion du dépôt,
- Absence de couches d'oxydes : donc augmentation de l'adhérence et de la cohésion du dépôt,
- Possibilité de décapage "in situ" du substrat à haute température : d'où un recuit en continu du dépôt,
- Respect de la composition de la poudre initiale.

Des applications de revêtements des métaux nobles (titane, tantale, niobium, tungstène) ont vu le jour mais c'est surtout dans la protection contre la corrosion à chaud d'aubes de turbines à gaz que ce procédé a acquis une grande notoriété.

I – 2.5. COMPARAISON DES DIFFERENTS PROCEDES DE PROJECTION THERMIQUE

La figure I-12 montre les différentes plages d'utilisation des procédés de projection thermiques en ce qui concerne la température et la vitesse des particules.

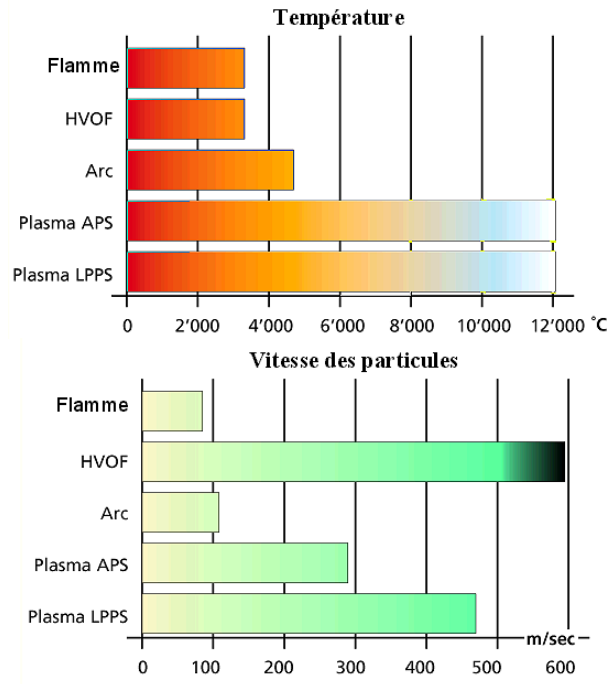


Figure I-12 : Température d'utilisation et vitesse des particules des procédés de projection thermique [9].

Les tableaux I-1 et I-2 décrivent quelques-unes des caractéristiques des revêtements en fonction de la méthode de projection utilisée [6].

Dans le tableau I-1 les abréviations suivantes sont utilisées:

- Débit : Débit massique de matière pouvant être employé avec la source considérée,
- Adh. : Adhérence comparative des revêtements au substrat suivant une échelle arbitraire,
- Coh. : Cohésion comparative des revêtements suivant une échelle arbitraire,
- Oxy. : Taux comparatif d'oxyde au sein du revêtement métallique,
- Rend. : Rendement intrinsèque de projection (fortement dépendant du type de matériau).

Source	Débit (kg.h-1)	Adh. (1 à 10 arbitraire)	Coh. (1 à 6 arbitraire)	Oxy. (%)	Rend (%)
Flamme (poudre)	3 - 7	3	2	6 - 12	50
Flamme (fil)	5 - 15	4	3	4 - 8	70
HVOF	3 - 6	8	5	0.5 - 2	70
D-Gun	1 - 2	8	5	0.1 - 0.5	90
Arc électrique	5 - 30	6	4	1 - 5	80
Plasma (APS)	3 - 5	6	4	1 - 5	60
Plasma (LPPS)	3-8	9	6	<0,1	75

Tableau I-1 : Quelques caractéristiques des revêtements / source employée

Dans le tableau I-2 les abréviations suivantes sont utilisées:

- FF : Projection à la flamme (fil),
- FP : Projection à la flamme (Poudre),
- HVOF : Projection à la flamme supersonique,
- Arc. : Projection à l'arc électrique,
- Plasma : Projection à la torche à plasma d'arc soufflé.

	Matériaux	FF	FP	HVOF	Arc	Plasma
Adhérence (MPa)	Métaux ferreux	14	28	62	41	34
	Métaux non-ferreux	21	21	70	41	34
	Oxydes		14-34			21
	Carbures		34-48	83		55-69
Densité (%) Par rapport au matériau massif	Métaux ferreux	90	90	98	90	95
	Métaux non-ferreux	90	90	98	90	95
	Oxydes		95			95
	Carbures		90	98		95
Epaisseur maximale (mm)	Métaux ferreux	1,25 - 2,5	1,25 - 2,5	1,25 - 2,5	1,25 - 2,5	1,25 - 2,5
	Métaux non-ferreux	1,25 - 5	1,25 - 5	1,25 - 5	1,25 - 5	1,25 - 5
	Oxydes		0,4			1-2
	Carbures		0,4	0,6		1-2
Epaisseur minimale (mm)		0,05	0,05	0,05	0,07	0,05

Tableau I-2 : Autres caractéristiques des revêtements / source employée

I – 3. Les procédés de projection en phase gazeuse [11]

I – 3.1. GENERALITES

Les procédés de projection en phase gazeuse incluent toutes les techniques pour lesquelles le revêtement ou la surface à modifier de l'échantillon passent par un état gazeux (ou en phase vapeur) avant d'être projeté (cas d'un revêtement) ou modifié (cas d'un traitement de surface). Les principaux sous-groupes dans ce genre de procédés sont les dépôts chimiques en phase vapeur (CVD) et les dépôts physiques en phase vapeur (PVD). La première technique utilise des agents gazeux comme matériaux de revêtement, alors que pour la seconde, au moins un des éléments du revêtement est vaporisé avant d'être appliqué sur la surface à modifier.

Ces méthodes présentent de nombreux intérêts, notamment celui de permettre de déposer des films en céramique pure. Dans le cas du PVD, il est souvent nécessaire d'augmenter l'énergie des espèces chimiques qui composent le revêtement. En général, cette augmentation de l'énergie est obtenue par ionisation suivie d'une accélération des ions ainsi formés. Ceci peut être réalisé en utilisant une source de rayonnement ionique ou en créant autour du substrat un plasma à partir duquel les ions pourront être accélérés.

Les principaux avantages pour ces procédés assistés par plasma, spécialement dans le cas du PVD, mais aussi dans certains cas spécifiques de CVD assistés par plasma, sont listés ci-dessous :

- Augmentation de l'adhérence du revêtement due au nettoyage et au préchauffage du substrat par bombardement ionique de la surface à revêtir.
- Uniformité de l'épaisseur du substrat grâce à la possibilité de déplacement et de rotation du substrat par rapport à la source de vapeur.
- Non nécessité de polissage du dépôt. Dans la plupart des cas, le revêtement a le même état de surface que le substrat.
- Contrôle de la structure du revêtement.
- Contrôle du taux de dépôt en fonction des différentes sources utilisées pour la vaporisation.
- Non-production de polluant.
- Grande pureté du dépôt due à l'utilisation d'un environnement sous vide contrôlé et d'un matériau source pur.
- Température de projection moins élevée.
- Suppression des problèmes de fragilisation due à l'hydrogène.

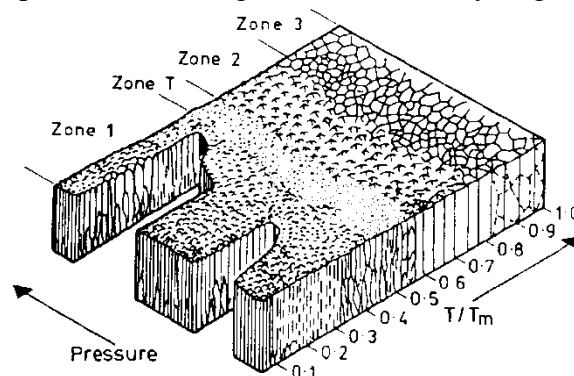


Figure I-13 : Représentation schématique de l'influence de la température du substrat et de la pression en argon sur la microstructure d'un revêtement métallique.

La flexibilité du procédé PVD peut se voir sur la figure I-13, qui montre comment la structure du revêtement peut varier en fonction de la pression et de la température [12].

I – 3.2. LES DEPOTS CHIMIQUES EN PHASE VAPEUR (CVD)

Dans la version basique du procédé CVD, des gaz, contenant des éléments à déposer sur le substrat, sont introduits dans une chambre de réaction et condensés sur le substrat pour former le revêtement. La figure I-14 montre un appareillage typique pour une projection de type CVD servant généralement pour le revêtement d'outils avec du TiN ou du TiC.

Bien entendu, il existe de nombreuses autres méthodes de projection qui s'inspirent de ce procédé de base.

Celles-ci ont été développées en vue d'atteindre des caractéristiques bien spécifiques pour les revêtements. Par exemple, grâce à certaines de ces méthodes, on arrive à obtenir une meilleure pénétration de la couche déposée dans les trous et les aspérités du substrat ou encore à projeter à de plus faibles températures. De plus, certains types de revêtement (par exemple ceux à base de diamant) ne sont pas réalisables avec toutes les méthodes de projection.

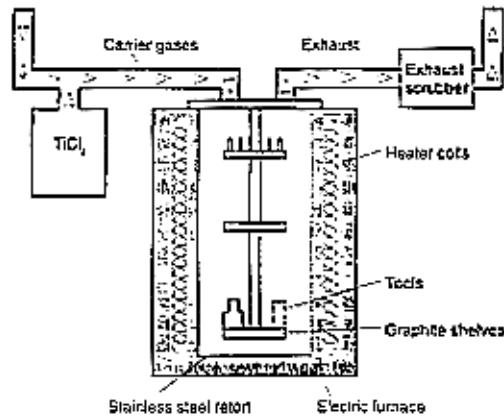


Figure I-14 : Appareillage typique de projection par la méthode CVD.

En général pour les procédés de type CVD, la pression de dépôt peut varier de la pression atmosphérique à 1 Pa. De plus, il existe de nombreuses façons d'améliorer la technique de projection, notamment par l'utilisation d'un laser ou par bombardement ionique de la couche. Cette dernière méthode permet d'obtenir une réduction de la température dans le dépôt en cours de fabrication, ce qui est nécessaire pour obtenir un film dense et bien adhérent.

Bien que tous ces développements existent, la méthode classique de projection CVD non activée thermiquement reste encore très utilisée pour des applications tribologiques. La force de cette méthode repose dans sa capacité à produire des dépôts uniformes et denses, ayant une bonne adhérence. L'orientation des grains, leur taille, la composition et les propriétés du dépôt peuvent varier et être maîtrisées grâce à un choix adapté des paramètres de projection. Cette technique peut être utilisée pour la projection d'un très grand nombre de revêtements tels que les carbures, les nitrures, les oxydes, les borures et les carbonitrures de la plupart des métaux de transition.

I – 3.3. LES DEPOTS PHYSIQUES EN PHASE VAPEUR (PVD)

Les dépôts physiques en phase vapeur mettent en jeu la vaporisation ou l'atomisation d'un matériau à partir d'une source solide, suivie d'une projection de ce matériau sur un substrat, afin de former un revêtement. Bien que le procédé PVD classique soit connu depuis plus de 100 ans et que le procédé PAPVD soit lui connu depuis environ 50 ans, c'est uniquement au cours de ces dernières années qu'ils ont commencé à prendre leur essor en tant que procédé de revêtement à usage tribologique. Ceci est lié au fait que, très récemment, la compréhension à un niveau fondamental de ces procédés a introduit des modifications bénéfiques telles que celles qui ont été énumérées dans le paragraphe I-2.1 (excellente adhérence, contrôle de la structure du dépôt, possibilité de projeter des céramiques à basse température...).

En réalité, les avantages de la projection PAPVD sont encore plus nombreux. En effet grâce à ce procédé, on peut projeter des alliages, des revêtements à couches multiples

de composition et de structure différentes. On peut aussi faire varier les caractéristiques du film tout au long de la projection. Les recherches qui ont permis toutes ces avancées technologiques sont nombreuses et variées et cela a permis la prolifération de nombreux procédés dérivant de la technique de base. Le nombre de variations de cette méthode étant tellement important, il semble inutile d'essayer de les lister. En effet, dans le cas du diamant par exemple, on trouve à peu près autant de techniques de projection qu'il y a de laboratoires.

L'un des premiers systèmes qui a permis de générer une ionisation suffisante pour permettre la projection d'un revêtement est le procédé "Activated Reactive Evaporation" (ARE) [13] qui a été ensuite amélioré pour donner le procédé "Biased ARE" (BARE). Ce procédé utilise une électrode supplémentaire dans la chambre de réaction afin d'augmenter le potentiel du plasma et afin d'assurer une ionisation plus efficace, ceci en utilisant les électrons émis par la source de vapeur. Une alternative à ce procédé est d'insérer un émetteur d'électron dans le système, sous la forme d'un filament chauffé.

Les différentes techniques pour vaporiser le matériau du revêtement sont :

- **Le chauffage d'une résistance** : Cette méthode nécessite de laisser le matériau dans un récipient en matériau réfractaire tel que le molybdène ou le tungstène. Ce récipient est ensuite chauffé en utilisant un courant électrique. Cette méthode est surtout utilisée pour vaporiser des matériaux ayant un point de fusion assez bas tels que l'aluminium, l'argent ou le cuivre.
- **Le canon à rayonnement électronique** : Cette méthode devient de plus en plus utilisée car elle permet la vaporisation de tous les matériaux quelque soit leur point de fusion.
- **Le chauffage par induction** : Tout comme l'utilisation du canon à rayonnement ionique, cette méthode présente l'avantage de chauffer directement le matériau sans avoir à utiliser un creuset ou tout autre récipient spécifique.
- **La vaporisation par arc électrique** : Cette méthode est utilisée depuis de nombreuses années pour vaporiser le carbone simplement en créant un arc entre deux électrodes en carbone. Récemment, des études ont été menées pour adapter cette technique à la vaporisation du titane.

I – 3.4. LES DEPOTS PAR IMPLANTATION IONIQUE

Dans le cadre de l'interaction entre un ion et une surface, il est possible qu'un ion ait suffisamment d'énergie pour pénétrer une surface. Ce phénomène peut engendrer une modification des propriétés tribologiques du matériau même si l'on ne produit aucun revêtement par un tel type de bombardement. En général, on obtient cette modification en surface en générant un rayon ionique de grande énergie.

Legg et al. [14], ont montré que l'introduction d'éléments tels que l'azote, le titane, le carbone ou encore l'yttrium dans la plupart des métaux, des céramiques voire même des polymères pouvait améliorer les propriétés d'usure, de frottements, la tenue en fatigue et la résistance à la corrosion. Il existe de nombreux mécanismes qui permettent d'expliquer ces phénomènes. Par exemple, dans les alliages ferreux, l'addition d'éléments interstitiels tels que l'azote peut décorer les dislocations et ainsi perturber leur mouvement. De plus, dans certains aciers alliés et dans d'autres métaux tels que le titane, il est possible de former des composés stables, tels que les nitrures, qui permettent de durcir le matériau. L'implantation

d'espèces telles que l'yttrium permet, quant à elle, de contrôler les mécanismes de corrosion.

Dans de nombreux aspects de cette technologie d'implantation ionique, il reste beaucoup à faire pour mieux comprendre les phénomènes mis en jeu. Cependant, la recherche semble plutôt s'orienter vers une amélioration de ce procédé d'un point de vue économique, ceci en y associant la technologie du plasma (implantation par source plasma ou implantation ionique par plasma en immersion).

I – 4. Les procédés de Dépôt par voie humide [11]

Les principales techniques de dépôt par voie humide peuvent être divisées en deux sous catégories : les traitements chimiques et les traitements électrochimiques. Les solutions utilisées sont généralement aqueuses et le dépôt peut être effectué sur substrat métallique ou non-métallique. Néanmoins cette division n'est pas toujours stricte, car certaines réactions qui semblent être purement chimiques peuvent, dans la réalité, faire intervenir des phénomènes électrochimiques.

L'un des avantages majeurs de cette technique par voie humide est qu'il n'existe pas de limite supérieure pour l'épaisseur du revêtement, ce qui n'est pas le cas pour la méthode CVD qui est généralement utilisée pour des revêtements de moins de 10 micromètres.

I – 4.1. LES DEPOTS CHIMIQUES

Les procédés de dépôt chimique sont généralement classés en trois catégories :

- **Les réactions chimiques homogènes :** Elles consistent en la réduction d'un ion métallique en solution par un agent réducteur.
- **Le dépôt sans électricité ou autocatalytique :** Cette méthode est similaire à la précédente mais, dans ce cas, la réaction a lieu sur les surfaces des électrodes qui sont catalytiques plutôt que dans la solution.
- **Le revêtement par conversion :** dans cette réaction, un élément en solution réagit avec le substrat pour former un alliage.

On utilise principalement le procédé de réduction chimique en projetant sur une surface une solution contenant des ions métalliques et des agents réducteurs, de façon à construire le revêtement. Cette technique peut s'appliquer à un métal ou un plastique, mais les niveaux d'adhésion peuvent, dans ces cas, être très faibles. Les matériaux que l'on peut déposer de cette manière sont l'argent, l'or, le cuivre...

A l'heure actuelle, le dépôt de nickel avec des éléments d'additions tels que le phosphore ou le bore, est une technique de plus en plus fréquemment utilisée. Les éléments d'addition proviennent essentiellement de l'utilisation d'agents de réduction qui les contiennent.

En général, on obtient un revêtement par conversion en immergeant ou en aspergeant une surface avec une solution aqueuse d'acide chromique, de sels de chrome, d'acide phosphorique ou de tout autre acide minéral. La couche produite par réaction avec l'acide phosphorique peut être un phosphate, soit amorphe soit cristallin. Cette couche est parfois utilisée dans des applications tribologiques car elle joue un rôle de lubrifiant lorsque deux corps en mouvement frottent l'un sur l'autre.

I – 4.2. LES DEPOTS ELECTROCHIMIQUES

Le traitement électrochimique, aussi communément appelée électrodéposition, consiste à appliquer un revêtement métallique sur une électrode par un procédé d'électrolyse, dans lequel la modification chimique est obtenue par le passage d'un courant électrique. En 1883, Michael Faraday a, pour la première fois, énoncé les deux règles de bases de l'électrolyse. D'ailleurs, de nos jours, celles-ci sont toujours la base de cette technologie :

- La quantité de matière qui subit une modification chimique est proportionnelle à la quantité d'électricité qui passe dans le système.
- Les quantités de substances libérées par une quantité donnée d'électricité sont proportionnelles à leur poids spécifique.

Sans entrer dans les détails concernant l'aspect chimique du procédé, on peut dire que les métaux, pouvant être déposés électro chimiquement à partir d'une solution aqueuse, occupent une région centrale dans le tableau périodique des éléments.

Le revêtement tribologique obtenu par électrodéposition le plus commun est sans aucun doute le placage au chrome, qui, en réalité, est souvent constitué de Cu/Ni/Cr ou de Ni/Cr. Le chrome est souvent uniquement présent en surface sous forme d'une couche très fine pour éviter le ternissement du nickel. "Chrome dur" est un terme que l'on rencontre assez fréquemment pour parler des dépôts au chrome de forte épaisseur qui présentent de bonnes propriétés pour l'abrasion et qui permettent une bonne rétention des lubrifiants solides additionnels.

I - 5. LES TRAITEMENTS DE SURFACE PAR LASER

Fellowes et Steen [15] ont réalisés sur ce sujet une étude assez complète, dans laquelle ils ont recensé les applications suivantes pour l'utilisation du laser :

- Le chauffage de la surface : afin d'obtenir un durcissement ou un recuit
- La fusion de la surface : dans un but d'homogénéisation, d'affinage de la microstructure et de génération d'une structure de solidification rapide
- La création d'un alliage en surface : pour améliorer les propriétés d'usure, d'anticorrosion et d'esthétisme
- L'habillement de surface : pour les mêmes raisons que ci-dessus mais aussi pour modifier les propriétés thermiques telles que le point de fusion ou la conductibilité
- Le placage laser par vaporisation chimique ou physique (LCVD ou LPVD) : La méthode LPVD utilise un chauffage par laser pour vaporiser les matériaux du revêtement. Habituellement, on utilise un laser à onde continue ou un laser à onde pulsée. On parle dans ce cas de "laser ablation deposition" (LAD).

Les techniques de revêtement facilitées par l'utilisation du laser sont d'un grand intérêt. Elles sont encore toutes au premier stade de la recherche et du développement. L'un des plus gros avantages de l'utilisation du laser reste que l'on peut déposer directement un matériau sur une surface prédéfinie avec une très grande précision (par exemple en LCVD). Quand le laser est utilisé pour la vaporisation liée à la méthode PVD, on peut projeter un alliage tout en conservant sa composition dans le revêtement. A l'heure actuelle, les centres d'intérêt principaux de la recherche sur l'utilisation du laser sont focalisés sur les films à usages tribologiques (tels que les revêtements diamant) et sur la production de films utilisés pour les matériaux supraconducteurs et semi-conducteurs à

haute température. On notera les travaux de Frenk et Kurz [16] qui donnent de plus amples renseignements sur le traitement et la modification des surfaces par laser.

I – 6. Conclusion

Comme on vient de le voir tout au long de ce chapitre, les techniques de projection mises à la disposition des ingénieurs et des chercheurs sont extrêmement nombreuses. Chacun de ces procédés permet d'obtenir des revêtements ayant des propriétés bien spécifiques et qui peuvent être multiples. De plus, le choix de l'un d'entre eux est limité par la nature du substrat mais surtout par celle du matériau constituant le revêtement.

Les propriétés du revêtement à prendre en compte, dans le choix de la technique de projection peuvent être classées en quatre grandes catégories :

- **Les propriétés mécaniques** (modules, fragilité, contraintes internes, coefficient de dilatation thermique...)
- **Les propriétés morphologiques** (épaisseurs, forme, rugosité interfaciale et superficielle...)
- **Les propriétés chimiques** (réactivité avec le milieu ambiant et avec le matériau antagoniste dans le cas d'essais tribologiques...)
- **Les propriétés microstructurales** (défauts, porosité, structure...)

Ce n'est qu'après avoir défini, dans le cahier des charges, le matériau du substrat et celui du revêtement ainsi que le plus possible des propriétés ci dessus, que l'on pourra faire un choix judicieux pour la méthode de projection à utiliser. Une fois ce choix effectué et le revêtement produit, sa qualité est dépendante de nombreux paramètres dont les principaux sont présentés sur la figure I-15. Cette qualité peut être contrôlée par de nombreuses caractéristiques du couple substrat/revêtement. Sur la figure I-13, où la plupart de ces caractéristiques sont recensées, nous avons mis en gras celles qui ont une influence plus particulière dans le cadre de notre travail qui, rappelons-le, à pour objectif principal l'étude de l'adhérence et des mécanismes de fissuration dans les revêtements projetés thermiquement. Les différents moyens de contrôle de ces paramètres vont maintenant être présentés dans les deux chapitres suivants.

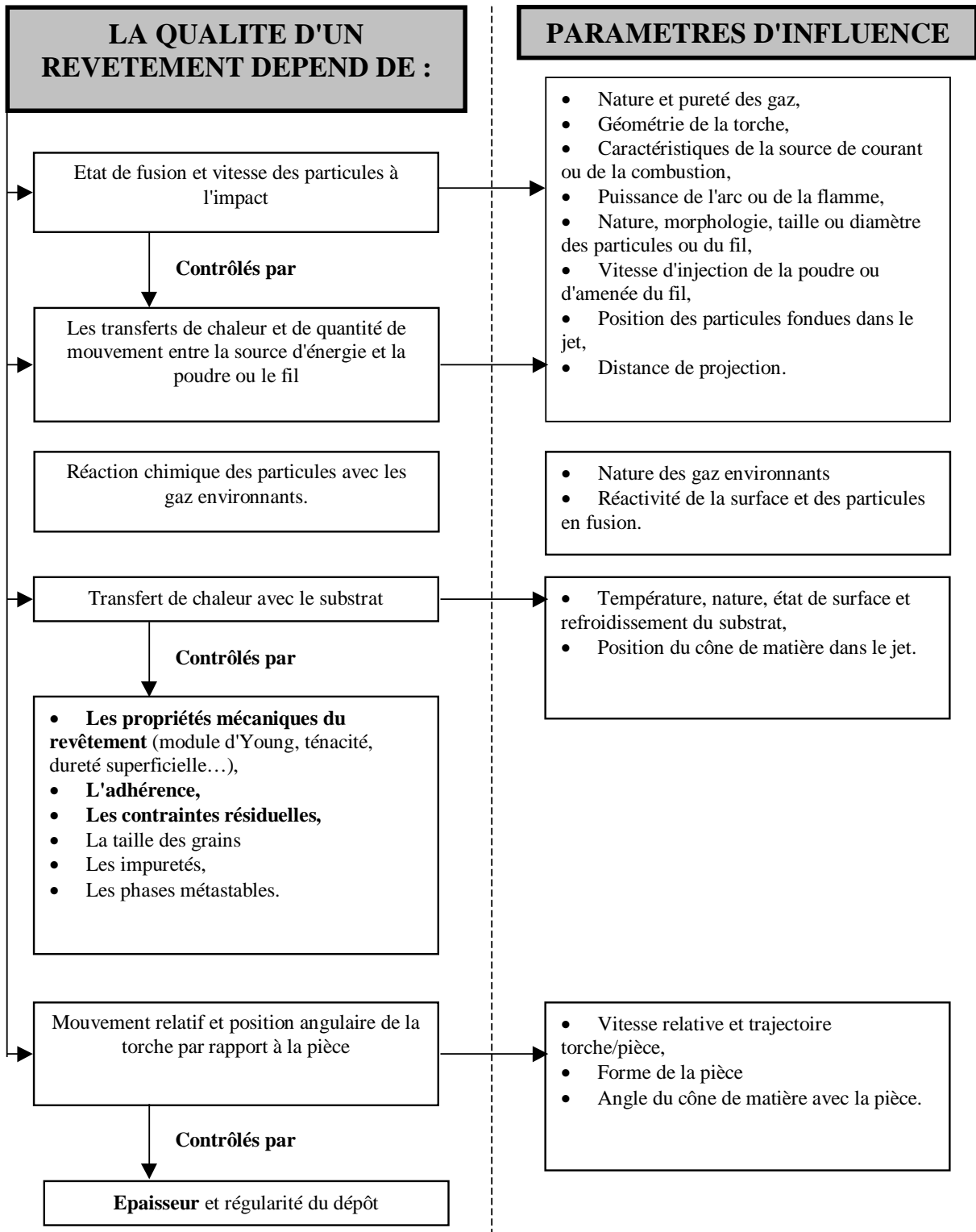


Figure I-15 : Principaux paramètres influençant la qualité d'un dépôt.

II – 1. Introduction

Afin de prendre en compte le développement constant en terme d'utilisation des matériaux revêtus, il a été nécessaire (pour l'industrie mais aussi pour la recherche) de développer de nombreuses méthodes d'investigation pour caractériser ces matériaux. Dans ce chapitre, nous allons essayer de recenser les principaux tests qui permettent de réaliser cette caractérisation. Le nombre de paramètres permettant de caractériser un revêtement étant assez important, nous allons étudier ceux parmi les plus primordiaux qui ont une influence relative sur tous les problèmes de fissuration et d'écaillage, soit en fait, ceux qui sanctionnent l'anoblissement de la surface : l'épaisseur, le module d'Young, la dureté superficielle, la ténacité, les contraintes résiduelles et l'adhérence au substrat.

Pour évaluer chacun des paramètres étudiés, il existe de nombreux essais. Nous allons, d'une part, décrire les plus fréquemment rencontrés dans la littérature, tout en gardant à l'esprit qu'il en existe d'autres tous aussi valables. D'autre part, vu l'importance de l'étude de l'adhérence dans ce travail.

II – 2. Mesure de l'épaisseur d'un revêtement

Pour mesurer l'épaisseur d'un revêtement sur un matériau, il existe un grand nombre de méthodes qui sont montrées dans le tableau II-1. On notera que les trois dernières méthodes permettent à la fois de mesurer l'épaisseur et la densité de chacune des couches du matériau.



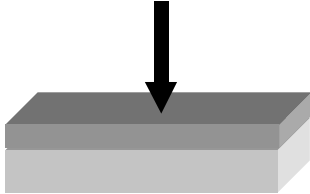
<p><u>Méthodes optiques :</u> Métallographie, Microscopie à balayage</p>	
<p><u>Méthodes par enlèvement de matière :</u> Cratère, Coulométrie</p>	
<p><u>Méthodes par flux électromagnétique</u></p>	
<p><u>Méthodes ultrasonores</u></p>	
<p><u>Méthodes par analyses des rayons X</u></p>	

Tableau II-1 : Différentes méthodes de mesure de l'épaisseur d'un revêtement (Weiss [17]).

Toutes ces méthodes, qui donnent en général un résultat satisfaisant, ont leurs avantages et leurs défauts. Par exemple, l'utilisation des rayons X nécessite une calibration très précise. Dans le cadre des revêtements à couches multiples, il est souvent difficile de déterminer avec certitude la position de la surface du substrat. Pour éviter cette incertitude, on peut, par exemple, utiliser une méthode d'observation directe en microscopie. Mais, en contre partie, cette méthode a le désavantage d'être destructive (pour obtenir une face observable, on doit couper et polir l'échantillon). La méthode dite « step-height measurement », qui consiste à laisser lors de la mise en œuvre une partie du substrat sans

revêtement, permet de mesurer directement l'épaisseur sur un simple profilomètre, d'où la notion de « step » (= marche).

Il existe d'autres méthodes dites « méthodes optiques », mais celles-ci sont généralement utilisées dans le cas des revêtements transparents. On trouve également d'autres méthodes basées sur les propriétés électriques, magnétiques et électromagnétiques des revêtements.

La méthode la plus utilisée dans l'industrie à l'heure actuelle, est celle du cratère. Elle présente le double avantage d'être simple à mettre en œuvre et peu coûteuse (figure II-1).

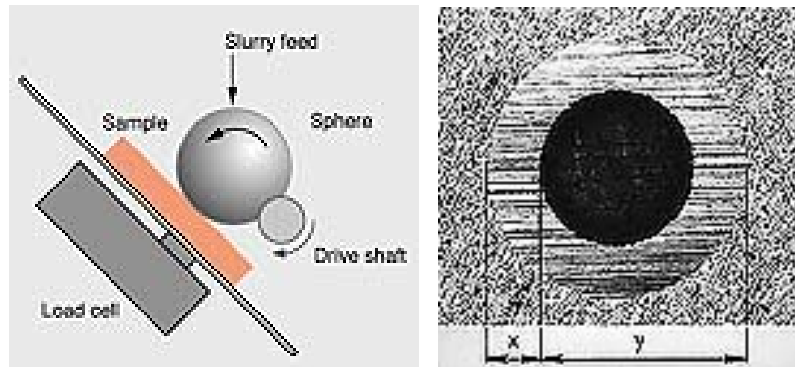


Figure II-1 : Vue schématique d'un appareil de mesure d'épaisseur par la méthode du cratère.

L'épaisseur est calculée après approximation par l'expression suivante :

$$h = \frac{x \cdot y}{2R} \quad (\text{II-1})$$

- Avec :
- h : épaisseur du revêtement.
 - x et y : dimensions mesurées sur le cratère.
 - R : rayon de la bille.

Cependant, cette méthode est limitée à l'étude de revêtement de faible épaisseur (<23-30 μm).

II – 3. Détermination du module d'Young

La connaissance des constantes élastiques pour tout type de matériau est capitale à plusieurs titres. Par exemple, sur le plan macroscopique, ces constantes caractérisent la proportionnalité entre efforts et déformations dans le domaine élastique. Elles sont aussi une caractéristique intrinsèque des matériaux et sont nécessaires pour modéliser et comprendre le comportement mécanique d'un matériau revêtu. Dans le cas du substrat, ces constantes sont généralement bien connues et fournies par des ouvrages spécialisés ou des banques de données (certaines sont accessibles sur Internet). Par contre, en ce qui concerne le revêtement, il en est tout autrement. Les valeurs expérimentales du module d'Young de certains dépôts (notamment ceux obtenus par projection thermique) sont très éloignées de celles du même matériau à l'état massif. Donc, pour évaluer le module d'Young, deux techniques de mesures peuvent être appliquées :

- **Les méthodes statiques.**
- **Les méthodes dynamiques.**

II – 3.1. LES METHODES STATIQUES

Les méthodes statiques sont nombreuses et plusieurs revues en ont été faites récemment [18,19]. Dans le cas des revêtements, on utilise généralement des méthodes dérivées des mesures appliquées pour les céramiques massives pour calculer le module d'Young. Ces méthodes sont basées, dans la plupart des cas, sur l'exploitation d'un test de flexion 4 points [20], même si des auteurs comme Hooke (1968) et Timmoshenko (1925) avaient proposé et utilisé avec succès une méthode de flexion trois points. Le principe de deux de ces méthodes (méthode de Chiu [21] et de Zaouli [22]) est expliqué dans le tableau II-2. Ces méthodes étant celles qui ont été utilisées pour la détermination du module des différents revêtements utilisés dans ce travail, elles seront reprises plus en détails dans la partie expérimentale.

Méthode de Chiu [21]	
avec :	$E_r = E_s \cdot R \cdot \frac{K.R+2.R-R}{d.2.R-K+1} \quad \text{(II-2)}$
<ul style="list-style-type: none"> • : module d'Young du revêtement. • : module d'Young du substrat. • R= / : épaisseur relative. • K=-ε_s/ε_r : déformation relative. 	
Méthode de Zaouli [22]	
	$E_3 = \frac{2.E_1 \cdot e_1 \cdot z_0 + 2.E_2 \cdot (e_2 - e_1) \cdot z_0 - E_1 \cdot e_1^2 - E_2 \cdot (e_2^2 - e_1^2)}{(e_3^2 - e_2^2) - 2 \cdot z_0 \cdot (e_3 - e_2)} \quad \text{(II-3)}$
avec :	
<ul style="list-style-type: none"> • , et : module d'Young de la couche 1, 2 et 3. • , et : épaisseur de la couche 1, 2 et 3. • : position de la fibre neutre. 	

Tableau II-2 : Comparaison de deux formules utilisées pour la détermination du module d'Young lors d'un test de flexion 4 points.

La flexion 4 points est particulièrement adaptée pour évaluer les caractéristiques mécaniques des revêtements. Certains auteurs, tels Eaton et al, élaborent un modèle de prédiction du module élastique en fonction du chauffage de la poudre et de la vitesse des particules, des contraintes résiduelles du substrat et du choc thermique induit durant la projection. Avec le test de flexion 4 points, ils constatent une bonne corrélation entre les valeurs expérimentales et les valeurs estimées par leur modèle.

Au sein d'un groupe de travail de l'ASM International Thermal Spray Society, Shadley, Rybicki et al. [23,24] Ont proposés une méthode de détermination du module d'Young et du coefficient de poisson d'un revêtement en vue d'une future normalisation. Leurs travaux sont basés sur l'exploitation d'un essai de flexion sur une poutre encastré de type "Cantilever Beam Method" et ils utilisent une méthode d'analyse similaire à celle des deux méthodes précédemment citées. Après avoir défini de manière rigoureuse la géométrie de l'éprouvette et l'emplacement des jauges permettant de mesurer la déformation sur le substrat et sur le revêtement, ils ont développé un logiciel permettant un calcul automatique du module d'Young et du coefficient de poisson.

II – 3.2 LES METHODES DYNAMIQUES

Le module d'Young peut être déterminé à l'aide des méthodes dynamiques du fait de leur grande facilité d'emploi. Le principe de ces méthodes est de mettre en vibration le matériau en établissant un régime d'ondes stationnaires afin d'en mesurer la fréquence de résonance et la vitesse de propagation (transmission ou réflexion). Cependant, cette approche est fort peu mise en œuvre.

II – 3.2.1 Méthode en vibration libre

Pour cette méthode, on utilise un appareil qui permet de mettre en vibrations libres une éprouvette placée horizontalement sur deux appuis. On notera que la quantité d'énergie nécessaire pour cela est très faible. Ensuite avec un capteur piézo-électrique, on détecte et transforme en signal électrique le mouvement vibratoire. Un calcul qui tient compte des caractéristiques géométriques de l'éprouvette permet d'obtenir le module d'élasticité.

Cette technique de détermination des constantes élastiques est efficace pour des matériaux céramiques massifs et de dimensions relativement grandes, mais dans le cas des revêtements, elle semble très difficile à mettre en œuvre. Cependant, Carrerot [25] a tout de même réussi à appliquer cette méthode pour de petits échantillons constitués de deux dépôts d'alumine à forte porosité. Il a utilisé la relation suivante pour déterminer E :

$$4. d^2 \cdot \rho \cdot f^2 \text{ (II-4)}$$

où f est la fréquence propre de résonance de l'éprouvette, d la distance entre deux appuis et ρ la densité.

II – 3.2.2. Méthode de la lame vibrante

Pour cette méthode, une lame mince (0.1 mm) en acier, parfaitement calibrée, est revêtue sur ses deux faces de manière à éviter les déformations dues aux contraintes résiduelles. La lame est ensuite sollicitée en vibration transversale avant et après dépôt au moyen d'un excitateur. On détermine ainsi ses fréquences de résonance f_1 et f_2 . La formule ci-dessous permet de déduire le module d'Young du revêtement :

$$E_c = E_s \left(\frac{m_s}{m_c} \right) \left\{ \left[1 + \left(\frac{\rho_c}{\rho_s} \right) \cdot \left(\frac{S_c}{S_s} \right) \right] \cdot \left(\frac{f_1}{f_2} \right)^2 - 1 \right\} \text{ (II-5)}$$

- Avec :
- I_s : moment d'inertie de section du substrat
 - I_c : moment d'inertie de section du revêtement
 - ρ_s : masse volumique du substrat
 - ρ_c : masse volumique du revêtement
 - S_s : section du substrat
 - S_c : section du revêtement
 - f_1 : fréquence de résonance de la lame non revêtue
 - f_2 : fréquence de résonance de la lame revêtue

II – 3.2.3. Méthodes par ondes progressives

Le principe de ces méthodes est de mesurer le temps de propagation d'ondes ultrasonores dans un domaine de fréquence pouvant aller de 20 kHz à 100 MHz. Les ultrasons se propageant très mal dans l'air, pour assurer leur passage entre le traducteur et la pièce à contrôler, il faut placer entre les deux un milieu dit de couplage. Deux techniques existent pour assurer ce couplage :

- **Le contrôle par contact**
- **Le contrôle avec couplage par immersion.**

Dans le cas du contrôle par contact, le traducteur est directement placé sur la pièce à contrôler. La liaison acoustique est assurée par un film d'agent de couplage qui est généralement soit une graisse ou une huile, soit un gel spécial. Les échogrammes ainsi obtenus sont, en général, assez compliqués. En effet, il existe une série d'échos multiples dus à des réflexions secondaires. De ce fait, la reconnaissance des échos peut devenir difficile. La figure II-2 montre un signal ultrasonore du traducteur qui se réfléchit à l'interface du revêtement et du substrat. On note les réflexions multiples qui peuvent créer des interférences. L'intervalle de temps entre les réflexions est mesuré pour déterminer les propriétés du revêtement.

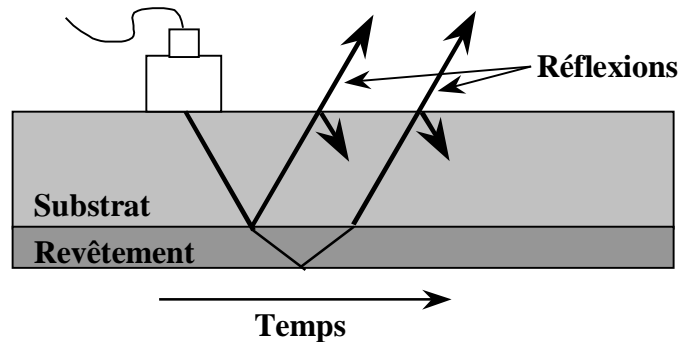


Figure II-2 : Schéma d'un contrôle échographique par contact

La figure II-3 montre deux techniques de contrôle en immersion totale. Vincent et al [26] ont constaté que la technique de droite présente quelques désavantages : l'amplitude de l'écho Ech2 change, signifiant ainsi un changement dans les propriétés du revêtement ou dans ses liaisons avec le substrat. Par contre, en étudiant l'échantillon par la face substrat (à gauche sur la figure II-3), on peut imputer tous les changements de l'écho réfléchi de l'interface céramique métal à une mauvaise liaison.

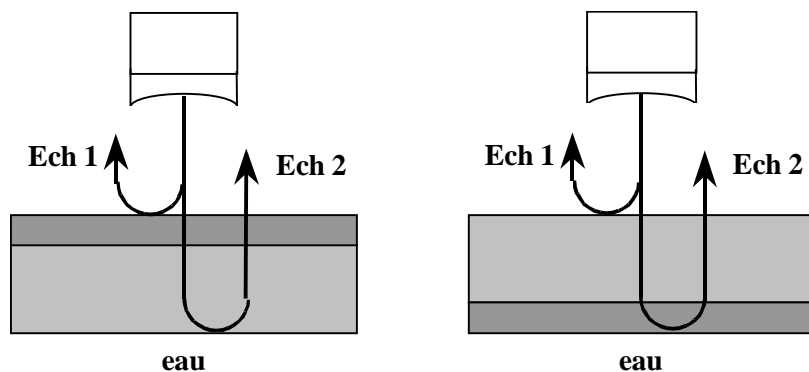


Figure II-3 : Deux techniques différentes de contrôle par immersion

Une autre technique, dite technique de demi-immersion, qui évite que l'eau entre dans les matériaux poreux ou dans ceux contenant des microfissures, peut être également utilisée.

Outre la difficulté d'obtenir les vitesses de certains modes de propagation, la précision de ces mesures dépend, entre autres des défauts qui sont illustrés sur la figure II-4.

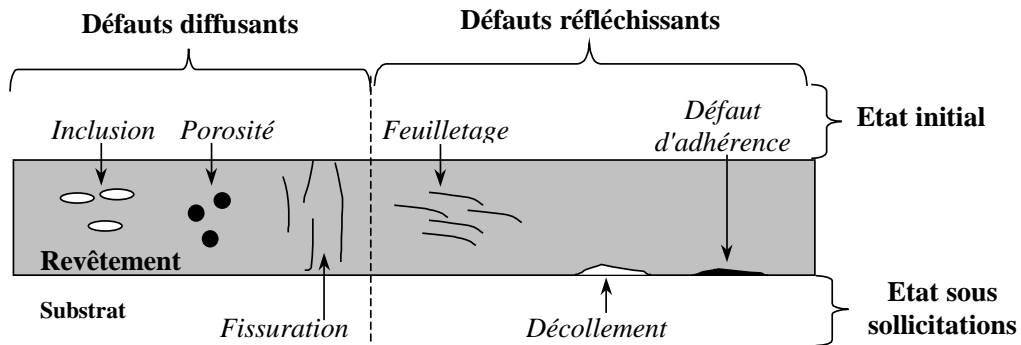


Figure II-4 : Schéma des principaux défauts d'un dépôt céramique [7]

Pour l'exploitation de ces contrôles, on se base sur les lois de Descartes qui permettent de prévoir la direction d'un faisceau acoustique qui se réfléchit sur une surface. Ainsi, on peut déterminer les caractéristiques E (module d'Young) et ν (coefficient de Poisson) d'un matériau isotrope. Pour cela, il suffit, dans un échantillon volumique du matériau, de calculer par échographie les vitesses de propagation des ondes longitudinales et transversales ultrasonores et d'exploiter les résultats de la manière suivante.

Dans un premier temps, on mesure le temps séparant deux échos : δt . On détermine ainsi la vitesse de propagation des ondes longitudinales.

$$= \frac{2 \cdot e}{\delta t} \quad (\text{II-6})$$

Où e est l'épaisseur.

Ainsi, à condition de connaître le coefficient de poisson et la densité du matériau, on peut déterminer le module d'Young :

$$E = \rho \cdot \frac{(1+\nu) \cdot (1-2\nu)}{(1-\nu)} \quad (\text{II-7})$$

Le coefficient de poisson, lui, se détermine après calcul de la vitesse transversale par la formule suivante :

$$\nu = \frac{\frac{1}{2}V_2^2 - V_1^2}{2(V_2^2 - V_1^2)} \quad (\text{II-8})$$

En combinant les équations 7 et 8, on peut exprimer E uniquement en fonction des vitesses d'ondes :

$$E = \rho \cdot V_1^2 \frac{3V_2^2 - 4V_1^2}{V_2^2 - V_1^2} \quad (\text{II-9})$$

Dans le cas où la vitesse transversale ne peut être mesurée, les ondes de surface peuvent être utilisées. Cependant dans ce cas, on ne peut s'affranchir du coefficient de Poisson et cela pose problème lorsqu'il est inconnu.

II – 4. Mesure de la DURETÉ superficielle

La dureté est un paramètre très utilisé, bien que n'étant pas une propriété intrinsèque du matériau. En effet, dans les matériaux industriels, la dureté est influencée par de nombreux paramètres (taille de grains, méthode de projection du revêtement...), ce qui rend sa mesure très délicate. La nature même du test d'indentation entraîne, elle aussi, une influence sur la justesse de la mesure. En effet, la lecture du résultat d'un test d'indentation (mesure des dimensions de la trace laissée par l'indenteur) est fortement influencée par le manipulateur. Cependant, le test de dureté est l'un des plus simples à

mettre en œuvre et il est donc très utilisé comme critère de classement pour les revêtements, notamment en termes de qualité des traitements de surface.

II – 4.1. LE TEST DE DURETE

Le test de dureté est un outil de contrôle très utile spécialement pour comparer des films les uns aux autres. Les deux méthodes les plus utilisées pour les revêtements sont la méthode Vickers et la méthode Knoop (cf. figure II-5) qui sont généralement utilisées avec des charges comprises entre 10g et 500g. Suivant les auteurs, il existe de nombreuses conventions quant à la manière d'exploiter les résultats du test. Par exemple, on rencontre souvent deux conventions différentes pour l'unité : soit le GPa soit le $\text{kg}\cdot\text{mm}^{-2}$.

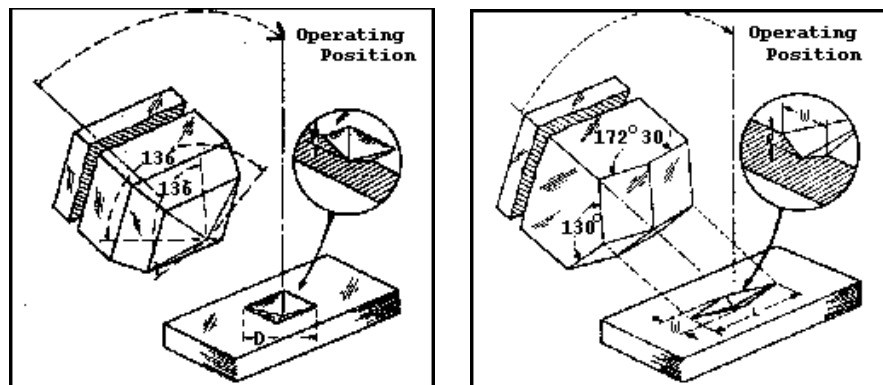


Figure II-5 : Géométrie et traces associées d'un indenteur Vickers (a) et d'un indenteur Knoop (b).

Pour la pyramide d'indentation Vickers, la valeur de la dureté est définie comme le rapport entre la charge et l'aire surfacique de la trace, alors que pour la pyramide Knoop, c'est le rapport entre la charge et l'aire projetée de la trace. Une expression générale pour la dureté est :

$$H = \frac{c \cdot w}{d^2} \quad (\text{II-10})$$

Où :

- w : charge appliquée et c : constante
- d : dimension de la diagonale de la trace d'indentation

Quand w est en kg et d en mm, c vaut 1,854 dans le cas d'un indenteur Vickers et c vaut 1,423 dans le cas Knoop.

II – 4.2. CAS D'UN DEPOT : MODELES ANALYTIQUES [27,28]

La dureté des revêtements est très difficile à déterminer avec précision du fait de l'influence du substrat. Cependant, il existe une règle qui semble assez bien respectée : « Pour mesurer une dureté directement sur une surface, il faut que la profondeur de l'empreinte soit inférieure à un dixième de l'épaisseur du revêtement ; ceci afin de minimiser l'influence du substrat » [29]. Pour contourner ces problèmes, on peut soit :

- Utiliser des charges faibles (microdureté et nanodureté) pour limiter la profondeur de pénétration. Mais, dans ce cas, l'empreinte peut être masquée par les défauts de surface du revêtement.
- Utiliser des modèles analytiques qui prennent en compte l'influence du substrat.

Pour présenter les principaux modèles présents dans la littérature nous allons utiliser les notations suivantes : H_c : dureté composite mesurée, H_s dureté du substrat, H_f : dureté du film ou revêtement, e : épaisseur et δ : profondeur de la trace.

II – 4.2.1. Modèle de Buckle (1960)

En 1960, Buckle [29] décrit la dureté d'un matériau multicouche à partir d'une loi des mélanges. Il décompose la profondeur de pénétration de l'indenteur en 12 couches d'égale épaisseur et assimile la dureté à une somme pondérée des duretés des couches atteintes par la déformation. La dureté est celle d'un composite. Elle est déterminée à l'aide de l'expression :

$$H_c = \frac{\sum_{i=1}^{12} H_i P_i}{\sum_{i=1}^{12} P_i} \text{ avec } \sum_{i=1}^{12} P_i = 100 \quad (\text{II-11})$$

Avec H_i et P_i : dureté et coefficient de pondération de la couche i

Grâce à ce modèle Buckle justifie la règle du dixième précédemment citée. Le principal handicap de ce modèle est la méthode empirique de détermination des coefficients de pondération.

II – 4.2.2. Modèle de Jönsson et Hogmark (1984)

Jönsson et Hogmark [30] proposent une loi de mélanges des aires pour décrire la contribution du substrat et du revêtement (cf. figure II-6).

$$H_c = \frac{A_f}{A} \cdot H_f + \frac{A_s}{A} \cdot H_s \text{ Avec } \frac{A_f}{A} = 2C \frac{e}{\delta} - C^2 \left(\frac{e}{\delta} \right)^2 \quad (\text{II-12})$$

A_f et A_s sont respectivement les aires sur lesquelles s'appliquent les pressions H_f et H_s . A est l'aire totale et C une constante.

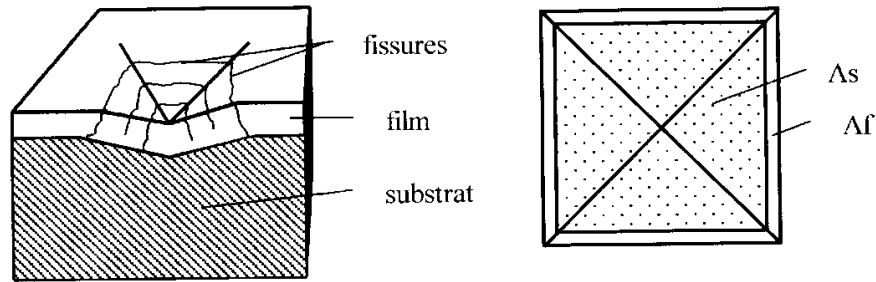


Figure II-6 : Section d'une indentation sur un matériau revêtu.

Ce modèle donne de bons résultats pour des rapports e/δ élevés.

II – 4.2.3. Modèle de Sargent (1986)

Sargent [31] propose une expression de loi des mélanges similaires à celle de Jönsson et al. S'appuyant, non pas sur des surfaces, mais sur les volumes des zones déformées:

$$H_c = \frac{V_f}{V} H_f + \frac{V_s}{V} H_s \text{ Avec } V = V_f + V_s \quad (\text{II-13})$$

V est le volume compris entre la surface d'un hémisphère ayant pour diamètre la diagonale de l'empreinte et la surface de l'indenteur. V_s et V_f sont les volumes occupés par le film et le substrat.

II – 4.2.4. Modèle de Burnett et Rickerby (1987)

Burnett et Rickerby [32] modifient le modèle de Sargent par une évaluation différente des volumes déformés et par la prise en compte de l'effet de taille d'empreinte. Ils introduisent un facteur de correction empirique χ appelé paramètre d'interface pour tenir compte de l'interaction substrat/revêtement et donnent l'expression de H_c suivante :

$$H_c = \frac{V_f}{V} H_f + \frac{V_s}{V} \chi H_s \quad \text{pour } H_s < H_f \quad (\text{II-14})$$

$$\text{et } H_c = \frac{V_s}{V} H_s + \frac{V_f}{V} \chi H_f \quad \text{pour } H_s > H_f \quad (\text{II-15})$$

II – 4.2.5. Modèle de Chicot et Lesage (1995)

Chicot et Lesage [27, 33,34] proposent un autre modèle tenant compte des volumes déformés. Ils superposent les deux systèmes de déformation hypothétique présentés sur la figure II-7, qui par ailleurs montre les différents volumes utilisés dans le modèle.

La dureté prend alors l'expression suivante :

$$H_c = \frac{1}{2} \left(\frac{V_{ff}}{V_f} + \frac{V_{sf}}{V_s} \right) H_f + \frac{1}{2} \left(\frac{V_{fs}}{V_f} + \frac{V_{ss}}{V_s} \right) H_s \quad (\text{II-16})$$

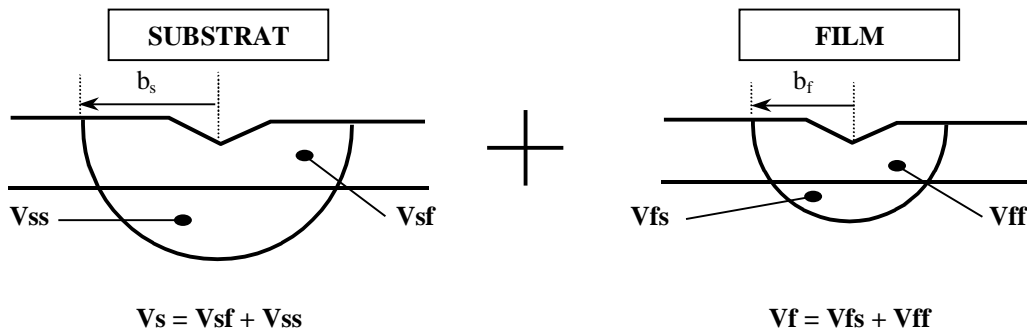


Figure II-7 : Schématisation de l'indentation et de la progression de la zone plastique selon Chicot et Lesage. [33, 27]

II – 5. Mesure de la TÉNACITÉ par indentation normale

La méthode d'indentation normale consiste à faire pénétrer un indenteur (semblable à ceux utilisés pour la détermination de la dureté) dans un matériau perpendiculairement à sa surface. On distingue en général trois classes d'indentation qui sont fonction de la charge mise en jeu : la macroindentation, la microindentation et la nanoindentation. Le chargement par un indenteur pointu (Vickers ou Knoop) conduit à la création d'une empreinte rémanente à la surface (contact élasto-plastique) et, à condition que la charge appliquée soit suffisante, à la formation d'un système de fissuration. L'analyse de ces fissures permet par la suite de calculer la ténacité du matériau ou du revêtement.

II – 5.1. MODES DE FISSURATION SUR MATERIAUX FRAGILES [7]

Les fissures produites par indentation sont de deux types :

- **Les fissures du premier ordre** : Elles se forment dans les plans perpendiculaires à la surface de l'échantillon. Ces fissures se décomposent aussi en deux sous catégories :
- **Les fissures médianes** qui s'enfoncent sous le point de contact par effet de la composante élastique du champ de contraintes produit par l'indenteur.
- **Les fissures radiales** qui se développent en surface en tenant compte de la symétrie de l'indenteur.

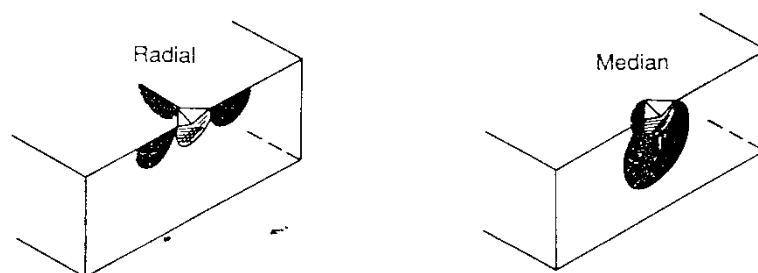


Figure II-8 : Fissure médiane (à droite) et fissure radiale (à gauche)

Les fissures du second ordre : Elles se produisent dans des plans parallèles à la surface de l'échantillon. Ce sont des fissures latérales qui se développent au déchargement de l'indenteur entre les fissures radiales, sous l'action des contraintes résiduelles.

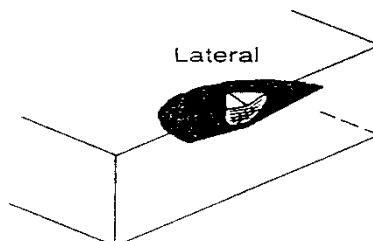


Figure II-9 : Fissure latérale

Bien que les fissures médianes et radiales soient engendrées par des systèmes de contraintes différents, ce sont les plus importantes et elles se recombinent pour former une fissure semi-elliptique (dites fissure « half-penny ») qui est prise en compte pour la détermination du facteur d'intensité de contrainte (cf. figure II-10).

La fractographie des surfaces rompues par indentation suggère fréquemment que la morphologie finale des fissures soit de type "half-penny" (surtout quand les charges sont importantes). Néanmoins, Palmqvist [35] propose un autre modèle de fissuration basé sur le développement d'un système de fissures radiales en surface, amorcé à partir de défauts créés lors de l'élaboration du matériau (cf. figure II-11).

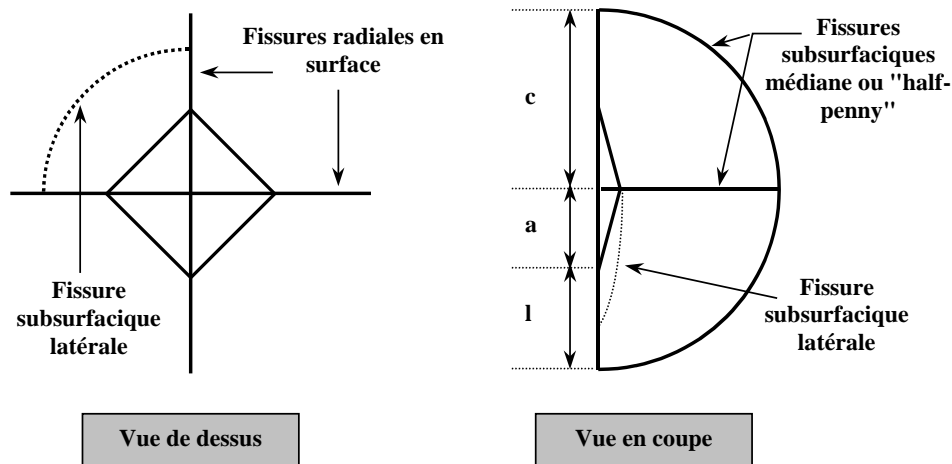


Figure II-10 : Vue schématique du modèle de fissuration "half-penny". [36]

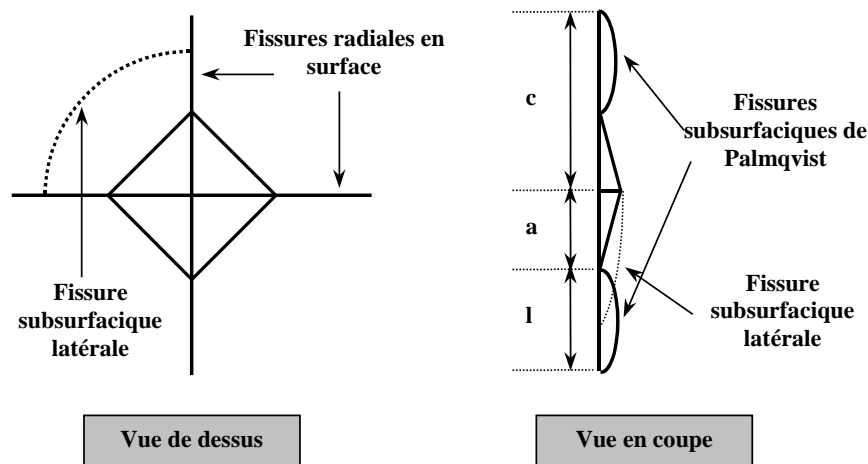


Figure II-11 : Vue schématique du modèle de fissuration de Palmqvist [36].

II – 5.2. DETERMINATION DE LA TENACITE A PARTIR DU SYSTEME DE FISSURATION

La première utilisation du système de fissures radiales-médianes pour évaluer la ténacité à la rupture d'un matériau a été celle de Palmqvist [37] avec son étude empirique sur des carbures métalliques. Bien que simple, cette approche met en lumière beaucoup d'aspects importants du test d'indentation :

- Les fissures correctement développées ont des fronts de fissures presque circulaires à des stades avancés de chargement.
- Les empreintes laissées par un indenteur à des charges variables sont géométriquement similaires, ce qui indique que la pression est indépendante de la charge.

Ces deux observations peuvent être utilisées pour établir une équation reliant la ténacité du matériau aux paramètres d'indentation.

J. Denape [38] distingue deux approches pour le calcul de la ténacité (approche énergétique et mécanique) qui sont toutes deux basées sur l'observation des fissures de type « half-penny »:

L'approche énergétique s'appuie sur la théorie de Griffith :

$$\frac{\partial U_s}{\partial c} = - \frac{\partial U_s}{\partial c} \quad (\text{II-17})$$

Où U_e est l'énergie élastique stockée dans le matériau, U_s est l'énergie libre de surface de la fissure.

Ensuite, en exprimant les champs de contraintes en fond de fissure par une distribution de Boussinesq et en comparant le résultat avec le facteur d'intensité de contraintes pour une fissure plane circulaire, on peut déterminer la ténacité par des modèles d'indentation aiguë tels que :

$$= \chi \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \quad (\text{II-18})$$

Où χ est une constante et P la charge requise pour générer une fissure de dimension caractéristique c .

Cette approche énergétique est une analyse globale de la rupture. Elle ne se préoccupe pas des états intermédiaires et ne privilégie qu'un seul mode de dissipation d'énergie : l'énergie élastique dissipée en surface. Cette approche constitue un critère général pour les matériaux fragiles mais ne donne aucune information concernant le paramètre χ .

L'approche mécanique donne un résultat similaire à celui obtenu par l'approche énergétique (cf. équation II-18). Cette approche locale est basée sur les concepts de la mécanique linéaire de la rupture. Il est alors possible de tenir compte d'un comportement élastoplastique en définissant un champ des contraintes théoriques adapté. On accède ainsi à une interprétation physique plus fine des phénomènes ce qui permet d'explicitier le facteur χ .

II – 5.3. ORIGINE DU TEST DE TENACITE PAR INDENTATION VICKERS [36]

L'extension de fissures radiales en surface après indentation a été explicitement reconnue étant indicative de la ténacité à la rupture des matériaux par Palmqvist [37, 39,35] en 1957, mais il travailla exclusivement sur des cermets WC-Co.

Cependant, la fissuration radiale en surface, fréquemment observée autour des indentations Vickers et moins autour des indentations Knoop, dans d'autres matériaux très fragiles comme les verres et les céramiques, est généralement considérée comme une caractéristique non avenue du test de dureté. Cette vue a été fondamentalement révisée par Lawn et ses co-auteurs [40, 41, 42] qui ont publié leurs travaux sur les principes de la rupture par indentation en 1975. En résumant les résultats de Palmqvist et d'autres chercheurs sur les cermets d'avant 1975, ils illustrent clairement le besoin de considérer l'état de contrainte de la surface du matériau avant essai plutôt que d'interpréter les données expérimentales de l'indentation Vickers. Palmqvist proposa initialement l'équation suivante en considérant le travail effectué quand un indenteur se déplace dans le matériau sous l'action d'une charge P .

$$A = 0,0649 () (/Hv)^{1/2} \quad (\text{II-19})$$

Où A est le travail critique requis pour initier la fissuration autour de l'indenteur Vickers, Hv est la dureté Vickers, est la charge critique pour initier la fissuration.

Cependant, il est expérimentalement difficile de déterminer précisément; le problème a été résolu quand Palmqvist observa qu'un tracé de la somme des longueurs des

fissures aux quatre coins de la trace d'indentation Σl en fonction de la charge P était une droite de pente α et d'ordonnée à l'origine a .

$$\Sigma l = \alpha P + a \quad (\text{II-20})$$

Cette relation linéaire a été confirmée par Dawhihl et Altmeyer [43]. Ainsi, on peut déterminer la charge critique d'indentation P_c en prenant $\Sigma l = 0$ dans la relation II-20. Palmqvist franchit un autre pas et redéfinit l'équation II-19 :

$$W = 0,0649 (P_c/Hv)^{1/2} \quad (\text{II-21})$$

Où W est le travail requis pour créer des fissures de longueur $300\mu\text{m}$ autour de l'indentation dans des carbures cermet et P_c est la charge nécessaire qui peut être calculée pour un cermet donné par la relation II-20 pour $\Sigma l = 300\mu\text{m}$.

Pour obtenir des résultats cohérents et reproductibles en utilisant les équations II-19 et II-20 les conditions de surface des échantillons doivent être hautement reproductibles et bien définies car la longueur des fissures est fortement dépendante du traitement de la surface. Par exemple, pour un cermet donné, le polissage au diamant donne des fissures plus longues que le papier SiC [44].

La dépendance de la longueur des fissures radiales en surface dans les cermet sur la méthode de préparation de surface a été analysée de façon critique par Exner [45] en 1969. Il clarifia les explications illogiques et contradictoires de la littérature de cette dépendance en mettant en évidence que les très courtes fissures autour d'une indentation Vickers à la surface des échantillons étaient le résultat de contraintes résiduelles de surface en compression produites dans les phases de cobalt par surfaçage et que ces contraintes pouvaient être enlevées par recuit ou polissage. Exner conclut que l'existence d'une charge critique d'indentation significative pour l'initiation de la fissure indiquait la présence de contraintes surimposées de compression en surface. Ainsi, P_c n'était pas un paramètre de la ténacité à la rupture valable car il était uniquement déterminé par un état de contrainte en surface. Ainsi, Exner pose $P_c = 0$ et obtint :

$$\Sigma l = W/P \quad (\text{II-22})$$

Plutôt qu'utiliser un paramètre tel que P_c , qui requiert des paramètres expérimentaux fixes tels $\Sigma l = \text{constante}$, il définit un paramètre appelé résistance à la fissuration W donné par :

$$W = P/\Sigma l \quad (\text{II-23})$$

Notons qu'en relation avec l'équation II-22, W est aussi égal à $1/\alpha$, et a les dimensions d'une force par unité de longueur, ce qui correspond à une énergie par unité d'aire. De plus, il est indépendant de la dureté Vickers et ne spécifie pas de charge critique telle P_c ou $P_{0.05}$ dans les équations II-19 et II-21.

II – 5.4. DIFFERENTS MODELES DE FISSURATION

De nombreuses formulations, tous systèmes confondus (Palmqvist ou Half-penny), permettant le calcul de la ténacité pour des matériaux massifs et fragiles, sont rassemblées dans les tableaux II-3 et II-4 [36, 44] :

<u>Equations</u>	<u>Auteurs</u>
$K_c = 0,0101 P/(^2)$	Lawn et Swain [40]
$K_c = 0,0515 P/^2$	Lawn et Fuller [42]
$K_c = 0,079(P/^2)\log(4,5a/c)$ pour $0,6 \leq c/a < 4,5$	Evans et Wilshaw [46]
$K_c = 0,0824 P/^2$	Evans et Charles [47]
$K_c = 0,4636(P/^2)(E/Hv)^{2/5}()$ *	Evans et Davies [48]
$K_c = 0,0141(P/^2)(E/Hv)^{2/5} (8,4a/c)$	Blendell [49]
$K_c = 0,0134(P/^2)(E/Hv)^{1/2}$	Lawn, Evans et Marshall [50]
$K_c = 0,0154(P/^2)(E/Hv)^{1/2}$	Anstis, Chantikul, Lawn et Marshall [51]
$K_c = 0,033(E/Hv)^{2/5}(P/^2)$ pour $c/a \geq \approx 2,5$	Niihara, Morena et Hasselman [1]
$K_c = 0,0363(P/^5)(E/Hv)^{2/5}(a/c)^{1,56}$	Lankford [52]
$K_c = 0,0232(P/^2)[f(E/Hv)]$ ** pour $c/a \leq \approx 2,8$	Miranzo et Moya [53]
$K_c = 0,0417(P/(\cdot^{08}))[f(E/Hv)]$ pour $c/a \geq \approx 2,8$	Miranzo et Moya [53]
$K_c = 0,0095(P/^2)(E/Hv)^{2/3}$	Laugier [54]
$K_c = 0,022(P/^2)(E/Hv)^{2/5}$	Laugier [54]
$K_c = 0,035(P/^2)(E/Hv)^{1/4}$	Tanaka [55]
* Où $F = -1,59 - 0,34B - 2,11 - 24,16$, et $B = \log(c/a)$	
** Où $f(E/Hv) = [(\beta_{exp}^2/\delta) - 1,5]/0,75$; avec $\delta = 2(1 + 3\ln\beta_{exp})/3$ et $\beta_{exp} = 0,768(E/Hv)^{0,408}$	

Tableau II-3 : Modèles de fissuration « half-penny » [36].

<u>Equations</u>	<u>Auteurs</u>
$K_c = 0,0089(P/(^2)(E/Hv)^{2/5}$ pour $l/a \approx 0,25$ à $2,5$	Niihara, Morena et Hasselman [2]
$K_c = 0,0122(P/(^2)(E/Hv)^{2/5}$ pour $1 \leq l/a \leq 2,5$	Niihara [2]
$K_c = 0,0319(P/(^2)$	Shetty, Wright, Mincer et Clauer[56]
$K_c = 0,0143(a/l)^{1/2}(E/Hv)^{2/3}(P/^2)$	Laugier [57]

Tableau II-4 : Modèles de fissuration de Palmqvist [36].

II – 6. Détermination des contraintes résiduelles

II – 6.1. INTRODUCTION

Les contraintes résiduelles sont par définition les contraintes qui existent dans une pièce mécanique en l'absence de toute sollicitation extérieure. Leur origine est variée : elles peuvent être le résultat d'un traitement mécanique, thermique ou chimique. A l'échelle de la pièce, leur somme est nulle pour garder l'équilibre mécanique.

Dans les revêtements, ces contraintes sont l'une des caractéristiques les plus importantes. Elles peuvent affecter de façon catastrophique la qualité de l'adhérence [7], la résistance à la fissuration, la résistance aux chocs thermiques, la durée de vie sous cyclage thermique, la résistance à l'érosion ...

Pour évaluer ces contraintes résiduelles, il existe deux grandes catégories de méthodes expérimentales :

- Les méthodes non destructives
- Les méthodes destructives.

II – 6.2. GENESE DES CONTRAINTES RESIDUELLES [58]

Les contraintes résiduelles dans les revêtements projetés thermiquement sont principalement le résultat de l'accumulation des contraintes générées par chacune des particules projetées. Elles peuvent se présenter sous forme de contraintes de traction ou de compression. La présence de ces contraintes résiduelles peut influencer les performances d'un revêtement suivant l'application pour laquelle il est destiné.

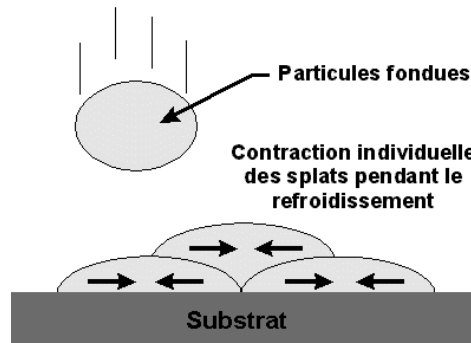


Figure II-12 : Formation des contraintes résiduelles de traction

Les contraintes résiduelles de traction sont le résultat de la contraction individuelle des particules (rétrécissement) pendant le refroidissement (cf. figure II-12). Ce rétrécissement est d'autant plus apparent quand les particules sont déposées dans un état fondu. On observe plus aisément les contraintes résiduelles quand le revêtement est projeté sur un panneau mince et plat. Un revêtement en traction fléchira le panneau en direction de la torche de projection, et il aura une forme finale concave. Quand ces revêtements sont projetés sur des substrats rigides épais, le substrat ne se fléchit pas et des contraintes élevées sont présentes dans le revêtement et à l'interface substrat/revêtement. Les matériaux avec un coefficient de dilatation thermique élevé se rétréciront davantage que ceux avec un bas coefficient, produisant de ce fait des niveaux plus élevés de contraintes. Les contraintes de traction élevées peuvent également provoquer des fissures si le niveau de contraintes excède la résistance à la traction du revêtement.

Les contraintes résiduelles de compression sont le résultat de l'impact de particules solides ou semi-solides avec le substrat (cf. figure II-13). Les contraintes de compression sont produites par écrouissage (effet de grenailage) car les particules non-fondues heurtant la surface déplacent le matériau dans la zone impactée. Des particules plus froides et donc plus solides produiront des niveaux plus élevés de contraintes résiduelles de compression, et un rendement de projection plus faible. Un revêtement avec des contraintes résiduelles compressives fléchira un panneau mince dans la direction opposée à la torche de projection, et le panneau aura une forme finale convexe. Les niveaux élevés de contraintes de compression peuvent également influencer l'adhérence entre le revêtement et le substrat et produire des contraintes de cisaillement à l'interface.

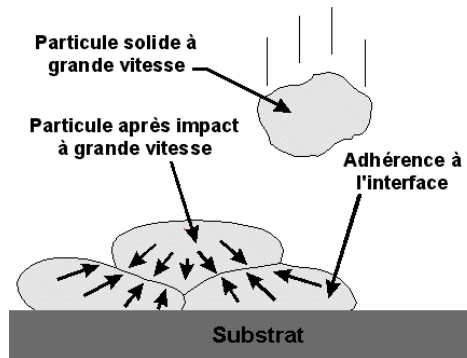


Figure II-13 : Formation des contraintes résiduelles de compression

Les contraintes résiduelles peuvent être évaluées en utilisant le test d'Almen ("Almen strip test") (cf. figure II-14). Le test d'Almen est employé pour mesurer le taux d'érouissage dû au grenaillage. Cet essai est réalisé en prenant une bande mince d'acier à ressort à laquelle on fait subir un grenaillage. Ensuite, on mesure au centre de la bande la flèche résiduelle induite par ce traitement avant de projeter un revêtement d'épaisseur connue, et on remesure la flèche résiduelle. La différence entre les deux mesures quantifie le niveau de contraintes résiduelles. Plus la bande est fléchie plus le niveau de contraintes est élevé. L'inconvénient avec le test d'Almen est qu'il prend en compte la modification de résistance de l'acier due à la production de chaleur pendant la pulvérisation; ainsi la déformation de la bande est dépendante de la quantité de chaleur présente et donc de la température résultante de substrat. Cet essai peut être modifié pour les revêtements projetés thermiquement en utilisant un substrat qui n'est pas affecté par la chaleur, tel qu'un acier inoxydable austénitique ou un Inconel™, ou encore un acier recuit à basse teneur en carbone.

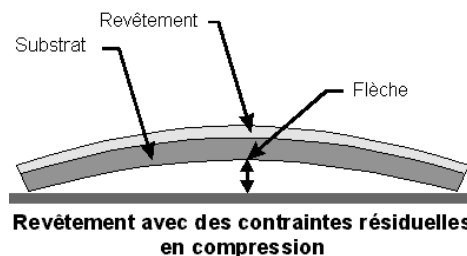


Figure II-14: Test d'Almen ("Almen strip test")

Les contraintes de cisaillement résultent toujours des autres contraintes résiduelles, qu'elles soient compressives ou de traction. Les contraintes de cisaillement sont des contraintes parallèles à l'interface substrat/revêtement (cf. figure II-15). Les contraintes de cisaillement peuvent également contribuer au délaminage de l'interface.

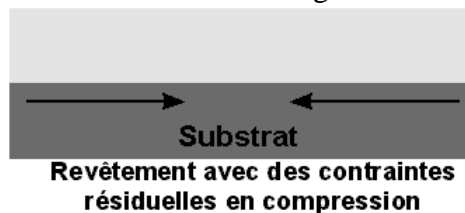


Figure II-15 : Représentation des contraintes résiduelles de cisaillement

La température du substrat pendant la projection a également un effet sur le taux de contraintes induit à l'interface et dans le revêtement lui-même. Considérons le cas d'un matériau ayant un fort taux de rétrécissement. S'il est déposé sur un substrat froid, quand le revêtement se contracte, il y aura un taux élevé de contraintes car le substrat lui n'a pas changé de dimensions. Si le substrat est préchauffé, alors il se dilate. Le revêtement étant appliqué lui aussi dans un état dilaté, pendant le refroidissement, substrat et revêtement se contractent en même temps diminuant ainsi les contraintes dans le dépôt.

II – 6.3. METHODES NON DESTRUCTIVES

Ces méthodes lient les propriétés physiques ou cristallographiques du matériau aux champs de contraintes résiduelles existants dans la pièce. Les méthodes les plus répandues sont au nombre de quatre :

- La méthode de diffraction des rayons X : En utilisant les plans atomiques comme jauges de déformation, cette méthode permet le calcul des contraintes résiduelles. En effet, la présence d'un champ de contraintes va se traduire par une variation des distances inter-réticulaires des plans cristallins.
- La méthode par diffraction de neutrons : similaire à celle des rayons X, elle permet un examen à des profondeurs plus importantes.
- La méthode par ultrasons : qui est fondée sur la mesure des changements de vitesses des ondes ultrasonores.
- La méthode de la perméabilité : qui met à profit la liaison entre la perméabilité magnétique effective du matériau et les contraintes appliquées.

II – 6.4. METHODES DESTRUCTIVES

Ces méthodes consistent à détruire localement le champ de contraintes résiduelles. Les divers enlèvements de matière réalisés provoquent une réorganisation des contraintes. Ces méthodes sont dites de « relaxation ». Les méthodes les plus courantes sont les suivantes :

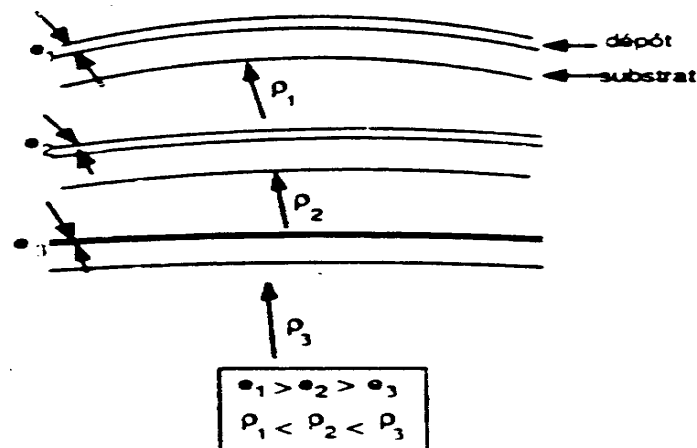


Figure II-16 : Méthode de la flèche : variation du rayon de courbure d'une lame.

- **La méthode de la flèche** ou dite par enlèvement successif de couches, pour les pièces planes : cette méthode repose sur enlèvement d'une fine épaisseur en surface. On peut ainsi mesurer la variation de la courbure de la pièce et remonter aux contraintes par un calcul de résistance des matériaux (RDM).

- **La méthode par trépanage** : elle consiste à isoler mécaniquement par une saignée circulaire un petit élément de volume dont on désire connaître l'état de contraintes.
- **La méthode du trou incrémental** : dans cette méthode, un trou est percé au centre d'une rosette de jauges d'extensométries à trois directions. Le centre du trou est situé à l'endroit où l'on désire connaître les contraintes résiduelles. L'enlèvement de matière, et donc de contraintes résiduelles dans la pièce étudiée, entraîne un nouvel équilibre mécanique qui se traduit par des déformations mesurées dans les jauges. car elle a été utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles d'un matériau testé dans cette étude. Ce choix s'est fait car cette méthode présente le double avantage d'être rapide et facile à mettre en œuvre.

II – 7. Conclusion

Comme on vient de le voir tout au long du second chapitre, les caractéristiques mécaniques dépendent de l'épaisseur de la couche des revêtements, de leur adhérence au substrat et des contraintes résiduelles dues à la méthode de déposition utilisée. La méthode du cratère, simple et moins coûteuse, est la plus utilisée pour la mesure de l'épaisseur des revêtements. Les contraintes résiduelles peuvent altérer l'adhérence du revêtement au substrat. Le test d'Almen permet la détermination de la flèche et de la déformation du matériau après revêtement. La méthode de relaxation, participe à l'annulation de ces contraintes résiduelles.

La méthode de caractérisation des revêtements consiste au choix des techniques pour la détermination des propriétés mécaniques :

- Méthode statique ou dynamique pour le calcul du module de traction (Module de Young).
- La méthode d'indentation pour la mesure de la dureté Vickers ou Knoop.
- La méthode d'indentation Vickers pour la mesure de la ténacité pour les matériaux fragiles.

Plusieurs modèles analytiques sont présentés pour la caractérisation de ces propriétés.

III – 1. INTRODUCTION

La tribologie est la science et la technologie des interactions entre des surfaces solides en mouvement relatif. Elle concerne l'étude du frottement, de l'usure, et de la lubrification des pièces mécaniques. Elle représente un sujet pluridisciplinaire, basé sur la physique, la chimie et la mécanique. Son nom provient du mot grec "tribos" qui signifie frottement. La compréhension du processus de frottement est importante à la fois pour affiner la théorie et pour résoudre les problèmes industriels [59].

Le frottement entre corps solides a toujours eu une importance considérable, du fait des avaries qu'il peut provoquer pendant le fonctionnement des machines industrielles. En effet, pendant le glissement, les pièces subissent une usure, génèrent des bruits et dissipent de la chaleur [60], toutes causes pouvant générer des dysfonctionnements et des avaries.

Quand un corps solide est en mouvement relatif sur un autre, la déformation des surfaces, leur adhésion et leur glissement provoquent une résistance au mouvement. Cette résistance se compose d'une composante réversible d'origine élastique, et d'une composante de frottement qui génère une dissipation d'énergie entre les deux surfaces [61]. Selon le mouvement du frotteur, on distingue deux types de frottement comme le montre la figure III-1 :

- un frottement de glissement, où le frotteur glisse sur la surface antagoniste (plaque de frein/disque, rideau/glissière, outil de coupe/pièce, arbre/coussinet).
- un frottement de roulement et pivotement, où le frotteur roule sur la surface en contact (bille de roulement/bague, roue d'automobile/route, roue de train/rail),

Pour diminuer l'usure des pièces en frottement, la lubrification des surfaces est une solution efficace, mais plusieurs situations exigent un frottement sec et nécessitent des matériaux ayant un comportement approprié à ces conditions de frottement (charge, vitesse, température) et susceptibles d'apporter une fiabilité suffisante.



Figure III-1 : Différents systèmes en frottement

III – 2. Lois de frottement

Depuis quelques millénaires qu'on s'intéresse aux problèmes de frottement entre deux surfaces solides et à l'énergie dissipée par le frottement [59] [61] [62]. Léonard de Vinci et Amontons ont été les premiers à étudier le frottement. Leurs résultats ont été confirmés par Coulomb. Ces résultats sont formalisés selon les lois classiques de frottement:

- 1- le coefficient de frottement statique est le rapport entre la force tangentielle nécessaire pour provoquer le mouvement du frotteur et la force normale appliquée,
- 2- le coefficient de frottement dynamique est le rapport entre la force tangentielle nécessaire pour maintenir le mouvement du frotteur et la force normale appliquée,

- 3- la force de frottement est proportionnelle à la charge normale appliquée. Le coefficient de frottement est constant pour un couple de matériaux en frottement,
- 4- le coefficient de frottement est indépendant de la surface de contact apparente,
- 5- la force de frottement est indépendante de la vitesse de frottement,
- 6- le coefficient de frottement statique est supérieur au coefficient de frottement dynamique.

III – 2.1. Mécanismes de frottement

Le frottement entre deux corps solides en mouvement relatif de glissement est produit principalement par le cisaillement des aspérités, le labourage et la déformation des aspérités, la force de frottement s'écrit donc sous la forme :

$$F = F_{cis} + F_{lab} + F_{pot} \quad (III.1)$$

où F_{cis} est la force de cisaillement des aspérités après formation de jonctions ponctuelles, F_{lab} la force de déformation des surfaces, F_{pot} la force potentielle.

Des méthodes expérimentales permettent de séparer ces deux forces. L'utilisation de deux surfaces lisses permet d'éliminer la force de déformation, l'utilisation d'un lubrifiant permet d'éliminer la force d'adhésion.

Sous l'action de la charge normale, les surfaces métalliques adhèrent, le mouvement relatif provoque le cisaillement de l'interface. La force d'adhésion dépend donc de la contrainte de cisaillement et s'écrit sous la forme :

$$F_{cis} = A \cdot \tau \quad (III.2)$$

où A est la surface réelle de contact.

Le contact peut produire une déformation plastique des aspérités, qui dépend des caractéristiques mécaniques et géométriques des corps en contact. Ce mécanisme est appelé *labourage*, il peut se produire lorsque les duretés des deux corps sont différentes. La force du labourage est donnée, par Moore [59] en fonction de la forme géométrique du frotteur :

$$F_{lab} = \frac{2\delta}{\pi R} \quad \text{pour cylindre/plan} \quad (III.3)$$

$$F_{lab} = \frac{2R^2 (2\theta - \sin 2\theta)}{\tau d^2} \quad \text{pour bille/plan} \quad (III.4)$$

où δ est l'enfoncement du frotteur dans la surface frottée, R le rayon du frotteur, d le diamètre de l'aire de la surface de contact et θ l'angle au centre du frotteur entre la normale à la surface de contact et la droite passant par le centre du frotteur et la frontière de cette surface.

La formation du troisième corps à l'interface influence le frottement [63]. Les particules d'usure résistent au mouvement et le coefficient de frottement total s'écrit sous la forme :

$$\mu = \mu_{cis} + \mu_{lab} + \mu_{par} \quad (III.5)$$

où μ_{cis} est le coefficient produit par le cisaillement des jonctions, μ_{lab} celui produit par la

déformation des aspérités et μ_{par} celui produit par la présence du troisième corps.

III – 3. USURE

III – 3.1. Présentation du phénomène

L'usure est un processus complexe, qui correspond à l'endommagement des surfaces en contact. Elle peut être une détérioration physique ou une attaque chimique selon l'environnement. Elle dépend à la fois des propriétés des matériaux, des caractéristiques du tribomètre et des conditions d'essai [59].

III – 4. Modes d'usure

Les modes d'usure sont classés selon la nature des jonctions qui se forment à l'interface ou selon le processus d'arrachement des particules. Dans le premier cas, Bowden [64] annonce que ' la nature des jonctions qui se forment après adhésion de deux surfaces métalliques fait en sorte que la rupture peut se produire dans la jonction ou dans la surface la moins résistante. L'usure dépend donc de la résistance de la jonction et celle des deux métaux.

Pendant dans le deuxième cas, Peterson [63] montre que différents mécanismes d'arrachement peuvent prendre place : adhésion des surfaces, transfert de matière, cisaillement des aspérités, fatigue, abrasion, déformation élastique, etc ...

Ces classifications ne prennent pas en considération la composition chimique et l'effet du troisième corps (débris d'usure) qui peut accélérer ou limiter l'usure. Godet [65] a montré que l'arrachement des particules se produit en trois étapes :

- détachement des débris,
- vie propre du troisième corps,
- élimination du troisième corps des zones de contact.

III – 5. COMPORTEMENT TRIBOLOGIQUE DES MATERIAUX

Le comportement au frottement d'un couple de matériaux solides dépend de plusieurs paramètres liés aux matériaux, à la machine et à l'environnement.

III – 5.1. Caractéristiques mécaniques du matériau

a) Dureté du matériau

Dans le cas des métaux, la dureté joue un rôle important sur le comportement tribologique du couple en frottement. La corrélation observée entre la résistance à l'usure de différents matériaux dureté [66]. Pour les matériaux céramiques, cette corrélation entre la tenue à l'usure et la dureté a été observée moins souvent [67].

b) Ténacité du matériau

Johnson [67] montre que la tenue à l'usure des céramiques est proportionnelle à leur ténacité. Fischer [68] a effectué des tests de frottement de différentes céramiques. Les observations microscopiques des surfaces confirment l'importance de la rupture superficielle dans les mécanismes d'usure. Ces observations ont été confirmées par Chenet col. [8] lorsqu'ils ont effectué des tests de frottement sur un tribomètre pion sur disque à grande vitesse de plusieurs types de pion en alumine sur un disque en acier ainsi que des tests d'abrasion. Ils ont constaté une corrélation entre le taux d'usure et la ténacité de l'alumine.

Par ailleurs, Ishigaki [69] a utilisé des tests de rayure d'une pointe en diamant sur différents disques en céramiques. Il a constaté que le coefficient de frottement diminue lorsque la ténacité du disque augmente.

c) Conductibilité thermique

Pour une vitesse de glissement suffisamment grande, le coefficient de frottement et le taux d'usure sont souvent influencés par les effets thermiques qui dépendent de la conductibilité thermique du couple de matériaux. Celle-ci conduit à une élévation de température au contact et entraîne une dégradation des surfaces en contact [70].

Chenet col. [71][72] [73] ont effectué des tests de frottement sur une machine pion sur disque à contact vertical (5 à 50 m/s) de différentes alumines pour le pion sur un disque en acier. Ils ont observé une transition du comportement tribologique de certaines alumines lorsque la vitesse est voisine de 30 m/s où le coefficient de frottement et le taux d'usure augmentent considérablement. Ceci est dû à des manifestations thermiques avec la fusion superficielle de la phase vitreuse des alumines caractérisées par une conductibilité thermique faible.

d) Module d'élasticité

Pour le moment, très peu de publications sont disponibles concernant l'influence du module d'élasticité sur le comportement tribologique du couple en contact. Kragelskii et Mikhin, cités par Ibrahim [74], ont étudié le frottement de deux cames. Ils ont observé que pour les cames ayant des modules d'élasticité élevés, le coefficient de frottement peut prendre une valeur minimale. Ceci est le résultat d'une transformation de la déformation élastique de la surface réelle de contact en déformation plastique.

III – 5.2. Géométrie des surfaces

La surface influe sur le comportement tribologique d'un couple de matériaux par son état physicochimique et par sa géométrie [64].

Czichos [62] a observé que l'usure est considérable pendant la période de rodage et varie d'un couple à un autre. Ces résultats ont été confirmés par Fischer [75] qui a observé que cette usure dépend aussi de la rugosité de surfaces.

Hiratsuka [76] a testé une bille en acier sur un plan en silicium en variant le rayon de la bille de 0.8 à 6 mm et la charge de 1 à 10 mN avec une vitesse de 20 mm/s . Il a observé que pour une petite charge, le coefficient de frottement augmente avec le rayon de la bille. Par ailleurs, pour une valeur élevée de la charge, il devient indépendant du rayon et s'établit au voisinage d'une valeur faible. Dans le premier cas, le contact est élastique et le coefficient de frottement est proportionnel à la élevée de la charge, il devient indépendant du rayon et s'établit au voisinage d'une valeur faible. Dans le premier cas, le contact est élastique et le coefficient de frottement est proportionnel à la puissance (1/3) du rayon. Alors que dans le deuxième cas, la naissance de la déformation plastique facilite le glissement du frotteur.

III – 5.2.1. Conditions d'essai

III – 5.2.1.1. Charge appliquée

Elle joue un rôle important sur le taux d'usure et sur le coefficient de frottement [77]. La loi de Coulomb montre que la force de frottement F est liée à la charge appliquée W par la

relation

$$f = \mu W \quad (\text{III.6})$$

où μ est le coefficient de frottement.

Cette relation ne coïncide pas parfaitement avec certains résultats expérimentaux. Pour un couple métal sur métal, Ibrahim [78] montre que dans le cas du frottement à sec ou en lubrification limite, une augmentation de la charge provoque une augmentation de la résistance au cisaillement, la force de frottement étant liée à la charge par la relation :

$$F = \gamma \times W^p \quad (\text{III.7})$$

où γ et p sont des constantes à déterminer expérimentalement. Cette relation est valable pour les polymères. La variation de la charge modifie les contraintes locales à l'interface. Ces dernières peuvent atteindre une valeur importante par rapport à la limite d'élasticité, et entraîner la déformation plastique ou la rupture superficielle en modifiant le coefficient de frottement et le taux d'usure [79] et [80].

Ishigaki [69] a observé pour une bille en diamant sur un disque en céramique que l'influence de la charge sur le coefficient de frottement n'apparaît que pour les billes de très petit diamètre (figure III-2). La théorie de Hertz montre en effet que les contraintes à l'interface qui provoquent la rupture superficielle sont d'autant plus importantes que le diamètre est faible.

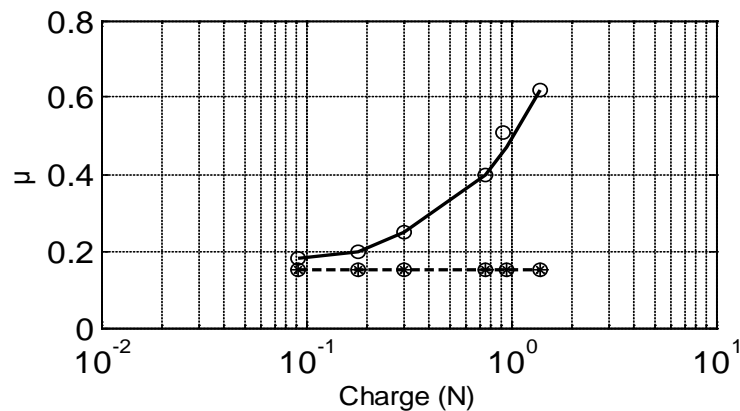


Figure III-2 : Influence de la charge appliquée sur le coefficient de frottement pour un couple diamant sur céramique (O: $d=0,005$ mm; • : $d=0,1$ mm), d'après [69].

Cependant, Soda [81] a étudié le comportement tribologique des couples nickel/nickel, cuivre/cuivre et or/or (100-1200 gr, 168 mm/sec) sur un tribomètre pion sur disque. L'auteur a observé que lorsque la charge augmente, le coefficient de frottement diminue mais que le volume enlevé augmente (figure III-3). Cette augmentation de l'usure est en fait liée à l'élévation de la taille des particules. Cette tendance du comportement tribologique avec de la charge a été confirmée par Hiratsuka et col. [76] pour le couple acier/silicium (bille/plan, 20 mm/sec).

Concernant l'élévation de la taille des particules d'usure, Sarkar [82] montre que la masse m_p des particules d'usure est liée à la charge appliquée W par la relation :

$$m_p = W^a \quad (\text{III.8})$$

où a est une constante inférieure à 1 et dépend du couple de matériaux. La relation précédente montre que la masse des particules augmente avec la charge.

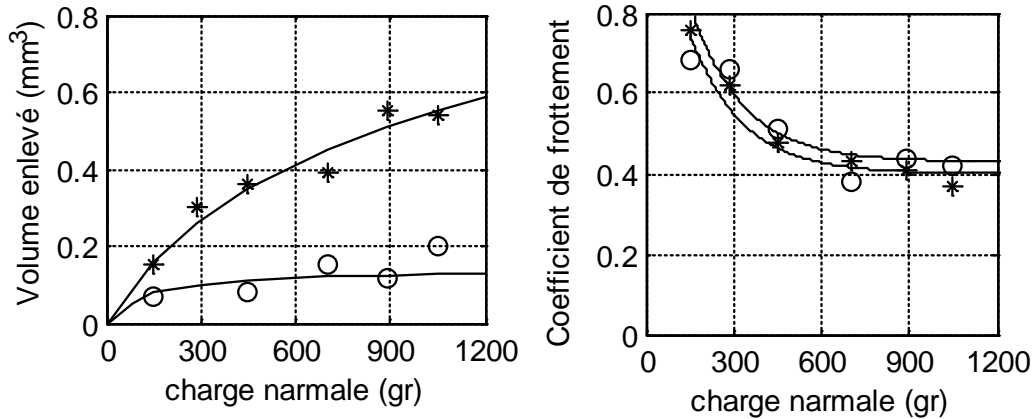


Figure III-3: Influence de la charge normale sur l'usure et sur le coefficient de frottement pour les couple (■) cuivre/cuivre et (○) or/or, d'après [81]

Les tests de Aronov [83] sur un tribomètre de type pion-disque montrent que l'usure pour le couple acier/acier (72 cm/s, 18-27 N) dépend de la charge appliquée. Il observe une augmentation de la force de frottement accompagnée d'une transition de l'usure légère à une usure sévère à partir d'une certaine valeur de la charge. Cette transition se traduit par l'apparition des vibrations auto-excitées. **De glissement**

La relation entre la vitesse et la force de frottement a été observée par plusieurs chercheurs [69] [80] [81] [84] [85] [86] et le tableau 1.1 illustre quelques modèles proposés selon les résultats d'essais. La figure III-4 montre l'évolution de la force de frottement avec la vitesse relative du frotteur. En général, la force de frottement diminue lorsque la vitesse augmente. En fait, lorsque la vitesse augmente, plusieurs aspérités n'ont pas le temps d'entrer en contact et les contraintes à l'interface diminuent. Ces observations ont été confirmées par Chen [87] dont les résultats sont exposés dans la figure III-5.

Modèles	Auteur
<p>Coefficient de frottement :</p> $u = (a_1 + a_2 \cdot V) \cdot \exp(-a_3 \cdot V) + a_4$ $u = u_{min} + a \cdot \left(V - \frac{dz}{dt} \right)$ $u = u_{min} + (u_{max} - u_{min}) \exp\left(\frac{dz}{dt} / V\right)$ $u = \frac{1}{1 + \delta(V_r / l)}$ $u = \frac{C_1 \cdot \exp(-C_2 \cdot V^*(t))}{1 + C_3 \cdot \left(\frac{a(t)}{b}\right)^2 \cdot \left(\frac{n_i}{n_0}\right) \cdot R^*(t)}$	<p>Kragelski [84] a_i : constantes V : vitesse de glissement</p> <p>Rabinwicz [86] $\frac{dz}{dt}$: vitesse du frotteur</p> <p>Brockley et Ko [88]</p> <p>Schelleng, 1971 [85]</p> <p>Polycarpou [89] $V^*(t)$: vitesse adimensionnelle de glissement n_i: viscosité dynamique de lubrifiant n_0: viscosité dynamique de référence</p>
Force de frottement :	

$F = (C_1 + C_2 V_r). \exp(-C_3 V_r) + C_4 \cdot V_r + C_5$	$R^*(t)$: résistance électrique adimensionnelle
$F = C_n V_r^n + C_{n-1} V_r^{n-1} + \dots + C_0$	Brockley et Ko [88] C_i : constantes V_r : vitesse relative
$F = u(/V_r/)F_s \text{sign}(V_r)$	Brockley et Ko [88]
	Schelleng, 1971 [85]

Tableau III-1 : Modèles du coefficient de frottement et de la force de frottement

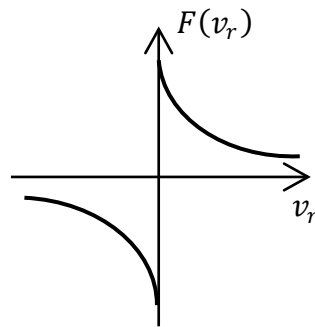


Figure III-4 : Modèle de la force de frottement proposé par Nakai [85]

Dans certains cas, les résultats sont contraires aux précédents. Tolstoï, par exemple a obtenu des résultats différents. Il a observé que pour une grande vitesse, la température superficielle peut atteindre une valeur élevée et conduire à un changement de phase ou à une déformation plastique, en provoquant une usure excessive. A faible vitesse, le comportement vis à vis d'une augmentation de la vitesse peut aller à l'inverse, avec le coefficient de frottement et le taux d'usure qui diminuent [90].

Pour certains matériaux, on l'a vu avec certaines céramiques notamment, il existe une valeur critique de la vitesse pour laquelle, le taux d'usure et le coefficient de frottement augmentent. La fusion superficielle [63], la diminution de la dureté du matériau [91] ou l'adhésion produite par la désorption de couche adsorbée [69] [87] sont à l'origine de cette transition.

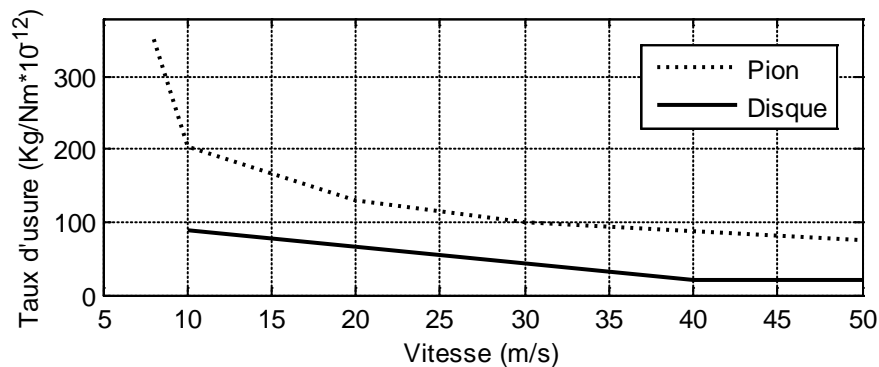


Figure III-5 : Usure du pion (100C6) et du disque (Al203) en fonction de la vitesse, d'après [87].

III – 5.2.1.2. Humidité

Son influence varie selon les caractéristiques du matériau et la nature du milieu. Pour la plupart des métaux, le coefficient de frottement et le taux d'usure diminuent lorsque le taux d'humidité augmente. La couche du fluide s'introduit à l'interface et sépare les aspérités, produisant ainsi une diminution de l'adhésion entre les deux surfaces [92]. Cependant pour le verre et plusieurs céramiques, elle provoque une adhésion entre les deux surfaces et conduit à des résultats inverses. Elle forme une couche qui sera adsorbée par le matériau et augmentera l'usure du matériau [63][93].

Pour certains matériaux, comme l'alumine, une dispersion des résultats a été observée. L'alumine est une céramique utilisée dans les pièces de pompes et de robinets du fait de sa résistance à la corrosion. Wallbridge et col. [94] ont effectué des essais de frottement alumine/alumine (pion-disque, plan/plan, 0,24m/s, 0,35MPa) respectivement dans l'air et dans l'eau. Ils ont observé que dans l'eau l'usure est nettement plus élevée que dans l'air. D'après eux, la présence de l'eau à l'interface augmenterait la mobilité des dislocations et faciliterait la déformation plastique. Ce résultat a été confirmé par Chen [87] quand il a étudié le couple alumine/alumine (pion-disque, plan/plan, 50m/s, SN), figure III-6.

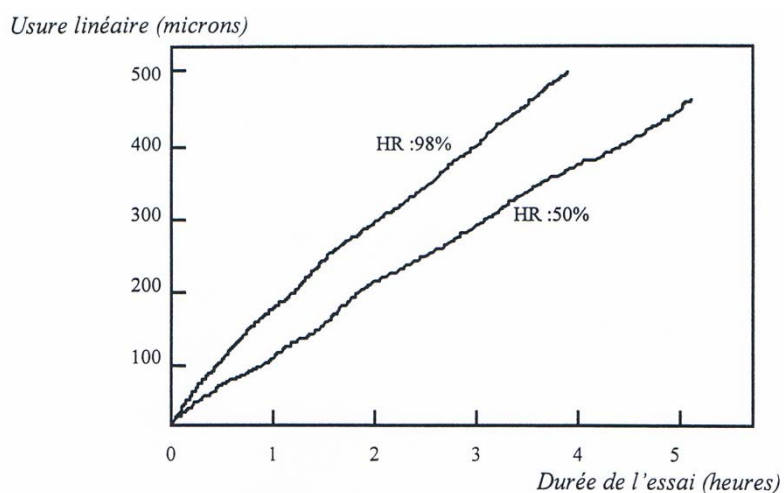


Figure III-6: Influence de l'humidité sur l'usure linéaire du frotteur en Al₂O₃, d'après [87].

Cependant, Sasaki et col.[95] ont étudié le même couple (bille/plan, 0,4 m/s, 10 N) avec une humidité variable. Ils ont observé que le coefficient de frottement et le taux d'usure diminuent lorsque l'humidité relative augmente. D'après eux, l'adsorption d'eau à la surface de l'alumine diminue l'énergie superficielle du matériau, facilite la déformation superficielle et diminue le coefficient de frottement et le taux d'usure. La différence des résultats obtenus avec les précédents est due au mode de contact ou à l'influence des caractéristiques de la machine de frottement.

Chen et col [96] ont effectué des tests de frottement du couple Nitrure de Silicium/acier sur une machine pion - disque en variant la vitesse de glissement (5-50 m/s). Ils ont constaté qu'en variant le taux d'humidité de 50% à 98%, le coefficient de frottement et le taux d'usure restent stables. Ils ont conclu que l'humidité relative n'a pas d'incidence sur le comportement tribologiques du Nitrure de Silicium.

III – 5.2.1.3. Température

L'élévation de température produite par l'environnement ou par la chaleur générée par le mouvement relatif influence le comportement tribologique du couple en contact. Pour un environnement standard, la température à l'interface augmente avec la vitesse de glissement [63] et [82]. Lorsque la température des matériaux s'élève, leur résistance à l'usure diminue généralement.

Toutefois, l'évolution du coefficient de frottement et le taux d'usure ne suivent pas toujours une loi bien définie mais varient selon le matériau. En effet, la température agit diversement sur les caractéristiques, l'état de la couche superficielle et la stabilité de la structure des matériaux [65], [70] et [74]. La tenue à l'usure ne dépend pas seulement du matériau, mais également des conditions de son utilisation.

III-5.3. Caractéristiques mécaniques de la machine d'essai

La machine d'essais peut être à l'origine de la dispersion des résultats de frottement. Berthier [97] a observé qu'en variant la raideur de la machine, le mode de dégradation des surfaces change. Il a conclu que le mode d'usure est donc directement lié aux caractéristiques vibratoires de la machine, ce qui explique l'une des difficultés auxquelles on peut se heurter pour obtenir des résultats reproductibles.

Kato [98] a constaté que l'influence de la vitesse de glissement sur le coefficient de frottement dépend de la raideur du tribomètre. La figure III-7 montre l'évolution du coefficient de frottement pour une vitesse allant de 0 à 120 cm/s, en faisant varier la raideur de la machine. Le coefficient de frottement évolue différemment selon le couple testé. Lorsque la machine est rigide, les vibrations tendent à séparer les deux surfaces et les propriétés respectives des couples de matériaux ont moins d'importance. Au contraire lorsque le système est moins rigide, les caractéristiques des matériaux redeviennent prépondérantes, notamment la solubilité métallurgique des matériaux identiques du couple acier/acier, qui le conduit au grippage.

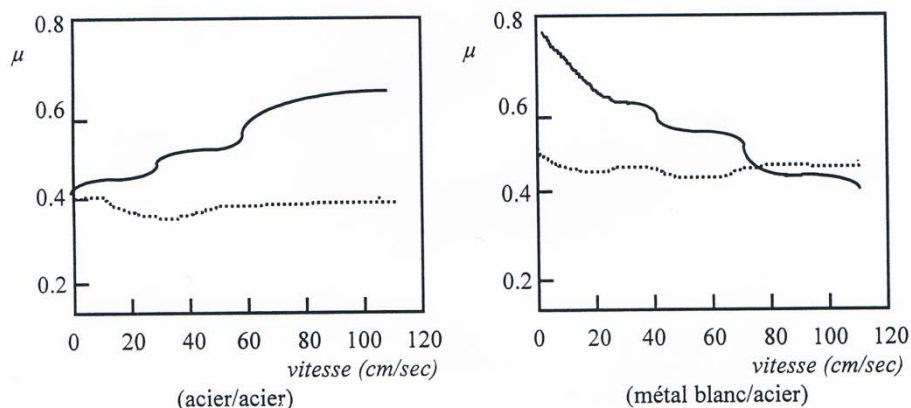


Figure III-7: influence de la vitesse de glissement sur le coefficient de frottement selon la rigidité du support : (—) support rigide ; (.....) support moins rigide, d'après [98].

Par ailleurs, Aronov [83] et [99] a obtenu des résultats inverses. Sur un tribomètre pion-disque (acier sur fonte, 10-200 N, 46 cm/s), il a observé que le taux d'usure augmente avec

la rigidité du support (figure III-8). En effet, lorsque le système est rigide les surfaces en frottement restent en contact et leur usure est considérable.

En variant l'inertie de la machine pion sur disque, Limouni et col. [100] ont fait frotter un pion en acier sur des matériaux de modules d'élasticité différents. La figure III-9 montre l'évolution du coefficient de frottement pour l'acier sur Cupro-Nickel. On note qu'une élévation de l'inertie du support du pion produit une augmentation du coefficient de frottement. Ce résultat a été observé pour la plupart des matériaux testés pour le disque: étain, acier, verre et carbure de silicium. En fait, lorsque l'inertie augmente, la fréquence des vibrations diminuent. Le résultat est l'accroissement du coefficient de frottement et de l'usure.

L'influence de la machine sur le comportement tribologique traduite par l'effet des vibrations et sera détaillée dans le paragraphe 1.6.

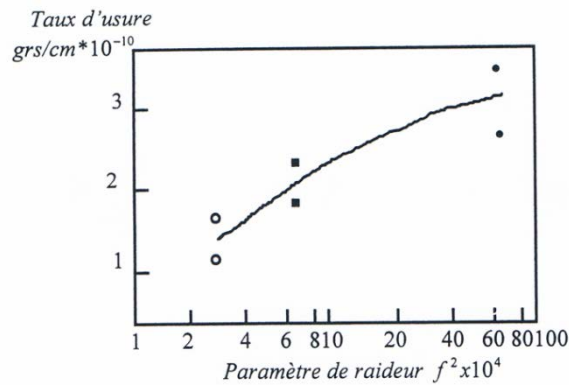


Figure III-8: Influence de la raideur du tribomètre sur le taux d'usure, d'après [99]

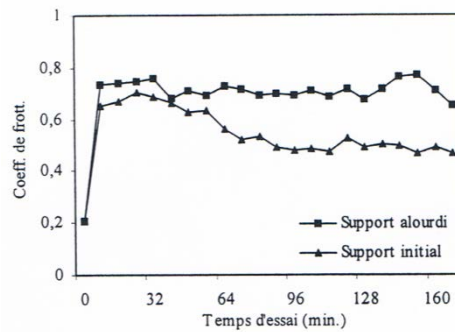


Figure III-9: Evolution du coefficient de frottement pour acier sur Cupro-Nickel, d'après [100], comparaison support initial - support alourdi.

III – 6. VIBRATIONS INDUITES PAR LE FROTTEMENT

III – 6.1. Présentation des phénomènes

Le fonctionnement des machines est parfois altéré par les mouvements vibratoires induits par le frottement entre les pièces mécaniques en contact. Ces mouvements parasites sont souvent accompagnés d'un bruit audible [101].

Ces dernières années, des recherches ont été effectuées pour analyser ces vibrations

induites et identifier leurs sources afin de pouvoir les éliminer. Des machines d'essais de différents types ont été construites pour mener les études expérimentales et proposer des solutions à ce problème [102], [103] et [104].

Les premières observations ont été rassemblées par Tabor et Bowden [64] et [105]. L'apparition des vibrations dépend des matériaux en contact, des conditions de charge et de vitesse, et des caractéristiques du tribomètre (rigidité, amortissement et masse).

Tolstoï [90] fut le premier à remarquer l'importance des caractéristiques vibratoires du système mécanique, notamment suivant le degré de liberté normal. Il a observé que pour une vitesse de glissement inférieure à 0,001 cm/s, le mouvement tangentiel saccadé du frotteur est accompagné de sauts dans la direction normale, voir la figure III-10. Ce mouvement normal correspond à une vibration naturelle du contact excitée par des impulsions résultant de la collision des aspérités. Ces vibrations sont accompagnées de fluctuations des efforts de contact et provoquent ainsi une variation du coefficient de frottement. Les vibrations sont non-linéaires et asymétriques, car la rigidité de contact n'est pas constante. Ces observations ont été confirmées par plusieurs chercheurs [99], [106] et [107].

Baglin [108] montre que le déphasage entre les vibrations tangentielle et normale du frotteur est nul et que le mouvement du frotteur a lieu suivant une ellipse très aplatie dont le grand axe est plus ou moins incliné par rapport à la direction du frottement selon l'amplitude des vibrations.

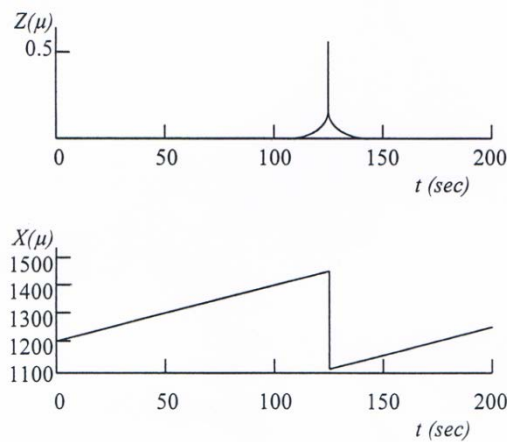


Figure III-10: Sauts simultanés dans le sens normal et tangentiel du frotteur, d'après [90].

III – 6.1.1. Types de vibrations

Aronov et col [107], ainsi que Yokoï et Nakaï [86] ont observé plusieurs types de vibrations induites à l'interface, apparaissant à certaines conditions de charge. Ces vibrations se distinguent selon trois grandes classes: le stick-slip, les vibrations induites par les irrégularités des surfaces et les oscillations périodiques.

III – 6.1.2. Frottement-glisement (Stick-slip).

Bowden [105] a montré que pour la plus part des matériaux, le coefficient de frottement dynamique est plus faible que le coefficient de frottement statique. Cette différence provoque un mouvement de stick-slip du frotteur dans la direction tangentielle, figure III-11. Yokoï et Nakaï [86] montrent que ces vibrations n'apparaissent que pour une faible

vitesse et que dans ces conditions, le frottement excite le mode le plus faible du système. Togni et col [109] montrent aussi que pour les polymères, ce type de vibration apparaît pour une vitesse de glissement faible et qu'il existe une vitesse critique pour laquelle ces vibrations disparaissent. Elles dépendent de la rigidité du système et de la charge appliquée.

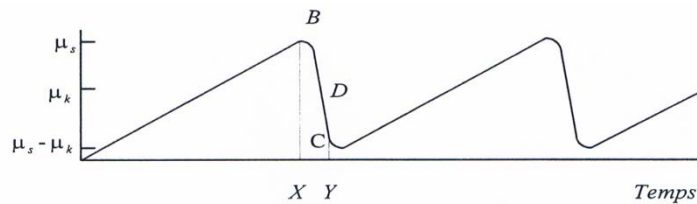


Figure III-11: Vibration de type stick-slip, d'après [105].

Ibrahim [78] montre que le mouvement de stick-slip n'apparaît que dans la direction tangentielle (cas d'une surface possédant un degré de liberté élastique dans la direction du frottement). Pendant le frottement "stick", une déformation élastique des aspérités prend place, la vitesse relative est nulle et le coefficient de frottement est maximal (coefficient statique). Lors du glissement "slip", une déformation plastique des aspérités prend naissance, le coefficient de frottement diminue. Rabinowicz [86] explique cette différence par l'augmentation progressive de la résistance des jonctions avec le temps de contact, en direction opposée à la vitesse ; l'effort de frottement est une conséquence de la déformation plastique des matériaux en contact. Les deux étapes définissent un mouvement saccadé du frotteur dans la direction tangentielle du frotteur [86].

On note qu'aucune importance n'a été donnée à la raideur du système dans ces travaux. Une raideur faible peut être la cause principale de ce type de vibrations.

III – 6.2. Vibrations induites par les irrégularités de surfaces

Bowden et Tabor [105] montrent que les vibrations sont produites par les interactions des aspérités de surfaces. Ces vibrations sont non-linéaires et asymétriques. En effet, le mouvement du frotteur permet à de nouvelles aspérités de rentrer en contact. Ceci est confirmé par Yokoï et Nakai [86] qui ont observé des vibrations dont la fréquence dépend du profil des surfaces et de la vitesse de glissement.

D'après Kapsa [110], les vibrations présentes à petite vitesse sont produites par les impacts entre les aspérités. A grande vitesse, les reliefs n'ont pas le temps de s'épouser et le coefficient de frottement diminue. Cette décroissance avec la vitesse est une caractéristique de cet effet.

Othman et col. [111] ont développé une nouvelle technique pour déterminer la rugosité de surface à partir de la signature du bruit produit par le frottement de l'aiguille du rugosimètre sur la surface plane d'un métal. Les essais sont faits à petite vitesse et à faible charge pour ne pas exciter les modes machine. La figure III-12 montre la relation entre le niveau acoustique du bruit émis et la rugosité initiale de la surface plane pour plusieurs angles d'inclinaison de l'aiguille.

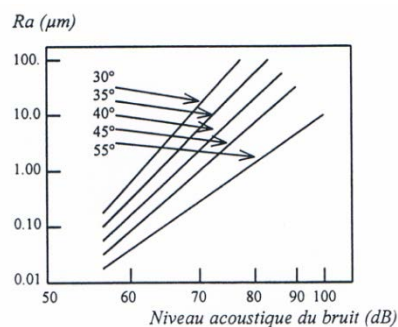


Figure III-12: Rugosité de surface en/onction du niveau acoustique du bruit, d'après [111].

III – 6.2.1. Oscillations auto-excitées

Brockley et Ko [112] ont observé ces vibrations pour une vitesse et une charge élevées. Ces oscillations caractérisées par une forme régulière et périodique sont produites par une résonance de la structure sous l'influence du frottement.

Ces oscillations peuvent être produites pendant le stick-slip. Togni et col [109] ont observé dans la phase du collage (stick) des vibrations périodiques dont la fréquence est élevée. Ces vibrations sont produites par la progression de l'effort de frottement. Cependant Aronov et col [99] ont observé ces vibrations dans la phase du glissement (slip) qui s'éteignent par l'amortissement du système.

Bhushan [113] a fait frotter du verre sur une surface en caoutchouc en présence d'eau, il a observé deux types de vibrations appelées respectivement : broutement, pour les basses fréquences et crissement, pour les hautes fréquences.

a) Broutement (*Sprag-slip*)

Yokoï et Nakai [86] montrent que ce type de vibration, formée de sauts périodiques suivis d'oscillations périodiques, apparaît pour une vitesse faible (figure III-13.a). La fréquence est inférieure à 1 kHz et l'amplitude diminue progressivement de sa valeur maximale à une valeur nulle avant de revenir à sa valeur maximale. On pense que cette diminution de l'amplitude est produite par l'amortissement du système et que cette vibration est produite après une adhésion des deux surfaces.

Back et col [114], ainsi que Earles et col [115], montrent que ce phénomène est caractérisé par des vibrations dans les directions normale et tangentielle. Les paramètres influençant ce type de mouvement sont principalement les raideurs et amortissements de flexion et de torsion des éléments constitutifs du système, ainsi que les dissymétries du contact.

b) Crissement (*squeal*)

D'après Yokoï et Nakai [86], cette vibration périodique ayant une fréquence supérieure à 1 kHz et une amplitude constante apparaît pour une vitesse et une charge plus élevées. La fréquence est généralement plus élevée que celle du broutement [86] (figure III-13.b).

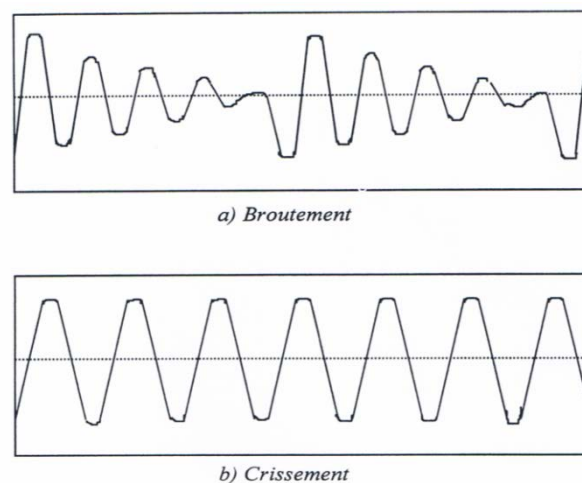


Figure III-13: Vibration a) de type broutement et b) de type crissement, d'après [86].

III – 6.2.2. Mécanismes responsables des vibrations auto-excitées des modes machine

Earles et Lee [115] montrent que lors du crissement, les fréquences des vibrations normale et tangentielle du système sont identiques. Ils montrent par la suite que ceci est dû à un couplage entre les degrés de liberté normal et tangentiel. Ceci a été confirmé par Baglin [108] qui montre que les fréquences situées entre les fréquences naturelles normale et tangentielle du système, sont couplées par les raideurs de contact.

Nokoï et Nakai [86] montrent que si le coefficient de frottement est constant, la vibration auto-excitée est parfois générée par le couplage mutuel des degrés de liberté du système. Par exemple, le mouvement de deux solides en contact peut s'écrire par le système suivant :

$$\begin{aligned} m_1 \ddot{x}_1 + a_{11}x_1 + a_{12}x_2 &= 0 \\ m_2 \ddot{x}_2 + a_{21}x_1 + a_{22}x_2 &= 0 \end{aligned} \quad (III.9)$$

où , sont proportionnels au coefficient de frottement (voir réf. 43 pour des exemples concrets) et , sont les déplacements des deux solides.

En posant l'équation caractéristique (III.9) devient avec:

$$n_1^2 = a_{11} / m_1 \quad \text{et} \quad n_2^2 = a_{22} / m_2$$

$$\lambda^4 + (n_1^2 + n_2^2)\lambda^2 + n_1^2 n_2^2 - a_{12} a_{21} / m_1 m_2 = 0 \quad (III.10)$$

$$\lambda^2 = -\frac{1}{2}(n_1^2 + n_2^2) \pm \sqrt{S} \quad (III.11)$$

$$S = \frac{1}{4}(n_1^2 - n_2^2)^2 + a_{12} a_{21} / m_1 m_2 \quad (III.12)$$

Plusieurs solutions sont possibles selon les valeurs des coefficients, la vibration apparaît lorsque la partie réelle du terme λ devient positive pour $S < 0$. Dans un autre sens, pour générer les vibrations auto-excitées, et doivent être de signes opposés.

Aronov et col [99] montrent que la torsion du support du pion est responsable des vibrations, et que le couplage se produit avec trois degrés de liberté : normaux, tangentiel et de torsion.

III – 6.2.3. Variation de la force de frottement avec de la vitesse

Brockley et Ko [88] ont observé que lorsque la vitesse augmente, les vibrations périodiques apparaissent quand la force de frottement diminue. Ils attribuent donc le mécanisme excitant les vibrations à la variation négative de la force de frottement $F(\cdot)$ en fonction de la vitesse.

$$\frac{\partial F(V_r)}{\partial V_r} < 0, \quad (III.13)$$

où est la vitesse relative du frotteur. Cette relation montre que le frottement introduit un amortissement négatif [116].

Pendant Nakai et Yokoï [117] ont observé des vibrations de type crissement apparaissant avec des variations positives de la force de frottement en fonction de la vitesse.

III – 7. PARAMETRES INFLUENCANT LES VIBRATIONS INDUITES

III – 7.1. Elasticité du matériau

Tolstoï [90] a observé des vibrations induites, dont les fréquences sont liées à la raideur normale de contact k_c et à la masse du frotteur m par la relation

$$f = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{k_c}{m}} \quad (\text{III.14})$$

Sur un vibromicrotribomètre, Baglin [108] a testé le frottement d'une tige hémisphérique en acier sur des disques en plusieurs matériaux. Il a observé que pour le cuivre, la fréquence de la vibration est proche du second mode propre de résonance transversale de la tige. Par contre, pour le plastique, elle est proche du premier mode transversal. Cette différence est liée à la raideur de contact qui dépend des caractéristiques mécaniques des matériaux (*module d'élasticité et coefficient de Poisson*). Ces observations ont été confirmées par Budanov [118]. Celui-ci a montré que la raideur de contact dépend aussi du mode de contact et de l'état de surface.

Elkholy [119] a utilisé un système à mouvement alternatif dans lequel le frottement sec entre deux cylindres produit un phénomène de résonance accompagné d'un bruit audible. Les résultats obtenus montrent que l'amplitude des vibrations augmente avec le module d'élasticité du couple en contact. Ceci est attribué à la raideur des irrégularités donc à leur résistance aux déformations.

Cependant, Kapsa [110] a observé sur un tribomètre pion sur disque (0-5 m/s et 50 N) que l'amplitude des vibrations pour le bronze est plus grande que pour l'acier et le laiton. Engel [120] met en évidence qu'en frottant un barreau en matériau de type garniture de freins sur un disque en acier, l'intensité acoustique augmente avec l'hétérogénéité et l'anisotropie du matériau.

III – 7.2. Géométrie des surfaces

Les fréquences des vibrations dépendent de la nature du contact. Sherif [121] a observé que pour des conditions de charge et de vitesse définies, la fréquence des vibrations pour un rouleau cylindrique/surface plane est plus élevée que celle de la bille/surface plane. En effet, la surface de contact pour le deuxième cas est beaucoup plus élevée par rapport au premier cas, les résultats obtenus sont proches aux résultats calculés par la théorie de Hertz.

Pour les surfaces planes, Tolstoï [90] montre que l'amplitude de ces vibrations dépend de la hauteur des aspérités et que leur fréquence f_c est liée à la raideur normale de contact k_{nc} et à la masse du frotteur m par la relation :

$$f_c = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{k_{nc}}{m}} \quad (\text{III.15})$$

Ces observations confirment les résultats obtenus par Soom et Kim [122] [123] pour un

couple acier-acier sur un tribomètre pion-disque. Par ailleurs, ils ont observé que pour une vitesse de glissement comprise entre 4 et 38 cm/s, l'amplitude de la vibration augmente avec la rugosité de la surface du disque. Soom et Chen [124] ont proposé un modèle analytique pour confirmer les résultats obtenus par Soom et Kim. Dans le modèle, le mouvement normal au frottement est dû aux irrégularités de surface. Le mouvement normal du frotteur, par rapport à une position d'équilibre, est décrit par la relation :

$$m\ddot{y} = c_{nc}(\dot{y}_i - \dot{y}) + k_{nc}(y_i - y + z_0)^{1.5} - mg, \quad (\text{III.16})$$

où y_i est définie par l'ondulation du profil du disque et la vitesse de glissement \dot{x} et c_{nc} et k_{nc} sont l'amortissement et la raideur du contact. On remarque que lorsque l'amplitude ou la fréquence de l'ondulation varie, le régime vibratoire du frotteur varie. Par ailleurs, Othman [111] [125] a observé que l'intensité du bruit augmente avec la rugosité de la surface (figure III-14). Il en déduit une méthode pour déterminer la rugosité moyenne de la surface à partir du bruit émis par le frottement, et montre que la rugosité R_a est liée à l'intensité du bruit (SPL) par la relation:

$$R_a = A(SPL)^b, \quad (\text{III.17})$$

où A et b sont des constantes déterminées expérimentalement.

Othman [126] montre que l'ondulation du profil de la surface et des aspérités provoque un signal qui excite le système, ce signal dépend de la vitesse relative $-\dot{x}$, de la hauteur moyenne des aspérités z_0 , et de leur longueur d'onde λ et peut s'écrire sous la forme :

$$y_i(t) = Y_i \sin\left(\frac{2\pi(V-\dot{x})t}{\lambda}\right) + \phi \quad (\text{III.18})$$

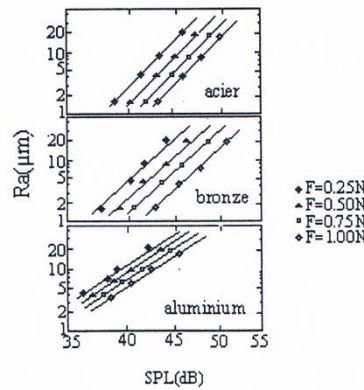


Figure III-14: Evolution de l'intensité du bruit en fonction de la rugosité de surface, d'après [111].

où ϕ est une phase initiale qui dépend de la position initiale de l'aspérité. Cette équation montre que lorsque la hauteur des aspérités augmente, l'amplitude de la vibration augmente. Par ailleurs, la fréquence de la vibration dépend de la vitesse relative du frotteur et de l'espacement entre les aspérités,

Lors du glissement d'un frotteur sur une surface plane, la collision des aspérités de surface induit des vibrations dans les directions normale et tangentielle aux surfaces en contact. Les fréquences de ces vibrations sont déterminées par la raideur du contact, la rigidité du

support et la masse du frotteur [108].

Nakai et col. [86] ont pris en considération l'influence de la rugosité des surfaces sur les vibrations induites. L'effort induit par les irrégularités des surfaces est donnée par la relation.

$$R = R_h \sum_{i=1}^n a_i \sin(\omega_i t) \quad (\text{III.19})$$

où est la raideur totale de n aspérités en contact, la hauteur de l'aspérité et sa fréquence spatiale. La vibration induite dépend de la force de frottement, de la rugosité des surfaces, et de la relation entre la fréquence des aspérités et la fréquence du système mécanique. Lorsque la force R est élevée, la rugosité de surface peut être considérée comme une source extérieure. Divers phénomènes de résonance dépendent de la relation avec les fréquences du système et celle des surfaces. Par contre, si cette force est faible, les caractéristiques de la vibration dépendront de la relation entre la force de frottement et la vitesse de frottement.

Goodarz et col. [101] montrent que pour une vitesse de glissement faible, ces irrégularités produisent des vibrations de faible amplitude en excitant les modes de la structure. L'analyse spectrale des vibrations normale et tangentielle montre un pic dominant dont la fréquence correspond à l'ondulation du profil de la surface. Cette fréquence est déterminée en fonction de la vitesse de glissement V et de l'espacement entre les aspérités λ , par la relation:

$$f = V / \lambda \quad (\text{III.20})$$

La figure III-15 montre le frotteur soumis à une charge normale N et une force tangentielle $T(t)$, en mouvement sur la surface plane à une vitesse V . Les aspérités du frotteur entrent en contact avec l'antagoniste, conduisant ainsi à la formation de jonctions. A ces jonctions, les aspérités sont soumises à des contraintes et subissent une déformation élastico-plastique ou un déchirement. La déformation des aspérités définit la résistance au frottement des surfaces en contact.

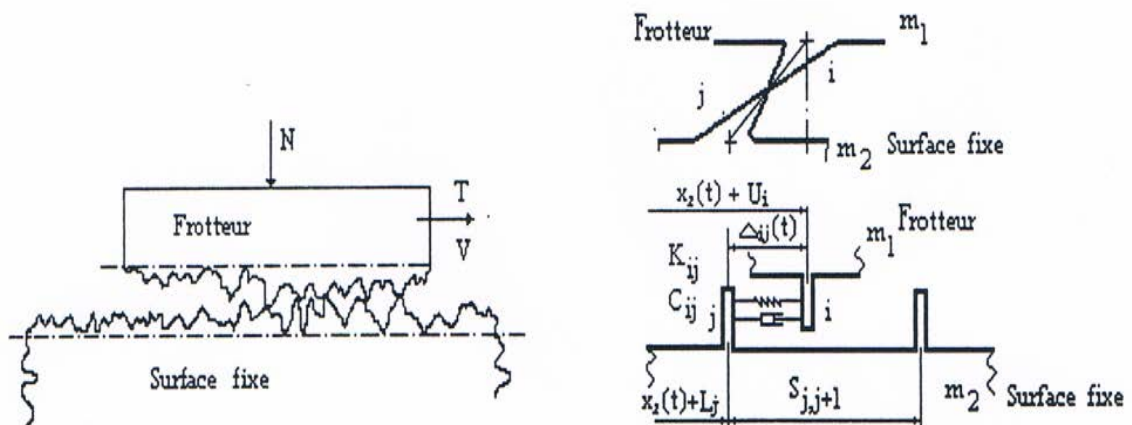


Figure III-15: contact entre deux surfaces planes, d'après Goodarz [101].

III – 7.3. Conditions d'essais

III – 7.3.1. Charge appliquée

La charge appliquée a une influence capitale sur le comportement tribologique des matériaux. La variation de ce paramètre modifie les contraintes locales sur les surfaces, détermine la déformation locale à l'interface et influe sur la raideur de contact. L'augmentation de la contrainte locale entraîne, dans certains cas, la déformation plastique ou la rupture superficielle, ce qui influe sur le coefficient de frottement ou le taux d'usure. L'influence de ce paramètre dépend de la valeur de la contrainte normale par rapport à la limite d'élasticité et la résistance à la rupture [127]. Les premiers résultats [64] montrent que, lors de son glissement à sec sur une surface plane, le frotteur est soumis à un effort de frottement F donné, sous la forme classique par:

$$F = \mu \cdot N, \quad (\text{III.21})$$

Où μ est le coefficient de frottement et N l'effort d'appui.

D'autres résultats [116] montrent que pour un frottement sec ou lubrifié, la variation de la charge entraîne une variation de la force de frottement. Cependant, une augmentation de la charge provoque la diminution de l'épaisseur du film lubrifiant et une augmentation de la résistance au cisaillement, par conséquent l'effort de frottement augmente,

$$F = C_1 N^n, \quad (\text{III.22})$$

Où n est une constante inférieure à l'unité et C_1 une constante.

Contrairement à la relation (III.21), la relation (III.22) montre que l'effort de frottement n'est pas une fonction linéaire de la charge appliquée.

La variation de la force de frottement selon la charge est due à la variation de la surface réelle de contact, donnée sous la forme :

$$A_r = C_2 N^n, \quad (\text{III.23})$$

D'où

$$f = \frac{C_1}{C_2} N^n, \quad (\text{III.24})$$

Avec C_1 et C_2 constantes à déterminer expérimentalement.

Les relations (III.22) et (III.24) vérifient les résultats expérimentaux obtenus par Oden [128].

Ces relations sont valables pour les polymères dont le coefficient de frottement μ diminue quand la charge appliquée augmente et est donnée sous la forme :

$$\mu = C_3 N^{-m}, \quad (\text{III.25})$$

Où m est une constante inférieure à l'unité et C_3 une constante.

Les relations précédentes donnent une explication justifiée des mécanismes de frottement. Par contre, elles ne permettent pas de connaître les caractéristiques des vibrations induites, et elles ne tiennent pas compte de l'influence d'autres paramètres importants tels que la vitesse de glissement, la température au contact et les caractéristiques vibratoires de la machine.

Avec une charge variant de 0 à 200 Newton et une vitesse de 46 cm/s, Aronov [107] a étudié le comportement tribologique d'un pion en acier sur un disque en fonte, en utilisant un tribomètre pion-disque. Il a observé qu'en augmentant la charge, le coefficient de frottement, l'usure et les vibrations induites changent considérablement. Ces résultats ont été confirmés par Yokoi [117]. La figure III-16 montre la variation du coefficient de frottement vis-à-vis de la charge appliquée, elle comprend quatre régions correspondant chacune à un type de frottement :

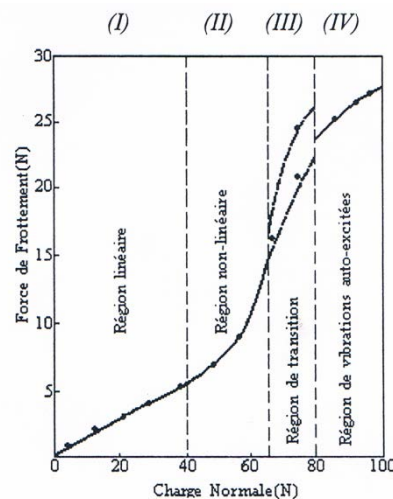


Figure III-16: Evolution de la force de frottement en fonction de la charge, d'après Aronov [107].

- *région linéaire de frottement (I)* le frottement est établi, la variation de la force de frottement avec la charge appliquée est linéaire et l'amplitude de la vibration produite par l'effet des aspérités de surfaces est faible;
- *région des vibrations non-linéaires (II)* le frottement est non-linéaire, la force de frottement augmente plus vite que la charge appliquée et l'amplitude de la vibration évolue peu ;
- *région de transition (III)* le coefficient de frottement augmente considérablement, des vibrations périodiques apparaissent avec des fréquences correspondant à des modes machine ;
- *région des oscillations auto-excitées (IV)* le coefficient de frottement est plus élevé, des vibrations périodiques, dont l'amplitude atteint sa valeur maximale, sont accompagnées

d'un bruit aigu.

Baglin [108] a étudié l'influence de la charge sur le système cité au § 1.5.1. Il a observé que la fréquence de résonance dépend de la charge appliquée, voir la figure III-17. En effet, une augmentation de la charge provoque l'augmentation de la rigidité de contact qui est en série avec la rigidité du support de la tige, par conséquent, la fréquence de résonance augmente. La raideur normale du contact sphère-plan est donnée par la loi de Hertz, sous la forme :

$$K_n = (6 \cdot R_2 \cdot N / \pi^2 \cdot (k_1 + k_2)^2)^{3/2}, \quad (\text{III.26})$$

Avec $k_1 = \frac{(1-\nu_1^2)}{\pi E_1}, k_2 = (1-\nu_2^2)/\pi E_2,$

où R_2 est le rayon du frotteur, et E_1, E_2 respectivement les modules d'élasticité de l'échantillon et du frotteur, et ν_1, ν_2 leurs coefficients de Poisson. Si la raideur du support est K_1 , la fréquence de vibration normale est donnée par la relation :

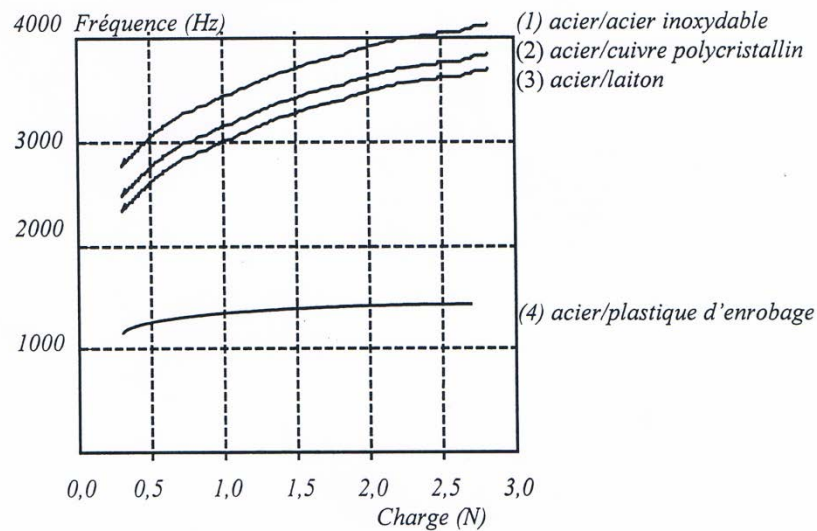


Figure III-17: Fréquence de résonance longitudinale de l'acier en contact avec différents matériaux, d'après [108].

$$f_n = ((K_1 + K_n)/M)^{1/2} / 2\pi, \quad (\text{III.27})$$

Où M est la masse du frotteur.

Il a également observé que la valeur critique de la vitesse, pour laquelle les vibrations sont induites, augmente avec la charge appliquée. La force de frottement n'est pas connue avec précision, car ce phénomène très complexe, met en jeu un nombre important de paramètres

difficilement séparables. La position normale du frotteur, par rapport à la surface frottée, dépend de la charge appliquée et provoque le cisaillement et le labourage de la surface par le frotteur sphérique.

Sherif et Kossa [103] ont déterminé les raideurs de contact entre deux surfaces planes, à partir des fréquences mesurées pour plusieurs valeurs de la charge normale. Les raideurs du contact augmentent avec la charge tandis que leur rapport reste constant. Un modèle analytique pour calculer les raideurs du contact a été validé, voir la figure III-18. Le modèle utilisé a été développé dans [129]. Cependant, le comportement vibratoire du système, pendant le frottement, n'a pas été pris en considération.

Polycarpou et Soom [89] ont utilisé un système dans lequel le pion cylindrique glisse sur un cylindre en variant la charge normale de 160 à 300 Newton. Ils ont observé que la fréquence des vibrations et le coefficient de frottement augmentent avec la pénétration du frotteur dans la surface frottée qui dépend de la charge appliquée; et diminuent quand la viscosité du lubrifiant augmente. La présence du fluide à l'interface sépare les aspérités, donc le nombre de jonctions et l'effort de cisaillement diminuent; la fréquence et le coefficient de frottement diminuent.

Les résultats expérimentaux ont permis de valider le modèle analytique linéaire proposé pour le mécanisme du frottement et le comportement vibratoire du système dans la direction normale. Les raideurs du contact sont déterminées à partir des lois de Hertz. Une comparaison entre les résultats obtenus permet d'observer une asymétrie de la vibration due au comportement non-linéaire du système, une fréquence tangentielle apparaît dans la vibration normale et est due au couplage entre les degrés de liberté.

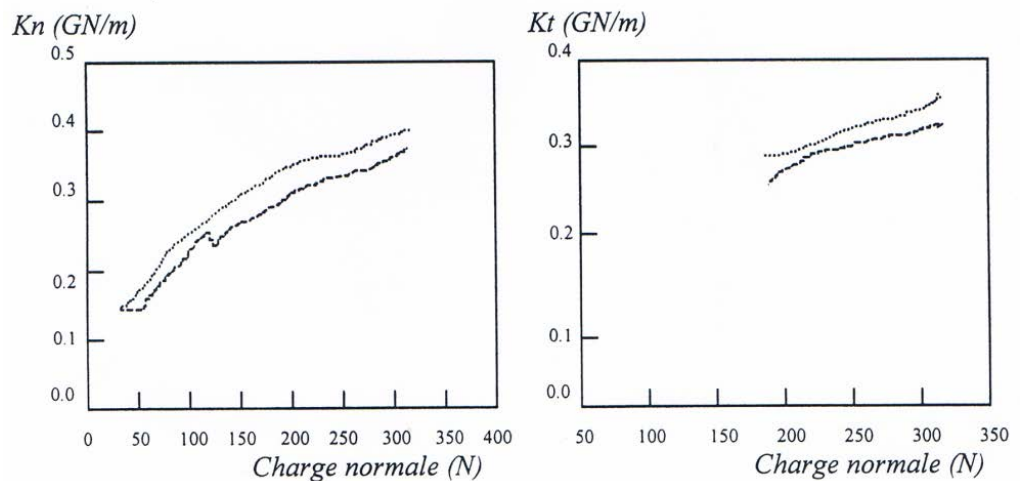


Figure III-18: Variation des raideurs de contact en fonction de la charge, d'après Sherif [103]

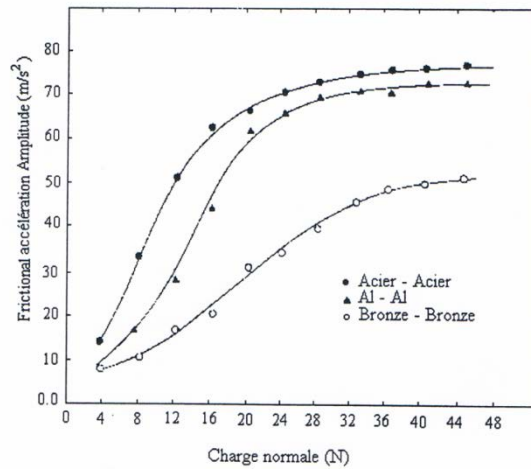


Figure III-19: Evolution de l'amplitude de l'accélération tangentielle du frotteur, d'après [119]

Elkholy et col. [119] mettent en évidence l'influence de la charge sur l'amplitude des vibrations. La figure III-19 montre l'amplitude de l'accélération tangentielle de la vibration du frotteur. On observe que l'amplitude de la vibration augmente avec la charge et que l'amplitude de la vibration produite par l'acier est la plus élevée, par contre, celle produite par le bronze est la plus faible.

Togni et col [109] montrent que pour les polymères, la vitesse critique à partir de laquelle le régime de vibration change dépend de la charge appliquée. Lorsque cette dernière augmente, la fréquence de la vibration diminue par contre l'amplitude augmente. Il existe une valeur de la charge à partir de laquelle ce mouvement relatif disparaît.

III – 7.3.2. Vitesse de glissement

Elkholy et col. [119] ont étudié l'influence de la vitesse sur le bruit sonore produit par le frottement cylindre/cylindre dont les matériaux sont identiques. Les essais ont été effectués sur machine dans laquelle le glissement d'un cylindre sur l'autre est produit par un mouvement alternatif. Ils ont constaté qu'il existe une valeur critique de la vitesse pour laquelle le niveau de la pression acoustique atteint une valeur maximale, figure III-20.

Baglin [108] a étudié l'influence de la vitesse de glissement lors du frottement d'une tige hémisphérique ($R = 1 \text{ mm}$) en acier sur un échantillon de surface plane. Il a testé trois matériaux : un acier, un bronze et un laiton. La vitesse de glissement et la charge normale varient respectivement entre 5 et 35 mm/s et 0,2 et 3 Newton. Il a observé que pour chaque couple il existe une vitesse minimale, appelée vitesse critique, à partir de laquelle les vibrations apparaissent. La variation de la vitesse n'a pratiquement aucun effet sur la fréquence de la vibration, par contre, l'amplitude augmente avec la vitesse jusqu'à une certaine valeur critique de la vitesse. Par conséquent, la largeur des sillons augmente. Il en déduit que les vibrations provoquent une chute sensible de la résistance au frottement et conduisent à une usure considérable du couple. La vibration du frotteur apparaît lorsque la force de frottement diminue. Lorsque la vitesse de glissement augmente, au-delà de sa valeur critique, l'amplitude vibratoire s'accroît, déclenchant ainsi une excitation d'un mode machine de fréquence plus élevée.

Les résultats obtenus par Soom [122] et donnés par la figure III-21 confirment les observations de Baglin.

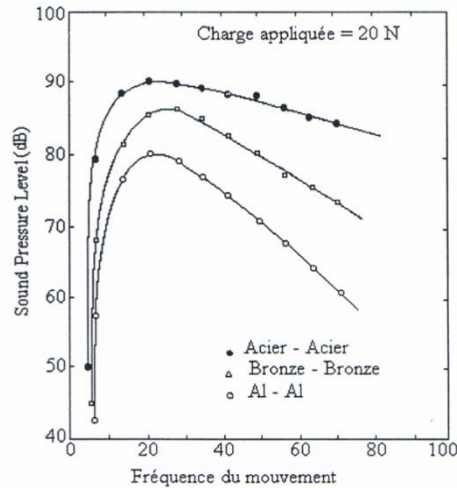


Figure III-20 : évolution de la fréquence de la vibration tangentielle avec de la fréquence du mouvement alternatif, d'après Elkholy [119].

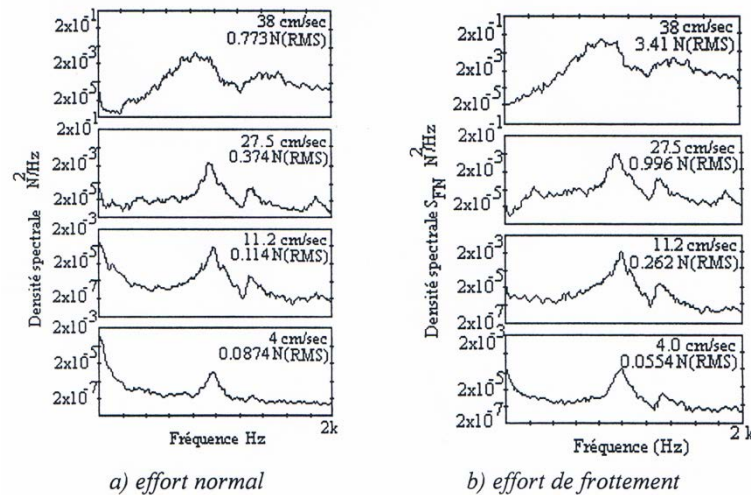


Figure III-21: Densité de puissance spectrale des efforts normaux et de frottement, d'après [122].

Budanov [118] a observé que la variation de la vitesse n'a aucun effet sur la fréquence, par contre, elle provoque l'asymétrie des vibrations et réduit la force de frottement. L'existence d'une fréquence fondamentale naturelle de ces vibrations offre la possibilité d'une réduction considérable de la force de frottement par des vibrations forcées sous les conditions de résonance. La vitesse critique, à partir de laquelle la vibration apparaît sous l'influence d'une vibration forcée induite par les irrégularités de surfaces, est donnée par :

$$V_c = \mu \left| \omega_{np}^2 / (\omega_{np}^2 - \omega^2) \right| a \cdot \omega, \quad (III.28)$$

Où μ est le coefficient de frottement, ω_{np} la pulsation naturelle fondamentale du système, ω et a sont respectivement la pulsation et l'amplitude de la vibration forcée.

Lorsque la vitesse de glissement est supérieure à , la réduction de la force de frottement n'est pas provoquée par l'inertie du système, mais par l'asymétrie des vibrations.

Blok [116] a proposé une solution analytique pour expliquer la relation entre la force de

frottement et le mouvement de stick-slip. Il a remarqué que ce mouvement s'élimine lorsque l'amortissement du système est élevé. Cependant, la théorie proposée n'a pas donné de prédiction précise du comportement vibratoire du système.

Pour des vitesses faibles, un phénomène de vibrations (stick-slip, broutement, crissement) peut apparaître à une vitesse critique bien définie [64] [130] [131]. Pendant leur étude basée sur l'effet des caractéristiques du système utilisé, Brockley et Cameron [129] ont observé qu'il n'y a qu'une seule valeur critique de la vitesse qui limite l'apparition des vibrations. Cette valeur dépend de la charge appliquée, de la rigidité et de l'amortissement de la machine et des caractéristiques du couple de matériaux. Ces dernières caractéristiques varient avec le temps et avec la vitesse de glissement.

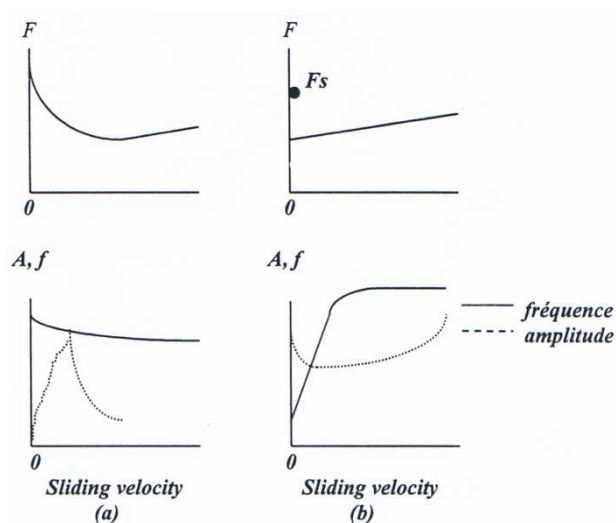


Figure III-22 : Evolution de l'amplitude A et de la fréquence f de la vibration en fonction de la vitesse de glissement pour chaque cas de la force de frottement F (a) et (b), d'après [86].

Nakai et col. [86] montrent que la fréquence, l'amplitude de la vibration et la force de frottement dépendent de la vitesse de glissement, figure III-22. Nous voyons que la variation de la fréquence est faible dans le cas où la force de frottement est décroissante (cas a). Par contre, son amplitude peut avoir un maximum ou un minimum pour une valeur critique de la vitesse selon le mode de variation de la force de frottement.

III – 7.3.3. Présence du lubrifiant à l'interface

Le comportement tribologique des matériaux varie selon leurs propriétés et la nature du milieu environnant. L'humidité est un facteur important, qui influence le frottement et les vibrations induites.

Selon les matériaux, la formation d'un film à l'interface de frottement joue un rôle de protection contre l'usure: l'augmentation de l'humidité favorise la tenue à l'usure et diminue le nombre de jonctions formées par les aspérités en contact. Dans certains cas, la présence

d'une couche d'eau peut faciliter la déformation plastique ou la rupture superficielle.

Sur un tribomètre pion-disque, Kapsa et Houpert [110] ont étudié les vibrations induites par le frottement du couple acier/acier en présence d'eau à l'interface (50 Newton, 0.5 à 5 m/s). Ils montrent que lors du passage d'un frottement sec à un frottement en présence d'eau, l'amplitude des vibrations normale et tangentielle diminue considérablement. En effet, la présence du film d'eau introduit un effet de lubrification qui minimise l'influence de la rugosité (selon la charge) modifie la raideur du contact et génère un amortissement, conduisant à une modification des caractéristiques vibratoires du contact.

Polycarpou et Soom [131] ont étudié l'influence du lubrifiant sur la réponse dynamique de la machine pendant le frottement lubrifié (250 N, 0.1 à 0.6 m/s). La machine d'essais est du type pion-disque, la surface plane du pion frotte contre la surface latérale du disque en rotation. Le pion et le disque sont en acier. Deux lubrifiants de viscosités différentes ont été utilisés. Les auteurs ont observé que lorsque la vitesse de glissement augmente, l'effort tangentiel diminue. Ceci est dû à la couche de fluide continue qui se forme entre les deux surfaces et les sépare. Lorsque la viscosité du lubrifiant augmente, le coefficient d'amortissement au contact augmente et l'amplitude des vibrations diminue.

Lors du glissement, la fréquence de la vibration du système diminue. En effet, lorsque la vitesse de rotation du disque augmente, les deux surfaces en contact tendent à se séparer et l'épaisseur du film du lubrifiant augmente conduisant ainsi à une diminution des raideurs du contact.

III – 7.4. Caractéristiques dynamiques de la machine

Lors des essais de frottement d'un pion en alliage de titane contre un disque en acier (0,01 m/s et 69 MPa), Rice [132] a observé que la variation de la longueur du support provoque un changement net du mécanisme d'usure. Lorsque le support est court, l'usure du pion est considérable, la taille des débris d'usure est grande et la surface du disque est rugueuse. Par contre s'il est long, l'usure du pion est faible et la surface du disque devient lisse. Un transfert de matière a été observé dans chaque cas.

Ces résultats ont été obtenus par Aronov et col [99] qui ont étudié l'influence de la rigidité du tribomètre pion-disque sur les vibrations induites et l'usure pendant le frottement sec et la lubrification limite (acier/acier, 72 cm/s, charge variable). Lorsque la raideur du support augmente, des vibrations dont les fréquences sont élevées apparaissent et provoquent une usure considérable du couple en contact. En effet, les interactions mécaniques entre les aspérités des surfaces et l'augmentation de la rigidité dans la direction normale provoquent une élévation de la force de cisaillement. Celle-ci est responsable de l'augmentation du taux d'usure.

Les résultats expérimentaux, obtenus par Baglin [108], montrent que la fréquence des vibrations du frotteur se place entre les fréquences de résonance induites par les raideurs

normale et tangentielle, qui dépendent du couple envisagé: le contact rigidifie le système et augmente sa fréquence propre. Le système vibre donc dans les directions normale et tangentielle et les fréquences des vibrations dépendent de la rigidité et de l'amortissement du système. Un couplage entre les deux mouvements est produit par les raideurs de contact.

Aronov et col [107] montrent qu'un système vibrant peut avoir 3 mouvements : deux mouvements de translation dans les directions normale et tangentielle, et un mouvement de rotation. La fréquence des vibrations est égale à la fréquence du mode de torsion du support. Ils ont observé un abaissement de la fréquence des vibrations lorsque la rigidité du système diminue. Si on note les forces normale et tangentielle par F_x et F_z respectivement, les équations dynamiques du système s'écrivent sous la forme:

$$\begin{aligned} M(d^2x / dt^2) + C_x(dx / dt) + k_x x &= F_x \\ M(d^2z / dt^2) + C_z(dz / dt) + k_z z &= -F_z \\ I(d^2\theta / dt^2) + C_\theta(d\theta / dt) + k_\theta \theta &= aF_x \end{aligned} \quad (\text{III.24})$$

Où M et I sont, respectivement, la masse et l'inertie du support, k_x , k_z et k_θ , ses raideurs et ses coefficients d'amortissements.

Ces observations ont été confirmées par Goodarz [101]. Celui-ci a observé que les fréquences des vibrations sont situées entre les fréquences naturelles de la machine. L'origine de ces vibrations est associée aux interactions des irrégularités des surfaces excitées par le glissement du frotteur.

Concernant l'influence de l'inertie et la raideur de la machine, Neal et col [133] ont observé sur une machine pion sur disque un abaissement de l'amplitude de la vibration lorsque l'inertie diminue ou la raideur augmente.

Tworzydło et col. [134] trouvent que les vibrations induites et entretenues par le frottement sont dues au couplage entre les mouvements normaux et de torsion du frotteur. Ils en concluent que, dans les mêmes conditions d'essais, les paramètres cruciaux influençant la stabilité des vibrations auto-excitées sont tous les paramètres affectant les vibrations normales et de torsion du système; c'est à dire les caractéristiques de la machine et le couple de matériaux.

Lors de leurs essais de frottement à sec d'une tige hémisphérique contre la surface latérale d'un disque (acier/acier, 1-200 cm/s, 20 N), Yokoi et Nakai [86] ont observé deux types de vibrations. Une vibration non établie, ayant plusieurs fréquences faibles, produite par les irrégularités initiales de surfaces et accompagnée d'un coefficient de frottement faible. Après une durée suffisante de glissement, les surfaces deviennent lisses ; la vibration est périodique ayant une fréquence et une amplitude plus élevées et accompagnée d'une élévation du coefficient de frottement. L'analyse de ces vibrations montre que les fréquences du premier type dépendent du profil des surfaces et de la vitesse de glissement. Par contre, celles du deuxième type sont égales à la fréquence naturelle latérale de la tige et ses harmoniques. L'évolution de la vibration.

III – 8. CONCLUSION

Les études du comportement tribologique et biomécanique des matériaux révèlent que le coefficient de frottement statique ; rapport entre la force tangentielle nécessaire pour provoquer le mouvement du frotteur et la force normale appliquée ; est supérieur au coefficient de frottement dynamique ; rapport entre la force tangentielle nécessaire pour maintenir le mouvement du frotteur et la force normale appliquée. Cependant ce coefficient dépend de l'état de surface du matériau. Sous l'effet de la charge normale, les surfaces métalliques adhèrent. Les aspérités ont tendance à former des jonctions ponctuelles par déformation plastique du matériau, le moins dur et labourage par les aspérités les plus dures. Lors du mouvement, le labourage et le cisaillement des jonctions donne naissance à un troisième corps, qui favorise l'usure. Le phénomène d'usure se produit par détachement des débris, puis la durée de vie propre du troisième corps, et enfin l'élimination du troisième corps des zones de contact. Lors du glissement d'un frotteur sur une surface plane, la collision des aspérités de surface induit des vibrations. L'amplitude de la vibration augmente avec la hauteur des aspérités. Par ailleurs, la fréquence de la vibration dépend de la vitesse relative du frotteur et de l'espacement entre les aspérités. Ces vibrations, peuvent générer des sons assourdissants que nous verrons aux chapitres suivants.

En conclusion, des surfaces lisses permettent de réduire la hauteur des aspérités, d'éliminer la force de déformation. La lubrification permet l'élimination de la force d'adhésion. Le traitement thermo-chimique de Nitruration stabilise le coefficient de frottement et le coefficient d'usure à des valeurs assez faibles.

IV – 1. Introduction

Apparue en France, il y a plus d'une trentaine d'année, l'émission acoustique (E.A.) a été considérée comme la panacée en matière de contrôle. Elle a donc connu à cette époque un développement important dans le sens où des applications tous azimuts ont été tentées. Ainsi, de nombreuses applications ont été mises au point et, bien que limitées et souvent anonymes, elles ont conforté la valeur de cette technique lorsqu'elle est bien utilisée.

Dans ce chapitre, après avoir données quelques définitions de base sur le domaine et décrit le déroulement d'une analyse d'émission acoustique, nous verrons les différentes méthodes d'analyses d'une mesure qui ont été utilisées dans cette étude pour la caractérisation de la fissuration des revêtements lors de test de flexion quatre points et lors d'essais d'indentation inter-faciale et normale. Dans l'annexe B, on trouve un rapide historique de l'utilisation de l'émission acoustique ainsi qu'un descriptif général de l'instrumentation.

IV – 2. Définitions

Dans la norme NF A 09-350, on trouve la définition précise de la majeure partie des termes concernant l'émission acoustique, dont voici les principales :

- **Emission acoustique** : " *Phénomène de création d'ondes élastiques transitoires résultant des micro déplacements locaux internes à un matériau. Par extension, ce terme désigne également la discipline scientifique et technique utilisant ce phénomène.*" D'une manière plus générale, l'émission acoustique provient de phénomènes tels que les transformations de phases, la déformation plastique, la corrosion, l'amorçage et la propagation de fissures entre autres [3, 135]

- **Événement** : " *apparition d'un micro déplacement engendrant des ondes élastiques transitoires.*"

- **Salve** : " *Signal de forme oscillatoire caractérisé par une montée rapide de l'amplitude des oscillations à partir d'un niveau de référence initial (généralement celui du bruit de fond) puis par une décroissance généralement plus lente jusqu'à une valeur proche du niveau initial.*" Un événement se présente quasiment sous forme d'une onde sinusoïdale amortie.

- **Emission continue** : " *Dénomination qualitative appliquée à l'émission acoustique lorsque les salves ne peuvent être séparées les unes des autres. L'existence du signal d'émission acoustique est alors décelée par l'augmentation apparente du bruit de fond.*" Pour observer ce type d'émission acoustique on peut par exemple réaliser un essai de traction sur un acier faiblement allié. Fleischmann [136] a montré qu'elle était associée à la déformation plastique et surtout au mouvement des dislocations.

- **Emission discontinue ou discrète** : " *Dénomination qualitative appliquée à l'émission acoustique lorsque les salves peuvent être séparées les unes des autres par observation ou traitement du signal.*" L'émission acoustique discrète accompagne les phénomènes d'endommagement conduisant à la rupture : initiation et propagations de fissures corrosion sous tension, rupture des fibres et fissuration de la matrice pour les matériaux composites...

IV – 3. Déroulement d'une analyse

La figure IV-1 montre le principe général d'une mesure d'émission acoustique. Le déroulement de cette analyse peut être décomposé de la manière suivante.

- Lors d'un chargement mécanique, un matériau s'endommage et ceci se traduit par l'apparition d'instabilités locales qui engendrent une redistribution rapide de l'énergie emmagasinée entre la zone endommagée et les zones environnantes.
- Lors de cette redistribution, la différence des énergies entre l'état initial et l'état actuel est dissipée sous forme d'une onde élastique transitoire. Cette onde se propage dans la structure et se modifie du fait de l'interaction avec le matériau (inhomogénéité, inclusions, défauts...) et de la géométrie de la structure (réflexions, conversions de modes...) (cf. figure IV-2).

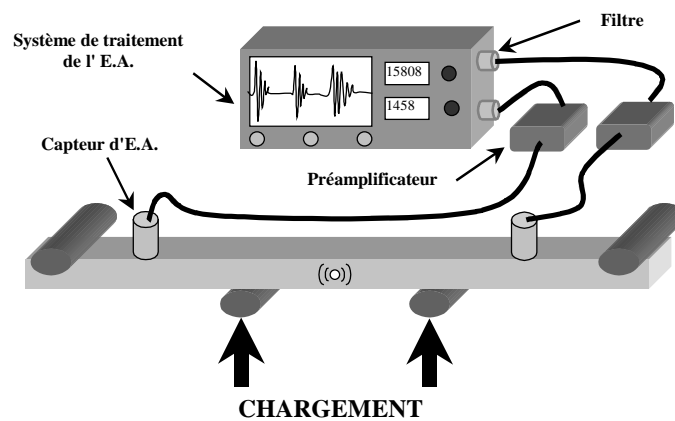


Figure IV-1 : Principe général d'une mesure d'émission acoustique

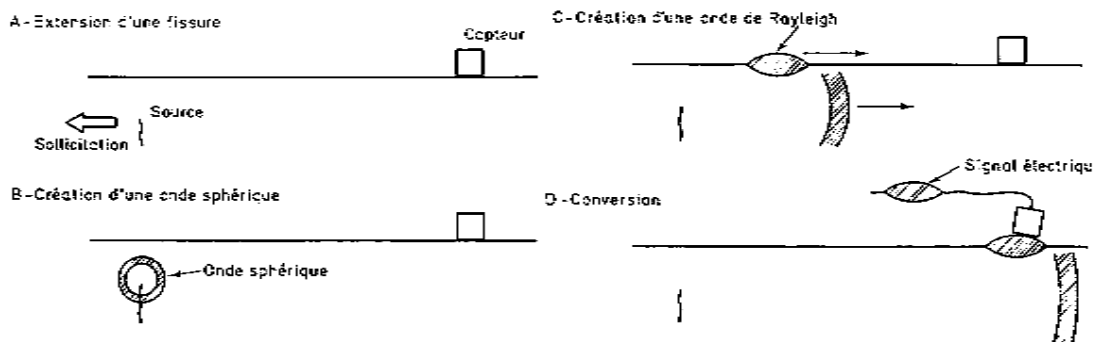


Figure IV-2 : Principe de détection d'un événement acoustique.

- La perturbation mécanique ainsi générée peut être détectée en surface par un capteur puis transformée en signal électrique. Cette transformation modifie à nouveau le signal du fait de l'effet de filtre joué par le capteur.
- Le signal est ensuite conditionné et traité pour pouvoir être visualisé. Le signal d'émission acoustique est conventionnellement défini comme étant l'information obtenue après détection d'un ou plusieurs événements d'émission acoustique. L'événement dans ce cas correspond à l'apparition d'un micro déplacement dans le matériau.
- A partir des caractéristiques du signal traité, on recherche une corrélation avec la source au sein du matériau. Cette étape constitue l'objectif principal de l'analyse par

émission acoustique et reste la plus délicate du fait des différentes modifications que le signal source a subi et surtout du fait de la multiplicité des sources présentes dans la plupart des applications.

IV – 4. Méthodes d'analyse des signaux d'E.A.

L'analyse des signaux d'émission acoustique, qui se présente sous forme de salves en sortie de capteur pour l'émission acoustique discrète, a pour but de présenter les résultats sous différentes formes afin d'en rendre leur interprétation possible. Le but final étant de relier les caractéristiques du signal aux événements physiques qui en sont à l'origine dans le matériau.

IV – 4.1. MESURE DES CARACTERISTIQUES

IV – 4.1.1. Caractéristiques globales

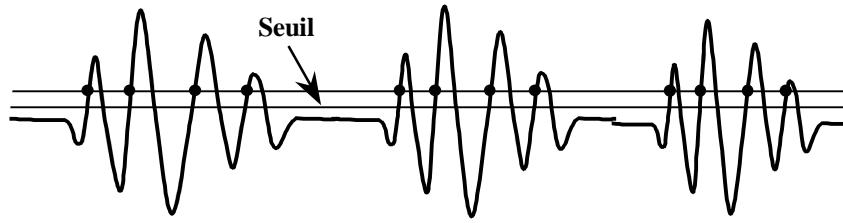
IV – 4.1.1.1. Notion de seuil

Afin de pouvoir distinguer l'émission acoustique en elle-même du bruit de fond qui est toujours présent lors d'un essai, il est indispensable de définir un seuil de détection. Le seuil est une tension de référence en dessous de laquelle on considère que le signal n'est pas représentatif d'un événement acoustique. En pratique, il existe deux principaux types de seuil : le seuil fixe ou le seuil flottant. Le seuil fixe est le plus simple car il se présente sous la forme d'une tension constante fixée par l'utilisateur en Volt ou en décibel par rapport à une tension de référence. Il est bien adapté dans le cas où le bruit de fond est constant. Le seuil variable ou flottant consiste à fixer une tension de référence asservie au bruit de fond.

IV – 4.1.1.2. Nombre d'alternances et nombre de salves

La distinction entre salves et alternances est essentielle. Le nombre d'alternances correspond au nombre de fois où le signal dépasse le seuil. Par exemple sur la figure IV-3, on compte 12 alternances.

Une salve est par définition caractérisée par une montée rapide de l'amplitude des oscillations à partir du niveau de référence initiale (bruit de fond) puis par une décroissance jusqu'au retour au niveau de référence. Ainsi une salve est constituée de plusieurs alternances. Par exemple sur la figure IV-3, on distingue 3 salves. Le début d'une salve est détecté lorsque le signal dépasse le seuil. La fin de la salve est déterminée grâce à l'utilisation par le système d'acquisition d'une constante de temps appelée HDT (Hit definition Time) qui permet d'arrêter les mesures. C'est grâce à cette constante que l'on obtient une bonne identification ainsi qu'une bonne description des salves. Le HDT est un laps de temps déclenché dès le début de la salve. Ainsi, la fin de la salve est déterminée lorsque l'on n'observe aucun dépassement de seuil durant ce laps de temps. Un HDT trop long risque d'assimiler à un seul événement acoustique deux salves indépendantes.



3 salves et 12 alternances

Figure IV-3 : Distinction entre salves et alternances

IV – 4.1.2. Caractéristiques d'une salve [137]

La figure IV-4 présente les principales caractéristiques d'une salve d'émission acoustique décrites ci-dessous :

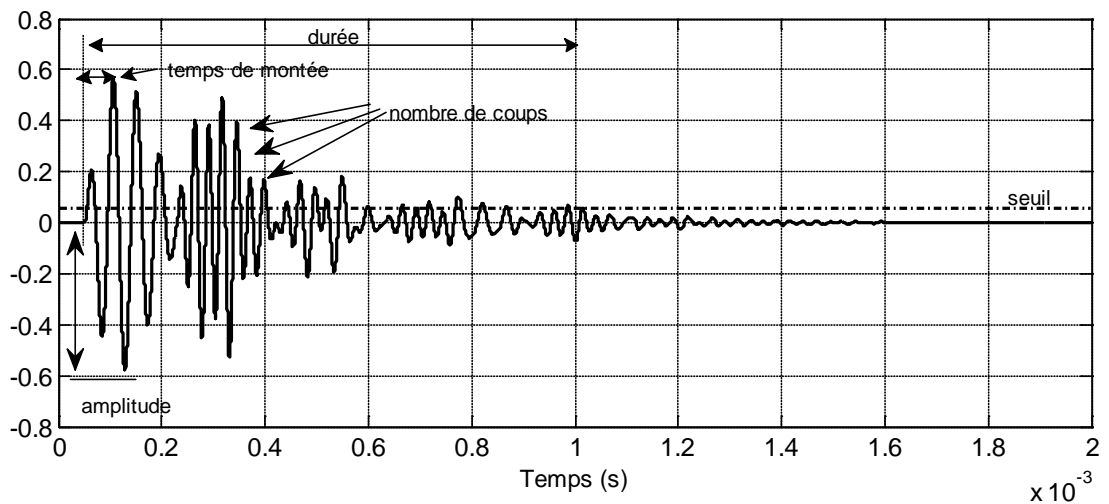


Figure IV-4 : Schéma et caractéristiques d'un signal d'émission acoustique.

- **Amplitude** : Elle correspond à l'amplitude maximale de la salve mesurée en dB.
- **L'énergie d'enveloppe et l'énergie absolue** : L'énergie d'enveloppe est calculée à partir de la surface de l'enveloppe du signal redressé. L'énergie absolue correspond à la mesure de l'énergie vraie. C'est l'intégrale du signal au carré sur la durée de la salve. Elle est généralement exprimée en attojoules (1 attojoules = 10^{-18} joules). La figure IV-5 présente la différence entre l'énergie d'enveloppe et l'énergie absolue.

$$E = \int_0^t V^2(\tau) d\tau \quad (IV-1)$$

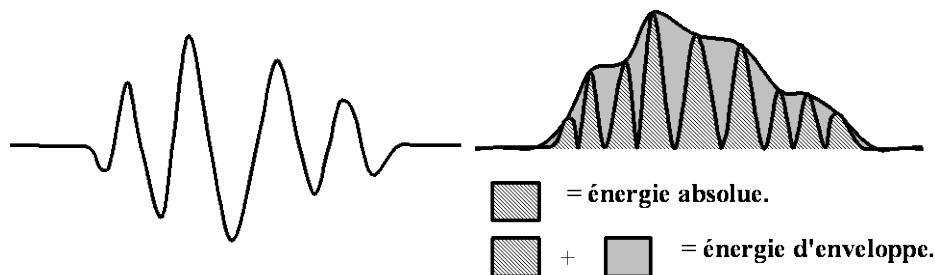


Figure IV-5 : Ecart entre l'énergie d'enveloppe et l'énergie absolue.

- **Nombre de coups ou nombre d'alternance** : c'est le nombre d'alternances qui dépassent le seuil de détection.
- **Le temps de montée** : C'est le temps en microsecondes mis pour atteindre le pic d'amplitude maximale.
- **La durée** : elle correspond à la durée totale de la salve et est généralement exprimée en microsecondes.
- **La fréquence moyenne** : C'est le rapport en kiloHertz entre le nombre de coups et la durée.
- **La valeur moyenne du signal** : Elle correspond à l'intensité du signal. C'est l'intégrale du signal redressé sur la durée de la salve

$$V_m(t) = \frac{1}{T} \int_t^{t+T} V(\tau) d\tau \quad (IV-2)$$

- **L'ASL (Average Signal Level) et la valeur RMS (Root Mean Square)** : L'ASL, exprimé en dB, correspond à la tension efficace calculée et compressée logarithmiquement, elle bénéficie d'une grande dynamique et est représentative du bruit de fond. La RMS, exprimée en microvolts, est une tension efficace linéaire qui mesure également le bruit de fond. Elle présente une grande précision mais une dynamique restreinte.

$$V_{RMS}(t) = \sqrt{\frac{1}{T} \int_t^{t+T} [V(\tau)]^2 d\tau} \quad (IV-3)$$

IV – 4.2. LOCALISATION D'UN EVENEMENT ACOUSTIQUE

IV – 4.2.1. Principe [138]

La localisation de la source d'un événement acoustique sert à déterminer la zone où celui-ci s'est produit. Suivant le nombre de capteurs que l'on utilise, la localisation peut être linéaire, bidimensionnelle ou tridimensionnelle. Le principe consiste à mesurer les différences de temps d'arrivée d'un même événement acoustique à plusieurs capteurs placés sur la structure. Lorsque ces différences sont connues, le lieu auquel appartient la source est défini par :

$$V \cdot \Delta t = \text{constante} \quad (IV-4)$$

où V est la vitesse de propagation de l'onde (V est supposée constante quelle que soit la direction et la distance de propagation (matériau homogène et isotrope)). La courbe définie par cette équation est une branche d'hyperbole. Ainsi pour localiser la source, il suffit de trouver l'intersection des différentes hyperboles correspondantes au Δt mesurés pour chacun des capteurs utilisés. Cette méthode est dérivée de la méthode de localisation des épicentres de tremblement de terre utilisés en sismologie.

Au regard de la formule IV-4, on constate qu'avant de pouvoir faire une localisation, il est nécessaire de connaître la vitesse de propagation d'une onde dans le matériau.

IV – 4.2.2. Mesure de la vitesse de propagation

La mesure de la vitesse de propagation des ondes dans un matériau s'effectue en simulant des événements acoustiques et en mesurant le temps de parcours de ceux-ci entre la source et le capteur. Deux méthodes sont utilisables pour simuler les événements, elles sont plus en détails dans l'annexe B :

- **La méthode du capteur émetteur** : Dans cette méthode, on utilise deux capteurs l'un servant d'émetteur et l'autre de récepteur. On génère un signal à l'aide du capteur émetteur et l'on mesure le temps (t) que ce signal met pour parcourir la distance séparant les deux capteurs (C). On obtient ainsi la vitesse recherchée (V) :

$$V = \frac{C}{t} \quad (\text{IV-5})$$

- **La rupture d'une mine de graphite (source Hsu-Nielsen : cf. figure IV-6)**: Pour cette méthode de mesure deux protocoles opératoires sont possibles :

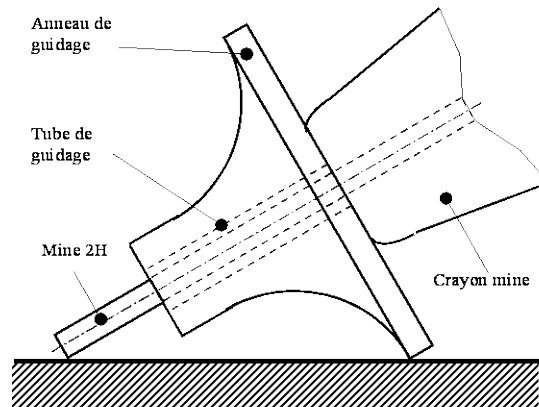


Figure IV-6 : Méthode contrôle par source Hsu-Nielsen [32, 139]

- **Méthode à un seul capteur** : Dans ce cas, on positionne un capteur sur la structure et on réalise différents cassés de mine à des distances croissantes , , ... et on mesure le temps de propagation de l'onde , , ... On obtient ainsi une série de point qui forme une droite d'équation :

$$d = Vt + \varepsilon \quad (\text{IV-6})$$

Où V est la vitesse que l'on cherche et ε une valeur faible représentant les erreurs de manipulation (essentiellement dues à la précision de la localisation du cassé de mine).

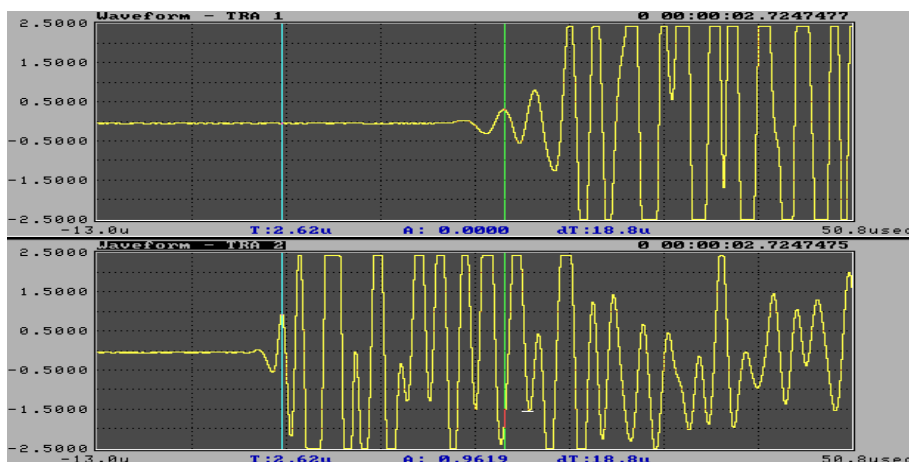


Figure IV-7 : Mesure de la différence de temps d'arrivée d'une onde avec deux capteurs.

- **Méthode à deux capteurs** : Dans ce cas, on positionne deux capteurs sur la structure et on réalise différents cassés de mine sur la droite définie par les deux capteurs et mais en dehors du segment [] de longueur C. Ensuite on mesure la différence de temps de propagation entre les deux capteurs (cf. figure IV-7). Cette différence de temps Δt est proportionnelle à la distance C :

$$V = \frac{C}{\Delta t} \quad (\text{IV-7})$$

IV – 4.2.3. La localisation linéaire

Lorsque l'on utilise deux capteurs et positionnés sur une structure, on peut réaliser une localisation linéaire de la position d'un événement.

Soit V la vitesse de propagation, C la distance entre et , Δt la différence de temps de propagation et en prenant comme origine, on peut définir x la position d'un événement de la façon suivante :

$$x = \frac{C}{2} - \frac{V}{2} \Delta t \quad (\text{IV-8})$$

On remarquera que les sources situées à l'extérieur du segment [] vont apparaître soit en soit en car le temps mesuré correspondra au temps nécessaire pour aller d'un capteur à l'autre. De plus, une source qui ne se situerait pas dans l'alignement serait ramenée entre les deux capteurs. Il faut donc réserver la localisation linéaire aux structures pouvant être considérées comme unidirectionnelles.

V – 1. Introduction

V – 2. Etude par émission acoustique du système acier inoxydable/alumine

Nous avons choisis, trois cas à étudier à savoir : un essai à sec sous une charge de 60 N et deux essais en liquide de Ringer sous différentes charges (60 N, 250 N). Toutes les mesures de l'émission acoustique ont été effectuées à l'aide du système *Mistras 2001*.

Il a été décidé de réaliser un essai préliminaire de frottement à sec sur un frotteur (cylindre en alumine) instrumenté d'un capteur d'émission acoustique. Cet essai a été réalisé afin de permettre de faire la comparaison avec les deux tests de frottement et usure du couple de matériau immergé dans le liquide de Ringer et connaître la mesure de l'émission acoustique sur les deux tests dont le chargement est différent.

V – 2.1. Etude par émission acoustique du système acier inoxydable/alumine

V- 2.1.1. Essai à une charge de 60 N

Dans le graphe de la figure V-1, on remarque une très forte activité acoustique ; ce test de frottement est réalisé à sec. On peut ici parler d'émission continue avec un nombre important de signaux compris entre 2. aJ et 2. aJ en moyenne d'énergie absolue.

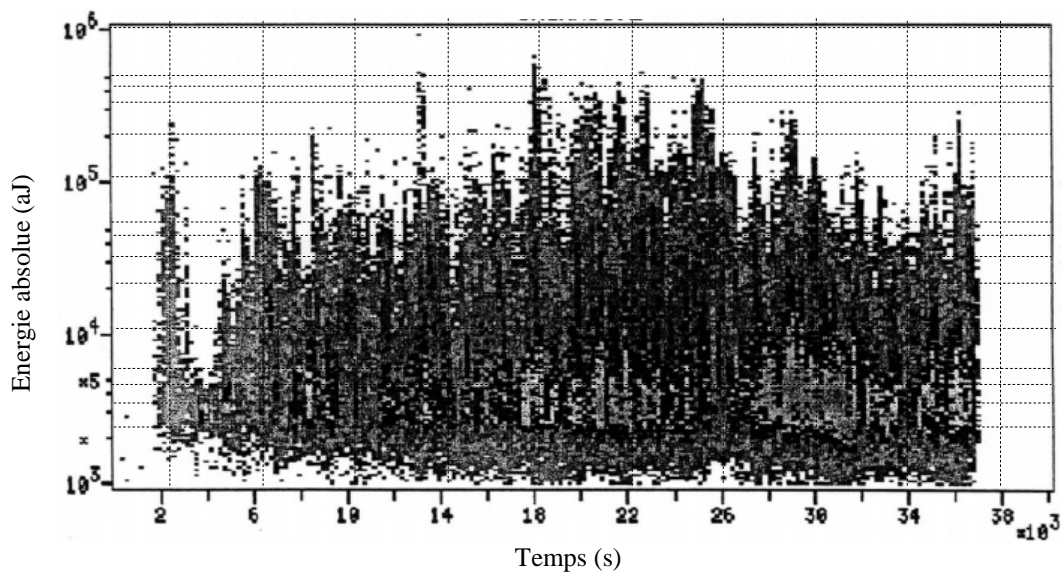


FIG V-1 : Graphe de l'évolution de l'activité acoustique

Sur la figure V-2, est représentée chronologiquement la distribution de l'amplitude des événements en 3-D. L'axe des y correspond aux événements de l'émission acoustique, l'axe des x à l'amplitude. Ainsi, on constate que l'activité acoustique est située entre 60 et 80 dB.

Ce qui est habituellement considéré comme un indice d'un endommagement important du matériau.

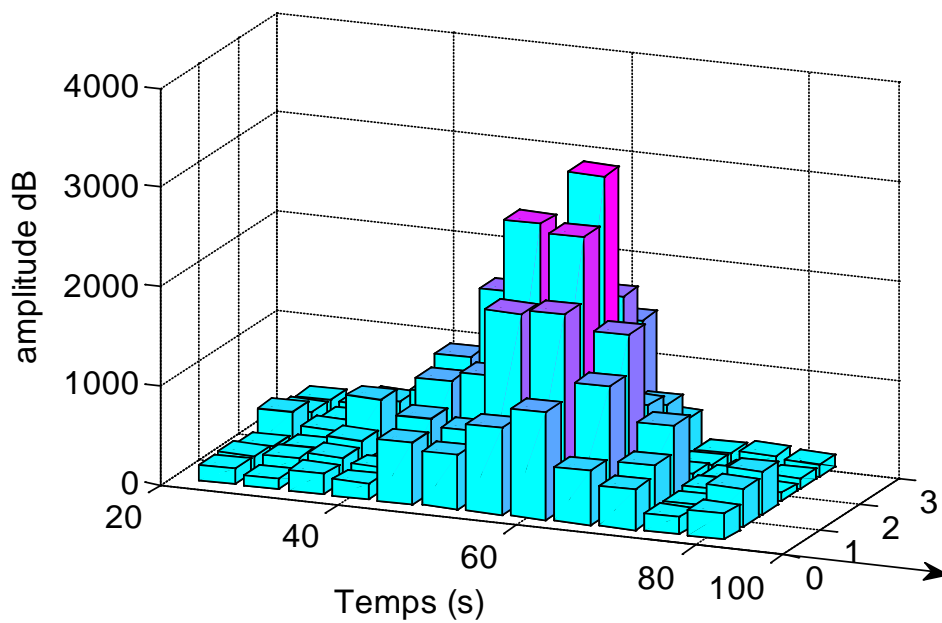


FIG V-2: Distribution d'amplitude en fonction du temps.

En superposant l'énergie absolue en fonction du temps avec le frictiogramme, on peut identifier les différentes étapes de l'essai (fig. V-3).

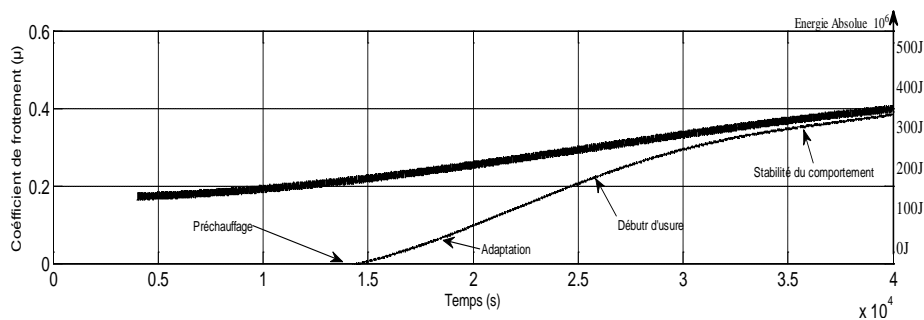


FIG V-3 : Graphe de l'énergie absolue (aJ) n fonctions du temps (s) associé à celui du coefficient de frottement.

V- 2.2. Essais de frottement et usure en présence du liquide de Ringer.

V – 2.2.1. Essai à une charge de 60 N

Cet essai de frottement et usure du couple de matériau (plaquette en acier inoxydable et cylindre en alumine) a été réalisé en présence du liquide de Ringer.

Le graphe figure V-4, représente les différentes phases lors de l'essai de frottement avec liquide de Ringer, avec un chargement de 60 N.

Le nombre de signaux d'énergie absolue de l'ordre de aJ à aJ est plus faible à cause de l'atténuation du liquide de Ringer que dans le cas de l'essai à sec.

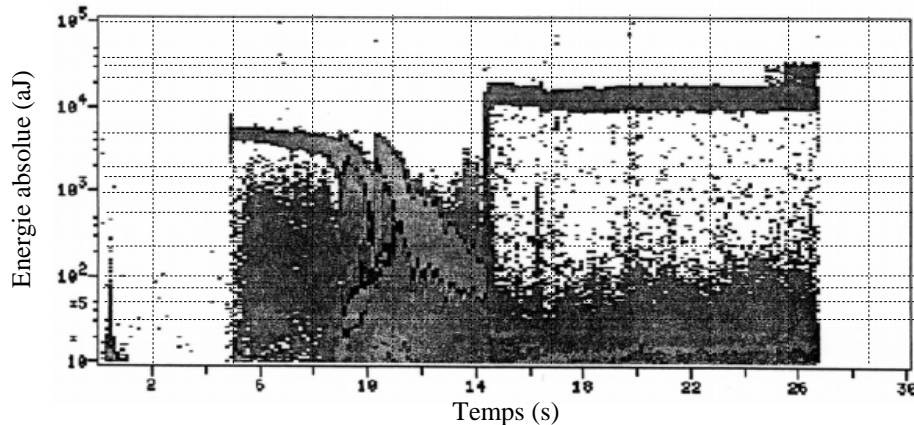


FIG V-4 : Graphe de l'évolution de l'activité acoustique.

Comme dans le cas de l'essai réalisé à sec, on constate que l'émission acoustique est également continue.

Sur la figure V-5, on distingue trois populations d'émission acoustique :

- ✓ la première de 40 à 65 dB représente l'adaptation de deux pièces en frottement et début d'usure ;
- ✓ la seconde population de 65 à 75 dB montre l'usure ;
- ✓ la dernière de 75 à 80 dB la production de débris d'usure.

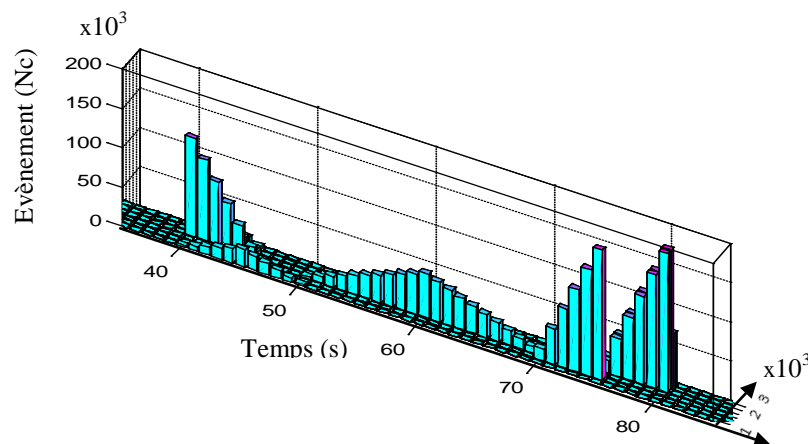


FIG V-5 : représentation en 3D du graphe « Evènement » en fonction de l'amplitude et en fonction du temps.

Le graphe V-6, associé aux observations visuelles effectuées au cours de l'essai montre les différentes étapes citées précédemment.

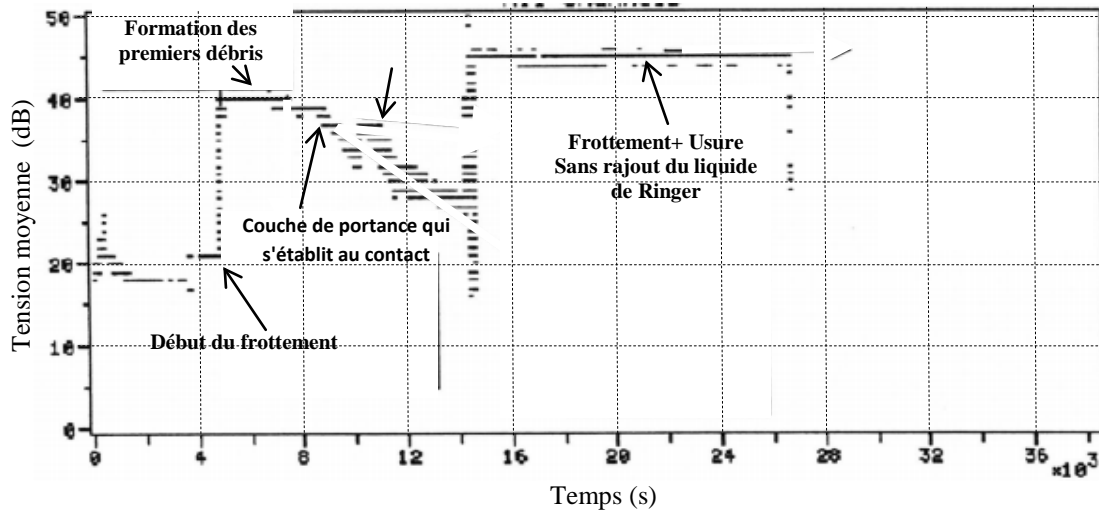


FIG V-6 : Graphe de tension moyenne du signal en (dB) en fonction du temps en (S).

Le graphe V-7 montre l'évolution de l'énergie absolue en fonction du temps associé à l'évolution du coefficient de frottement.

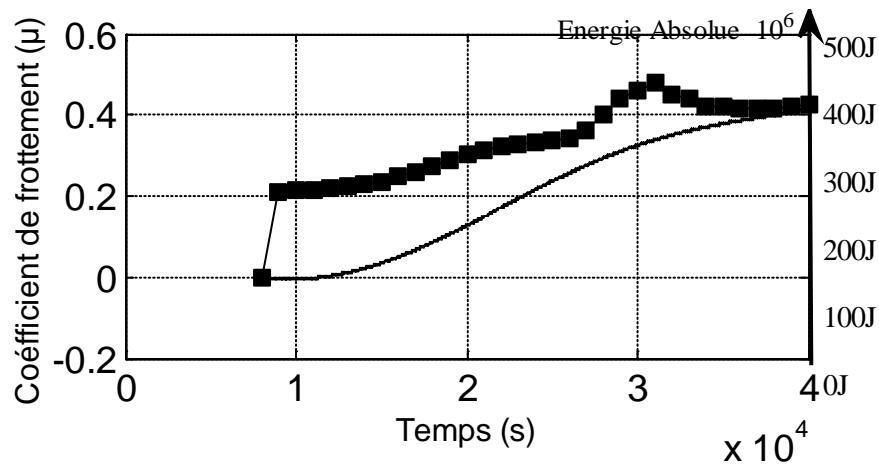


FIG V-7 : Graphe de l'énergie absolue en (aJ) en fonction du temps en (s), associé à celui du coefficient de frottement.

V - 2.2.2. Essai à une charge de 250 N

Pour l'essai à plus forte charge, les signaux acoustiques ne semblent pas différents en énergie absolue de ceux obtenus lors de l'essai à 60 N. On retrouve les mêmes types de phénomènes de manière plus ou moins accentuée.

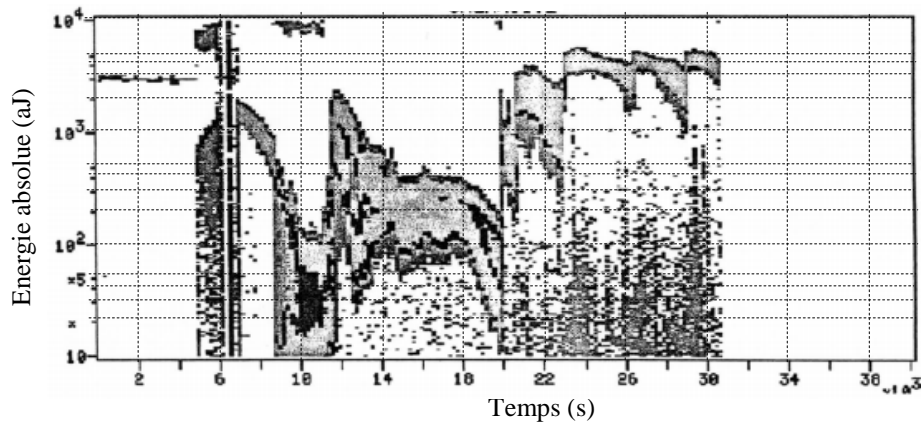


FIG V-8 : Graphe de l'évolution de l'activité acoustique.

De même, on distingue dans le graphe de la figure V-9, trois populations d'émission acoustique à savoir :

- ✓ adaptation (40-50 dB) ;
- ✓ usure (50-65 dB) ;
- ✓ production de débris (65-75 dB).

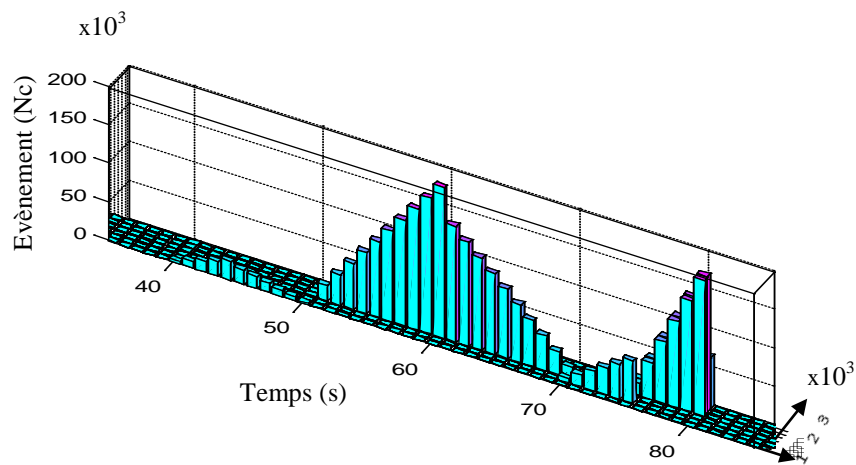


FIG V-9 : représentation en 3D du graphe évènement en fonction de l'amplitude et en fonction du temps.

Le graphe de la figure V-10, montre les différentes phases au cours de l'essai de frottement en présence du liquide de Ringer.

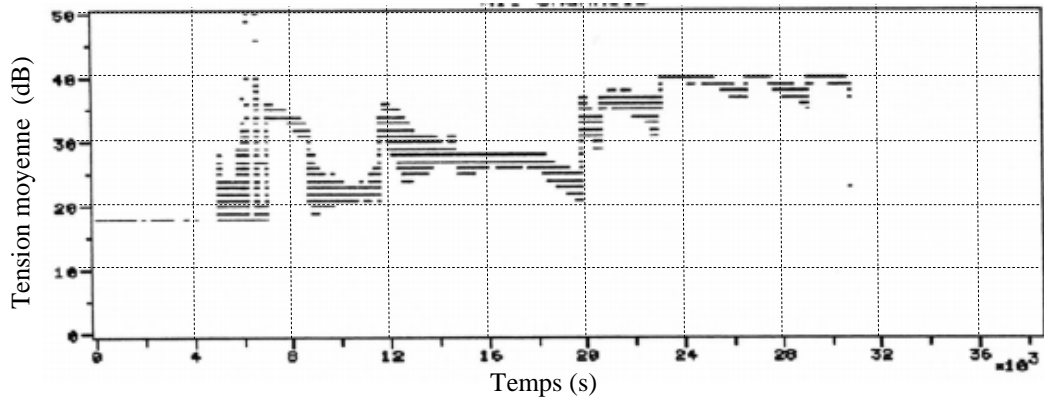


FIG V-10 : Graphe de tension moyenne du signal en (dB) en fonction du temps en (s).

La courbe figure V-11, donne l'historique du phénomène du frottement et usure et on note à nouveau les différentes phases :

- ◆ Phase 1 : Préchauffage 37° C ;
- ◆ Phase 2 : Début du frottement ;
- ◆ Phase 3 : Usure et apparition de débris ;
- ◆ Phase 4 : Apparition d'un volume important de débris et variation de la morphologie de ces derniers.

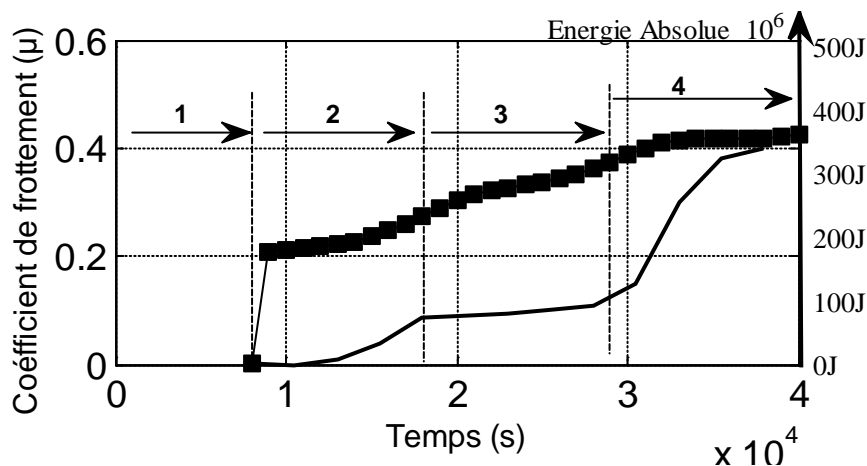


FIG V-11 : Graphe de l'énergie absolue en (aJ) en fonction du temps en (S), associé à celui du coefficient de frottement.

L'émission acoustique, permet aussi de déceler pendant l'essai de frottement et usure les phénomènes suivants :

- ✓ début de frottement ;
- ✓ la production de débris ;
- ✓ une couche d'adhérence ;
- ✓ un ralentissement du phénomène de génération de débris.

V – 2.2.3. *Synthèse*

Nous avons utilisé l'émission acoustique en conditions « in situ » lors des essais de frottement en mesurant simultanément le coefficient de frottement. La représentation conjointe des données acoustique et tribologique montre pour les premières étapes chronologiques une certaine similitude. Si au cours de la mise en place de l'essai, l'émission acoustique (en représentation cumulée) est très faible, dès que l'essai commence réellement, on enregistre un signal acoustique dont l'évolution de l'intensité cumulée est identique à celle du coefficient de frottement. Il faut noter que ce type d'évolution « en parallèle » se trouve quel que soit le milieu en présence à savoir le liquide de Ringer ou à sec.

Ceci montre que cette technique est sensible au frottement et permet d'étudier ce phénomène ; on ne peut pas dire que l'évolution de l'intensité cumulée traduit celle du coefficient de frottement. En effet, au cours de la sollicitation il y a modification structurale et mécanique de la surface, enlèvement de la matière avec création d'un faciès d'usure ainsi que formation et expulsion de débris. Tous ces événements sont émissifs. Pour aller plus loin dans l'exploitation de cette approche, il convient d'analyser en détails les signaux émis non seulement à différents stades d'un même essai mais aussi d'essai à un autre dans lequel on a changé le milieu.

Toutefois au delà d'une certaine durée, si le coefficient de frottement continue à évoluer de façon monotone, l'intensité cumulée de l'émission acoustique présente un changement de son évolution : il y a augmentation des événements. Il est intéressant de noter que le changement intervient pour un couple donné et pour un milieu donné sensiblement au même temps de l'ordre de 18 à 20. secondes ; par contre, cette augmentation est d'autant plus importante que la charge est forte. Après cette transition on observe, à l'œil, que le nombre de débris expulsés est plus important. Si on analyse plus finement les caractéristiques acoustiques des signaux émis et si on considère l'amplitude en fonction du temps on s'aperçoit qu'après une période de « silence », il y a une période d'activité notée PII. Si on s'intéresse à la distribution en énergie des signaux dans le cas du couple acier inoxydable/alumine avec frottement à sec, on constate que pendant PI l'énergie est relativement faible ; pendant PII, il y a poursuite de l'émission de PI à laquelle se superpose, une seconde distribution plus élevée en énergie. Cela suggère l'existence de deux types d'évènement. Par analogie avec les travaux de A. Benabdallah et D. Tréheux [140] la période PI correspondait à l'établissement d'une couche dite de transfert sur l'acier inoxydable ; pendant PII il y aurait fatigue de surface de cette couche avec fissuration et formation de lambeaux et/ou d'écaillés constituant les débris avec continuité de l'établissement de la couche de transfert. Au bout d'un certain temps le nombre de débris expulsés augmenterait alors notablement [141].

V – 3. **Discussions des résultats**

V - 3.1. *Résultats des essais du couple acier inoxydable/alumine en frottement à sec*

La figure V-12 montre l'évolution du coefficient μ de l'acier inoxydable 316L en fonction du temps pour les différentes charges (60N 120N 2350N et 350N) , à sec et à une fréquence de 2Hz.

Pour les charges de 60 n et de 120 N, l'évolution de coefficient de frottement μ est pratiquement identique ; il a tendance à augmenter, par contre pour les charges de 250 N et de 350 N, le coefficient de frottement μ est élevé et il est de l'ordre de 0.75-0.8.

Pour 60 et 120 N, les débris sont relativement nombreux, sous forme agglomérée, et on remarque deux genres de débris d'usure (une catégorie métallique et l'autre sous forme de

petits grains de couleur noir). L'apparition de ces débris s'accélère aux fortes charges (soit 250 N et 350 N). Ces débris d'usure ne sont constitués que de particules métalliques provenant de la plaquette. Mais on note aussi une trace et une couche de poudre noire détectée sur la zone de contact de l'alumine.

Dans le cas du frottement à sec, on remarque sur les plaquettes en 316 L des états de surfaces très rugueux. La trace d'usure sur la plaquette est relativement profonde.

Le résultat de la production des particules peut être expliqué par le dégagement excessif de chaleur produit, notamment pour les tests à fortes charges.

Il est bien connu que, quand un polymère frotte contre un métal, un film de frottement soit formé sur la contre face. Le rôle de ce film sur le frottement et l'usure a été bien étudié, pour un couple donné en contact, un coefficient de frottement stable et un bas taux d'usure peuvent être maintenus aux diverses températures, aussi longtemps que le film n'est endommagé. Quand les efforts de cisaillement sont plus grands, le film de frottement se dédouble et adhère sur les deux surfaces de glissement. Ceci provoque l'accumulation d'un troisième corps (débris d'usure) dans l'interface coulissante comme condition nécessaire pour avoir le bas coefficient de frottement, Ce film de transfert peut modifier la topographie du contre matériau .Ce paramètre a été démontré exerçant une grande influence, sur l'usure des polymères .De plus, il y a une rugosité optimale des matériaux pour une usure minimale. Cependant, comparé à ces investigations rapportées au sujet du frottement d'acier inoxydable contre des métaux, des alliages ou d'autres polymères peu de travaux ont été édités sur le comportement d'usure d'acier inoxydable contre une céramique.

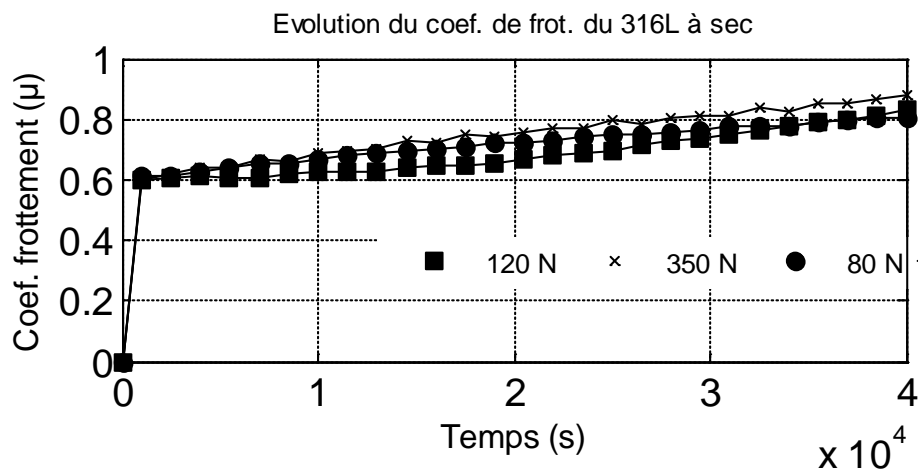


FIG V-12 : Evolution du coefficient de frottement en fonction du temps, plaquette en 316 L, en condition a sec.

V – 3.2. Résultats des essais du couple acier inoxydable/alumine en frottement avec le liquide de Ringer

Après avoir réalisé les essais en frottement à sec à titre de référence, des tests ont été effectués sur des plaquettes en acier inoxydable 316 L en contact avec un cylindre en alumine, en présence d'un liquide de Ringer. Sur la figure III-26, est représentée l'évolution du coefficient de frottement avec le liquide de Ringer pour les charges de 60, 120, 250 et 350N.

Le graphe de la figure V-13, montre bien que l'évolution du coefficient de frottement est semblable pour toutes les charges, mais on peut noter quand même une légère diminution

de ce coefficient pour les charges de 250 N et 350 N. Selon le graphe, on distingue des pics sur les courbes du coefficient de frottement au moment où on rajoute le liquide de Ringer. Pour les petites charges (60N et 120N), le volume des débris est pratiquement négligeable par rapport à l'apparition des débris dans les essais sous les conditions de charges de 250 N et 350 N. La production des débris reste relativement en petite quantité.

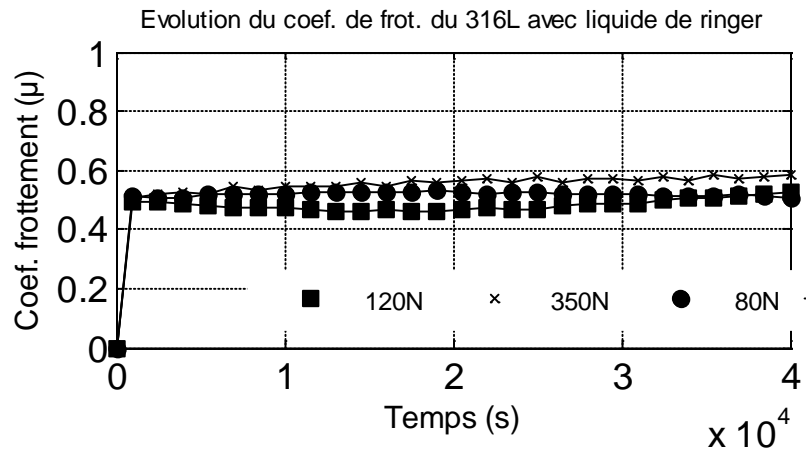


FIG V-13 : Evolution du coefficient de frottement μ en fonction du temps, Plaquette en 316 L, frottement présence du liquide de Ringer.

V – 3.3. Résultats des essais du couple acier inoxydable/alumine en présence de différents milieux

V – 3.3.1. Cas de la solution glucosée

Pour les charges de 60 N et de 120N, l'évolution de coefficient de frottement μ est pratiquement identique ; il a tendance à augmenter légèrement. Par contre pour les charges de 250N et stable 350 N, le coefficient de frottement μ est aux alentours de 0.49.

Pour 60 et 120 N, les débris sont relativement peu nombreux. L'apparition de ces derniers n'est effective qu'à forte charge (soit 250N, 350N). Ces débris d'usure ne sont constitués que de particules métalliques de petites tailles provenant de la plaquette. L'examen visuel montre une trace sur la surface de l'alumine de couleur noirâtre et le cylindre en alumine est recouvert de poudre fine et noire.

Dans le cas du frottement avec la solution glucosée, on remarque sur les plaquettes, un état rugueux de surfaces. La trace d'usure est relativement profonde. Pour ces tests, on constate que le lubrifiant s'évapore. Cette évaporation est peut être due à la chaleur dégagée lors de l'expérience.

V – 3.3.2. Cas de la solution albuminoïde

On constate la même évolution du coefficient de frottement pour les charges de 60 N et de 120 N que dans le cas de la solution glucosée. Par contre pour les charges de 250 N et de 350 N, et notamment pour 350 N le coefficient de frottement μ est très bas et stable, aux alentours de 0.15.

Pour les charges de 60 N et 120 n, il n'y a aucune apparition de débris. Pour les fortes charges de 250N et 350 N, on a obtenu la production de deux types de particules sous forme métallique et de grains de couleur noires provenant de la plaquette. Une trace sur la surface de l'alumine est observée.

Dans le cas du frottement avec la solution albuminoïde, on remarque sur les plaquettes en 316 L, des états de surfaces sont rugueux. La trace d'usure est relativement distincte en comparaison avec les autres essais dans les différentes conditions de lubrification.

On mentionne la baisse du coefficient et frottement, pour les fortes charges notamment pour 350 N. Au cours de ces essais, l'examen visuel a indiqué que la surface de l'acier a été recouverte d'une partie agglomérée (pâte albuminoïde), et aussi d'une couche adhérente, tout le long de la trace. Cette observation n'est pas relevée pour le reste des expériences dans les différents milieux de lubrification.

V – 3.3.3. Cas de l'eau distillée

Pour les charges de 60 N et 120 N, le coefficient de frottement μ est élevé de l'ordre de 0.55 et a tendance à augmenter. Par contre pour les charges de 250 N et de 350 N, le coefficient frottement μ est stable, aux alentours de 0.50.

Pour toutes les charges, il y a une apparition de débris en petite quantité, Aucune particule d'alumine n'a été constatée.

Dans le cas du frottement avec l'eau distillée, on remarque que la production des débris n'est effective qu'à fortes charges. La profondeur de la zone de contact est remarquable pour les plaquettes en acier inoxydable, par contre les cylindres en alumine sont couverts d'une poudre noire. Les particules obtenues sont de petites tailles de mêmes formes, mais de couleur différente (métallique et sous forme de grains noirs).

V – 4. Simulation numérique d'un processus de compactage isostatique à chaud pour la fabrication de pièces utilisées en biomécanique

V – 4.1. Introduction

Le but de cette étude est d'arriver à modéliser et simuler un processus de formation de poudres métalliques par un compactage isostatique à chaud pour la production de pièces utilisées en biomécanique. Un modèle continu basé sur la loi de viscoplasticité est utilisé pour décrire le processus d'identification HIP (pression isostatique à chaud). Le modèle a été appliqué en code d'éléments finis développé sous la plateforme fortran power station. Pour l'approche numérique, on considère les variations instruments soumis au compactage isostatique et à un champ de température. On étudie les variations de différents paramètres : la densité relative et le rétrécissement radial. Pour valider le modèle numérique, les résultats sont comparés avec les données expérimentales.

Mots clés : compactage isostatique à chaud, densité relative, retrait radial, métallurgie de puissance, modèle viscoplastique.

V – 4.2. Le processus de métallurgie

La métallurgie des poudres à la capacité de fabriquer des pièces complexes de haute qualité de manière économique. Elle utilise des opérations automatisées avec une faible consommation d'énergie, une utilisation importante des matériaux. Ces caractéristiques font que la métallurgie des poudres occupe une place importante dans l'industrie.

Par conséquent, le champ connaît une croissance aux dépens des opérations de formage des métaux [142]. Le processus de la métallurgie des poudres peut être décrit comme suit : Le frittage est le processus de formage des matériaux et des composants à partir de la poudre sous une action mécanique à chaud.

C'est une technique dans laquelle des pièces formées de poudres métalliques sont thermiquement traitées à des températures au dessous de la température de fusion du constituant principal dans le but d'augmenter la résistance des pièces en assemblant les particules entre elles.

Le processus de frittage est caractérisé par le changement des microstructures du matériau, aussi bien par un retrait macroscopique et une déformation géométrique.

Presque chaque métal et chaque matériau céramique était initialement fait de poudre.

Les applications modernes du frittage dans la technologie des matériaux sont très répandues :

C'est pour cette raison que la production technologique de la poudre pour les structures en acier, l'autolubrification des métaux poreux pour le filtrage, les filaments de lampes fait de tungstène, des matériaux magnétiques doux et durs, des paquets composites pour les appareils électroniques hautement intégrés, des amalgames pour les applications dentaires, matériaux métalliques et céramiques pour les applications médicales et biomécaniques...etc.

V – 5. Modèle constitutif de Frittage

V – 5.1. Modèle mathématique

La réponse mécanique d'un corps poreux non linéaire visqueux soumis au frittage et la charge externe peut être décrite par une relation constitutive connectant les composants du tenseur de contrainte et un taux de tenseur de tension ([143], [144]) :

$$\sigma_{ij} = \frac{\sigma(W)}{W} \left[\varphi \dot{\varepsilon}'_{ij} + \left(\Psi - \frac{1}{3} \varphi \right) \dot{\varepsilon} \delta_{ij} \right] + P_L \delta_{ij} \quad (1)$$

Dans équation (1) $\dot{\varepsilon}$ dénote le taux de tension de deviatoric tenseur, $\dot{\varepsilon}$ le premier invariable du taux(tarif) de tension tenseur, W le taux(tarif) de tension équivalent effectif(efficace) et $\sigma(W)$ le stress(l'accent) équivalent effectif(efficace) correspondant. φ Et Ψ Sont le non-dimensionnelle tondent et la plupart module. La porosité θ Est définie comme :

$$\theta = 1 - \frac{\rho}{\rho_T} \quad (2)$$

ρ Et ρ_T sont respectivement les densités relative et théorique (correspondant à un état complètement dense).

Le premier terme de Eq.1 décrit le comportement d de déformation en reliant ε à σ_{ij} alors que le second terme décrit le comportement rétrécissement du milieu continu en reliant $\dot{\varepsilon}$ à σ_{ij}

Physiquement, $\dot{\varepsilon}$ représente le taux de changement du volume du corps poreux. Avec W relié à la porosité θ et avec les invariants $\dot{\varepsilon}$ et γ (second invariant deviatoric note tenseur)[143] :

$$W = \frac{1}{\sqrt{1-\theta}} \sqrt{\varphi \dot{\gamma}^2 \Psi \dot{\varepsilon}^2} \quad (3)$$

La dépendance de la contrainte effective équivalente $\sigma(W)$ de (strain rate) effective équivalente W détermine le comportement constitutif d'un matériau poreux.

La quantité dans Eq.1 représente la pression interstitielle (« la pression de Laplace » ou « la contrainte effective du frittage ») produite par le gaz contenu dans les pores. Pour l'étude du modèle décrit en code d'éléments finis, la quantité aussi bien que φ et Ψ devraient être déterminées en fonction de θ .

- **La contrainte de frittage**

La pression effective de Laplace est le résultat d'action collective de tensions capillaires locales dans un matériau poreux. Pour simuler le frittage, des modèles macroscopiques incorporent la contrainte de frittage, qui est considérée comme contrainte équivalente des forces de diffusions macroscopiques.

Une variété d'approches peut être trouvée en littérature pour la détermination de la pression de frittage et sa dépendance des paramètres micro structurels (particulièrement, la porosité θ).

Skorohod [144] a suggéré une approche stochastique pour la détermination de la pression effective de Laplace. Dans [145], la force de frittage est exprimée comme une fonction de la porosité par la dépendance entre la fraction de volume du pore et l'angle di hydrique entre la surface de grain.

Ashby [146] et Swinkels [147] ont présenté deux expressions pour la pression effective Laplace considérant deux étapes de frittage. À la première étape (quand la densité relative ne dépasse pas 92 %), un caractère ouvert de la porosité prévaut. Pour la déduction de la pression effective de Laplace, l'expression de la surface moyenne contact comme une fonction de la densité relative est utilisée. À la deuxième étape, les pores sont séparés. Ici la pression effective de Laplace est définie comme un rapport de la double tension superficielle au rayon du pore.

L'expression de la dépendance du rayon du pore de la densité relative est substituée dans la relation de la pression effective de Laplace qui devient ainsi une fonction de la densité relative. Pour les deux étapes, la pression effective de Laplace augmente avec l'augmentation de la densité relative. Besson et Abouaf [148] ont noté que la dépendance de la pression effective de Laplace de la densité relative semble être reliée au matériau, le compactage froid et des conditions se repos.

Coqs et Aparicio [149] ont défini " la force de frittage " comme la force appliquée qui fournit le champ de contrainte qui est en équilibre avec cette force et la tension superficielle et satisfait la condition aux limites pour les tensions capillaires à la surface du pore. Si un matériau est caractérisé par l'énergie libre de Helmholtz qui dépend de la température et du volume seulement, le terme de la contrainte de frittage est [150] donné par :

$$P_{ij} = \rho \frac{\partial H}{\partial V} \delta_{ij} \quad (4)$$

ρ dénote la densité relative comme auparavant. L'énergie libre de Helmholtz dans (4) dépend du volume mène à la contrainte de frittage hydrostatique. La viscosité de cisaillement effective est aussi tirée dans [143] comme :

$$\varphi = \eta_0 (1 - \theta)^2 \quad (5)$$

On donne la viscosité globale effective:

$$\Psi = \eta_0 \frac{2(1-\theta)^3}{3\theta} \quad (6)$$

Est le module de cisaillement du corps poreux. Est la fonction de température et de la porosité est donnée par [151] :

$$\eta_0 = r_0^3 f(\theta) T e^{\frac{E}{kT}} \quad (7)$$

La propriété matérielle doit être évaluée de l'expérience de frittage pour évaluer les contraintes résiduelles tirés en utilisant un stochastique s'approchent [144] :

$$P_L = \frac{3a}{r_0} (1 - \theta)^2 \quad (8)$$

Les contraintes en Frittage tirés par une approche de pondération impliquant la dissipation au micro niveau [151] :

$$P_L = \frac{2a}{r_0} \sqrt{\frac{3}{2} \Psi(\theta) \frac{\theta}{(1-\theta)}} \quad (9)$$

Dans les équations (7) et (8), la tension superficielle (des propriétés matérielles) est nulle, et est le rayon typique des ronds entre matières et particules.

V – 5.2. Résultats obtenus

Après avoir mis en œuvre le modèle décrit ci-dessus dans un code d'éléments finis, nous avons effectué diverses simulations numériques. Nous avons représenté les graphes relatifs aux changements de la densité relative et un rétrécissement radial en fonction du temps de calcul. La structure est un cylindre soumis à une pression isostatique et à un champ de température. Les caractéristiques mécaniques de la matière première sont présentées dans les tableaux suivants.

Tableau 1	Tableau 2
-----------	-----------

Paramètres du modèle élastique			Paramètres du modèle viscoplastique		
Module de Young	$E(\text{Pa})$	2.1*	$C1$	N	8.0*
Coefficient de poisson	ν	0.25	La loi de pression		5.0

Tableau V-3 : Quelques caractéristiques des revêtements / source employée

La densité initiale de la poudre est supposé uniforme (0,68). Le champ de température est considéré constant et égal à 925 ° C. dans les figures suivantes, nous pouvons voir les résultats.

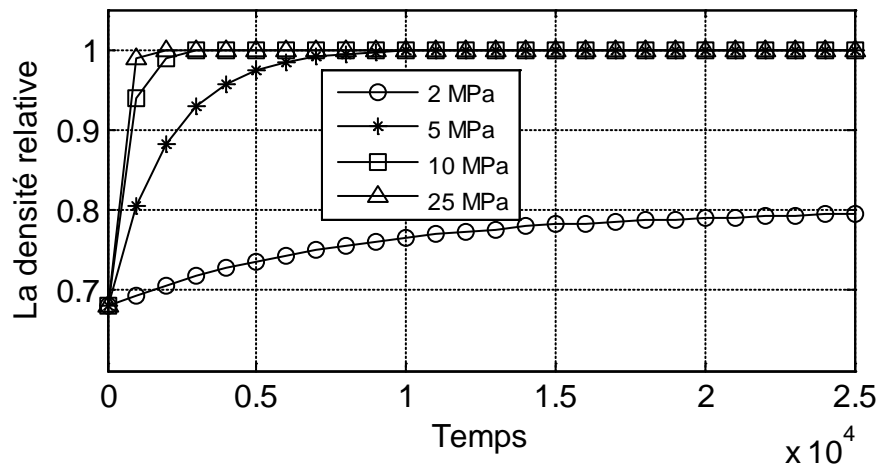


FIG V-14 : Evolution du coefficient de frottement μ en fonction du temps, Plaquette en 316 L, frottement présence du liquide de Ringer.en

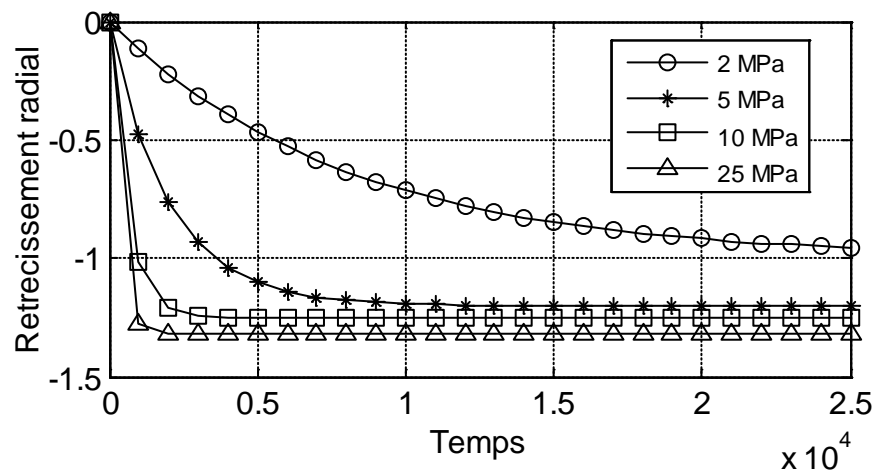


FIG V-15 : Evolution du coefficient de frottement μ en fonction du temps, Plaquette en 316 L, frottement présence du liquide de Ringer.en

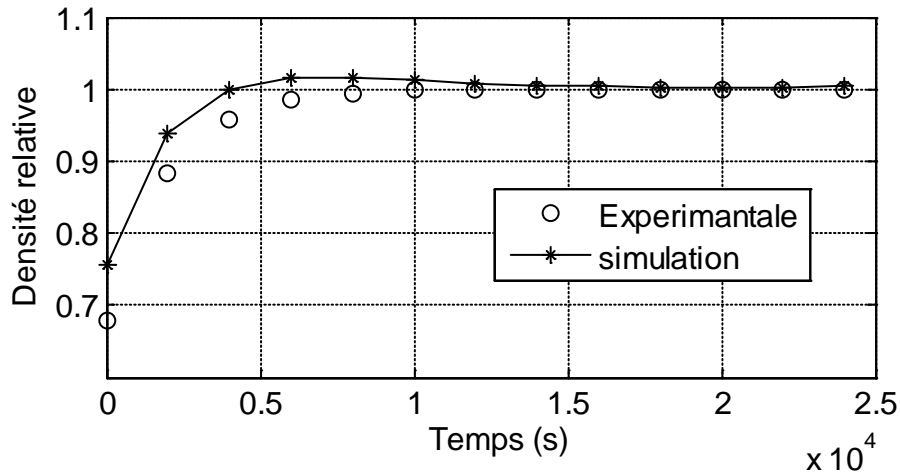


FIG V-16 : Evolution du coefficient de frottement μ en fonction du temps, Plaquette en 316 L, frottement présence du liquide de Ringer.en

V- 6. : INTERPRETATION DES RESULTATS

Un modèle viscoplastique constitutif a été utilisé pour simuler numériquement le comportement de densification des poudres pendant le compactage assisté pression à des températures élevées (HIP). Le modèle est basé sur la théorie de la déformation plastique pour les matériaux poreux.

L'effet de l'évolution de la densité relative et une contraction radiale ont été considérées (figure 15 et figure 16). Le modèle a été appliqué à densification HIP sous $P=50$ MPa à $T=925$ ° C.

La densification relative prédite à un stade précoce sous 50 MPa a été surestimée par rapport à la valeur expérimentale (figure 4). En outre, nous avons remarqué que les résultats de la simulation numérique sont insensibles à la variation du champ température. On constate que le système étudié dans notre travail, montre que le couple considéré donne une grande densité et en même temps une meilleur résistance au contacts. Ceci sera complété par une étude basée principalement sur la réponse d'un élément de volume important comportant un nombre fini de particules.

CONCLUSION GENERALE

L'évolution constante des techniques de fabrication des revêtements qui a pu être observés ses dernières années, a offert de nombreuses possibilités d'amélioration des performances des produits et des métaux revêtus, notamment en matière de résistance à l'usure, la protection contre la chaleur (barrière thermique), résistance à la fissuration, au délaminage... cette évolution est faite en réponse à la demande et aux besoins de nombreuses industries telle que l'aéronautique, l'aérospatial, l'automobile, le nucléaire, l'informatique, la biomécanique ou encor le biomédical...

Toutes les technique de revêtement des surfaces ont pour but principalement d'améliorer la surface d'un matériau en lui confèrent ainsi des propriétés fonctionnelles plus adaptées et donc plus satisfaisantes. Néanmoins, pour qu'un revêtement joue pleinement ce rôle, il est nécessaire que sa qualité ne s'altère pas durant sa période d'utilisation. L'objectif principal de ce travail a donc consisté à étudier les mécanismes et le constat d'un système en contact on s'aidant de l'émission acoustique afin de mieux appréhender la notion d'adaptation. Pour valider notre démarche de façon générale, nous avons appliqué la technique de l'émission acoustique utilisée à deux biomatériaux afin de valider et de contrôler nos résultats.

REFERENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **Rickerby D.S. and Matthews A.(eds)**, "Advanced surface coatings : A handbook of surface engineering", Glasgow, UK, Blackie, 1991, 364p.
- [2] **Niihara K.**, J. Mater. Sci. Lett., 2, 1983, 221-223.
- [3] **Matthews J.R.**, Acoustic Emission, Gordon and Breach Science Publishers, New York (1983).
- [4] **Gissler W. and Jehn H.A.**, Advanced techniques for surface engineering, Kluwer Academic Publisher, Dordrecht, The Netherlands, 1992, 397p.
- [5]. **Coddet C., Barbezat G., Fauchais P. et Montavon G.**, "Projection thermique et revêtements épais : principe de base", Ecole thématique du CNRS, paru dans Revêtements et Traitement de Surface, Presses polytechniques et universitaires romandes, 1998, 467-477.
- [6] **Coddet C., Barbezat G., Fauchais P. et Montavon G.**, "Projection thermique et revêtements épais : procédés, qualité, environnement", Ecole thématique du CNRS, paru dans Revêtements et Traitement de Surface, Presses polytechniques et universitaires romandes, 1998, 467-477.
- [7] **Richard C.**, "Étude des caractéristiques mécaniques de revêtements projetés par procédés thermiques", Thèse de l'UTC, Compiègne, Déc. 1992.
- [8] **Unger R.H.**, "comparison of thermal spray bond coats", Thermal spray : Advances in coating technology. Proceedings of the national thermal spray conference. 14-17 Sept. 1987, Orlando, Florida, USA, 1987, 365-370.
- [9] "**Sultz Metco Spray World: All about Thermal spray Technology**", Cd-Rom, 1998.
- [10] **<http://home.freeuk.net/englandg/homepage.htm>**
- [11] **Holmberg K. and Matthews A.**, "Coating tribology", Tribology series, 28, ed. D. Dowson, Elsevier, 1994.
-

-
- [12] **J.A. Thornton**, "Influence of apparatus geometry and deposition conditions on structure and topography of thick sputtered coatings", J. Vac. Sci. Technol., 11, 1974.
- [13] **Bunshah R.F. and Raghuram A.C.**, "Activated reactive evaporation process for high rate deposition of compounds", J. Vac. Sci. Technol., 9, 1972, pp 1385-1388.
- [14] **Legg K.O., Cochran J.K, Solnik-legg H. and Mann X.L.**, "Modification of surface properties of Ytria stabilized zirconia by ion implantation", Nucl. Instr. Meth. Res., 1985.
- [15] **Fellowes F.C.J., Steen W.M.**, "Laser surface traitement", Advanced surface coating : a handbook in surface engineering. Rickerby and Matthews, A. (eds), Blackie, Glasgow, UK, 1991,244-277.
- [16] **Frenk A. and Kurz W.**, "Laser surface treatments : Microstructural aspects". In Advanced techniques for surface engineering. Gissler W. and Jehn H.A. (eds), Kluwer academics publishers, Dordrecht, Netherlands, 1992, 235-252.
- [17] **Weiss H.**, "Characterization and quality assurance of surfaces and surface coatings", Conf. On Surface Engineering - Practice and prospects. Adelaine, Australia, 12-14.3.1991, 24p.
- [18] **Richard C., Béranger G., Coddet C.**, "Méthodologie et outils de caractérisation des surfaces, interfaces et interphases : application aux revêtements", Ecole thématique du CNRS, paru dans Revêtements et Traitement de Surface, Presses polytechniques et universitaires romandes,1998, 37-87.
- [19] **Benabdi M.**, "Etude des propriétés mécaniques de l'interphase polymère-métal", Thèse de doctorat, Université Claude Bernard-Lyon I, 1998.
- [20] **Richard C., Béranger G., Lu J., Flavenot J. F. and Grégoire T.**, "Four-point bending tests of thermally produced WC-Co coatings", Surface and Coatings Technology, Vol. 78, Issues 1-3, January 1996, 284-294.
- [21] **Chiu C.C.**, "Determination of the elastic modulus and résidual stresses in ceramics using a strain gage", J. Am. Ceram. Soc., pp 1999-2005, 1990.
-

-
- [22] **Zaouli M.**, "Caractérisation par diffraction X de l'état mécanique et microstructural des couches minces métalliques et céramiques obtenues par PVD et plasma", Thèse de L'ENSAM, Paris le 17 Mai 1990.
- [23] **Shadley J.R., Rybicki E.F., Xiong Y., McGrann R.T.R., Savarimuthu A.C.**, "An ASM recommended practice for evaluating Young modulus and Poisson's ration of thermal spray coatings bonded to a substrate", Proceedings of the International Thermal Spray Conference (ITSC 2000), Ed. C.C. Berndt, Montréal, Québec, 2000, 1291-1295.
- [24] **Rybicki E.F., Shadley J.R., Xiong Y., Greving D.J.**, "A cantilever beam method for evaluating Young modulus and Poisson's ration of thermal spray coatings", The Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 4(4), Dec. 95, 377-383.
- [25] **Carretot H.**, "Étude du comportement mécanique de dépôts céramiques projetés par plasma pour applications orthopédiques", Thèse de l'école des mines de Saint-Étienne, 5 Septembre 1991.
- [26] **Vincent L. et Moughil A.**, "Ultrasonic characterization of zirconia based thermal barriers", NDT international, Vol. 22 Number 5, pp 283-291, 1989
- [27] **Lesage, J.; Chicot, D.**, "Models for hardness and adhesion of coatings", Surface Engineering, Vol. 15, Issue 6, 1999, 447-453.
- [28] **Alexis J.**, Thèse de doctorat de l'INP de Toulouse, 2000.
- [29] **Buckle H.**, Publications Scientifiques et Techniques du Ministère de l'Air. N.T., 90, Paris, 1960.
- [30] **Jonsson B., Hogmark S.**, Metallurgical and Protective Coatings, 114, 1984.
- [31] **Sargent P.M.**, Microindentation Technique in Material Science and Engineering, ASTM STP889, Ed. Blau and Lawn, Philadelphia, 1986, 160-174.
- [32] **Hsu N.**, "Acoustic emission simulator", US Patent 4 018 084 April 19, 1977.
-

-
- [33] **Chicot D. and Lesage J.**, "Absolute hardness of films and coatings", *Thin Solid Films*, Vol. 254, Issues 1-2, 1 January 1995, 123-130
- [34] **Chicot D., Bénarioua Y. and Lesage J.**, "Hardness measurements of Ti and TiC multilayers: a model", *Thin Solid Films*, Vol. 359, Issue 2, 31 January 2000, 228-235.
- [35] **Palmqvist S.**, *Jernkontorets Ann.*, 1963, **147**, (11) pp 107-110.
- [36] **Ponton C.B. et Rawlings R.D.**, "Vickers indentation fracture toughness: Part 1 Review of literature and formulation of standardised indentation toughness equations", *Materials Science and Technology*, vol. 5, pp 865-871, Sep. 1989.
- [37] **Palmqvist S.**, *Jernkontorets Ann.*, 1957, **141**, (5) pp 300-307.
- [38] **Denape J.**, "Comportement mécanique en frottement et usure à température ambiante de céramiques à usage thermo-mécanique" Thèse de l'ENSMP, 18 Mars 1986.
- [39] **Palmqvist S.**, *Arch. Eisenhüttenwes*, 1962, **33**, (9) pp 629-634.
- [40] **Lawn B.R. et Swain M.V.**, *J. Mater. Scie.* 10, 1975, 113-122.
- [41] **Lawn B.R. et Wilshaw T.R.**, *J. Mater. Scie.*, 10, 1975, 1049-1081.
- [42] **Lawn B.R. and Fuller E.R.**, *J. Mater. Sci.*, 1975, 10, pp 2016-2024.
- [43] **Dawihl W. et Altmeyer G.**, *Z. Metallkd.*, 55 (5), 1964, 231-237.
- [44] **Ponton C.B. et Rawlings R.D.**, "Vickers indentation fracture toughness: Part 2 Application and critical evaluation of standardised indentation toughness equations", *Materials Science and Technology*, vol. 5, pp 865-871, Oct. 1989.
- [45] **Exner H.E.**, *Trans. AIME*, 245 (4), 1969, 677-683.
- [46] **Evans A.G. et Wilshaw T.R.**, *Acta Metall.*, 24, 1976, 939-956.
- [47] **Evans A.G. et Charles E.A.**, *J. Am. Ceram. Soc.*, 59, (7-8), 1976, 371-372.
- [48] **Evans A.G.**: in "fracture mechanics applied to brittle materials", STR 678 (ed S.W. Freiman), pp112-135, 1979, Philadelphia PA, ASTM.
- [49] **Blendell J.E.**, PhD Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 1979.
- [50] **Lawn B.R., Evans A.G. and Marshall D.B.**, *J. Am. Ceram. Soc.*, 64, 9-10, 1980, p. 574.
-

-
- [51] **Anstis G.R., Chantikul B.R., Lawn B.R. et Marshall D.B.**, J. Am. Ceram. Soc., 64, (9), 1981, 533-538.
- [52] **Lankford J.**, J. Mater. Sci. Lett., 1, 1982, 493-495.
- [53] **Miranzo P. et Moya J.S.**, Ceram. Int., 10 (4), 1984, 147-152.
- [54] **Laugier M.T.**, J. Mater. Sci. Lett., 4, 1985, 1539-1541.
- [55] **Tanaka K.**, J. Mater. Sci., 22, 1987, 1501-1508.
- [56] **Shetty D.K., Wright I.G., Mincer P.N. and Clauer A.H.**, J. Mater. Sci., 20, 1985, pp 1873-1882.
- [57] **Laugier M.T.**, J. Mater. Sci. Lett., 6, 1987, 355-356.
- [58] [://www.sulzermetco.com/tech/tip13.html](http://www.sulzermetco.com/tech/tip13.html)
- [59] **D.F. Moore**, principles and applications of tribology, edit . PERGAMON PRESS 1975.
- [60] **D.A. Hills, D. Nowell et A.Stackfield**, mechanics of Elastic Contacts ,Butterworth et heinemann.
- [61] **I.M. Hutchings**, Tribology. Friction and wear of engineering materials, edit, EDWARD ARNOLD 1992.
- [62] **Horst Crichton** , Tribology series, 1. Tribology , edit . ELSEVIER 1978.
- [63] **M.B. Peterson et W.O. Winer**, Wear Control Handbook , ed. ASME, NEW YOURK, 1980.
- [64] **F.P Bowden e D.Tabor**, he friction and lubrication of solids . Part I, Clarendon press, oxford 1950.
- [65] **M.Godet** . The third body approach, mechanical View of Wear, Wear 100, 1984.
- [66] **F.Borik et W.G.Scholz, Guaoging** , abrasion test for materials used inores and rock crushing : Part II effect of mettallurgical variables on gouging wear, ASTM, Journ of materials, , n° 3, 6, 1971.
- [67] **D.E. Johnson et C.C . Wu**, Toughness and hardness dependence of wear in silicon carbides , intersociety symposium on machining of advensed ceramic materoals and
-

-
- composites, R.E.BARK edition westerville, 1989.
- [68] **T.E. Ficher M.P Anderson et jahmir**, Influence of fracture toughness on the wear resistance of yttria-doped zirconium oxide, *Journ of Amer, Ceram. Society*, n°2.72, 1989.
- [69] **H.Ishigaki , I. Kawaguchi , M.Iwaza et Y.Toibana**, Friction and wear of hot pressed silicon nitride and other ceramics, *Inter . Conf . On wear of materials, ASMA , Vancouver, Canada 1985.*
- [70] **W.A Glaeser**, *Wear and friction of nonmetallic materials, Evaluation of wear testig. ASTM 1969.*
- [71] **Y.M. Chen, B. Rigaut et F. Armanet**, Friction and wear of alumina ceramics at high sliding speed, *Journ. of the society of tribologist and lubrication Engineers*, vol. 47, n°7, 1991, pp531-537.
- [72] **Y.M.Chen, J.C.Pavy, B. Rigaut et F. Armanet**, Influence de la phase vitreuse de l'alumine sur son comportement au frottement a grande vitesse et faible charge sur acier : essai sur machine pion/disque, *Mémoires et études Scientifiques Revue de Métallurgie*, Février 1992, pp93-101.
- [73] **Y.M.Chen, J.C.Pavy, B. Rigaut et F. Armanet**, Wear particles forming by phase transformation in PSZ ceramics during haigh speed sliding, *Paper III(VI), Wear Particuls – D.Dowson et al. (Editors), 1992 Elsevier Science Publishers.*
- [74] **R.A. Ibrahim**, Friction-Induced vibration, chatter, squeal, and chaos : Part I-Friction of matériaux, *ASME. 1992, DE-Vol. 49, p : 123-138.*
- [75] **T.E. Fischer et H. Tomizawa**, Interaction of tribochemistry and microstructure in friction and wear of silicon nitride. *Wear*, n°1, 105, 1985.
- [76] **K. HIRATSUKA et K Takachi**, Tribology of silicon under the load of millinewton,
- [77] **Burnett P.J., Rickerby D.S.**, *Thin solid film*, 148, 1987, 41-50.
-

-
- [78] **R. A .Ibrahim**, Friction - Induced vibration, chatter, squeal, and chaos : Part II – Dynamic and modeling, ASME, 1992, DE - Vol . 49, p : 123-138
- [79] **P. Kapsa**, Frottement a sec de couple acier sur céramique : phénomènes importants, Rev.Int .Haut. Temp . Refrac. Fr. 21, 1984.
- [80] **M.G Gee** et **E.A Almond**, Effects of test variables in wear testing of ceramics, Mat. SCI, Tech . 4, 1988.
- [81] **N.soda, Y; Kimura** et **A ; Tanka**, Wear of some F.C.C metals during unlubricated sliding Part I : effect of load velocity and atmospheric pressure on wear, Wear 33, 1975, P: 1-16
- [82] **A.D sarkar**, Wear of metals, edit . PERGMON PRESS 1976.
- [83] **V.Aronov**, Interactions among friction, Wear and system stiffness – Part I : Effect of normal load and sustem stiffness, journal of tribology. Jan.1984 , Vol, 106 p : 54-58
- [84] **I.V Kragelski**, Friction and wear, edit. BUTTER WORTHS 1965.
- [85] **U.Galvanetto, S.R Bishop, L.Brisghella**, Mechanical stick-slip vibrations, Inter , Jour. Of Bifuraction and chaos, Vol. 5, No . 3, 1995, p : 513-522 .
- [86] **M.Nakaï** and **M. Yokoï**, Generation mechanism of friction noises in dry friction, Japanese Journal of Tribology, vol. 35, n° 5, 1990, p : 513-522.
- [87] **Y.M Chen**, Caractérisation du comportement du couple céramique/ acier en frottement à grande vitesse, Thèse, Université de technologie de Compiègne, Dec .1990
- [88] **C.A. Brockley** and **P.L. Ko**, Quasi-harmonic friction induced vibration, Journal of lubrication technologie, Oct. 1970, p : 550-556.
- [89] **A. Polycarpou** and **A. Soom**, Boundary and mixed friction in the presence of dynamique Normal Loads : Part I- System Model, Journ. of Trib. Ap. 1995, Vol. 117, p : 255-260.
- [90] **D. M Tolstoï**, significance of the normal degree of freedom and natural normal vibration in contact friction, Wear, 1967 , Vol . 10, p : 199-213
-

-
- [91] **P.K. Mehorta**, Mechanisms of wear in ceramic materials, Pro. Int. Conf. On wear of materials, ASME 1983.
- [92] **T.Saito , Y.Imada, K. Sugita, F. Honda**, Tribological study of chemical states of protective oxyde film formed on steel after sliding in humid atmosphere and in aqueous solutions, Journ. Of tribo. Octobre 1997, Vol. 199,P : 613-618
- [93] **Y. Imada et K. Nakajima**, effect of humidity on the friction and wear properties of Sn, Journ, of Trib. Oct. 1995, Vol .117, p : 737-741
- [94] **N.Wallbridge, D.Dawson, E.W. Roberts**, The Wear characteristics of sliding paris of high density polycrystalline aluminum oxide under both dry wet conditions, Int. Conf. On wear of mat . , 1983.
- [95] **S.Sasaki**, the effect of surrouding atomsphers on the friction and wear of ceramics, Proc. 15th leeds – lyon sump. On tribology, 1989.
- [96] **Y.M chen J.C, Pavy, B Rigaut**, Effet de l’humidité ambiante sur le comportement tribologique de Si3N4 à grande, Journé de la societé tribologique de France, Tarbes, France, 1991, Matériaux et Techniques, n° spécial de Tribologie, 1991 ; pp : 40-44.
- [97] **Berthier, Vincent Godet**, frottement et usure, Matériaux et techniques, Nov-Dec 1990
- [98] **K.Kato, A. Iwabuchi and T.Kayaba**, the effect of friction-induced vibration on friction and wea, Wear, 1982, n° 80, p : 307-320.
- [99] **V.Aronov, A. D’Souza, S. Kalpakijan et I.Sharref**, Experimental investingation on the effect of system rigidity on wear and friction-tudcted vibraction, journ, lubr, techn ; 106, 1983, p : 206-211
- [100] **A.Limouni, M.Bonis et Y.M. Chen** ; influence des vibration sur des essais de frottement normalisés, Jift’97
- [101] **A.Goodarz and A.S.M. Mohamed**, A stydy on mechanics of fatigue dominate driction, Transaction of ASME, Ap.1990, Vol . 112, p : 222-229
- [102] **V.Aronov, A.D’suza, S.Kalpakijan et I.Shareef**, Interaction among friction, Wear and system stiffness – Prt III : Wear model, Journ. Lubr. Techno., 106 ,1984, p : 65-69
-

-
-
- [103] **H.A Sherif** et **S.S Kossa**, Relationship between normal and tangential contact stiffness of normally flat surface, *Wear*, 151(1991), P : 49-62
- [104] **A.H Dweib** and **A.F D'souza**, self-excited vibrations induced by dry friction ; Part I : experimental study, *Journ, of vibration*, 1990, n° 137, vol. 2, p : 163-175.
- [105] **F.P Bowden** et **D Tabor**, the friction and lubrication of solids- Part II, Clarendon press, Oxford 1964.
- [106] **Z.Broniec** and **W Lenkiewicz**, Static friction process under harmonic loads and vibrations, *Wear*, 80, 1980, p : 261-271
- [107] **V.Aronov**, **A.D'souza**, **S.Kalpakijan** and **I.Shareef**, Interaction among friction, Wear and system stiffness Part II : vibrations induced by dry friction, *Journ, Lubr, Techno.*, 106, 1984, p : 54-64
- [108] **R.Baglin** Vibrations produites et entretenues par le frottement, *Mécanique Matériaux* électricité, avril 1970, n° 244, p : 29-43.
- [109] **R.S.De Togni**, **N.S. Eiss** et **R.A.L. Rorrer**, the role of system dynamics on the behavior of elastomeric friction, *Wear and friction of elastomers*, ASTM STP 1145, 1992, p: 30-49.
- [110] **Ph. Kapsa** et **J.L. Houpert**, Bruit par frottement : Approche Matériaux, *Matériaux et techniques-spécial tribologie*, Dec. 1991, p :15-20.
- [111] **M.O. Othman**, **A.H. Elkholy**, Surface-roughness measurement using dry friction noise, *Experimental mechanics*, sept. 1990, p : 309-312.
- [112] **P.L. Koand C.A. Brockley**, The measurement of friction and friction-induced vibration, *ASME, Jour. Of Lubric. Techn.*, Oct. 1970, p : 543-549.
- [113] **B. Bhushan**, Stick-slip induced noise generation in water-lubricated compliant rubber bearing, *ASME Journ. of Lubrication Technology*, Vol. 102, Apr. 1980, p :201-212.
-
-

-
- [114] **N. Back, M. Burdekin and A. Cowley**, Review of the research on fixed and sliding joints, Proc. 132th. Internat. Machine and tool Design and Research Conference, 1973, p :87-97.
- [115] **Earles et Lee**, Instabilities arising from the frictional interaction of a pin-disk system resulting in noise generation, ASME Journal of Engineering for Industry 98, Febr. 1976, p: 81-86.
- [116] **R.A. Ibrahim**, Friction-Induced vibration, chatter, squeal, and chaos : Part I-Friction of materials, ASME, 1992, DE-Vol. 49, p :123-138.
- [117] **M. Yokoi and M. Nakai**, A Fundamental Study on frictional noise : 1st Report, The generating mechanism of rubbing noise and squeal noise, Bull. of JSME, Vol. 173, Nov 1979, p :1665-1671.
- [118] **B. Budanov** , Mutual relation between friction and vibration, Eurotribologie, 1981, Vol. 1, p: 81-89.
- [119] **M.O. Othman and A.H. Elkholy**, Material and loading effects on dry friction noise of hertzian contacts under reciprocating motion, Modeling, Measurement and control, ASME Press, Vol . 56, n° 2, 1994, p :29-46.
- [120] **Engel**, Vibrations engendrées par le contact frottement de deux solides, Thèse, 25.06.1981, Université de Pierre et Marie Curie (Paris VI).
- [121] **H. A. Sherif**, Determination of Ball and Roller Compliance Using a Vibration Measuring Technique, Journ. of Trib., July 1995, Vol. 117, p :553-557.
- [122] **A. Soom and C. Kim**, Interaction between dynamic normal and frictional forces during unlubricated sliding, Journ. of Lubric. Techno., Apr. 1983, p : 221-229.
- [123] **A. Soom and C. Kim**, Roughness-induced dynamic loading at dry and boundary-lubricated sliding contacts, ASME Journal of lubrication technology, Oct. 1970, p : 543-549.
-

-
- [124] **A. Soom** et **J.W. Chen**, Simulation of Random surface roughness-induced contact vibrations at Hertzian contacts during steady sliding, *Journal of Tribology*, January 1986, Vol. 108, p : 123-127.
- [125] **M.O. Othman** and **A.H. Elkholy**, et **A.A. Seireg**, Experimental investigation of frictional noise and surface-roughness characteristics, *Trib. Inter*, Dec. 1990, p : 328-331.
- [126] **M.O. Othman**, **T.W. Aabou-Arab**, **M.C Mirzaa** et **A.H. Elkholy**, Friction-induced vibration of reciprocity contact, *Trib. Inter*, 1995, Vol. 28, n° 5, p : 293-300.
- [127] **D. François**, **A. Pineau** et **A. Zaoui**, Comportement mécanique des matériaux-viscoplasticité, endommagement, mécanique de la Rupture, mécanique du contact, Paris, Hermès, 1993, p : 399-452.
- [128] **J.T Oden** and **J.A.C. Martins**, Models and computational methods for dynamic friction phenomena, *Computer methods in applied mechanics and engineering*. 52, 1985, p: 527-634.
- [129] **A. Limouni**, **M. Bonis** et **Y.M. Chen**, Vibrations et bruits induits par le frottement, Rapport d'étude n° 108780, CETIM, Mai 1996.
- [130] **M.Nakai** and **M. Yokoi**, Band brake squeal, *Transaction of ASME, Journ of vibration and acoustics*, April 1996, Vol. 118, p : 190-197.
- [131] **A.Polycaprou** and **A. Soom**, Transmission between sticking and slipping at lubricated line contacts, *ASME*, 1992, DE-Vol. 49, Friction-induced vibration, Chatter, Squeal, and Chaos, p : 139-148.
- [132] **S.L. Rice**, **N. Hans** and **F.W. Steven**, The role of the specimen stiffness in sliding and impact wear, *wear*, 1982, Vol. 77, p : 13-2.
- [133] **G.D. Neal** and **S.S. Wolf**, Design and testing of friction and wear machine, *Proc. Int. Conf. On Wear of Materials*, 1981.
-

-
-
- [134] **W.W. Tworzidlo, E.B. Becker et J.T. Oden**, Numerical modeling of friction-induced vibrations and dynamic instabilities, Friction-induced vibration, Chatter, squeal, and Chaos, ASME, 1992, Vol. 49, p : 13-32.
- [135] **Noone M.J., Mehan R.L.**, "Observation of crack propagation in polycrystalline ceramics and its relationship to acoustic emission", Fracture Mechanics of Ceramics, vol. 1, Eds Bradt R.C., Hasselman D.P.H. and Lange F.F., Plenum press, NY, 1974, 201-229.
- [136] **Fleishmann P.**, "Etude par émission acoustique des propriétés dynamique des dislocations. Application à la déformation plastique de l'aluminium", Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 1979.
- [137] **Laksimi A., Benmedakhene S., Bounouas L.**, "Monitoring Acoustic Emission During Tensile Loading of Thermoplastic Composites Materials", Proceeding of ICCM 12 Europe-1999, (cd-rom).
- [138] **Roget J.**, "Essais non destructifs, l'émission acoustique : Mise en œuvre et applications", Ed. AFNOR et CETIM, 1988.
- [139] **Nielsen A.**, " Acoustic emission source based on pencil lead breaking", The Danish Welding Institute Publication, 1980.
- [140] **A. Benabdallah, D. Tréheux**, « Friction and wear of ultrahigh molecular weight polythilene against various new ceramics ». Wear, 142 (1991), p : 43-56.
- [141] **J. M. ehinen, V. Siekkien**, « Acoustic emission monotoning sliding contact behaviour », Wear. 181-183 (1995), p : 897-900.
- [142] **C. C. Kouch, R. O. Scattergood, K. M. Youcef**, Nanostructured materials by mechanical alloying : new results on property enhancement, Journal of materials sciences, pp. 4725-4732,2010
- [143] **V. V. Skorohod**, Rheological Basis of the theory of sintering, (Naukova Dumka, 1972,Kiev).
- [144] **W. Beere**, the second stage sintering kintics of powder compacts,Acta mettal, vol. 23, n. 4, pp. 139-145, 1975.
- [145] **M.F. Ashby**, Background reading, (university of cambridge, cambridge, uk,1990).
-
-

-
- [146] **E. H. Amara**, Numerical Investigation on the Melted Bath Movement during Deep Penetration Laser Welding, (2007) international Review of Mechanical Engineering (IREME), 1(1), pp.92-97.
- [147] **F.B. Swinkels, M. F. Ashby, M. Zwick**, A second report on sintering diagrams, Acta metall , 29, n. 1, pp. 259-281, 1985.
- [148] **J. Besson, M. Abouaf**, Rheology of porous alumina and simulation of hot isostatic pressing dynamics of diversity in an evolving population, jour. Amer. Ceram, vol.75, n. 8, pp. 2165-2172, 1992.
- [149] **A. C. F. Cocks, N.D. Aparicio**, Diffusional creep and sintering the application of bounding theorems, Acta Metall .., vol. 43, n.2, pp.731-741, 1997.
- [150] **M.Braginsky**, Numerical simulation of solid state sintering, international journal of solids and structures, vol. 42, n. 2, pp. 621-636, 2005.
- [151] **E.A. Olevsky, A. Milinari**, instability of sintering of porous bodies, international journal of plasticity vol. 16, pp. 1-37, 2000.
- [152] **Schoop**, Scientific American, nov.1, 1913, p.346
- [153] **A.Kherraf, K. Zidani**, Numerical Simulation of hot isostatic pressing process For the Manufacture of Parts Used in Biomechanics (I.R.E.M.E), vol. 7, n°.6 September 2013, p: 1194-1197.
-