

M0045/95B

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et
de la recherche scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie
Laboratoire Génie des matériaux

THESE DE MAGISTER

Présentée par : **MOHAND AMOKRANE BRADAI**
Ingénieur d'état diplômé de l'E.N.P.

**ETUDE DES MECANISMES DE DEGRADATION
EN FATIGUE ET CARACTERISATION D'UN MULTIMATERIAU
REALISE PAR PROJECTION THERMIQUE**

Soutenue le 8 Novembre 1995 devant le jury composé de :

MM A. BALI	Professeur	Président	ENP
M. LARIBI	Maître assistant	Rapporteur	ENP
E. SALHI	Maître de conférences	Examineur	ENP
N. MESRATI	Chargé de cours	Examineur	ENP
A. DAMOU	Docteur	Examineur	
A. BETTAYEB	Docteur	Invité	

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

**Département de Métallurgie
Laboratoire Génie des matériaux**

THESE DE MAGISTER

**Présentée par : MOHAND AMOKRANE BRADAI
Ingénieur d'état diplômé de l'ENP.**

**ETUDE DES MECANISMES DE DEGRADATION
EN FATIGUE ET CARACTERISATION D'UN MULTIMATERIAU
REALISE PAR PROJECTION THERMIQUE**

REMERCIEMENTS

Il m'est particulièrement agréable d'exprimer ma profonde reconnaissance à Mr M. LARIBI, pour ses conseils efficaces et les encouragements permanents qu'il m'a prodigués durant le déroulement de ce travail de recherche.

Je remercie très sincèrement Monsieur A. BALI, Professeur à l'E.N.P, pour l'honneur qu'il m'a fait de présider le jury de ma thèse.

Je voudrais aussi remercier Messieurs A. DAMOU, Docteur, et A. BETTAYEB, Docteur pour l'intérêt qu'ils ont bien voulu accorder à ce travail en acceptant d'en être membres de jury.

Toute ma reconnaissance va également à Monsieur E. SALHI, Maître de conférences à l'E.N.P, d'avoir accepté d'être membre du jury.

J'adresse mes plus vifs remerciements à Monsieur N. MESRATI, Chargé de cours à l'E.N.P, pour ses précieux conseils et l'intérêt qu'il a manifestée à cette thèse, et qui, aujourd'hui encore, accepte de faire partie de mon jury.

Je tiens à exprimer ma très sincère reconnaissance à Monsieur D. TREHEUX, professeur à l'Ecole Centrale de Lyon, de m'avoir accueilli dans son laboratoire Matériaux-Mécanique, Physique et de m'avoir guidé en apportant ses nombreux conseils pour la conduite de mes recherches.

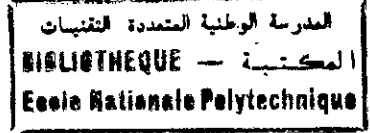
J'exprime ma gratitude à Monsieur A. BOUKLI de s'être intéressé à ce travail et au collectif des travailleurs de l'entreprise « Algérie Métallisation » qui n'ont ménagé aucun effort lors de la réalisation des travaux expérimentaux.

Je remercie vivement Monsieur A. SADKI, Directeur de l'URD-SMA, pour l'intérêt qu'il a toujours porté à cette thèse. Qu'il me soit permis de lui exprimer toute ma profonde reconnaissance, ma gratitude pour sa bienveillante attention et ses multiples conseils qui m'ont permis de mener à bien ce travail.

Je désire associer mes collègues de travail en particulier Madame K. LAMRI à la réussite de cette thèse. Qu'ils trouvent ici l'expression de mes plus sincères et cordiales amitiés.

Enfin, je ne peux manquer de remercier sincèrement et chaleureusement tous ceux qui ont contribué à la réalisation de ce travail.

DEDICACE



A la mémoire de ma grand-mère

Aux êtres qui me sont les plus chers :

Mes parents

pour tous leurs sacrifices.

Mes chers frères

Mes douces soeurs

A ma famille

A mes amis (es)

Je dédie ce travail :

MAQRAN. BRADAY

SOMMAIRE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION GENERALE.....	1
----------------------------	---

CHAPITRE I

PROJECTION THERMIQUE

I) INTRODUCTION.....	3
II) PROJECTION THERMIQUE.....	3
II-1) Principe de la projection thermique.....	3
II-2) Différents procédés de la projection thermique.....	4
II-2-1) Projection thermique à la flamme.....	5
II-2-2) Projection thermique à l'arc électrique.....	8
III) MATERIAUX UTILISES ET CARACTERISTIQUES DES MATERIAUX PROJETES.....	10
III-1) Matériaux utilisés.....	10
III-2) Caractéristiques des matériaux projetés.....	11
IV) PREPARATIONS DES SURFACES.....	14
IV-1) Généralités.....	14
IV-2) Propreté de la surface.....	14
IV-3) Rugosité.....	15
V) PARAMETRES DE PROJECTION.....	15

CHAPITRE II

MECANIQUE DE LA RUPTURE ET MECANISMES DE FISSURATION

I) INTRODUCTION.....	17
----------------------	----

II) RAPPELS DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE DES MATERIAUX	
CRITERES DE RUPTURE CATASTROPHIQUE.....	17
II-1) Approche globale de la fatigue des matériaux.....	17
II-2) Caractéristiques de fatigue.....	18
II-3) La propagation des fissures par fatigue.....	19
II-4) Rappels des divers stades de propagation des fissures de fatigue.....	20
II-5) Champs de contraintes et de déformations en fond de fissure.....	23
II-6) Variables de fissuration.....	27
II-6-1) Facteur d'intensité de contrainte K.....	27
II-6-2) Taux de restitution d'énergie G.....	28
II-6-3) Intégrales de contour J.....	30
III) RUPTURE DES MULTIMATERIAUX.....	31
III-1) Rupture interfaciale fragile-élastique.....	31
III-1-2) Champs élastiques en front de fissure.....	32
Cas général.....	32
III-2) Rupture en dehors de l'interface.....	34
III-2-1) Rupture fragile.....	34
III-2-2) Rupture ductile.....	34
III-3) Comportement en flexion.....	34
III-4) Analyse des mécanismes d'endommagement.....	35

CHAPITRE III

ELABORATION DES MULTIMATERIAUX

I) INTRODUCTION.....	36
II) ELABORATION DES MULTIMATERIAUX.....	36
II-1) Pistolet de projection.....	36
II-2) Matériaux utilisés.....	36

II-2-1) Substrat.....	36
II-2-2) Sous couche d'accrochage.....	37
II-2-3) Dépôt.....	37
II-3) Procédé de métallisation.....	37
II-3-1) Préparation de la surface à revêtir.....	37
II-3-2) Paramètres de projection.....	38
II-3-3) Préparation des échantillons.....	39

CHAPITRE IV

CARACTERISATIONS PHYSICO-CHIMIQUES DES MULTIMATERIAUX

I) INTRODUCTION.....	40
II) OBSERVATION AU M.E.B.....	40
II-1) Préparation des échantillons.....	40
II-2) Interprétations des résultats.....	44
III) OBSERVATION A LA MICROSONDE.....	44
III-1) Principe de la microsonde.....	44
III-2) Résultats des analyses.....	44
III-3) Interprétations des résultats.....	52
IV) DIFFRACTION X SOUS INCIDENCE RASANTE.....	52
IV-1) Principe.....	52
IV-2) Dispositif expérimental.....	53
IV-3) Résultats des analyses.....	54
IV-4) Interprétations des résultats.....	59
V) ETUDE DE LA DURETE ET DE LA MICRODURETE.....	59
V-1) Essai de dureté.....	59
V-2) Interprétations des résultats.....	61
V-3) Essai de microdureté.....	62
V-2-1) Interprétations des résultats.....	64

CHAPITRE V

COMPORTEMENT EN FATIGUE DES MULTIMATERIAUX

I) INTRODUCTION	65
II) FATIGUE PAR FLEXION TROIS POINTS	65
II-1) Types d'éprouvettes utilisés.....	65
II-2) Méthodologie d'essai.....	66
II-3) Courbes de perte de raideur.....	68
II-4) Interprétations des résultats.....	73
III) ANALYSE DES FACIES DE RUPTURE PAR LE M.E.B	74
IV) FLEXION TROIS POINTS MONOTONE	80
IV-1) Interprétations des résultats.....	83
V) TENACITE A LA RUPTURE ET MESURE DU FACTEUR CRITIQUE D'INTENSITE DE CONTRAINTES	83
V-1) Principe de la mesure.....	83
V-2) Détermination des facteurs d'intensité de contraintes critiques K_{IC} par la méthode analytique.....	84
V-3) Interprétations des résultats.....	86
VI) ESSAI DE FLEXION QUATRE POINTS	86
VI-1) Méthodologie d'essai.....	86
VI-2) Interprétations des résultats.....	89
CONCLUSION GENERALE	90
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	92

الدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION GENERALE

Du fait de l'augmentation de la puissance et du rendement des machines dus à des pressions, températures et débits plus élevés, les matériaux utilisés aujourd'hui atteignent souvent leur degré limite de sollicitations. C'est ainsi que la surface des matériaux doit satisfaire à des exigences sévères tant sur le plan de la polyvalence que sur celui des propriétés.

Des matériaux appropriés sont donc requis afin de pouvoir poursuivre de nouvelles technologies. Cependant, il arrive souvent que même des matériaux très élaborés, produits selon des méthodes sophistiquées, ne satisfassent pas entièrement aux exigences élevées et parfois contradictoires qui leur sont imposées.

De nombreux phénomènes comme la fatigue, la corrosion, le frottement, l'usure et la fissuration constituant les effets physiques de diverses sollicitations, peuvent apparaître à la surface des pièces ou se propager à l'intérieur de celles-ci. De ce fait, de nombreux traitements de surface ont été mis au point et utilisés industriellement pour faire face à ces exigences. Parmi ces traitements, la projection thermique revêt, dans le cadre des matériaux, une importance primordiale. Cette technique a un intérêt particulier dans l'élaboration des multimatériaux et la rénovation des pièces usées en procurant ainsi à l'ensemble des propriétés et des qualités insoupçonnées et extraordinaires.

Malgré les caractéristiques particulières en surface, obtenues par projection d'un dépôt à propriétés réclamées; lorsque les pièces réalisées sont soumises en service, elles peuvent présenter certaines défaillances dues aux sollicitations généralement complexes auxquelles elles sont soumises. L'un des problèmes les plus rencontrés est la fissuration à l'interface due à la fatigue.

L'objet de notre travail s'inscrit dans ce contexte. Il consiste d'une part, à étudier le rechargement par projection thermique à l'arc électrique d'un acier de nuance **25CD4** très utilisé dans l'industrie mécanique ainsi que l'adhérence des dépôts projetés thermiquement et d'autre part, à maîtriser les mécanismes de dégradation en fatigue de ces nouveaux matériaux. Ceci permet une meilleure compréhension des phénomènes connexes liés à la nature physico-chimique des matériaux utilisés afin d'arriver à un compromis assurant une bonne tenue à la fatigue du revêtement.

Afin de rendre notre travail plus compréhensif, nous avons jugé judicieux de le décomposer en deux grandes parties.

La première consiste en une étude bibliographique permettant de présenter dans le premier chapitre le principe de la projection thermique en développant succinctement les équipements qu'elle demande et les différentes étapes à suivre afin de bien mener l'opération de projection (préparation de la surface, paramètres de projection à respecter...).

Le second chapitre est consacré à la mécanique de la rupture des matériaux et son application sur les multimatériaux. Après avoir rappelé les différents critères de rupture des matériaux fragiles ainsi que les mécanismes de fissuration par fatigue, nous présentons les approches récentes et originales de la mécanique de la rupture interfaciale basées sur l'énergie de rupture et l'angle de charge permettant de mesurer la mixité entre les modes d'ouverture et de cisaillement.

La deuxième partie traite de l'étude expérimentale où l'on expose dans le premier chapitre la technique de la projection thermique à l'arc électrique ainsi que les processus relatifs à l'élaboration des multimatériaux.

Le second chapitre concerne la caractérisation physico-chimique des multimatériaux où l'on présente les phénomènes interfaciaux qui se produisent dans la zone substrat-interface-dépôt ainsi que la réactivité des éléments pendant la diffusion par l'utilisation de méthodes de caractérisations telles que la microscopie électronique à balayage, la microsonde et la diffraction X sous incidence rasante.

Le troisième chapitre est consacré à l'étude du comportement en fatigue où l'on expose les résultats expérimentaux concernant la détermination de la perte de rigidité apparente des échantillons étudiés en fonction du nombre de cycles par l'essai de flexion trois points en fatigue. Les contraintes à la rupture ainsi que les facteurs critiques d'intensité de contraintes ont été déterminés par l'essai de flexion trois points monotone. L'adhérence des dépôts projetés a été mesurée par l'essai de flexion quatre points. Enfin, on montre les aspects microstructuraux des faciès de rupture résultant du phénomène de fatigue.

Cette thèse est clôturée par une conclusion émanant des résultats expérimentaux et des conditions opératoires.

==

PREMIERE PARTIE
RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I

PROJECTION THERMIQUE

=

11

CHAPITRE I

PROJECTION THERMIQUE

I) INTRODUCTION

En 1909, le Docteur **SHOOP** observa l'incrustation du plomb suite au tir d'une balle contre un mur en ciment. Ce dernier essaya de reproduire le même phénomène en projetant du plomb fondu avec un vaporisateur, puis en projetant du plomb en poudre à travers une flamme.

En 1914, il se tourne vers la projection du métal en fil. A titre d'exemple, nous citons les deux applications de cette technique :

- Pendant la guerre de 1914, la projection d'étain sur la face arrière des obus de 75 mm a permis le désencuvrage systématique, coup par coup, des canons de 75.
- A la fin de la première guerre (1914 / 1918), le succès de la vente des bustes d'Alsaciennes a conduit au «shoopage» en bronze des bustes montés en plâtre.

II) PROJECTION THERMIQUE

II-1) PRINCIPE DE LA PROJECTION THERMIQUE

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

Les principales caractéristiques de ces techniques sont les suivantes :

- Le processus est dit « froid », c'est à dire que le substrat est chauffé à des températures très inférieures à celles atteintes par les particules projetées. Les particules subissent des transformations physiques, elles sont fondues puis refroidies avec des vitesses de refroidissement élevées. Le revêtement est construit particule par particule et a une structure lamellaire (fig I-1).

- Les propriétés du revêtement dépendent des matériaux de départ, des microstructures obtenues, des contraintes résiduelles produites lors de la projection et de la porosité du dépôt. Cependant, le système revêtement / substrat est un matériau composite dont les propriétés dépendent aussi de la structure et des propriétés des interfaces présentes.

Notons enfin que les particules provenant de la pulvérisation sont véhiculées à grande vitesse définie comme suit :

- 100 à 200 m/s : pour les pistolets à gaz.
- 300 m/s : pour les pistolets à plasma d'arc.

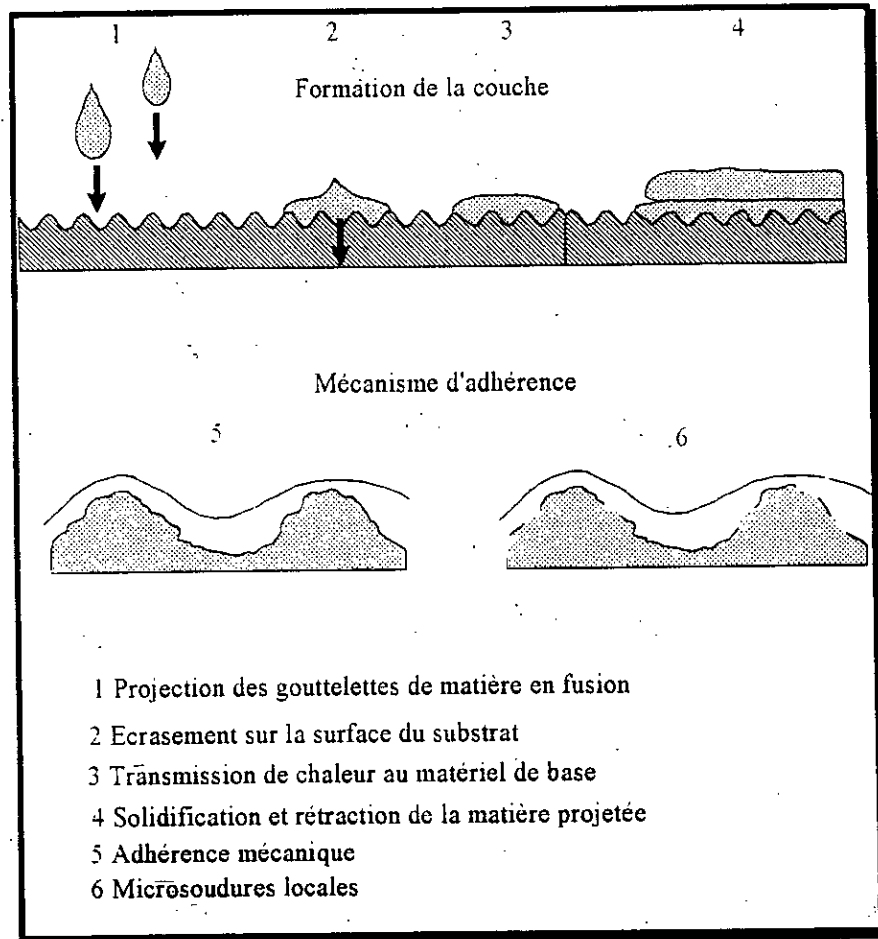


Fig I-1 : Séquence du procédé de projection thermique

II-2) DIFFERENTS PROCEDES DE LA PROJECTION THERMIQUE

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

II-2-1) Projection thermique à la flamme

On distingue trois types de pistolets à flamme

a) **Pistolets à poudre** : Le matériau à projeter est introduit, soit sous forme de baguettes, soit sous forme de poudres dans la flamme d'un chalumeau. Cette technique a été utilisée pour la première fois par le Dr **SHOOP** en 1910. Les gaz les plus couramment utilisés sont des mélanges hydrogène - oxygène, cyanogène - oxygène et surtout acétylène - oxygène, qui donnent des flammes à des températures de 2660°C, 4700°C, 3000°C respectivement. Ce paramètre température limite la projection de certains matériaux. Dans le cas de projection à partir de poudres, ces dernières peuvent être introduites dans la flamme : soit par gravité, soit par mise en suspension préalable dans l'un des gaz ou encore par mise en suspension dans un courant d'air additionnel (fig I-2).

L'avantage de cette technique par rapport aux autres procédés de projection est son faible prix de revient et sa facilité de mise en oeuvre. La présence de porosités importantes dans le dépôt, dues à la faible énergie cinétique des particules et à la faible vitesse d'éjection des gaz, limite l'utilisation de cette technique dans certains domaines [2].

b) **Pistolets à fils** : Dans le cas des pistolets à poudre, la vitesse initiale des particules est fournie par les gaz utilisés pour fondre les particules. Dans le cas des pistolets à fils, le mélange des fluides comburant / combustible sert uniquement à fondre les matériaux à projeter. Une fois fondu, le matériau est pris en charge et projeté par un violent courant d'air comprimé.

Ces pistolets se composent de deux parties : Une partie chalumeau, une partie entraînement de fil. Ils utilisent les mêmes gaz que les pistolets à poudre : oxygène mélangé à de l'acétylène, du propane plus de l'air comprimé à des pressions comprises entre 3 et 5.5 bars.

L'entraînement du fil peut s'effectuer de trois manières :

- ☉ entraînement par un système à turbine
- ☉ entraînement par un moteur à air comprimé
- ☉ entraînement par un moteur électrique

Dans tous les cas, un mouvement de rotation est communiqué à deux molettes enserrant le fil et le poussant au travers de la base à gaz du chalumeau. Ces pistolets projettent, pratiquement tous les

matériaux tréfilables, métaux, alliages ainsi que les matériaux céramiques sous formes de baguettes ou de cordons [2].

Les matériaux les plus utilisés sont des matériaux anticorrosion : Zinc, Aluminium ou alliage zinc-Aluminium (voir figure I-3)

c) Pistolets à détonation : Ce pistolet est monté sur une installation automatique et permet de projeter les matériaux à des vitesses nettement supérieures à celles des pistolets précédents. La projection s'effectue de façon discontinue en utilisant l'énergie d'onde résultant d'un mélange gazeux oxy-acétylénique.

Cette technique de projection consiste à introduire la poudre à projeter et les gaz oxygène-acétylène dans un tube appelé "canon " de 25 mm de diamètre et de 1m de long et d'allumer le mélange au moyen d'une étincelle. Cette opération est répétée environ 8 fois par seconde. Entre chaque allumage, un balayage est pratiqué avec un gaz neutre (Azote). Ce pistolet est un de ceux qui donnent les meilleurs revêtements du point de vue porosité et adhérence des dépôts [1].

Les matériaux les plus souvent utilisés, sont des carbures de chrome plus nickel chrome, du carbure de chrome, du carbure de tungstène plus cobalt, de l'alumine etc. (voir figure I-4).

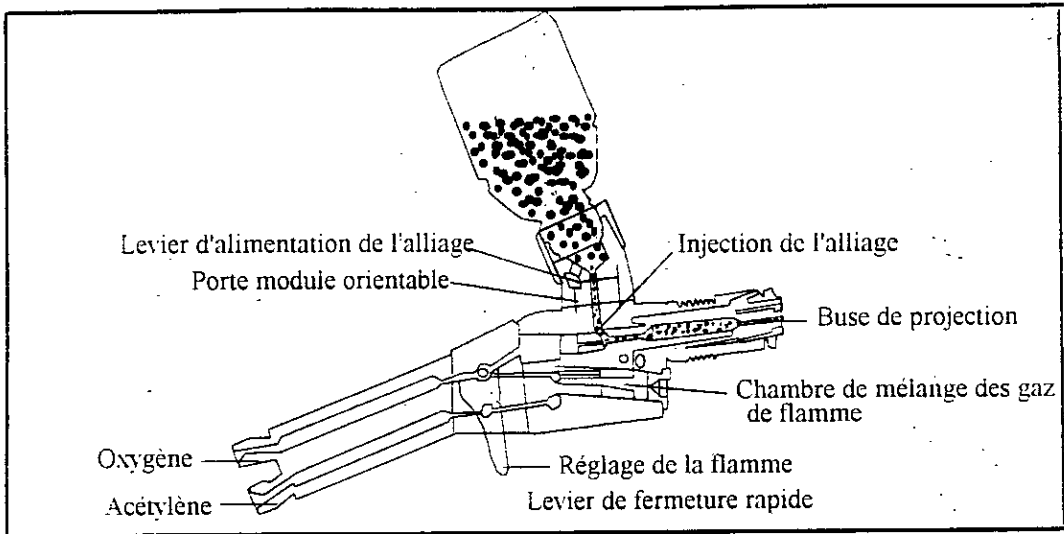


Fig I-2 : Alimentation du pistolet à poudre par gravité.

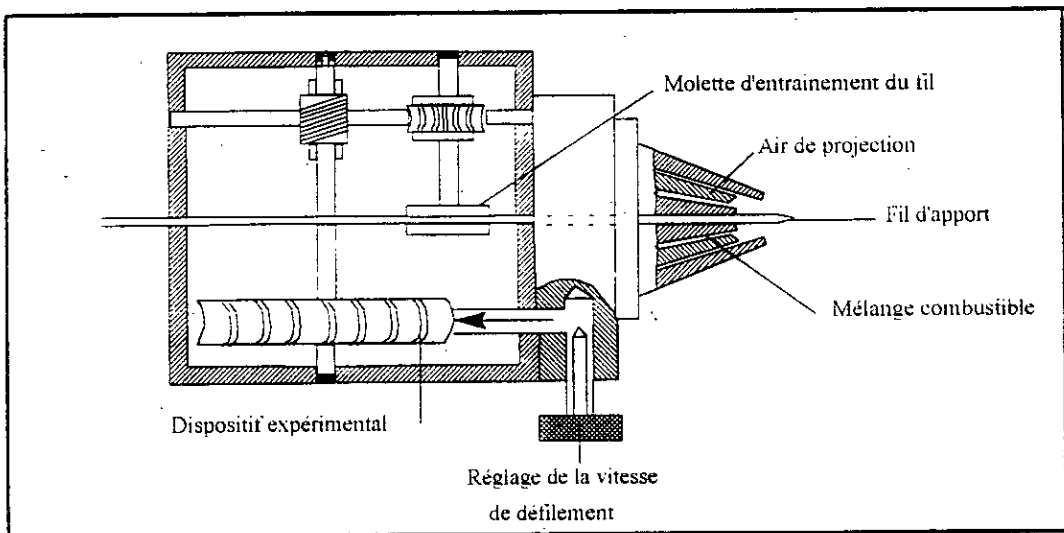


Fig I-3 : Pistolet à fil

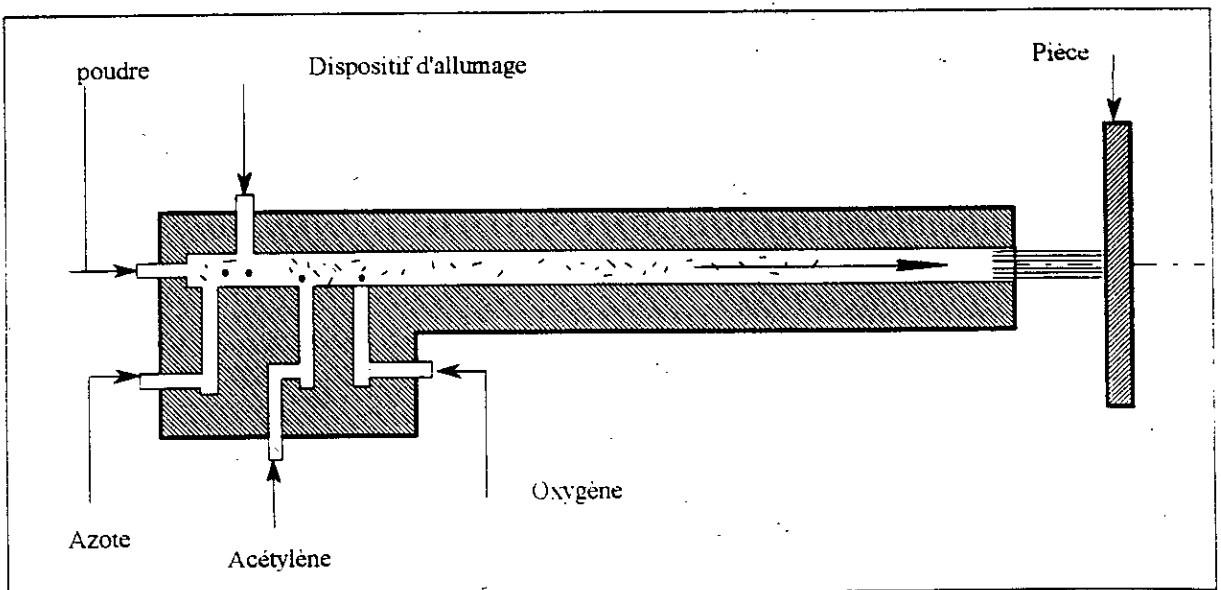


Fig I-4 : Pistolet à détonation

II-2-2) Projection thermique à l'arc électrique

L'arc électrique est une source d'énergie qui permet à la projection thermique d'augmenter de façon notable sa panoplie de procédés. On trouve deux types de matériels qui utilisent cette énergie :

- ☉ Le pistolet à arc électrique entre deux fils.
- ☉ Le pistolet plasma.

a) Pistolet à arc électrique entre deux fils : Son principe consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables, le métal fondu dans l'arc étant ensuite projeté sur le support à revêtir par un jet d'air comprimé.

Ce pistolet est alimenté par des générateurs de courant continu. Les tensions à l'arc sont comprises entre 25 et 40 V et les intensités entre 100 et 400 A pour des fils de 1.5 à 2 mm de diamètre. L'air comprimé nécessaire à la projection doit être propre et sec, et avoir un débit d'environ 25 m³/h pour une pression d'utilisation de 5 bars. Ces pistolets sont constitués de deux parties, d'ailleurs comme les pistolets fils-flamme, une partie entraînement des fils et une partie fusion et propulsion du métal d'apport.

La partie entraînement est décrite dans le précédent paragraphe. Les fils sont connectés aux polarités des générateurs par des tubes contact. L'écartement des fils au niveau de l'arc électrique est tenu constant pour éviter les fluctuations de l'arc, qui font varier la dimension des particules projetées. Une console de contrôle permet d'assurer le suivi des paramètres de projection.

Ce pistolet permet de projeter des quantités de métal plus importantes comparativement aux pistolets fils-flamme. Les principaux métaux d'apport projetés sont le zinc, l'aluminium, le cuivre et certains aciers (à 0.2%C).

b) Pistolet plasma : Le procédé de projection au plasma utilise comme source thermique un arc électrique éclatant dans une buse, cet arc porte un flux de gaz inerte (très souvent argon, azote ou hélium) à une température très élevée. Il se présente des températures de l'ordre de 20 000 °C conduisant ainsi à la fission des gaz moléculaires et à l'ionisation partielle des atomes. Ces hautes températures provoquent une forte augmentation du volume du gaz qui s'échappe de la buse élevée. La vitesse d'écoulement du jet de plasma des installations modernes de projection atteint

plusieurs fois la vitesse du son. C'est à l'intérieur de ce jet de plasma à haute énergie qu'on injecte, au moyen d'un gaz porteur, la matière de revêtement pulvérulente. Les particules fondent et sont projetées sur le matériau de base prétraité. Ce procédé au plasma permet de réaliser des revêtements d'excellente qualité en utilisant comme matériau de projection presque toutes les matières fusibles qui ne se désintègrent pas et dont la granulométrie (configuration, taille, répartition granulométrique) est adéquate. La projection au plasma a acquis une grande importance, tant sur le plan technique qu'économique, comme système permettant la réalisation des surfaces fonctionnelles [2] (fig I-5).

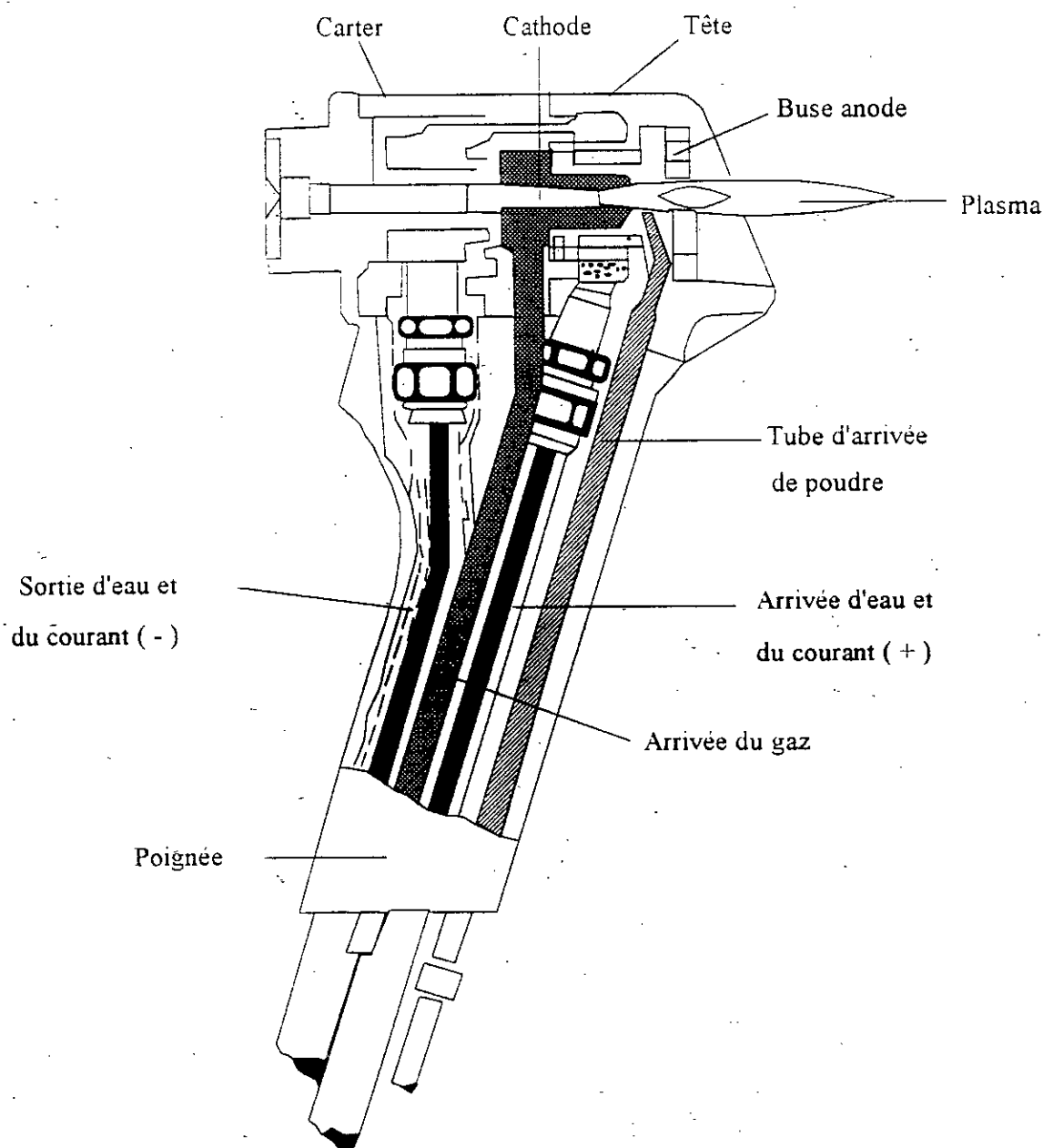


Fig I-5 : Pistolet Plasma

III) MATERIAUX UTILISES ET CARACTERISTIQUES DES MATERIAUX PROJETES

III-1) MATERIAUX UTILISES

Les matériaux utilisés lors de la projection thermique sont très nombreux et leur nombre augmente en fonction d'application nouvelle

Nous pouvons les classer de la façon suivante :

- ⊖ Les aciers alliés et non alliés.
- ⊖ Les alliages base cobalt.
- ⊖ Les aciers base nickel.
- ⊖ Les aciers base cuivre.
- ⊖ Les alliages de zinc.
- ⊖ les métaux purs.
- ⊖ Les carbures.
- ⊖ Les oxydes.
- ⊖ Les auto-adhérents (alliages base Ni - Al).
- ⊖ Les nitrures.
- ⊖ Les siliciures.
- ⊖ Les matériaux abrasifs (type Ni - Graphite)
- ⊖ Les matériaux antifriction.
- ⊖ Les alliages MCRAALY (M = Ni, Co, Fe ou une combinaison de deux ou trois d'entre eux), Cr = chrome , Al = aluminium, Y = yttrium)
- ⊖ Les matières plastiques (polyamide, polyéthylène ...)

Ces différents matériaux ne se présentent pas tous sous la même forme car il faut tenir compte de certaines propriétés intrinsèques et également des procédés employés pour les projeter.

Les principales formes commercialisées sont :

- ⊖ Les fils nus massifs ou les fils fourrés.
- ⊖ Les poudres.
- ⊖ Les cordons.
- ⊖ Les baguettes.

Les fils nus massifs sont les matériaux réservés aux matériels flamme et arc : ils sont largement diffusés dans les catégories métaux purs et les aciers. Ces types de produits sont définis par le diamètre et leurs compositions.

Les poudres quant à elles, sont tenues à répondre à des critères plus nombreux que les fils.

- Composition.
- Dimensions des particules et leur répartition granulométrique.
- Formes des particules : sphériques, lamellaires, cubiques...
- Type d'élaboration : électrofondues, frittées, agglomérées, mélangées, enrobées, composites
- Coulabilité.
- Densité : tassée ou non tassée

Les poudres sont employées aussi bien pour les techniques flamme que pour les plasmas.

Les cordons permettent de conditionner les matériaux non tréfilables et d'obtenir un produit continu pouvant alimenter des pistolets à fils. Ces types de produits sont définis par leur composition et leur diamètre.

Par contre les baguettes, obtenues par frittage, permettent de conditionner des matériaux non tréfilables pour alimenter de façon discontinue des pistolets à fils.

Tous ces produits sont utilisés suivant leur besoin et leur type de projection thermique [1], [2].

III-2). CARACTERISTIQUES DES MATERIAUX PROJETES [5], [6], [7], [10]

Les caractéristiques essentielles des matériaux projetés sont :

- La structure
- L'adhérence
- La densité
- La dureté

a) **Structure** : Lors du contact avec le substrat, les particules sphériques, grâce à leur énergie cinétique élevée, se déforment en forme de cylindre. Le temps de déformation sphère-cylindre a été estimé par **Kudinov** [1] à 10^{-10} - 10^{-5} . Cette déformation a été modélisée par **Madesjski** par la formule suivante, obtenue en négligeant les tensions de surface et en supposant que la goutte liquide s'aplatit avant de se solidifier

$$\frac{D}{d} = \frac{\rho v d^{0.2}}{\mu} \quad (I-1)$$

où D : diamètre moyen de la particule.
d : diamètre initial de la particule.
ρ : densité du liquide
μ : viscosité du liquide
v : vitesse d'impact de la particule.

Pour réaliser la fusion des particules dans le jet de gaz chaud, il faut prendre en compte de nombreuses variables du matériau tels que le coefficient de transfert thermique, la conductivité thermique et la température de fusion.

Les valeurs ont été combinées dans une équation de conduction thermique et de dynamique de gaz pour donner l'équation suivante.

$$\frac{S(K\Delta T)^2}{v \cdot \mu} \geq \frac{(LD)^2}{16\rho} \quad (I-2)$$

où S : distance de projection
K : conductivité thermique de la couche
v : vitesse du jet de gaz
ΔT : gradient de température de la couche
μ : viscosité de jet de gaz
L : capacité thermique de la particule par unité de volume à la température de fusion.
D : diamètre moyen de la particule.
ρ : densité de la particule

D'après l'équation (I-2), le temps de séjour de la particule est déterminé par la vitesse des gaz, l'énergie (conductivité thermique) et la distance de projection.

Nous constatons par ces essais de modélisation que suivant les paramètres de projection et la nature du matériau, les caractéristiques des dépôts peuvent changer. Nous pouvons facilement

vérifier la bonne fusion de la particule en plaçant une lame de verre devant le jet afin d'examiner la façon dont la particule s'est écrasée.

b) Adhérence : Les dépôts projetés adhèrent aux substrats par un phénomène mécanique qui demande une préparation soignée de la surface à revêtir. La particule en fusion épouse plus en moins bien les rugosités du substrat. Néanmoins, en général, l'accrochage du dépôt est seulement mécanique et, suivant les matériaux projetés et les paramètres de projection, l'adhérence varie de 20 à 115 MPa.

Pour les matériaux comme les oxydes métalliques dont l'adhérence est faible, et dans le cas où les coefficients de dilatation sont très différents entre le matériau projeté et le substrat, on utilise des sous-couches d'accrochages connues pour leurs bonnes valeurs d'adhérence, telles que l'aluminure de Nickel, le molybdène ou l'alliage 80 Ni - 20 Cr.

c) Densité : Les dépôts projetés sont poreux. Cette porosité est plus ou moins importante suivant le mode de projection. La dimension des particules et leur vitesse ont une influence importante en ce qui concerne la densité des dépôts. Pour les dépôts métalliques, la densité est également fonction du taux d'oxydes formés pendant la projection.

Les dépôts d'aluminium peuvent avoir, suivant la vitesse du dépôt et la température, une porosité de l'ordre de 25 % dans le cas de la projection flamme et de 5% dans le cas de la projection plasma. La densité des dépôts projetés est fonction de la porosité, et sa valeur varie entre 5 et 25 % au dessous de la densité théorique du produit.

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

Notons que les autres caractéristiques que doivent avoir les poudres projetées sont :

- ⊕ La résistance à l'usure.
- ⊕ Le coefficient de frottement.
- ⊕ Les caractéristiques électriques.
- ⊕ Les caractéristiques thermiques.

IV) PREPARATION DES SURFACES

IV-1) GENERALITES

La préparation de surface est un facteur primordial et indispensable à une bonne adhérence des dépôts. Elle est destinée principalement à mettre en condition de réception la couche superficielle des solides. Le but le plus important de cette mise en condition est d'éliminer de la surface tous les corps étrangers qui peuvent le recouvrir (solide ou liquide) et aussi de dissoudre ou de détacher les composés chimiques présents (couche d'oxyde ou autres composés du métal).

L'idéal d'une bonne préparation est de permettre un contact aussi intime que possible entre la surface à recouvrir et le revêtement à exécuter, ou de conduire à une surface suffisamment active chimiquement pour faciliter les réactions.

La préparation de surface proprement dite a pour but :

- ☉ de nettoyer la pièce.
- ☉ de créer un relief favorisant l'adhérence mécanique du dépôt.

IV-2) PROPETE DE LA SURFACE

Les pièces destinées à être revêtues doivent être propres et débarrassées de graisses, huiles et peintures. Si les pièces sont poreuses, il est nécessaire de diluer les matières contaminantes présentes dans les porosités avec les diluants appropriés, pour éviter que l'échauffement du substrat, dû à la projection ne fasse remonter les matières contaminantes à la surface et nuisent à l'adhérence du dépôt.

Les dégraissages sont effectués, le plus souvent, en utilisant des vapeurs de solvants dans lesquelles les pièces doivent séjourner de 15 à 30 minutes.

Si les pièces à traiter ne sont pas poreuses, un décapage humide peut être employé. Ce procédé utilise des abrasifs du type oxyde d'aluminium (de granulométrie de 200 à 500 μm) mélangés à de l'eau. Les additifs du type inhibiteur de rouille peuvent être ajoutés. Ce décapage est destiné principalement à éliminer des surfaces, les produits corrosifs des matériaux déposés

antérieurement, ou rugosifier les surfaces destinées à être revêtues. Les pièces ainsi traitées doivent être rincées et séchées [1], [2], [3].

IV-3) RUGOSITE

Après nettoyage des pièces, il est nécessaire de créer une rugosité en surface de la pièce à revêtir, afin de permettre aux particules en fusion d'épouser les irrégularités de la surface et réaliser ainsi un bon accrochage mécanique. Cette ultime préparation doit être faite pour la bonne tenue des dépôts. Cette géométrie de surface peut être obtenue par :

- traitement par impact.
- préparation mécanique des surfaces suivie d'un traitement par impact.

Le choix de la technique de préparation dépend de la nature du revêtement et de son épaisseur.

a) Traitement par impact : Il permet de préparer la surface par projection d'abrasif. Celui-ci doit être à angle vif. Ce traitement nettoie la pièce et crée une certaine rugosité de la surface. Dans cette phase du traitement, les paramètres de projection de l'abrasif doivent être contrôlés. En particulier, l'orientation du jet qui doit être compris entre 30 et 60° par rapport à la normale. L'abrasif doit être maintenu propre et sa granulométrie contrôlée. En outre, pour des emplois spécifiques, la quantité d'abrasif doit être vérifiée.

b) Préparation mécanique des surfaces : Cette technique consiste à effectuer un usinage permettant :

- de diminuer la dimension des pièces afin de laisser une épaisseur suffisante pour le dépôt sans cependant nuire à la résistance de celle-ci.
- d'augmenter les surfaces d'accrochage.
- Dans le cas de réparation, cette technique permet de corriger le profil.

V) PARAMETRES DE PROJECTION [1], [2]

Les principaux paramètres à prendre en compte lors de la projection thermique sont :

- Les débits des fluides
- La vitesse de distribution des matériaux à projeter
- La distance de tir
- L'angle d'incidence

a) Débits des fluides : Ceux-ci ont une influence importante sur les caractéristiques des dépôts. Les compositions préconisées des mélanges oxy-gaz doivent également être rigoureusement respectées conformément aux abaques. Dans la plupart des cas, les mélanges sont très près de la stoechiométrie en favorisant légèrement, soit l'oxygène, soit le gaz en fonction du produit et des caractéristiques des dépôts à obtenir.

b) Vitesse de distribution des matériaux à projeter : Les matériaux à projeter se présentent sous différentes formes (fils, poudres, cordons ou baguettes). Dans tous les cas, l'injection de ces produits dans la flamme se fait en fonction de la puissance du chalumeau, de la nature des produits et des caractéristiques souhaitées du dépôt.

c) Distance de tir : Ce paramètre varie de 60 à 250 mm. Suivant le mode de projection employé, la fusion des particules et leur vitesse changent. En règle générale, la distance de projection joue un rôle dans les caractéristiques des dépôts telles que porosité, adhérence, cohésion etc...

d) Angle d'incidence : La projection sur un substrat est généralement réalisée avec un angle d'incidence de 90° . Dans ce cas, le dépôt s'accroche normalement et est homogène. Si cet angle de projection est inférieur à 45° , la porosité du dépôt augmente ainsi que la cohésion entre les particules.

CHAPITRE II

MECANIQUE DE LA RUPTURE
ET
MECANISMES DE FISSURATION

CHAPITRE II

MECANIQUE DE LA RUPTURE

ET MECANISMES DE FISSURATION PAR FATIGUE

I) INTRODUCTION

La nécessité de comprendre l'endommagement des multimatériaux sous l'effet de sollicitations extérieures a conduit à la mise en place, ces dernières années, de concepts nouveaux en mécanique de la rupture. En effet, la théorie classique de l'endommagement développée pour les matériaux isotropes métalliques ou céramiques est insuffisante pour rendre compte des phénomènes qui interviennent dans un assemblage substrat-revêtement.

Le comportement vis à vis d'un tel composite est fortement dépendant

- ⊕ du niveau et de la répartition des contraintes résiduelles : celles-ci résultent de la différence entre les propriétés élastiques et thermiques des deux matériaux liés.
- ⊕ de la proportion relative de métal et de sa contrainte d'écoulement plastique.
- ⊕ de la distribution des défauts dans les trois milieux : dépôt, zone interfaciale et métal de base.
- ⊕ de la résistance intrinsèque de chacun des milieux.

A cette anisotropie correspond une anisotropie dans les mécanismes mis en jeu lors de sollicitations mécaniques, et l'endommagement peut intervenir soit par rupture fragile ou ductile dans le dépôt, soit par rupture fragile ou ductile dans l'interface ou encore par rupture ductile dans le métal.

II) RAPPELS DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE DES MATERIAUX. CRITERES DE RUPTURE CATASTROPHIQUE.

II-1) APPROCHE GLOBALE DE LA FATIGUE DES MATERIAUX

La fatigue ou l'endommagement par fatigue des matériaux est définie comme la modification des propriétés consécutive à l'application répétée de cycles d'effort et/ou de déformations qui conduisent à une rupture prématurée de la structure; et cela pour des amplitudes de sollicitations

souvent bien inférieures au seuil d'élasticité conventionnel. L'endurance est la capacité de résistance à la fatigue du matériau.

Cette définition générale conduit dans le cas des matériaux métalliques à considérer en réalité que la rupture est liée à l'amorçage puis à la propagation d'une fissure principale qui entraîne, pour une taille critique donnée, la rupture brutale. Pour ces matériaux, on sépare assez bien la phase dite d'amorçage qui occupe d'ailleurs la majeure partie de la durée de vie dans le domaine des faibles déformations de la phase de propagation décrite assez bien par la mécanique de la rupture.

Les différences essentielles qui font que la fatigue des matériaux doit être abordée dans un contexte totalement nouveau sont résumées dans les diverses synthèses effectuées à ce jour et pour lesquelles nous retenons:

- ⊗ l'endommagement résulte d'un ou de plusieurs mécanismes,
- ⊗ apparemment il est très difficile de séparer les phases d'amorçage puis de propagation au cours de la durée de vie.
- ⊗ la dégradation est liée à une évolution progressive des propriétés initiales.

Ces particularités entraînent pour conséquence directe que :

- ⊗ la définition de la durée de vie à partir de la seule expression du nombre de cycles à rupture peut être délicate voire dangereuse dans certaines configurations d'essai.
- ⊗ il est important d'avoir très rapidement une information sur l'évolution des propriétés.
- ⊗ la compréhension du processus de dommage passe par l'identification des mécanismes initiaux puis de leur progression au cours de la durée de vie.

II-2) CARACTERISTIQUES DE FATIGUE

Toute structure appartenant à un système mécanique, subit des efforts variables dans le temps à des fréquences plus en moins importantes (vibrations...). L'endommagement résultant débute par des microdégradations qui se développent et conduisent inévitablement à la rupture.

La caractérisation de l'endommagement de fatigue est effectuée en soumettant le matériau à des cycles de sollicitations connus. La forme du cycle est définie par les valeurs de contrainte maximale et minimale ou encore par la contrainte maximale et le rapport « **R** » de la contrainte minimale à la contrainte maximale. Dans certains cas, on préfère parler de la composante alternative

(σ_a) ou dynamique (σ_d), rapportée à la valeur moyenne (σ_m) ou statique et on définit ainsi le rapport σ_a / σ_s . Ces caractéristiques déterminent les conditions de sollicitation de fatigue (fig II-1).

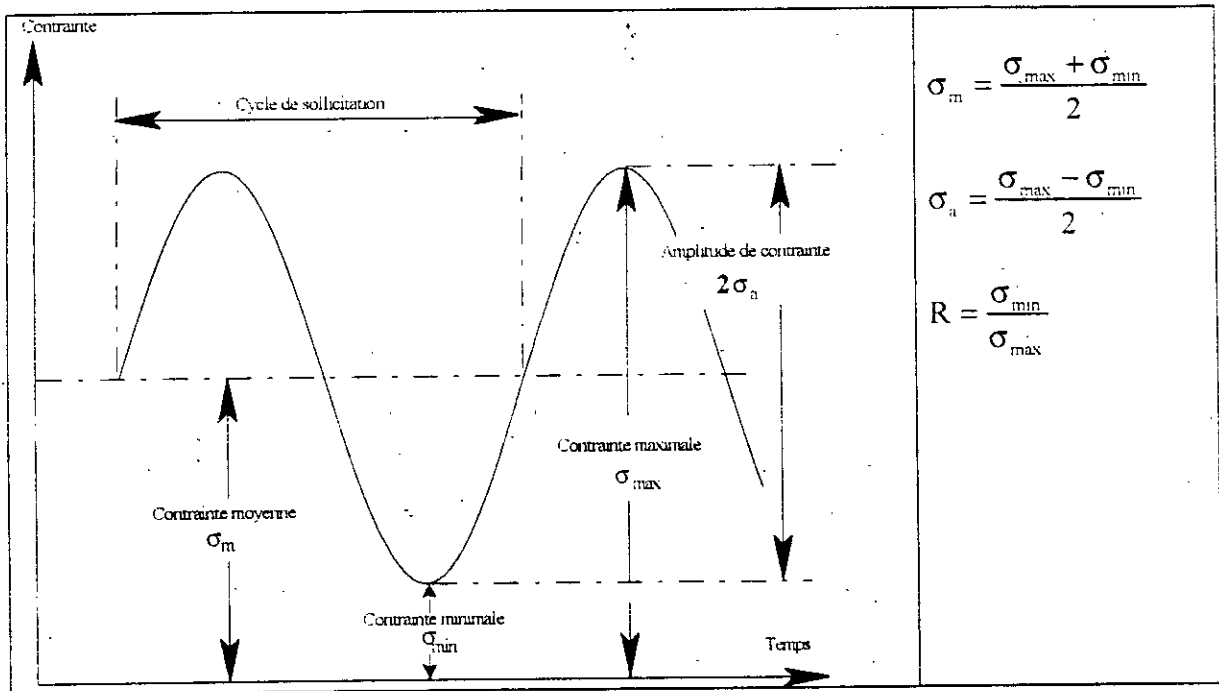


Fig II-1 : Cycle sinusoïdal de contrainte en fatigue

II-3) LA PROPAGATION DES FISSURES PAR FATIGUE

Le processus de rupture par fatigue d'une pièce comprend en général trois phases :

- ⊕ Amorçage par endommagement progressif à l'endroit de la plus forte concentration de contrainte due aux effets géométriques (entailles) ou métallurgiques (inclusions) qui conduit aux macrofissures observables ;
- ⊕ croissance des fissures jusqu'à la taille critique,
- ⊕ rupture fragile ou ductile selon la géométrie de la pièce et des propriétés du matériau

La durée de vie de la pièce dépend de ces trois éléments ainsi que de l'état du matériau, de la nature de la sollicitation et finalement de la taille critique de la fissure, donc aussi de la géométrie de la pièce. Souvent, notamment dans des structures soudées, un défaut aigu existe dès le début (à la racine ou au pied du cordon de soudure) et c'est la croissance jusqu'à la rupture finale qui définit la durée de vie de la pièce.

L'étude de la croissance des fissures en fatigue a commencé depuis une vingtaine d'années et son développement a été lié aux progrès de la mécanique de la rupture. En effet, le processus de la

croissance ne peut être interprété qu'à partir de la connaissance de l'état mécanique et en particulier du caractère de la singularité élastique en fond de fissure.

En réalité, les conditions sous lesquelles la croissance se produit sont le plus souvent très complexes (chargement plus ou moins aléatoire, front de fissure curviligne et champ de contrainte triaxial) [25].

II-4) RAPPEL DES DIVERS STADES DE PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE

Les fissures de fatigue s'amorcent généralement à la surface des éprouvettes d'essai (ou des pièces). Dans le cas des métaux purs, elles s'amorcent dans les bandes de glissement qui peuvent apparaître très tôt au sein de cristaux favorablement orientés vis à vis de la sollicitation. Ces microfissures superficielles se propagent en contrainte plane, selon les plans de glissements. Elles peuvent traverser quelques grains à orientations favorables. Ce premier stade de propagation (ou stade I) correspond à un cheminement de la fissure dépendant étroitement de l'orientation cristallographique des cristaux traversés. Notons que le stade I est sensible à la grosseur du grain, en particulier dans les alliages où les glissements déviés sont difficiles.

Ainsi, après avoir traversé quelques grains, la fissure tend à s'orienter et à progresser dans un plan perpendiculaire à la direction de la contrainte appliquée, c'est le stade II de la propagation. La fissure se développe plus ou moins rapidement selon le matériau et l'intensité du chargement.

La propagation est généralement transgranulaire, ce qui signifie qu'elle traverse les cristaux rencontrés. Le stade I s'observe surtout pour les métaux purs. Fréquemment pour les alliages industriels et compte tenu de leur état de surface, obtenu par usinage, la propagation débute immédiatement en stade II (figure II-2).

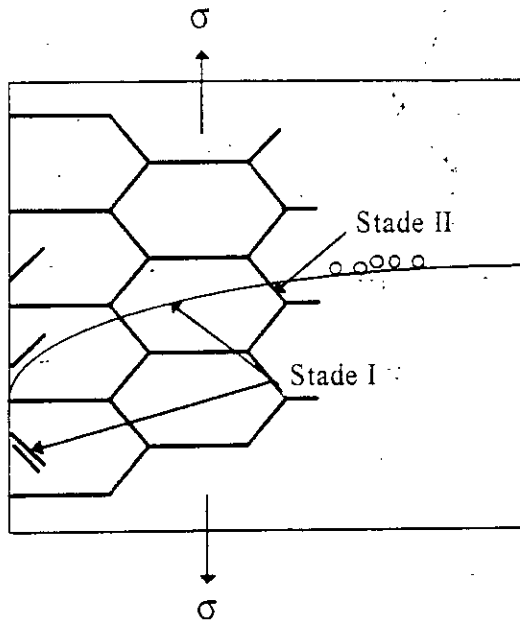


Fig II-2 . Représentation schématique des stades I et II de propagation des fissures de fatigue

Les études de vitesse de propagation de fissures de fatigue corrélient généralement la vitesse de fissuration $\frac{da}{dN}$ à l'état de contrainte à fond de fissure ΔK . Paris et Erdogan ont montré en 1963 que dans un large domaine de vitesses de fissuration, l'augmentation de la longueur de fissure da , pour un incrément dN du nombre de cycles appliqués, suit une loi empirique de type puissance

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (\text{II-1})$$

Cette expression peut également s'écrire :

$$\text{Log} \frac{da}{dN} = \text{Log} C + m \text{Log} \Delta K \quad (\text{II-2})$$

C, m : constantes qui dépendent du matériau.

Cette loi ne s'applique plus quand K_{\max} tend vers K_{IC} ou ΔK tend vers ΔK_S où (ΔK_{IC} est le facteur d'intensité de contrainte critique et ΔK_S seuil de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte).

En d'autres termes sur un diagramme bilogarithmique, cette loi se traduit par une droite de pente m , comme ceci est schématisé sur la figure II-2. La loi de Paris [18] est relativement bien

applicable pour de nombreux matériaux, dans le cas des vitesses de fissuration comprises entre 10^{-5} et 10^{-3} mm/cycle. Le paramètre m prend, selon le type de matériau des valeurs entre 2 et 6. Le domaine de validité de la loi de **Paris** correspond à la région B de la figure II-3.

Dans le domaine des vitesses de propagation très faibles, on observe une chute marquée de la vitesse de propagation, lorsque ΔK diminue. La vitesse de fissuration peut devenir nulle si ΔK devient inférieure à une valeur seuil, notée ΔK_s , caractéristique du matériau. En d'autres termes, une fissure de fatigue, sollicitée à un niveau très bas, inférieure à ΔK_s , ne se propage pas. L'asymptote verticale d'abscisse ΔK_s , constitue la frontière entre les domaines de non propagation et de propagation.

A partir d'un certain niveau d'amplitude ΔK (Région C), on observe une accélération du phénomène de propagation. La région C correspond au domaine de propagation rapide de la fissure qui conduit finalement à la rupture pour une valeur critique, correspondant à

da / dN (mm / cycles)

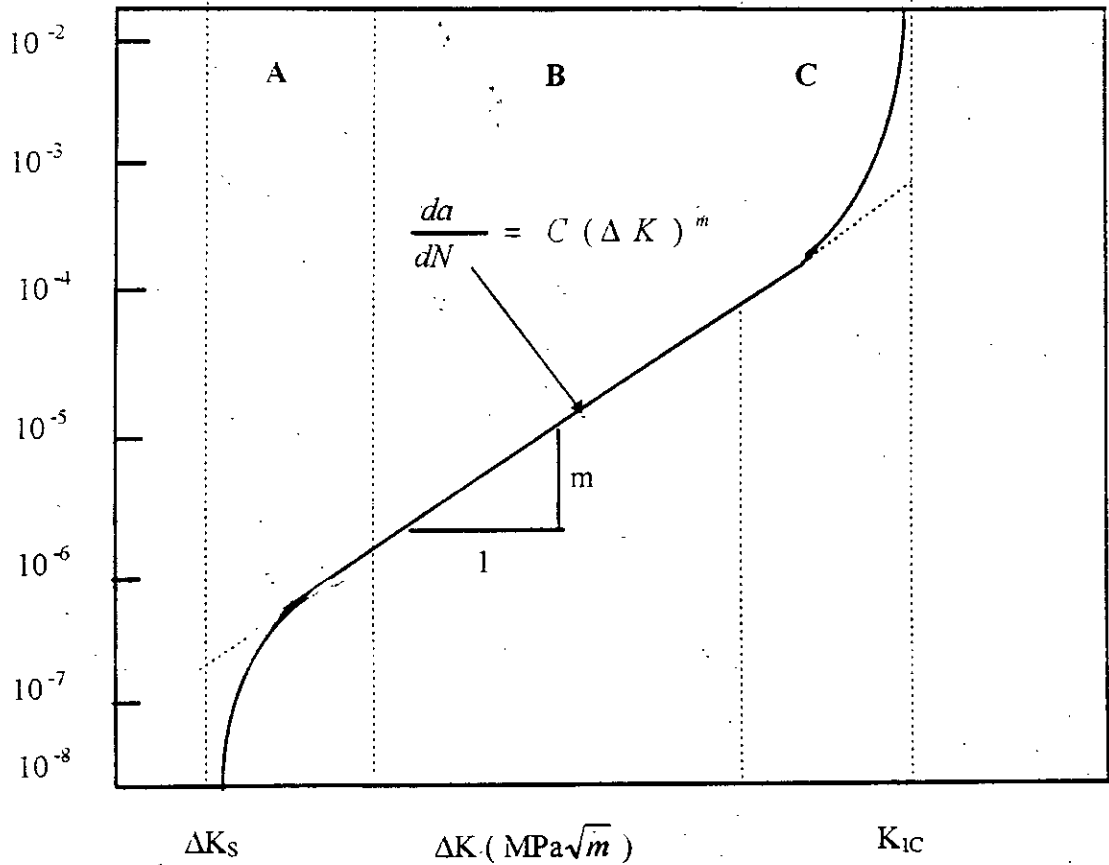


Fig II-3 : Représentation schématique de la vitesse de propagation d'une fissure da / dN en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK .

A : zone de propagation très lente.

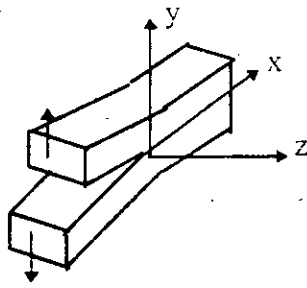
B : zone de validité de la loi de Paris (partie linéaire).

C : zone d'accélération de la propagation, précédant la rupture ($K_{\max} = K_{1C}$).

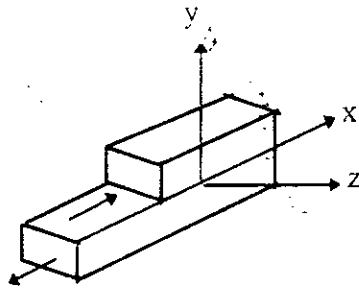
II-5) CHAMPS DE CONTRAINTES ET DE DEFORMATION EN FOND DE FISSURE

L'analyse des contraintes et des déformations au voisinage des pointes au front de fissures constitue une base nécessaire pour étudier le comportement des fissures. Celle-ci est en effet gouverné par des transferts d'énergie de déformation en énergie de cohésion dans ces zones. Bien qu'une zone plastique ou endommagée, soit toujours présente en pointe de fissure. On verra que l'analyse élastique linéaire fournit une schématisation suffisamment correcte de la réalité.

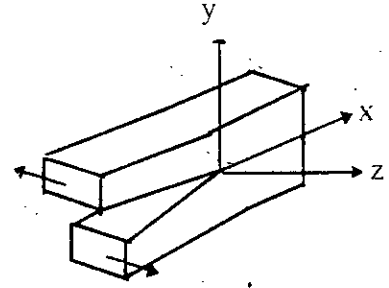
Dans ce qui suit, nous présentons les trois modes de fissuration illustrées sur la figure II-4.



Mode I : ouverture



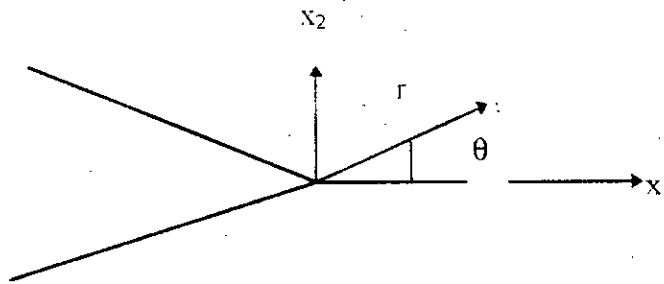
Mode II : glissement-plan



Mode III : glissement anti-plan

Fig II-4 : Modes de rupture

Ces contraintes ont été calculées par IRWIN [16], [20] à l'aide de la théorie de l'élasticité. Elles sont exprimées par les relations ci-dessous.



Mode I : Equation II-3

$$\sigma_{11} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_{12} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

$$\sigma_{22} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_{33} = \nu(\sigma_{11} + \sigma_{22})$$

$$\sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$$

$$u_1 = \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} (1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2})$$

$$u_2 = \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} (1 - 2\nu - \cos^2 \frac{\theta}{2})$$

$$u_3 = 0$$

Mode II : Equation II-4

$$\sigma_{11} = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \sin \frac{\theta}{2} (2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2})$$

$$\sigma_{22} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

$$\sigma_{12} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2})$$

$$u_1 = \frac{K_{II}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} (2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2})$$

$$u_2 = \frac{K_{II}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} (-1 + 2\nu - \sin^2 \frac{\theta}{2})$$

$$\sigma_{13} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \sin \frac{\theta}{2}$$

$$\sigma_{23} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \cos \frac{\theta}{2}$$

$$u_3 = \frac{K_{III}}{\mu} \sin \frac{\theta}{2}$$

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 = \sigma_{12} = 0$$

$$u_1 = u_2 = 0$$

Dans les relations (II-3), (II-4) et (II-5), ν est le coefficient de poisson et G le module d'élasticité de cisaillement, reliés au module de Young E par la relation :

$$2G(1+\nu)=E \quad (\text{II-6})$$

Les facteurs K_I, K_{II}, K_{III} caractérisent à la fois la géométrie de la fissure et la nature des sollicitations. Ces facteurs sont proportionnels à la discontinuité du déplacement des lèvres de la fissure, ils sont appelés facteurs d'intensité de contrainte dans les trois modes I, II et III.

L'expression générale de K_I est de la forme :

$$K_I = \alpha \cdot \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (\text{II-7})$$

α étant un facteur correctif tenant compte de la géométrie de la fissure et du type de la sollicitation. En mécanique linéaire de la rupture, on admet que la fissure commence à progresser dès que la valeur de K_I (qui caractérise l'intensité du champ de contrainte en fond de fissure), atteint par valeurs inférieures une valeur critique K_{IC} , caractéristique de chaque matériau. Ceci revient à dire qu'il existe une ouverture critique de la fissure au delà de laquelle la progression du front ne peut être empêchée.

La détermination expérimentale de cette propriété intrinsèque exige que l'on procède à des essais dans des conditions où la fissure est connue et où d'autre part on connaît la fonction:

$$K_I = K_I (C.L., Q, g, a)$$

⊕ C.L. : représentent les conditions aux limites.

⊕ Q : l'intensité du chargement.

⊗ g : la géométrie .

⊗ a : la longueur de la fissure préexistante.

La détermination de cette fonction dans chaque cas particulier est un problème difficile. L'emploi d'une fonction K_I bien définie avec précision permet la détermination d'essais normalisés, qu'on peut effectuer sur des éprouvettes de formes et dimensions strictement définies.

Dans tous les cas, l'interprétation de ces essais et l'applicabilité de leurs résultats supposent connues :

- ⊗ La taille exacte de la fissure préexistante au moment de l'essai et qui est généralement macroscopique
- ⊗ La taille des fissures ou entailles présentes dans le corps où l'on veut faire l'application.

II-6) VARIABLES DE FISSURATION

Trois variables sont couramment utilisées pour caractériser le comportement des matériaux à la fissuration. Notons que pour le cas bidimensionnel, milieu isotrope, élastique linéaire, ces variables sont équivalentes. Elles sont énumérées comme suit :

- ⊗ le facteur d'intensité de contrainte K
- ⊗ le taux de restitution d'énergie G
- ⊗ l'intégrale de Rice J

II-6-1) Facteur d'intensité de contrainte K

Le facteur d'intensité de contrainte, introduit par Irwin [19] permet à lui seul de caractériser l'intensité du champ de contraintes au voisinage du fond de fissure. Il est fonction du chargement et est proportionnel aux forces appliquées. Il dépend d'une part de la longueur de la fissure et d'autre part des dimensions du milieu fissuré.

Il convient donc d'établir l'expression analytique du facteur d'intensité de contrainte K pour chaque cas de géométrie du milieu. La référence [20] fournit une liste appréciable de valeurs des facteurs d'intensité de contrainte selon les trois modes (K_I, K_{II}, K_{III}) pour un grand nombre de configurations et de chargements. Rappelons que ces valeurs sont obtenues expérimentalement. Dans

le cas des éprouvettes d'essai, utilisées couramment en mécanique de la rupture, l'expression de K peut se mettre sous la forme :

$$K = \frac{P\sqrt{a}}{BW} Y\left(\frac{a}{W}\right) \quad (\text{II-8})$$

où : P est la charge nominale appliquée à la pièce en Newtons

B est l'épaisseur de l'éprouvette en mm

W est la largeur de l'éprouvette en mm

a est la longueur de la fissure en mm

$Y\left(\frac{a}{W}\right)$ est un polynôme qui dépend du type d'éprouvette et qui est sans dimension physique

Pour une éprouvette de flexion en trois points, l'expression du facteur d'intensité de contrainte est donnée par la relation suivante, figure II-5.

$$K_I = \frac{3PL}{2BW^2} \sqrt{\pi} \cdot a f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (\text{II-9})$$

Le facteur de correction $f\left(\frac{a}{W}\right)$ dépend du rapport $\frac{L}{W}$

Pour $\frac{L}{W} = 4$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1.090 - 1.735\left(\frac{a}{W}\right) + 8.20\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 14.18\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 14.57\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

Pour $\frac{L}{W} = 8$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1.107 - 2.12\left(\frac{a}{W}\right) + 7.71\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 13.55\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 14.25\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

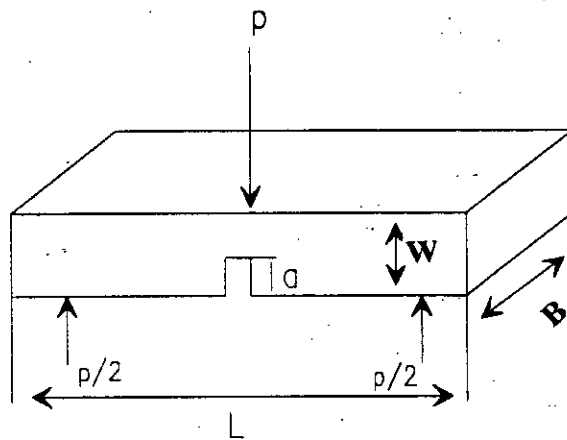


Fig II-5 : Eprouvette de flexion trois points

Dans le cas d'une extension d'une fissure, par le phénomène de fatigue, le facteur d'intensité de contrainte K se modifie puisque c'est une fonction croissante de la longueur de fissure a .

II-6-2) Taux de restitution d'énergie G

Griffith [18], [19] a abordé le problème de la rupture des corps fissurés d'un point de vue énergétique. Lorsque la propagation de la fissure a lieu, la géométrie de celle-ci change. Pour cela, on écrit la conservation de l'énergie totale du système sous la forme suivante:

$$dW_{tot} = dW_{élast} + dW_{ext} + dW_s + dW_{cin} = 0 \quad (\text{II-10})$$

où nous posons :

- ⊞ $dW_{élast}$: Variation de l'énergie élastique.
- ⊞ dW_{ext} : Variation d'énergie potentielle des forces extérieures
- ⊞ dW_s : Energie dissipée dans la séparation qui est égale à $2\gamma dS$
- ⊞ dW_{cin} : Variation d'énergie cinétique.
- ⊞ γ : tension superficielle
- ⊞ dS : élément de surface

La fissure se propagera de façon instable si l'énergie cinétique augmente $dW_{cin} > 0$ soit :

$$\frac{\partial}{\partial S} (W_{élast} + W_{ext}) + 2\gamma < 0 \quad (\text{II-11})$$

Nous posons la définition du paramètre G représentant le taux de restitution d'énergie:

$$G = -\frac{\partial}{\partial S} (W_{élast} + W_{ext}) \quad (\text{II-12})$$

Le critère de propagation de **Griffith** se traduit par : $G > 2\gamma$ (II-13)

L'initiation de la propagation à partir de la configuration de la fissure est possible lorsque $G = 2\gamma$. Si les sollicitations extérieures sont telles que à tout moment on a l'égalité $G = 2\gamma$, alors il n'y a pas d'accroissement de l'énergie cinétique. On dit que la rupture est contrôlée, dans ce cas c'est une croissance stable de la fissure.

Diverses expressions de G

Dans ce qui suit, on se place dans le cas d'un problème plan en élasticité linéaire. Nous écrivons alors G sous la forme :

$$G = -\frac{d}{dl} \int_{\Omega} W(\epsilon_{ij}) dv + \int_{S_T} T_i \frac{du_i}{dl} ds = -\frac{d}{dl} \int_{\Omega} W(\epsilon_{ij}) dv + \int_S T_i \frac{du_i}{dl} ds \quad (\text{II-14})$$

S : surface extérieure

Par application du théorème des travaux virtuels, le premier terme du dernier membre de G peut encore s'écrire sous la forme :

$$\frac{d}{dl} \int_{\Omega} \frac{1}{2} \sigma_{ij} \epsilon_{ij} dv = \frac{1}{2} \int_{\partial \Omega} (T_i \frac{du_i}{dl} + u_i \frac{dT_i}{dl}) dS$$

d'où
$$G = \frac{1}{2} \int_S (T_i \frac{du_i}{dl} - u_i \frac{dT_i}{dl}) dS = \frac{1}{2} \int_{S_T} T_i d \frac{du_i}{dl} dS - \frac{1}{2} \int_{S_u} u_i d \frac{dT_i}{dl} dS \quad (\text{II-15})$$

où :

- ⊗ Ω et S : représentent respectivement le domaine et la surface extérieure du domaine
- ⊗ T_i : Forces surfaciques
- ⊗ σ_{ij} : Tenseur de contraintes
- ⊗ ϵ_{ij} : Tenseur de déformations
- ⊗ u_i : Déplacements
- ⊗ $W(\epsilon_{ij})$: Energie de déformation
- ⊗ dl : incrément de fissure

II-6-3) Intégrales de contour J

Afin de caractériser la singularité du champ de contraintes, au fond de fissures, par une approche énergétique, nous nous proposons d'étudier certaines intégrales de contour obtenues à partir de l'équation de conservation d'énergie [17], [19].

Soit un milieu plan élastique fissuré et soit un contour C entourant la pointe de la fissure, n étant sa normale extérieure (figure II-6).

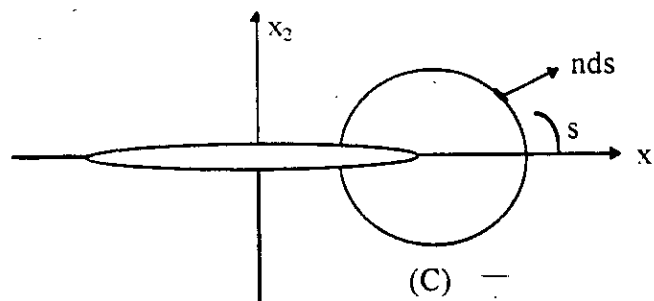


Figure II-6

L'intégrale de **Rice** est définie par :

$$J = \int_c (U' \epsilon^{n_1} - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x_1}) dS \quad (\text{II-16})$$

U_{el} : Energie élastique

σ_{ij} : Tenseur de contraintes

u_i : Déplacements

Cette intégrale est indépendante du contour d'intégration. Il a été montré que, pour un milieu élastique, le taux d'énergie élastique disponible ou taux de restitution d'énergie est strictement égal à cette intégrale: $G = J$

L'intégrale **J** est liée aux facteurs d'intensité de contraintes pour un cas bidimensionnel par la relation suivante :

En déformation plane $J = \frac{1-\nu^2}{E} K_I^2$ (en mode I) (II-17)

En contrainte plane $J = \frac{1}{E} K_I^2$ (en mode I) (II-18)

III) RUPTURE DES MULTIMATERIAUX

Les multimatériaux et plus particulièrement ceux réalisés par projection thermique, du fait de la présence d'une interface, milieu non homogène, ont un comportement relatif vis à vis de la rupture. En effet, celle-ci peut intervenir :

⊗ de manière fragile ou ductile dans le volume de l'un ou l'autre des matériaux (rupture cohésive).

⊗ suite à la propagation d'une fissure dans l'interface (rupture adhésive).

⊗ à une propagation mixte : une fissure présente dans l'interface peut, dans certaines conditions, dévier dans l'un ou l'autre des matériaux massifs.

III-1) RUPTURE INTERFACIALE FRAGILE-ELASTIQUE

Alors que la rupture des matériaux fragiles homogènes intervient pratiquement toujours en mode I, la rupture interfaciale des multimatériaux est consécutive, dans la plupart des cas à un mode mixte compte tenu notamment de la différence entre les propriétés élastiques des matériaux. Ce mode de rupture est une combinaison de mode I (ouverture) et de mode II (cisaillement).

Dans un tel mode, les contraintes normales et de cisaillement agissent simultanément à l'avant du front de fissure induisant des déplacements, à la fois en ouverture et en cisaillement, des deux faces de la fissure derrière le front.

Des études récentes ont montré que c'est la proportion de déplacement en cisaillement qui détermine le processus de rupture [32]. Elle agit d'une part sur l'énergie de rupture et d'autre part sur le choix du milieu de propagation de la fissure [33]. L'information est en grande partie contenue dans un terme Ψ qui mesure la quantité relative d'ouverture et de cisaillement dans le milieu proche du front de la fissure interfaciale [33].

Les valeurs de Ψ sont comprises entre $-\pi/2$ et $\pi/2$:

- ⊗ pour $\Psi = -\pi/2$ et $\pi/2$: la propagation de la fissure est induite par le mode II (cisaillement).
- ⊗ pour $\Psi = 0$: la fissure se propage en mode d'ouverture uniquement (mode I).
- ⊗ pour $\Psi \in]-\pi/2, 0[\cup]0, \pi/2[$: le processus de propagation est mixte.

III-1-2) Champs élastiques en front de fissure

Cas général

Considérons deux matériaux élastiques isotropes 1 et 2 ayant une interface commune sur l'axe x (figure II-7).

Le matériau 1, situé au dessus de l'interface ($y > 0$) est caractérisé par :

- ⊗ un module de Young E_1 .
- ⊗ un module de cisaillement μ_1
- ⊗ un coefficient de poisson ν_1

Le matériau 2, situé au dessous de l'interface ($y < 0$) a les caractéristiques suivantes E_2 , μ_2 , ν_2

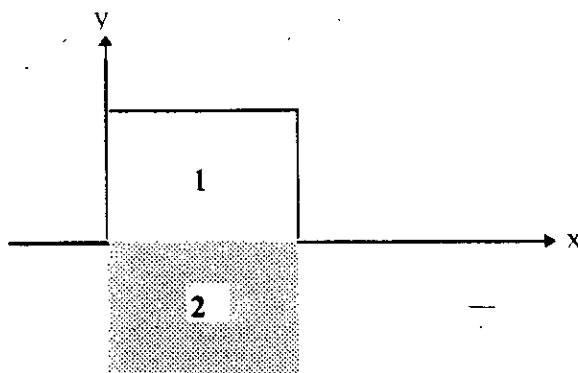


Figure II-7

En déformation plane, dans des conditions de traction simple, les contraintes dans un tel assemblage ne dépendent que de deux paramètres sans dimension α et β , combinaison des modules définis par :

$$\alpha = \frac{\bar{E}_1 - \bar{E}_2}{\bar{E}_1 + \bar{E}_2} \quad \text{avec} \quad \bar{E} = \frac{E}{1 - \nu^2}$$

$$\text{et} \quad 2\beta = \frac{\mu_1(1 - 2\nu_2) - \mu_2(1 - 2\nu_1)}{\mu_1(1 - \nu_2) + \mu_2(1 - \nu_1)} \quad (\text{II-20})$$

α et β sont nuls lorsque les deux matériaux ont les mêmes caractéristiques élastiques. Ils changent de signe lorsque les matériaux sont inversés (1 situé en $y < 0$, 2 situé en $y > 0$).

Pour un couple de matériaux, on peut écrire le champ de contraintes agissant sur l'interface à une distance r du front de fissure sous la forme complexe suivante :

$$\sigma_{22} + i\sigma_{12} = \frac{(K_1 + iK_2)r^{1+\varepsilon}}{\sqrt{2\pi.r}} \quad \text{avec} \quad i^2 = -1 \text{ et } \varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln\left(\frac{1-\beta}{1+\beta}\right) \quad (\text{II-21})$$

Sachant que : $r^{-i\varepsilon} = e^{i\varepsilon \ln(r)}$ car $r > 0$

$$(\text{II-21}) \text{ devient alors : } \sigma_{11} + i\sigma_{12} = \frac{K_1 + iK_2}{\sqrt{2\pi.r}} e^{i\varepsilon \ln(r)} \text{ ce qui donne}$$

$$\sigma_{11} = \frac{1}{\sqrt{2\pi.r}} [K_1 \cos(\varepsilon \ln(r)) - K_2 \sin(\varepsilon \ln(r))]]$$

$$\sigma_{12} = \frac{1}{\sqrt{2\pi.r}} [K_1 \sin(\varepsilon \ln(r)) + K_2 \cos(\varepsilon \ln(r))]]$$

K_1 et K_2 sont des facteurs d'intensité de contrainte définis pour être compatibles avec les facteurs d'intensité de contraintes des matériaux homogènes. Ils dépendent linéairement des charges appliquées et de la forme des assemblages. Lorsque ε est différent de 0, K_1 et K_2 ne peuvent être interprétés comme des facteurs d'intensité de contrainte en mode I et II directement liés aux contraintes normales et de cisaillement mais pour la plupart des couples présentant un intérêt, ε reste faible. Par conséquent, un développement de la mécanique interfaciale directement applicable à la détermination de la ténacité critique à partir des essais expérimentaux, ou bien permettant de prédire

les ruptures à partir des données expérimentales n'est possible qu'en prenant $\beta = 0$ et donc $\varepsilon = 0$ [33].

Lorsque $\varepsilon = 0$, conventionnellement K_1 et K_2 peuvent être interprétés comme des facteurs d'intensité de contraintes en mode I et II caractérisant la singularité des contraintes normales et de cisaillement à l'avant du front de fissure interfaciale.

L'énergie qui est libérée lors de la propagation sur une unité de longueur de la fissure interfaciale est reliée aux facteurs d'intensité de contrainte (en contrainte plane).

$$G = \frac{\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2}}{2 \cosh^2 \pi \varepsilon} (K_1^2 + K_2^2) \quad (\text{II-22})$$

Cette relation est une généralisation de la formule d'**Irwin** pour un matériau isotrope homogène

III-2) RUPTURE EN DEHORS DE L'INTERFACE

Lorsque l'énergie de rupture de l'interface est supérieure à celle de l'un des deux constituants du multimatériau, la rupture peut se produire de façon fragile ou ductile dans le dépôt ou de façon ductile dans le métal.

III-2-1) Rupture fragile

C'est une rupture comme dans le cas des matériaux fragiles homogènes. Elle intervient en mode d'ouverture I. La fissure suit alors une trajectoire telle que le facteur d'intensité de contrainte en mode II soit nul. En revanche, son point d'amorçage reste difficile à localiser.

III-2-2) Rupture ductile

Si la rupture intervient par un mécanisme classique de rupture ductile, l'interface influence néanmoins la résistance mesurée en agissant comme un site de nucléation des défauts. Le processus doit alors être regardé comme une rupture ductile à l'interface [34].

L'émoussement des fissures interfaciales, qui est nécessaire pour qu'une rupture ductile se produise, est fortement dépendant de la combinaison des modes en tête de fissure et par conséquent du mode de sollicitation, et des caractéristiques mécaniques des matériaux en présence. De plus, la présence de zones interfaciales non liées ou de pores situés loin de l'interface favorisent le mode de rupture ductile qu'un haut niveau de triaxialité des contraintes dans le métal.

III-3) COMPORTEMENT EN FLEXION

L'essai de flexion est très souvent pratiqué pour mesurer des caractéristiques telles que le module d'Young et la résistance en flexion. Contrairement aux essais de traction ou de compression, cet essai est simple à mettre en oeuvre et d'une bonne reproductibilité. Il permet de s'affranchir complètement des problèmes de collage et résistance des talons ainsi que des alignements toujours délicats. L'essai de flexion trois points ou quatre points est particulièrement approprié à l'étude et à la prise en compte du rôle du dépôt et de l'interface. Par ailleurs, de par la localisation de l'endommagement en surface de l'échantillon, le choix de la sollicitation de flexion trois points s'avère particulièrement bien adapté pour l'analyse des mécanismes d'endommagement qui est un facteur essentiel à la compréhension du comportement mécanique des multimatériaux.

Au cours de la sollicitation, le multimatériau subit une évolution globale et progressive de ses propriétés initiales. Le suivi de la perte de raideur est un traceur d'endommagement qui rend bien compte de cette évolution.

III-4) ANALYSE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT

La sollicitation de flexion trois points induit des champs de contrainte et de déformation qui ne sont pas homogènes sur toute l'épaisseur de l'échantillon. Ce dernier est soumis à des contraintes de traction, de compression et de cisaillement. Cette hétérogénéité des champs de contrainte et de déformation complique considérablement la description de l'endommagement en fatigue des multimatériaux sollicités en flexion trois points. D'après la théorie classique de la Résistance des Matériaux, il y a symétrie entre les contraintes de traction et de compression. Cependant, lors de la caractérisation en fatigue des ces multimatériaux, l'un ou l'autre des ces deux mécanismes d'endommagement est favorisé.

PARTIE EXPERIMENTALE

CHAPITRE III

ELABORATION DES MULTIMATERIAUX

CHAPITRE III

ELABORATION DES MULTIMATERIAUX

I) INTRODUCTION

Ce chapitre présente la procédure d'élaboration des multimatériaux par la technique de la projection thermique à l'arc électrique ainsi que les processus relatifs à la préparation des éprouvettes. Notons que ces multimatériaux ont été réalisés à l'entreprise « **Algérie Métallisation** » spécialisée dans la récupération et la rénovation des pièces mécaniques usées

II) ELABORATION DES MULTIMATERIAUX

II-1) PISTOLET DE PROJECTION

Le pistolet de projection utilisé est l'arc **SPRAY 234**, de marque anglaise utilisant l'arc électrique comme source d'énergie. Il a été conçu et développé pour réduire la fatigue de l'opérateur et produire des revêtements de hautes qualités. Appareil souple et portable, il se manipule aussi bien manuellement que mécaniquement [3], [4].

II-2) MATERIAUX UTILISES

II-2-1) Substrat

Le matériau de base utilisé est un acier faiblement allié de nuance **25CD4**. Ce choix a été motivé d'une part par sa disponibilité dans l'industrie algérienne et d'autre part par son utilisation pour la réalisation des pièces soumises aux vibrations, aux chocs mécaniques et à l'usure tels que : les vilebrequins, les axes, les essieux...

L'analyse spectrochimique d'un échantillon de cet alliage réalisé sur un spectromètre type DV4, a révélé la composition chimique suivante :

Eléments	Fe	C	Mn	Cr	Co	Mo
Composition %	97,54	0,246	0,592	1,063	0,020	0,258

Tableau III-1 : Analyse spectrochimique du matériau

Après un traitement de trempe à l'huile effectué à 850°C et un revenu à 600°C, l'acier doit présenter les caractéristiques mécaniques suivantes :

Re (daN/mm ²)	R (daN/mm ²)	A%	K _{UF}	HB
≥ 75	115	20	≥ 11	300

Tableau III-2 : Caractéristiques du matériau avant projection

II-2-2) Sous couche d'accrochage

Pour les matériaux dont l'adhérence est faible, l'utilisation de la sous-couche d'accrochage est d'une importance primordiale pour l'amélioration de l'adhérence du dépôt au substrat. Dans notre cas et vu l'importance de celle-ci, nous avons utilisé une sous-couche d'accrochage réalisée par déposition d'un alliage Ni- Al désigné par la nuance 75E sur une épaisseur d'environ 0.1 mm à 0.2 mm [1], [2].

II-2-3) Dépôt

Nous avons réalisé des revêtements composites par projection simultanée de deux fils en acier de nuances respectives 55E et 65E sur une épaisseur d'environ 1 mm.

⦿ 65E : acier au chrome Manganèse.

⦿ 55E : acier inoxydable 18 / 5

II-3) PROCÉDE DE METALLISATION

Afin de bien mener l'opération de projection, il est impératif de suivre certaines étapes tels qu'une bonne préparation de la surface et le choix des paramètres de projection.

II-3-1) Préparation de la surface à revêtir

a) **Dégraissage** : Les échantillons utilisés au cours de la projection sont parallélépipédiques de dimensions (50x5x3mm³). Ces derniers sont dégraissés et nettoyés avec une solution de trichloroéthylène afin d'éliminer les salissures composées principalement de graisse d'huile, de sueur des mains.[3], [4].

b) Décapage mécanique : Cette opération consiste à préparer la surface d'accrochage par un meulage permettant de rugosifier la surface de l'échantillon.

c) Sablage : Parmi les différentes méthodes de rugosification, nous avons utilisé le grenailage. Ce traitement qui consiste à cribler la surface par un jet de particules métalliques permet d'obtenir une surface fin prête pour recevoir le dépôt. La pression du jet de la grenaille utilisée est de 7 bars. Ce prétraitement garantit une bonne adhérence. Les particules pénètrent les interstices de la surface rugueuse et pour ainsi dire s'agrippent à ses aspérités [3].

II-3-2) Paramètres de projection

Afin que la couche projetée s'amalgame le mieux possible avec le substrat, il est recommandé de respecter certaines indications préconisées par le constructeur et qui sont données par le tableau III-3

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

Tableau III-3 : Paramètres de mise en service du pistolet

Certains autres paramètres de projection (distance de projection, vitesse de rotation de la cible, débit de matière projetée, angle de projection etc...) qui ont une influence majeure sur la qualité du revêtement, ne sont pas maîtrisés par l'entreprise et sont choisis aléatoirement en fonction des pièces traitées. C'est dans ce contexte, qu'une étude récente a été réalisée en collaboration avec cette entreprise et ayant pour objectif l'optimisation des paramètres de projection pour lesquels on a opté dans notre étude (voir tableau III-4).

Distance de projection	140 mm
Vitesse de rotation de la cible	16 trs/min
Angle de tir	90 degrés
Vitesse d'avance de la buse	4 mm/tr

Tableau III-4 : Paramètres de projection

II-3-3) Préparation des échantillons

Dans le but de pouvoir faire une étude comparative, nous avons réalisé quatre (04) types différents de multimatériaux :

- ① des multimatériaux réalisés sans sous couche d'accrochage.
- ① des multimatériaux réalisés avec sous couche d'accrochage afin de voir le rôle de celle-ci.
- ① des multimatériaux réalisés avec sous couche et traités thermiquement à 1050°C pendant 1 heure dans le but de voir l'influence du post-traitement sur l'adhérence des dépôts.
- ① des matériaux constitués uniquement du matériau de base (25CD4) pour servir de référence.

Notons que le traitement thermique a été effectué sous atmosphère normale. Le refroidissement a lieu naturellement à l'air libre.

Les multimatériaux obtenus après la projection sont représentés par la figure III-1.

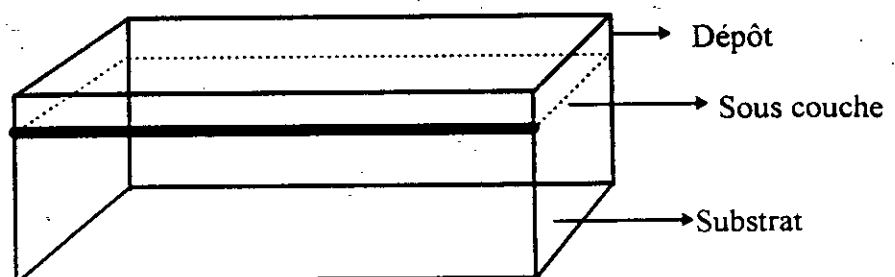


Fig III-1 : Multimatériau obtenu après projection

CHAPITRE IV

CARACTERISATIONS PHYSICO-CHIMIQUES

DES MULTIMATERIAUX

I) INTRODUCTION

Parmi les moyens utilisés pour la caractérisation de l'interface, figurent le microscope électronique à balayage (M.E.B), la microsonde et la diffraction X sous incidence rasante. Des mesures de dureté et de microdureté ont été également effectuées. Ces techniques permettent d'avoir des informations sur la microstructure, sur la morphologie et la composition des différentes couches ainsi que sur la formation des composés intermétalliques et les carbures au niveau de l'interface.

II) OBSERVATION AU M.E.B

II-1) PREPARATION DES ECHANTILLONS

L'observation au M.E.B est effectuée sur des surfaces convenablement préparées ayant subies des polissages mécaniques sur des papiers abrasifs à granulométrie de plus en plus faible (120, 320, 600, 800, 1000). Entre chaque passe du polissage, un nettoyage aux ultrasons a été effectué. La finition a été faite sur papier feutre d'une suspension d'alumine.

La mise en évidence des différentes structures est réalisée par une attaque chimique au Nital à 5% (95% Alcool éthylique et 5% Acide Nitrique) pendant près de 10 secondes.

Les différentes structures observées ont été effectuées au niveau de l'interface, comprenant le dépôt et le substrat, et au niveau du dépôt pour les quatre types d'échantillons étudiés, traités et non traités.

Dans ce qui suit, seront illustrées les structures obtenues représentées par les photographies numérotées de 1 à 6.

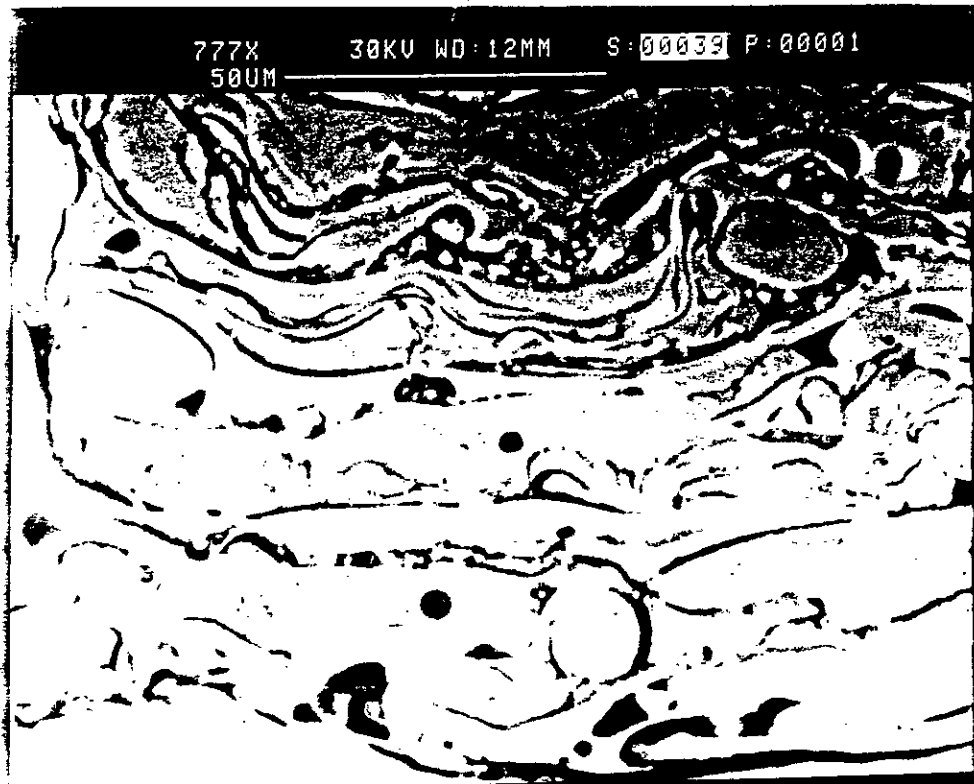


Photo n°1. Morphologie du dépôt

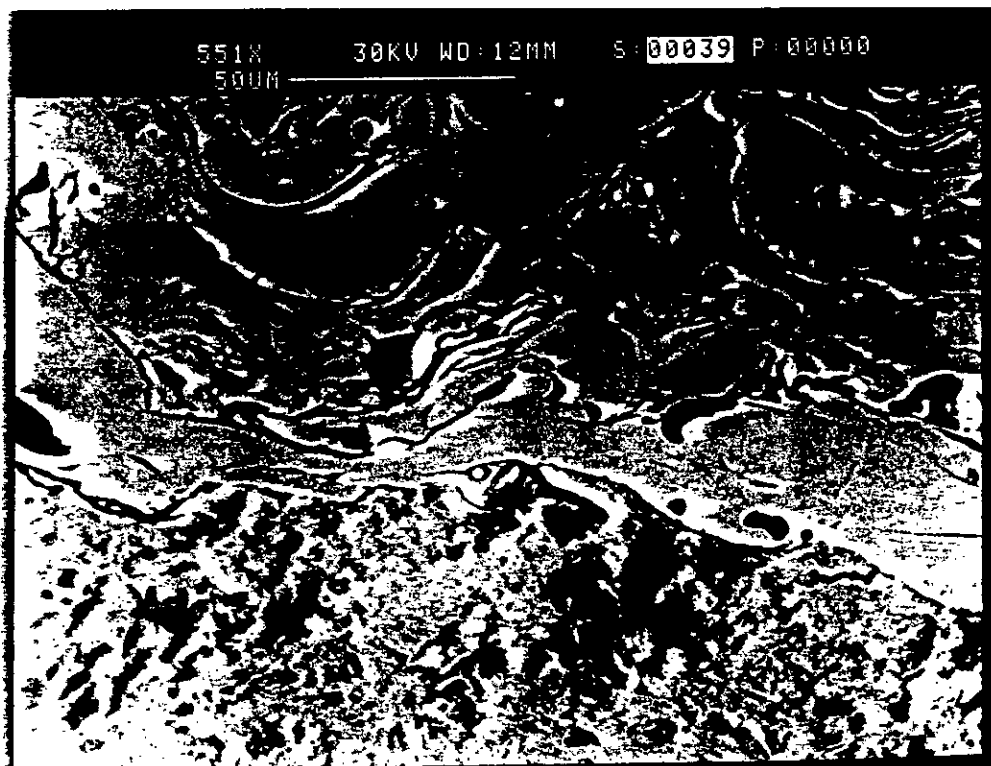


Photo n°2. Morphologie du dépôt, du substrat et de l'interface

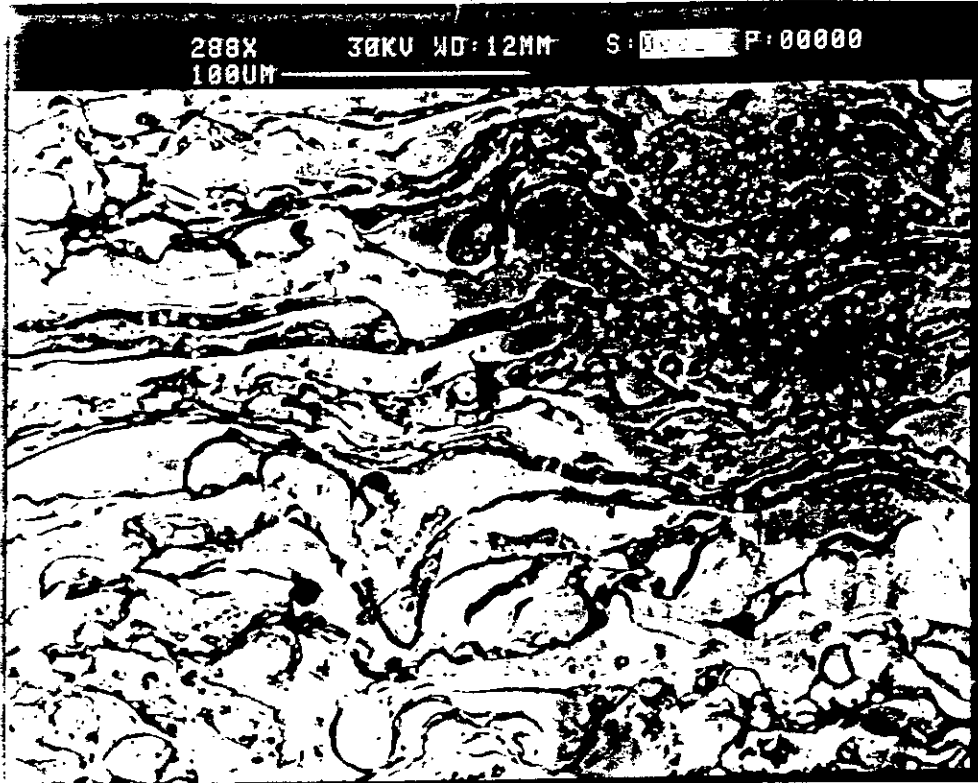


Photo 1 - Chronologie au d'abord



Photo 2 - Chronologie au d'abord et du substrat

matériau : ...
matériau ...
1050°C pendant 1 heure

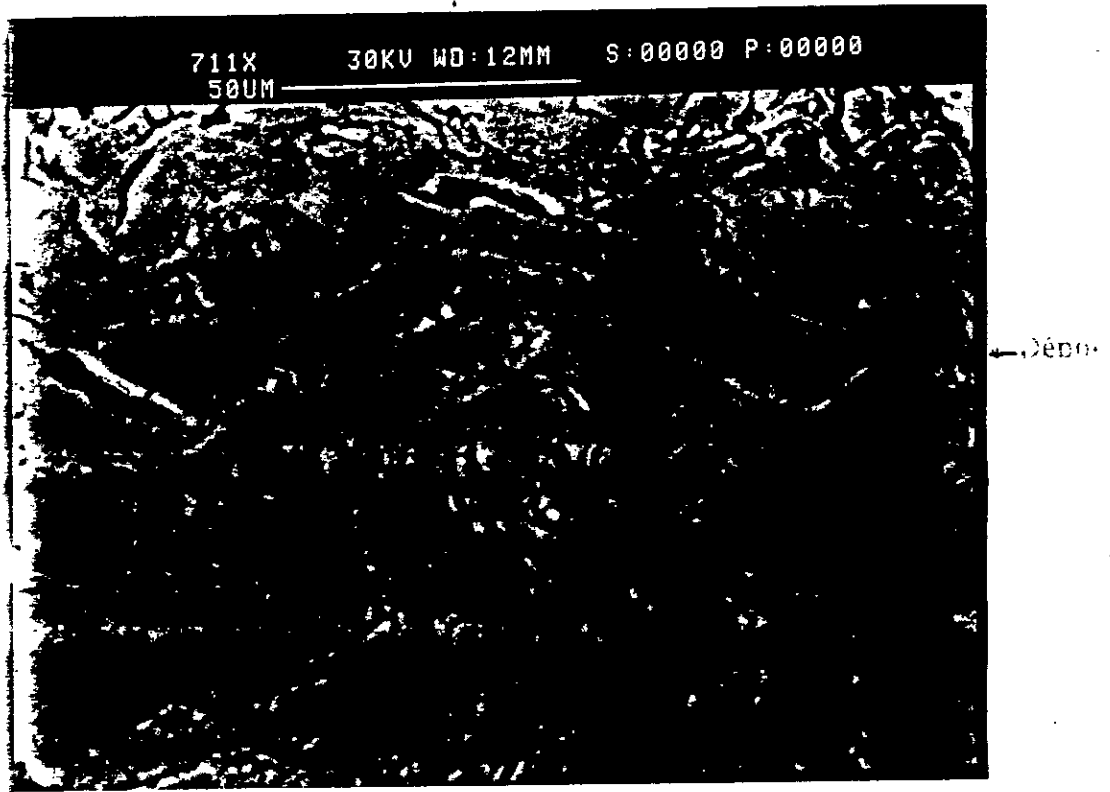


Photo n°5 : Morphologie du dépôt



Photo n°6 : Morphologie du dépôt, du substrat et de l'interface

II-2) INTERPRETATIONS DES RESULTATS

Pour un multimatériau réalisé avec sous couche, l'observation au Microscope électronique à balayage a montré une bonne stratification des couches projetées ainsi que l'étalement des particules. Ce constat met en évidence l'importance de cette sous couche dans l'amélioration de l'adhérence entre le dépôt d'une part et le substrat d'autre part (photos 1 et 2).

Pour un échantillon où la sous couche n'a pas été déposée, on constate que l'accrochage est purement mécanique vu que le substrat et le dépôt ont des coefficients de dilatations thermiques différents et vu aussi le nombre important des particules mal fondues (photos 3 et 4).

Par contre, pour l'échantillon post-traité, à l'accrochage mécanique, s'ajoute un accrochage métallurgique à cause de la formation des composés intermétalliques et la présence des carbures. Ces derniers viennent ainsi renforcer la liaison substrat-revêtement (photos 5 et 6).

III) OBSERVATION A LA MICROSONDE

III-1) PRINCIPE DE LA MICROSONDE

Cette méthode est extrêmement sensible. La surface analysée est de l'ordre du diamètre du spot électronique excitateur ($1 \mu\text{m}^2$) et sa profondeur analysée est de quelques microns.

L'émission de rayonnement par une substance peut se produire sous l'effet d'un bombardement électronique. Cette émission X est due au réarrangement spontané du cortège électronique des atomes de l'échantillon ionisé par bombardement. Cette réorganisation donne lieu à des raies d'émission (K, LI, LII,...) caractéristiques en fréquence et en intensité des éléments répartis en plus ou moins grande proportion dans le dépôt analysé. En balayant la surface de l'échantillon avec le spot et en calant le spectromètre sur une raie d'émission d'un élément choisi, on peut obtenir une image X de l'échantillon donnant la répartition de l'élément considéré [46].

III-2) RESULTATS DES ANALYSES

Afin de caractériser chimiquement la couche interfaciale, des images X des principaux éléments présents dans le substrat et le dépôt tels que : Fe, Cr, Ni, Al, ont été réalisées.

Echantillon n° 1 : Multimatériau réalisé sans sous couche d'accrochage.

*** Répartition du Nickel**

Nous constatons que la concentration en Nickel dans le dépôt est plus riche que celle dans le substrat. De plus, les deux couches du multimatériau sont séparées par une ligne, ce qui montre que cet élément n'a pas diffusé vers le substrat (photo n° 7).

*** Répartition du Fer**

Cet élément est présent dans tout l'échantillon, mais il n'est pas réparti de façon uniforme entre le substrat et le dépôt. Toutefois, on ne peut pas parler de diffusion du fer vers l'interface puisque celui-ci est localisé principalement dans le dépôt et le substrat (photo n°8).

*** Répartition du Chrome**

Nous faisons les mêmes constatations que pour l'image X du Nickel où l'élément n'a pas diffusé vers l'interface (photo n°9).

Echantillon n° 2 : Multimatériau réalisé avec sous couche d'accrochage

*** Répartition du Nickel**

Nous avons décelé la présence du Nickel au niveau de l'interface près du dépôt où l'on constate une légère diffusion de cet élément. Contrairement à cela, on constate qu'on n'a pas de diffusion au niveau de l'interface près du substrat (photo n°10).

*** Répartition de l'Aluminium**

Cette image montre que l'Al se situe uniquement dans la sous couche. Bien que l'on puisse distinguer la limite entre le substrat et le dépôt, la continuité du passage de l'un à l'autre n'exclut pas la possibilité de l'intervention de l'Aluminium dans la liaison substrat-dépôt (photo n°11).

* Répartition du Fer

Cet élément est présent dans tout l'échantillon, même de part et d'autre de la sous couche d'accrochage en faible proportion. Ceci montre qu'on a une légère diffusion (photo n°12).

* Répartition du Chrome

Pas de diffusion de cet élément d'une partie vers l'autre (photo n°13).

Echantillon n°3 : Multimatérial ayant subi un traitement thermique à 1050°C pendant 1 heure

* Répartition du Nickel

Nous avons décelé la présence du Nickel de part et d'autre de la sous couche. Ceci ne peut être due alors qu'à la diffusion de cet élément (photo n°14).

* Répartition de l'Aluminium

Nous faisons les mêmes constatations que l'image X de l'Al de l'échantillon précédent (photo n°15).

* Répartition du Fer

A la différence de l'échantillon précédent, cette image est intéressante car le fer est réparti de façon uniforme entre le substrat et le dépôt. Or, la sous couche, en principe, ne contient pas le fer donc la présence de cet élément de part et d'autre de celle-ci ne peut s'expliquer que par sa diffusion (photo n°16).

* Répartition du Chrome

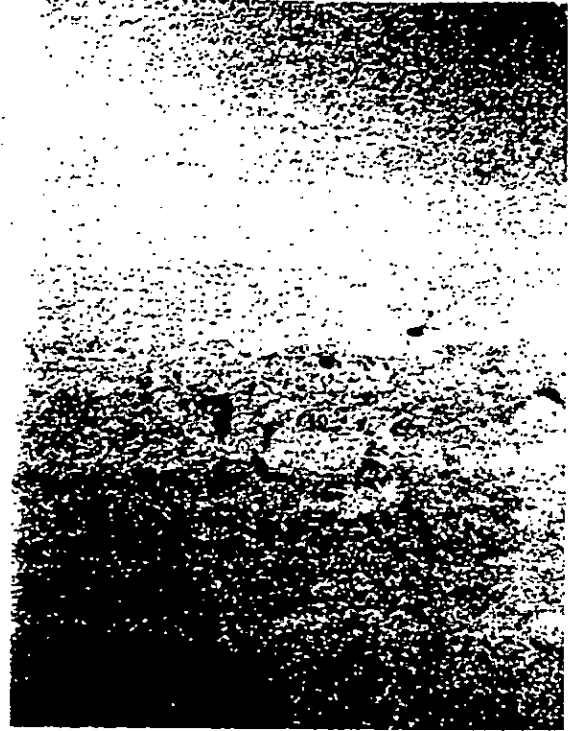
On remarque une diffusion du chrome de part et d'autre de l'interface (photo n°17).

Echantillon n°1 : film matériau réalisé sans sous couche



— Dépôt —

— Substrat —



50 μm X 200

Photo n°7 : Image X du Ni

Photo n°8 : Image X du Fe 50 μm X 200

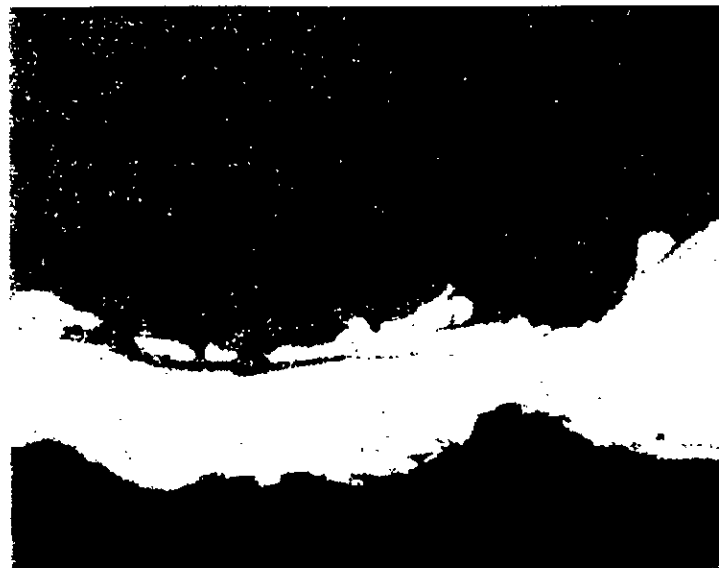


← Dépôt

← Substrat

Photo n°9 : Image X du Cr 50 μm X 200

Echantillon n° 2 : Multimatérialu réalisé avec sous couche



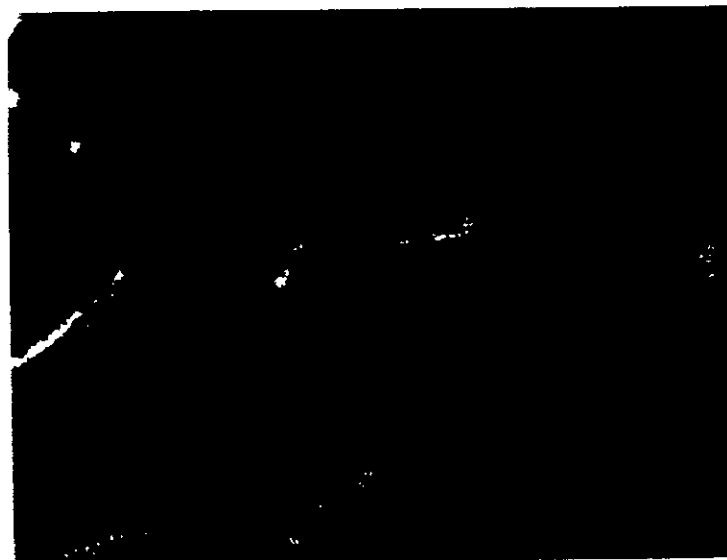
← Dépôt

← Sous couche

← Substrat

25 μ m X 400

Photo n° 10 : Image X du Ni



← Dépôt

← Sous couche

← Substrat

25 μ m X 400

Photo n° 11 : Image X d'Al

Echantillon n° 2 : Multimateriau realise avec sous couche

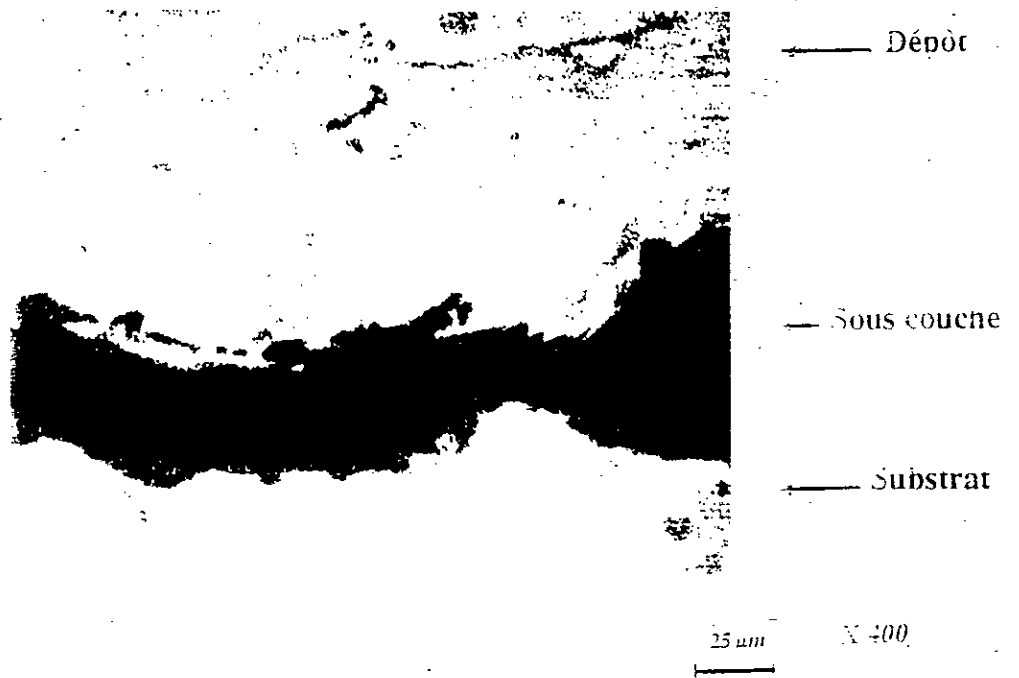


Photo n° 12 : Image X du Fe



Photo n° 13 : Image X du Cr

Echantillon n°3 : Multimateriau ayant subi un traitement thermique
à 1050°C pendant 1 heure



← Dépôt

← Sous couche

← Substrat

Photo n°14 : Image X du Ni

50 μ m

X 200



← Dépôt

← Sous couche

← Substrat

Photo n°15 : Image X d'Al

50 μ m

X 200

Echantillon n°3 : Multimatérial ayant subi un traitement thermique à 1050°C pendant 1 heure



————— Dépôt
————— Sous couche
————— Substrat

Photo n°16 : Image X du Fe

50 μ m X 200



————— Dépôt
————— Sous couche
————— Substrat

Photo n°17 : Image X du Cr

50 μ m X 200

III-3) INTERPRETATIONS DES RESULTATS

Pour le multimatériau réalisé sans sous couche, les images du Fe, du Ni et du Cr permettent de constater que ceux-ci n'ont pas diffusé vers l'interface, ceci s'explique par le fait que le substrat et le dépôt sont liés uniquement par une liaison mécanique.

Par contre, pour un multimatériau réalisé avec sous couche, nous avons décelé la présence du Nickel dans le dépôt en faible proportion. La présence de cet élément ne peut s'expliquer que par sa diffusion à partir de la sous couche d'accrochage de même que l'Al. En revanche, l'image du Fe nous a montré que cet élément n'est pas réparti d'une manière uniforme entre le substrat et le dépôt. Toutefois, on peut parler d'une légère diffusion.

Enfin, pour un multimatériau traité, l'image du Ni permet de constater de part et d'autre de la sous couche, la présence du Ni en faible proportion. Par contre, l'image du Fe est intéressante car elle montre la répartition de cet élément d'une manière uniforme. La présence de cet élément de part et d'autre de la sous couche d'accrochage ne peut être due qu'à une diffusion de cet élément.

IV) DIFFRACTION X SOUS INCIDENCE RASANTE

Après un polissage jusqu'à l'interface, une série d'analyses par diffraction X sous incidence rasante a été effectuée à ce niveau afin d'identifier les phases présentes ainsi que les composés intermétalliques formés.

IV-1) PRINCIPE

Dans les conditions habituelles de diffraction ou de fluorescence, l'angle d'incidence α du faisceau de rayon X tombant sur la surface de l'échantillon à analyser est de l'ordre de quelques dizaines de degrés et la profondeur de pénétration du faisceau dans le matériau est alors de l'ordre de quelques dizaines de microns. Si l'on veut étudier une surface ou une couche mince d'épaisseur inférieure à $1 \mu\text{m}$, le signal parasite dû au substrat sera important et masquera le signal à étudier.

La diffraction des rayons X en incidence rasante ($0.1 < \alpha < 3^\circ$) permet d'étudier la surface d'un échantillon sur une profondeur comprise entre 20 et 1000 Å.

Contrairement à la diffraction classique, où l'angle d'incidence du faisceau X est de quelques dizaines de degrés, ce qui implique des profondeurs de pénétration de ce faisceau sur plusieurs micromètres, dans le cas d'une incidence rasante (de quelques dixièmes à 1 ou 2 degrés), la diffraction s'opère dans les zones très superficielles du matériau [46].

IV-2) DISPOSITIF EXPERIMENTAL

La figure IV-1 représente le dispositif expérimental de diffraction X sous incidence rasante utilisé. La source de rayons X est une anode en cuivre ($\lambda_{K\alpha} \text{ Cu} = 0.154 \text{ nm}$). Les spectres sont réalisés à α constant, le détecteur se déplaçant. En général, la détection du faisceau diffracté se fait dans le plan d'incidence mais elle peut également s'effectuer dans tout l'espace. L'utilisation des fentes de sollers sur le trajet du faisceau diffracté permet d'améliorer la résolution, c'est à dire de réduire la largeur instrumentale des raies de Bragg à 0.1° . Ce dispositif diffère assez peu d'un appareillage classique de diffraction X. La différence majeure tient au réglage très précis des petits angles d'incidences. La surface de l'échantillon doit être suffisamment plane et bien polie. Le polissage sur pâte diamantée s'avère convenir [46].

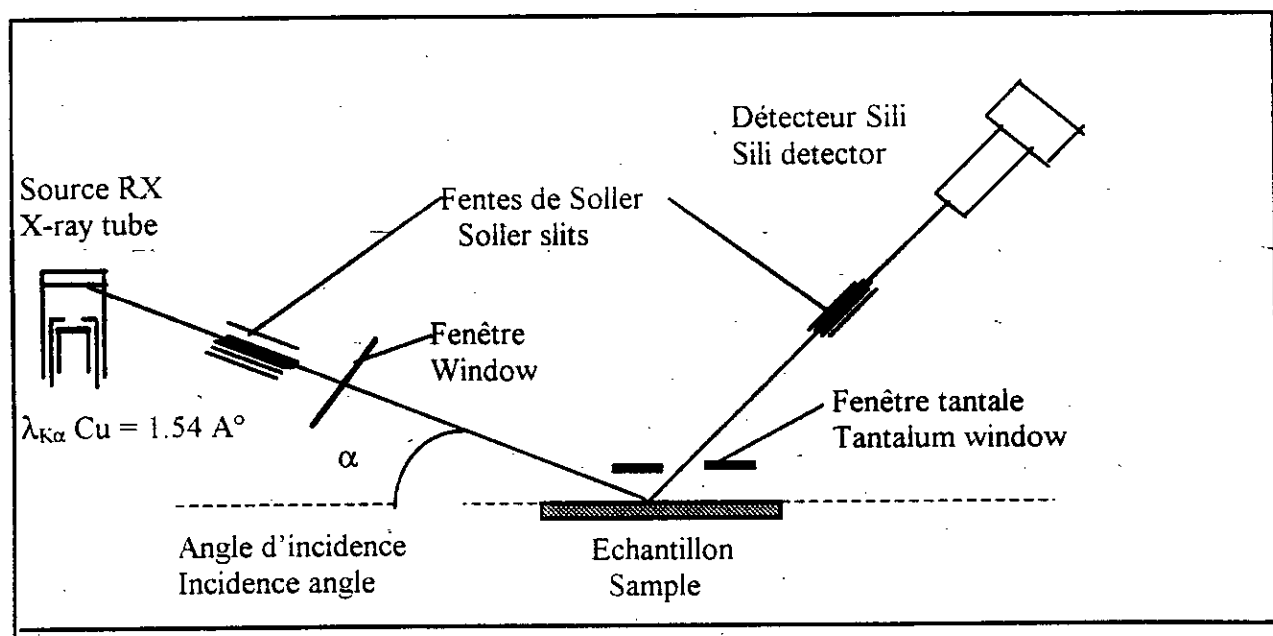


Fig IV-1 : Schéma de l'appareillage de diffraction X sous incidence rasante.

IV-3) RESULTATS DES ANALYSES

Echantillon n° 1 : Matériau sans revêtement

La diffraction X de la surface du matériau sans revêtement a révélé la présence des éléments suivants Fe, Cr (fig IV-2).

Echantillon n°2 : Multimatériau réalisé sans sous couche

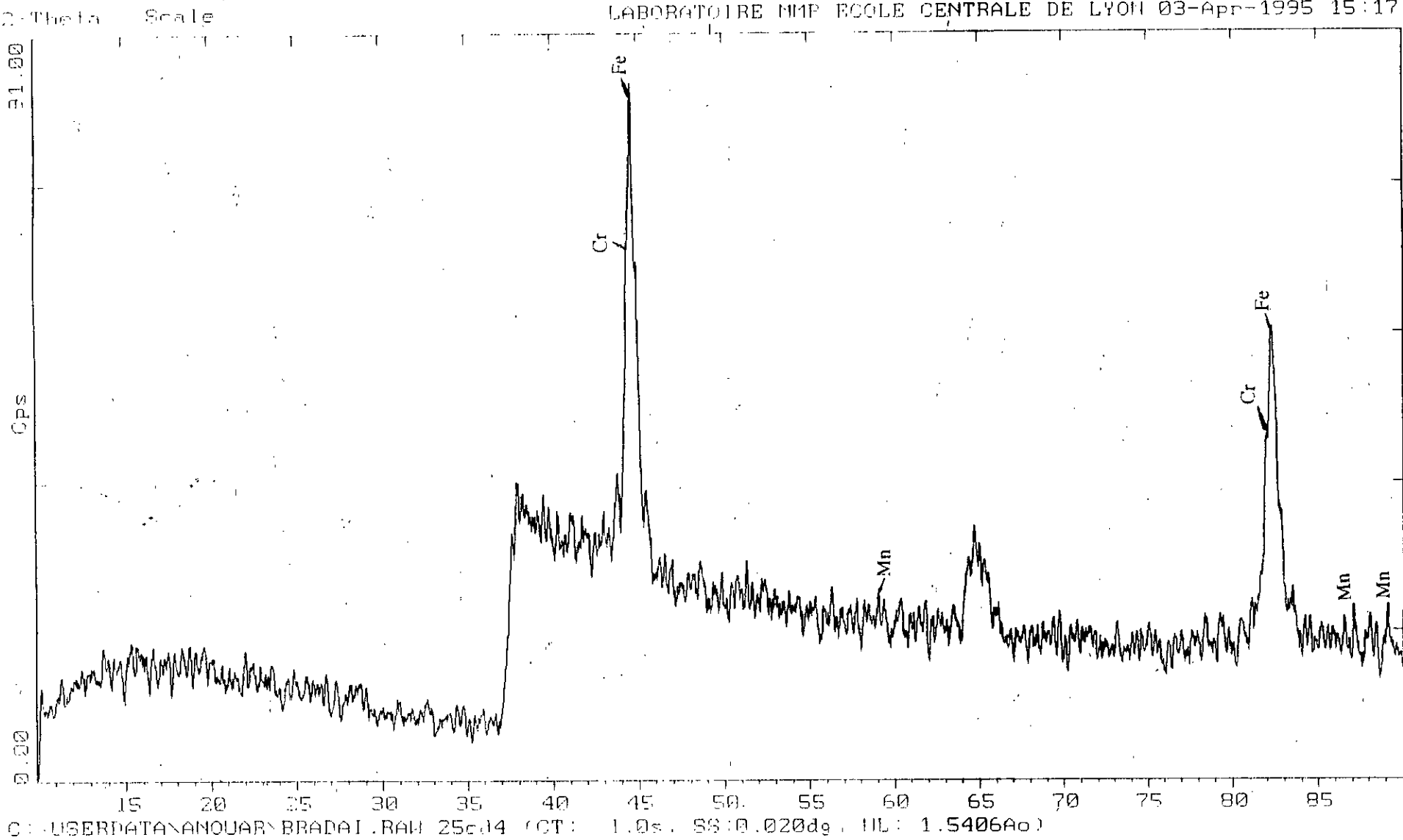
Cette analyse a montré que le dépôt projeté à l'arc électrique sans la sous couche n'adhère pas bien au substrat, ceci est dû à la non formation de composés intermétalliques. Cependant, on signale la présence de certains oxydes tels que NiO, MnO (fig IV-3).

Echantillon n° 3 : Multimatériau réalisé avec sous couche

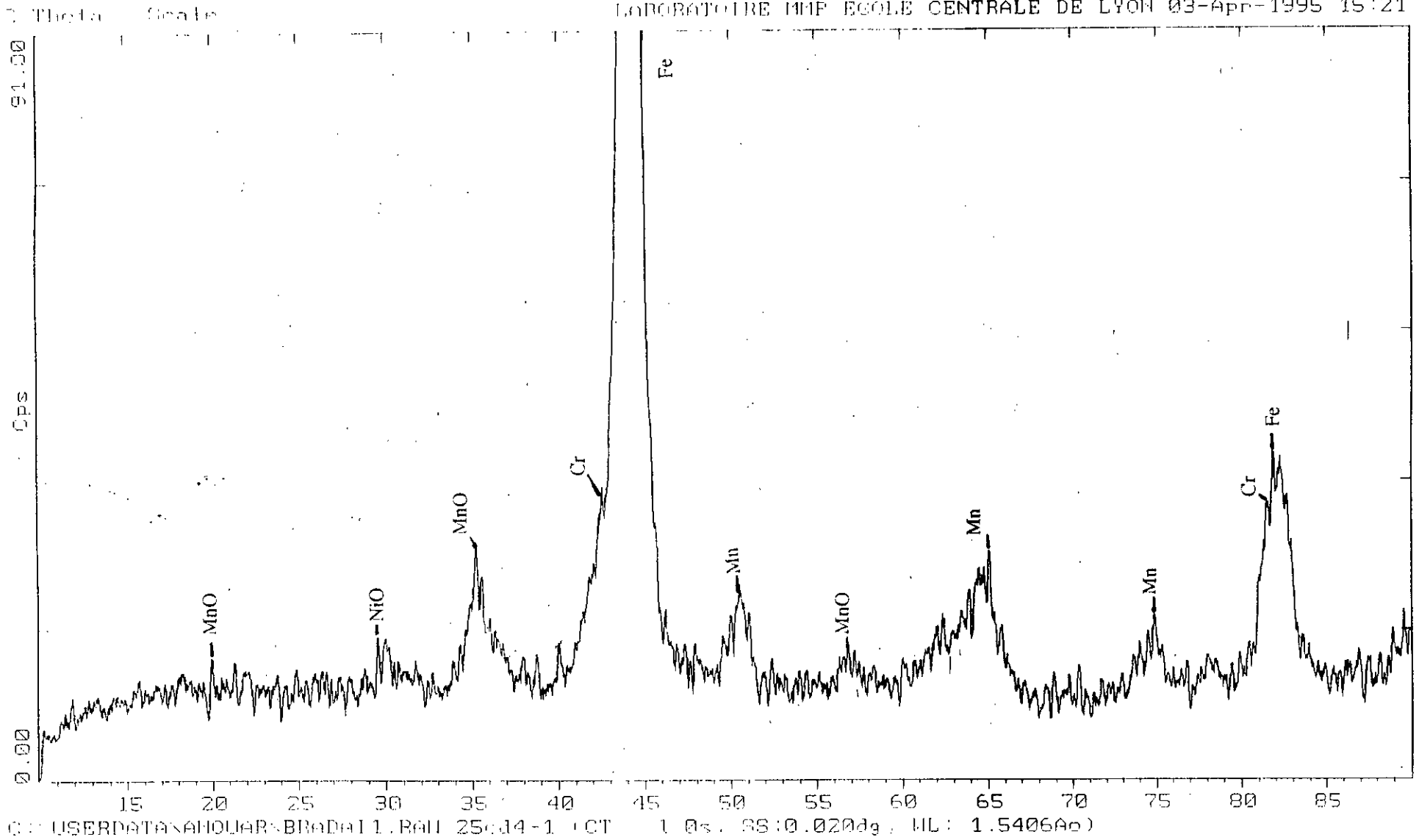
Contrairement à l'échantillon précédent, le spectre de diffraction X du multimatériau réalisé avec sous couche a montré, en plus de la présence des oxydes NiO et MnO, la formation du composé intermétallique Fe₃Al. Ceux-ci viennent ainsi renforcer l'adhérence du dépôt. De ce constat, nous concluons que la sous couche Ni-Al intervient dans l'amélioration de la qualité de l'adhérence (fig IV-4).

Echantillon n° 4 : Multimatériau ayant subi un traitement thermique à 1050°C pendant 1 heure

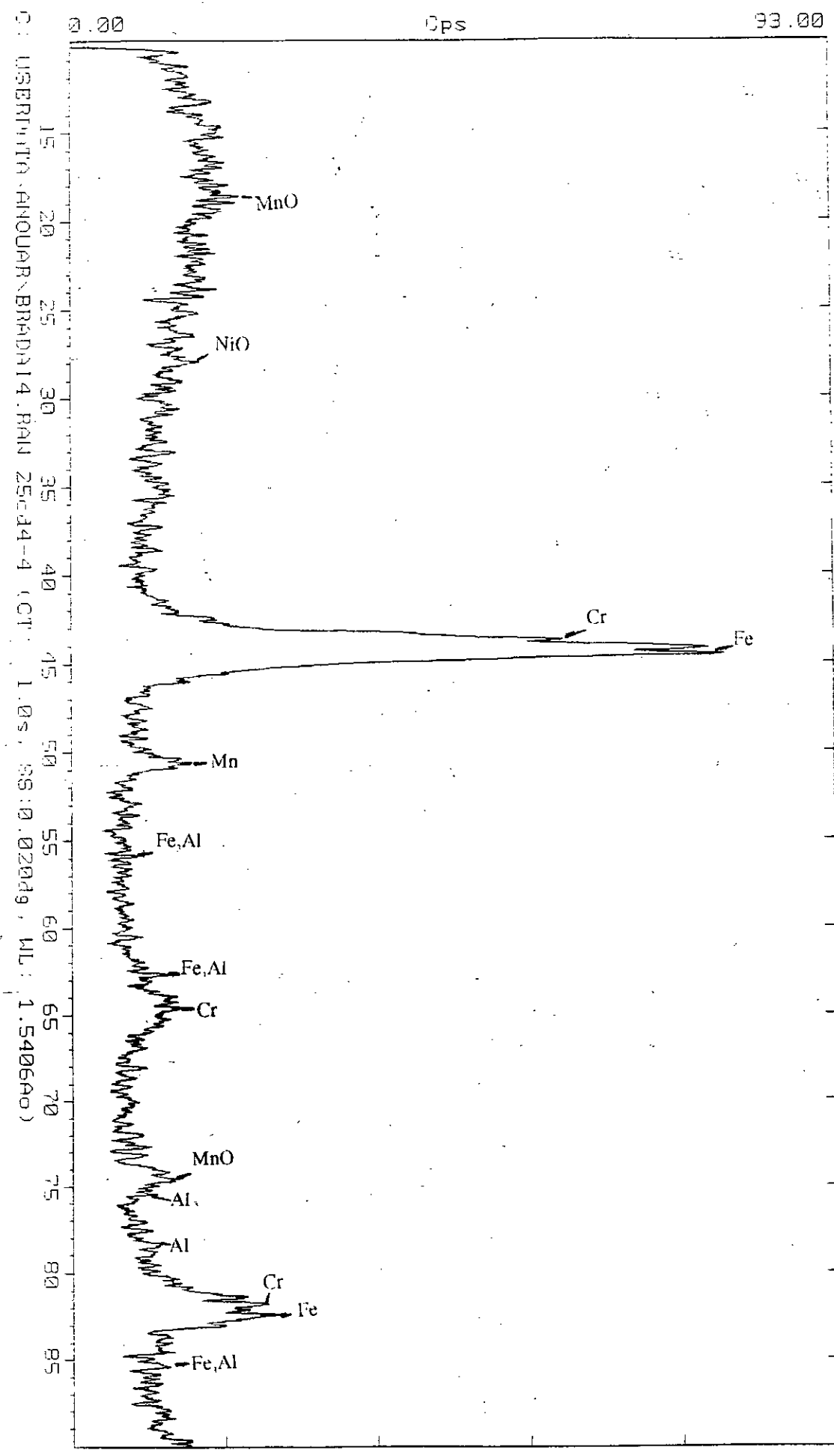
Cette analyse de diffraction X est très intéressante car elle nous a permis de mettre en évidence le phénomène de diffusion par la présence de traces des carbures tels que Al₄C₃ au niveau de l'interface. Celle-ci nous a aussi révélé la formation de composés intermétalliques tels que Fe₃Al et Al₁₃Fe₄. Ces derniers viennent ainsi renforcer l'adhérence entre le dépôt et le substrat en réalisant une liaison métallurgique. Ce constat met en évidence l'importance de ce post-traitement pour favoriser l'interdiffusion d'une partie vers l'autre (fig IV-5).



**Fig IV-2 : Spectre de diffraction X sous incidence rasante de la surface
du substrat 25CD4**



**Fig IV-3 : Spectre de diffraction X sous incidence rasante de la surface
du multimatériau réalisé sans sous couche.**



**Fig IV-4 : Spectre de diffraction X sous incidence rasante de la surface
du multimatériau réalisé avec sous couche.**

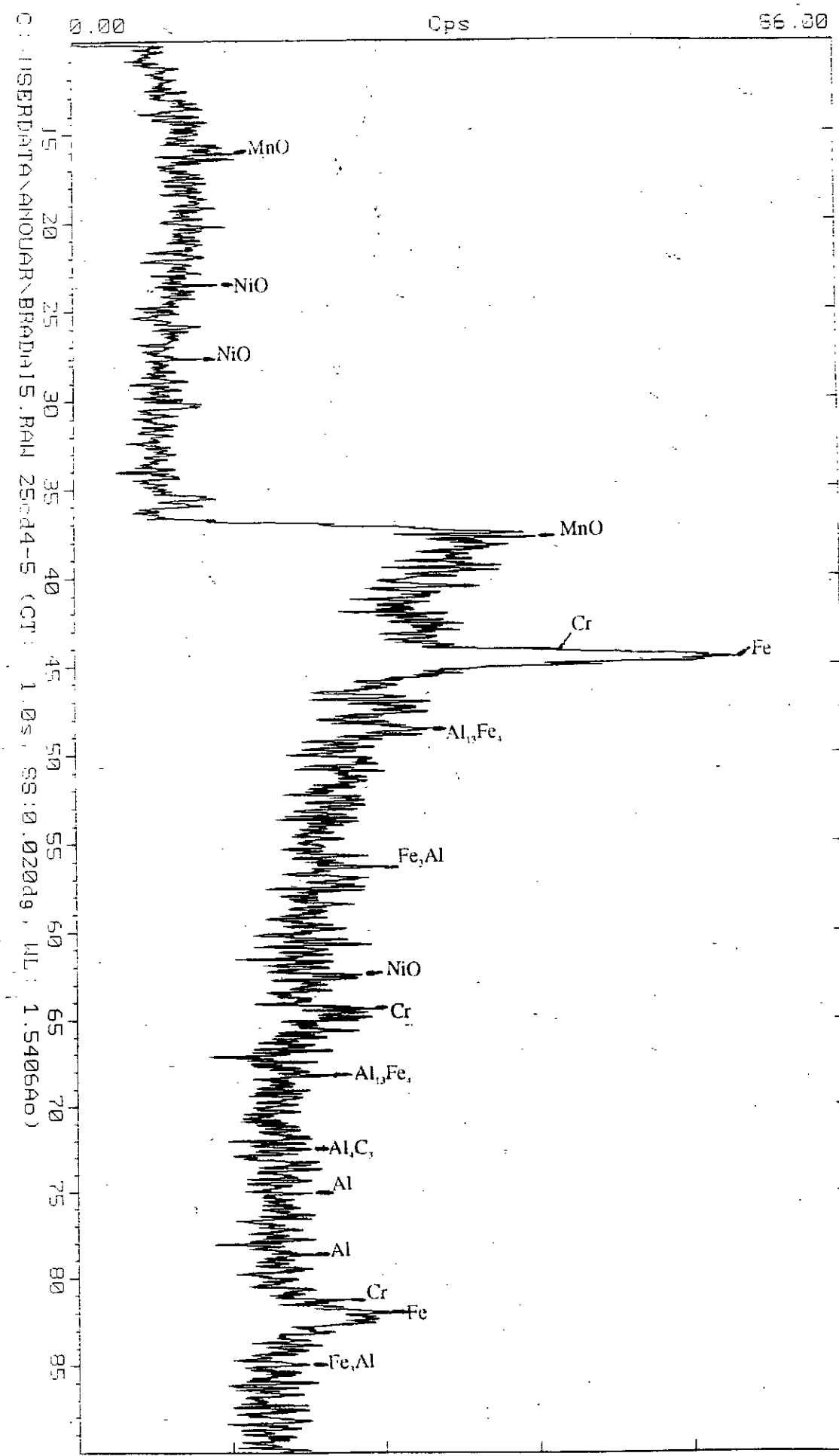


Fig IV-5 : Spectre de diffraction X sous incidence rasante de la surface du multimateriau traité à 1050°C pendant 1 heure

IV-4) INTERPRETATIONS DES RESULTATS

A travers cette série d'analyses, il ressort que :

- ① le post-traitement est favorable à l'amélioration de l'adhérence, et ceci par la formation des composés intermétalliques et les carbures qui renforcent la liaison substrat-dépôt par le phénomène de diffusion.
- ① l'utilisation des couches intermédiaires entre le substrat et le dépôt est indispensable car elles permettent d'améliorer l'adhérence par l'établissement de liaisons chimiques entre le substrat d'une part et le dépôt d'autre part.

V) ETUDE DE LA DURETÉ ET DE LA MICRODURETE

V-1) ESSAI DE DURETE

Dans notre étude, la dureté est influencée par l'étalement et la cohésion des particules, la porosité, l'épaisseur du dépôt ainsi que la précipitation des phases intermétalliques et des carbures ; toutefois, elle demeure une méthode précieuse pour déterminer la qualité d'un revêtement.

Dans ce travail, nous avons utilisé l'essai Rockwell dont les caractéristiques sont :

① pénétrateur : Bille d'acier

① charge : 100 Kg

Les essais de dureté Rockwell ont été effectués sur la surface des échantillons soigneusement polie mécaniquement avec des papiers abrasifs très fins, puis à l'aide de pâtes diamantées.

Signalons, toutefois que les valeurs enregistrées sur les courbes découlent de la moyenne arithmétique de trois essais différents.

Dans ce qui suit, on présentera les courbes schématisant les variations de dureté des différents échantillons étudiés en fonction de la position (fig IV-6, 7 et 8). Elles concernent :

- ① le multimatériau réalisé avec sous couche d'accrochage.
- ① le multimatériau réalisé sans sous couche d'accrochage
- ① le multimatériau ayant subi un traitement thermique à 1050°C pendant 1 heure.

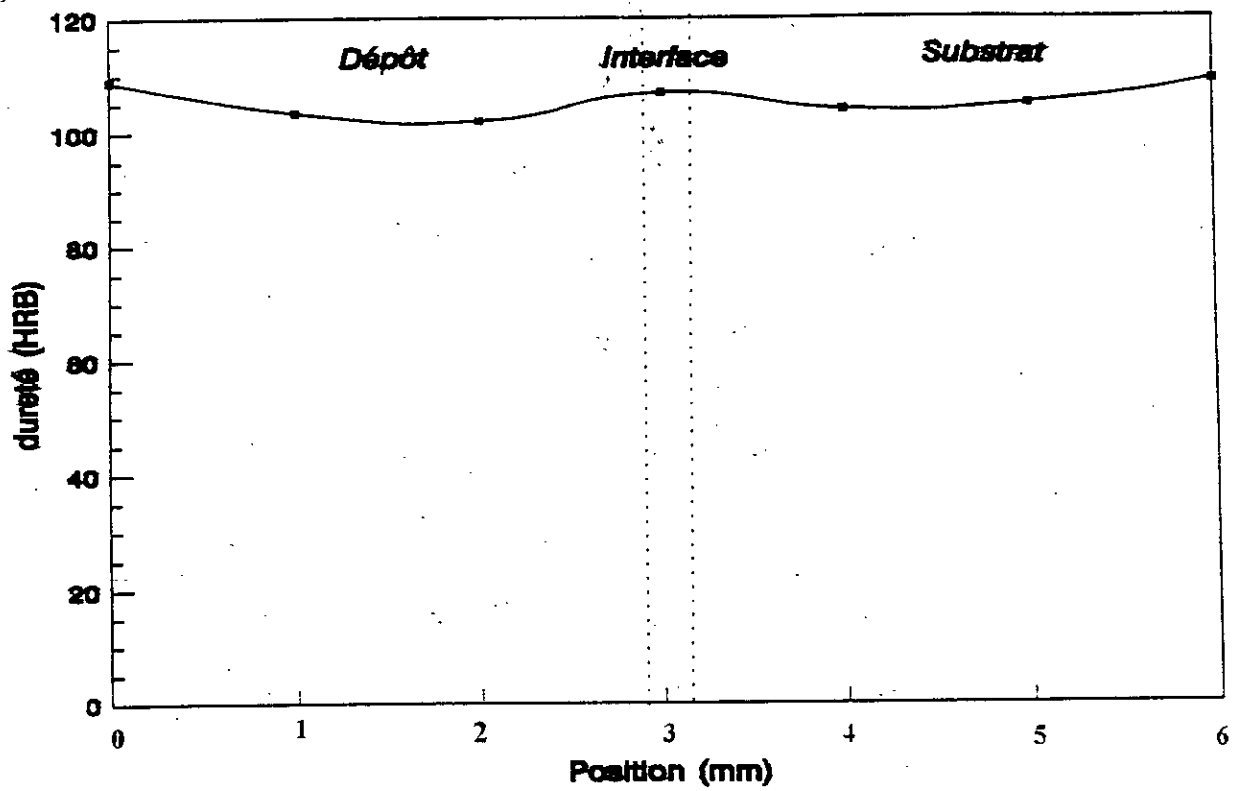


Fig IV-6 : Evolution de la dureté dans le multimatériau réalisé avec sous couche

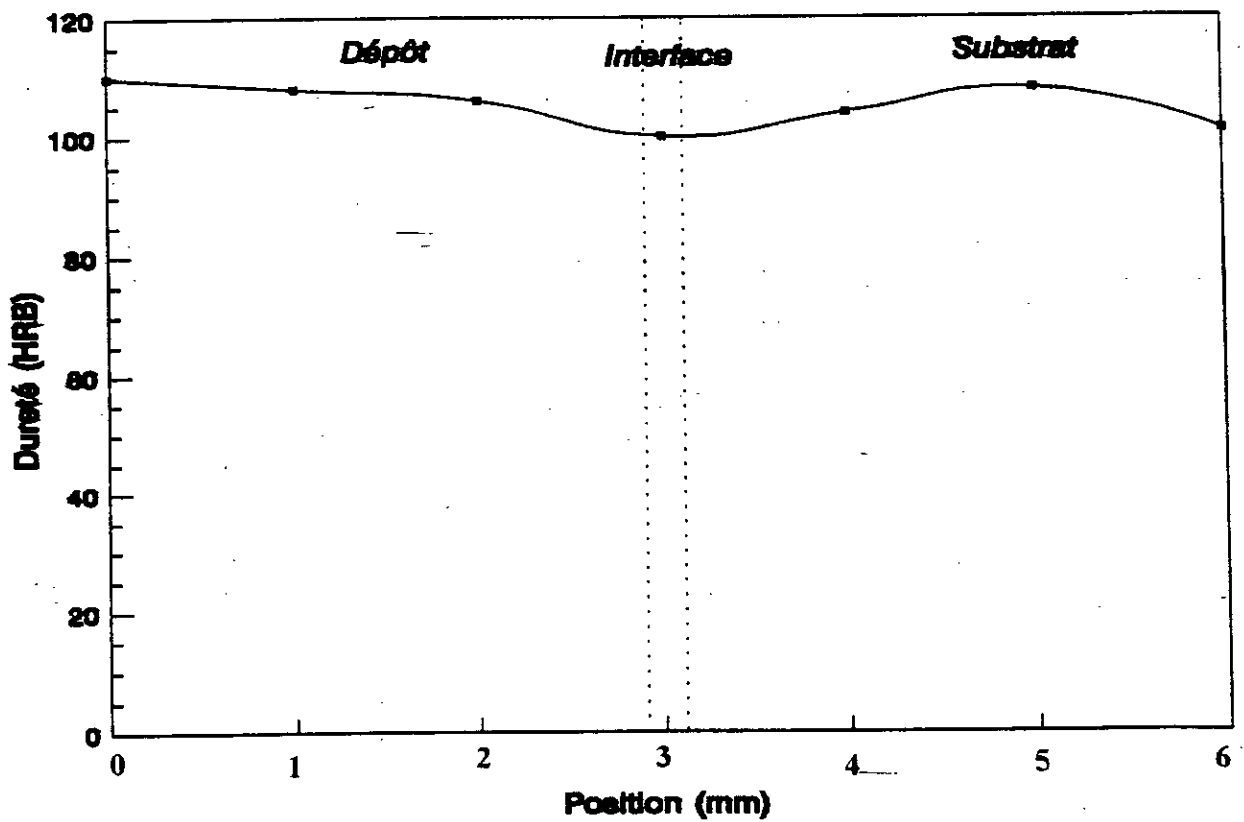


Fig IV-7 : Evolution de la dureté dans le multimatériau réalisé sans sous couche

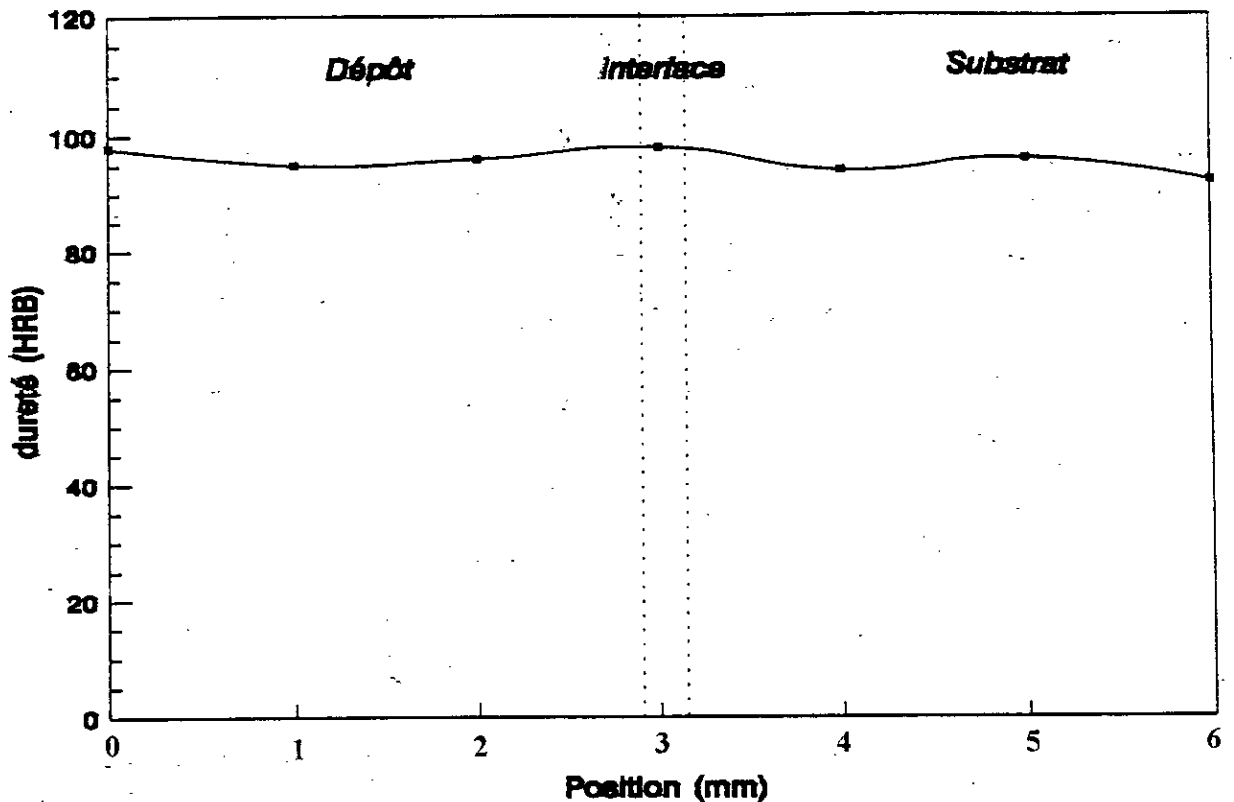


Fig IV-8 : Evolution de la dureté dans le multimatériau traité thermiquement à 1050°C pendant 1 heure.

V-1-2) Interprétations des résultats

Concernant les duretés **HRB**, on remarque que celles-ci s'échelonnent sur un ordre de grandeur appréciable.

Pour un multimatériau réalisé avec sous couche d'accrochage, la dureté à l'interface est légèrement supérieure à celle du substrat et du dépôt et ceci s'explique par la présence des carbures et la diminution de la porosité. Ce résultat est intéressant car il illustre bien l'uniformité de la dureté en allant du substrat vers l'interface, puis vers le dépôt (fig IV-6).

Par contre pour un multimatériau réalisé sans sous couche d'accrochage, la dureté à l'interface est faible à celle du substrat et du dépôt. Ceci s'explique par le fait que la porosité est élevée. Ce constat met en évidence l'importance de la sous couche d'accrochage dans la concrétisation de ce genre de compromis (fig IV-7).

Dans le cas d'un multimatériau ayant subi un traitement thermique à 1050°C pendant 1 heure, la dureté à l'interface est élevée, ceci est dû à la formation des composés intermétalliques et la présence des carbures. Même si les duretés ne sont pas grandes à celles du multimatériau réalisé avec sous couche d'accrochage, elles illustrent par ailleurs l'uniformité des propriétés entre le dépôt et le substrat (fig IV-8).

V-2) ESSAI DE MICRODURETE

Les mesures de microdureté « Vickers » ont été effectuées sur la surface des échantillons en faisant une succession de pointés de microduretés, alignés selon une même direction, qui peut être choisie d'une manière arbitraire. Il faut noter que les échantillons testés ont subi un polissage préalable. La valeur de la microdureté obtenue représente la moyenne arithmétique de trois essais différents. Pour tous nos essais, la charge était de 500 g.

Dans ce qui suit, on présentera les courbes schématisant les variations de microdureté des différents échantillons étudiés en fonction de la distance (fig IV-9, 10 et 11).

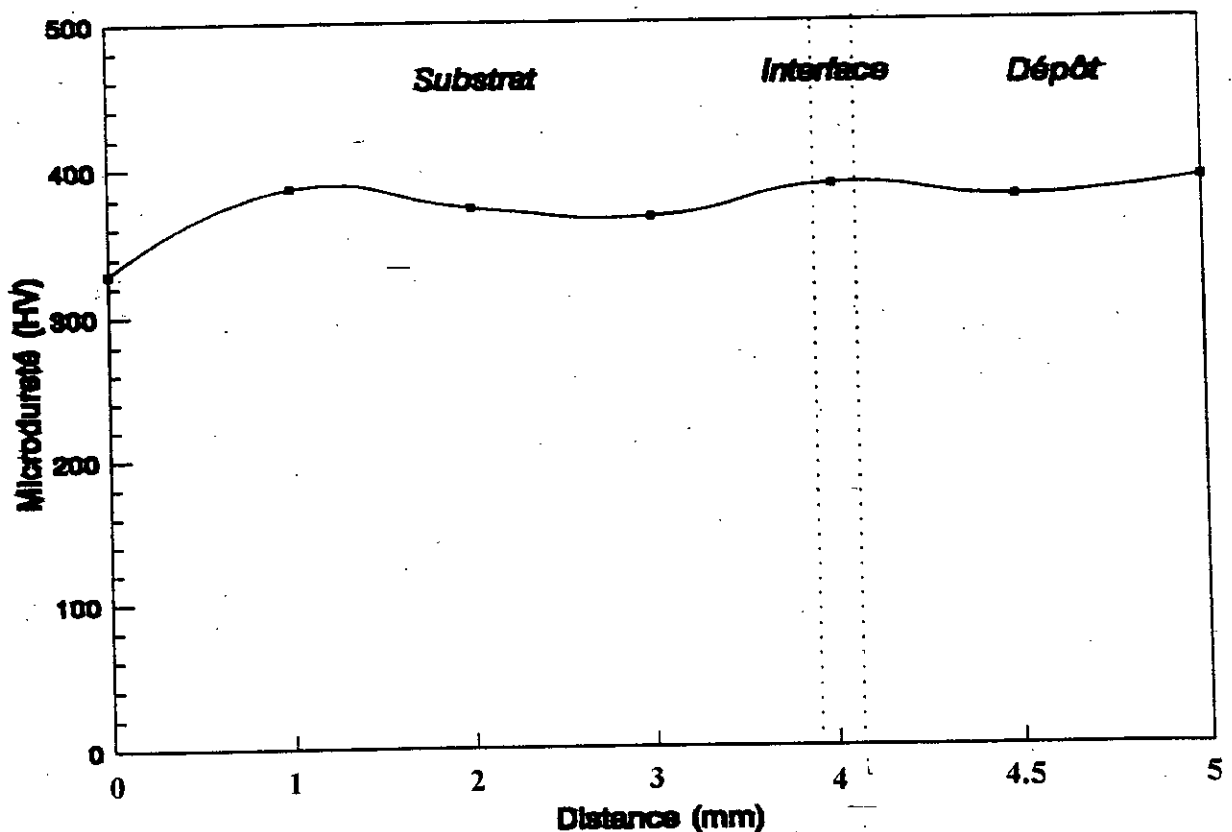


Fig IV-9 : Evolution de la microdureté dans le multimatériau réalisé avec sous couche

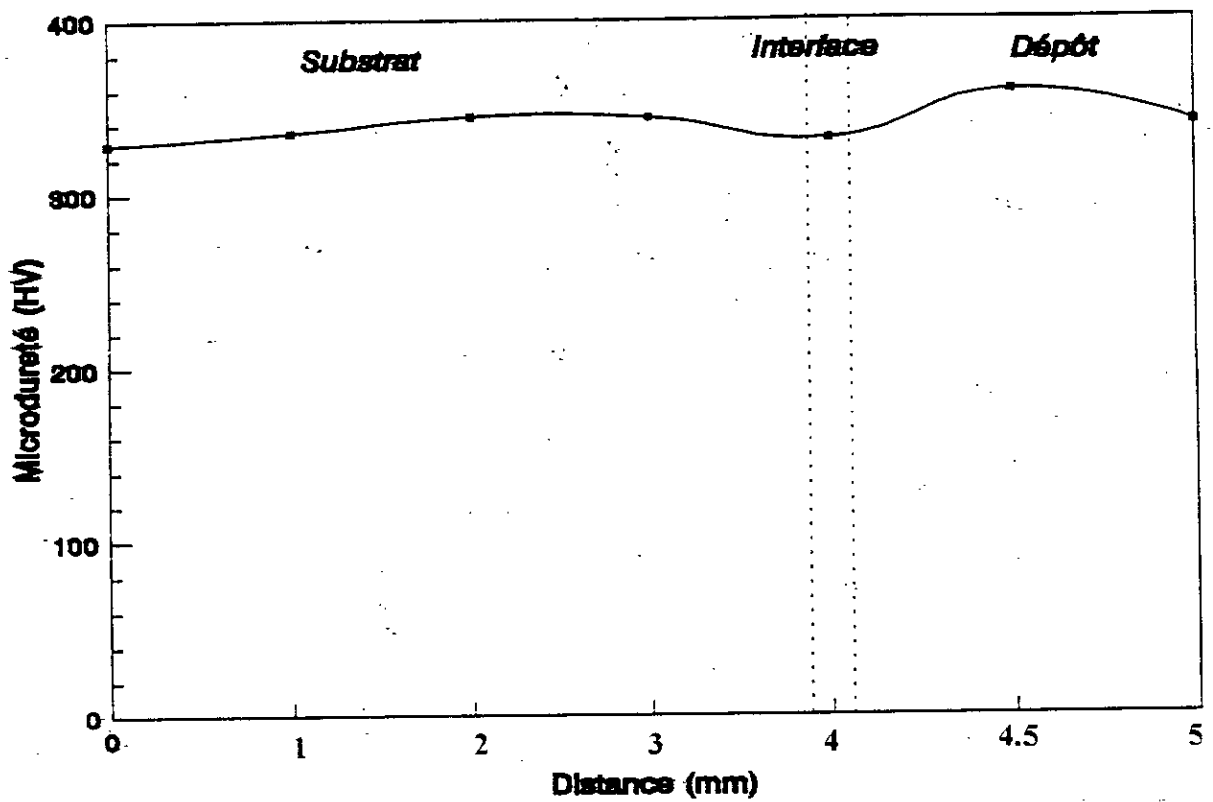


Fig IV-10 : Evolution de la microdureté dans le multimatériau réalisé sans sous couche

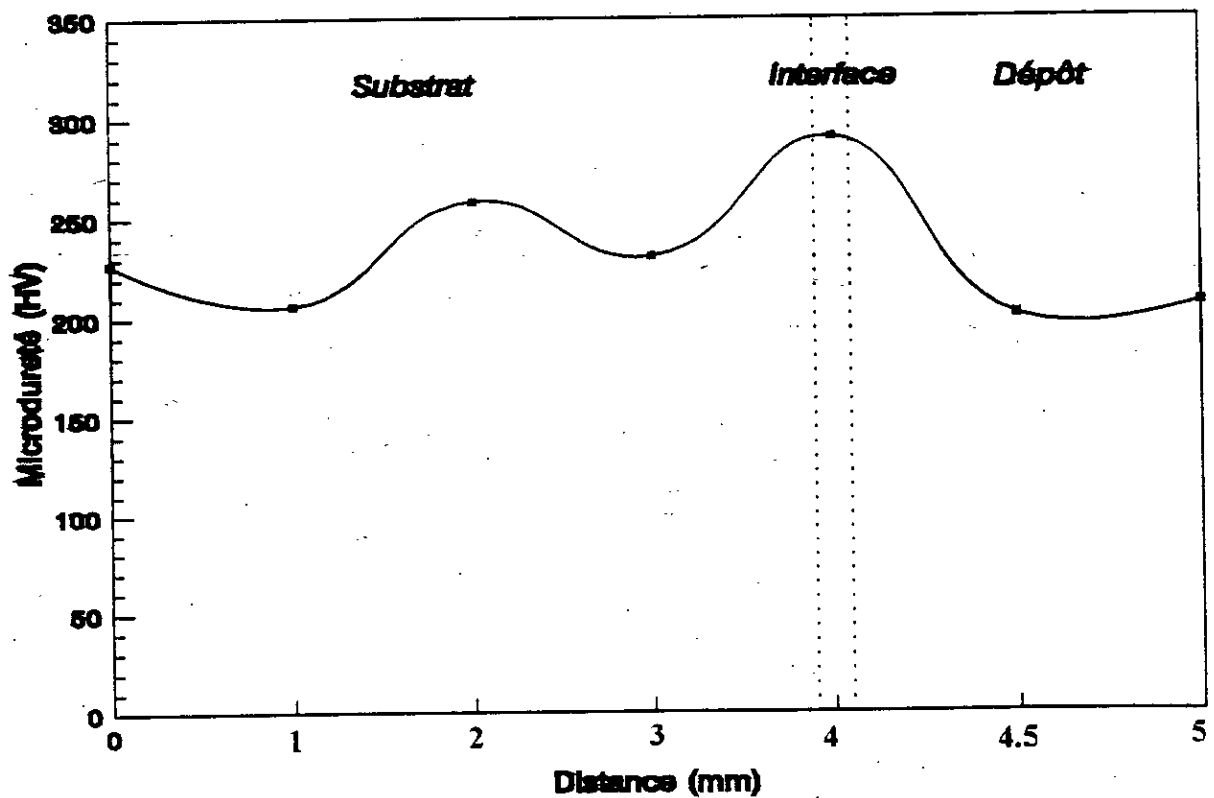


Fig IV-11 : Evolution de la microdureté dans le multimatériau traité thermiquement à 1050°C pendant 1 heure.

V-2-1) Interprétations des résultats

La première remarque qu'on peut faire sur la microdureté c'est que celle-ci nous renseigne sur la nature des phases présentes à l'interface. C'est la même interprétation que celle de la dureté (fig IV-9 et 10) sauf que pour le multimatériau traité (fig IV-11), cet. essai n'illustre pas l'uniformité des microduretés, ceci est dû certainement à la présence des carbures et la formation de composés intermétalliques dispersés d'une manière aléatoire dans la matrice. Ceci est d'ailleurs confirmé par la diffraction X sous incidence rasante.

CHAPITRE V

COMPORTEMENT EN FATIGUE

DES MULTIMATERIAUX

I) INTRODUCTION

Selon le couple substrat-revêtement élaboré par projection thermique, les propriétés mécaniques de chacun des matériaux peuvent être très différentes. Il faut s'assurer que, lors de sollicitations mécaniques, elles ne sont pas à l'origine d'interactions entre revêtement et substrat susceptibles d'endommager le multimatériau.

Compte tenu de ces perspectives, il est certain que la connaissance du comportement en fatigue de ces nouveaux matériaux devient un sujet de préoccupation plus que jamais d'actualité. Toute prédiction de ce comportement nécessite la compréhension des phénomènes physiques liés à l'origine de l'endommagement (mécanismes initiaux). Ces mécanismes de fatigue conduisant à la perte des propriétés sont très complexes et résultent des divers éléments constitutifs de ces matériaux (dépôt, interface...).

Nous nous proposons dans un premier temps, à partir d'essais de fatigue en flexion trois points de voir l'évolution de la perte de rigidité apparente de ces multimatériaux en fonction du nombre de cycles ainsi que l'influence du revêtement sur la tenue à la fatigue.

Dans un second temps, nous tentons de déterminer les contraintes à la rupture des éprouvettes entaillées par l'essai de flexion trois points monotone ainsi que les facteurs d'intensité de contraintes ou ténacité (K_{Ic}). Enfin, nous déterminons les contraintes à la rupture des dépôts projetés par l'essai de flexion quatre points.

II) FATIGUE PAR FLEXION TROIS POINTS

II-1) TYPES D'ÉPROUVETTES UTILISÉES

Les essais de fatigue ont été effectués sur des éprouvettes entaillées de flexion, de 4 mm d'épaisseur dont les dimensions sont données dans la figure V-1

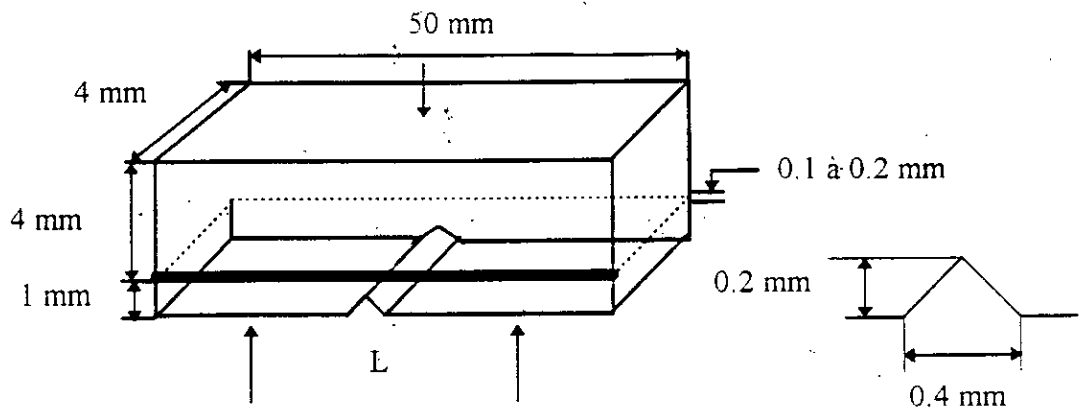


Fig V-1 : Eprouvette entaillée de flexion trois points.

L'entaille a été réalisée à l'aide d'une scie diamantée d'épaisseur de 0,4 mm et de profondeur de 0,2 mm.

II-2) METHODOLOGIE D'ESSAI

L'essai de fatigue que nous avons utilisé est un essai de flexion trois points à amplitude de déplacement sinusoïdale ondulée. On peut envisager différents modes de contrôle de l'essai (charge, flèche imposés). Ceux-ci conditionneront la durée de vie et les mécanismes d'endommagement mis en jeu lors de l'essai de fatigue, et surtout la propagation de l'endommagement dans le matériau.

Une présentation de l'appareillage de fatigue par flexion trois points est donnée par la figure V-2.

L'échantillon repose sur un support de flexion trois points réglable :

- ① en écartement, ce qui permet, à partir de la distance entre appuis (L) de privilégier la flexion ou le cisaillement,
- ① en hauteur, pour permettre le réglage du rapport de sollicitation $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$

Les conditions expérimentales utilisées pour nos essais sont :

- ① l'effort maximal F_0 : 85,9 daN
- ① l'effort minimal : 8,9 daN
- ① la fréquence de sollicitation : 25 Hz
- ① le rapport des charges R : 0,1
- ① la distance entre appuis (L) : 40 mm

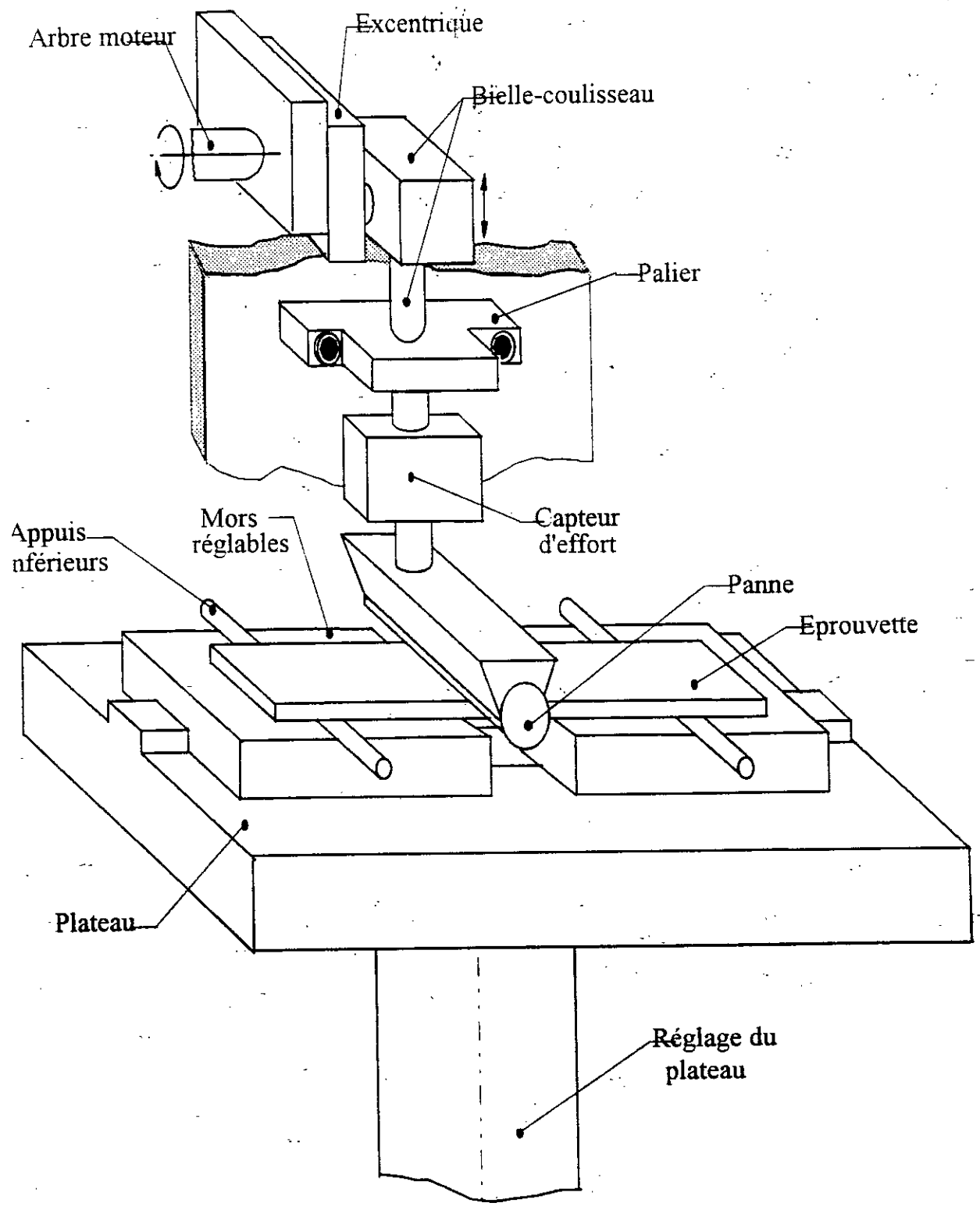


Fig V-2 : Principe de la machine de flexion trois points en fatigue.

Le principe de la mesure consiste à suivre en continu l'effort maximal F_0 à chaque cycle, et de définir une perte de rigidité apparente du multimatériau F / F_0 . (où F et F_0 représentent respectivement l'effort instantané et l'effort maximal). Un système informatisé multitâche permet l'acquisition et le traitement des données ainsi que le tracé en temps réel des courbes d'évolution.

II-3) COURBES DE PERTE DE RAIDEUR

Les résultats des essais sont représentés sous la forme de courbes donnant l'évolution de la perte de rigidité apparente des multimatériaux, traités et non traités, (F / F_0) en fonction du logarithme du nombre de cycles (N) (fig V-3, 4 et 5).

Le comportement en fatigue de ces multimatériaux a conduit à la mise en évidence de trois grandes étapes, chacune d'entre elles étant délimitée par un critère d'endommagement donné.

* Zone I : phase d'amorçage

Elle est caractérisée par une décroissance linéaire de la raideur apparente F / F_0 du matériau. Cette perte de raideur, relativement faible, est essentiellement liée à un endommagement microscopique du matériau. Cet endommagement a lieu dès la première mise en charge.

* Zone II : phase de propagation des défauts initiaux

La perte progressive des propriétés du matériau est liée à la propagation macroscopique de l'endommagement. A ce stade de l'endommagement, divers modes de propagation, fonction du comportement de l'interface sont ici identifiables (propagation localisée, multiplication des ruptures) La localisation de l'endommagement ou la multiplication des premiers défauts conduisent à une propagation macroscopique de l'endommagement suivant la largeur du matériau. Des macrofissures se propagent à travers les zones à fortes densités de défauts.

* Zone III : Stade ultime de la dégradation

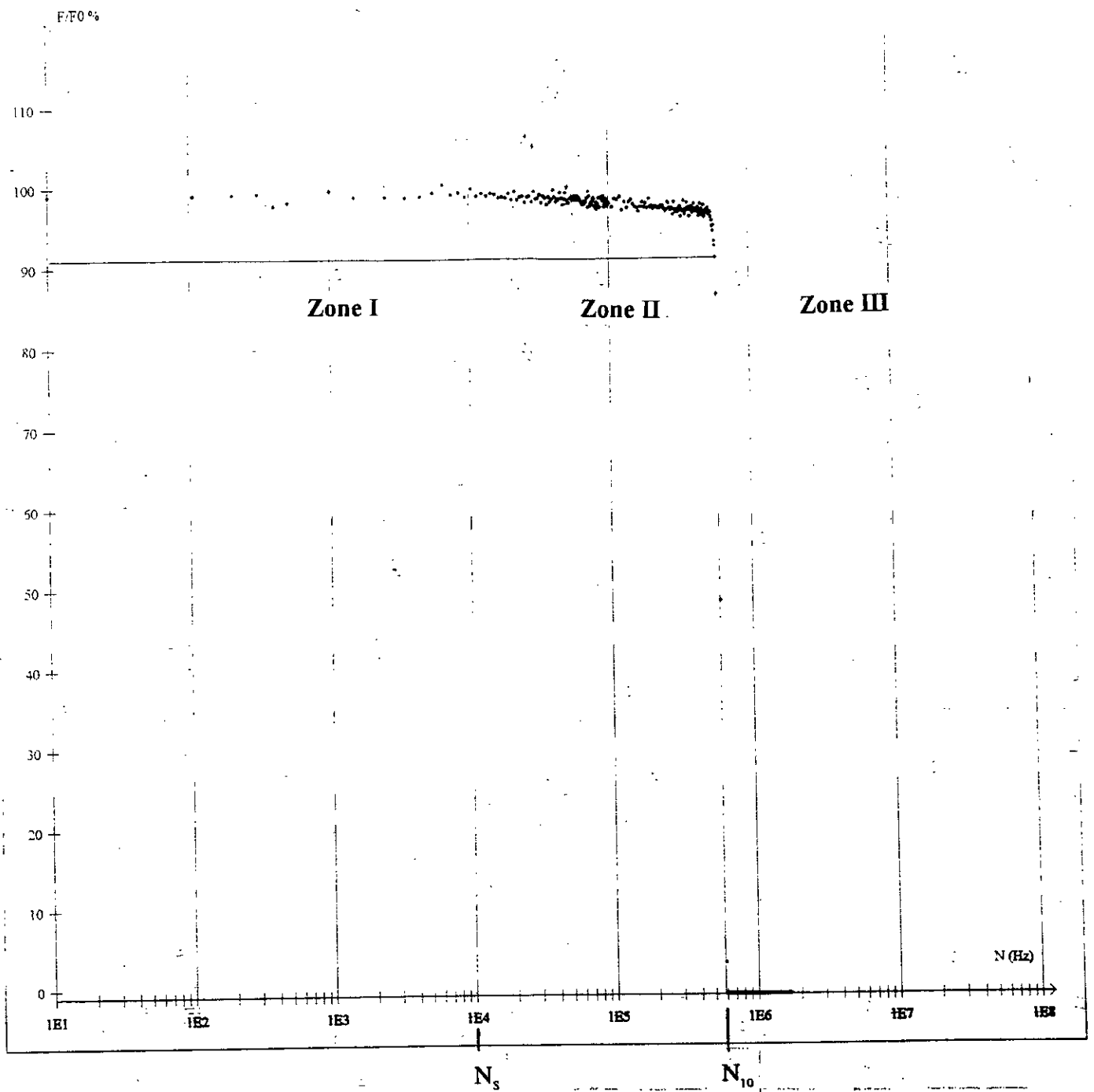
Cette phase de la dégradation est relative à une propagation de l'endommagement dans le sens de l'épaisseur par propagation de macrofissures dans le matériau à travers les zones à fortes densités de défauts, provoquant une diminution de la section efficace, donc une augmentation de la vitesse de propagation de l'endommagement et une perte significative de rigidité. A ce stade de la dégradation, les divers modes initiaux d'endommagement interagissent.

Ces trois grandes étapes de l'endommagement sont délimitées par des critères d'endommagement spécifiques. Parmi ceux-ci, nous retiendrons :

N_s : Nombre de cycles seuil, il traduit la discontinuité de la courbe d'évolution $F / F_0 = f(N)$, marquant ainsi le passage d'un endommagement microscopique à un endommagement macroscopique plus ou moins localisé.

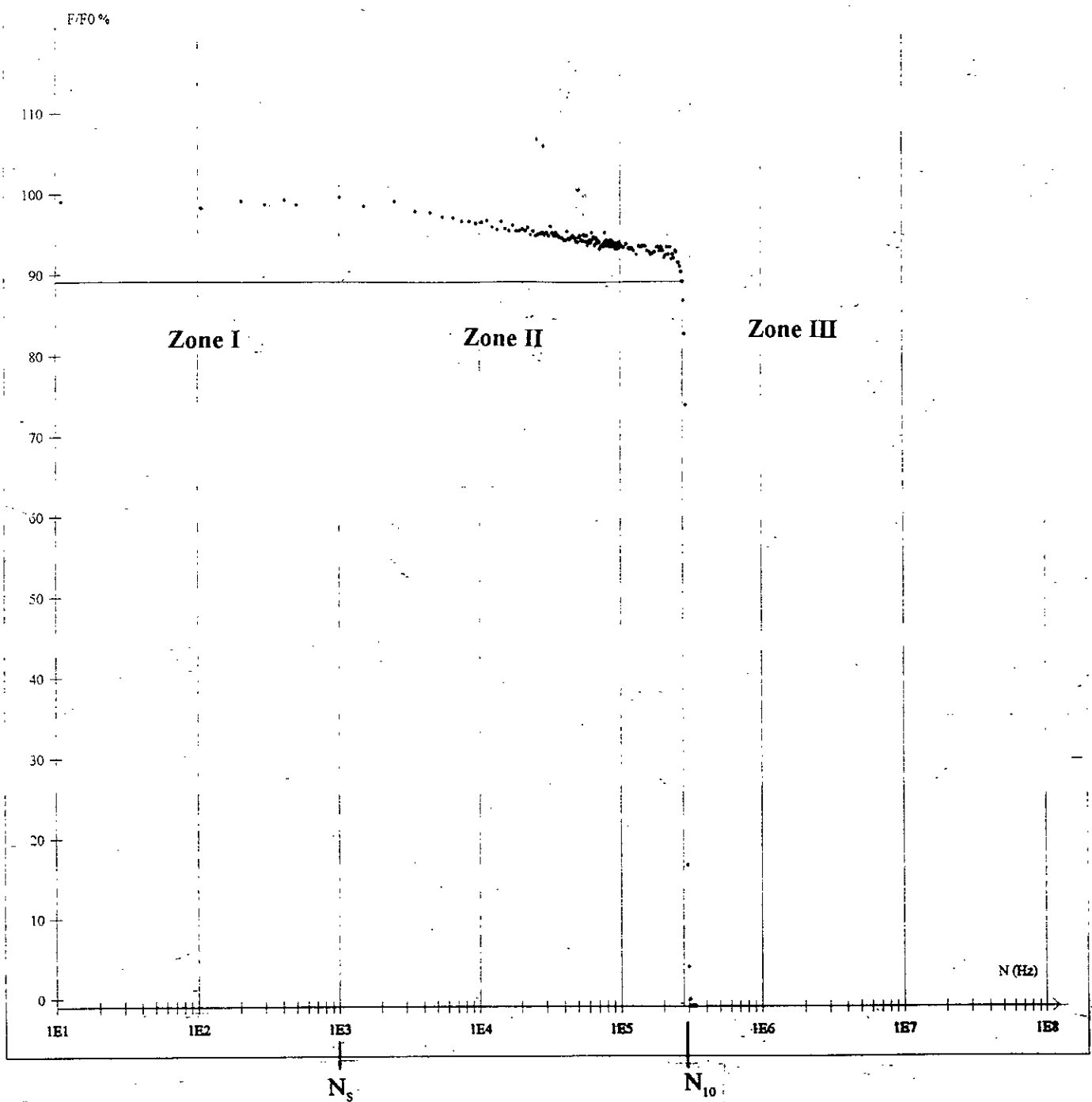
N_{10} : Nombre de cycles pour lequel le matériau testé a perdu 10% de sa rigidité initiale

N_r : Nombre de cycles à rupture.



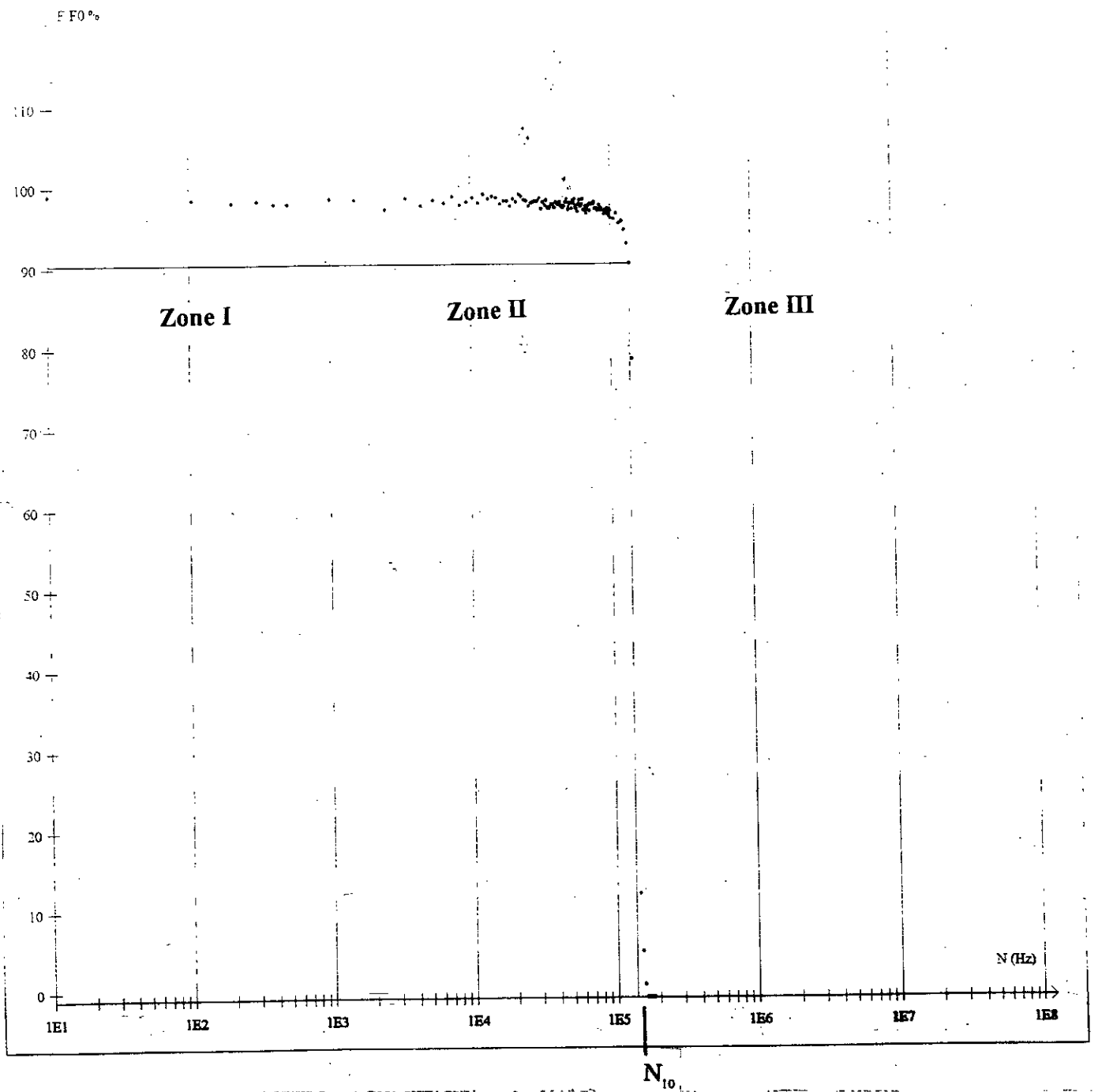
Lot	25CD4	Longueur éprouvette	50 mm
Conditionnement	Revêtu avec sous couche	Largeur éprouvette	5 mm
Frq Sollicitation	25 Hz	Epaisseur éprouvette	4 mm
Rapport L/W	8	Longueur entre appuis	40 mm
Rapport R	0.1	Durée de vie	581501 cycles
F_{max}	85.9 daN		
F_{min}	8.9 daN		

Fig V-3 : Courbe de perte de rigidité pour le multimatériau réalisé avec sous couche



Lot	25CD4	Longueur éprouvette	50 mm
Conditionnement	Revêtu sans sous couche	Largeur éprouvette	5 mm
Frq Sollicitation	25 Hz	Epaisseur éprouvette	4 mm
Rapport L/W	8	Longueur entre appuis	40 mm
Rapport R	0.1	Durée de vie	276500 cycles
F_{max}	85.9 daN		
F_{min}	8.9 daN		

Fig V-4 : Courbe de perte de rigidité pour le multimatériau réalisé sans sous couche



Lot	25CD4	Longueur éprouvette	50 mm
Conditionnement	non revêtu	Largeur éprouvette	5 mm
Frq Sollicitation	25 Hz	Epaisseur éprouvette	4 mm
Rapport L/W	8	Longueur entre appuis	40 mm
Rapport R	0.1	Durée de vie	136503 cycles
F_{max}	85.9 daN		
F_{min}	8.9 daN		

Fig V-5 : Courbe de perte de rigidité pour le matériau non revêtu

II-4) INTERPRETATIONS DES RESULTATS

Pour le multimatériau réalisé avec sous couche, le nombre de cycles seuil est de 10^4 . Ce nombre est élevé, ce qui révèle que le revêtement résiste à l'amorçage. Dans la zone de propagation de défauts, la perte de rigidité se fait d'une manière progressive et quand le multimatériau perd 10 % de sa rigidité, on a une rupture brutale pour un nombre de cycles de 581501. Nous attribuons cette perte progressive de propriétés à une bonne adhérence entre le dépôt et le substrat (fig V-3).

Contrairement à cela, le multimatériau réalisé sans sous couche a un nombre de cycles seuil de 10^3 . Cette zone est suivie par une perte de propriétés, relativement progressive à celle du multimatériau avec sous couche et la rupture brutale est atteinte pour un nombre de cycles de 276500. Cette perte de propriétés est due au taux de porosité élevé. Ces pores sont le siège de concentrations de contraintes locales, qui sont autant des sites préférentiels d'amorçage de microfissures (fig V-4).

Dans le cas du matériau sans revêtement, on remarque que l'endommagement présente un caractère très brutal et n'est précédé d'aucune perte significative de raideur. Et la rupture brutale est atteinte pour un nombre de cycles de 136503 (fig V-5).

Notons que pour un multimatériau traité, on a constaté un fléchissement de l'éprouvette dès la première mise en charge, ceci est dû sans doute à sa plasticité.

A travers cet essai de fatigue, il ressort que le multimatériau réalisé avec sous couche assure une bonne tenue à la fatigue comparativement à celui réalisé sans sous couche et encore meilleur qu'un matériau sans revêtement. Ce résultat est intéressant car il met en évidence l'importance du revêtement et de la sous couche Ni-Al dans l'amélioration de la résistance à la fatigue.

III) ANALYSE DES FACIES DE RUPTURE PAR LE M.E.B

L'examen à l'oeil nu d'une cassure de fatigue montre généralement l'existence de deux zones d'importances variables. Une zone de rupture par fatigue, dont l'aspect lisse et soyeux est parfois souligné par des lignes d'arrêt qui traduisent le caractère progressif et éventuellement discontinu de la fissuration, et une zone correspondant à la rupture brutale, à relief marqué.

L'observation des faciès de rupture au Microscope électronique à balayage a montré un passage régulier et successif des trois stades classiques pour le multimatériau réalisé avec sous couche. Dès les premiers cycles de déformations, le multimatériau résiste à l'amorçage des microfissures, ceci est dû certainement à une bonne adhérence entre le dépôt et le substrat. Au fur et à mesure que le nombre de cycles augmente, les microfissures se multiplient conduisant à la propagation d'une fissure à travers les zones à fortes densités de défauts. Cette propagation s'effectue d'une manière stable et quand la fissure atteint sa taille critique, c'est la rupture brutale, comme cela est montré par les photos (1, 2, 3 et 4).

Pour le multimatériau réalisé sans sous couche, les photos (5, 6 et 7) mettent en évidence les trois zones comme pour le multimatériau précédent. Le multimatériau sans sous couche résiste moins à l'amorçage des fissures comparativement à celui réalisé avec sous couche, ceci s'explique par la présence des pores qui sont des sites préférentiels d'amorçage de microfissures. Ces dernières se multiplient donnant naissance à une fissure. Celle-ci se propage d'une manière stable et c'est la rupture brutale.

Contrairement à cela, l'échantillon standard, n'ayant pas subi de projection, présente un caractère brutal. En effet, dès les premiers cycles, la fissure prend naissance et plus le nombre de cycles est élevé, la propagation de la fissure se fait d'une manière rapide et c'est la rupture catastrophique (photos 8 et 9).

Notons que cette analyse n'a pas mis en évidence la formation des stries car ces dernières sont très difficiles à observer dans le cas des aciers trempés ou revenus.



Photo n°1 : Faciès de rupture du dépôt

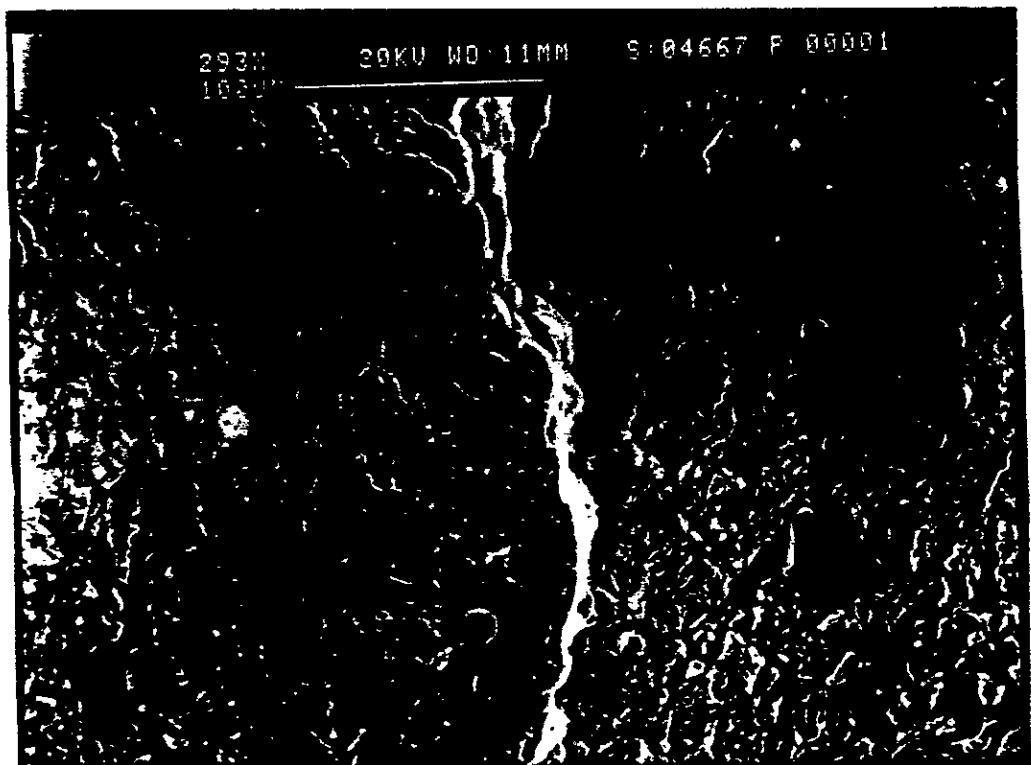


Photo n°2 : Propagation de la fissure dans le substrat

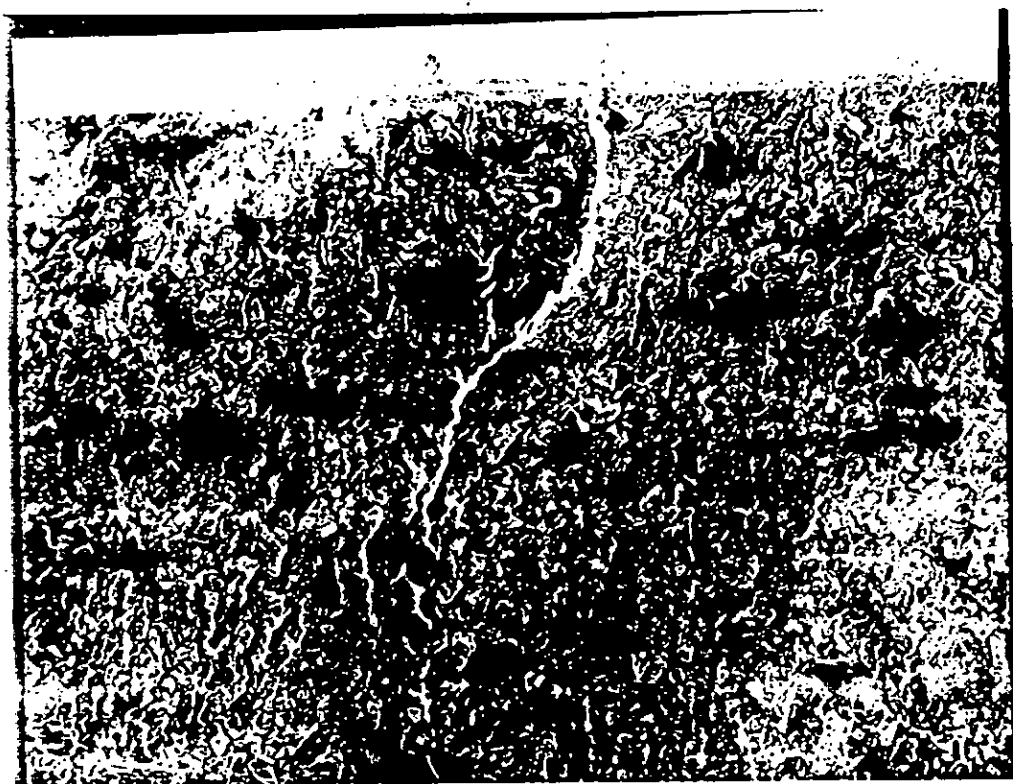


Photo n°3 : Propagation de la fissure dans le substrat

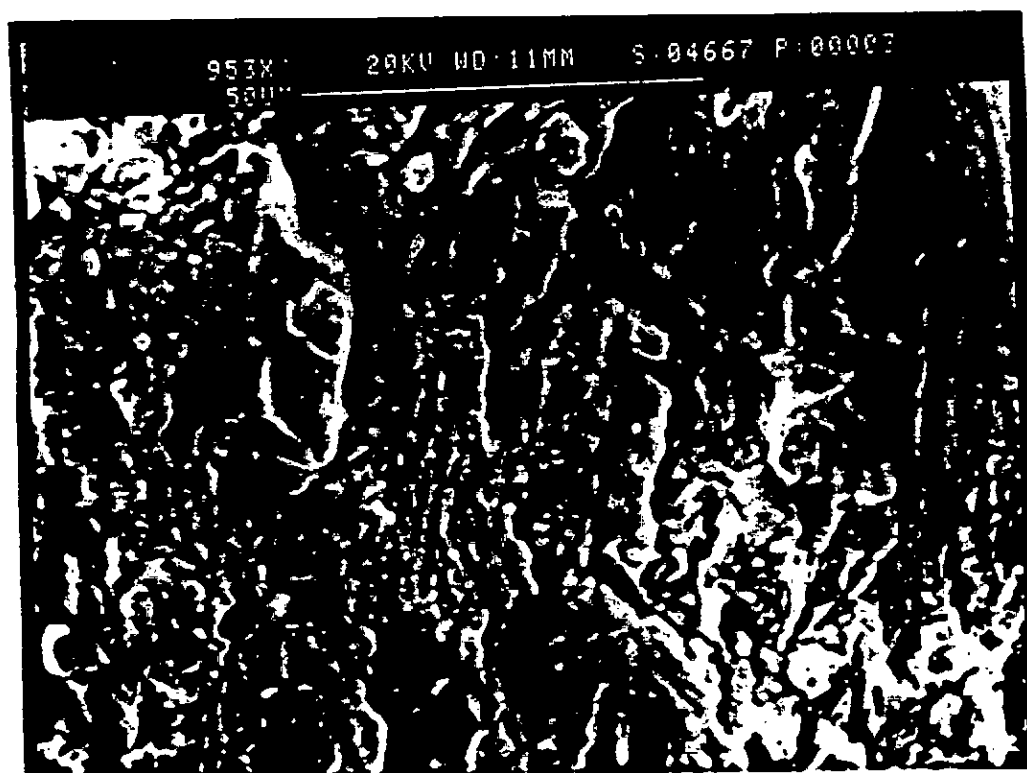


Photo n°4 : Rupture brutale

Echantillon n°2 : Multimatérialu réalisé sans sous couche

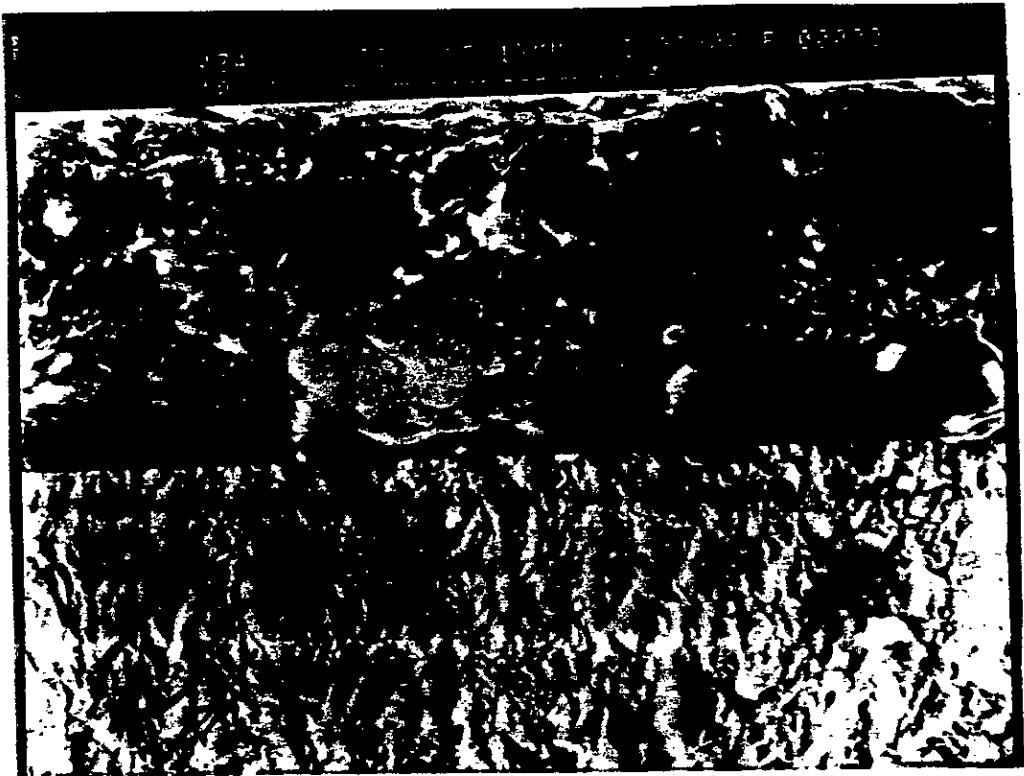


Photo n°5 : Faciès de rupture du dépôt et du substrat

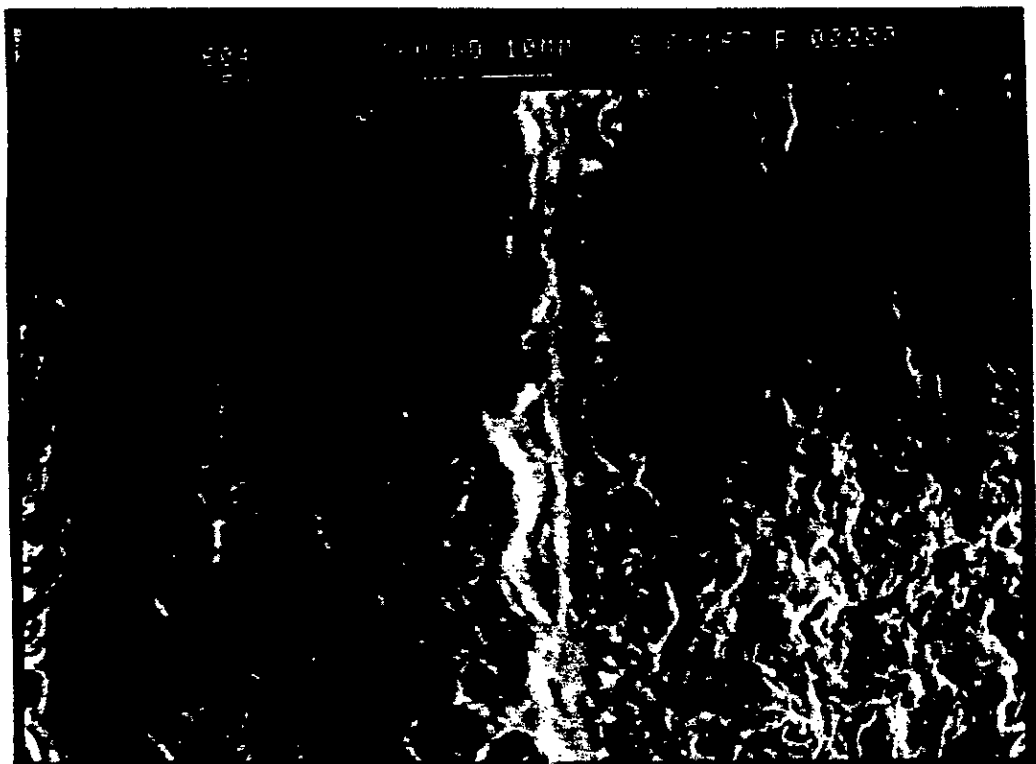


Photo n°6 : Propagation de la fissure dans le substrat

Echantillon n°2 : Multimatérialu réalisé sans sous couche

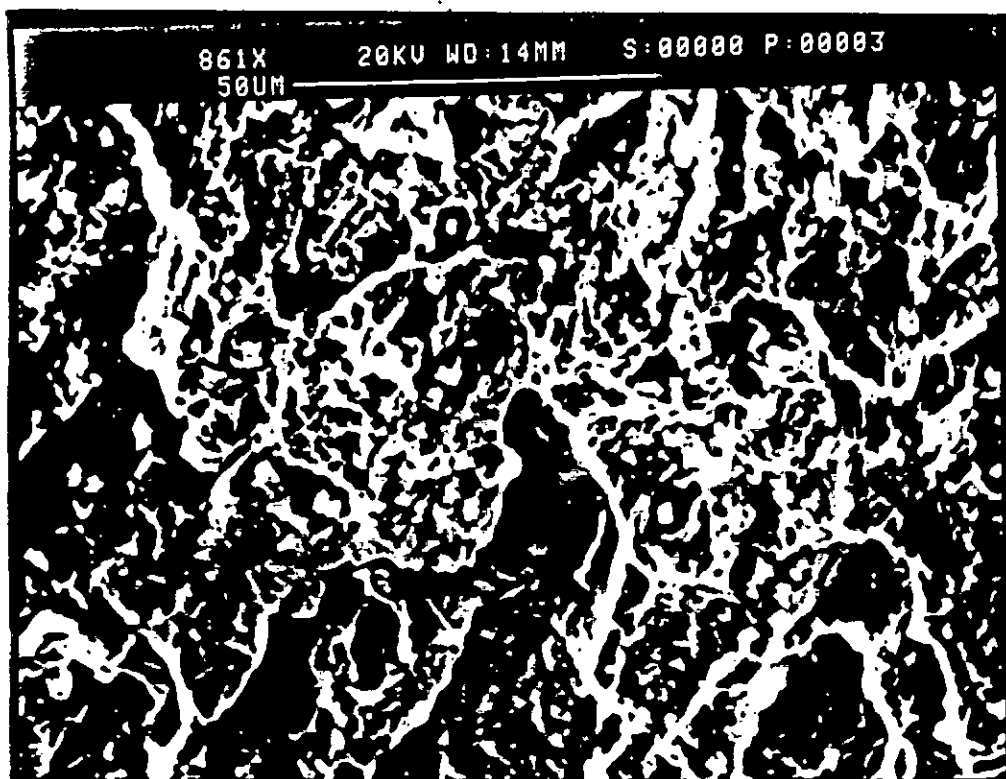


Photo n°7 : Rupture brutale

Echantillon n°3 : Matériau sans revêtement

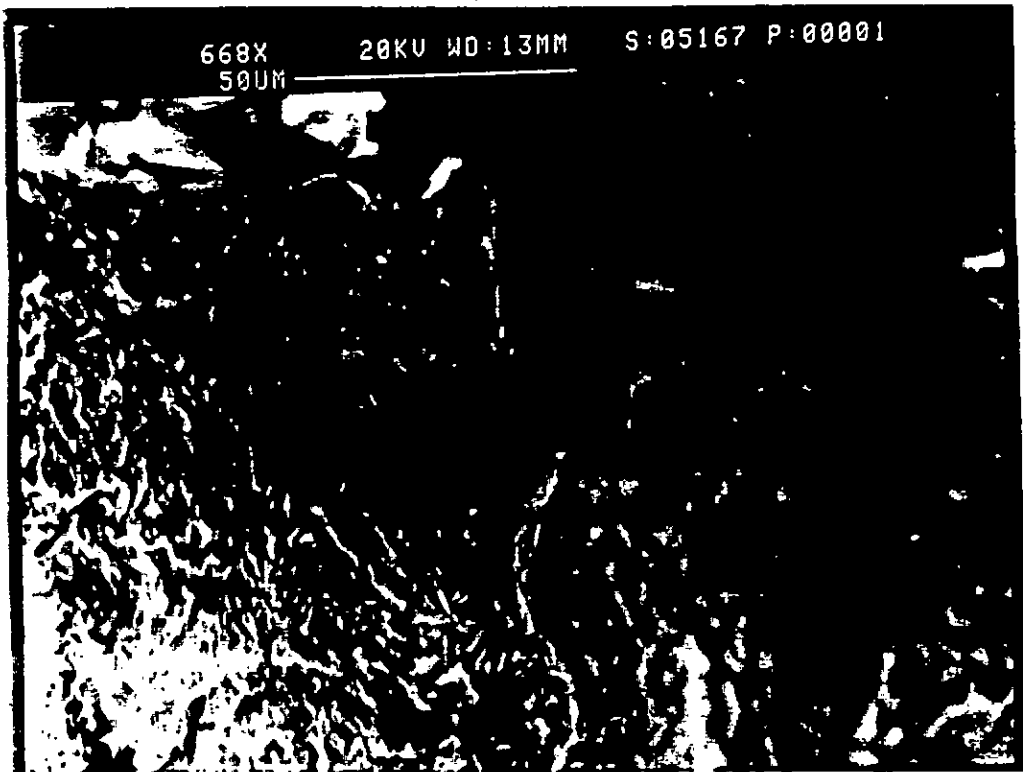


Photo n°8 : Propagation de la fissure dans le substrat

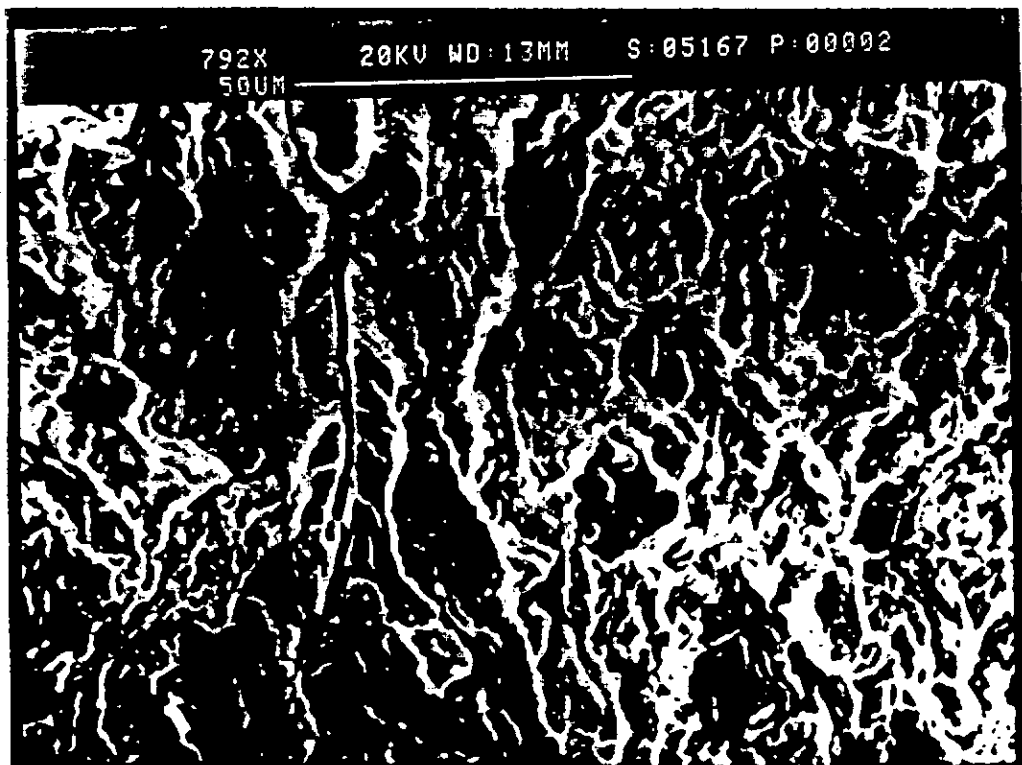


Photo n°9 : Rupture brutale

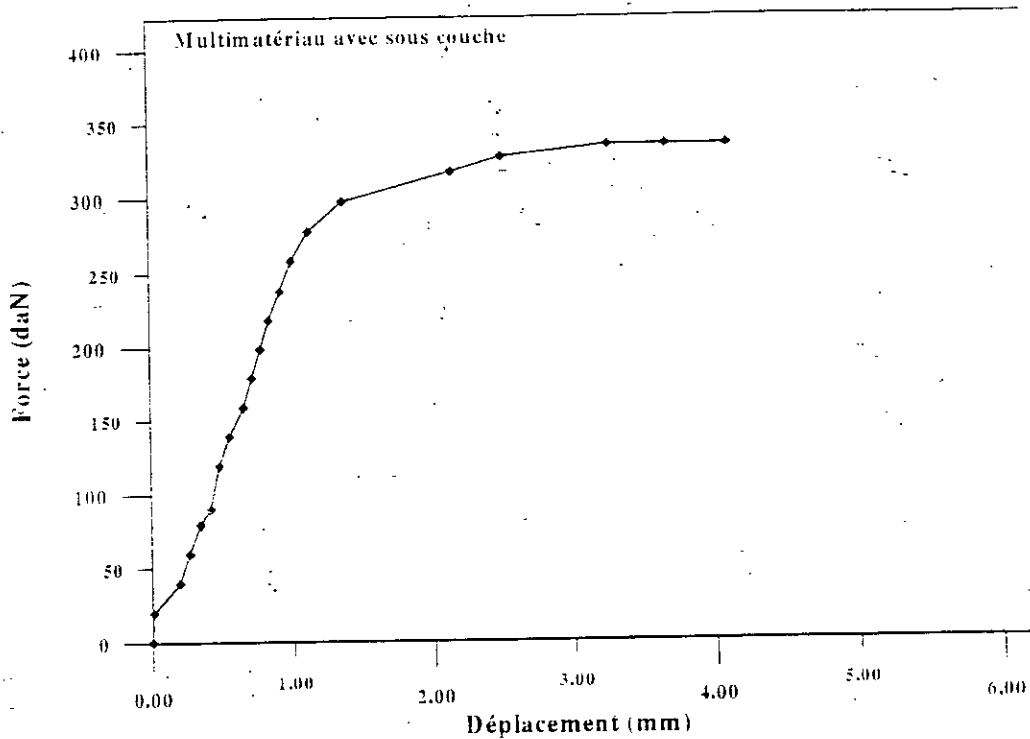


Fig.V-7 : DETERMINATION DE LA CONTRAINTE A LA RUPTURE PAR L'ESSAI DE FLEXION TROIS POINTS MONOTONE.

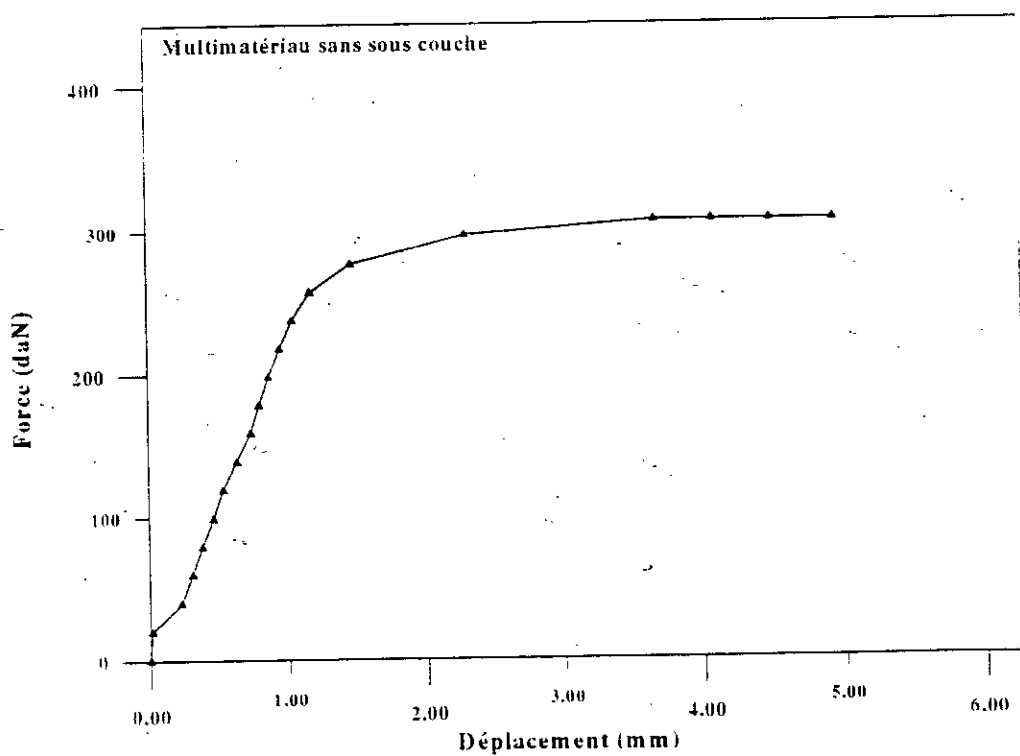


Fig.V-8 : DETERMINATION DE LA CONTRAINTE A LA RUPTURE PAR L'ESSAI DE FLEXION TROIS POINTS MONOTONE.

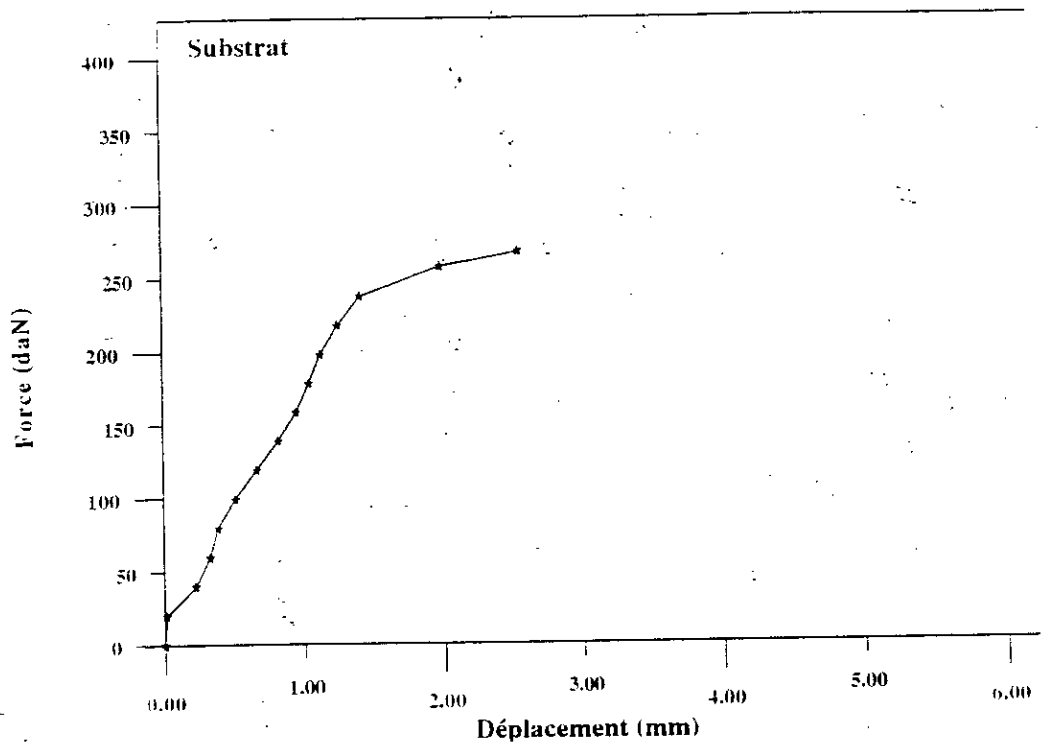


Fig. V-9 : DETERMINATION DE LA CONTRAINTE A LA RUPTURE PAR L'ESSAI DE FLEXION TROIS POINTS MONOTONE.

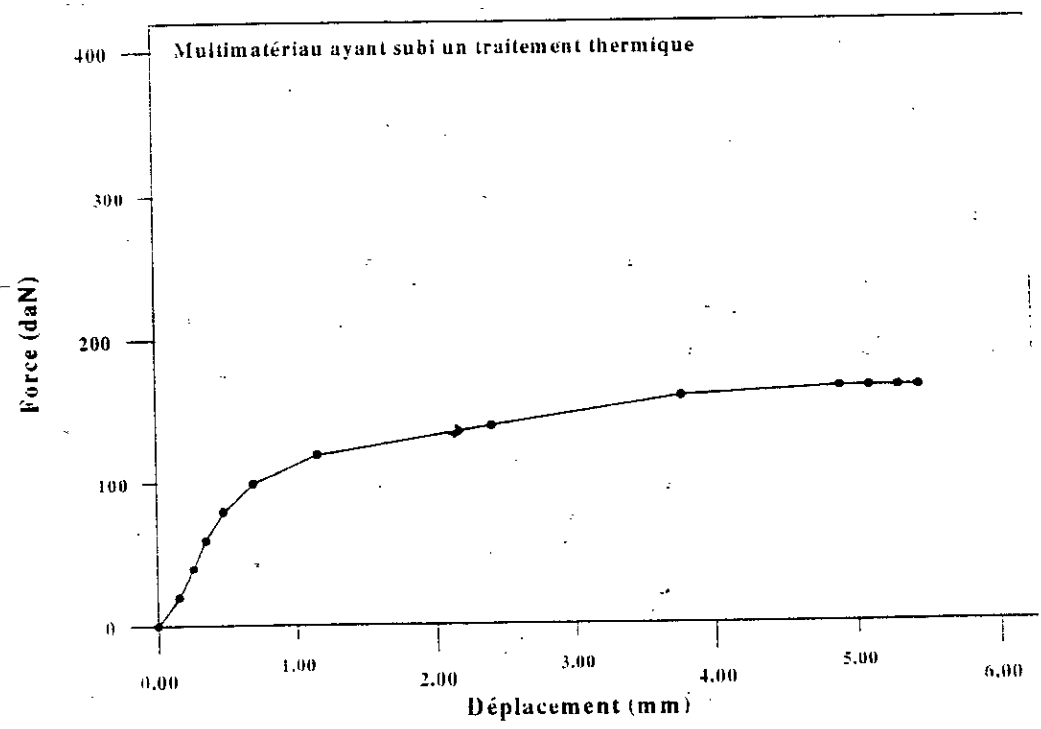


Fig. V-10 : DETERMINATION DE LA CONTRAINTE A LA RUPTURE PAR L'ESSAI DE FLEXION TROIS POINTS MONOTONE.

IV-1) INTERPRETATIONS DES RESULTATS

Ce qu'il faut tirer comme résultat de ces courbes (fig V-7, 8, 9 et 10) est que le multimatériau réalisé avec sous couche a une contrainte de rupture plus élevée que celle du multimatériau réalisé sans sous couche et encore meilleure que celle du matériau sans revêtement. Contrairement à cela, le multimatériau post-traité a une contrainte de rupture faible, ceci est dû sans doute à la diminution de la limite élastique donc une augmentation de la plasticité. Ce constat met ainsi en évidence l'importance du revêtement et de la sous couche dans l'amélioration de la résistance à la rupture. Ce résultat est d'ailleurs confirmé par l'essai précédent.

V) TENACITE A LA RUPTURE ET MESURE DU FACTEUR CRITIQUE D'INTENSITE DE CONTRAINTES

La ténacité à la rupture, K_{IC} ou G_{IC} , permet de caractériser l'aptitude que possède un matériau à résister à l'initiation (et la propagation) de fissures. L'introduction d'un tel paramètre en résistance des matériaux est très importante car sa connaissance permet d'atteindre la taille du défaut critique, c'est à dire la taille maximale acceptable que peut avoir un défaut dans une structure soumise à des conditions de contraintes données pour éviter la rupture catastrophique.

La ténacité K_{IC} est une propriété intrinsèque du matériau : elle est mesurée en terme de facteur d'intensité de contrainte en mode d'ouverture (mode I). Pour déterminer une valeur de K_{IC} , des échantillons pré-fissurés de dimensions spécifiques sont chargés d'une façon monotone croissante jusqu'à ce que la fissure devienne instable et se propage de façon catastrophique. Le rapport de K_I à la charge appliquée est fonction de la forme et des dimensions de l'échantillon. La valeur de K_I correspondant à la charge appliquée pour laquelle une propagation instable de la fissure est observée, représente la ténacité (K_{IC}) du matériau [23], [24].

V-1) PRINCIPE DE LA MESURE

Le principe de la mesure expérimentale de la ténacité découle de la relation fondamentale qui relie la contrainte appliquée à la taille des défauts critiques (au point d'instabilité : propagation instable du défaut) [23].

$$K_{IC} = \sigma_r Y \sqrt{a} \quad (V-1)$$

La ténacité à la rupture est déterminée à partir d'échantillons présentant une fissure artificielle dont les dimensions sont bien supérieures à celles des défauts existants naturellement dans le matériau. La contrainte nécessaire pour propager cette fissure de dimension connue « a » permet alors de calculer le facteur critique d'intensité de contrainte K_{IC} du matériau considéré. Il peut être déterminé par l'une des trois méthodes :

- ① méthode analytique.
- ① méthode de complaisance.
- ① méthode du travail de fracture.

V-2) DETERMINATION DES FACTEURS D'INTENSITE DE CONTRAINTES CRITIQUES K_{IC} PAR LA METHODE ANALYTIQUE

Dans notre cas, nous avons utilisé la méthode analytique qui permet d'accéder directement au facteur critique d'intensité de contrainte K_{IC} par la formule suivante [23] :

$$K_{IC} = \sigma_r \cdot Y\left(\frac{a}{W}\right) \cdot \sqrt{a} \quad (V-2)$$

où σ_r : contrainte de flexion à la rupture

a : profondeur de la fissure

$Y\left(\frac{a}{W}\right)$: facteur géométrique qui s'écrit sous la forme suivante :

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = 1.107 - 2.12\left(\frac{a}{W}\right) + 7.71\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 13.55\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 14.25\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

avec a = 0.2 mm
W = 5 mm

Le calcul des facteurs d'intensité de contraintes critiques K_{IC} des différents échantillons étudiés sont représentés par le tableau V-1.

Echantillon n°	a / w	Contrainte à la rupture σ_r (MPa/mm ²)	K_{IC} (MPa \sqrt{m})
1	0.04	2007	29.19
2	0.04	1840	26.77
3	0.04	1600	23.32

Tableau V-1 : Calcul du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} .

- 1 : Multimatériau réalisé avec sous couche d'accrochage
- 2 : Multimatériau réalisé sans sous couche d'accrochage
- 3 : Substrat

Dans ce qui suit, on présentera la courbe schématisant les variations du facteur d'intensité de contrainte critique (K_{IC}) en fonction des conditions de traitement (fig V-11).

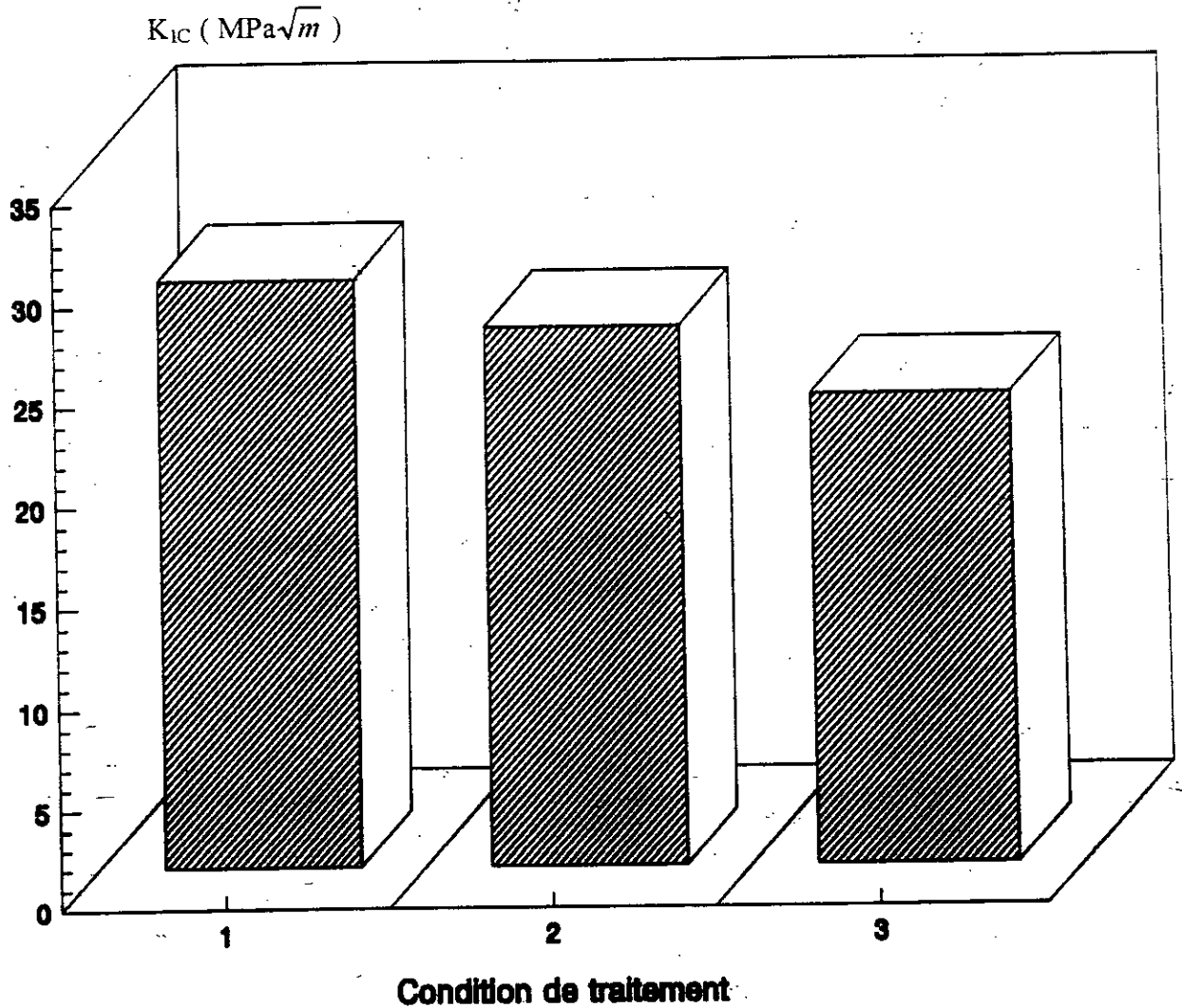


Fig V-11 : Evolution du facteur d'intensité de contrainte critique en fonction des conditions de traitement.

- 1 : Multimatériau réalisé avec sous couche.
- 2 : Multimatériau réalisé sans sous couche.
- 3 : Substrat.

V-3) INTERPRETATIONS DES RESULTATS

A travers l'histogramme illustré sur la figure V-11, il ressort que le multimatériau réalisé avec sous couche a un facteur d'intensité de contrainte critique plus élevé que les autres échantillons. Ceci révèle que ce dernier résiste mieux à la propagation des fissures.

Nous montrons également que le multimatériau réalisé sans sous couche présente un K_{IC} plus important que le matériau sans revêtement. Ceci implique que la présence d'un dépôt en surface d'un matériau est primordial car il augmente sa résistance à la propagation des fissures. Ceci est d'ailleurs confirmé par l'essai de flexion trois points en fatigue.

En revanche, il n'est pas possible de déterminer le K_{IC} du multimatériau traité car celui-ci est trop ductile. Lorsque on fléchit une éprouvette en ce matériau, on enregistre une courbe charge-déplacement, du type de celle représentée sur la figure V-10. Il se produit une ouverture plastique progressive, très importante, sans atteindre de point d'instabilité, correspondant à une rupture brutale. La déformation plastique affecte une partie très importante de l'éprouvette. Nous sommes en dehors de validité des concepts de la mécanique linéaire de la rupture.

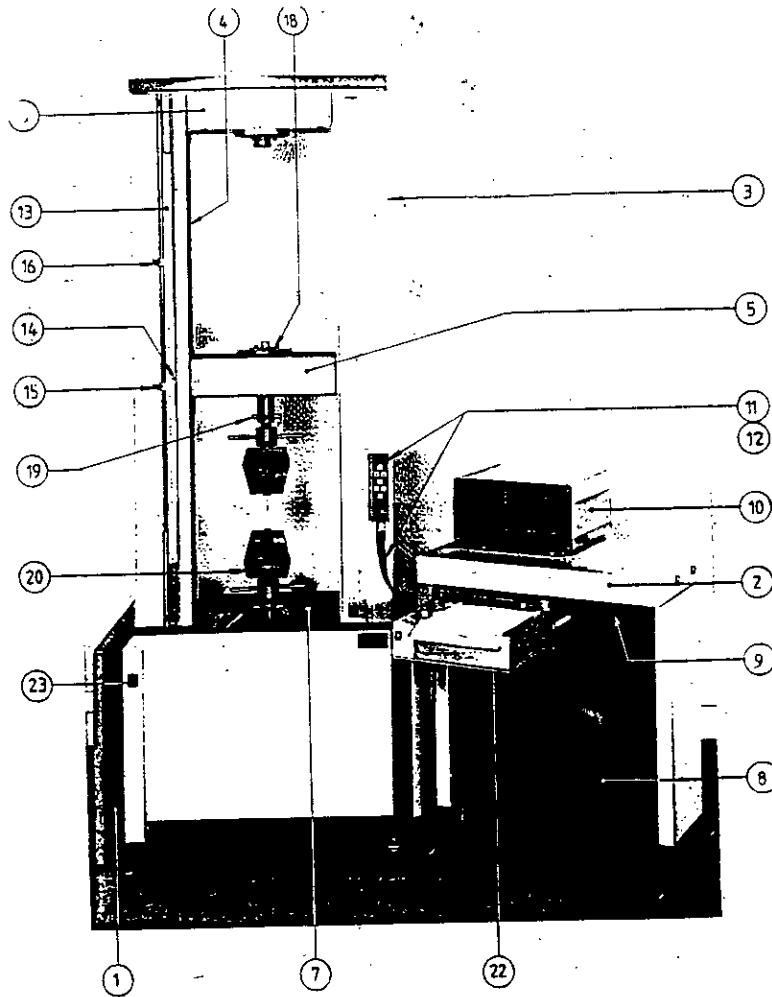
VI) ESSAI DE FLEXION QUATRE POINTS

VI-1) METHODOLOGIE D'ESSAI

les contraintes à la rupture des dépôts projetés sont déterminés par l'essai de flexion quatre points. Cet essai est effectué sur une machine de traction en mode compression (fig V-12).

Les conditions utilisées au cours de cet essai sont :

- ① Traverse : 100 mm / mm
- ① Vitesse du déplacement : 0.1 mm / minute
- ① Longueur entre appuis (L) : 40 mm
- ① Longueur entre appuis (l) : 20 mm



- | | |
|--|--|
| 1 : Bati | 2 : Pupitre |
| 3 : Montants | 4 : Soufflets de protection des vis |
| 5 : Traverse mobile | 6 : Traverse supérieure fixe |
| 7 : Traverse inférieure fixe | 8 : Emplacement de rangement |
| 9 : Tablette escamotable | 10 : Coffret de commande avec afficheurs |
| 11 : Clavier de commande à fixation magnétique | 12 : Câble du clavier de commande |
| 13 : Règle graduée | 14 : Index de la traverse mobile |
| 15 : Butée basse réglable | 16 : Butée haute réglable |
| 18 : Capteur de force | 19 : Goupille à anneau |
| 20 : Plateaux de compression | 22 : Enregistreur |
| 23 : Bouton Marche / Arrêt général | |

Fig V-12 : Machine de traction

Les éprouvettes utilisées en cours de cet essai sont représentées par la figure V-13.

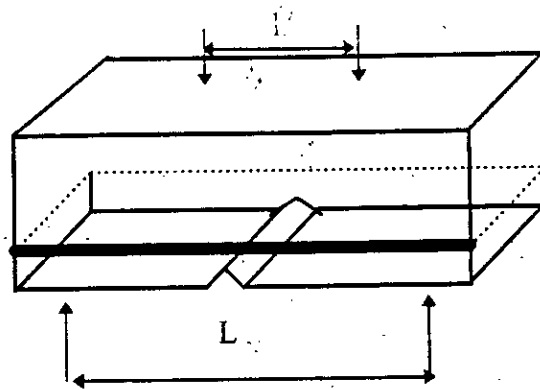


Fig V-13 : Epreuve entaillée de flexion quatre points.

La détermination des contraintes à la rupture des dépôts projetés en fonction des conditions de traitement est illustrée sur l'histogramme V-14.

Signalons que les valeurs enregistrées sur l'histogramme découlent de la moyenne arithmétique de trois essais différents.

Contrainte à la rupture des dépôts (daN/mm²)

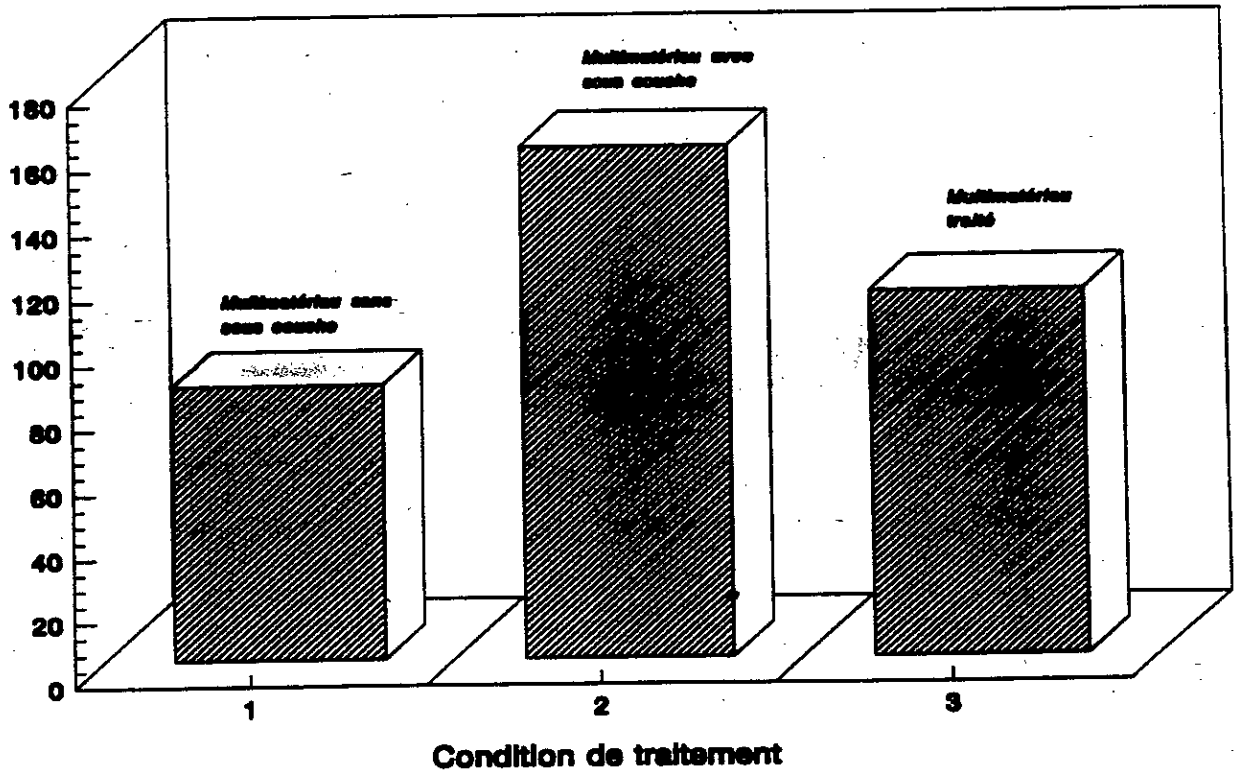


Fig V-14 : Détermination des contraintes à la rupture des dépôts projetés par l'essai de flexion quatre points.

VI-2) INTERPRETATIONS DES RESULTATS

Ce qui est important à signaler en premier lieu de l'histogramme illustré sur la figure V-14, c'est la mise en évidence de la sous couche d'accrochage. On constate, en effet, que les contraintes de rupture pour le multimatériau avec sous couche et celui traité sont nettement supérieures à celui sans sous couche.

On remarque également que l'accrochage d'un dépôt réalisé avec sous couche est supérieur à celui d'un dépôt post-traité, ce qui confirme nos résultats précédents (essais de flexion trois points en fatigue et monotone). De ce constat, nous concluons que la sous couche d'accrochage améliore l'adhérence entre le dépôt et le substrat et que le post-traitement, malgré la diffusion des éléments du dépôt à travers l'interface, diminue la résistance à la rupture.

Tableau récapitulatif des différentes caractéristiques mécaniques et physico-chimiques relatives aux multimatériaux élaborés.

Caractéristiques	Structure	Diffusion et Adhérence	Composés formés	Dureté (HRB)	Microdureté (HV)	Adhérence du dépôt (daN/mm ²)	Contrainte à la rupture (daN/mm ²)	K _{1c} (Mpa√m)	Durée de Vie (Nbre cycles)
Types de multimatériaux									
Multimatériau sans sous-couche	Mauvaise stratification, existence de défauts	Mauvaise	MnO NiO	109 ~ 110	330 ~ 360	113.26	184.07	26.77	276500
Multimatériau avec sous-couche	Bonne stratification, étalement des particules	Bonne	MnO, NiO Cr ₃ C ₂ Fe ₃ Al	102 ~ 110	330 ~ 390	158.3	200.7	29.19	581501
Multimatériau avec sous couche et traité 1h à 1050°C	Meilleure homogénéisation	Bonne	MnO, NiO Cr ₃ C ₂ Al ₄ C ₃ Fe ₃ Al Al ₁₃ Fe ₄	≅ 100	200 ~ 300	85.60	98.57 sans rupture	≠ mécanique linéaire de rupture	Flechissement sans rupture
Matériau de base (25 CD 4)	/	/	MnO	≅ 108	≅ 330	/	160.32	23.32	136503

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

A travers cette étude, il ressort que l'utilisation de la projection thermique à l'arc électrique est d'une importance primordiale dans la réalisation des multimatériaux et la récupération des pièces mécaniques usées. En effet, celle-ci permet de résoudre de nombreux problèmes complexes inhérents aux matériaux.

Cette étude a montré que la présence d'un revêtement en surface d'une pièce permet d'obtenir des caractéristiques intéressantes et en particulier une bonne tenue à la fatigue.

L'analyse physico-chimique et mécanique basée sur l'observation au microscope électronique à balayage, à la microsonde, à la diffraction X et l'étude de dureté, de microdureté ont montré que :

- le multimatériau réalisé avec sous couche d'accrochage a une dureté et une microdureté élevées au niveau de l'interface. Ceci est dû sans doute à la formation de composés intermétalliques et la diminution de la porosité, ce qui est confirmé par l'analyse à la microsonde et la diffraction X sous incidence rasante.

- contrairement à cela, nous avons montré qu'un échantillon ayant subi un traitement thermique à 1050°C pendant 1 heure, même si les duretés et les microduretés ne sont pas élevées, réalise un bon compromis car il engendre le processus d'interdiffusion entre le dépôt et le substrat grâce à la formation des composés intermétalliques au niveau de l'interface ainsi que les carbures. Ces derniers viennent alors renforcer la liaison substrat-revêtement en réalisant un accrochage métallurgique en plus de l'accrochage mécanique. Ce résultat est bien appuyé par l'analyse à la microsonde et la diffraction X.

- dans le cas du multimatériau réalisé sans sous couche d'accrochage, on remarque une forte porosité et un taux d'oxydes élevé avec une répartition aléatoire des éléments. Ce constat met ainsi en évidence l'importance de la sous couche d'accrochage dans l'amélioration de l'adhérence et l'obtention de propriétés mécaniques adéquates.

Les tests de flexion trois points en fatigue et monotone ont montré que le multimatériau réalisé avec sous couche d'accrochage assure une bonne tenue à la fatigue et améliore la résistance à la rupture comparativement à celui réalisé sans sous couche.

L'analyse des faciès de rupture montre un passage régulier et successif des trois stades classiques pour les multimatériaux alors que pour l'échantillon standard, n'ayant pas subi de projection, il présente un aspect brutal.

Il ressort des différents tests et analyses effectués que le multimatériau réalisé avec sous-couche d'accrochage réalise une convergence positive des diverses propriétés par rapport aux autres échantillons étudiés. Ce constat est très concluant car c'est ce qu'il y a de plus recherché de la projection thermique dans l'industrie.

Ainsi par ce travail, on a pu montrer l'intérêt et l'apport de la projection thermique dans la résolution de nombreux problèmes rencontrés dans le monde industriel. Elle permet bien souvent de réaliser un bon compromis en offrant des propriétés superficielles intéressantes compatibles avec les propriétés volumiques réclamées de la pièce.

En dépit des résultats obtenus, cette étude pourrait être complétée et améliorée par l'étude et la détermination des lois de propagation des fissures dans le multimatériau en insistant en particulier sur la déviation des fissures à l'interface qui est un problème important dans diverses applications.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **M. DOCUS;**
Revêtements par projection thermiques. Techniques de l'Ingénieur M5.
M1645 1992
- [2] Guide pratique de la projection thermique. CETIM 1989
- [3] Manuel d'entretien du pistolet Arcspray 234
- [4] **H.S INGHAM, A.P. SHEPARD;**
Manuel de projection à la flamme.
METCO Inc. Westbury, Long Island. New York
- [5] **P. CHIGNON, P. FAUCHAIS;**
Thermal spraying of ceramics 1986
- [6] **W.E. BALLARD;**
Metal spraying and flamme deposition of ceramics and plastics
4ème Edition, London. 1963
- [7] **H. CLAIRE, E. CRAWELL;**
Thermal spray coating, page 361
Metal Hand book, vol. 5, Ninth edition 1982
- [8] **D. TREHEUX;**
Adhérence des dépôts projetés thermiquement : solution et problème.
Ecole Centrale de Lyon. FRANCE.

- [9] **A. RODITTI;**
 Adhérence de la céramique sur les alliages à base de chrome-cobalt et nickel-chrome par le procédé de projection métallique à la flamme.
 Thèse de Docteur de 3ème cycle. FRANCE 1975
- [10] **P. CHAGNON, A. TRONCHE, P. FAUCHAR;**
 Frottement des dépôts d'alumine projetés par plasma.
 Industrie Céramique N° 805 pp 319 - 324. 1986
- [11] **B. PICARD, R. OGOLNIK, A.M. LEJUS, J. THERY, R. COLLONGUES;**
 Le rôle du zinc dans la liaison céramo-métallique. Volume 1 pp 329 - 342. 1985
- [12] **C. COLIN;**
 Les mécanismes de l'usure et du frottement.
 Traitement thermique n° 208 pages 79-96 1987
- [13] Les lubrifiants moteur : perte par usure et frottement.
 IFP, Paris Technique, Page 138 1979
- [14] **H.P. LIEURADE;**
 La pratique des essais de fatigue. Editions - Paris 1982
- [15] **G. PLUVINAGE;**
 Mécanique élastoplastique de la rupture. Edition - Cepadues 1989
- [16] **R. LABBENS;**
 Introduction à la mécanique de la rupture. Edition - Paris 1980
- [17] **J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE;**
 Mécanique des matériaux solides. Edition - Bordas Paris 1985
- [18] **H.D. BUI;**
 Mécanique de la rupture fragile. Edition - Masson 1978

- [19] **J. BAILON, C. BATHIAS;**
 Fatigue des matériaux et des structures.
 Ecole d'été Quebec - Canada. 1978.
- [20] **B. BARTHELEMY;**
 Notions pratiques de mécanique de la rupture. Editions - Eyrolles 1980
- [21] **H.L. EWALDS, R.J.H. WANHILL;**
 Fracture mechanics. 1989
- [22] **D. FRANCOIS, A. PINEAU, A. ZAOUI;**
 Comportement mécanique des matériaux. Editions - Hermès 1992
- [23] **G. FANTOZZI;**
 Propriétés mécaniques et comportement élastique des matériaux.
 I.N.S.A de Lyon 1989
- [24] **G. FANTOZZI;**
 Mécanique non linéaire de la rupture.
 I.N.S.A de Lyon 1989
- [25] **Matériaux et structures sous chargement cyclique**
 Laboratoire de Mécanique des Solides. Ecole polytechnique E.N.S.M.P 1978
- [26] **Dj. SAADOUN;**
 Etude des champs de déformation élasto-plastique et élasto-viscoplastique en fond
 d'entaille. Thèse de Magister - Algérie. 1993
- [27] **Y. BENHALIMA;**
 Simulation numérique de la propagation de fissures par fatigue (Application
 aux véhicules industriels de la S.N.V.I / C.V.I).
 Thèse de Magister - Algérie 1993

- [28] **S. BRAHIMI, P. LEHR;**
 Etude de la propagation des fissures de fatigue dans les matériaux métalliques
 et des conséquences des processus de déformation plastique à fond de fissure.
 Rapport de recherche E.N.S.T.A. 1991
- [29] **P. DESTUYNDER, PALAISEAU, M. DJAOUA;**
 Sur une interprétation mathématique de l'intégrale de RICE en théorie de la
 rupture fragile. Math. Meth. In the Appl. Sci 3 pp 71 - 77. 1981
- [30] **M. COMNINOU;**
 The interface crack. Journal of applied Mechanics pp 631 -637. 1977
- [31] **NGUYEN QUOC SON;**
 Méthodes énergétiques en mécanique de la rupture.
 Journal de Mécanique Vol 19 N° 2 pp 365 - 385. 1980
- [32] **P. BALLADON, J. HERITIER, C. JARBOIN;**
 Strain-Hardening effects on fracture toughness and ductile crack
 growth in austenitic-stainless steels.
 American Society for testing and materials pp 293 - 307. 1985
- [33] **M.S. HU, A.G. EVANS;**
 The cracking and decohesion of thin films on ductile substrates.
 Acta metallurgica. Vol 37 N° 3 pp 917 - 925. 1989
- [34] **M. RUHLE, A.G. EVANS, B.J. DALGLEISH, P.G. CHARALAMBIDES;**
 The fracture energy of bimaterial interfaces.
 Mat. Sci, and Eng A 126 pp 53-64. 1990
- [35] **H.C. CAO, A.G. EVANS;**
 An Experimental Study of the Fracture Resistance of Bimaterial Interfaces
 Mech. Of Mat

- [36] **R. MOUSSA, J.L. CHARMANT, F. OSTERSTOCK:**
 Evaluation des paramètres de rupture par la méthode du défaut contrôlé:
 application à SiC. Industrie Céramique N° 757 pp 59 - 71.
- [37] **B.D. SARTWELL, A. MATTHEWS;**
 Surface and coatings technology.
 Materials Science and Engineering. Volume 50 N° 2. 1992
- [38] **H. HERMAN;**
 Structural materials: Properties, Microstructure and Processing.
 Materials Science and Engineering. Volumé A 149 N° 2 1992
- [39] **B. COQUILLET;**
 Tenue en fatigue de fils d'aciers inoxydables austénitiques.
 Thèse Ecole Centrale de Lyon - FRANCE. 1977
- [40] **J.F. CARTON;**
 Traitements superficiels et tenue en service des assemblage démontables :
 Base d'une méthodologie de choix en tribologie.
 Thèse E.C.L - FRANCE 1993
- [41] **G. SAIF;**
 Mise au point et caractérisation de couches intermédiaires permettant
 l'accrochage entre un alliage métallique et une céramique projetée plasma
 Thèse E.C.L - FRANCE. 1991
- [42] **J. MSTOWSKI;**
 Etude théorique et expérimentale de la déformation plastique d'un solide bimétallique.
 Application à la réalisation par filage arrière d'un palier revêtu.
 Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris - FRANCE 1983
- [43] **Revue de Métallurgie;**
 Science et Génie des matériaux. Volume n°12. 1993

- [44] **H. AJRHOUREH;**
Adhérence et réactivité des multimatériaux à base de graphite.
Thèse E.C.L - FRANCE. 1992
- [45] **Recueil de Conférences;**
Contraintes résiduelles et nouvelles technologies. CETIM 1990
- [46] **B. AGIUS, M. FROMENT;**
Surfaces, interfaces et films minces. Edition Dunod 1990
- [47] **P. PUGET;**
Etude des mécanismes de dégradation en fatigue des matériaux composites unidirectionnels
Application au cumul de dommage.
Thèse E.C.L - FRANCE 1988
- [48] **A. CHATEAUMINOIS;**
Comportement viscoélastique et tenue en fatigue statique de composites Verre / Epoxy.
Influence du vieillissement hydrodynamique.
Thèse E.C.L - FRANCE 1991