

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET
DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE
DEPARTEMENT DE METALLURGIE

Thèse de Magister

PRESENTEE PAR: Sadek BOUFLIGHA

PROPOSEE PAR: Nadir MESRATI

Intitulé de thèse

COMPORTEMENT EN CYCLAGE THERMIQUE DE L'INTERFACE
DU MATERIAU COMPOSITE 55E+65E/35CD4 REALISE
PAR PROJECTION THERMIQUE

FEVRIER 2000

Sera présentée le 17 Février 2000.

Devant le jury:

Mr. M. BOUABDALLAH.....	Président.....	Maître de conférences.....	E.N.P
Mr. M. LARIBI.....	Examineur.....	Chargé de cours.....	E.N.P
Mr. K. ABADLI.....	Examineur.....	Chargé de cours.....	E.N.P
Mr. H. YOUSFI.....	Examineur.....	Chargé de cours.....	E.N.P
Mr. N. MESRATI.....	Directeur de thèse.....	Maître de conférences.....	E.N.P
Mr. K. NECIB.....	Invité	Docteur.....	E.M.P

E.N.P: 10, Avenue Hassen Badi EL Harrach « ALGER »

COMPORTEMENT EN CYCLAGE THERMIQUE DE L'INTERFACE DU MATERIAU COMPOSITE 55E+65E/35CD4 REALISE PAR PROJECTION THERMIQUE

ملخص:

في هذه الدراسة قمنا بتليس عن طريق الشعلة الحرارية صلب غير سبيكي (35CD4) بالمادة المعدنية المركبة (55E+65E) هذه الأخيرة وضعت قصد حماية المعدن الأساسي (35CD4) من الأتلاف و التاكل خلال تعرضه الى المؤثرات الخارجية.

هدفنا في هذا العمل يتمثل في دراسة سلوك و مدى مقاومة طبقة التلاصق لهذا المركب (35CD4/55E+65E) إزاء التغيرات في درجة الحرارة، مما وجب علينا إستعمال تقنيات فيزيو-كيميائية و ميكانيكية التي بدورها تمكنا من متابعة التغيرات التي طرأت على طبقة الإلتحام وذلك تحت تأثير الشروط المحددة.

Résumé:

Nous avons élaboré le composite 35CD4/55E +65E par la technique de la projection thermique. Le revêtement ainsi réalisé possède des caractéristiques réfractaires: résistance à l'oxydation, à la fatigue et à la corrosion à hautes températures.

Ainsi, nous nous sommes intéressés, en particulier au comportement de l'interface dépôt/substrat vis-à-vis des sollicitations thermiques.

A l'aide des techniques d'analyses physico-chimiques (destructives et non destructives) et mécaniques, nous avons pu suivre la tenue en fatigue thermique de l'interface du bimatériau étudié dans des conditions bien déterminées.

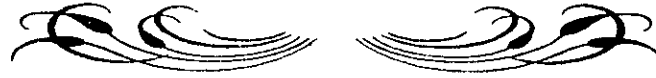
Abstrat:

In this work, we have synthetised the bimaterial 35CD4/55E+65E realised by thermal projection technique. The combination of 55E and 65E materials gives to the coating obtained interesting properties such as oxidation, fatigue and high temperature corrosion resistances.

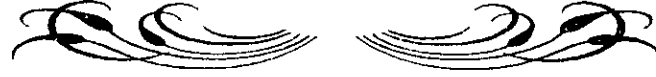
Our study consists particularly on the determination of the interface layer / substrate behaviour under cyclic thermal sollicitations.

In this way, physico-chemical (destructive and non-destructive) and mechanical analysis techniques have been used to determine decohesion conditions.

MOTS CLES: Projection thermique - Matériau composite 35CD4/E55+E65 - Interface-
Fatigue thermique - Adhérence.



DEDICACES



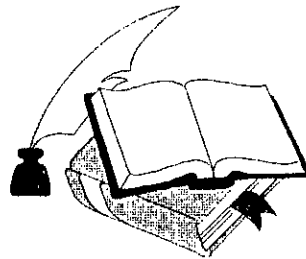
Je dédie ce modeste travail à :

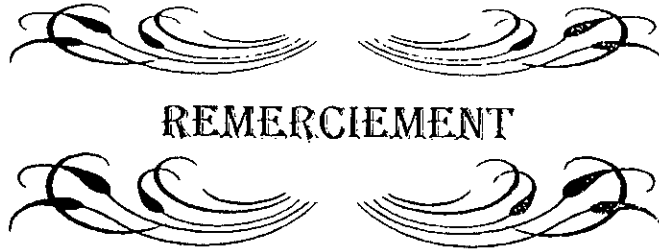
- Mes chers papa et maman pour leurs sacrifices,

- Mes frères : Messaoud, Nouredine et Tayeb,

- Mes soeurs : Naima et Nadia,

et tous ceux qui me sont chers.





REMERCIEMENT

Ce travail a été réalisé dans le laboratoire de génie des matériaux du département de METALLURGIE de l'école nationale polytechnique (Alger) sous la direction du monsieur Nadir MESRATI. Je le remercie vivement pour son aide et ses différents conseils.

Je suis particulièrement reconnaissant à monsieur M.BOUABDALLAH pour l'honneur qu'il me fait en acceptant la présidence du jury.

J'adresse mes plus sincères remerciements à tous les membre du jury (M.LARIBI, H. YOUSFI et K. ABADLI), qui ont bien voulu contribuer à l'évaluation de cette étude.

Aussi que M.E. DJEGHILAL, chef du département trouve ici toute ma gratitude pour ses encouragements.

Mes gratitudes vont aussi à tous les enseignant du département de Métallurgie qui ont assuré ma formation depuis la première année universitaire.

Je tiens à remercier également :

- l'équipe S. YOUNES, T.SENOUNE et EL-HADI CHARMATI de l'entreprise ALGERIE METALLISATION (SARL de Dar EL Beida) pour leur aide dans la réalisation de nos échantillons.

Que l'ami K. ALLAM et monsieur M. BADIDI du centre de soudage et contrôle de CHERAGA, soient remerciés ainsi que monsieur N.BELKADI (CRD de BOUMERDES) pour son aide très précieux.

Mes meilleurs amitiés vont à tous mes collègues qui ont toujours témoigné un grand intérêt pour ce travail lors de nombreuses discussions sympathiques.

Enfin, je remercie chaleureusement tous les membres de ma famille pour leur soutien moral et matériel tout le long de cette étude.



SOMMAIRE

CHAPITRE I

TRAITEMENTS DE SURFACE

I.1. INTRODUCTION.....	3
I.2. REVÊTEMENTS.....	4
I.2.1. Choix du revêtement.....	6
I.3. PROJECTION THERMIQUE.....	6
I.3.1. Projection thermique à la flamme.....	7
I.3.1.1. Pistolet à poudre.....	7
I.3.1.2. Pistolet à fils.....	8
I.3.1.3. Pistolet à détonation	9
I.3.1.4. Pistolet à plasma.....	9
I.4. QUALITE ET CARACTERISTIQUES DU DEPÔT.....	10
I.4.1. Adhérence des particules	11
I.4.2. Porosité du dépôt.....	13
I.4.2.1. Dureté du dépôt.....	15
I.4.2.2. Influence de la distance de projection thermique.....	16

CHPITRE II

LES MULTIMATERIAUX

II.1. INTRODUCTION.....	17
II.2. PROBLEMES POSES PAR LES MULTIMATERIAUX.....	17
II.2.1. Contraintes résiduelles.....	18
II.2.2. Interface liquide-solide.....	19
II.2.3. Interface solide-solide.....	21
II.3. MODELS DE CROISSANCE ET STRUCTURE DE L'INTERFACE.....	22

CHAPITRE III

FATIGUE AUX HAUTES TEMPERATURES

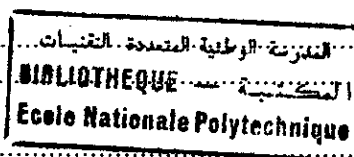
III.1. PHENOMENES DE DEGRADATION DES MATERIAUX AUX HAUTES TEMPERATURES.....	24
III.1.1. Oxydation à haute température.....	24

III.1.2. Fluage.....	25
III.1.3. Changement métallurgique.....	25
III.2. FATIGUE THERMIQUE.....	27
III.2.1. Mécanismes de la fatigue thermique.....	27
III.3. FATIGUE AUX TEMPERATURES ELEVEES.....	29
III.4. CONTRAINTES THERMIQUES.....	31
III.4.1. Contraintes d'origine thermiques.....	31
III.4.2. Contraintes dues aux gradients thermiques.....	33
III.4.2.1. Influence de la vitesse du chauffage et du refroidissement.....	34
III.4.2.2. Influence du temps de maintien.....	35
III.4.2.3. Influence de la température maximale.....	35
III.5. MECANISMES DE RUPTURE PAR FATIGUE THERMIQUE.....	36
III.5.1. Amorçage des fissures.....	36
III.5.2. Propagation des fissures.....	36
III.6. RUPTURE INTERFACIALE DES MULTIMATERIAUX.....	37

CHAPITRE IV

APPROCHES EXPERIMENTALES

IV.1. INTRODUCTION.....	40
IV.2. REALISATION DU DISPOSITIF DE FATIGUE THERMIQUE.....	40
IV.3. ELABORATION DU MULTIMATERIAU 35CD4/55E+65E.....	44
IV.3.1. Substrat.....	44
IV.3.2. Paramètres de projection	48
IV. 4. CARACTERISATION PAR LA TECHNIQUE DES ULTRA-SONS.....	49
IV.5. CARACTERISATION PHYSICO-CHIMIQUE DU MATERIAU COMPOSITE 35CD4/55E+65E	
IV.5.1. Conditions et paramètres adoptés pour les essais de cyclages thermiques.....	51
IV.5.2. Analyse par radiographie et ultra-sons.....	53
IV.5.3. Analyse micrographique du matériau composite 35CD4/55E+65E.....	55
IV.6. CARACTERISATION MECANIQUE DU MATERIAU COMPOSITE 35CD4/55E+65E	
IV.6.1. Analyse de l'adhérence de l'interface 35CD4/55E+65E.....	59
IV.6.2. Microdureté du composite 35CD4/55E+65E.....	61
V. CONCLUSION GENERALE.....	65
VI. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	67



LISTE DES SYMBOLES UTILISES

Symbole	Unité	Définition
D	[mm]	Diamètre moyen de la particule.
d	[mm]	Diamètre initial de la particule.
μ	[m ² /s]	Viscosité de liquide.
v	[m/s]	Vitesse d'impacte de la particule.
S	[mm]	Distance de projection.
K	[J/m.°K]	Conductivité thermique.
σ_{th}	[daN/mm ²]	Contrainte thermique.
a	[°K ⁻¹]	Coefficient de dilatation thermique.
T _r	[°K]	Température de fusion.
T _c	[°K]	Température initiale de la particule.
E	[daN/mm ²]	Module d'élasticité de la particule.
α	[grad.]	L'angle de contact.
γ_i	[J/mm ²]	Energie d'interface dépôt/ substrat.
γ_s	[J/mm ²]	Energie de surface.
γ_{sl}	[J/mm ²]	Energie d'interface solide-liquide.
γ_{sg}	[J/mm ²]	Energie d'interface solide-gaz.
γ_{lg}	[J/mm ²]	Energie d'interface liquide-gaz.
w	[J/mm ²]	Travail nécessaire pour produire une rupture.
$\Delta\theta$	[°K]	Variation de la température.
l ₀	[mm]	Longueur initiale de l'éprouvette.
Q	[J/mm ²]	Flux thermique.
dT/dx	[°K/m]	Gradient thermique.
σ^*	[daN/mm ²]	Contrainte thermique réduite.
ρ	[Kg/m ³]	Masse spécifique du matériau.
C _p	[J/Kg.°K]	Capacité thermique massique à pression constante.
p		Densité de liquide.
ϵ		Déformation plastique.
ν		Coefficient de poisson.

INTRODUCTION GENERALE

En raison de leurs caractéristiques physico-chimiques et mécaniques et leur facilité de mise en forme, les aciers faiblement alliés occupent une place bien privilégiée dans l'industrie et particulièrement dans la métallurgie du fer. Cependant, leur utilisation pour la fabrication des pièces travaillant dans des conditions sévères (hautes températures...) reste très limitée. L'effet des divers phénomènes agressifs tels que: la corrosion, la fatigue thermique et mécanique ainsi que l'usure peut provoquer l'endommagement de la pièce qui apparaît souvent à la surface ou se propager à l'intérieur de celle-ci.

Assurer la protection et la perfection des propriétés de surface, conduit souvent à une modification de celle-ci par l'apport d'un revêtement à base d'un autre matériau comme moyen de protection.

La technique de la projection thermique qui connaît actuellement un intérêt particulier, permet de résoudre ce genre de problèmes souvent complexes. Ce procédé permet d'une part, d'associer deux ou plusieurs matériaux conduisant à un nouveau multimatériau et d'autre part de limiter l'usage des produits performants et chers. De plus, il offre la possibilité de projeter le matériau nécessaire pour une application donnée sur un matériau avec des propriétés en volume bien précises.

L'élaboration du multimatériau va sans doute nous créer des problèmes dont le principale est situé au niveau de l'interface du fait de l'énorme divergence des propriétés physico-chimiques et mécaniques des antagonistes constituant le nouveau composite. Celles-ci nous incitent à bien prendre en charge cette interface qui en découle et son environnement. Pour ces différentes raisons, nous avons dans notre étude focalisé notre attention sur le comportement de cette dernière vis-à-vis de sollicitations thermiques ce qui nous permettra de comprendre et de maîtriser les différents phénomènes gérants et responsables de la rupture.

Notre étude comporte deux grandes parties principales, la première concerne l'étude bibliographique relative aux problèmes du multimatériau, de son interface et ses propriétés physico-chimiques (mouillabilité, adhérence...), aux caractéristiques de la couche déposée, ainsi qu'à la technique de la projection thermique. Aussi, l'effet du cyclage thermique sur le décollement du dépôt est traité dans cette partie.

Le deuxième volet de notre travail est purement expérimental avec la réalisation d'un dispositif de la fatigue thermique et l'élaboration du composite 35CD4/(E55+E65) par projection thermique.

La caractérisation de l'interface a été effectuée avant et après les essais de cyclage thermique grâce aux différentes techniques d'analyses physico-chimiques: micrographie optique, diffraction des Rayons X, ultra-sons et radiographie. De même, on a réalisé des tests d'arrachement et des mesures de microduretés pour pouvoir suivre le comportement mécanique du matériau élaboré sous les différentes conditions appliquées.

Cette étude sera terminée par une conclusion générale rassemblant les principaux résultats expérimentaux obtenus et quelques propositions que nous voulions citer pour une meilleure compréhension du phénomène de fatigue thermique dans le cas de l'utilisation d'un matériau composite

CHAPITRE I
TRAITEMENTS DE SURFACES

TRAITEMENTS DE SURFACES

I.1. INTRODUCTION

La demande croissante des matériaux dont la surface présente des propriétés particulières, telles que la résistance à la fatigue, à l'usure et à la corrosion à températures ordinaires ou à hautes températures, exige des techniques de protection. Parmi celles-ci, on peut citer les traitements de surface dont l'intérêt est d'améliorer la tenue en service des pièces mécaniques soumises à des diverses sollicitations.

Les traitements thermo-chimiques ont été inventés par le Dr. M.U. Shoop en 1908. Son application commença avec l'art industriel et cinq ans plus tard, il se tourne vers la projection du métal en fil où il a effectué la projection d'étain (Sn) sur la face arrière des obus de 75 ce qui a permis le désencuvrage systématique, coup par coup, des canons de 75 [1].

Aujourd'hui, il est devenu possible de projeter non seulement des matériaux métalliques, mais également des matériaux réfractaires métalliques ou non métalliques tels que, la céramique sur des matériaux métalliques. L'une des utilités de cette technique est la projection d'alumine sur les prothèses d'articulation qui offre un réel espoir pour la chirurgie osseuse [2].

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

Les techniques de traitement de surface sont multiples et variées:

1)- traitement de métallisation: il consiste à recouvrir la surface du métal à protéger d'une couche extrêmement mince d'un matériau protecteur (moins de quelques dizaines de micromètre d'épaisseur).

2)- traitement thermo-chimique: il consiste à modifier la surface existante de façon à créer un film protecteur ou provoquer des propriétés particulières. Ce traitement, regroupe deux grandes catégories de technique:

- a)- dépôt chimique à partir de la phase vapeur (C.V.D),
- b)- dépôt physique à partir d'une phase vapeur (P.V.D),

3)- techniques de revêtement conduisant à des couches épaisses (quelques millimètres ou quelques centaines de micromètres d'épaisseurs),

- 4)- les revêtements (dépôt épais).

I.2. Revêtements

Les revêtements sont des traitements superficiels conduisant à la formation de couches épaisses et devant répondre à plusieurs fonctions telles que:

- protéger le métal de base contre les hautes températures,
- l'accroissement de la tenue mécanique, de la résistance à la fatigue et la résistance aux différents types d'usure (abrasion, adhésion, érosion,....etc.),
- l'amélioration du frottement,
- l'isolation thermique ou électrique (projection de céramique...) [3].

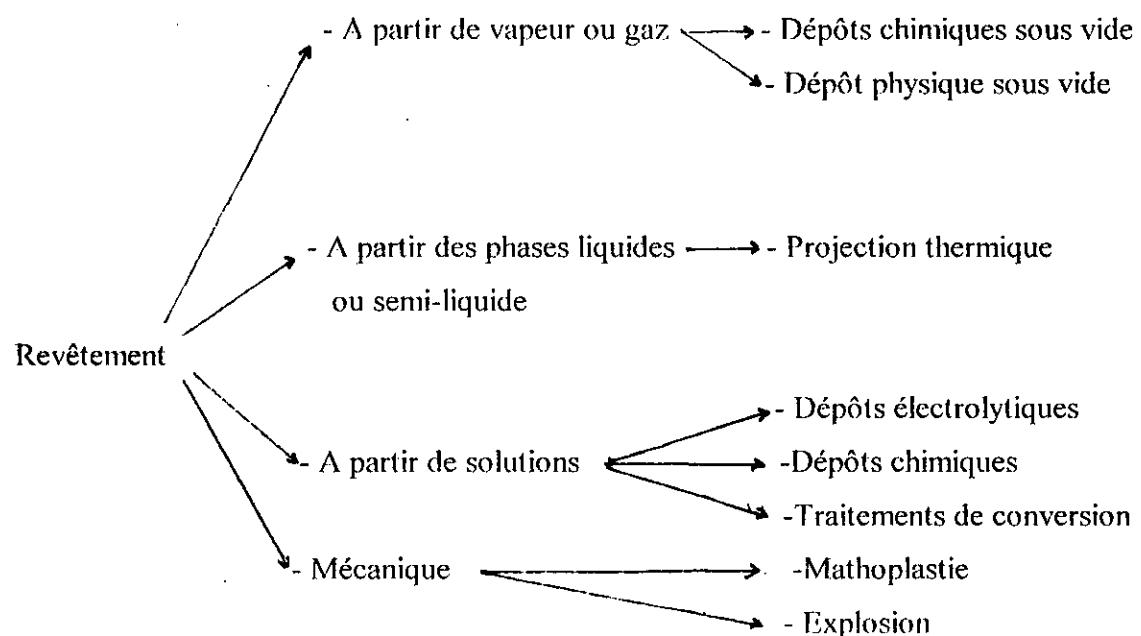


Figure I.1: Differentes techniques du revêtement [4].

Dans le cadre de notre travail, nous étudierons le revêtement d'une surface métallique dont la composition chimique fait partie de la famille des aciers réfractaires, résistants à l'oxydation, à la fatigue et à la corrosion à haute température.

Les matériaux couramment utilisés sont nombreux et leur nombre ne cesse d'augmenter avec le développement des appareils de projection et des applications.

Ces matériaux peuvent être classés comme suit [5] :

- les aciers alliés et non alliés,
- les alliages à base de cobalt,
- les alliages à base de nickel,
- les alliages à base de zinc,
- les métaux purs,
- les oxydes,
- les auto-adhérents (alliages à base de Ni-Al),
- les nitrures,
- les siliceux,
- les matériaux antifriction -céramique.

Il est à noter que, ces matériaux sont classés selon le coûts croissant, les premiers sont moins chers et tendent à être utilisés comme matériaux de base (substrat), les derniers sont les plus chers: ils sont utilisés strictement comme revêtement, alors que les métaux intermédiaires tels que le nickel, le zinc....etc, peuvent être utilisés pour les deux cas [6].

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 la projection.

Les principales formes qu'on peut rencontrer sur marché sont:

⊗ les fils nus massifs: ce sont des matériaux réservés aux équipements utilisant la flamme et l'arc électrique; ils sont largement diffusés dans les catégories métaux purs et les aciers. Ces types de produits sont définis par leur diamètre et leur composition chimique.

⊗ les poudres: elles sont tenues répondre à des critères plus nombreux que les fils tels que:

- la composition et la dimension des particules; sphérique, lamellaire, cubique, irrégulière ...etc,
- le type d'élaboration: électrofondu, frittée, agglomérée mélangée, enrobée...etc,
- la coulabilité,
- la densité: tassée ou non tassée,

☒ les cordons: ils permettent de conditionner les matériaux non tréfilantes et d'obtenir des produits continus qui peuvent améliorer l'utilisation des pistolets à fils.

Ce type de produit est défini par sa composition chimique et son diamètre.

☒ les baguettes: elles sont obtenues par frittage, elles permettent de conditionner des matériaux non tréfilables pour alimenter de manière discontinue des pistolets à fils.

Tous ces produits sont utilisés selon leur besoin et leur type de projection [7].

I.2.1. Choix du revêtement

Le choix d'un revêtement doit être guidé par les considérations physico-chimiques (la compatibilité, la mouillabilité, l'adhérence,...etc.) du revêtement avec le substrat, permettant de donner à la pièce certaines propriétés recherchées. Suivant les caractéristiques de la pièce désirées, on détermine le revêtement convenable selon différentes considérations. Le coefficient de dilatation thermique du substrat ne doit pas être trop différent que celui du revêtement, afin d'éviter le phénomène d'écaillage lors des opérations du chauffage et du refroidissement répétées.

Notre étude consiste à réaliser un système métal/acier réfractaire, en utilisant le procédé de la projection thermique afin de protéger le substrat contre les contraintes thermiques.

I.3. Projection thermique

Le matériau d'apport solide sous forme de poudre ou de fil (baguette) est porté à l'état liquide au moyen d'une source de chaleur appropriée (flamme ou arc), il est pulvérisé sous forme de gouttelettes au moyen d'un courant gazeux. Ce dernier peut être constitué soit par un gaz auxiliaire qui est généralement de l'air, parfois de l'argon ou de l'azote mélangé aux gaz de la combustion (flamme, oxy-gaz) ou de l'ionisation des gaz de ceux-ci (plasma).

Les gouttelettes de matière en fusion s'aplatissent lors de l'impact sur la surface rigoureuse de la pièce et se refroidissent en transmettant immédiatement leur chaleur au

substrat en commençant par le centre, point d'impact initial (figure I.2). Les particules projetées se rétractent en se solidifiant. Les couches adhèrent en premier lieu par accrochage mécanique, puis localement du fait de leurs différentes forces chimiques de liaison.

I.3.1. Projection thermique à la flamme

Il existe trois types de pistolet de projection à la flamme:

I.3.1.1. Pistolet à poudre

Le matériau à projeter est introduit soit sous forme de baguette, soit sous forme de poudre dans la flamme où il est fondu, puis projeté à grande vitesse sur la surface à revêtir.

A l'origine des appareils à baguette, on trouve le chalumeau de SHOOP dont lequel le métal est introduit sous forme d'un fil.

Les gaz les plus utilisés sont des mélanges hydrogène-oxygène, cyanogène-oxygène et surtout acétylène-oxygène qui donnent des flammes à des températures de 2600C°, 3000C° et 4700C° respectivement.

Dans le cas de la projection par pistolet à poudre, celle-ci est généralement introduite dans la flamme à travers une valve d'osseuse (figure I.2) par gravité, ou par mise en suspension préalable dans l'un des gaz porteurs qui amène la poudre dans la flamme où elle est fondue. Ensuite, elle se dépose sur le substrat sous forme d'un revêtement.

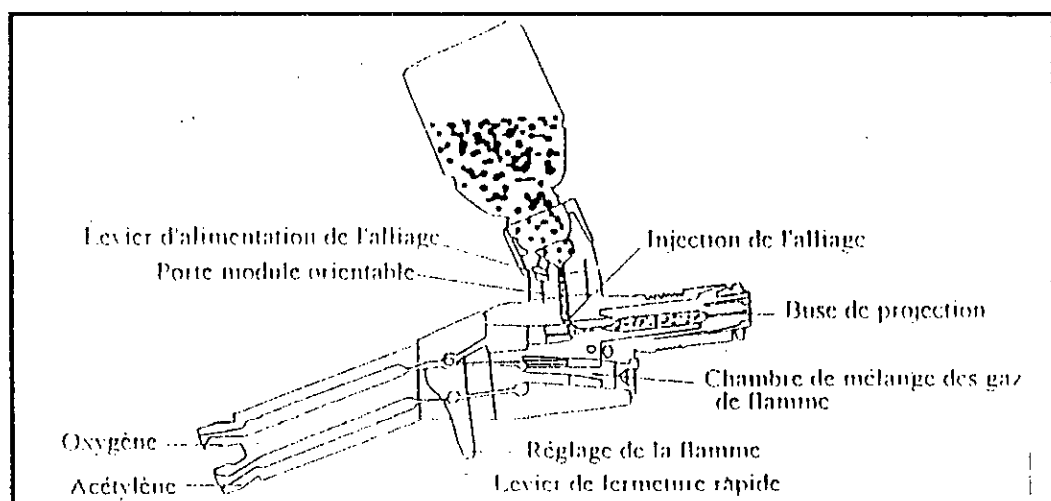


Figure I. 2: Pistolet à poudre.

I.3.1.2. Pistolet à fils

Dans le cas des pistolets à poudre, la vitesse initiale des particules est fournie par les gaz utilisés pour faire fondre les particules. Dans le cas des pistolets à fils, le mélange des fluides carburant/combustible sert uniquement à fondre les matériaux à projeter. Une fois le matériau est fondu, il est projeté violemment à l'aide d'un courant de l'air comprimé. Ce type de pistolet se compose de deux parties:

- 1) - Une partie représente le chalumeau,
- 2) - La deuxième est le mécanisme d'entraînement de fil,

Par ailleurs, cet équipement utilise les mêmes gaz que les pistolets à poudre: oxygène mélangé avec de l'acétylène, du propène plus de l'air comprimé et cela à des pressions comprises entre 3 et 5.5 bars.

L'entraînement du fil peut être effectué en deux manières:

- 1) - Entraînement par un moteur à air comprimé,
- 2) - Entraînement par un moteur électrique,

Dans tous les cas, un mouvement de rotation est assuré à l'aide de deux mollettes en serrant le fil et le poussant à travers la chambre à gaz du chalumeau.

Ce type de pistolet, projette pratiquement tous les matériaux tréfilables, métaux et leurs alliages ainsi que les matériaux céramiques sous forme des baguettes ou de cordons [8].

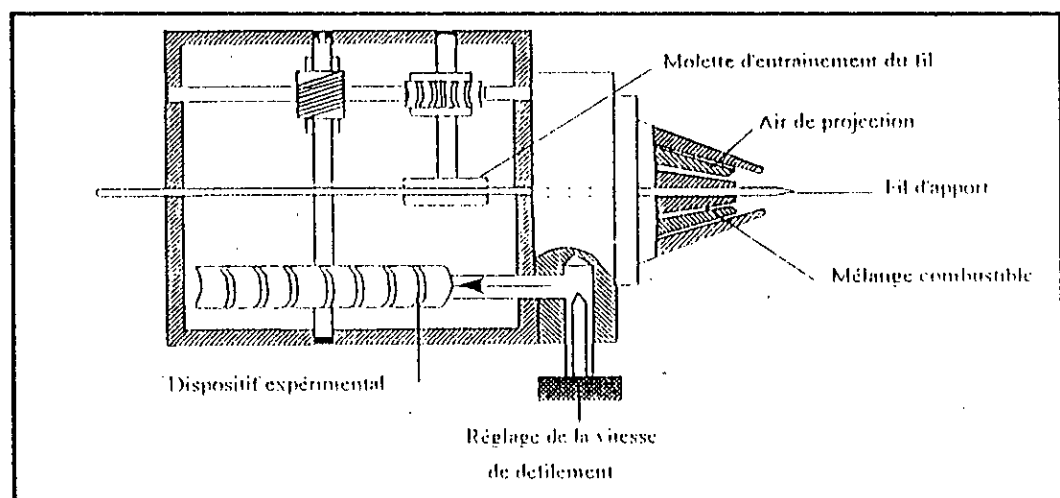


Figure I.3: Pistolet à fils

I.3.1.3. Pistolet à détonation

Le principe du canon à détonation est basé sur le contrôle de l'explosion d'un mélange de gaz plus poudre dans une chambre spéciale qui est composée généralement d'un canon (long de 100 à 150 cm avec un diamètre intérieur de 2 à 3 cm). Le canon est fermé à une extrémité et refroidi à l'eau (figure I. 4) [9].

Le pistolet est monté sur une installation automatique, il permet de projeter les particules fondues à une vitesse proche de 800 m/s, bien plus, la projection peut s'effectuer de façon discontinue en utilisant l'énergie d'onde résultante d'un mélange gazeux oxygène-acétylénique.

L'utilisation de cet équipement nous donne de meilleurs revêtements du point de vue porosité et adhérence du dépôt.

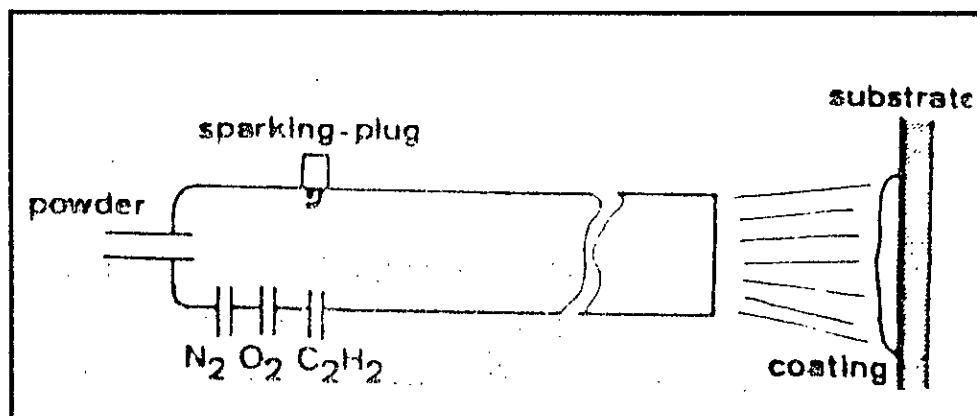


Figure I.4: Pistolet à détonation

I.3.1.4. Pistolet au plasma

Un courant de forte intensité crée un arc électrique entre deux électrodes, cet arc ionise un gaz inerte appelé gaz plasmagène (à base d'argon et d'hydrogène), afin d'éviter en particulier l'oxydation des poudres qui vont être projetées et forme ainsi le plasma. La température du plasma peut atteindre 16000C°, ce qui permet de fondre les corps les plus réfractaires (MgO, HfO₂, ThO₂...), des matériaux comme le Tungstène (W) et le Thallium (Ta), les carbures métal-liquides dont les points de fusion sont compris entre 2500 et 4100 C° et

permet également d'obtenir des vitesses de projection extrêmement élevées (200m/s). De plus, la matière du revêtement est introduite dans le plasma à l'aide d'un gaz porteur. Les particules fondues projetées sur la surface de la matrice forment des couches à des épaisseurs données. La projection au plasma a une grande importance tant sur le plan technique qu'économique de sorte, qu'elle améliore l'emploi de la flamme oxyacéthylinique. Elle permet de réaliser des revêtements d'excellente qualité en utilisant comme matériau d'apport presque toutes les matières fusibles.

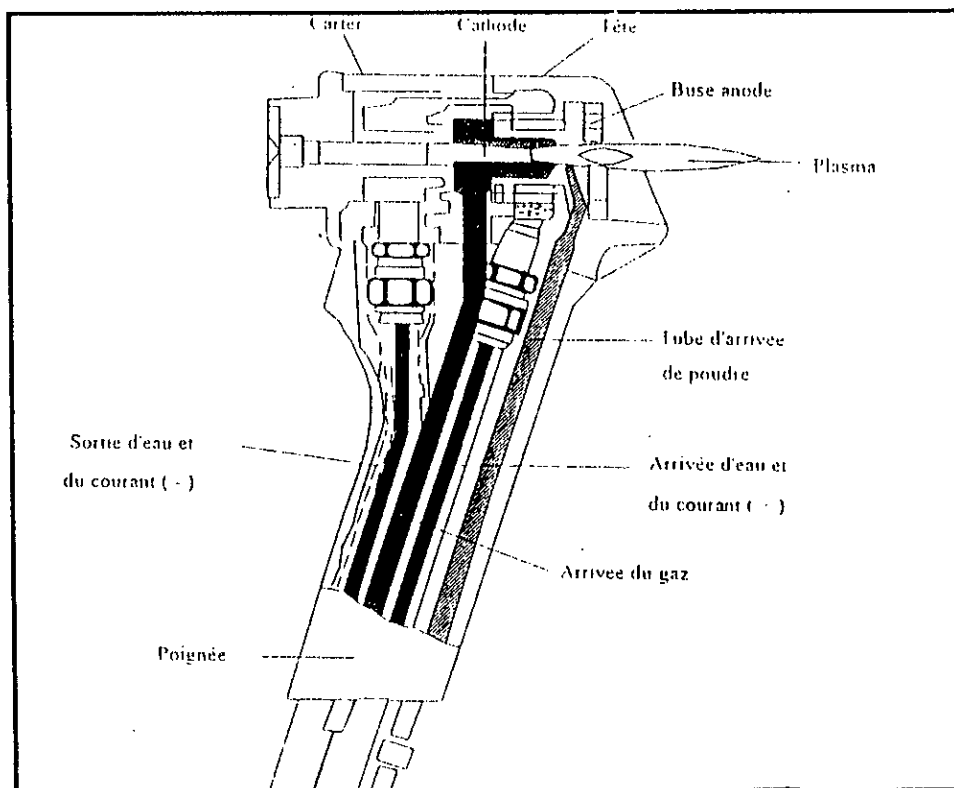


Figure I.6: Pistolet au plasma

I.4. Qualité et caractéristiques du dépôt

La qualité du revêtement, dépend pratiquement de la technique et des conditions de la projection. Au début, les particules reçoivent individuellement des flux de chaleur et une énergie cinétique avant de s'écraser. Leur écrasement dépend de leur trajectoire pour former le dépôt (figure 1.6). La particule entre en contact avec le substrat, soit à l'état liquide, soit à l'état pâteux (c'est-à-dire à la température proche de celle du point de fusion).

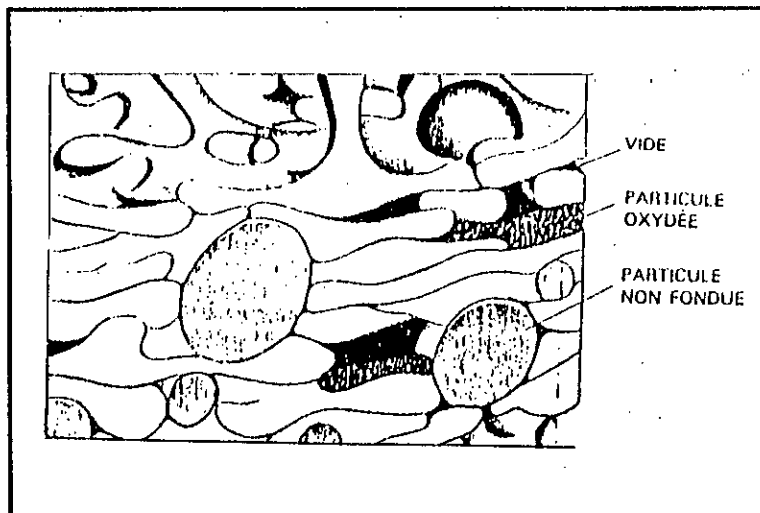


Figure I.6: Edification d'un revêtement élaboré par projection thermique.

I.4.1. Adhérence des particules

a) Adhésion

Pour minimiser la possibilité de rupture interfaciale, il est désirable d'augmenter la résistance à l'interface substrat/revêtement.

Selon des chercheurs [10-11], la précaution la plus importante est l'élimination de toute contamination en surface avant la projection thermique afin de favoriser les mécanismes d'interaction mécanique, physique et métallurgique.

La première peut être améliorée au fur et à mesure qu'on augmente la rugosité de la surface, en conséquence, l'augmentation de la surface de contact ce qui implique l'accroissement de l'énergie d'adhérence des particules projetées [11].

L'interaction physique est un mécanisme régi par l'intermédiaire des forces de Van-der-Waals, celles-ci agissent sur une distance de 5 à 10Å°, il est donc évident que la surface du substrat doit être nettement propre avant la projection.

Le mécanisme le plus avantageux est l'interaction métallurgique car, il est accompagné par la formation des composés inter-métalliques à l'interface (dépôt/substrat). Ces composés donnent une grande force de l'adhérence du revêtement et dont l'interaction se fait suivant deux processus:

1) la diffusion des atomes de la matrice vers le dépôt, ou bien, les atomes de la matière projetée vers le substrat.

2) par réaction chimique entre atomes du dépôt ainsi, ceux du substrat lorsqu'elle présente une affinité chimique mutuelle entre les atomes [12].

Cependant, il est en effet souvent nécessaire d'utiliser des couches d'accrochages pour pouvoir projeter des matériaux caractérisés par une énorme différence de coefficient de dilatation thermique et également une divergence du module d'élasticité entre le dépôt et le matériau à revêtir. N. MESRATI[13], de sa part a remarqué que le traitement de slurry coating à base du système Zn-SiO₂ est bénéfique pour augmenter l'adhérence des revêtements de céramiques (Zircone) sur un alliage d'Aluminium (AS12 à 12% de silicium). A. Ball [14], de son côté a expliqué également que la rugosification a le pouvoir d'améliorer l'accrochage mécanique du fait de l'augmentation de la surface d'adhésion, ainsi, l'utilisation des couches d'accrochages de type Ni-Al fait augmenter l'énergie d'adhésion par la formation des alliages intermédiaires. A titre d'exemple, M.C. BRADAI [15] a mis en évidence la formation des composés Cr₃C₂, Fe₃Al au niveau de l'interface du multimatériau 25CD4/Al+Ni/ 55E+65E et qui influent sur la qualité de l'adhérence.

b) Structure

Avant que la particule ne heurte la surface du substrat, elle acquiert une certaine température et une énergie cinétique élevée (500m/s en projection plasma) [16]. Lors du contact, les particules sphériques subissent une transformation physique; elles sont fondues puis refroidies avec des vitesses de refroidissement rapides en changeant leur forme et elles deviennent cylindriques. La durée de ce changement a été estimée par KUDINOV à 10⁻¹⁰ min et à 10⁻⁵ min. En outre, cette déformation a été modélisée par MADJESKI: selon l'équation I.1, elle est obtenue en négligeant les tensions superficielles et en admettant que la goutte liquide s'aplatit avant de se solidifier.

$$D/d = pvd^2/\mu \quad (I. 1)$$

où:

d: Diamètre initial de la particule [mm],

p: Densité de liquide,

μ : Viscosité de liquide [m^2/s],

v : Vitesse d'impact de la particule [m/s],

Pour réaliser la fusion des particules dans le jet de gaz, il faut prendre en compte de nombreuses variables du matériau telles que, le coefficient de transfert thermique, la conductivité thermique, ainsi que la température de fusion. Ces paramètres ont été rassemblés dans la formule de conduction thermique et l'écoulement de gaz pour donner l'équation suivante:

$$S(K \cdot \Delta T)^2 / v\mu = (C_p D)^2 / 16\rho \quad (I. 2)$$

où:

S: Distance de projection [mm],

K: Conductivité thermique [$J/m \cdot ^\circ K$],

v : Vitesse du jet de gaz [m/s],

ΔT : Variation de la température [$^\circ K$],

μ : Viscosité de jet du gaz [m^2/s],

C_p : Capacité thermique de la particule par unité de volume rapportée à la température de fusion [$J/Kg \cdot ^\circ K$],

D: Diamètre moyen de la particule [mm],

ρ : Densité de la particule,

L'équation I.2, nous informe que la durée de maintien de la particule est déterminée par la vitesse des gaz, la conductivité thermique et la distance de projection.

I.4.2. Porosité du dépôt

La porosité est une caractéristique essentielle pour le dépôt et surtout pour les revêtements anti-corrosion. Elle est aussi une qualité importante pour tous les dépôts car elle peut avoir une influence sur d'autres propriétés.

Ainsi, l'adhérence d'un revêtement pourra se dégrader au cours du temps. Ce dernier dans le cas de l'anti-usure doit présenter une porosité faible [17].

Généralement, les revêtements obtenus par projection thermique sont moins denses, leur densité est liée principalement au mode d'élaboration. Citons quatre présentations des différents cas d'apparition de la porosité [18]:

- l'effet d'ombre qui résulte du fait que les particules ont la même direction de projection au moment de la projection thermique (figure I. 7. a).

- les particules liquides, elles peuvent compenser en partie les irrégularités de la surface, mais pas complètement. Les trous étroits ne peuvent pas se remplir entièrement (figure I. 7. b).

- les empreintes des grenailles peuvent inclure de l'air ou du gaz, celles-ci de leur part entraînent la création des pores ou des défauts d'adhérence (figure I. 7. c).

- l'éclatement des particules au moment de leur écrasement sur les irrégularités de la surface préalablement sablée (figure I. 7. d).

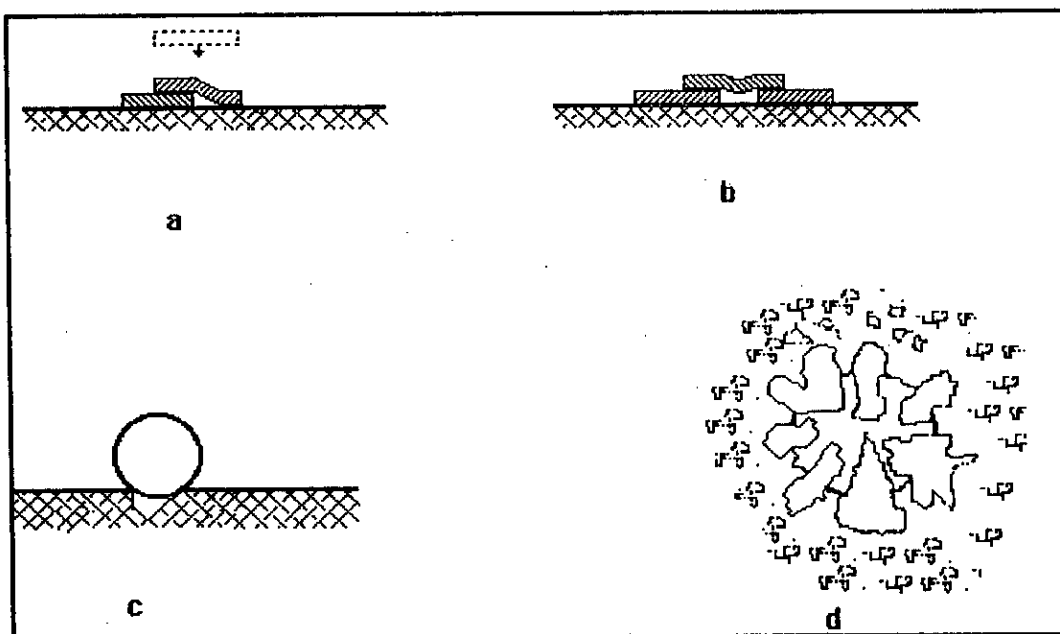


Figure I.7: Présentation des différents cas d'apparition de la porosité.

Citons également quelques facteurs tels que la forme et les dimensions des particules, la vitesse et la distance de projection. Tous ces paramètres ont une influence remarquable sur la porosité du dépôt.

Si la porosité du revêtement est bénéfique, elle peut être défavorable, dans les multi-matériaux. Prenons le cas des céramiques, celles-ci sont spécifiées pratiquement pour l'isolement des parties métalliques, qui sont exposées à de très fortes températures. D'ailleurs, le pouvoir isolant des céramiques augmente au fur et à mesure avec l'augmentation de la porosité. En plus, l'existence des pores ne fragilise pas les céramiques, au contraire, ceux-ci

jouent le rôle d'un obstacle devant la propagation des fissures qui se forment. Ce type de revêtement résiste aux contraintes mécaniques du fait, des cycles thermiques répétitifs [19].

I.4.2.1. Dureté du dépôt

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

I.4.2.2. Influence de la distance de projection thermique sur la dureté du dépôt

Avant que la particule ne heurte la surface à revêtir, elle se trouve soit à l'état liquide ou pâteux soit à l'état solide.

Si la projection est faite à l'air, il s'établit non seulement un échange de chaleur par convection entre les particules projetées et les molécules d'air, mais également une diminution de l'énergie cinétique des particules due à leur collision avec les molécules d'air. Aussi, la distance de projection est un paramètre supplémentaire à considérer.

Si la distance est trop grande, la particule se solidifie avant l'impact et cela va conduire à un non-étalement des particules, ce qui diminue la cohésion et donc la dureté du dépôt. Au contraire, si la distance est très courte, les particules ne vont pas être fondues complètement et bien plus, le substrat peut être surchauffé dès son contact avec la flamme, ce qui peut provoquer des contraintes thermiques dans le substrat et même dans le revêtement dont le résultat est le décollement de celui-ci.

On peut dire que la variation de la distance de projection permettra de changer la dureté du dépôt.

Le choix de la distance de projection est basé sur son influence sur la qualité du multi-matériau (dureté) [20].

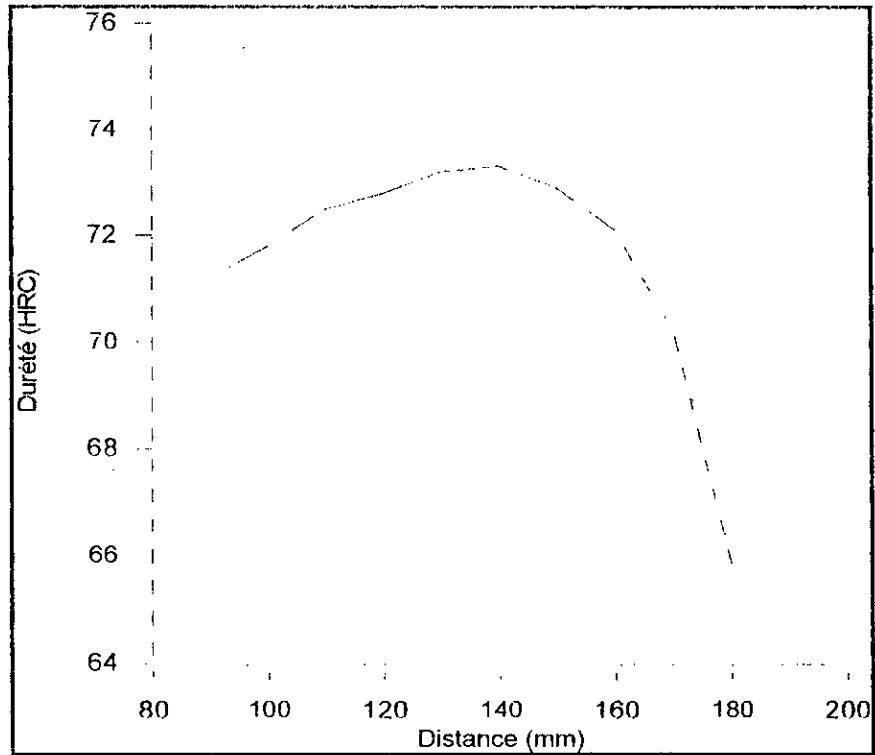


Figure 1.8: Evolution de la dureté du revêtement en fonction de la distance de projection [20].

CHAPITRE II

LES MULTIMATERIAUX

LES MULTIMATERIAUX

II.1. INTRODUCTION

L'utilisation d'une pièce dans un milieu bien particulier, nécessite le choix du matériau convenable qui doit résister aux problèmes qui peuvent survenir et qui a poussé les industries à s'orienter vers les différentes techniques de protection, en utilisant un deuxième matériau qui peut intervenir comme un élément protecteur contre l'agressivité du milieu.

Cette association, constitue une nouvelle voie de matériau métallique du fait de ses caractéristiques biens particulières. Cette famille permet en effet, d'obtenir d'une part une amélioration à l'échelle technique et d'autre part, une amélioration d'ordre économique, de sorte qu'elle permet de remplacer les produits performants et coûteux. Malgré les avantages d'un multimatériau, la réalisation de celui-ci n'allait pas sans créer des problèmes, les plus importants se sont situés à l'interface.

Plusieurs travaux [21-22] ont été effectués à ce propos pour minimiser le maximum de ces problèmes en utilisant des sous-couches d'accrochages.

II.2. Les problèmes posés par les multimatériaux

De nombreux problèmes peuvent se rencontrer au cours de la réalisation d'un multimatériau, le principal est d'ordre adhésif (au niveau de l'interface revêtement/substrat) en raison de la divergence des propriétés (mécanique, thermique et l'état de stabilité thermodynamique) entre les différents constituants du nouveau matériau.

Pour remédier à ces difficultés, il convient de connaître l'effet de l'énergie de surface et d'interface, plus particulièrement dans les procédés qui font intervenir une phase liquide à haute température soit métallique, soit à base de verre [23-24] et également dans les assemblages qui mettent en oeuvre seulement l'état solide [25].

II.2.1. Contraintes résiduelles

On appelle contraintes résiduelles, les contraintes qui existent dans une pièce, lorsque celle-ci n'est soumise à aucune action extérieure. Les causes de leur naissance sont les procédés de fabrication et de finition de telle façon, que toute déformation non uniforme génère des contraintes résiduelles à toute échelle de la structure. Ces déformations proviennent sous l'effet thermique, métallurgique et mécanique (grenailage...). Ces différents traitements introduisent à la surface des pièces des contraintes résiduelles néfastes qui vont à leur tour augmenter les contraintes de service.

Deux types de contraintes résiduelles peuvent être envisagées:
les microcontraintes à l'intérieure du grain et les macrocontraintes dans le revêtement.

a) Microcontraintes

Durant la projection thermique, les particules reçoivent individuellement des flux de chaleur et une quantité de mouvement avant de s'écraser. Quand la particule entre en contact avec le substrat, elle s'écrase sur les irrégularités de la surface de la pièce puis se solidifie. La divergence de coefficient de dilatation thermique et le module d'élasticité des particules sont à l'origine du développement des microcontraintes lors de la contraction de chaque particule au cours du refroidissement.

b) Macrocontraintes

Les divers facteurs tels que, la distribution non uniforme de la déformation, l'existence d'un gradient de température, ainsi que la divergence des caractéristiques physico-chimiques du substrat et celles du dépôt sont responsables de la régénération des macrocontraintes.

Ces deux catégories de contraintes peuvent être la cause des ruptures imprévues des pièces mécaniques notamment, les macrocontraintes qui ont une influence directe sur la résistance du matériau.

Ces contraintes sont définies généralement par la relation suivante:

$$\sigma_{th} = a.(T_m - T_c)/E \quad (II. 1)$$

où:

- a : Coefficient de dilatation thermique du matériau projeté,
- T_m: Température de fusion de la particule,
- T_c : Température initiale du substrat sur laquelle les particules s'écrasent,
- E : Module d'élasticité de la particule,

A partir de cette relation, nous pouvons conclure que:
un maintien à une durée suffisante à température moins élevée est suffisant pour réduire au maximum l'effet de contraintes internes et donc assurer l'adhérence du dépôt sur le substrat.

II.2.2. Interface liquide-solide

La compréhension des mécanismes d'adhésion ainsi que les facteurs influant sur le contact liquide-solide, nécessite le recours à la technique d'analyse des forces de surface affectant la mouillabilité du métal liquide sur le substrat solide. Cette technique est basée non seulement sur l'énergie d'interface des différentes phases (solide, liquide, gazeuse) mais également de l'angle de contact entre les phases précitées. A l'état d'équilibre (figure II.1.a) l'angle de contact est définie mathématiquement par l'équation de Young comme suit:

$$\alpha = \text{Arc cos}((\gamma_{SG} - \gamma_{SL})/\gamma_{LG}) \quad (II. 2)$$

où:

- γ_{SL} : Energie d'interface solide-liquide,
- γ_{SG} : Energie d'interface solide-gaz,
- γ_{LG} : Energie d'interface liquide-gaz,

L'énergie d'adhérence est alors définie comme suite:

$$W = \gamma_{SG} + \gamma_{LG} - \gamma_{SL} = \gamma_{LG}(1 + \cos \alpha) \quad (II. 3)$$

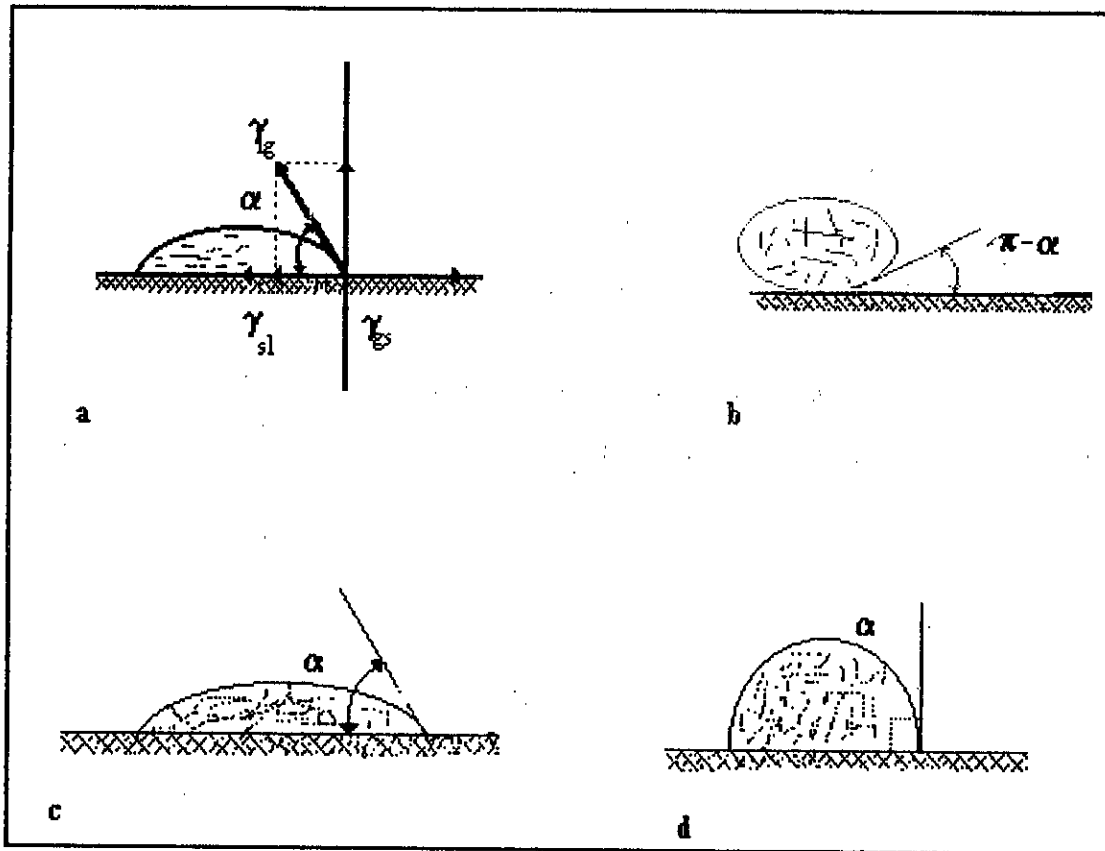


Figure II.1: Illustration du mouillage $\alpha < 90^\circ$ (c) et non mouillage $\alpha > 90^\circ$ (b).

Selon la valeur de α , nous pouvons distinguer trois cas différents:

⊗ Quand $\alpha=180^\circ$ l'énergie d'adhésion est nulle ($W = 0$), physiquement la goutte ne mouille pas la surface du substrat (figure II.1.b). Par contre, si $\alpha = 0^\circ$ on a un bon mouillage et la goutte projetée s'étend en film mince le long de la surface.

Pour des valeurs intermédiaire de α ($0 < \alpha < 180^\circ$), plus α décroît et plus l'énergie d'adhésion (W) est importante. Celle-ci est meilleure pour des faibles valeurs de α (figure II.1.c) [26].

Concernant les interfaces métal-oxyde ou bien métal-carbure, ce type de contact est caractérisé par l'angle de contact souvent supérieur à $\alpha = 90^\circ$ et une énergie d'adhésion entre métal/dépôt est inférieure à l'énergie de cohésion du métal. Il favorise généralement l'apparition des défauts (pores...) au niveau de l'interface qui à leur tour favorisent la concentration des contraintes d'origines thermiques [26].

De nombreux paramètres influent sur l'angle de contact dont l'effet du temps et de la température.

a) - L'effet du temps

Cet effet est clairement révélé par le chercheur W. BRAUN [26] qui a remarqué que l'angle de contact décroît rapidement en dessous de $\alpha = 90^\circ$ ensuite doucement jusqu'à atteindre une valeur stable. Le même phénomène a été remarqué par d'autres chercheurs dans le cas des métaux réfractaires tels que: Ti, Zr et Nb [27].

R.H. HARSH[28] et H.TOWERS [29], de leurs parts ont expliqué que cette variation est due à l'existence d'une réaction intense à l'interface puis elle tend à s'approcher de l'état d'équilibre ce qui fait varier l'angle de contact.

b) - L'effet de la température

Plusieurs chercheurs ont remarqué que l'angle de contact évolue en fonction de la température. W. WEILLER [30] à partir de son travail a conclu que l'augmentation de la température conduit à une diminution de l'angle de contact. D'autres chercheurs ont constaté également ce phénomène sur le comportement de certains matériaux tel que l'aluminium [31]. Cette amélioration en mouillabilité peut être attribuée à l'activation de la diffusion des éléments du liquide dans le substrat et la diminution de l'énergie d'adhésion ce qui confirme l'évolution (angle de contact) citée précédemment.

II.2.2. Interface solide-solide

Si la technique d'analyse des forces interfacielles est applicable dans le type d'interface solide-liquide, son application à l'interface solide-solide peut causer une difficulté conceptuelle tant au plan microscopique que macroscopique en raison de la très faible mobilité des atomes et des défauts.

Les caractéristiques des atomes au niveau de l'interface ressemblent à ceux qui existent en volume (cas de joint de macule) par contre, les atomes de surface peuvent conserver leurs comportements et leurs caractéristiques lorsque l'interface est constituée de deux surfaces

accollées avec des forces d'adhésion négligeables.

II.3. Modes de croissance et structure de l'interface

Trois modes de croissance peuvent se former à partir de deux solide A et B. Ils sont classés dans le tableau II.1 avec leurs principaux types d'interface qui peuvent se produire.

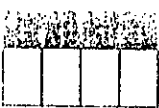
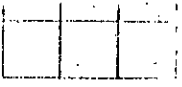
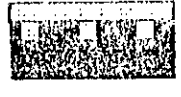

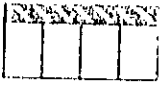
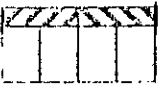
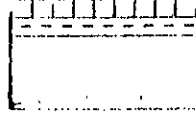


Mode de croissance	Nature de l'interface	
	Interface abrupte	Interface avec couche intermédiaire Interface interactive
<p>Type Frank et Van Der MARWE (couche par couche)</p>  <p>$\alpha \approx 0$ $\alpha \neq 0$ $\beta \geq 2\gamma_d$</p>	<p>Croissance épitaxiale adaptation parfaite des réseaux</p> 	<p>Couche intermédiaire avec interdiffusion ou formation d'un composé.</p> 
<p>Type Volmer Weber, nucléation et croissance de cristallites</p>  <p>$\alpha \neq 0$ $\beta < 2\gamma_d$</p>	<p>Croissance épitaxiale de cristallites tridimensionnels jusqu'à coalescence. Sans ou avec joints de grains et avec adaptation pseudomorphe ou dislocations interfaciales</p>  <p>Ou bien:</p> 	<p>Filme non homogène latéralement, présence de joints de grains dislocations.</p> 
<p>Type Stranski-Krastanov, formation d'une monocouche suivie d'une nucléation.</p>  <p>$\alpha \neq 0$ $\beta > 2\gamma_d$</p>	<p>Croissance épitaxiale de cristallites tridimensionnels en adaptation grâce à la première couche.</p> 	<p>Persistance de la première couche adsorbée, d'où formation d'un film épitaxial en adaptation pseudomorphique. Sinon retour au cas précédent.</p>

Tableau II.1: Mode de croissance classiques et les types d'interfaces qui peuvent induire lors du dépôt d'un film de métal sur un isolant.

La différence entre les trois modes de croissance est due non seulement à la divergence paramétrique entre la maille cristallographique du dépôt et celle du substrat, mais également, aux valeurs respectives de l'énergie de surface de la phase condensée γ_d et de l'énergie d'adhésion.

$$\gamma = \gamma_s + \gamma_d - \gamma_i$$

où: γ_s et γ_i sont respectivement l'énergie de surface du substrat et l'énergie de l'interface dépôt/ substrat.

CHAPITRE III

FATIGUE AUX HAUTES TEMPERATURES

FATIGUE AUX HAUTES TEMPERATURE

La complexité de l'étude de l'endommagement en particulier aux hautes températures revient principalement, à la présence de nombreux phénomènes qui ne peuvent généralement pas se dissocier, comme le frottement, l'usure et la chaleur. Ces derniers peuvent apparaître en même temps en surface du matériau en service (exemple: disques et les tambours de frein).

Si la théorie classique de l'endommagement est capable d'étudier la dégradation des matériaux isotropes métalliques ou non métalliques (céramiques...etc.), celle-ci reste insuffisante dans le cas d'un multimatériau (matériau anisotrope) où l'endommagement peut intervenir soit par rupture fragile ou ductile dans le dépôt et également dans l'interface soit par rupture ductile dans le substrat.

III.1. Phénomènes de dégradation des matériaux aux hautes températures

III.1.1. Oxydation à haute température

Dans de nombreuses applications à haute température, l'oxydation est le paramètre à prendre en considération, du fait qu'elle résulte au niveau de l'interface métal/gaz (oxygène ou d'autres gaz susceptibles à réagir chimiquement avec le métal), en produisant une couche d'oxyde (M_xO_y) en surface. L'oxyde formé à son tour subit une germination et croissance dont la conséquence est la perte de matière au niveau de la surface du métal. Ceci entraîne également des problèmes de tenue en service à des températures nettement supérieures à la température ordinaire.

Dans certains cas, la corrosion se traduit non seulement par la formation d'une couche superficielle, mais aussi par la diffusion des éléments agressifs de petite dimension atomique à travers les joints de grains du matériau. Ces derniers l'affaiblissent et le rendent moins capable de supporter les cycles thermiques. Généralement, l'oxydation tendra à se localiser

préférentiellement aux joints de grains, aux joints de macles et également dans les bandes de glissement où l'énergie de surface est importante [32]. Cependant, ces oxydes peuvent produire des pré-fissurations qui vont par la suite réduire de façon sensible la durée de vie du matériau [33].

III.1.2. Fluage

En générale, pour les métaux et leurs alliages, le fluage ne se manifeste de façon sensible que pour des températures supérieures à $0.5T_f$ (T_f : Température de fusion, exprimée en K°).

Dans le domaine plastique, les effets combinés des forces appliquées et de la température sur un matériau cristallin ductile, conduisent généralement au phénomène de fluage. Celui-ci, se traduit par l'établissement d'un équilibre dynamique entre deux processus en jeu simultanément: la consolidation et l'adoucissement.

Sachant que, les dislocations peuvent se déplacer sous l'effet des contraintes, lorsque la concentration de ces dernières atteint la cission maximale (cission résolut critique CR). Elles se multiplient jusqu'à la cessation de la déformation plastique; c'est le phénomène de consolidation.

Lors de l'évolution de la température, un retour aux propriétés initiales s'établit et également une structure plus stable de telle façon qu'elle favorise les mécanismes de restauration par annihilation mutuelle de dislocations de signe opposé. Le réarrangement de celles-ci, s'effectue par glissement et montée: c'est le processus d'adoucissement.

III.1.3. Changement métallurgique

Le phénomène de transformation métallurgique qui se produit à l'intérieur du matériau et également au niveau de l'interface (multicouches) conduit dans la plupart des cas à la faiblesse du matériau en service. Ceci, s'explique par la formation d'une nouvelle configuration de structure qui peut favoriser l'endommagement au cours du cyclage thermique, pourvu que, la température maximale de cycle soit supérieure ou égale à la température critique de

transformation. Il s'accompagne de cette transformation une variation de volume et également une modification du coefficient de dilatation thermique, sachant que, ce dernier dépend de la température même en l'absence de la transformation dans le matériau. La figure III.1 représente la courbe dilatométrique d'un acier inoxydable austénitique 18/10. Elle est toute positive et parfaitement réversible.

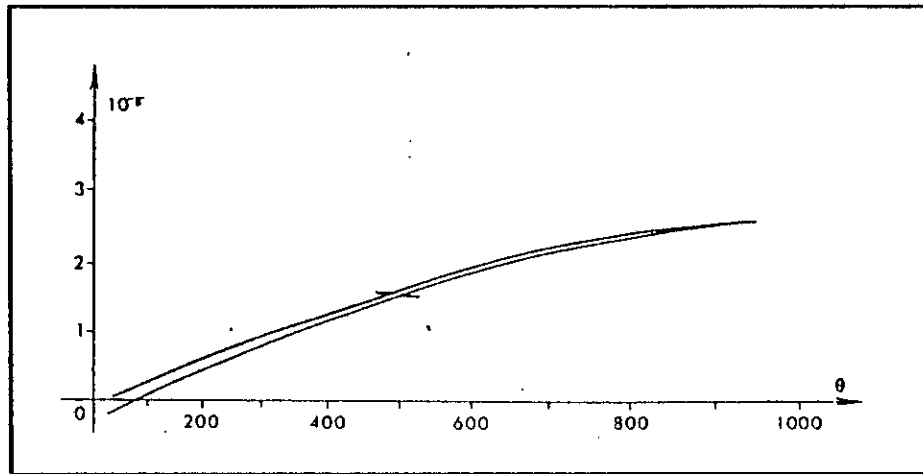


Figure III.1: Evolution du coefficient de dilatation thermique d'un acier inoxydable austénitique avec la température[34].

En plus des transformations diffusionnelles et allotropiques ou martensitiques, d'autres changements métallurgiques peuvent aussi se produire dans des pièces qui subissent des frottements (augmentation de la température): c'est le cas de la transformation martensitique particulièrement bien connue dans les aciers, mise en évidence aussi bien dans le cas des aciers inoxydables [35] que pour les aciers faiblement alliés [36]. Lorsque les produits de la transformation sont stables (précipités), la transformation s'effectue par fraction au cours de chaque cycle et elle devient totale après un certain nombre de cycles plus ou moins élevés.

En outre, des phénomènes volumiques tels que la recristallisation peuvent se produire également lors des cycles thermiques du fait que dans de nombreux matériaux, la température de recristallisation est facile à atteindre (aluminium, cuivre...) [37- 38].

L'effet nuisible de ce phénomène sera évité, si la variation de la température sera uniforme dans toute la pièce et si celle-ci est entièrement libre.

III.2. Fatigue thermique

La faiblesse d'un matériau sous l'effet de la température est un phénomène qui a été décrit par de nombreux chercheurs, comme D. SPERA [39]: la fatigue thermique est la détérioration progressive et éventuellement la fissuration des matériaux subissant des échauffements et des refroidissements alternés lorsque leur dilatation thermique est entièrement ou partiellement empêchée.

D. MIANNY [40] a défini la fatigue thermique comme problème de fissuration progressive des matériaux soumis à des variations cycliques des températures.

En outre, lorsque la fissure apparaît (dès les premiers cycles de la fatigue), celle-ci est alors appelée choc thermique .

Dans ces deux premières définitions, nous retrouvons à la fois les notions de variation lente et brutale de température. S. MANSON [41] a constaté que lors de la variation rapide de la température, toute la pièce est portée à température uniforme (non-existence du gradient thermique entre les différents points de la pièce), puis elle est immergée brutalement dans un milieu à plus basse température. Par contre, lors de la fatigue thermique, il existe toujours un gradient de température entre la surface et les autres sous-couches internes de la pièce, cela est dû à un temps de maintien à haute température relativement court.

III.2.1. Mécanismes de la fatigue thermique

Lorsque une pièce subit des alternances du chauffage puis refroidissement entre deux limites de températures bien déterminées, il se développe des contraintes d'ordre thermique. Celles-ci peuvent atteindre des valeurs importantes qui provoquent des déformations plastiques locales.

Le diagramme de déformation-contrainte (figure III.2) traduit les phénomènes réels en présence qui sont responsables de l'endommagement des pièces.

Au début (point O), supposant que la pièce est à l'état d'équilibre structurale. Lors du chauffage, la couche superficielle tend à se dilater alors que le coeur plus froid s'oppose à cette dilatation en appliquant des contraintes de compressions. Cette couche se déforme alors élastiquement suivi d'un écoulement plastique qui commence en A et se termine au point figuratif F. Par contre, au cours du refroidissement (parcours FG), les couches externes de la pièce tendent à se contracter, ce qui provoque des contraintes élastiques. Au point G, la déformation n'est pas nulle. Lorsque la température reprend sa valeur initiale, il se produit alors une déformation plastique de compression figurée par EG. C'est à ce moment que la déformation disparaît mais une contrainte de traction résiduelle subsiste.

Après quelques cycles, la courbe contrainte-déformation peut se stabiliser sur une boucle qui pratiquement ne changera pas. L'énergie dissipée au cours de cette hystérésis finira par une rupture de fatigue.

Si les gradients de température ne sont pas suffisants pour provoquer un écoulement plastique du matériau, dans ce cas, les cycles de fatigue thermique restent alors dans le domaine élastique du matériau.

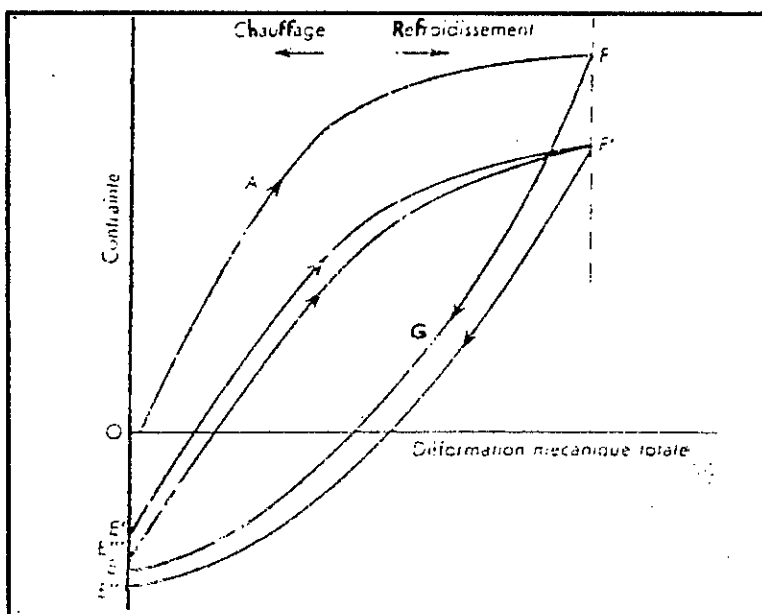


Figure III.2: Courbe schématique contrainte-déformation pour plusieurs cycles thermiques [41].

III.3. Fatigue aux températures élevées

La chaleur crée principalement des contraintes d'ordre thermique dans les matériaux qui doivent travailler aux hautes températures (tableau III.1) [42].

La plupart des pièces en service aux températures trop élevées sont soumises à une superposition de contraintes d'origine thermique, de contraintes mécaniques et à l'influence de l'environnement. Bien plus, l'aptitude des contraintes thermiques dépend non seulement du gradient de température, mais également des caractéristiques physico-chimiques et mécaniques du matériau utilisé, ce qui rend l'étude de la fatigue thermique relativement complexe.

La modification rapide de la température superficielle, engendre un gradient thermique entre ses différentes couches qui provoque l'apparition de contraintes thermiques superficielles, qui vont à leur tour causer des déformations plastiques locales qui conduisent à l'amorçage et à la propagation des fissures.

Généralement, l'endommagement qui apparaît est appelé fatigue thermique, il se traduit de façon visible par des fissurations.

Composant	Matériau	Température maximale
Lingotières	acier coulé	>800°C
Laminoirs	acier coulé / forgé	500-900°C
Carcasse du compresseur	acier inox vieilli	400°C
Disque du compresseur	superalliage Ni	400°C
Chambre de combustion	superalliage Ni	>500°C
Disque de turbine	superalliage Ni	<700°C
Aube de turbine	superalliage Ni	900-1100°C

Tableau III.1: Composants d'une machine fonctionnant à haute température [43].

La fatigue aux hautes températures peut être divisée en deux parties principales [44]:

- ⇒ fatigue isotherme (cycles de traction/ compression imposés à température constante),
- ⇒ fatigue anisotherme (variation simultanée de la déformation et de la température) comme le montre la figure III.3.

Une multitude d'essais sont utilisés actuellement pour l'étude de cette dernière, ils sont regroupés en deux types:

- ⊗ Essais de fatigue thermique (TF) où la variation de la température est la seule à l'origine de l'endommagement des matériaux (génération de contraintes internes d'ordre thermique).
- ⊗ Les essais de fatigue thermo-mécanique (TMF) dont les contraintes externes sont imposées par une machine d'essais servo-contrôlé dont le fonctionnement se fait indépendamment de la variation de la température.

La différence entre ces deux méthodes nous donne le pouvoir de distinguer aisément l'origine de contraintes générées dans bien des pièces, mais ce n'est pas toujours le cas d'autant plus qu'il existe des pièces réelles (aubes de turbine, les pistons, les soupapes, les laminoirs à chaud, tambour du freins...etc.). Elles sont généralement soumises à des contraintes internes d'ordre thermique superposées aux contraintes externes d'origine mécanique. Dans ce cas, il est impossible de différencier l'endommagement par fatigue anisotherme (TF ou TMF). Le plus correct serait de dire que la pièce se dégrade par un processus de fatigue thermique et mécanique [45].

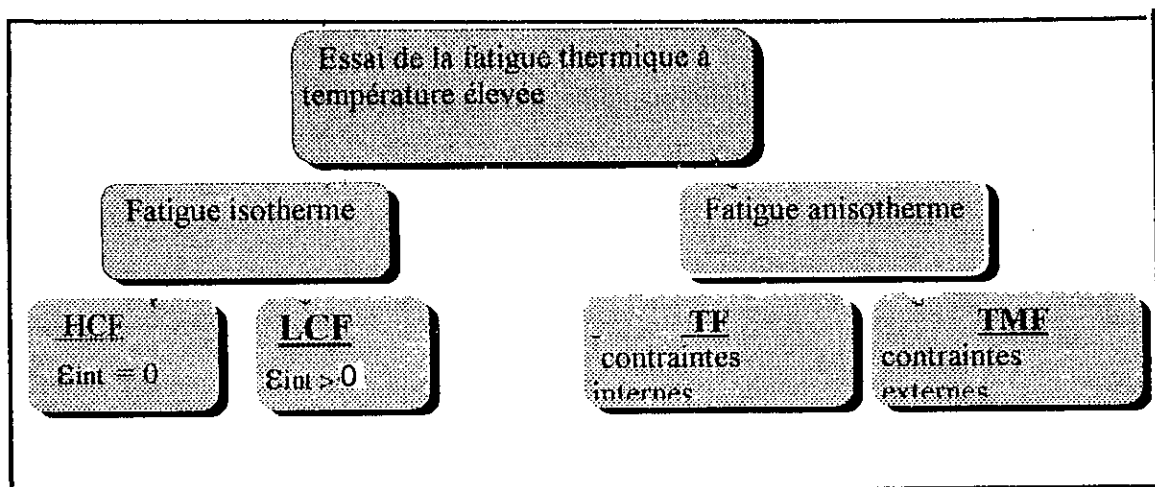


Figure III.3 : Classement des méthodes d'essai de fatigue aux températures élevées [45].

Prenons comme exemple une roue de locomotive; celle-ci doit non seulement supporter le poids de la locomotive mais également agir en tant que surface de freinage (frottement et usure).

Dans ce dernier cas, la périphérie peut atteindre 540C° avant que la température au centre ne soit élevée de façon appréciable. De même, dans une hélice de turbine, la dilatation de la périphérie portée à température élevée est empêchée par la partie centrale massive plus froide. La périphérie de la roue s'écoule donc plastiquement pendant le chauffage du fait de contraintes de compression et elle subit des contraintes résiduelles de traction. Pendant le refroidissement, des fissures apparaissent sur les bords et elles provoquent finalement la rupture totale de la roue.

Enfin, l'intérêt primordial des deux méthodes précitées est de souligner leur importance dans le domaine de la science des matériaux. Cependant, elles nous permettent de poursuivre les mécanismes d'amorçage et la propagation des fissures sous l'effet d'un gradient thermique [46].

III.4. Contraintes thermiques

Lorsqu'une pièce est soumise à des variations de température, elle peut avoir des variations dimensionnelles, souvent cela conduit à une légère distorsion du réseau cristallin.

En effet, si la pièce est totalement libre, elle tendrait à se dilater puis se contracter respectivement lors du chauffage et du refroidissement.

Le fait d'empêcher sa dilatation ou sa contraction, il se développe des contraintes d'ordre thermique. Dans certains cas, ces contraintes peuvent atteindre des valeurs suffisamment élevées, par suit, elles engendrent des déformations plastiques locales qui se traduisent de façon visible par des fissurations qui éventuellement provoquent la rupture.

Plusieurs facteurs influent sur l'amplitude de contrainte thermique, parmi eux la vitesse de chauffage et celle de refroidissement, les propriétés thermiques du matériau (conductivité, chaleur spécifique,...etc.) ainsi que les facteurs géométriques de la pièce .

Deux catégories de contraintes thermiques peuvent se développer au cours du cyclage de température.

III.4.1. Contraintes d'origine thermique

Ce type de contraintes, résulte au fur et à mesure qu'on augmente le volume spécifique des couches superficielles sous l'effet de la température. C'est le cas de la trempe normale qui

provoque un durcissement plus fort en surface que dans le coeur de la pièce. Ces contraintes peuvent apparaître même en l'absence d'un gradient de température, c'est le cas où :

- 1- des forces extérieures empêchent la dilatation de la pièce,
- 2- la structure est constituée de plusieurs matériaux ayant des coefficients de dilatation thermiques différents,
- 3- une hétérogénéité existe dans la microstructure du matériau.

F. KREITH [47] a établi une relation de l'accroissement relatif (ϵ) d'un élément de longueur l_0 lorsqu'il est libre de se dilater ou se contracter. Quand cet élément subit une variation de température ($\Delta\theta$), la déformation plastique sera:

$$\epsilon = a.\Delta L/l_0 = a.\Delta\theta \quad (\text{III.1})$$

où:

- ϵ : Déformation plastique,
- a : Coefficient de dilatation thermique du matériau,
- ΔL : Variation différentielle de longueur,
- l_0 : Longueur initiale de l'éprouvette,
- $\Delta\theta$: Variation de la température.

Cependant, si l'élément n'est pas totalement libre de se dilater ou de se contracter, dans ce cas des contraintes de traction apparaissent, elles sont données par la loi de HOOK généralisée:

$$\Delta\sigma_{\theta} = \frac{a.E\Delta L}{(1-\nu)l_0} \quad (\text{III.2})$$

où :

- ν : Coefficient de poisson du matériau relatif à la géométrie de la pièce.

Pour une pièce de géométrie quelconque [48]:

$$\sigma = \frac{a.E.\Delta T.s}{1-\mu} \quad (\text{III.3})$$

où :

s : Facteur de forme,

III.4.2. Contraintes dues au gradient thermique

Au cours du cycle thermique, la pièce est soumise à une température T_1 puis, elle est immergée dans un milieu porté à une température T_2 . Dans le cas de la trempe banale (choc thermique), les contraintes sont souvent plus élevées, elles peuvent produire des fissures en surface de la pièce du fait que le gradient de température est important.

On peut calculer la valeur de la contrainte thermique au niveau de la surface, en utilisant la température moyenne (T_{moy}) en chaque point de la pièce.

$$\sigma_1 = -E.a.(T-T_{moy}) / (1-\mu) \quad (\text{III. 4})$$

La contrainte due à la variation de température de T_1 et T_2 :

$$\sigma_2 = -E.a.(T_1 - T_2) / (1-\mu) \quad (\text{III. 5})$$

La contrainte réduite pour avoir une approche globale des mécanismes s'exprime par :

$$\sigma^* = \sigma_1 / \sigma_2 = (T_{moy} - T) / (T_2 - T_1) \quad (\text{III. 6})$$

L'échange thermique entre la pièce et le milieu dépend du coefficient de transfert de chaleur, de la diffusivité thermique du matériau et également de la conductivité thermique. Cette dernière varie inversement avec le gradient de température. Dans un écoulement de chaleur unidimensionnel à travers un matériau isotrope, la conductivité thermique s'exprime par la relation:

$$K = - Q . 1 / (dT / dx) \quad (\text{III. 7})$$

où:

K: Conductivité thermique,

Q: Flux thermique,

dT/dx: Gradient thermique,

Il faut noter également que la composition chimique a une influence remarquable sur la conductivité thermique à savoir que les éléments d'addition tels que le tungstène et le molybdène abaissent considérablement la conductivité thermique des alliages métalliques. Quant au module d'élasticité, il est souhaitable qu'il soit le plus faible que possible, car un module d'élasticité élevé implique des contraintes élevées. N'oublions pas également le rôle important du coefficient de dilatation thermique ($\alpha = \epsilon/\Delta T$) sur la résistance aux sollicitations thermiques. Cependant, plus la dilatation thermique est importante, plus le taux de déformation thermique est considérable et plus la résistance en fatigue thermique est réduite.

La vitesse de formation des gradients thermiques est aussi un facteur assez important du fait de son influence sur la nature du cycle thermique, cela est établi par la seconde loi de fourrier dans le cas où, le gradient de température ne serait pas stable (dT/dx différent de zéro).

$$dT/dt = (K/\rho C_p).dT/dx \quad (\text{III.8})$$

où

ρ : Masse spécifique du matériau,

C_p : Capacité calorifique du matériau.

Le terme entre parenthèse, représente la cinétique à laquelle une onde plane se propage de manière unidimensionnelle à travers un matériau conducteur isotrope. Il dépend de la conductivité thermique.

III.4.2.1. Influence de la vitesse du chauffage et du refroidissement

La variation rapide de la température que ce soit en chauffage ou en refroidissement, peut modifier de façon sensible le nombre de cycles amenant la rupture, de telle façon qu'elle peut provoquer des gradients thermiques assez importants qui vont à leur tour entraîner l'endommagement de la pièce.

la vitesse de refroidissement qui a un rôle majeur en fatigue thermique est influencée par la nature du milieu de refroidissement. Elle peut également jouer un rôle défavorable en provoquant une modification des caractéristiques mécaniques. Alors, on a toujours intérêt à éviter des échauffements et des refroidissements rapides.

III.4.2.2. Influence du temps de maintien

Le temps de maintien aux hautes températures peut modifier sensiblement le nombre de cycles responsables de la rupture. Les effets de fluage et métallurgiques peuvent avoir lieu si le matériau est maintenu lent à température élevée.

Une multitude de tentatives ont été déjà faites à ce propos et on peut citer celle de L.F.COFFIN [49] sur l'acier inoxydable de type Z6CNNb 18-10. Cet auteur a fait varier le temps de maintien (8, 18, 60 et 180 secondes) à température minimale et maximale du cycle constantes ($T_{\min} = 200\text{C}^\circ$, $T_{\max} = 500\text{C}^\circ$). Il a constaté que l'augmentation du temps de maintien diminue le nombre de cycle amenant à la rupture comme le montre la figure III.4.

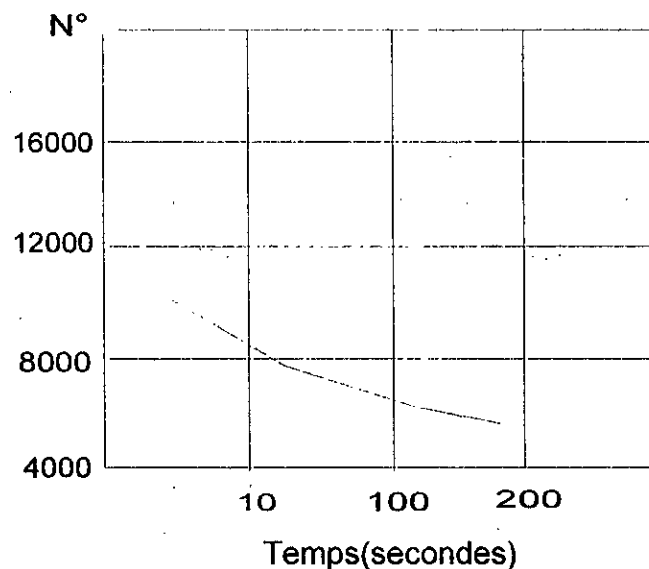


Figure III.4: Influence du temps de maintien sur l'acier inoxydable de type Z6NNb 18-10 cyclé entre 200 et 500°C [49].

Les travaux de S. KAWAMOTO, S. MANSON et H. GLENNY [50] ont confirmé l'effet négatif du temps de maintien à chaud sur la durée de vie des pièces. D'après ces chercheurs, cet effet est dû probablement au phénomène de relaxation des contraintes thermiques.

III.4.2.3. Influence de la température maximale

Si la température maximale du cycle thermique augmente suffisamment (tenant la température minimale constante), les propriétés métallurgiques dépendant de la température seront modifiées. De son côté, L.F. COFFIN [51] a constaté qu'à partir d'une température

maximale du cycle (T_{max}), un léger changement de la température ($T > T_{max}$) du cycle réduit l'endurance du matériau suite à une précipitation qui le rend fragile. En conséquence, le matériau est devenu éventuellement incapable de supporter la faible déformation plastique.

III.5. Mécanismes de rupture par fatigue thermique

L'endommagement par fatigue thermique est défini comme la modification des propriétés physiques sous l'application répétée de cycles thermiques. Il conduit à la rupture sous l'effet d'une concentration de contraintes thermiques biaxiales qui se développent en surface de la pièce et même à l'interface substrat/revêtement, ce qui rend l'étude de l'interface très importante surtout dans le domaine de la fatigue des multimatériaux (métal/substrat). Au cours d'un cyclage thermique répété, on peut avoir un décollement du revêtement.

III.5.1. Amorçage des fissures

Plusieurs paramètres peuvent favoriser l'amorçage de fissures de fatigue thermique: l'existence des inclusions due généralement au mode d'élaboration (généralement plus fragiles que le matériau). Celles-ci rendent le matériau incapable de supporter la déformation thermique imposée.

En outre, l'état géométrique de la pièce, présente souvent un potentiel d'amorçage non négligeable. Le traitement mécanique peut également introduire des contraintes résiduelles de tension ou provoque des modifications structurales importantes [52]. D'ailleurs, l'environnement joue aussi un rôle important tant au stade de l'amorçage qu'à celui de la propagation. D. LEROY [53], a nettement montré son importance en jouant sur la composition du milieu du refroidissement.

En plus, l'interface **inclusion-matrice** peut subir une séparation et créer à son tour une source supplémentaire pour l'amorçage des fissures.

III.5.2. Propagation des fissures

Au cours de la propagation, les fissures s'amorcent tout d'abord dans les bandes de glissement (cas des matériaux purs) et peuvent apparaître au sein des cristaux favorablement

orientés vis-à-vis de la sollicitation. Des microfissures superficielles se propagent suivant les plans de glissements sous l'effet de contraintes planes. Lors du franchissement des joints de grains, les fissures tendent à s'orienter et progresser dans un plan perpendiculaire à la direction de la contrainte appliquée.

Les fissures suivent un trajet souvent transgranulaire et leur cinétique de propagation est d'autant plus grande que le matériau aura tendance à s'adoucir. Ce phénomène est observé dans plusieurs cas [54].

III.6. Rupture interfaciale des multimatériaux

Pour pouvoir étudier la rupture adhésive ou cohésive des solides, il faut dans un premier temps savoir les paramètres de surface qui interviennent dans la rupture. Effectivement, la force nécessaire pour séparer deux solides en contact ou pour rompre un solide, dépend non seulement des forces d'adhésion qui lient les deux solides ou des forces qui assurent sa cohésion, mais aussi d'autres paramètres tels que la géométrie de l'échantillon, la vitesse de séparation et également les contraintes résiduelles en présence.

Du point de vue thermodynamique, une surface est caractérisée par son énergie superficielle et une interface par son énergie d'adhésion.

La rupture interfaciale se produit lorsque l'énergie d'adhérence du revêtement sur le substrat est dépassée. Les multimatériaux et notamment ceux réalisés par projection thermique présentent un problème majeur situé au niveau de l'interface (milieu hétérogène). Ce type de multimatériaux a un comportement lié au type de mode de rupture. En effet, la rupture peut intervenir en provoquant:

- 1) une décohésion intergranulaire ou par clivage (rupture en volume) que ce soit au substrat ou bien au dépôt.
- 2) une rupture adhésive si l'énergie de rupture de l'interface est inférieure à celle de l'un des deux constituants du multimatériau.
- 3) une propagation mixte: dans certains cas, la fissure dans l'interface peut être déviée dans l'un ou l'autre des matériaux massifs, c'est le cas d'un multimatériau (fragile/ductile). Sachant que, la rupture dans le matériau fragile suit généralement le mode d'ouverture (mode

I). Tandis que, dans le matériau ductile la rupture se produit par cisaillement des plans de glissements (mode II). En conséquence, la rupture de ce type de multimatériau est caractérisée par la présence simultanée dans la plupart des cas d'un mode mixte du fait de l'énorme différence entre les propriétés élastiques des deux matériaux.

Dans un tel mode de dégradation, les contraintes normales et de cisaillement agissent en même temps à l'avant du front de la fissure induisant des déplacements à la fois en ouverture et en cisaillement.

Des études récentes ont montré que c'est la proportion de déplacement en cisaillement qui détermine le processus de rupture. Elle agit d'une part sur l'énergie de rupture et d'autre part sur le choix du milieu de propagation de la fissure. L'information en grande partie est contenue dans l'angle Ψ ($\Psi = \cotg(v/u)$) qui mesure la quantité relative d'ouverture et de cisaillement dans le milieu le plus proche du front de la fissure (figure III.5).

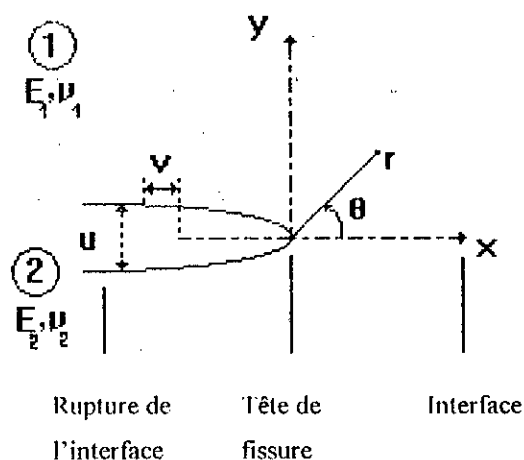


Figure III.5: Rupture de l'interface d'un bimatériau [54].

Lorsqu'on doit tenir compte uniquement de l'effet de la température (c'est-à-dire l'absence des contraintes externes d'origines mécaniques), une variation de température ΔT provoquera une déformation longitudinale et transversale de l'ensemble substrat/ revêtement.

Les caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des antagonistes en particulier la dilatation thermique étant différents ($E_1, \nu_1 \dots, E_2, \nu_2 \dots$) pour les cycles thermiques appliqués nous allons obtenir des changements dimensionnels différents pour les composants du multimatériau (figure III.6).

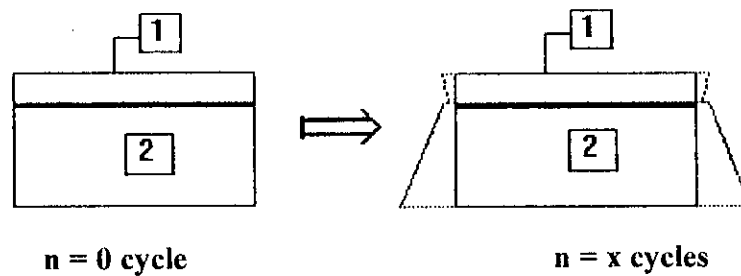


Figure III.6: Variation en volume d'un composite ayant subi de cycles thermiques.

1- Revêtement

2- Substrat

CHAPITRE IV
TECHNIQUES EXPERIMENTALES

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

IV.1. INTRODUCTION

Pour étudier la tenue en fatigue thermique de l'interface du matériau composite 35CD4/55E+65E, nous avons réalisé un dispositif de fatigue thermique pour tester nos éprouvettes et élaborer le bimatériau 35CD4/55E+65E par projection thermique. Ce dernier a été réalisé à l'entreprise « Algérie métallisation » spécialisée dans la rénovation et la récupération des pièces usées.

Les échantillons ont subi une préparation préliminaire avant de recevoir le dépôt. Après les essais de chauffage et de refroidissement, les échantillons ont été caractérisés en effectuant des tests non destructifs (radiographie, ultra-sons) et des observations métallographiques par microscopie optique. Ces analyses ont été complétées par la diffraction des rayons X et des tests de la microdureté en focalisant notre attention sur le comportement de l'interface vis à vis du cyclage thermique.

IV.2. Réalisation du dispositif de fatigue thermique

La première réalisation d'un dispositif de fatigue anisotherme a été faite en 1960. Des modifications ont été proposées par L.F. COFFIN [55] qui a suggéré l'évolution des différentes conditions de sollicitations thermo-mécaniques.

En 1961, S. TAIRAN, M. OHNAMI et H. MINATA [56] ont modifié le dispositif de Coffin pour effectuer des essais en présence d'une contrainte moyenne de traction. M. KAWAMOTO et AL [57] en 1963, ont développé une machine d'essais de traction qui fonctionne indépendamment du cycle de température.

D'autres chercheurs (1967), se sont intéressés à l'étude de l'endommagement dans des conditions très proches à des conditions réelles. Pour ce faire, ils ont essayé de développer le dispositif précédant.

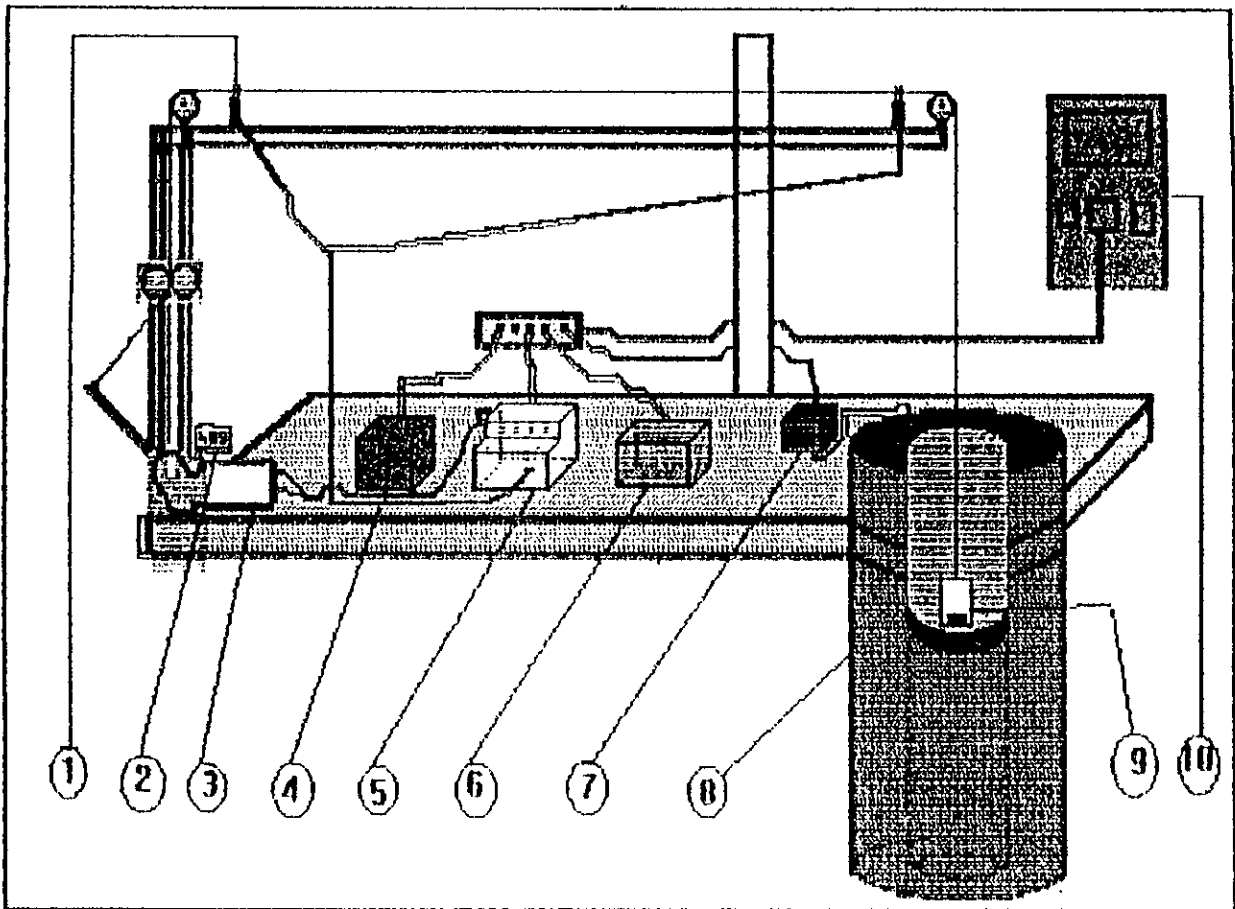
En ce qui nous concerne et pour le besoin de nos essais de cyclage thermique, nous avons réalisé un système mécanique automatique nous permettant de suivre le comportement de l'interface élaborée vis-à-vis des sollicitations thermiques. La température et le temps de maintien du cycle sont commandés respectivement par un régulateur de la température et un temporisateur.

Ce mécanisme comporte les accessoires suivants :

- ⊗ un support a été fait par soudage des cornières métalliques qui nous sert à fixer les différentes parties du dispositif,
- ⊗ un four électrique tubulaire dont le système de chauffage s'est fait par résistance électrique (effet de joule) connecté avec un bloc de puissance,
- ⊗ un moteur électrique à courant continu (12v, 3A) qui permet d'effectuer des cycles (chauffage et refroidissement),
- ⊗ un transformateur lié avec un redresseur du courant,
- ⊗ un temporisateur,
- ⊗ un régulateur de température,
- ⊗ un thermocouple type K, placé au milieu du four.

La connexion entre ces différents éléments est assurée par des fils électriques souples. Le tout est alimenté par une source à courant alternatif (220V, 50 HZ) comme le montre la figure IV.1.

Différents temps de maintien (1, 5, 10, 20, 30 et 60 minutes) ont été considérés pour optimiser les cycles de chauffage et de refroidissement.



- | | |
|----------------------|------------------------------|
| 1- Switch | 6- Régulateur de température |
| 2- Compteur | 7- Bloc de puissance |
| 3- Moteur électrique | 8- Four électrique |
| 4- Transformateur | 9- Porte échantillon |
| 5- Temporisateur | 10- Source électrique |

Figure IV. 1 : Dispositif utilisé en fatigue thermique

IV.3. Elaboration du multimatériau 55E+65E/35CD4

IV.3.1. Substrat

Le substrat utilisé est un acier faiblement allié de nuance 35CD4, il fait partie de la famille des aciers de construction mécanique dont le choix a été motivé surtout par son utilisation importante dans l'industrie algérienne. Les éprouvettes sont tirées d'un barreau cylindrique (diamètre de 25mm) coupées sous forme de disques de 5mm d'épaisseur (figure. IV.2).

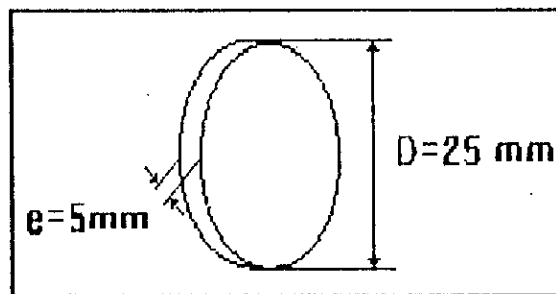


Figure IV.2 : Dimensions de l'éprouvette étudiée.

L'analyse chimique du matériau a été faite à l'aide d'un spectromètre type DV4. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau IV.1.

Éléments	C	Cr	Mo	Mn	Si	Ni	S
composition % en masse	0.332	1.136	0.155	0.855	0.327	0.091	0.024

Tableau IV.1 : Composition chimique du substrat

L'acier avant son utilisation doit présenter certaines caractéristiques physiques et mécaniques (Tableaux IV.2 et IV.3), ce qui nécessite des traitements de trempe et revenu.

Température (C°)	100	200	300	400	500	600
Coefficient de dilatation thermique $\alpha \times 10^{-6}$ [1/K°] entre 20C° et	---	---	13.6	---	14.3	14.7
Conductivité thermique [W/mK°]	---	---	39	---	---	33.5

Tableau IV.2: Propriétés physiques de l'alliage 35CD4 [58].

Traitement thermique		Caractéristiques mécaniques					
Trempe	Revenu	R0.002 min		R		A%(min)	K à+20 min DaJ/cm ²
H: Huile		N/mm ²	Kgf/mm ²	N/mm ²	Kgf/mm ²	L0= 5d	
H850	550	930	95	1080-1320	110- 135	10	5

Tableau IV. 3: Caractéristiques mécaniques de l'acier 35CD4 [59].

L'étude métallographique abordée suit les étapes suivantes:

- 1- les échantillons ont subi un polissage en utilisant une série de papiers abrasifs allant de 120 jusqu'à 1000 gain/cm². La finition a été faite par la pâte diamanté 6µm.
- 2- l'attaque chimique par le Nital (95% alcool éthylique et 5% acide Nitrique) pendant près de 10 secondes.

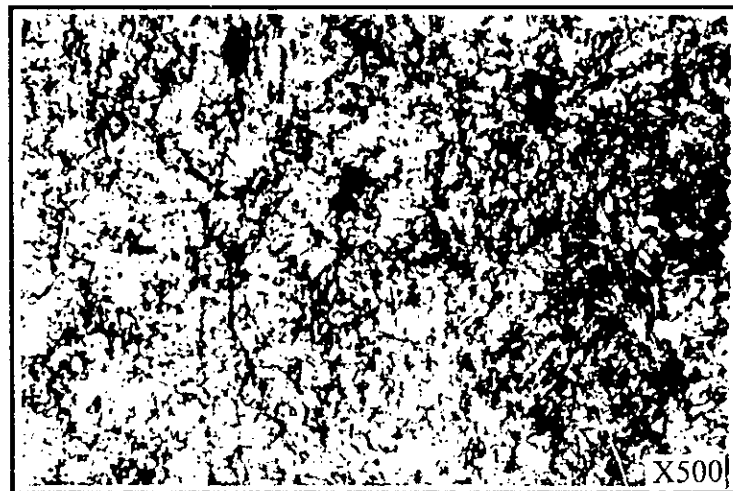


Figure IV.4 : micrographie optique de l'alliage 35CD4.

La protection de l'alliage étudié a été assurée par le dépôt composite acier chrome-manganèse+acier inoxydable réalisé par projection thermique. La mise en oeuvre de celle-ci nécessite une certaine préparation préliminaire de nos échantillons.

Nous avons effectué le **grenailage**: c'est le traitement mécanique le plus utilisé dans l'industrie algérienne en particulier dans les domaines où les pièces sont sollicitées en fatigue thermique ou mécanique. Il consiste à cribler la surface à revêtir par un jet de particules métalliques plus dures ayant la forme de billes de diamètre variant de 0.3 à 2.4 mm. Il permet d'obtenir une surface du substrat rugueuse, prête à recevoir le dépôt. Ce type de traitement est

recommandé généralement pour les dépôts métalliques épais qui ont des caractéristiques physiques, notamment, le coefficient de dilatation thermique proche de celui du substrat.

- Élimination de toutes les traces des corps étrangers (oxyde, huile, graisse...) sur la surface grenillée pour que, la couche superficielle soit chimiquement active.

Le perthograph illustré par la figure IV.5 révèle le profil de rugosité de la surface d'un échantillon (substrat) grenillé. Il est obtenu à l'aide d'un perthomètre (rugosimètre) dont son palpeur se déplace à une vitesse constante selon une trajectoire horizontale. Cet appareil permet également d'afficher simultanément les paramètres suivants:

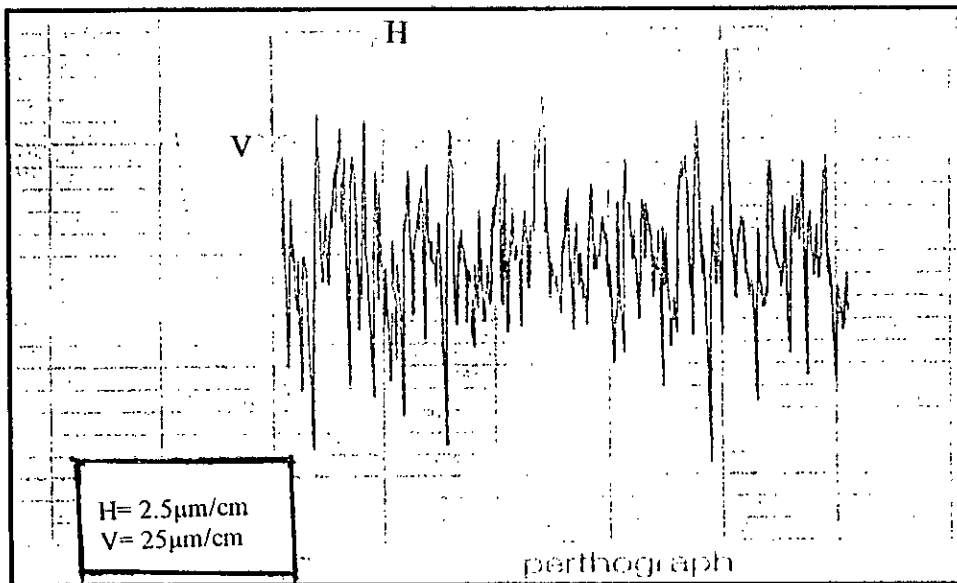


Figure IV.5: Profil de rugosité de la surface préparée

$R_a = 10.8$

$R_t = 93.4$

$R_{max} = 94.5$

$L_t = 15 \text{ mm}$

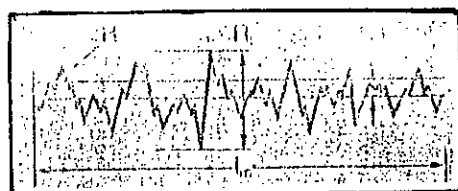
$R_z = 72.9$

$\lambda = 2.5$

$R_p = 44.9$

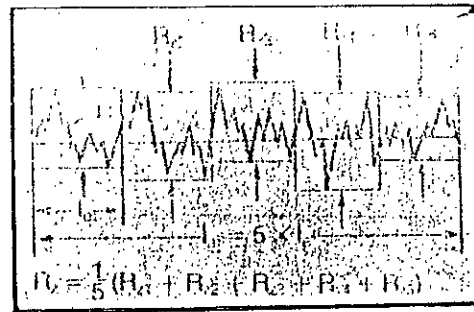
- R_a : la valeur moyenne arithmétique de toutes les valeurs du profil de rugosité sur la longueur d'évaluation l_m ,

$$R_a = \frac{1}{l_m} \int |Y| \cdot dx$$



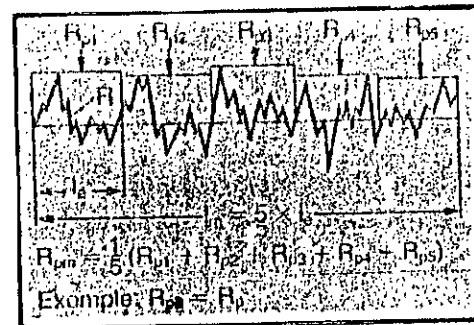
- R_{max} : c'est la plus importante rugosité isolée à l'intérieur de la longueur d'évaluation l_m .

- R_Z : la moyenne des profondeurs de rugosité de 5 zones d'évaluations successives l_s .



- R_p : la plus grande valeur relevée sur la longueur d'évaluation l_m .

- λ : valeur moyenne arithmétique de longueur d'onde en fonction de leur amplitude.



- L_t : distance parcourue par le palpeur pendant un cycle de mesure.

Le revêtement utilisé fait partie de la famille des aciers réfractaires, il est obtenu par la projection simultanée de deux fils dont l'un en **acier chrome-manganèse (65E)** et l'autre en **acier inoxydable 18/5 (55E)**. L'équipement utilisé est un pistolet de type **SPRAY 234**. Cet appareil utilise l'arc électrique comme source d'énergie dont l'utilisation se fait aussi bien manuellement que mécaniquement (figure IV.6). Il produit des revêtements de haute qualité.

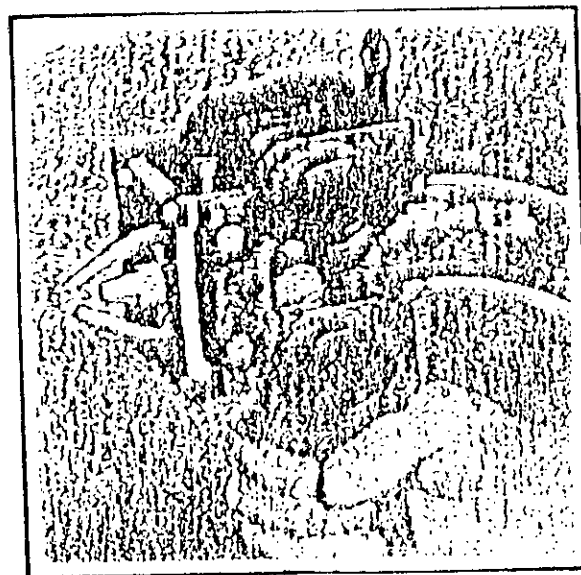


Figure IV.6: Pistolet à deux fils.

IV.3.2. Paramètres de projection

Nous avons utilisé les paramètres déjà optimisés sachant que nous travaillons dans les mêmes conditions (Tableaux IV.4 et IV.5).

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

Tableau IV.4: Paramètres de la projection thermique.

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

Tableau IV.5: Conditions de projection thermique.

L'analyse du revêtement par EDAX a donné la composition chimique suivante:

Eléments	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Co
Compositions % en masse	86.26	8.53	3.37	0.22	0.88	0.34	0.07

Tableau IV.6 : Compositions chimique du revêtement [59].

D'après la composition chimique du dépôt obtenue par EDAX, il apparaît que ce type de matériau (55E+65E) appartient à l'ensemble des aciers inoxydables et cette composition converge vers la nuance **Z3CND12-4** [60].

Où:

$$C\% < 0.2\%$$

$$2\% < Ni < 4\%$$

$$12\% \leq Cr \leq 18\%$$

Ce type d'alliage est caractérisé par les propriétés physiques données par le tableau IV.7.

Températures (C°)	20	100	200	300	400	500	600
Coefficients de dilatation thermique $\alpha \times 10^{-6}$ [1/K°] entre 20C° et	10.4	10.5	10.9	11.3	11.6	11.8
conductivité thermique à 20C°. [W/mK°]	25						
Capacité thermique massique à 20C°. [j/Kg.K°]	430						
Résistivité électrique à 20C° [Ωmm ² /m]	0.6						

Tableau IV.7: Propriétés physiques de l'acier inoxydable Z3CND12-4 [60].

La micrographie optique du dépôt a été prise après avoir découpé transversalement l'ensemble substrat /revêtement en suivant les préparations suscitées.

IV.4. Caractérisation par la technique des ultra-sons

L'appareil à ultra-sons que nous avons exploité est composé d'un oscillateur d'une fréquence de 0.5 à 12 mégacycles/seconde. L'énergie produite par l'oscillateur est transformée en vibration mécanique par un quartz piézoélectrique (figure IV.7) dont la taille du quartz récepteur est la même que celle de l'émetteur.

La fréquence des ondes ultra-sonores émises dépend à la fois du cristal (quartz) et de la fréquence du générateur électrique d'impulsion. La tension de modulation est obtenue à l'aide d'un amplificateur d'écho.

Dans le cas du sondage par échos, à chaque départ, le palpeur émet une pulsation d'oscillation ultra-sonore brève (quelque micro-seconde) traduite sur l'écran par un pic D (figure IV.8). La pulsation ultra-sonore dirigée suivant l'axe de projection, se propage dans la pièce à sonder à la vitesse du son et se réfléchit sur un défaut éventuel et également sur les extrémités de la pièce.

La distance $l = DF$, représente sur l'écran la longueur de la pièce L . L'apparition d'un écho intermédiaire tel que E , $l' = DE$ traduit l'existence d'un défaut dans la pièce situé sur l'axe du palpeur à la distance réelle de celle-ci.

$$d = L \cdot l'/l$$

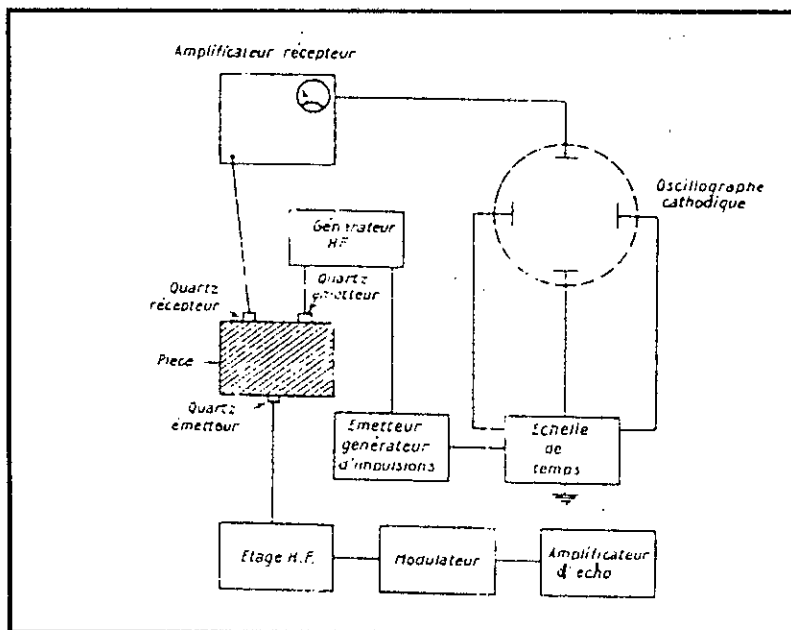


Figure IV.7: Schéma du montage d'un émetteur- récepteur d'ultra-sons [61].

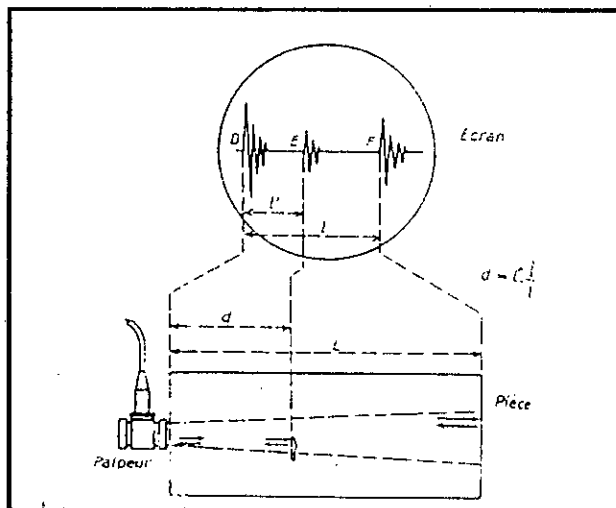


Figure IV.8: Sondage ultra-sonore par écho [61].

IV.5. CARACTERISATIONS PHYSICO-CHIMIQUES DU MATERIAU COMPOSITE E55+E65/ 35CD4

VI.5.1. Conditions et paramètres adoptés pour les essais de cyclages thermiques

Notre démarche consiste d'abord à tracer l'évolution de la température sur un échantillon pendant l'opération du chauffage et du refroidissement. A cet effet, nous avons fixé solidement un thermocouple au centre de l'une des surfaces d'échantillon pour minimiser l'effet de bord. La tête du thermocouple est protégée par des petites pièces en céramique et ce dernier est connecté directement à un régulateur de température alimenté par une source de courant alternatif.

L'évolution du temps de chauffage ou de refroidissement est mesurée à l'aide d'un chronomètre.

Après plusieurs essais, on a pu tracer les courbes $T(^{\circ}\text{C})=f(t)$ (figure IV.8, IV.9).

Où:

T: température ($^{\circ}\text{C}$)

t : temps en secondes.

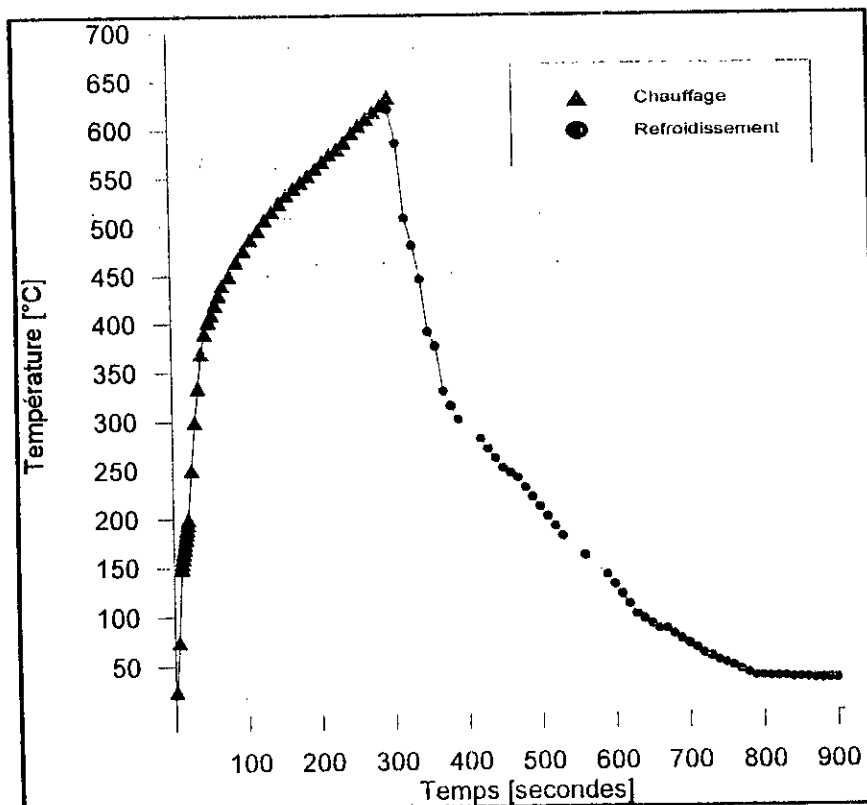


Figure IV.9: Evolution de la température en fonction du temps.

Les échantillons sont maintenus pendant un temps $t_1 = 5 \text{ min}$ à la température maximale $T_{\max} = 620^\circ\text{C}$ dans le four, puis refroidis à l'air jusqu'à $T_{\min} = 33 \text{ à } 37^\circ\text{C}$ pendant un temps $t_2 = 10 \text{ min}$. La durée et la température du cycle sont commandées respectivement par un temporisateur et un régulateur de température.

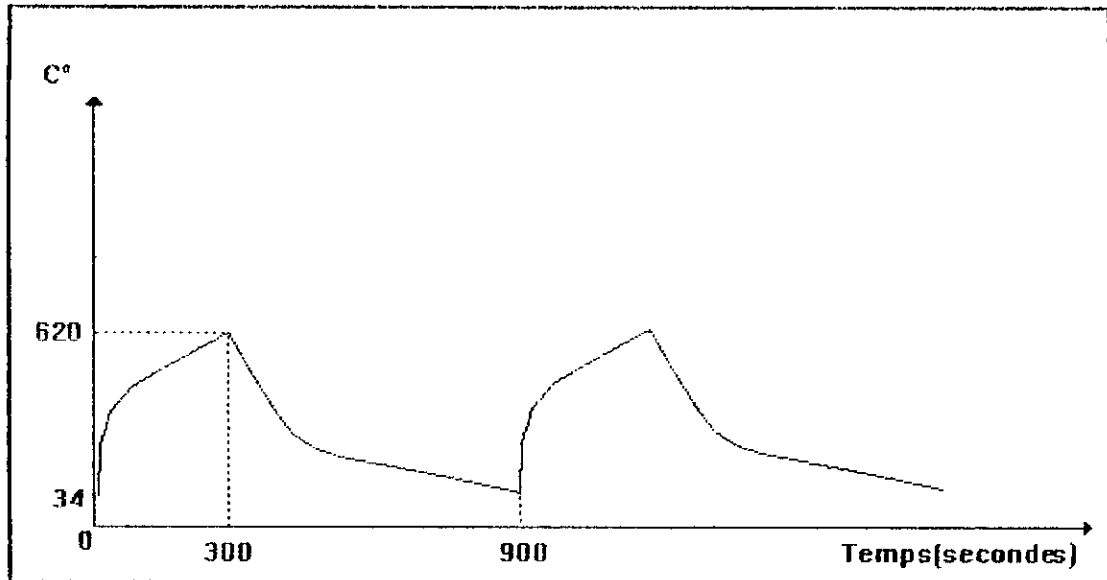


Figure IV .10: Paramètres et cycles thermiques

Soulignons, qu'avant de commencer les essais de cyclage thermique et afin d'éliminer le rôle des contraintes résiduelles dues à la projection thermique, nos échantillons ont subi un recuit de détente permettant de diminuer la concentration des contraintes résiduelles. Ce dernier consiste à effectuer un revenu à 300°C pendant deux heures suivi d'un refroidissement lent. Ce traitement permettant d'abaisser la concentration des contraintes résiduelles en diminuant les sites qui sont responsables au blocage des dislocations, par suite d'amorçage de fissures causant la rupture du matériau.

D'ailleurs, le choix de la température et le temps de maintien du cycle ont été guidés par les considérations suivantes: la première a été choisie de façon à ne marquer aucun changement métallurgique au substrat, en se basant sur le diagramme TTT (TTT: temps, température et transformation) et la technique de la dilatation différentielle concernant l'alliage 35CD4. Alors que, le temps de maintien au cours du chauffage ou du refroidissement est déterminé après plusieurs essais.

IV.5.2. Analyse par radiographie et ultra-sons

Des tests par radiographie ont été effectués au niveau de l'interface de nos échantillons. L'observation latérale de l'échantillon (figure IV.11), montre un écaillage du revêtement au niveau de l'interface. Ce défaut représente l'existence d'une discontinuité de la matière. La profondeur du décollement augmente avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques. Par contre, L'examen de la surface du revêtement n'a révélé aucun décollement de celui-ci pour différents échantillons étudiés (figure IV.12).

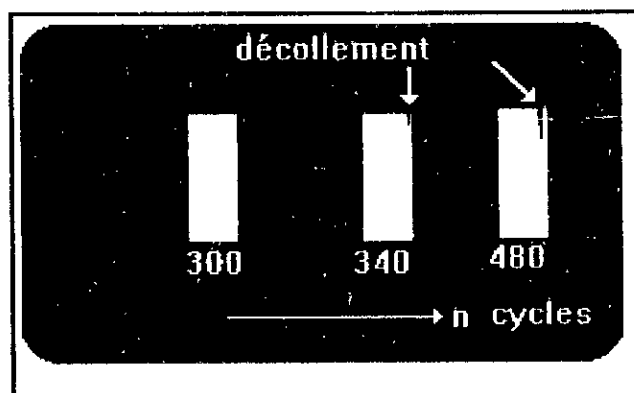


Figure IV.11: Examen latéral du composite 35CD4/E55+E65 par radiographie.

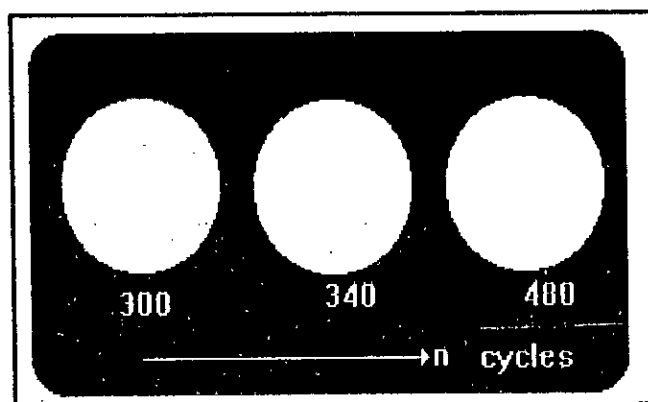
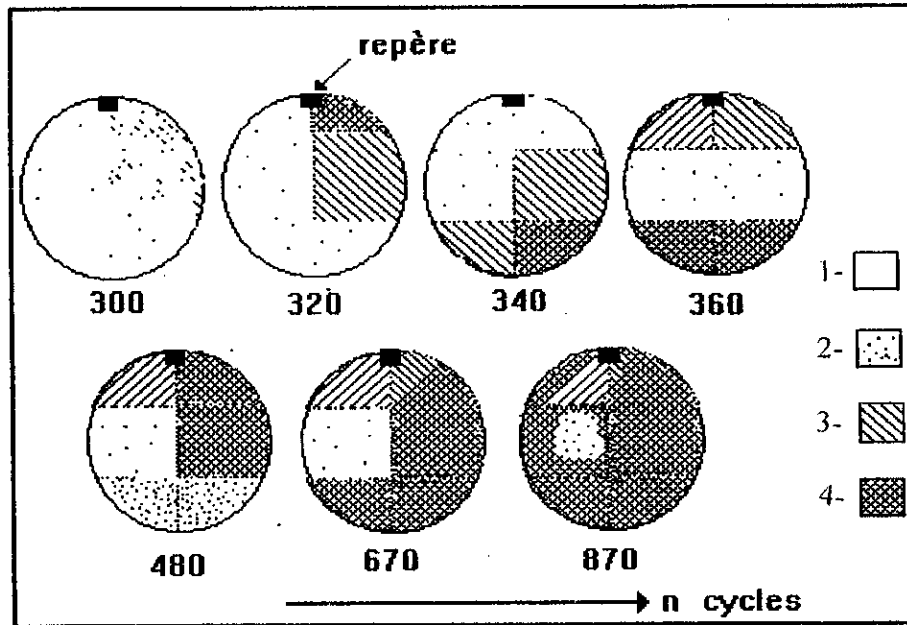


Figure IV.12: Examen de la surface du dépôt par radiographie.

Le test effectué par la technique des pulsations ultra-sonores permet de limiter et d'évaluer la surface décollée au niveau de l'interface (revêtement/substrat) des échantillons étudiés. Les résultats obtenus sont illustrés par la figure IV.13.



- 1- Bonne adhérence (l'absence des échos de défauts).
- 2- Atténuation de l'adhérence (faible intensité des échos de défauts).
- 3- Mauvaise adhérence (intensité moyenne des échos de défauts).
- 4- Très mauvaise adhérence (forte intensité des échos de défauts).

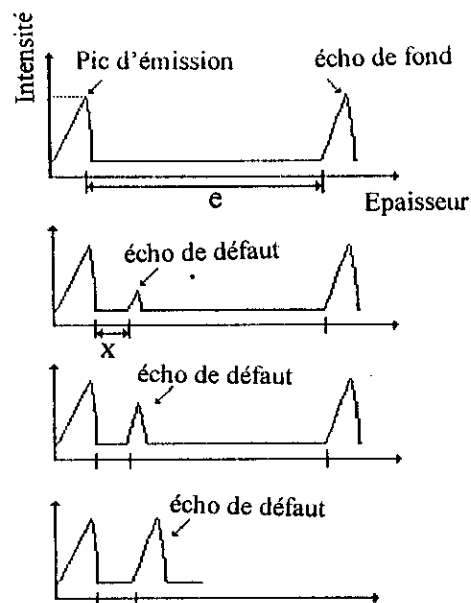


Figure IV.13: Evaluation de la surface décollée en fonction du nombre de cycles thermiques

Ces résultats nous ont permis de tracer le taux de la surface décollée en fonction du nombre de cycles. L'évolution de ce facteur comporte trois périodes différentes (figure IV.14).

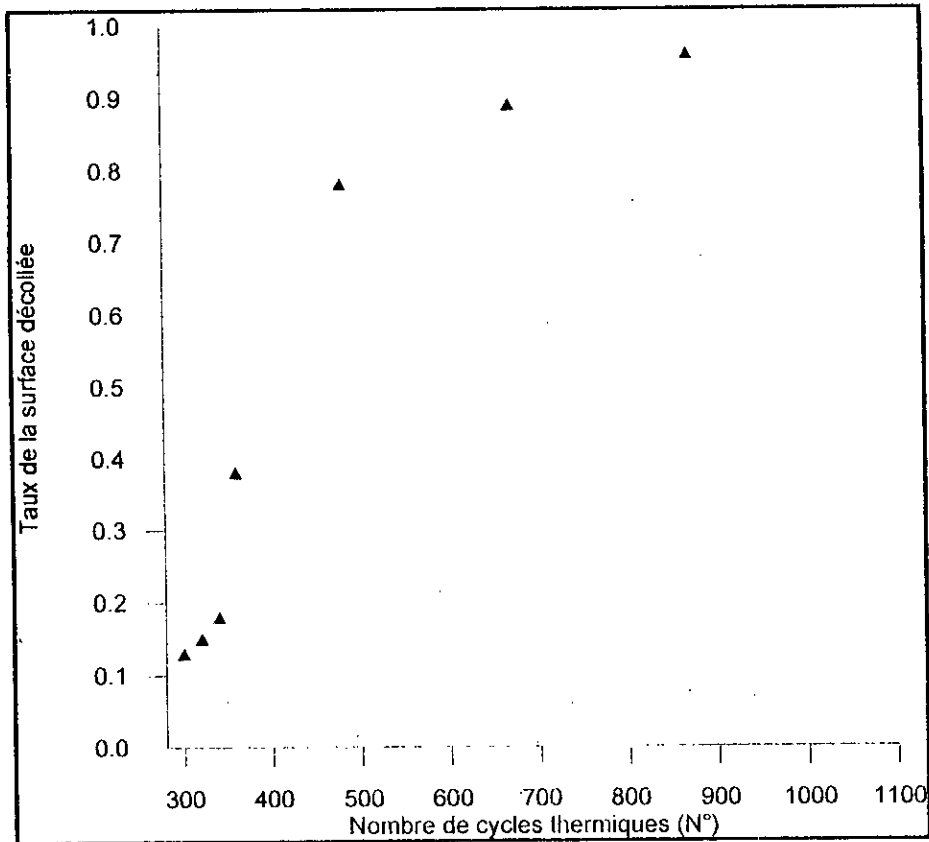


Figure IV.14: Evolution du taux de la surface décollée en fonction du nombre de cycles

Par atténuation accentuée de l'adhérence, commence la première période. Avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques, on remarque une mauvaise adhérence pour l'échantillon ayant subi les premiers 320 cycles thermiques. A partir de ce moment, on note une augmentation considérable de la surface arrachée au fur et à mesure que le nombre de cycles thermiques croît jusqu'aux 670 cycles. Cette augmentation rapide est due probablement à une différence importante de la valeur du coefficient de dilatation thermique entre le substrat et le revêtement.

A 870 cycles, on note la séparation totale du dépôt par rapport au substrat.

IV.5.3. Analyse micrographique du matériau composite 55E+65E/35CD4

Des observations par la microscopie optique ont été effectuées suivant une coupe transversale du composite 55E+65E/35CD4. Les figures IV.15 et IV.16 révèlent une structure lamellaire des dépôts élaborés par projection thermique et ferrito-perlitique à grains fins pour le substrat.

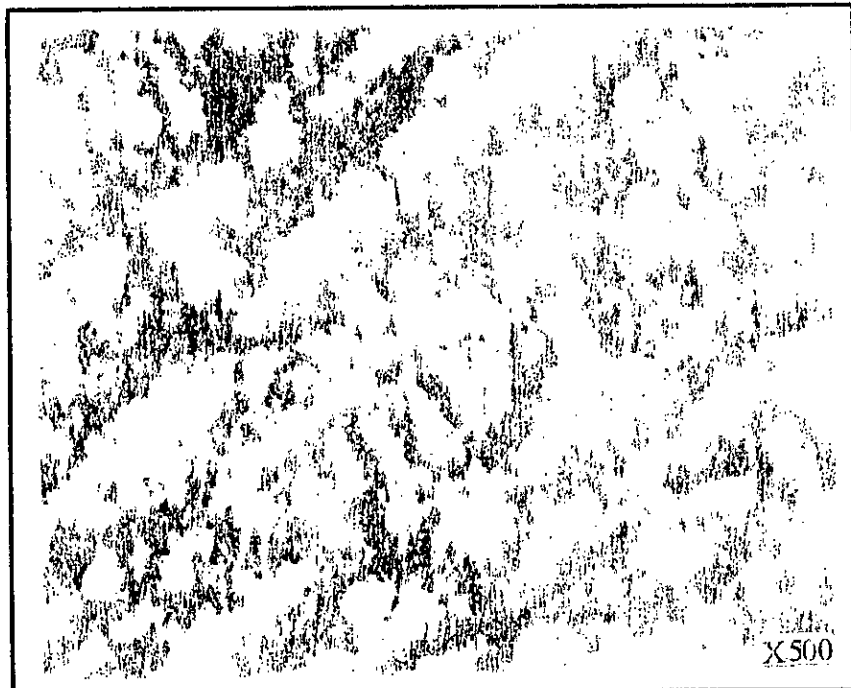


Figure IV.15: Micrographie du substrat 35CD4.

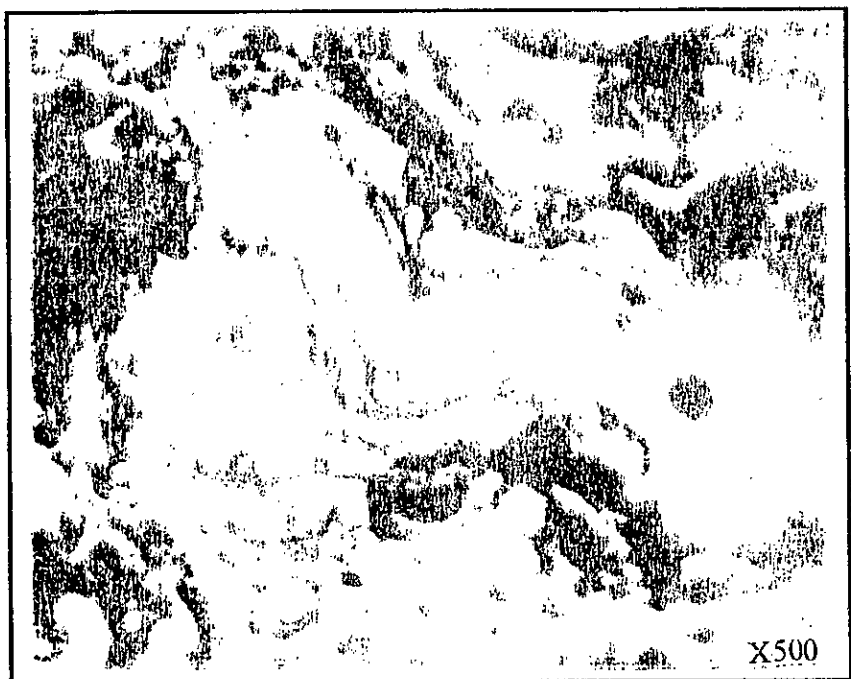


Figure IV.16: Micrographie du composite 55E+65E.

Suite aux différents cycles thermiques appliqués, les micrographies présentées par les figures IV.17, IV.18 et IV.19 montrent que la profondeur de la fissure augmente avec l'augmentation du nombre de cycles.

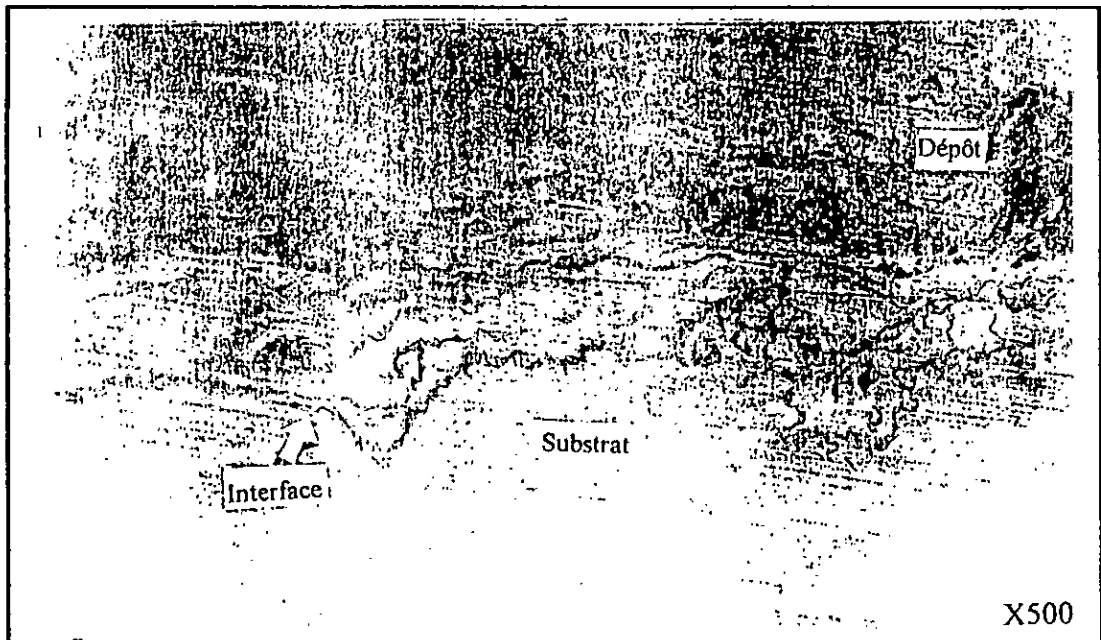


Figure IV. 17: Micrographie de l'interface du 35CD4/55E+65E pour n = 300 cycles thermiques

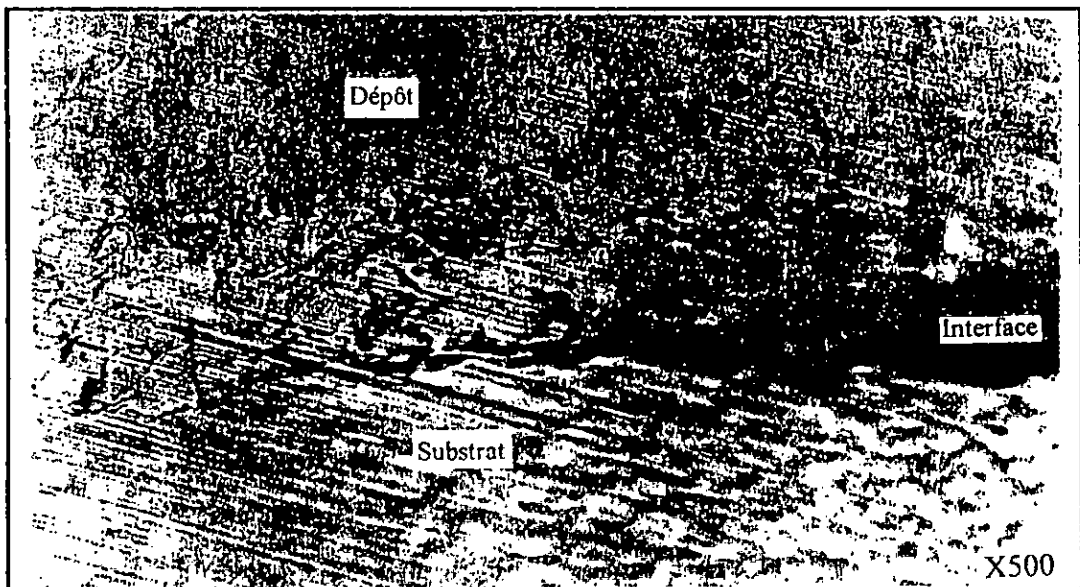


Figure IV.18: Micrographie de l'interface du composite 35CD4/55E+65E pour n = 360 cycles thermique.

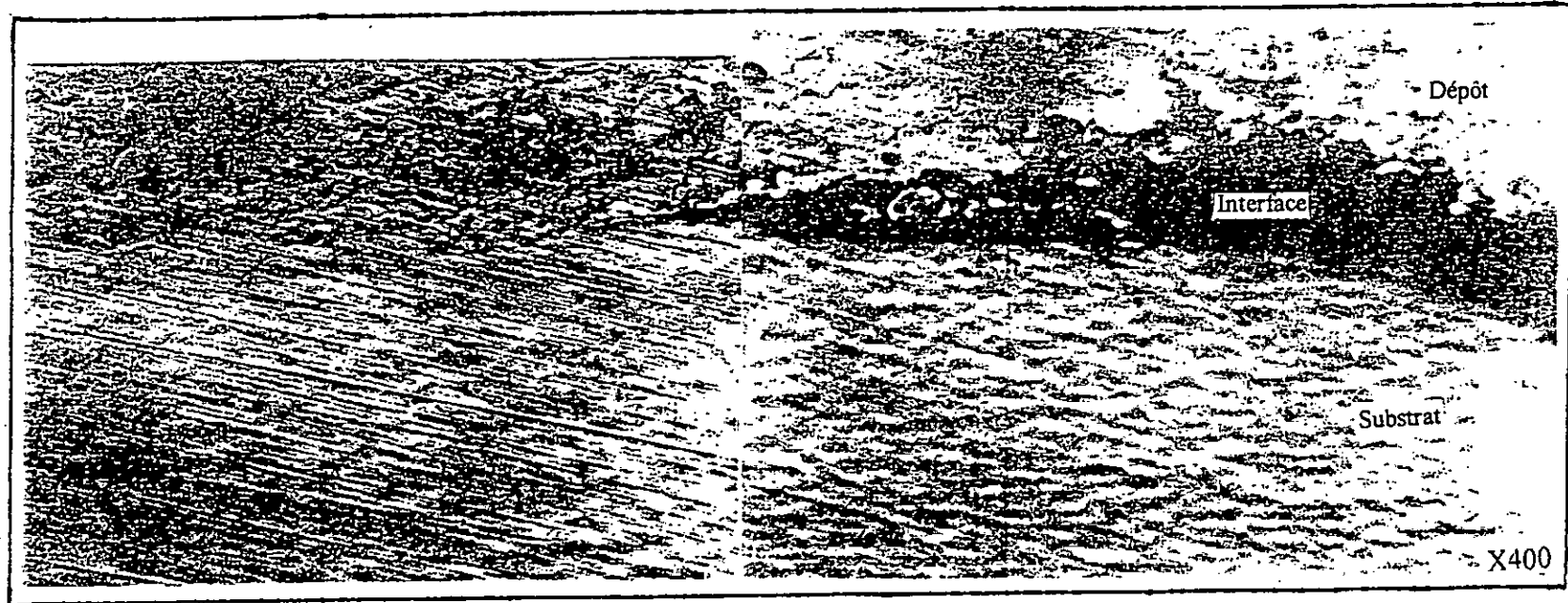


Figure IV.19: Micrographie de l'interface du bimatériau 35CD4/55E+65E pour $n = 480$ cycles thermique.

IV. 6. CARACTERISATION MEQUANIQUE DU COMPOSITE 35CD4/55E+65E

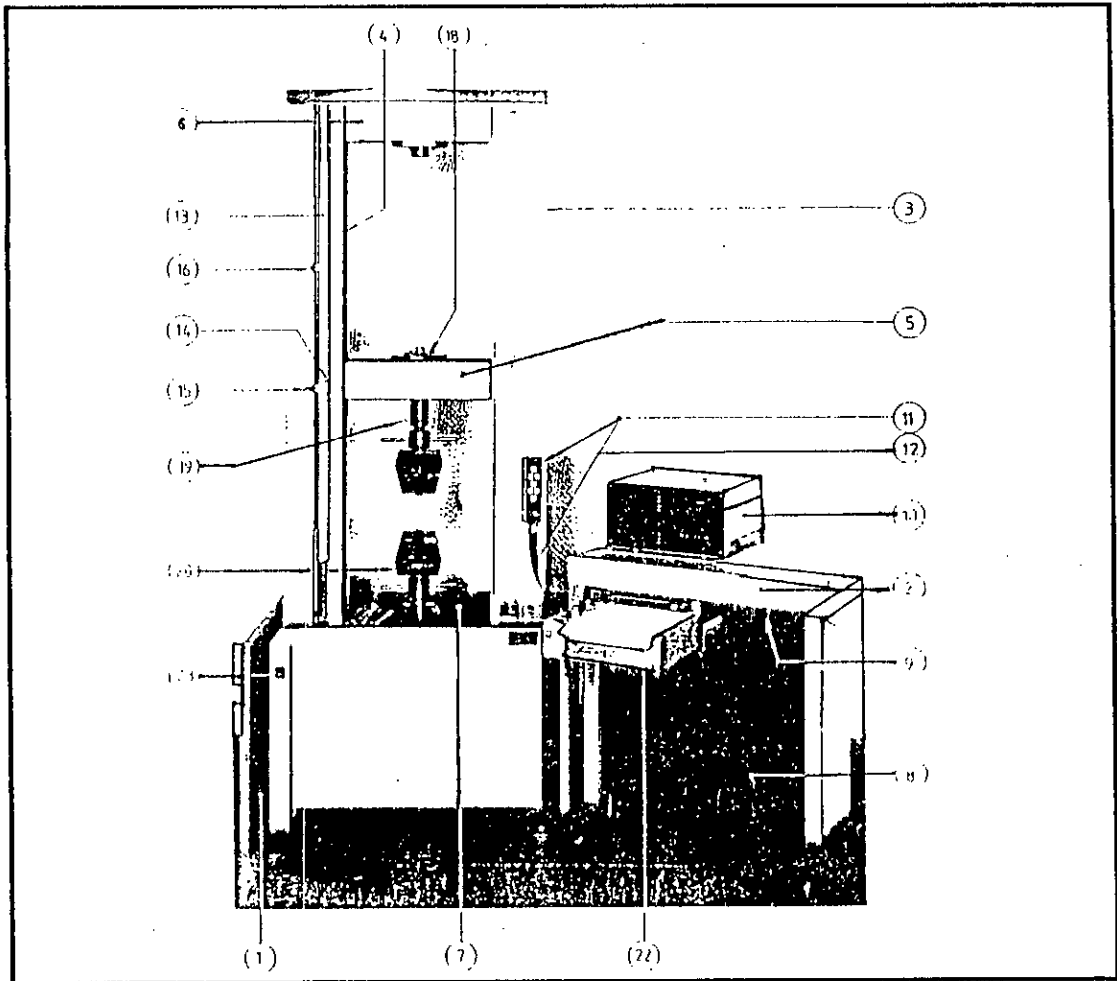
IV.6.1. Analyse de l'adhérence de l'interface 35CD4/55E+65E

Afin d'avoir une estimation de la valeur de la contrainte de rupture de l'interface revêtement/substrat, nous avons effectué un test d'arrachement en utilisant la technique classique de traction.

Ce procédé, consiste à coller les deux surfaces du multimatériau par une colle spécifique de type treebond. Auparavant, il était nécessaire de polir tout d'abord le revêtement pour avoir une bonne adhérence avec les mors de la machine. En outre, les deux surfaces doivent être bien parallèles pour réussir l'essai d'arrachement.

Cette opération a été faite après avoir préparé la surface du revêtement. Les échantillons utilisés ont la forme d'un disque de 25 mm de diamètre et 5 mm d'épaisseur. Après plusieurs essais, nous avons calculé la contrainte moyenne de rupture à partir du rapport de la force appliquée par unité de surface décollée ($\sigma \cong 17.67 \text{ daN/mm}^2$).

Dans certains cas, l'adhérence du revêtement est plus importante que celle de la colle utilisée.



- | | |
|--|---|
| 1- Bati | 11- Clavier de commande à fixation magnétique |
| 2-Pupitre | 12- Cable du clavier de commande |
| 3-Montant | 13- Règle graduée |
| 4- Soufflet de protection des vis | 14- Index de la traverse mobile |
| 5- Travers immobile | 15- Butée basse réglable |
| 6- Traverse supérieure fixée | 16- Butée haute réglable |
| 7- Traverse inférieure fixée | 18- Capteur de force |
| 8- Emplacement de rangement | 19- Goupille à anneau |
| 9- Tablette escamotable | 20- Plateaux de compression |
| 10- Coffret de commande avec afficheur | 22- Enregistreur |
| | 23- Bouton marche/ arrêt général. |

Figure IV.20: Machine classique d'essai de traction

IV.6.2. Microdureté du composite 35CD4/55E+65E

Des mesures de la microdureté ont été prises (selon le procédé vickers) sur nos échantillons étudiés à différentes conditions appliquées. La charge utilisée correspond à 500g. Ces tests concernent les différentes régions à savoir le substrat, le revêtement et le voisinage de l'interface (dépôt/substrat).

La valeur considérée représente la moyenne des trois essais différents du même niveau. L'évolution de la microdureté du multimatériau 35CD4/ E55+E65 en fonction de la profondeur à différentes conditions est représentée sur les figures IV.21, IV.22.

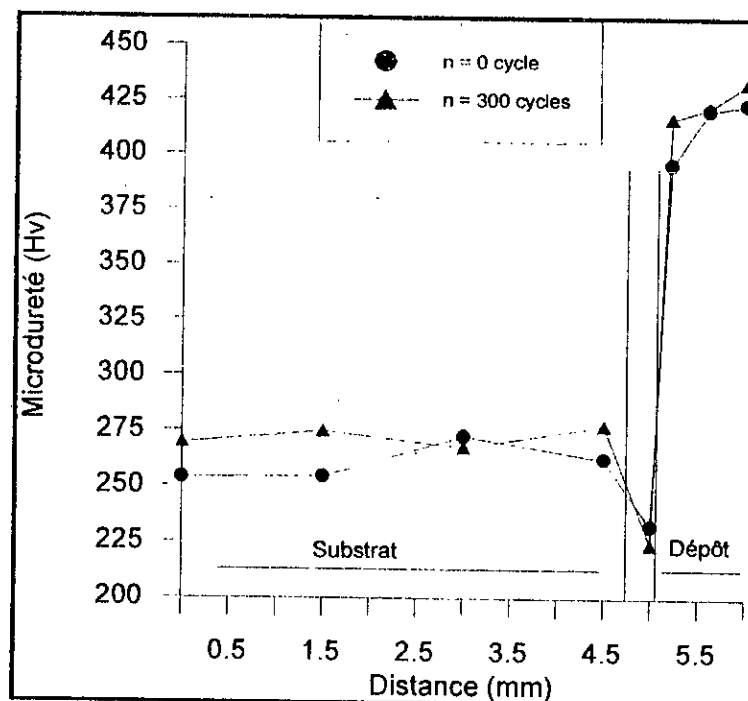


Figure IV.21: Evolution de la microdureté du composite 35CD4/E55+65E en fonction de la profondeur.

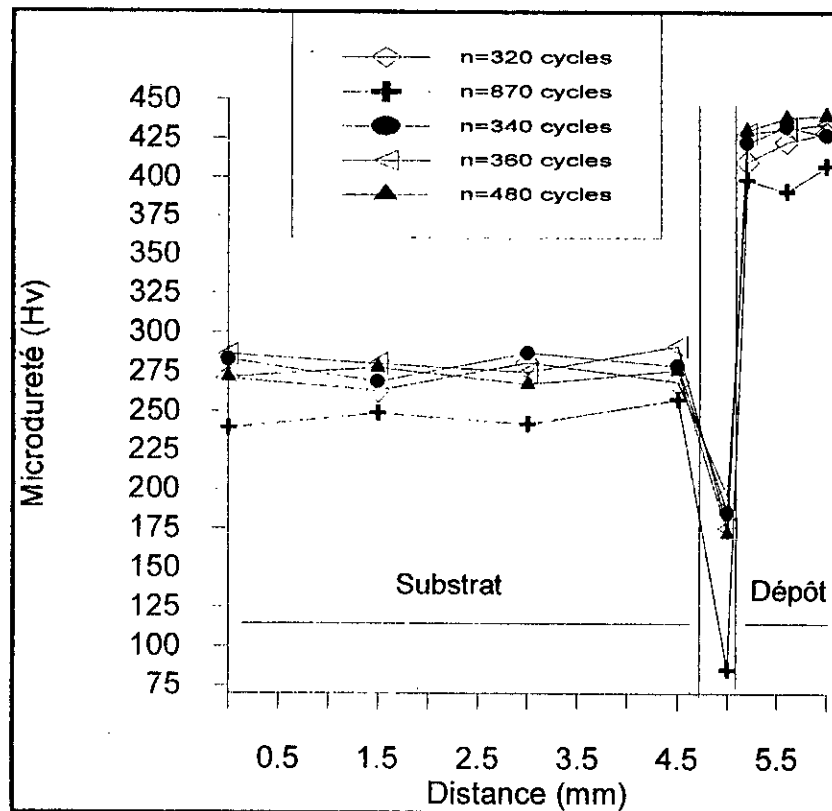


Figure IV.22: Evolution de la microdureté du composite 35CD4/E55+65E en fonction de la profondeur.

L'évolution de la microdureté (pour les différentes régions) en fonction de la profondeur est pratiquement la même pour tous les échantillons étudiés.

On note une légère évolution au niveau de l'alliage 35CD4 jusqu'aux premiers 480 cycles. Le même résultat est obtenu pour le revêtement et pour lequel l'analyse par diffraction des rayons X (figure IV.23) a mis en évidence la présence des carbures type Cr_3C_2 en plus des oxydes MnO et NiO . Ces précipités sont éventuellement responsables de ce durcissement qui s'étend jusqu'aux 670 cycles thermiques (figure IV.24). A partir de ce moment, la microdureté diminue avec l'augmentation du nombre de cycles. On pense que la coalescence des carbures est responsable de ce changement.

ECHANTILLON METALLIQUE ENP

SALH17 ECHANT METALLIQUE ENP DMEAS - Program:LO2.DQL DMEAS - Program:LO2.DQL - File: Salh17.raw - Type: 2Th/Th locked - Start: 20.00 ° - End: 110.00 ° - Step: 0.03 ° - Step time: 0.5 s - Temp.: 30. °C (Room)
Operations: Smooth 0.150 | Smooth 0.125 | Import

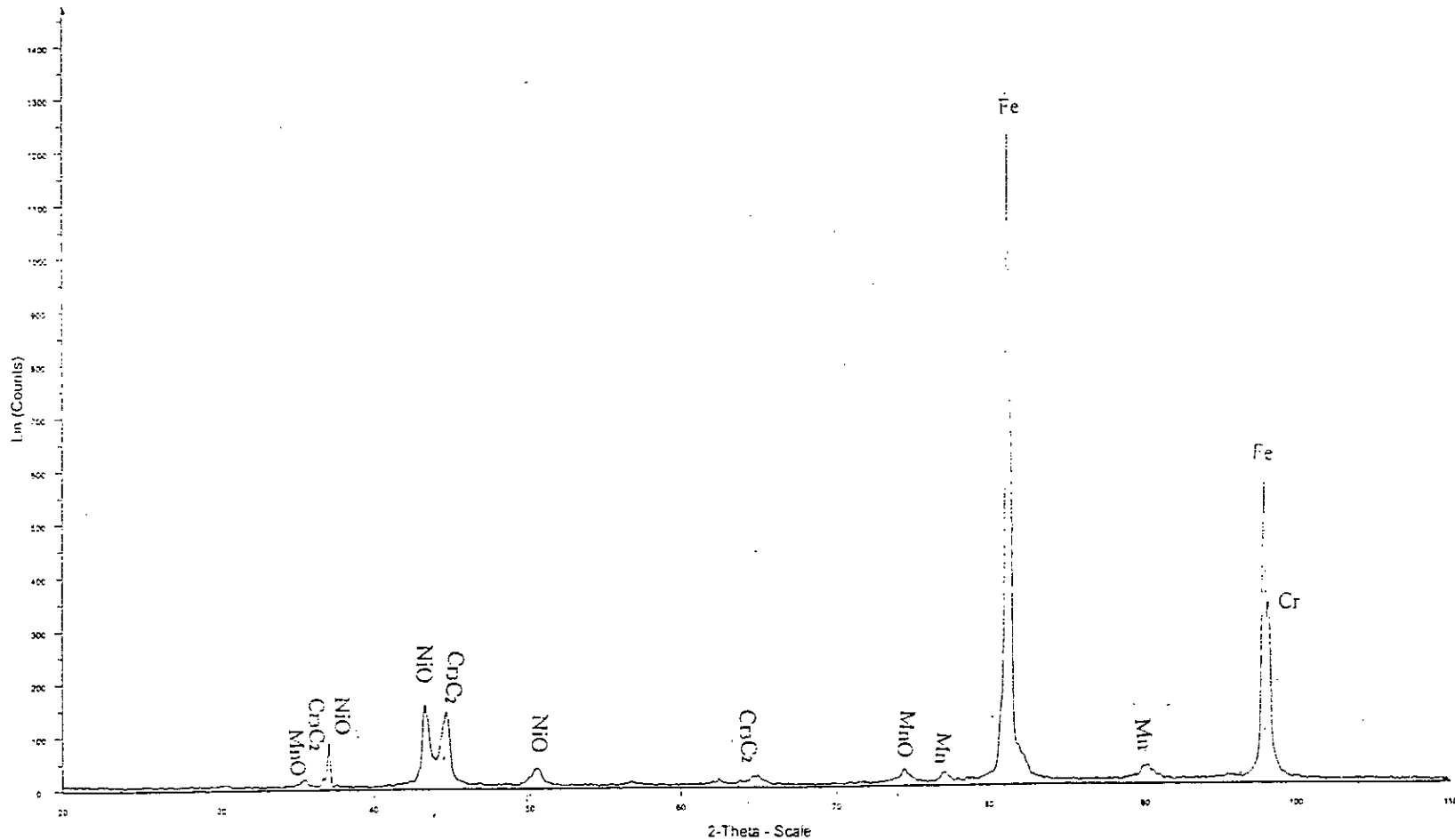


Figure IV.23: Spectre de diffraction X du dépôt du composite 35CD4/55E+65E pour n = 480 cycles thermiques

Au voisinage de l'interface, la microdureté est faible et diminue rapidement quand le nombre de cycles thermiques croît.

On remarque également, une légère augmentation des valeurs de la microdureté de la surface revêtue par rapport à celle non revêtue. Cela peut s'expliquer par l'effet du grenailage qui a généré des précontraintes.

Pour l'échantillon ayant subi 870 cycles, la microdureté diminue considérablement pour les différentes régions (substrat, dépôt et l'interface). Cette propriété suit l'évolution illustrée par la figure IV.20 et comporte deux stades bien distincts .

Le premier et qui concerne le substrat (alliage 35CD4), montre une amélioration de la microdureté due éventuellement a un durcissement structurale. Les contraintes d'origine thermique peuvent être responsables de ce phénomène qui est suivi par un adoucissement engendré par la coalescence de la cémentite.

Dans le cas du dépôt et jusqu'à 670 cycles, nous remarquons une légère consolidation de celui-ci. A partir de ce moment, commence le deuxième stade où la microdureté décroît avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques. Cette diminution est due peut être à une rupture au niveau de l'interface carbures et/ou oxydes/matrice.

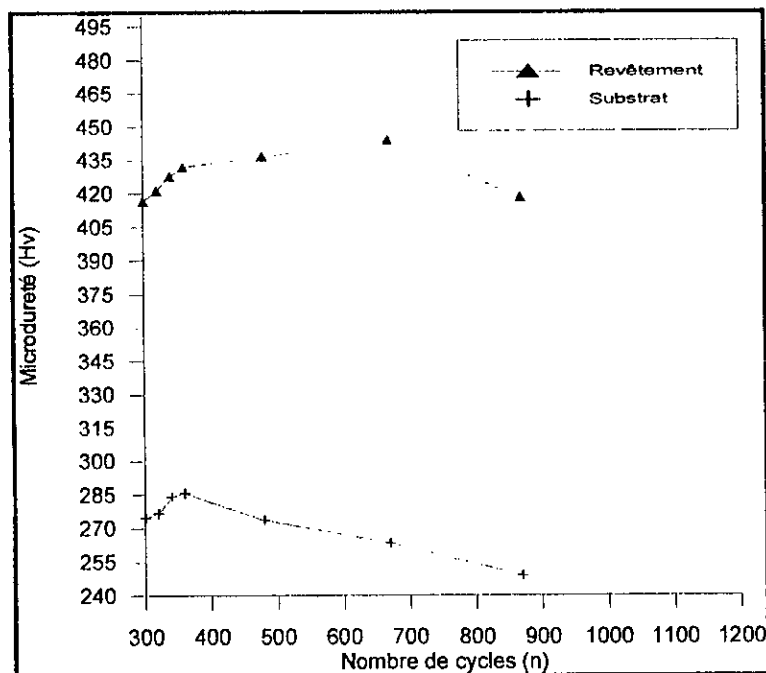


Figure IV.24: Evolution de la microdureté du composite 35CD4/ E55+E65 en fonction du nombre de cycles appliqués.

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

La plupart des revêtements métalliques en particulier ceux réalisés par la projection thermique permettent d'apporter des solutions efficaces aux problèmes variés et souvent complexes faisant appel aux moyens de protection. En effet, dans le cas de la protection des pièces (Récupération et la rénovation) contre l'agressivité de l'environnement, il apparaît que l'utilisation de cette technique est d'un intérêt remarquable dans le sens qu'elle permet plusieurs améliorations d'ordre technique, économique et écologique.

Pour mener à bien notre étude, nous avons conçu un dispositif de fatigue thermique. Cet équipement était nécessaire pour suivre le comportement et la tenue de l'interface du composite 35CD4/55E+65E réalisé par projection thermique.

Les méthodes de caractérisation utilisées (destructives et non destructives) nous ont permis de dégager les points principaux suivants:

- l'examen micrographique de l'interface sous des coupes perpendiculaires à la surface du revêtement met en évidence une structure lamellaire du dépôt et ferrito-perlitique pour le substrat.
- les tests par ultra-sons et radiographie ont montré que plus le nombre de cycles augmente plus la surface arrachée est importante.
- l'analyse par diffraction des rayons X du dépôt (d'un échantillon ayant subi les premiers 480 cycles) a révélé la présence des carbures de type Cr_3C_2 en plus des oxydes MnO et NiO .

L'aspect mécanique, nous a permis d'évaluer la microdureté des différentes régions (le substrat, le revêtement et le voisinage de l'interface) qui augmente pour l'alliage 35CD4 et le revêtement et cela jusqu'aux premiers 480 cycles. Au voisinage de l'interface, la microdureté

diminue avec l'augmentation du nombre de cycles thermiques. Cette évolution est due éventuellement à un durcissement suivi d'un adoucissement.

A l'état brut de projection, les tests d'arrachement ont montré une bonne adhérence du dépôt ($\sigma \cong 17.67 \text{ daN/mm}^2$).

Pour une meilleure compréhension du phénomène de fatigue thermique dans le cas de l'utilisation d'un composite (présence d'interfaces), il est souhaitable d'agir sur les paramètres tels que la fréquence, l'amplitude de la température, le gradient thermique et également la durée de maintien au cours du chauffage et du refroidissement.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1]: A. AUBERT. Traitements de surface en métallurgie. Colloque SFM-2 sud-est Ecully (1985).
- [2]: D.J. DAGLEIST and R.D.RAWLINGS. A comparison of the mechanical behavior of aluminas in air simulated body environments. Journal of biomedical materials Research N°12. (1981).
- [3]: D.TREHEUX. Deuxième conférence Franco-allemande sur les céramiques techniques, Aix la chapelle, 04 - 06 march (1987) pp. 129 - 154.
- [4]: REVUE DE METALLURGIE. Traitements de surface. Mars (1990) pp.17 - 23.
- [5]: A. CONSTAT, C.HURY et J. CHARBONIER. Prince de base des traitements thermo-mécaniques et thermochimiques des aciers (1992).
- [6]: N. EDDINE. Relation entre l'état amorphe d'un alliage et l'amélioration de la résistance à l'usure. Thèse de Doctorat. Ecole Centrale de Lyon (1992).
- [7]: M. DOCUS. Revêtements par projection thermique (1988).
- [8]: Guide pratique de la projection thermique CETIM (1989) pp. 83 - 91.
- [9]: P. CHANGNON and P. FAUCHAIS. The international journal of ceramic (1993) pp.104 - 119.
- [10]: J. LUND and A.G EVANS. Developpement of test methode for measuring the mixed mode fracture resistance of bimaterial interfaces. Acta Metallurgica (1989).
- [11]: N. MESRATI, D. NGUYEN et D.TREHEUX. Etude physico-chimique et adhérence du bimatéreau AS12-ZrO₂ . 1er Congrès Arabe de Mécanique. 01-03 Juin (1997). Damas (SYRIE).
- [12]: J.H. ZAAT. Procceding of the 9th international thermal spraying conference, la Haye, mai (1980) pp. 19 - 23.
- [13]: N. MESRATI. Réalisation et analyse de l'adhérence dans les multimatériaux type Al[Si]-ZrO₂ et graphite-métal ou céramique. Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Lyon (1989).
- [14]: A. BALL. Wear 91 (1983) pp. 201 - 207.
- [15]: M. A. BRADAI. Etude du mécanisme de dégradation en fatigue et caractérisation d'un multimatériau réalisé par projection thermique. Thèse de Magister ENP (1995).

- [16]: M. VARDELLE. Thèse 3ème cycle, université de limoges (1980) pp.19 - 41.
- [17]: H. S. INGHAM and A. D SHEPERD. Metallurgica, flamme spray handbook (1965).
- [18]: A.VARDELLE et P.FAUCHAIS. L'actualité chimique. Décembre (1981) p. 69.
- [19]: G.A. BAUM. Chemical Co Report, 1 et 2 (1985).
- [20]: Z. MERZOUGUI. Réalisation et caractérisation du revêtement en molybdène. PFE. Ecole Nationale Polytechnique (1997).
- [21]: N.MESRATI, M. LARIBI et D. TREHEUX. Influence des éléments d'addition sur l'adhérence de la Zircone projetée par plasma sur un alliage d'aluminium. A.J.O.T, vol. 10, N°1 (1994) pp.169 - 182.
- [22]: N.MESRATI, M. LARIBI, D. NGUYEN et D. TREHEUX. Elaboration par projection thermique et caractérisation d'interface métal/métal et métal/céramique. Algerien journal of technology, international publication vol.12, N°1 (1997) pp. 91-103.
- [23]: D.BRUIN et H.J.VANDER. Silicates industriels, vol. 10 (1981) pp. 201- 214.
- [24]: J. NADICH. The wettability of solide by liquids. Progress in surface and mebrane science (1981).
- [25]: E. GUILET and M. GILLET. Chim. Phys (1987) pp. 2, 84, 167.
- [26]: W. BRAUN. Carbon. (1971) pp. 9, 433.
- [27]: E. DEMUTH. Diploma thesis, institut for chemische technik der universitat karlsruhe. Decembre (1970).
- [28]: R. H. HURSH. Journal American. Ceramic soc (1952) pp. 35, 142.
- [29]: H. TOWERS. British ceramic, soc. Trans. 180 (1954) pp. 53.
- [30]: W. WEISWEILLER. High temperature-High pressures (1972) pp. 4.
- [31]: D. A. WIDDOWS and M. G. NICHOLAS. United kingdom atomic energy authority, report (1967) p. 5625.
- [32]: T.H.TOPER, R. M.WETZEL and J.D. MONOW. Applied to fatigue of notchel specimens. Journal of materials vol. 4 N° 1. March (1969).
- [33]: M. CHADONNERET. Calcule des concentrations de contraintes en élasto-viscoplasticité. Thèse de Doctorat. Ecole Centrale de Lyon (1978).
- [34]: G. BERGER. La dilatométrie différentielle appliquée à l'étude des aciers. Ed. DUNOD PARIS (1965) pp 106-115.
- [35]: S. FAYEULLE. Wear of materials. Ed. Ludema. ASME (1987) pp. 11 - 22.
- [36]: J.T.HPEARCE. War 89 (1983) pp. 333 - 334.
- [37]: M.C.BEATON and C.R. BROOKS. Wear 41 (1980) pp. 295 - 308.

- [38]: K. KATO and T.KOYALA. In wear of materials. Ed. Ludema. ASME (1985) p. 463
- [39]: D. ASPERA. What is thermal fatigue ? Thermal fatigue of materials comporent. ASTM (1976) pp. 3 - 9.
- [40]: D. MIANNAY. Fatigue thermique. Technique des industries de la fonderie. Mars (1975) pp. 1 - 28.
- [41]: S. MANSON. Thermal stresses and low cycle fatigue. Mc. graw HILL BOOK (1966).
- [42]: P. POUBANNE. Etude et modélisation du comportement mécanique d'un superalliage monocristallin pour aube de turbine (note technique).N° 5. ONERA. Chatillon (1989).
- [43]: R.P.SKELTON. Crak initiation and growth in simple metal components during thermal cycling, in fatigue at high temperatures. Elsevier science publishers. Ltd (1983) pp. 1- 62.
- [44]: T. MULLER and V. GEROLD. Isothermal and bithermal fatigue of a directionnally solidified Ni based superally. Scripta Metallurgica vol. 26 (1992) pp. 1343 -1348.
- [45]: G. R. HOLFORD, M. JVERRILL and S. KALLURI. Thermomechanical and bithermal fatigue behavior of cast B1900+Hf and wrought haynes 188, in advances in fatigue lifeture predictive technique ASTM (1992) pp. 120 - 142.
- [46]: H. SCHITAGLU. Thermomechanical deformation of engineering alloys and compoments experimentals and modelling, in NATO-ASI, mechanical behavior of material at high temperature. September (1995) pp. 12 - 22.
- [47]: F. KREITH. Transmission de la chaleur et thermodynamique. Ed. Masson (1967) p. 49.
- [48]: A. R. BOBROWSKY. The applicability of ceramic and ceramals as turbine blade, materials for the newer aicroft power plants. Trans. ASME. Vol. 71, N° 6. August (1969) pp. 621 - 629.
- [49]: L. F. COFFIN. The problem of thermal stress fatigue in austenitic steels at elevated temperature ASTM. STP 165. June (1960) pp. 31- 49.
- [50]: S. KAWAMOTO, S. MASON and H. GLENNY. Cyclic-strain fatigue studies on AISI type 347 stainless steel. ASTM, preprint (1957).
- [51]: L. F. COFFIN. Design aspects of high temperature fatigue with particular reference to thermal stresses. Transaction. ASME, vol. 78 (1956) pp.527-532.
- [52]: A. ROWE and E. L. HELJEBY. Griding cracks and microstructural change in ground steel surface metals technologie. February (1981) pp. 58 - 66.
- [53]: D. LEROY. Interaction matériau/milieu dans le cas de la fatigue thermique au milieu corrosif. Application à la fissuration des rouleaux d'une installation de coulée continue d'acier.Thèse de Doctorat. Université de Technologie de Compiègne. Janvier (1981) p. 156.

- [54]: A.G. EVANS. The cracking and decohesion of the film on ductils substrate. Acta Metallurgica. Vol.37, N°3 (1989) pp. 917 - 925
- [55]: L. F. COFFIN. A study of the effects of cyclic-thermal stresses on a ductile metal Transaction of the ASME. N° 53-A76 (1960) pp. 313 - 315.
- [56]: S.TAJRA, M.OHNAMI and H. MINATA. Thermal fatigue combined with mean stress, in the 5th Japan congress on testing material metallic materiale (1961) pp. 45 - 49.
- [57]: M. KAWAMOTO. Thermal fatigue behavior of steels subjected to cyclic meccanical strain independently, in japan congress on testing materials (1963) pp. 30 - 33.
- [58]: Techniques de l'Ingenieur. Traitement des aciers inoxydables M1155, M325 (1998) pp.7 -15, 10-15.
- [59]: L. HADDOUR. Comportement au frottement d'un multimatériau type 35CD4/55E+65E réalisé par projection thermique. Thèse de Magister. ENP (1995).
- [60]: Techniques de l'Ingenieur. Traitement des aciers inoxydables M1625 (1992) pp. 5 -7
- [61]: A. ROOS. Précis de métallurgie appliquée (1982) pp.158-170.