

D0004/03A

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

**ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER**

**DEPARTEMENT DE METALLURGIE**

***THESE***

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

Pour l'obtention du grade de :

**DOCTEUR D'ETAT EN METALLURGIE**

Par Mr Merzak LARIBI

---

---

***CARACTERISATION ET MODELISATION METALLURGIQUE  
ET MECANIQUE DE MATERIAUX A GRADIENTS  
FONCTIONNELS REALISES PAR PROJECTION THERMIQUE***

---

---

Soutenue le : 11 Juin 2003 devant la commission d'examen :

Mr A. BALI	Professeur à l'ENPAIger	Président
Mme R. KESRI	Professeur à l'USTHB Alger	Examineur
Mr A. B. VANNES	Professeur à l'PECLyon	Examineur
Mr E. SALHI	Maître de Conférences à l'ENPAIger	Examineur
Mr N. MESRATI	Professeur à l'ENPAIger	Co-directeur de thèse
Mr D. TREHEUX	Professeur à l'PECLyon	Directeur de thèse

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER

DEPARTEMENT DE METALLURGIE

**THESE**

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

Pour l'obtention du grade de :

**DOCTEUR D'ETAT EN METALLURGIE**

Par Mr Merzak LARIBI

---

***CARACTERISATION ET MODELISATION METALLURGIQUE  
ET MECANIQUE DE MATERIAUX A GRADIENTS  
FONCTIONNELS REALISES PAR PROJECTION THERMIQUE***

---

Soutenue le : 11 Juin 2003 devant la commission d'examen :

Mr A. BALI	Professeur à l'ENPA Alger	Président
Mme R. KESRI	Professeur à l'USTHB Alger	Examinateur
Mr A. B. VANNES	Professeur à l'EC Lyon	Examinateur
Mr E. SALHI	Maître de Conférences à l'ENPA Alger	Examinateur
Mr N. MESRATI	Professeur à l'ENPA Alger	Co-directeur de thèse
Mr D. TREHEUX	Professeur à l'EC Lyon	Directeur de thèse

## DEDICACES

*A mes chers parents,*

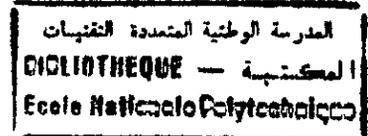
*A ma femme et mon fils,*

*A toute ma famille et ma belle famille,*

*Je dédie ce travail.*

***Omar Merzak LARIBI***

## Remerciements



Les travaux de caractérisation de cette thèse ont été effectués à l'Ecole Centrale de Lyon au laboratoire d'Ingénierie et Fonctionnalisation des surfaces « IFoS » dans le département Matériaux-Mécanique -Physique « MMP » dirigé par le Professeur Daniel TREHEUX.

L'élaboration par projection thermique des différents multimatériaux étudiés a été effectuée à l'entreprise « Algérie Métallisation S.A.R.L » sise à Alger.

La modélisation numérique de contraintes résiduelles au sein des différents assemblages a été entreprise en collaboration avec le Professeur Jean Michel BERGHEAU de L'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint Etienne.

Je voudrais tout d'abord remercier le Professeur Daniel TREHEUX,

- de m'avoir proposé ce thème de recherche,
- de m'avoir accueilli dans son laboratoire,
- d'avoir dirigé les travaux de cette thèse.

Mes vifs remerciements vont au Professeur Nadir MESRATI du département de Métallurgie de l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger pour avoir co-dirigé cette thèse, pour sa disponibilité et son soutien.

Je remercie très chaleureusement le Professeur André Bernard VANNES du laboratoire IFoS - MMP pour ses conseils prodigieux, sa disponibilité permanente ainsi que pour l'intérêt qu'il a accordé aux travaux de cette thèse.

J'exprime toute ma gratitude au professeur Jean Michel BERGHEAU de l'ENISE pour son aide fructueuse et sa contribution inestimable dans la partie « modélisation numérique » de cette étude.

Que Monsieur Ahmed BOUKLI, gérant de l'entreprise « Algérie Métallisation » trouve ici l'expression de ma gratitude de m'avoir permis de d'utiliser ses équipements de projection thermique et de réaliser ainsi les échantillons indispensables à cette étude.

Mes remerciements vont également à :

Monsieur Abderrahmane BALI Professeur à l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger pour avoir accepté de présider le jury de cette thèse.

Madame Rafika KESRI, Professeur à l'USTHB d'Alger ainsi que Monsieur Essaid SALHI, Maître de conférences à l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger pour l'intérêt qu'ils ont montré à l'égard de ce travail et d'avoir accepté de faire partie du jury.

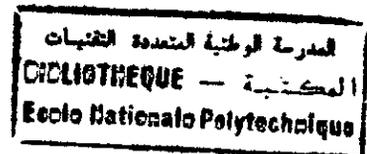
Je voudrais également remercier le personnel du laboratoire IFoS pour leur gentillesse et leur disponibilité, particulièrement Jean Michel VERNET pour son aide technique.

J'exprime toute ma gratitude à Bernard COQUILLET, Maître de Conférences à l'Ecole Centrale de Lyon pour avoir partagé son bureau avec moi et pour les discussions fructueuses qu'on a eues.

Mes remerciements vont également à tous ceux qui, de près ou de loin, ont contribué à ce travail.

*O. M. LARIBI*

# SOMMAIRE



Introduction générale .....	5
-----------------------------	---

## *Chapitre I : La projection thermique*

I.1. Importance des traitements de surface .....	9
I.2. Historique et principe de la projection thermique .....	11
I.3. Types de projection thermique .....	12
I.3.1. Projection thermique à la flamme .....	12
I.3.1.1. Projection flamme-poudre .....	12
I.3.1.2. Projection flamme-fil .....	13
I.3.2. Projection par arc électrique entre deux fils .....	15
I.3.3. Projection plasma .....	17
I.3.4. Projection hypersonique .....	18
I.3.4.1. Projection hypersonique à tir discontinu .....	19
I.3.4.2. Projection hypersonique à tir continu .....	20
I.4. Formation et structure des dépôts .....	21
I.5. Caractéristiques générales des dépôts .....	23
I.5.1. Structure métallurgique .....	23
I.5.2. Adhérence .....	24
I.5.3. Contraintes résiduelles .....	25

## *Chapitre II : Les contraintes résiduelles*

II.1. Introduction .....	28
II.2. Niveaux de contraintes résiduelles .....	29
II.2.1. Les contraintes internes du troisième ordre .....	29
II.2.2. Les contraintes internes du deuxième ordre .....	30
II.2.3. Les contraintes internes du premier ordre ou contraintes résiduelles .....	30

<b>II.3. Méthodes de détermination des contraintes résiduelles</b> .....	<b>31</b>
II.3.1. Méthodes expérimentales .....	31
II.3.1.1. Méthodes non destructives .....	31
II.3.3.1.1. Analyse par diffraction des rayons X .....	31
II.3.3.1.2. Diffraction neutronique .....	35
II.3.3.1.3. Méthode synchrotron .....	35
II.3.3.1.4. Méthode magnétique .....	36
II.3.3.1.5. Méthode aux ultra sons .....	36
II.3.3.1.6. Méthode piezo – spectroscopique de Raman .....	36
II.3.1.2. Méthodes semi destructives .....	37
II.3.1.2.1. Méthode du trou .....	37
II.3.1.2.2. Méthode du trépan .....	38
II.3.1.3. Méthodes destructives .....	38
II.3.1.3.1 Méthode d'enlèvement de couches successives. ....	38
II.3.2. Méthodes mathématiques .....	41
<b>II.4. Origine et influence des contraintes résiduelles dans les revêtements</b> ..	<b>43</b>

### ***Chapitre III : Techniques expérimentales***

<b>III.1. Introduction</b> .....	<b>47</b>
<b>III.2. Matériaux étudiés</b> .....	<b>47</b>
<b>III.3. Elaboration des échantillons par projection thermique</b> .....	<b>48</b>
<b>III.4. Techniques de caractérisation</b> .....	<b>51</b>
III.4.1. Rugosité .....	51
III.4.2. Analyse métallographique .....	51
III.4.3. Mesure de microdureté .....	51
III.4.4. Etude de l'adhérence .....	52
III.4.4.1. Test de collage et traction .....	52
III.4.4.2. Test de délaminage par flexion 4 points .....	53
III.4.4.3. Réalisation des éprouvettes de délaminage .....	55

<b>III.5. Détermination expérimentale des contraintes résiduelles</b> .....	<b>56</b>
III.5.1. Mesure du module d'élasticité par la lame vibrante .....	59
III.5.1.1. Dispositif expérimental .....	60

### ***Chapitre IV : Résultats expérimentaux et interprétations***

<b>IV.1. Analyse métallographique</b> .....	<b>64</b>
<b>IV.2. Profil rugosimétrique</b> .....	<b>69</b>
<b>IV.3. Mesure de microdureté</b> .....	<b>69</b>
<b>IV.4. Etude de l'adhérence</b> .....	<b>72</b>
IV.4.1. Test de traction (collage) .....	72
IV.4.2. Test de délaminage par flexion 4 points .....	74
<b>IV.5. Détermination expérimentale des contraintes résiduelles</b> .....	<b>80</b>
IV.5.1. Cas du substrat grenailé .....	80
IV.5.2. Matériaux réalisés avec dépôt d'aciers .....	82
IV.5.3. Matériaux réalisés avec dépôt de molybdène .....	85

### ***Chapitre V : Modélisation mathématique***

<b>V.1. Introduction</b> .....	<b>91</b>
<b>V.2. Rappels</b> .....	<b>92</b>
<b>V.3. Hypothèses de calcul</b> .....	<b>93</b>
<b>V.4. Calcul thermique</b> .....	<b>94</b>
<b>V.5. Calcul métallurgique</b> .....	<b>97</b>
<b>V.6. Calcul mécanique</b> .....	<b>98</b>
<b>V.7. Conditions initiales et aux limites</b> .....	<b>100</b>

<b>V.8. Maillage</b> .....	<b>100</b>
<b>V.9. Méthode de résolution</b> .....	<b>102</b>
<b>V.10. Résultats numériques et interprétations</b> .....	<b>102</b>
<b>Conclusion et perspectives</b> .....	<b>108</b>
<b>Références bibliographiques</b> .....	<b>111</b>
<b>Annexe 1.</b> .....	<b>121</b>
<b>Annexe 2.</b> .....	<b>125</b>

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

***INTRODUCTION  
GENERALE***

## **INTRODUCTION GENERALE**

Dans la plupart des industries, l'utilisation des pièces mécaniques est très souvent limitée par un endommagement superficiel due à l'une ou/et à l'autre des formes d'usure, de fatigue ou de corrosion.

Pour remédier à ce genre de dégradations, des traitements superficiels sont utilisés soit pour améliorer les propriétés en surface des matériaux ou alors en tant que moyens de rénovation et de récupération de ces pièces usées. Systématiquement, ces traitements génèrent des contraintes résiduelles qui participent au comportement global de la structure ainsi créée. Selon le type de répartition observé, ces contraintes résiduelles peuvent être localement bénéfiques ou néfastes ou bénéfiques en un point et néfastes en un autre. C'est pourquoi, il est nécessaire de les déterminer non seulement en surface mais également en profondeur pour connaître l'ensemble du champ.

Parmi la diversité des traitements de surfaces utilisés, la technique de projection thermique a pour objectif la mise en place de couches protectrices ou le rechargement des matériaux endommagés.

Dans le cadre de ce travail, nous nous proposons d'abord d'élaborer par projection thermique deux différents dépôts sur un substrat en acier. La deuxième partie, consiste en une caractérisation métallurgique et mécanique (structure métallurgique, dureté, adhérence et détermination des contraintes résiduelles) de ces matériaux à gradients fonctionnels élaborés. Une troisième partie concerne la modélisation numérique par éléments finis des contraintes résiduelles.

Le substrat étudié est un acier 35CrMo4. Notre choix a été motivé par l'importante utilisation de cet acier dans les diverses industries notamment l'industrie automobile pour la fabrication de pièces de différentes natures.

Nous avons utilisé séparément deux genres de revêtements:

- Le premier est la combinaison simultanée de deux aciers spéciaux, l'un au chrome-nickel de nuance industrielle 55E et l'autre au Chrome-Manganèse de nuance 65E déposés par un pistolet à l'arc électrique.
- Le deuxième est le molybdène de nuance industrielle 99E déposé par un pistolet à la flamme oxy-acétylénique.

L'importance d'une sous-couche d'accrochage en nickel – aluminium de nuance 75E ainsi que l'effet d'un post traitement de recuit à 850 °C pendant une heure sous vide sur le comportement métallurgique et mécanique des différents multimatériaux ont été étudiés.

Pour ce faire, nous avons réparti cette étude en cinq chapitres :

- Le premier chapitre concerne la projection thermique, son principe ainsi que les différents équipements et méthodes qu'elle utilise. On présentera également la structure des dépôts obtenus ainsi que leurs caractéristiques notamment l'aspect métallurgique, leur adhérence sur le substrat et la façon dont sont générées les contraintes résiduelles dans ces assemblages.
- Une étude plus exhaustive des contraintes résiduelles fera l'objet du second chapitre. Leur définition, leurs niveaux et les différentes méthodes de les déterminer sont présentés. On discutera également de leurs origines et influences dans le cas des revêtements réalisés par projection thermique.
- Le troisième chapitre est réservé aux techniques expérimentales utilisées pour l'élaboration des différents matériaux à gradients fonctionnels et pour leur caractérisation métallurgique et mécanique de façon générale ainsi que pour la détermination expérimentale des contraintes résiduelles en particulier.
- Les résultats expérimentaux et leurs interprétations font l'objet du quatrième chapitre. L'étude métallographique, les profils de dureté HV, les tests d'adhérence effectués ainsi que l'évolution des contraintes résiduelles seront présentés sous forme d'illustrations, de courbes ou d'histogrammes suivis de discussions.

- Le chapitre cinq concerne la simulation numérique des contraintes résiduelles engendrées par le procédé de projection thermique. Cette modélisation est faite de façon qualitative en se basant sur une triple modélisation (thermique, métallurgique et mécanique) moyennant la méthode des éléments finis. On s'est servi du logiciel *Systus*® pour établir le programme et le résoudre. Nous présenterons dans ce chapitre la méthodologie adoptée ainsi que les règles et hypothèses essentielles mises en œuvre. On présentera ensuite les résultats numériques obtenus ainsi que leurs interprétations et leur comparaison avec les résultats expérimentaux.

Cette étude sera clôturée par une conclusion générale et des perspectives.

**Chapitre  
I**

**LA PROJECTION  
THERMIQUE**

---

*Dans ce premier chapitre, on présentera la projection thermique, son principe ainsi que les différents équipements et procédés qu'elle utilise. Ce chapitre vise à faire connaître cette technique beaucoup plus comme moyen de rénovation des pièces mécaniques usées. On présentera aussi les dépôts pouvant être obtenus par ce procédé et leurs caractéristiques tant du point de vue structural que métallurgique et mécanique (adhérence, contraintes résiduelles ...).*

---

## **LA PROJECTION THERMIQUE**

### **I.1. Importance des traitements de surface**

L'exposition des matériaux à des conditions de travail diverses (d'ordre mécanique, thermique, chimique, électrochimique et autres) porte atteinte à leurs propriétés requises et conduit progressivement à leur dégradation. Pour cela, les traitements de surface ont connus d'énormes progrès ces dernières années eu égard à la diversité des propriétés superficielles qu'ils peuvent conférer à ces matériaux.

Ainsi, la mise en place de couches protectrices, chimiquement inertes ou mécaniquement résistantes, peut donc, en consommant de faibles quantités d'une matière éventuellement chère, modifier profondément les interactions entre les matériaux et les milieux environnants et allonger considérablement leur durée de vie. Ce rôle peut être aussi bien curatif que préventif .

Les deux principales fonctions auxquelles répondent les traitements de surface sont la prévention de la corrosion et celle de l'usure. Il faut en ajouter un certain nombre d'autres qui conditionnent l'utilisation des pièces dans l'environnement où elles vont travailler [1], telles :

- L'amélioration de l'aspect ;
- La conductibilité électrique ;
- L'isolation électrique ;
- La conductibilité thermique ;
- L'isolation thermique ;
- L'amélioration des caractéristiques de glissement ;
- La soudabilité ;
- La modification des propriétés optiques ;
- L'isolation aux rayonnements ;
- L'anti-oxydation à haute température .

Les techniques de traitements de surface se répartissent en quatre familles [2] :

- Les revêtements par voie sèche ou humide ;
- Les traitements de conversion (réaction superficielle entre le matériau d'apport et le substrat) ;
- Les traitements de diffusion (le matériau d'apport diffuse dans le substrat) ;
- Les transformations structurales (modification de la structure métallurgique du substrat) .

La figure I.1, suivante représente les principales techniques utilisées en traitement de surface.

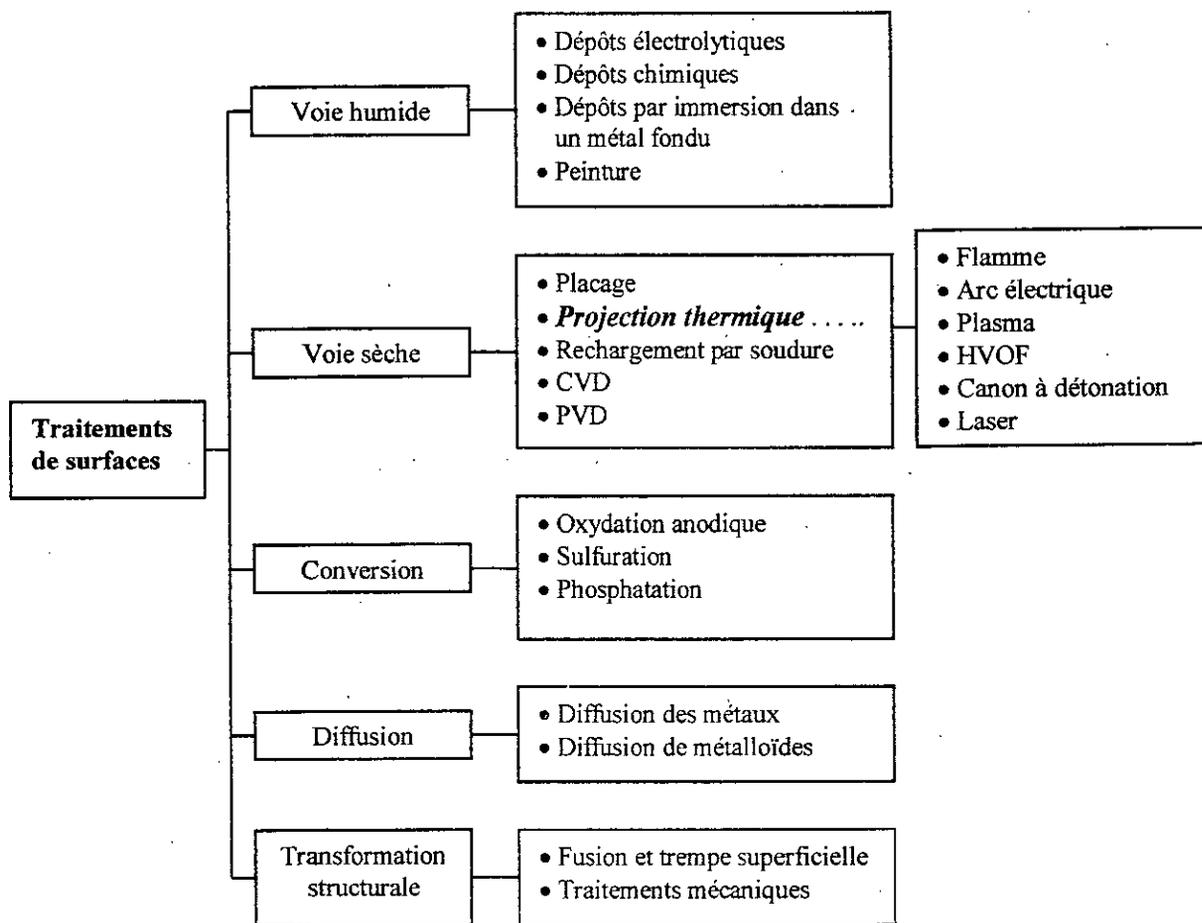


Figure I.1 : Principales techniques de traitements de surfaces [2 - 3].

Parmi les traitements de surface cités, la projection thermique est la technique qui se réalise avec apport de matière. Elle peut conduire à des couches de quelques dixièmes à plusieurs dizaines de millimètres d'épaisseur.

## 1.2. Historique et principe de la projection thermique

La technique de revêtement métallique, par projection thermique, fut conçue par le Docteur SCHOOP, ingénieur suisse, en 1909, en examinant les traces laissées sur un mur par des balles de plomb d'une carabine [4].

Grâce à son bas point de fusion ( $327^{\circ}\text{C}$ ), le plomb pouvait fondre localement lors de l'impact, d'où l'idée de projeter des métaux liquides [4 – 5]. Le premier appareil à métalliser fut, en effet, basé sur ce principe.

Depuis les années 80, les problèmes d'économie de matière et d'énergie, qui se sont posés un peu partout dans le monde, ont donné aux revêtements une place prépondérante et les progrès enregistrés depuis, dans les appareils et matériaux utilisés, sont très importants.

L'industrie aéronautique durant de nombreuses années a été le véritable moteur du développement des techniques de projection thermique, notamment grâce à la torche à plasma. Ceci parce qu'à l'inverse du marché de l'infrastructure, caractérisé par l'emploi des quantités très importantes de matériaux à faible coût, l'industrie aéronautique met en œuvre à petite échelle des matériaux souvent stratégiques à très fortes plus-values, comme les superalliages à base de nickel ou de cobalt par exemple.

La projection thermique englobe l'ensemble des procédés permettant de transformer un matériau, initialement à l'état solide sous forme de fil ou poudre, à l'état fondu (liquide) ou pâteux (semi-liquide) par le biais d'une source de chaleur appropriée (flamme ou arc électrique). Le matériau est ensuite projeté sur la surface à revêtir. Cette projection est réalisée par un courant gazeux [6 – 7].

Les particules qui vont constituer le revêtement sont projetées à des vitesses variant de 40 m/s (cas d'une projection flamme-poudre) jusqu'à 950 m/s (pour les canons à détonation).

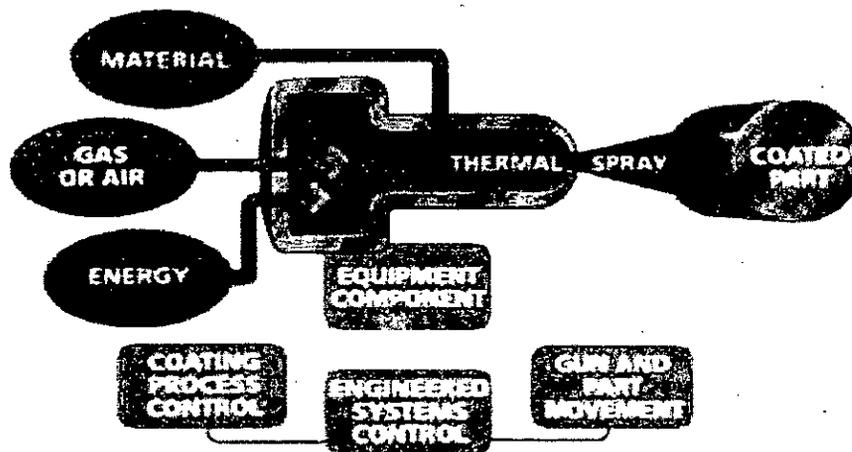


Figure I.2 : Principe fondamental de la projection thermique [5].

### I.3. Types de projection thermique

Selon la nature du matériau projeté (poudre ou fil), le type de source d'énergie (flamme ou électricité) ainsi que la technologie utilisée, les processus de projection thermique sont généralement, scindés en trois classes : la projection à la flamme, la projection à l'arc électrique et la projection plasma [5 - 6].

#### I.3.1. Projection thermique à la flamme

Ce type de projection utilise l'énergie calorifique provenant de la combustion de gaz. Les températures varient entre 2350°C dans le cas de l'oxy-acétylène et 2800°C dans le cas du propane-oxygène.

##### I.3.1.1. Projection flamme-poudre

On désigne généralement sous le nom de projection flamme-poudre le procédé de projection thermique le plus ancien, consistant à introduire un matériau sous forme de poudre dans une flamme oxy-combustible et à le véhiculer grâce à l'énergie cinétique transmise par les gaz de combustion.

Les matériaux les plus utilisés sont des alliages dits «autofusibles» à base de nickel (Ni) ou de cobalt (Co), (alliés à des éléments tels que Cr, B, Si) et chargés éventuellement en carbures. Ce procédé permet des dépôts de quelques dixièmes de millimètre d'épaisseur, à des taux horaires de dépôt d'environ 2 à 3 kg/h, sans échauffement important du substrat.

La projection d'aciers, d'alliages à bas point de fusion, de céramiques ou de polymères est également possible.

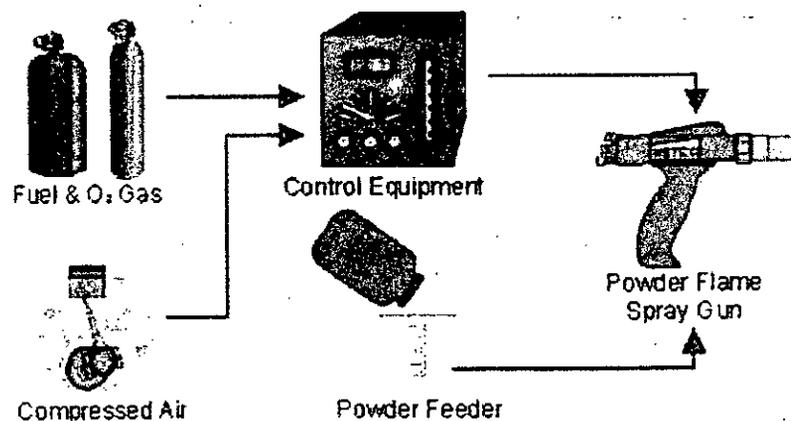


Figure I.3 : Schéma de principe de la projection flamme-poudre [8]

### I.3.1.2. Projection flamme-fil

Contrairement au procédé flamme-poudre, la flamme ne sert en projection flamme-fil qu'à fondre le métal d'apport, introduit sous forme de fil, de cordon, ou de baguette, en son centre. Une fois fondu, le matériau d'apport est projeté sur le substrat par un courant d'air comprimé.

Les pistolets de projection flamme-fil se composent de deux parties :

- Une partie chalumeau dans laquelle le matériau d'apport est fondu et pulvérisé;
- Une partie d'entraînement du fil.

La vitesse des particules est d'environ 150 m/s et la distance entre buse et substrat est comprise entre 100 et 200 mm. Les épaisseurs déposées peuvent aller de quelques dixièmes de millimètre à quelques millimètres, à des taux horaires très variables suivant les matériaux, les diamètres de fil utilisés et les propriétés de dépôts recherchées : de 1 kg/h, pour certaines céramiques préparées sous forme de cordon souple ou de baguette, à plus de 30 kg/h pour des fils anticorrosion tels que le zinc.

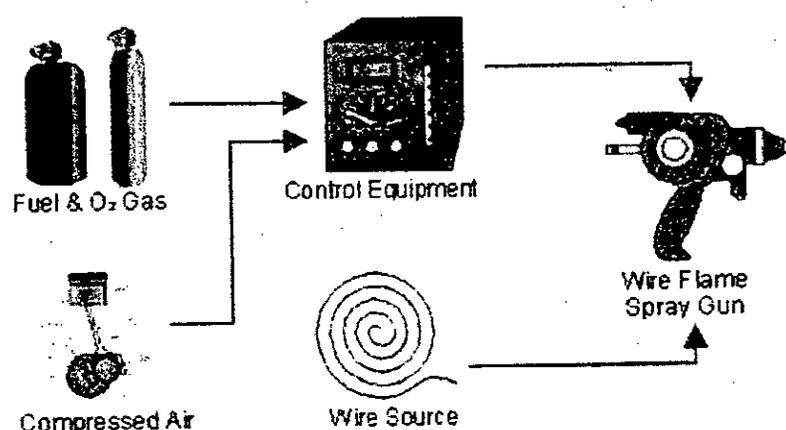
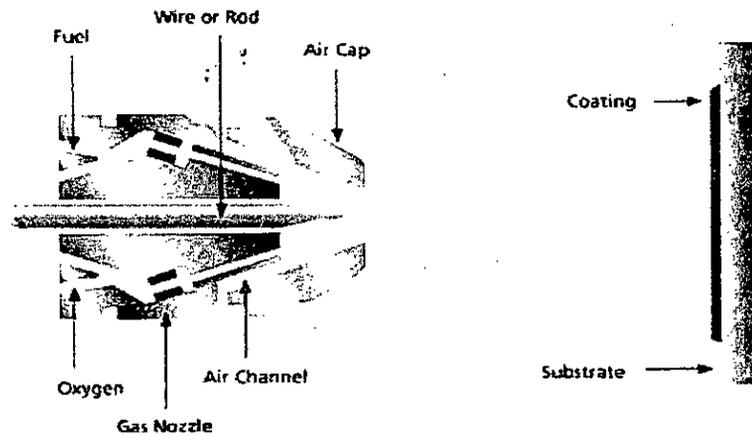


Figure I.4 : Schéma de principe de la projection flamme-fil [8].

Cette technique de projection permet de réaliser les grandes familles de dépôts suivantes :

- Métaux : Zn, Al, Cu, Sn, Pb, Ni, Mo, aciers ordinaires, aciers inoxydables;
- Alliages de base Zn, Cu, Ni ou Sn;
- Céramiques sous forme de cordon ou de baguette : NiAl, NiCrBSi,  $Al_2O_3-TiO_2$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $ZrO_2-CaO$ .

La grande diversité des produits d'apport permet son utilisation dans tous les domaines industriels : automobile, aéronautique, infrastructure, sidérurgie, fonderie, papeterie, etc.



**Figure 1.5 :** Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme-fil [9].

Si les revêtements réalisés par projection thermique sont estimés poreux et que leur liaison avec le substrat est purement mécanique (pour des problèmes de corrosion et / ou d'adhérence insuffisante), un traitement de refusion peut compléter la gamme opératoire de manière à densifier le dépôt et à assurer une liaison de type brasage.

Les matériels utilisés sont des torches à gaz (ces torches sont des chalumeaux oxy-gaz équipés d'un récipient contenant la poudre) avec lesquelles les opérations de projection et de refusion sont réalisées simultanément, ou des pistolets flamme-poudre ou flamme-fil.

### 1.3.2. Projection à arc électrique entre deux fils

Le principe de la projection par arc électrique consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables, un jet d'air comprimé pulvérisant le métal fondu et le projetant sur le substrat.

Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu, sous des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités allant de 100 à 500 A. Ils comprennent deux parties :

- Une partie entraînement du fil ;
- Une partie fusion/projection du métal fondu.

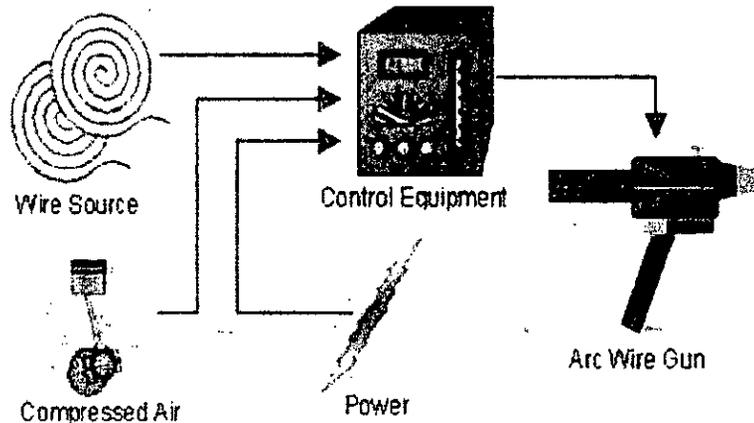


Figure I.6 : Schéma de principe de la projection à l'arc électrique [10]

L'application d'un courant électrique sur les fils génère un arc électrique qui permet de les fondre (température d'environ 6000°C). Les fils fondus sont alors pulvérisés grâce à un jet d'air comprimé et projetés sur le substrat pour former le dépôt.

La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé (vitesse égale à 250 m/s) permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes :

- Porosité de 5 à 10% ;
- Epaisseur des dépôts de 0.2 à 3 mm ;
- Force d'accrochage : 20 à 40 MPa ;
- Taux horaire de dépôt de 5 à 30 kg/h.

Les seuls freins à son utilisation résident dans la nature des matériaux à projeter qui doivent être conducteurs et le taux d'oxydation des dépôts relativement élevé en raison du transport des particules grâce à l'air comprimé (bien que l'utilisation de gaz neutre reste possible, au détriment du coût d'exploitation).

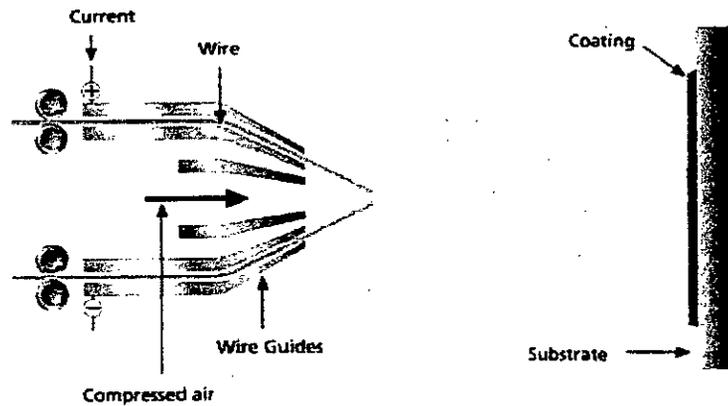


Figure 1.7 : Principe de fonctionnement d'un pistolet à arc électrique [9].

### 1.3.3. La projection plasma

Le plasma est souvent qualifié comme le quatrième état de la matière, puisqu'il fait suite dans l'échelle de température, aux états solide, liquide et gazeux. C'est un gaz ionisé constitué de molécules, d'atomes, d'ions et d'électrons : l'ensemble étant électriquement neutre. Un plasma Argon / Hydrogène, par exemple, sera ainsi constitué des espèces suivantes : Ar, H, H<sup>+</sup>, Ar<sup>+</sup>, e<sup>-</sup>.

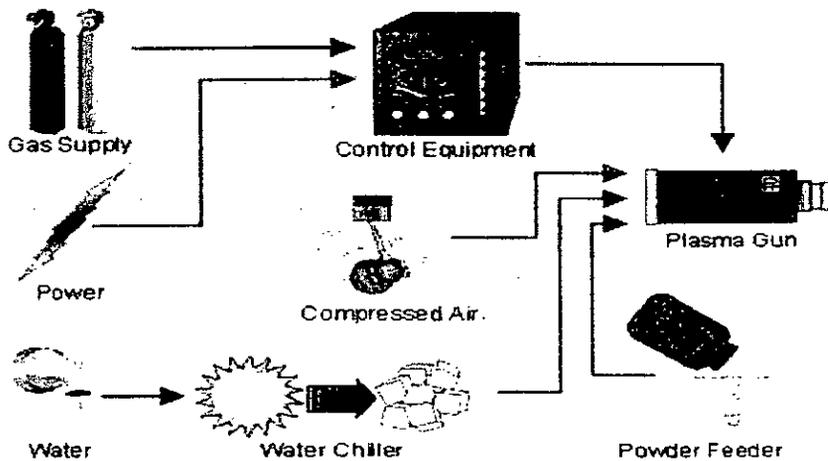


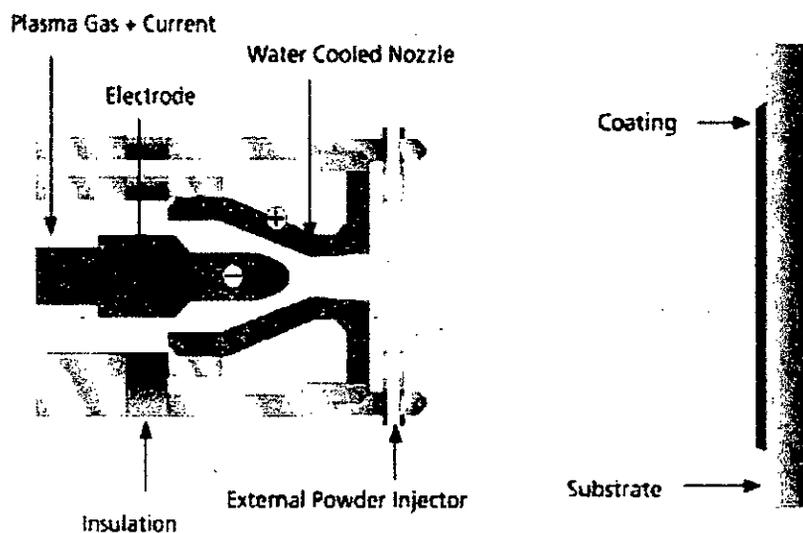
Figure 1.8 : Schéma de principe de la projection plasma [11]

Le plasma est crée dans une chambre formée par une cathode et une anode dans laquelle on injecte un gaz (Argon, Azote, Helium...). En portant la cathode à un

fort potentiel, un arc électrique est généré vers l'anode. Le gaz traversant la chambre est ionisé par l'arc électrique, formant ainsi le plasma.

Les régions les plus chaudes du plasma peuvent atteindre  $15000^{\circ}\text{C}$ , une température suffisante pour fondre n'importe quel type de matériau [11]. Ce flux gazeux, est étranglé dans une tuyère, et s'échappe de la buse à vitesse élevée. C'est à l'intérieur de ce jet de plasma à haute énergie que l'on injecte le matériau d'apport sous forme de poudre véhiculée par un gaz porteur. Les particules sont fondues et transportées par ce jet de gaz sur le substrat.

Les domaines d'application sont très vastes du fait de la diversité des matériaux d'apport : métaux purs (Mo, Ti, Ta, Al, Zn), alliages (NiCr, NiAl, ...), céramiques ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_x\text{O}_y$ , ...), carbures (WC,  $\text{Cr}_2\text{C}_3$ , ...) et de la flexibilité de la technologie.



**Figure 1.9:** Principe de fonctionnement du pistolet de projection plasma [9]

L'industrie automobile est, avec l'industrie aéronautique, le domaine industriel où ce procédé est le plus répandu pour traiter des problèmes d'usure, de corrosion, d'oxydation, de haute température ou de frottement.

### 1.3.4. Projection hypersonique

Ce type de projection tient son nom de la vitesse de sortie des gaz qui se situe entre Mach1 et Mach2 ( le nombre de Mach est le rapport de la vitesse du projectile à celle du son). Cette dernière vaut 340 m/s dans l'air à la température ordinaire.

Deux procédés présentent ce type de caractéristiques :

- La projection hypersonique à tir discontinu;
- La projection hypersonique à tir continu.

#### 1.3.4.1. Projection hypersonique à tir discontinu

Cette technique de projection consiste à introduire le matériau d'apport (sous forme de poudre) dans un tube appelé **canon à détonation**, en même temps que le gaz de combustion (oxygène, acétylène). Ce mélange explose grâce à une étincelle, à la fréquence de 8 allumages par seconde. La poudre est ainsi chauffée et éjectée à très grande vitesse (950 m/s) par l'onde de choc créée. Le régime de projection est donc discontinu et entre chaque tir, un balayage avec un gaz neutre est pratiqué.

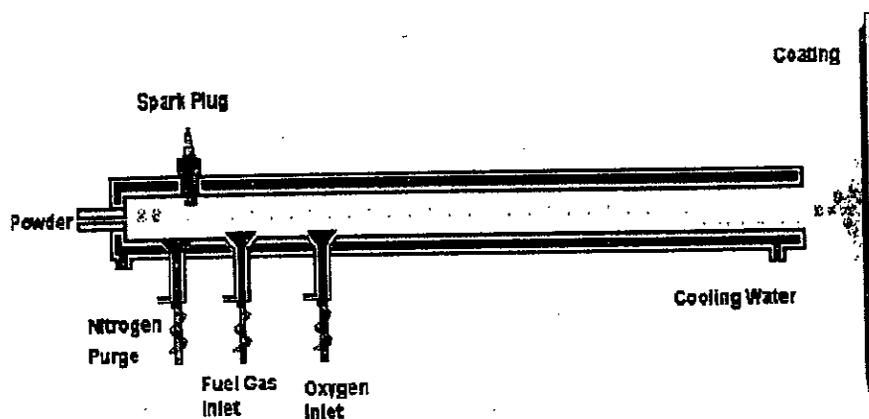


Figure I.10 : Principe de fonctionnement d'un canon à détonation [13].

Ce type d'installation permet d'obtenir des dépôts de caractéristiques remarquables du point de vue de la compacité (porosité inférieure à 1%), de l'adhérence (souvent supérieure à 80 MPa) et de la rugosité ( $R_a = \pm 3 \mu\text{m}$ ), à des taux horaires de dépôts compris entre 3 et 5 kg/h. Les épaisseurs de dépôts sont en général limitées à 0.2 mm.

Nota: rugosité Ra : écart moyen arithmétique de rugosité par rapport à la ligne moyenne.

### 1.3.4.2. Projection hypersonique à tir continu

Cette variante des procédés flamme classiques réside dans la vitesse très élevée acquise par les particules projetées grâce aux importantes pressions régnant dans la chambre de combustion.

Deux procédés sont développés, leur différence tenant essentiellement à des critères d'ordre économique :

- Le procédé **HVOF** (High Velocity Oxygen Fuel),
- Le procédé **HVAF** (High Velocity Air Fuel).

L'HVOF utilise la combustion de deux gaz : d'une part, oxygène et, d'autre part, propane, propylène, tétrène ou hydrogène. L'HVAF utilise quant à lui un mélange kérosène-air comprimé pour la combustion.

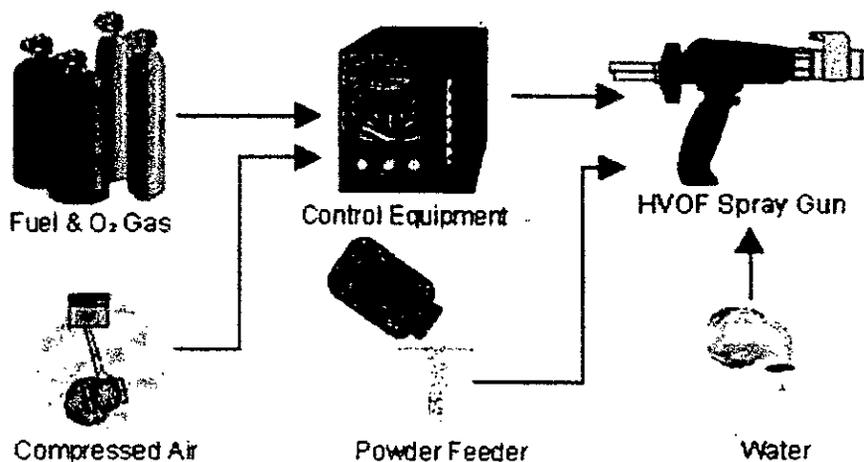


Figure I.11 : Schéma de principe de la HVOF [12]

Pendant leur temps de séjour très court dans la flamme, les particules sont amenées à l'état pâteux, l'énergie cinétique acquise dans la tuyère permettant la réalisation de dépôt d'excellente qualité: faible porosité (< 2%), bonne adhérence (70 à 100 MPa) et faible rugosité de surface.

L'aéronautique est aujourd'hui le principal utilisateur du procédé **HVOF**, en particulier pour les dépôts de **WC/Co 88/12** résistant à l'abrasion. L'effet de vitesse d'impact des particules sur le substrat étant bénéfique du point de vue de la cohésion des dépôts et la température limitée de la flamme (par comparaison avec le procédé plasma) permettant d'éviter la décarburation des matériaux en cours de projection.

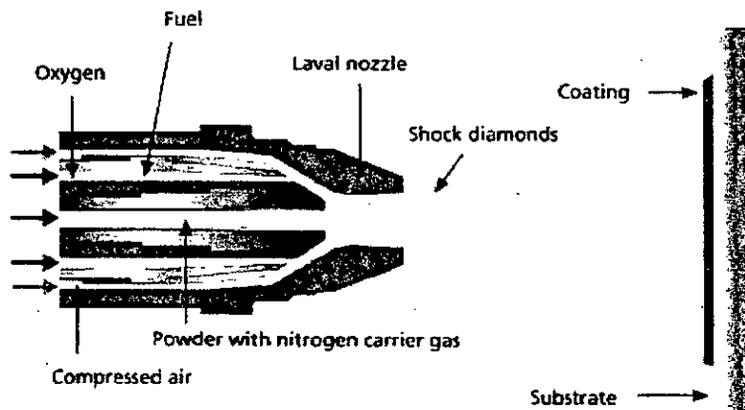


Figure I.12 : Principe de fonctionnement d'un pistolet HVOF [9].

#### I.4. Formation et structure des dépôts projetés thermiquement

Les dépôts formés par projection thermique sont obtenus par empilements successifs de gouttelettes de matériau fondu ou à l'état pâteux. La structure ainsi formée est du type lamellaire.

Afin de réaliser un bon accrochage mécanique, la surface des pièces à revêtir est préalablement préparée pour en augmenter la rugosité et permettre aux particules de s'ancrer dans les irrégularités de surface. La formation du dépôt présente deux étapes caractéristiques :

1. L'écrasement de chaque gouttelette,
2. La formation d'une couche de matériau, résultant de la cinématique liée au processus (mouvements relatifs torche / pièce).

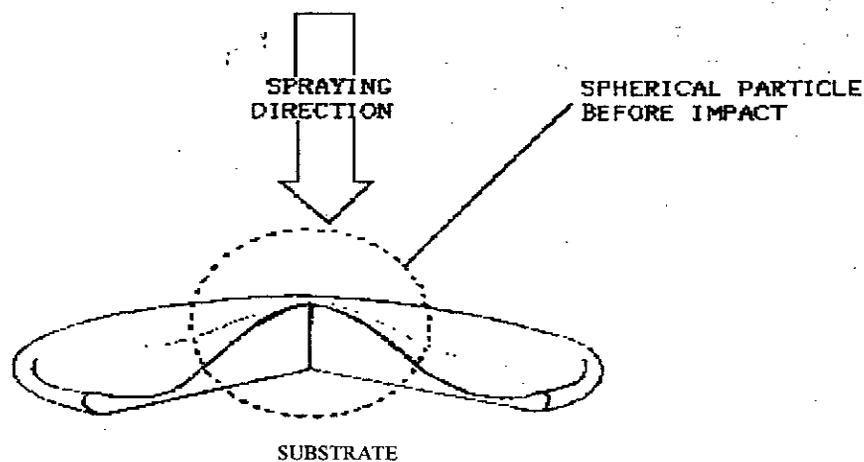


Figure I.13 : Ecrasement d'une particule projetée sur la surface du substrat [14].

Ce mécanisme d'écrasement est un mécanisme complexe dépendant d'une part des caractéristiques des particules elles-mêmes (vitesse, composition chimique, température, degré de fusion), et d'autre part de celles du substrat (nature, rugosité, température) [13 – 14].

Deux types de structures existent après impact :

- Une structure «fragmentée», constituée d'un disque central de faible diamètre et de ramifications dirigées vers l'extérieur et reliées ou non à celui-ci (cf. figure I.14.a);
- Une structure en forme de disque, constituée à partir d'un écoulement continu et stable du liquide, allant du point d'impact de la particule vers la périphérie (cf. figure I.14.b).

La vitesse de refroidissement des particules au contact du métal de base est très importante. Souvent, elle peut être supérieure à  $10^4$  °K/s, le temps de solidification étant compris entre 0.5 et 2.5  $\mu$ s.

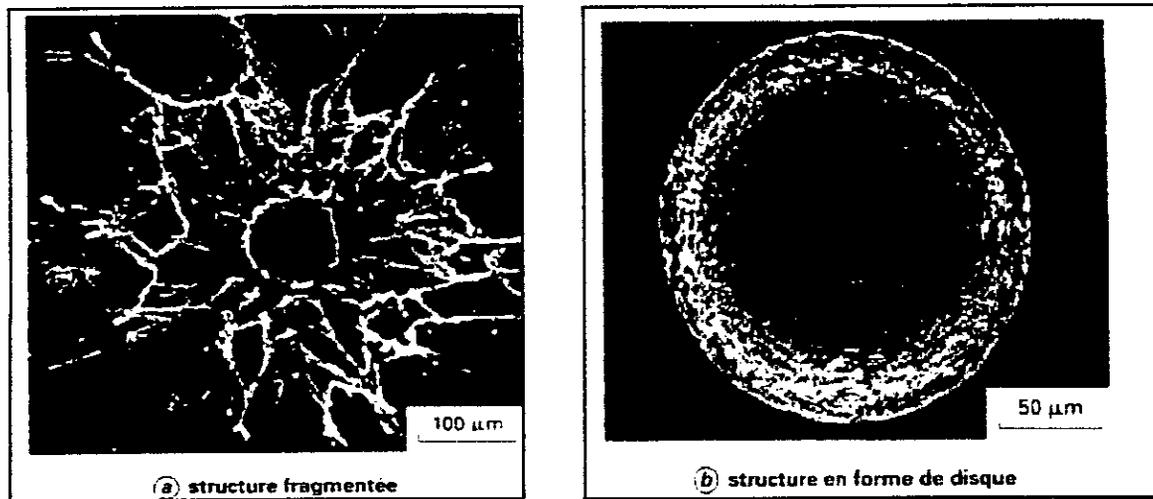


Figure I.14 : Mécanismes d'écrasement des particules.

La formation d'un dépôt résulte de la combinaison du phénomène d'écrasement et de solidification rapide de particules fondues sur le substrat et du balayage de la surface à traiter.

La réaction chimique des particules avec les gaz environnants et les transferts de chaleur avec le substrat (ou la couche précédemment déposée) vont affecter la qualité du dépôt, et en particulier le taux de porosité, le taux d'impuretés, les contraintes résiduelles et la structure métallurgique [13 – 14].

## 1.5. Caractéristiques générales des dépôts

### 1.5.1. Structure métallurgique

Les dépôts sont généralement stratifiés, s'ils ne sont pas traités à posteriori. Ils sont poreux, la porosité provenant soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit de gaz enfermés pendant la solidification. Le taux de porosité varie de moins de 1% à 25% suivant les procédés et les matériaux utilisés. Les dépôts comportent des inclusions telles que des oxydes ou encore d'autres matériaux provenant des chalumeaux eux-mêmes, des particules non fondues ou partiellement fondues n'ayant pas subi un cycle thermique complet (en raison de leur taille ou de leur cheminement dans la source de chaleur).

En raison de la très grande vitesse de refroidissement des particules au contact du substrat, leur structure métallurgique est du type trempée, généralement à phase unique. Ceci permet d'expliquer que la structure d'origine du matériau peut se trouver modifiée après dépôt. A titre d'exemple, on peut citer le cas de l'alumine, projetée sous forme alpha et qui se retrouve sous forme gamma dans le dépôt. Une autre conséquence de ces cycles thermiques sévères est la présence possible de microfissures intragranulaires à l'intérieur des dépôts.

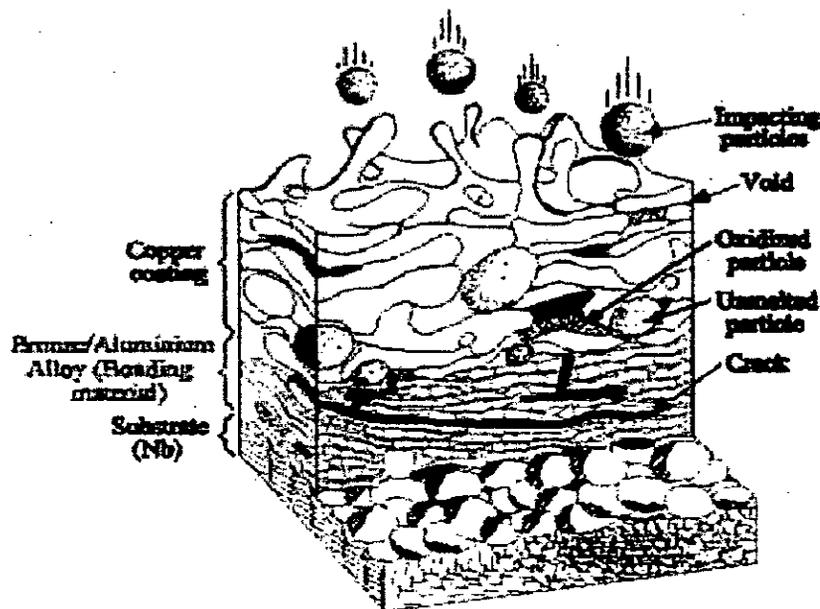


Figure 1.15 : Coupe d'un dépôt projeté.

Enfin, lors des projections réalisées dans l'air, les particules et le substrat sont soumis au phénomène d'oxydation. Il n'est ainsi pas rare de constater une augmentation du taux d'oxygène pendant la projection : par exemple, le tungstène projeté par plasma atmosphérique à partir de poudre contenant 200 ppm d'oxygène voit ce taux passer à 5000 ppm dans le dépôt.

### 1.5.2. Adhérence

Les dépôts adhèrent au substrat par un phénomène mécanique et de diffusion. Suivant les procédés et les matériaux, l'adhérence varie de 20 à 150 MPa [13]. Dans le cas où elle s'avère insuffisante (cas de projections d'oxydes par exemple), on

utilise des sous-couches d'accrochage, parmi lesquelles on peut citer l'aluminium de nickel, le molybdène ou encore les alliages du type Ni-Cr (80/20).

Les mécanismes influençant l'adhérence et l'édification du revêtement sont :

- Propreté et étendue de la surface à revêtir,
- Rugosité ou topographie,
- Température de projection et du substrat
- Temps (réaction, refroidissement)
- Vitesse de projection (énergie cinétique)
- Propriétés et réactions physico-chimiques des matériaux utilisés

Le dégraissage et le grenailage du substrat permettent d'obtenir une surface chimiquement et physiquement active. L'étendue de la surface d'accrochage est accrue, ce qui augmente les contraintes d'adhérence du dépôt sur le substrat. Le profil rugueux favorisera l'accrochage mécanique. L'adhérence métallurgique est favorisée par l'importance des énergies thermique et cinétique.

Les matériaux comme le molybdène, le tungstène et les composés Aluminium/métaux constituent des revêtements dits « Auto-adhérents ». Ces matériaux ont relativement des contraintes d'adhésion assez élevées donnant lieu à une adhérence métallurgique et par diffusion importantes.

Le molybdène et autres métaux réfractaires ayant des hauts points de fusion, produisent une interaction plus importante du fait de leur projection à haute température et des cycles de refroidissement assez longs. Dans le cas des composés Aluminium/métaux (tels Al-Ni, Al-Cr...), l'adhérence par diffusion est favorisée grâce à l'importance des réactions exothermiques produites entre l'aluminium et ses différents métaux [14].

### **1.5.3. Contraintes résiduelles**

Le refroidissement et la solidification de la plupart des matériaux s'accompagnent d'une contraction. Lors de l'impact des particules projetées sur le

substrat, il en résulte une contrainte de tension dans la particule et une contrainte de compression dans la surface du substrat [13]. L'état global des contraintes résiduelles dans le revêtement et dans le substrat est lié aux procédés de projection utilisés, à la nature des matériaux et à leurs microstructures...

Au fur et à mesure de l'édification du revêtement, les contraintes augmentent. A l'atteinte d'une certaine épaisseur, ces contraintes dépassent la contrainte d'adhérence donnant lieu à une décohésion du revêtement.

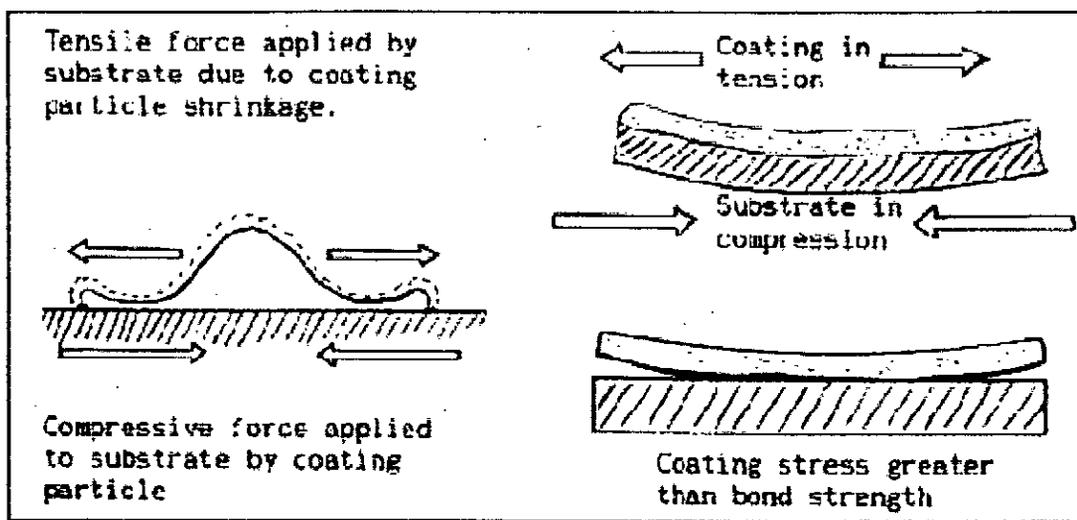


Figure I.16. Contraintes dues à la projection thermique [13]

  
**Chapitre  
II****LES CONTRAINTES  
RESIDUELLES**

---

*Les contraintes résiduelles étant une partie importante de cette étude, ce chapitre se veut une présentation exhaustive de ces paramètres. Une façon de les définir, d'exposer leurs origines, leurs niveaux et les différentes méthodes (expérimentales et mathématiques) de les déterminer est puisé d'une bibliographie assez diversifiée. On discutera également de leurs influences dans le cas des revêtements réalisés par projection thermique.*

---

## LES CONTRAINTES RESIDUELLES

### II.1. Introduction

L'état mécanique du matériau est entièrement défini par les sollicitations extérieures auxquelles il est ou a été soumis. Si le matériau chargé est continu, les déformations doivent vérifier les lois de compatibilité tout au long de la charge. Les contraintes alors induites doivent compenser les moments et les forces extérieures en respectant les équations d'équilibre [15].

La discontinuité des structures et l'irréversibilité des mécanismes structuraux liés à la déformation plastique vont générer un champ de déformation qui ne satisfait pas les équations de compatibilité ou d'équilibre. Cette déformation sera alors accommodée par une déformation élastique afin de rétablir l'équilibre du matériau.

Cette déformation élastique subsistera donc en dehors de toute sollicitation extérieure et génère un champ de contraintes associé. Celles-ci sont dites **contraintes résiduelles** et s'ajoutent aux contraintes induites par les sollicitations extérieures.

***Les contraintes résiduelles sont donc des contraintes multiaxiales statiques qui existent dans un système isolé macroscopique soumis à aucune force ni moment extérieur et qui se trouvent en équilibre mécanique.***

A cause du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux métalliques, les sources de contraintes peuvent provenir de déformations aux échelles macro-, micro- ou sub-microscopiques. On parle dans ce cas là de contraintes induites à différentes échelles. Un **matériau** cristallin est constitué de **phases**, qui elles-mêmes sont formées de grains. Cette échelle microscopique conduit à la notion de contraintes du 2<sup>ème</sup> ordre. Chaque grain est un monocristal qui peut être considéré comme divisé en petits **domaines** séparés notamment par un réseau de dislocations. Cette échelle sub-microscopique conduit à la notion de contraintes du 3<sup>ème</sup> ordre. Chaque domaine est constitué par un empilement régulier d'atomes défini comme un ensemble de mailles cristallines [16].

Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, on peut mettre en évidence des contraintes internes ayant pour origine des déformations assurant la continuité du matériau. Par exemple autour des défauts ponctuels, des dislocations, des joints de grains, des joints d'interphase, au niveau des grains, des phases et enfin de la pièce elles même.

## **II.2. Niveaux de contraintes internes**

En accord avec une classification proposée il y a une vingtaine d'années par Macherau, Wohlfahrt et Wolfstieg [17], puis reprise et explicitée par différents auteurs [18 - 20], on distingue trois niveaux de contraintes internes lorsque l'on se déplace de l'échelle du réseau à l'échelle macroscopique.

### **II.2.1. Les contraintes internes du troisième ordre**

A l'échelle de la maille, les contraintes internes du 3<sup>ème</sup> ordre sont inhomogènes sur les plus petits domaines du matériau. Elles sont engendrées par les défauts du réseau, tels que les lacunes, les impuretés, les dislocations ou l'arrangement des dislocations.

A ce stade, on peut distinguer, selon la nature et la configuration de ces défauts, deux niveaux de contraintes :

- A «courte distance», au voisinage immédiat des défauts ponctuels (quelques distances interatomiques).
- A «grande distance», autour des défauts linéaires et des précipités cohérents (quelques dizaines ou centaines de distances interatomiques).

Ces contraintes s'équilibrent d'elles-mêmes, sur le volume constitué par un cristal. Leur mesure est impossible et l'on cherche le plus souvent, à partir des modèles théoriques appropriés, à avoir un ordre de grandeur qui peut avoisiner, dans certains cas, la limite élastique théorique.

### II.2.2. Les contraintes internes du deuxième ordre

Ces contraintes sont liées aux problèmes d'incompatibilité de déformation de grains sous l'action d'une sollicitation. Elles sont définies à l'échelle de plusieurs cristaux et trouvent leurs origines dans la répartition hétérogène des contraintes internes du troisième ordre.

L'accès expérimental aux contraintes résiduelles du deuxième ordre est délicat mais semble possible à cause de leur influence sur les profils des raies obtenues par diffraction X. En effet, les déformations élastiques qu'elles introduisent au niveau des plans cristallographiques, équilibrées statiquement sur un ensemble de grains participant à la diffraction, vont se traduire par l'élargissement des raies.

Le niveau de ces contraintes, approche la limite d'écoulement macroscopique du matériau pour le taux de déformation correspondant.

### II.2.3. Les contraintes internes du premier ordre ou contraintes résiduelles

Ces contraintes intéressent un volume relativement important de matière (plusieurs grains: donc quelques dixièmes de millimètres) et c'est pour cette raison qu'elles sont parfois appelées **contraintes macroscopiques**.

Elles proviennent d'une répartition non statistique des contraintes internes du deuxième ordre. Cette hétérogénéité est engendrée par l'existence, dans le volume de matière considéré, d'un gradient de déformation dont l'origine peut être :

- **Chimique**, conséquence indirecte d'une hétérogénéité de la composition chimique du matériau (cas d'une décarburation superficielle, d'une cémentation, ...).
- **Physico-chimique**, par la présence des différentes phases, de volumes spécifiques différents ou de phases homogènes n'apparaissant pas simultanément en tout point du matériau.
- **Thermique**, un simple gradient thermique peut produire des écarts de dilatation incompatibles avec les déformations élastiques du matériau aux températures considérées.

- **Mécanique**, comme conséquence d'un écrouissage hétérogène (laminage, grenailage, étirage, ...).

Cette classification proposée pour les contraintes internes a un aspect pour l'instant théorique, car la séparation effective des différents ordres de contraintes n'est atteinte par aucune méthode de calcul ou de mesure. Cependant, elle a pour intérêt de montrer que **toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles**.

La figure II.1 suivante illustre la répartition du champ de contraintes internes pouvant exister dans un échantillon selon la direction x, par exemple :

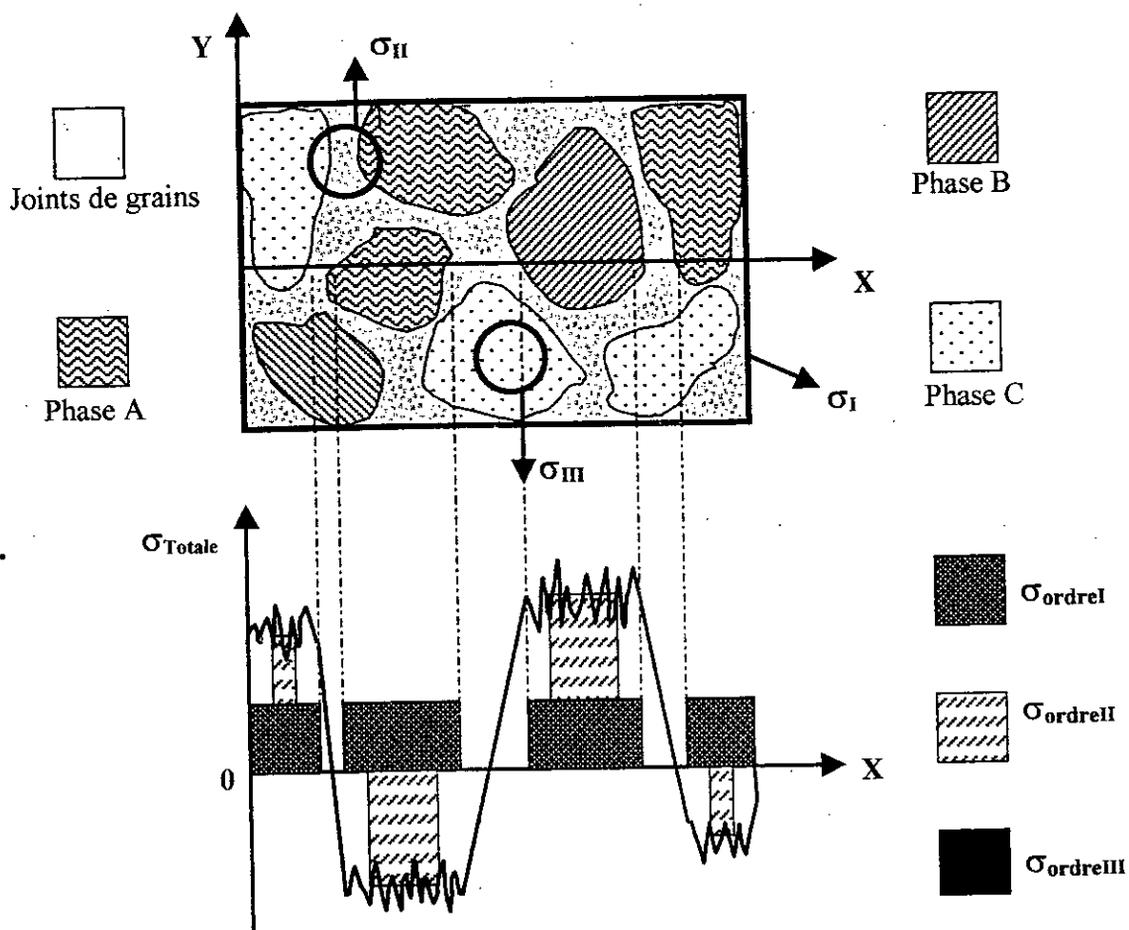


Figure II.1 : Répartition du champ de contraintes dans un matériau

La contrainte résiduelle totale  $\sigma_r$  en un point donné s'écrit donc :

$$\sigma_r = \sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}$$

### II.3. Méthodes de détermination des contraintes résiduelles

Chaque type de contraintes possède ses propres méthodes d'investigation. Les contraintes du premier ordre ou contraintes résiduelles peuvent être mises en évidence par deux grandes classes de méthodes : les méthodes expérimentales et les méthodes mathématiques.

#### II.3.1. Méthodes expérimentales

Il existe trois catégories de méthodes expérimentales de détermination des contraintes résiduelles :

- Les méthodes destructives,
- Les méthodes semi-destructives,
- Les méthodes non-destructives.

Dans ce qui suit, nous présenterons les méthodes expérimentales utilisées. Une attention particulière est cependant accordée pour les méthodes les plus pratiques et les plus couramment utilisées que l'on détaillera plus.

##### II.3.1.1. Méthodes non-destructives

###### II.3.1.1.1. Diffraction des rayons X [21 - 29]

Le prototype de cette méthode est une technique fondée sur la diffraction des rayons X qui permet de déterminer les déformations du réseau sous un champ de contraintes bi-axiales à la surface d'un solide. Elle est basée sur la mesure des distances inter-réticulaires d'une famille de plans cristallographiques convenablement choisie qui varie en fonction du champ de contraintes imposées.

Soit  $d_{hkl}$  la distance interréticulaire d'une famille de plans  $\{hkl\}$  et  $d_0$  sa valeur au repos. Sous l'effet d'une contrainte, la distance  $d_{hkl}$  va différer de  $d_0$  d'une distance  $\Delta d = d_{hkl} - d_0$ . La mesure de la déformation  $\varepsilon = \frac{\Delta d_{hkl}}{d_0}$  résultante est reliée par la loi de Bragg à la mesure du déplacement  $\Delta 2\theta$ .

Sachant que :

$$2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (II.1)$$

Avec :

- $\theta$  : angle de diffraction (de Bragg).
- $\lambda$  : longueur d'onde des rayons X incidents.
- $n$  : nombre entier naturel.

Si l'on différencie en  $d_0$  cette relation, on obtient :

$$\Delta d_{hkl} = -n \cdot \lambda \cdot \frac{\cos \theta_0}{\sin^2 \theta_0} \cdot \Delta \theta \quad (II.2),$$

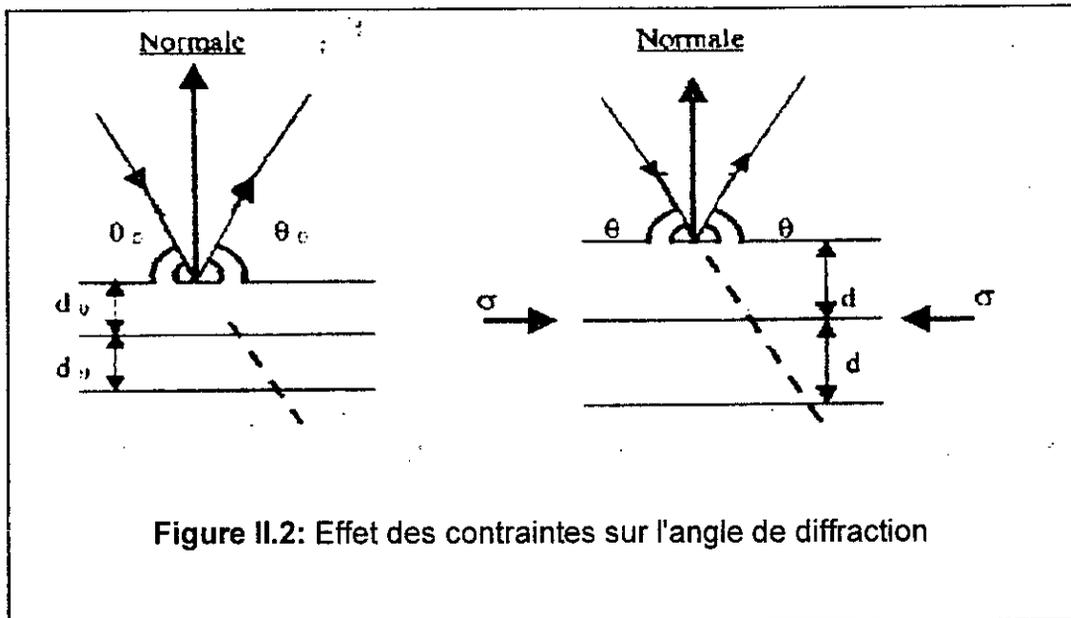
ou bien  $\frac{\Delta d_{hkl}}{d_0} = -\cot \theta_0 \cdot \Delta \theta$  après division par  $d_0$  (II.3)

La variation totale de l'angle de diffraction et par conséquent la déformation  $\varepsilon$  s'écrit :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d_{hkl}}{d_0} = -\frac{1}{2} \cot \theta_0 \cdot \Delta 2\theta \quad (II.4)$$

Du fait de la présence du facteur  $\cot \theta_0$  dans la formule, on utilisera dans la pratique les plus grands angles de Bragg ( $2\theta > 140^\circ$ ) pour augmenter la précision.

La figure suivante montre l'effet de la contrainte sur l'angle de diffraction.



Les variations de  $d_{hkl}$  ont différents effets sur la déformation des raies de diffraction selon leurs échelles.

- **A l'échelle macroscopique**, la déformation peut être considérée uniforme et il y a effectivement, dans ce cas, une translation uniforme du pic de diffraction.
- **A l'échelle microscopique**, la déformation n'est plus uniforme et il y a un élargissement du pic de diffraction qui peut être caractérisé par la mesure de la largeur de corde à mi-hauteur.

On peut donc déduire les contraintes macroscopiques et microscopiques des déformations correspondantes obtenues des raies de diffraction.

La figure II.3 montre l'effet de la contrainte sur le pic de diffraction.

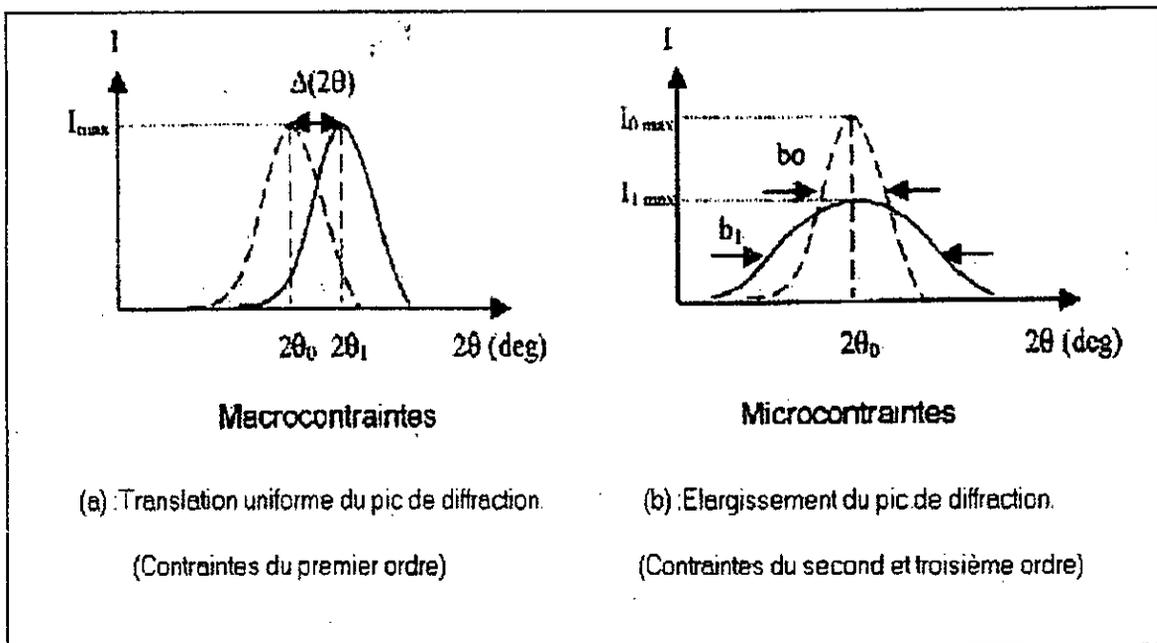


Figure II.3 : Effet des contraintes sur le pic de diffraction.

### II.3.1.1.2. Diffraction neutronique

Dans ce cas, les mesures sont effectuées de la même façon que les rayons X avec le détecteur tournant autour de l'échantillon et déduisant les positions à grande diffraction. La profondeur de pénétration est en général très grande associée à une haute résolution.

La diffraction neutronique [30 – 34] peut donner la distribution tridimensionnelle des déformations dans le matériau lorsqu'on fait subir à celui-ci des mouvements de rotation et de translation.

### II.3.1.1.3. Méthode synchrotron

Les synchrotrons produisent des rayons X de très haute énergie. Ceux-ci ont une profondeur de pénétration plus élevée que celles des X conventionnels, elle peut être de l'ordre de 50 mm dans le cas de l'aluminium [35 – 37].

Le faisceau peut avoir un diamètre de 10 mm à 1 mm, ce qui donne plus de détails sur la carte des déformations existant dans le matériau.

#### II.3.2.1.4. Méthode magnétique

Les propriétés ferro-magnétiques des alliages ferreux sont sensibles à l'état de contraintes internes dues à la magnétostriction et à l'effet magnéto-élastique résultant. La magnétostriction est le fait que chaque domaine magnétique dans le matériau est déformé selon sa propre direction magnétique. Un changement dans le niveau de contraintes conduira à un changement dans le nombre de domaines alignés selon ses axes, ce qui conduit à une diminution de l'énergie magnéto-élastique [38 – 41].

Des paramètres intrinsèques du matériau (dureté, structure, taille des grains ...), peuvent influencer les mesures des contraintes. Pour cela, la méthode magnétique doit être couplée à d'autres méthodes afin de minimiser cette influence [38 – 41].

#### II.3.2.1.5. Méthode aux ultra-sons

Cette méthode utilise la sensibilité de la vitesse des ondes ultrasonores traversant le matériau, à la variation des niveaux de contraintes se trouvant à l'intérieur de celui-ci [42 – 44].

Comme les changements de la vitesse des ondes ultrasonores sont très faibles voire influencées par la structure du matériau, et comme le dépouillement nécessite la connaissance de certains coefficients acousto-élastiques, cette méthode ne peut donner que le niveau des macro-contraintes résiduelles sur un grand volume du matériau [42 – 44].

#### II.3.1.1.6. Méthode piezo-spectroscopique « de Raman »

L'effet Raman est basé sur l'interaction de la lumière avec la matière. La fluorescence varie linéairement avec l'état des contraintes hydrostatiques. Avec une source de laser, par exemple, l'analyse du profil (variable) du faisceau renseigne sur l'état physique et la structure chimique de la matière [45 – 46].

Cette méthode est réservée aux matériaux transparents tels le saphir, quelques céramiques ainsi que les fibres optiques.

### II.3.1.2. Méthodes semi-destructives

#### II.3.1.2.1. Méthode du trou

Une rosette spéciale de trois jauges est d'abord collée sur la structure au point où l'on veut effectuer la mesure. Celle-ci est reliée à un pont d'extensométrie par l'intermédiaire d'un boîtier de commutation. On équilibre le zéro des jauges puis on perce un petit trou au centre de la rosette. Les mesures des déformations libérées donneront, à l'aide de formules spéciales de la résistance des matériaux, les contraintes résiduelles initialement existantes dans le matériau [47 - 53].

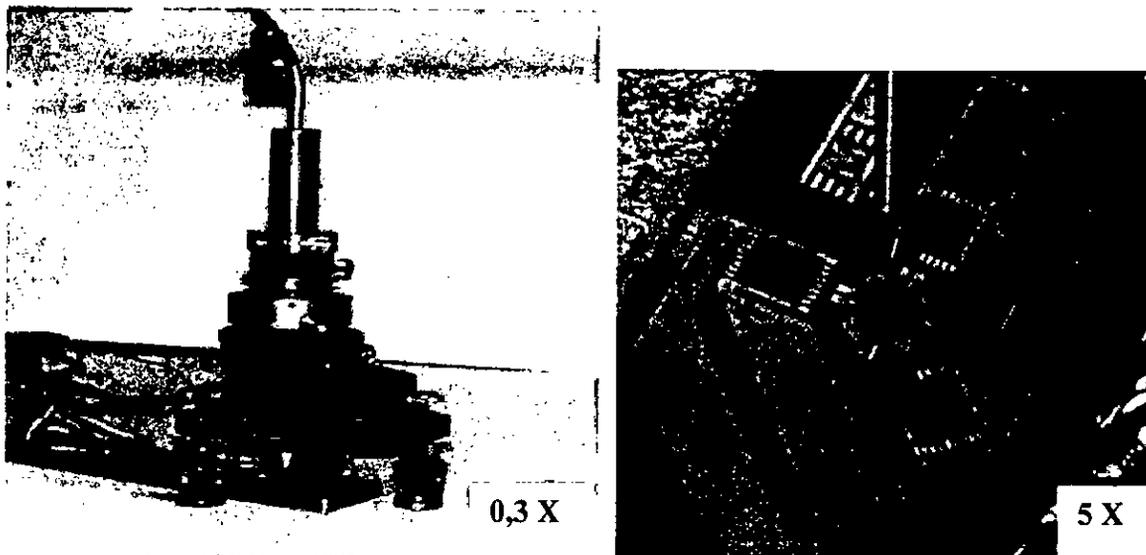


Figure II.4. (a) : Appareil de perçage, (b) : Perforation au centre d'une jauge 3D .

- Dans la plupart des applications, le trou est borgne et sa profondeur est :
- a- légèrement inférieure à son diamètre,
  - b- faible par rapport à l'épaisseur de la structure.

Malheureusement, la méthode du trou borgne est complexe et nécessite l'introduction de facteurs empiriques dans les équations élastiques. Une solution rigoureuse peut, cependant, être obtenue dans le cas du trou débouchant dans une plaque mince dans laquelle les contraintes sont uniformes selon l'épaisseur.

### II.3.1.2.2. La méthode du trépan

Décrite par Gunnert [54], le principe de cette méthode consiste à isoler mécaniquement par une saignée circulaire un petit élément de volume dont on désire connaître l'état de contraintes. La différence état initial (avec contraintes résiduelles) – état final (sans contraintes) indique le niveau des contraintes résiduelles [55].

Une jauge tridirectionnelle est collée à l'endroit où on désire mesurer les contraintes. On pratique ensuite une saignée circulaire autour de la jauge à une profondeur suffisante pour relâcher complètement les contraintes dans la « carotte ».

Le trépanage est mené par pas successifs de 0,5 à 1 millimètre afin d'éviter un échauffement excessif. La jauge est bien sûr liée à un équipement d'extensométrie permettant de mesurer les déformations  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  et  $\varepsilon_3$  dans les trois directions à chaque pas d'usinage.

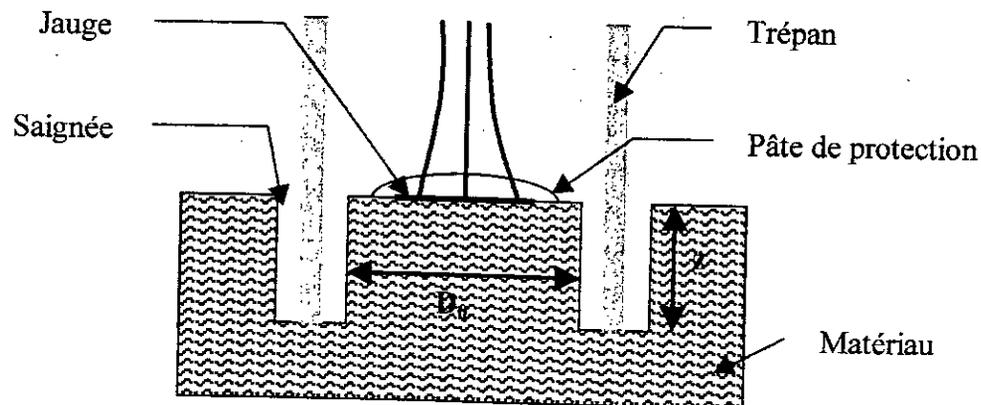


Figure II.5 : Schéma de principe du trépanage.

### II.3.3. Méthodes destructives

La méthode d'enlèvement successif de couches représente la famille des méthodes destructives. C'est également la méthode que nous avons utilisé dans le cadre de ce travail : nous lui accordons par conséquent une étude exhaustive.

### II.3.3.1. Méthode d'enlèvement de couches successives [56 - 62]

Le principe de cette méthode repose sur l'exploitation d'un réarrangement des contraintes qui se produit au sein d'une pièce parallélépipédique ou cylindrique lorsqu'on enlève une fine épaisseur en surface.

On peut alors mesurer soit la variation résultante de la courbure de la pièce (méthode de la « flèche »), soit les déformations associées sur la face opposée à l'enlèvement de matière à l'aide de jauges de déformation.

Supposons une pièce parallélépipédique dans laquelle règne un état de contraintes quasi plan, c'est-à-dire qu'en tout point,  $\sigma_z$  est très inférieure à  $\sigma_x$  et  $\sigma_y$ .

De plus, les contraintes  $\sigma_x$  et  $\sigma_y$  sont supposées être uniformes dans tout plan  $xy$ . L'équilibre initial se traduit par la nullité de la résultante des forces et des moments des contraintes résiduelles.

Un enlèvement de couche d'épaisseur  $\Delta h$  provoque un effort normal et un moment de flexion dans l'épaisseur restante, ce qui se traduit par des variations linéaires des contraintes  $\Delta\sigma_x$  et  $\Delta\sigma_y$ . La connaissance des déformations principales  $\Delta\varepsilon_x$  et  $\Delta\varepsilon_y$  sur la face opposée à l'enlèvement de couche permet de connaître les expressions  $\Delta\sigma_x$  et  $\Delta\sigma_y$  et par conséquent les contraintes  $\sigma_x$  et  $\sigma_y$  qui existaient dans la fine couche de matériau enlevée.

Il est alors possible de déterminer les contraintes existant dans toute l'épaisseur de l'échantillon en poursuivant l'opération jusqu'à destruction complète. On procède alors de la manière suivante :

Une jauge de déformation est placée sur une des faces de l'élément à isoler. En supposant que les contraintes qui résultent d'un effort normal ou d'un moment ont une variation linéaire dans l'épaisseur, il est possible de les calculer à tout niveau. Comme l'ont démontré Rosenthal et Norton [56] ou Frick et al [58], ceci est valable si les dimensions, de la longueur  $L$  et de la largeur  $l$ , de l'élément sont au moins deux

fois égales à son épaisseur  $h$ . Il en résulte que la méthode ne devrait s'appliquer qu'aux pièces telles que  $L \geq 2h$  et  $l \geq 2h$ .

On procède ensuite à l'enlèvement de couches par pas très faibles. On peut employer pour cela des méthodes d'érosion électrochimique, chimique ou mécanique avec des précautions particulières.

L'usinage mécanique est utilisé dans le cas des matériaux non-conducteurs électriques. En effet, il peut générer des contraintes résiduelles mécaniques ou thermiques et fausser les résultats. C'est pour cela qu'on lui préfère l'usinage électrochimique ou chimique, qui ne présente pas cet inconvénient et permet en outre d'enlever des couches d'épaisseur variable et contrôlable.

La figure II.6 représente le schéma d'un banc d'usinage électrochimique.

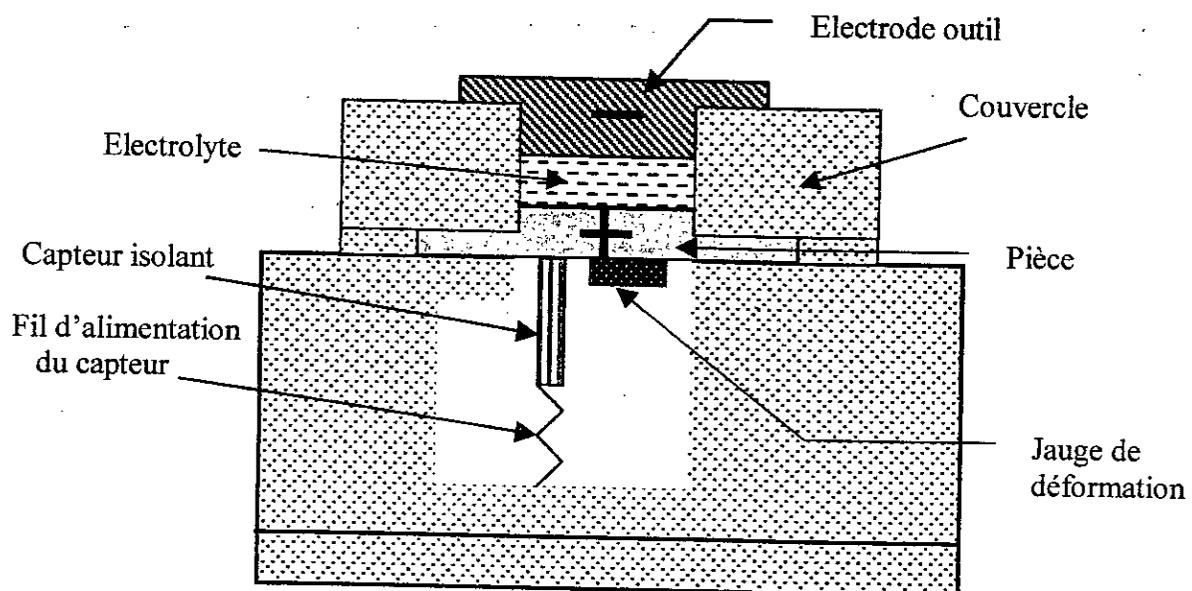
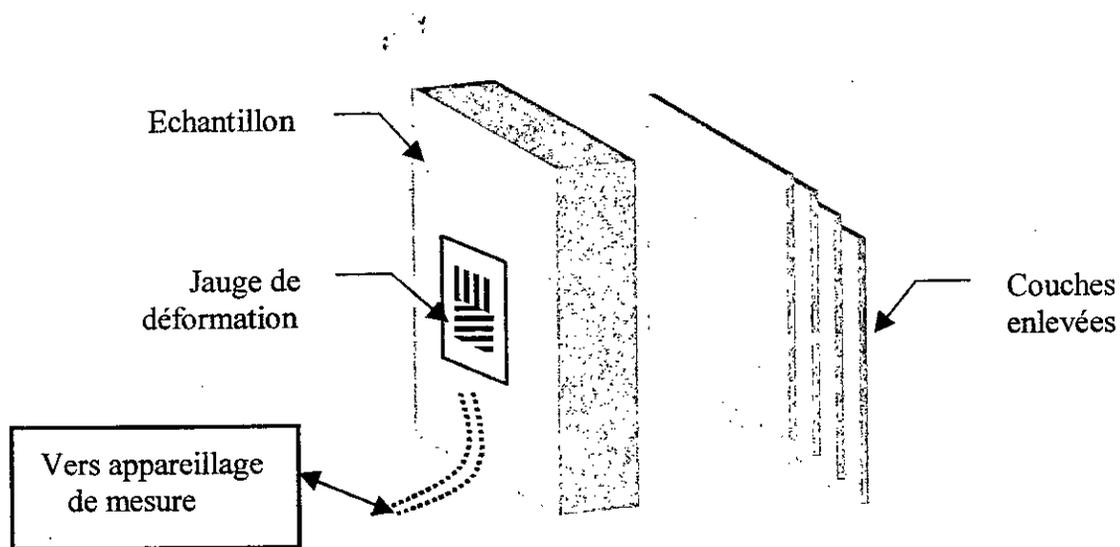


Figure II.6 : Schéma d'un banc d'usinage électrochimique.



**Figure II.7 : Enlèvement successif de couches**

L'enlèvement de couches est arrêté lorsque l'épaisseur enlevée ne devient plus négligeable par rapport à l'épaisseur restante et/ou que le niveau de contraintes tendra à s'annuler.

### II.3.2. Méthodes mathématiques

Le calcul des contraintes résiduelles dans les dépôts projetés thermiquement a connu un essor considérable ces 15 dernières années. Au début, les modèles proposés étaient très simplifiés et la plupart étaient plutôt analytiques.

Avec le développement des ordinateurs et de l'informatique moderne, les phénomènes liés au procédé de projection thermique lui-même ou aux matériaux utilisés, ont été pris en considération donnant lieu à des modèles numériques plus complets.

Les différentes techniques de projection pouvant être utilisées sont assez nombreuses (cf. chapitre I), les matériaux du substrat et des dépôts pouvant être concernés sont assez variés (cf. chapitre I) et les phénomènes se produisant lors du procédé de projection sont assez complexes (cf. figure II.10). Ces différents facteurs ont fait qu'actuellement, la littérature est assez riche de références en modèles mathématiques.

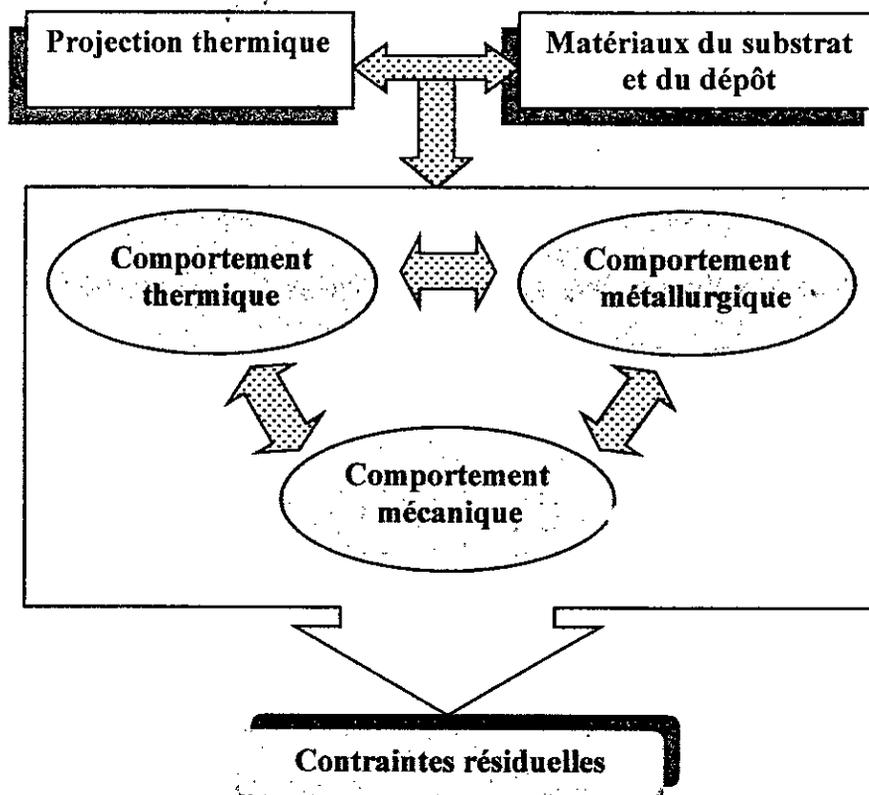


Figure II.8 : Génération des contraintes résiduelles lors d'une projection thermique.

Le calcul des contraintes résiduelles nécessite le calcul du champ de température dans la pièce. Le calcul des déformations liées à ces gradients thermiques, celles dues aux évolutions métallurgiques et à celles relatives à la réponse mécanique des matériaux en présence est également indispensable. La déformation totale sera donc exprimée par :

$$\varepsilon^{\text{Tot}} = \varepsilon^{\text{El}} + \varepsilon^{\text{Pl}} + \varepsilon^{\text{Fl}} + \varepsilon^{\text{Th}} + \varepsilon^{\Phi}$$

Où:  $\varepsilon^{\text{El}}$  : Composante élastique de la déformation

$\varepsilon^{\text{Pl}}$  : Composante plastique de la déformation

$\varepsilon^{\text{Fl}}$  : Déformation due au fluage

$\varepsilon^{\text{Th}}$  : Déformation due à l'expansion thermique

$\varepsilon^{\Phi}$  : Déformation due aux changements de phases.

La modélisation mathématique doit être basée sur les différentes équations régissant ces phénomènes (thermique, métallurgique et mécanique) ainsi que l'établissement des conditions initiales et aux limites. La nécessité de maîtriser certains paramètres physiques ainsi que pour la comparaison des résultats, font que la modélisation est souvent entreprise en étroite liaison avec un travail expérimental.

Aussi, a-t-on recours aux logiciels développés tels que Matlab, Mapple, Ansys, Sysweld, Systus..., basés sur les méthodes mathématiques connues telles que les éléments finis, les différences finies..., en les adaptant au problème spécifique dont on veut connaître les contraintes résiduelles.

#### **II.4. Origine et influence des contraintes résiduelles dans le cas des revêtements**

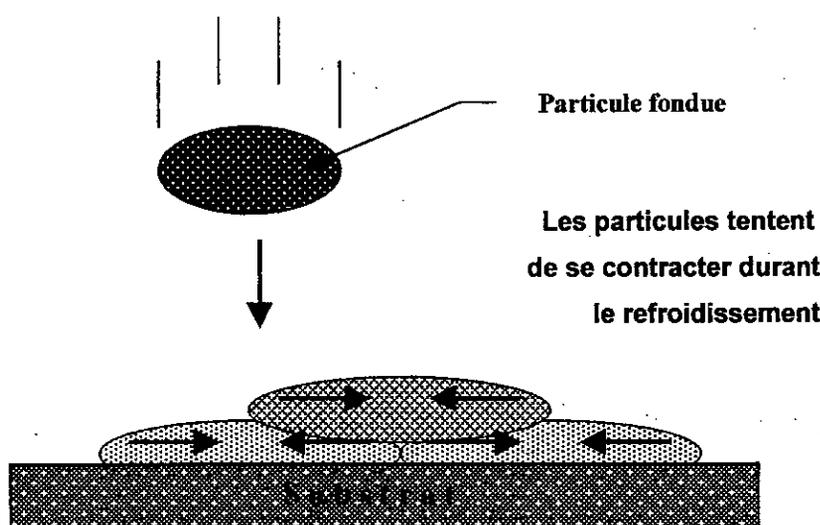
Les contraintes résiduelles existant dans la pièce en fin de traitement est la résultante de toutes les accommodations qui se sont produites pendant le traitement. Elles sont principalement dues à des incompatibilités de déformations entre les différents matériaux constitutifs de l'assemblage et ont généralement trois origines [63 – 64].

➤ **Origine thermique** : les deux (voire trois ou plus) matériaux en présence possèdent des caractéristiques thermiques très différentes, en particulier la conductibilité thermique ( $\lambda$ ), la capacité calorifique ( $C_p$ ) ainsi que les températures de fusion ( $\theta_F$ ). Au cours du refroidissement, la température n'est donc pas rigoureusement la même en tout point de l'assemblage. Les parties les plus chaudes et donc les plus malléables, sont entravées dans leur dilatation par les parties les plus rigides. Elles subissent donc des déformations plastiques différentielles qui induiront une partie des contraintes résiduelles.

➤ **Origine structurale** : à classer dans la catégorie des causes physico-chimiques. En effet, lors du refroidissement, certaines parties de l'assemblage peuvent subir des transformations métallurgiques qui, comme la transformation martensitique, s'accompagnent de variations de volume générant des contraintes résiduelles.

➤ **Origine liée aux différences de coefficients de dilation linéaire** : dans ce cas et même si le cycle thermique est homogène, il se produit un refroidissement différentiel dans chaque matériau, ce qui provoque des déformations et des contraintes résiduelles.

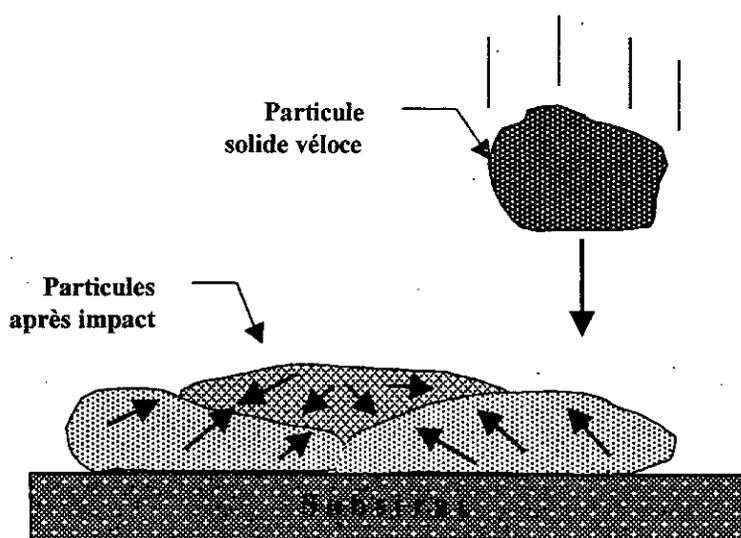
La présence de contraintes résiduelles dans les couches du revêtement est le résultat de l'accumulation des contraintes individuelles des particules projetées. Elles peuvent être présentes comme contraintes de tension, de compression ou neutres.



**Figure II.9 : Naissance des contraintes résiduelles de tension**

Les contraintes de tension sont le résultat de la contraction des particules (retrait) pendant le refroidissement. Ces contraintes sont d'autant plus importantes que les particules pulvérisées sont déposées à l'état fondu.

Ces contraintes sont observées le plus souvent quand on réalise la projection sur un substrat mince. Un dépôt sous tension courbera le substrat vers la torche de projection et l'assemblage aura une forme définitive concave. Quand un dépôt est réalisé sur un substrat rigide, ce dernier ne se courbe pas et de hauts niveaux de contraintes sont présents dans les deux matériaux et à l'interface revêtement-substrat. Les matériaux avec un plus haut coefficient d'expansion thermique se rétréciront plus que ceux avec un coefficient plus faible et produiront de cette façon de plus hauts niveaux de contraintes. Si la valeur de ces contraintes dépasse la résistance limite du matériau, il y aura naissance de microfissures [65 – 67].



**Figure II.10** : Naissance des contraintes résiduelles de compression

Les contraintes en compression sont le résultat de l'impact des particules solides ou semi-solides sur le substrat. La mise en compression est due au grenailage de la surface par les particules solides qui la frappent. Des particules les plus froides et plus solides produisent de plus hauts niveaux de compressions résiduelles mais diminuent la tenue du dépôt. Un dépôt en compression courbera un panneau mince loin de la torche thermique, et le panneau aura une forme définitive convexe. De plus hauts niveaux de contraintes en compression peuvent aussi affecter l'adhérence à l'interface dépôt – substrat et y produire des contraintes de cisaillement [66].

Les contraintes de cisaillement résultent de tout type de contraintes résiduelles, en compression ou en tension. Ces contraintes peuvent contribuer à la rupture de l'interface. Pour la plupart des cas, il est avantageux d'avoir des contraintes neutres ou de compression dans le dépôt. Des contraintes neutres n'éprouvent pas l'interface et par conséquent, minimisent la possibilité de rupture de l'assemblage. Ces contraintes neutres sont le résultat des particules qui frappent la surface dans un état semi solide et plastique ou un état solide très proche du point de fusion [66].

**Chapitre  
III**

**TECHNIQUES  
EXPERIMENTALES**

---

*Ce chapitre présente les différentes techniques expérimentales utilisées pour la réalisation de cette étude. Les procédés de projection à l'arc électrique et à la flamme ayant servi à l'élaboration des différents multimatériaux sont d'abord présentés. Les techniques et équipements mis en oeuvre pour la caractérisation métallurgique et mécanique (métallographie, microdureté, adhérence, contraintes résiduelles) feront également l'objet d'une description dans ce chapitre.*

---

Une analyse par EDAX de la composition chimique du substrat et des différentes nuances de fils projetés a donné les résultats présentés sur le tableau III.1.

	<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mn</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mo</i>
<b>35CrMo4</b>	98	0.33	1.2					0.3
<b>75E</b>				79,2		19,4	0,1	
<b>55E</b>	65,8	0.15	19,1	5,2	7,88	0,24	0,64	
<b>65E</b>	93,4	1.02	1.8		2,03	0,23	0,35	
<b>99E</b>								99,2

**Tableau III.1 : Composition chimique (% massique) du substrat et des fils projetés**

### III.3. Elaboration des échantillons par projection thermique

Avant la projection, les échantillons sont rectifiés puis nettoyés et dégraissés selon les normes usuelles pour être finalement grenailés [70 - 72].

Les deux types de dépôts ont été réalisés moyennant deux techniques de projection différentes. La première utilise un pistolet à arc entre 2 fils type "*Arc Spray 234 de Metal Spray. Co. Ltd, Auckland, New Zealand*" (fig. III.1) où les deux fils sont respectivement l'acier 55E et l'acier 65E. Ce pistolet a également servi pour la projection de la sous-couche d'accrochage Ni-Al de nuance industrielle 75E.

La deuxième technique s'opère au moyen d'un pistolet à flamme oxy-acétylénique type "*Mark 61, de Metal Spray. Co. Ltd, Auckland, New Zealand*" (fig. III.2). Il a été utilisé pour la projection du molybdène 99E également sous forme de fil.

L'épaisseur des dépôts, soit d'aciers alliés (55E et 65E) soit du molybdène 99E, est d'environ 0,4 mm. Pour les échantillons réalisés avec la sous-couche d'accrochage 75E, l'épaisseur de cette dernière est d'environ 0,2 mm (fig. III.3).

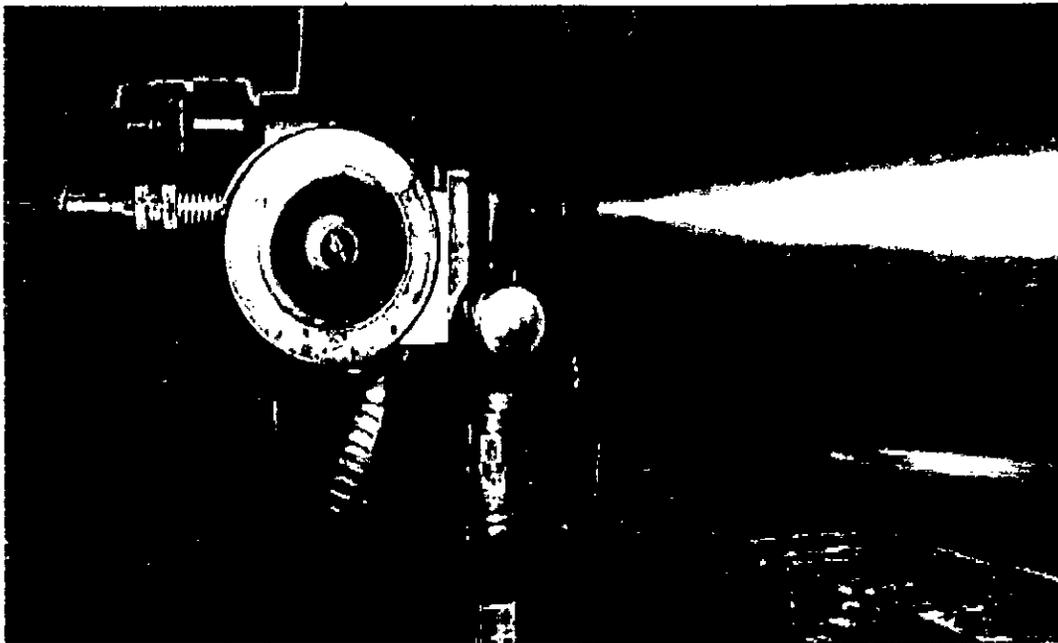


Figure III.1 : Pistolet de projection à arc électrique « Arc spray 234 » ayant servi à la projection de l'acier (55<sup>E</sup> + 65<sup>E</sup>) et de la sous-couche 75<sup>E</sup>.

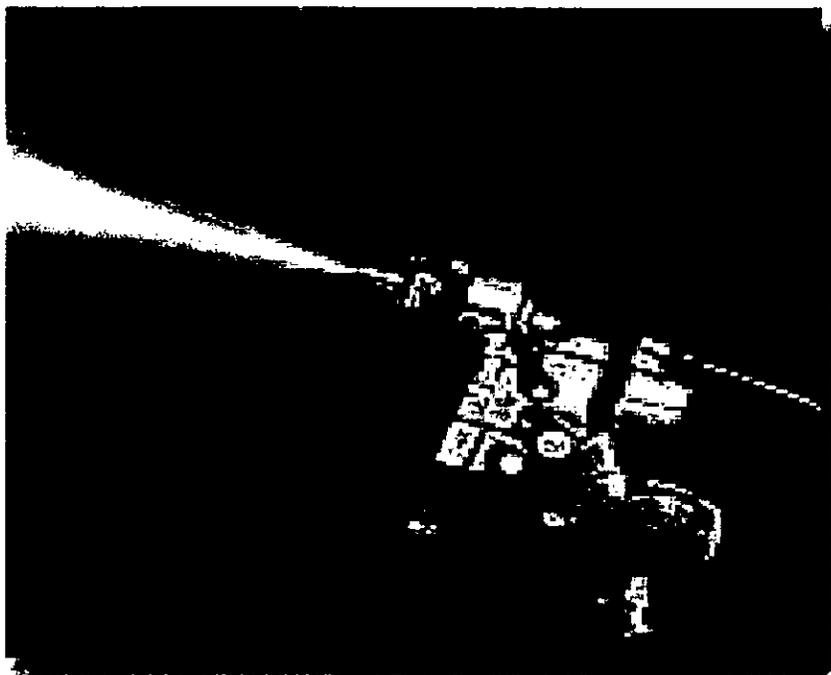


Figure III.2 : Pistolet de projection oxy-acétylénique « Mark 61 » ayant servi à la projection du molybdène 99<sup>E</sup>.

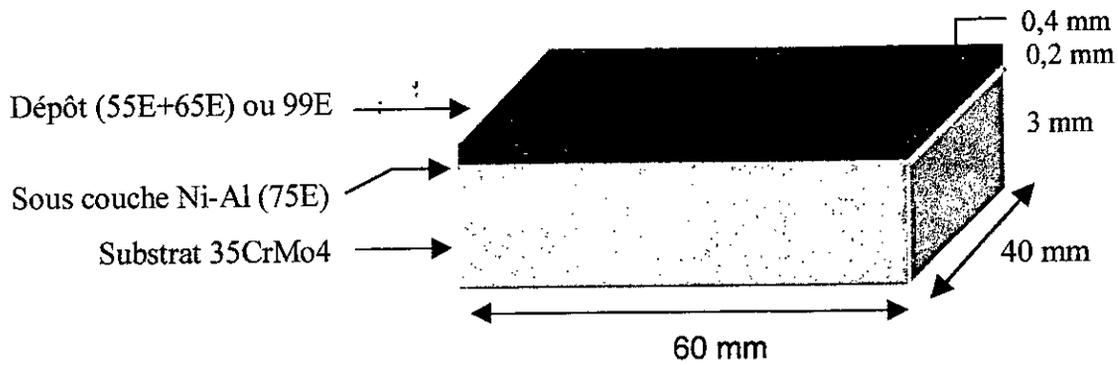


Figure III. 3 : Spécifications des échantillons élaborés

L'élaboration des différents multimatériaux a été réalisée selon les conditions opératoires de projection classique, résumées dans les tableaux III.2 et III.3.

<i>Pression de projection</i>	3 bars
<i>Tension du générateur</i>	30 V
<i>Intensité de courant</i>	100 A
<i>Distance de projection</i>	140 mm
<i>Angle de tir</i>	90°
<i>Diamètre des fils</i>	1,6 mm

(2)

<i>Pression de l'acétylène</i>	1 bars
<i>Pression de l'oxygène</i>	1,6 bars
<i>Vitesse d'avance du fil</i>	0,065 m/s
<i>Distance de projection</i>	140 mm
<i>Angle de tir</i>	90°
<i>Diamètre du fil</i>	2 mm

(3)

Tableaux III.2 et III.3: Conditions de projection thermique:

(2) : A l'arc électrique,

(3) : A la flamme.

Un lot de chaque catégorie d'échantillons élaborés fera l'objet d'un traitement de recuit à 850°C sous vide pendant 1 heure.

Comme les travaux ont concerné deux catégories de multimatériaux, selon que le dépôt soit d'aciers (55E et 65E) ou qu'il soit de molybdène 99E, chaque catégorie comprend quatre types différents d'échantillons selon qu'ils contiennent ou pas la sous couche d'accrochage et selon qu'ils soient post-traités ou pas:

1- **Substrat 35CrMo4 / Dépôt 55E + 65E ou 99E.**

2- **Substrat 35CrMo4 / Sous couche Ni-Al / Dépôt 55E + 65E ou 99E.**

- 3- **Substrat 35CrMo4 / Dépôt 55E + 65E ou bien 99E + post traitement thermique à 850 °C pendant 1 heure.**
- 4- **Substrat 35CrMo4 / Sous couche (Ni-Al / Dépôt 55E + 65E ou 99E + post traitement thermique à 850 °C pendant 1 heure.**

### III.4. Techniques de caractérisation

Avant de procéder à la détermination des contraintes résiduelles des différents multimatériaux réalisés, ceux-ci ont fait l'objet d'un test de rugosité, d'une analyse métallographique, d'une filiation de microdureté Vickers et de tests d'adhérence.

#### III.4.1. Rugosité

Avant leur recouvrement, les grandes surfaces des éprouvettes utilisées ont subi une rectification puis un grenailage mécanique. Ce grenailage a été effectué par un jet de fines grenailles en fonte sous haute pression en vue de déformer la surface afin d'augmenter l'adhérence du dépôt sur son substrat. La rugosité des différents échantillons a été mesurée à l'aide d'un rugosimètre type **MAHR, Perthometer C5D**. Celui-ci nous permet de déterminer l'état de surface du substrat après grenailage et de s'assurer du bon accrochage mécanique du dépôt lors de la projection thermique. Pour cela, on détermine la rugosité moyenne Ra.

#### III.4.2. Analyse métallographique

Cette étude a pour objet de révéler la structure des couches projetées et de mettre en évidence toute transformation ou interdiffusion possibles au niveau de l'interface. C'est donc la zone interfaciale des différents échantillons qui a, le plus, été concernée. Avant l'observation au microscope, une attaque chimique au Nital à 5% a été effectuée.

#### III.4.3. Etude de microdureté

Une filiation de microdureté Vickers a été effectuée sur les multimatériaux réalisés. Chaque valeur représente la moyenne arithmétique de trois tests linéaires transversalement au dépôt et au substrat. Une charge de 100 grammes a été

appliquée dans le cas des dépôts d'aciers alors que pour les dépôts de molybdène, celle-ci est de 150 grammes. Une erreur d'estimation de  $\pm 5\%$  a été retenue.

#### III.4. 4. Mesure de l'adhérence

L'adhérence d'un dépôt projeté sur un substrat est une caractéristique très importante. Elle est caractérisée par une énergie de rupture interfaciale  $G_{IC}$  de nature macroscopique et qui intègre tous les mécanismes de dissipation d'énergie intervenant lors de la rupture. Microscopiquement, elle est basée sur l'ensemble des liaisons physico-chimiques (van der waals, électriques, électrostatiques, covalentes, ioniques...) pouvant s'établir à l'interface entre les deux matériaux [73 - 74]. On parle alors d'adhésion caractérisée par le travail d'adhésion  $W_{ad}$ . Ces deux grandeurs sont reliées par la relation :

$$G_{IC} = W_{ad} + \Phi (W_{ad}) \quad (\text{Eq. III.1})$$

où  $\Phi (W_{ad})$  est un terme regroupant tous les termes dissipatifs.

Dans notre étude, la détermination de l'énergie de rupture interfaciale est primordiale car elle renseigne d'abord sur la qualité et la performance du dépôt projeté ainsi que sur le comportement ultérieur global du matériau réalisé lorsqu'il est mis en service.

Deux tests pour mesurer l'adhérence des dépôts sur le substrat ont été mis en oeuvre: le test de "collage et traction" et le test de flexion 4 points type délaminage.

##### III.4.4.1. Test de collage et traction

Il consiste en un essai de traction réalisé sur l'échantillon revêtu que l'on colle sur un substrat vierge à l'aide d'une colle spécifique (Fig. III.4). L'adhérence des différents types de dépôts sur le substrat correspond à la contrainte de rupture au moment du décollement.

Les deux surfaces en regard (celles du substrat vierge (1) et de l'échantillon revêtu (2)) sont préalablement polies afin de permettre un collage le plus uniforme

possible. Nous avons utilisé une colle en *cyanocrylate type TB-1702 de Threebond Co. Ltd. Tokyo, Japon.*

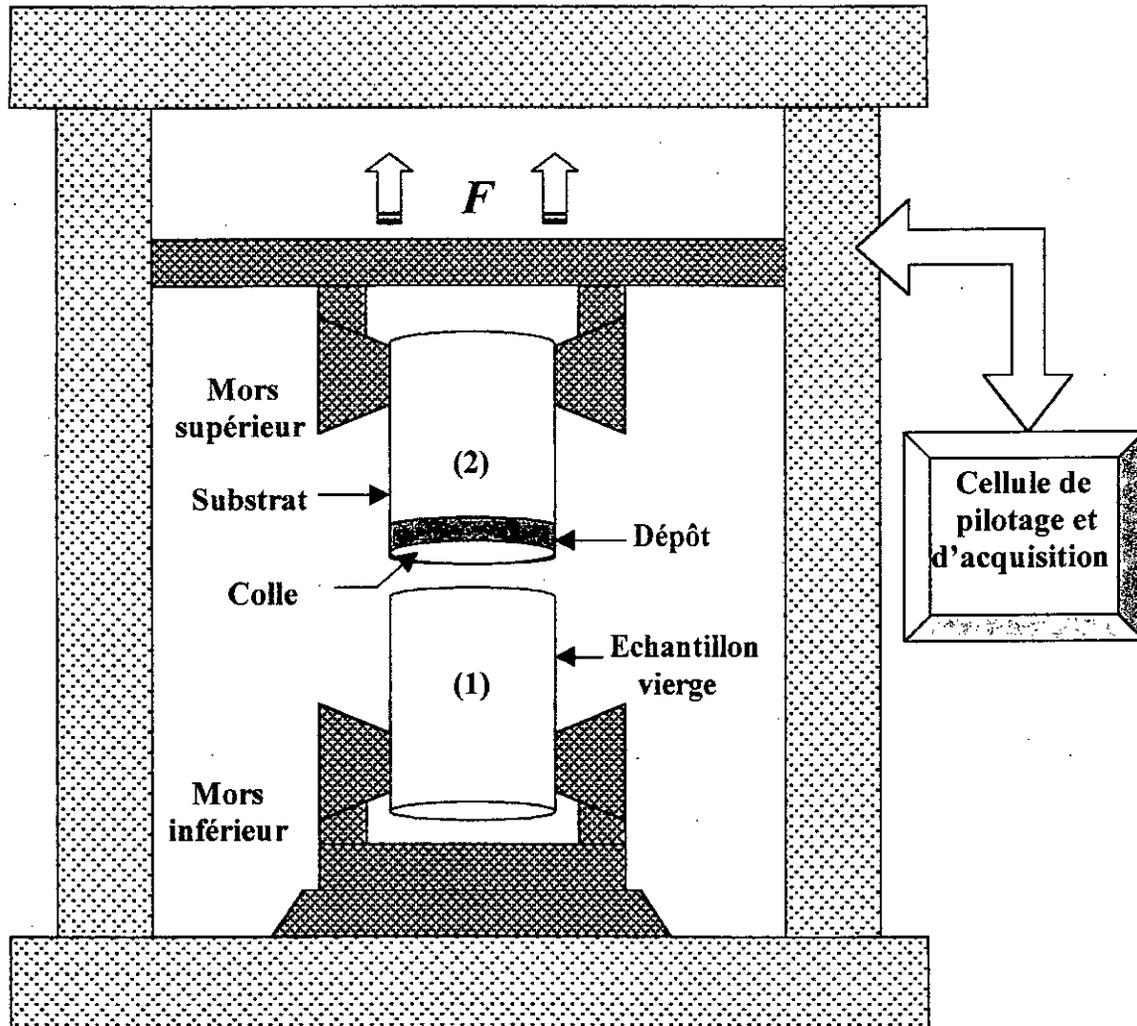


Figure III.4 : Réalisation du test d'adhérence par collage et traction.

Pour la majorité des échantillons, nous avons remarqué que le décollement s'effectue souvent au niveau de la colle et seules des parties du dépôt sont arrachées. Lorsqu'il existe, cet arrachement s'effectue à l'interface substrat-dépôt quelque soit le type de dépôt.

#### III.4.4.2. Test de délaminage par flexion 4 points

Le test de flexion 4 points a été réalisé sur une machine de traction-compression **ADAMEL DY25**. Le montage est constitué de deux parties (fig. III.5) :

- Une pièce inférieure à fond plat sur laquelle sont collés deux plots en alumine distants de 2 cm. L'éprouvette est posée dessus de façon que l'entaille soit centrée entre les plots..

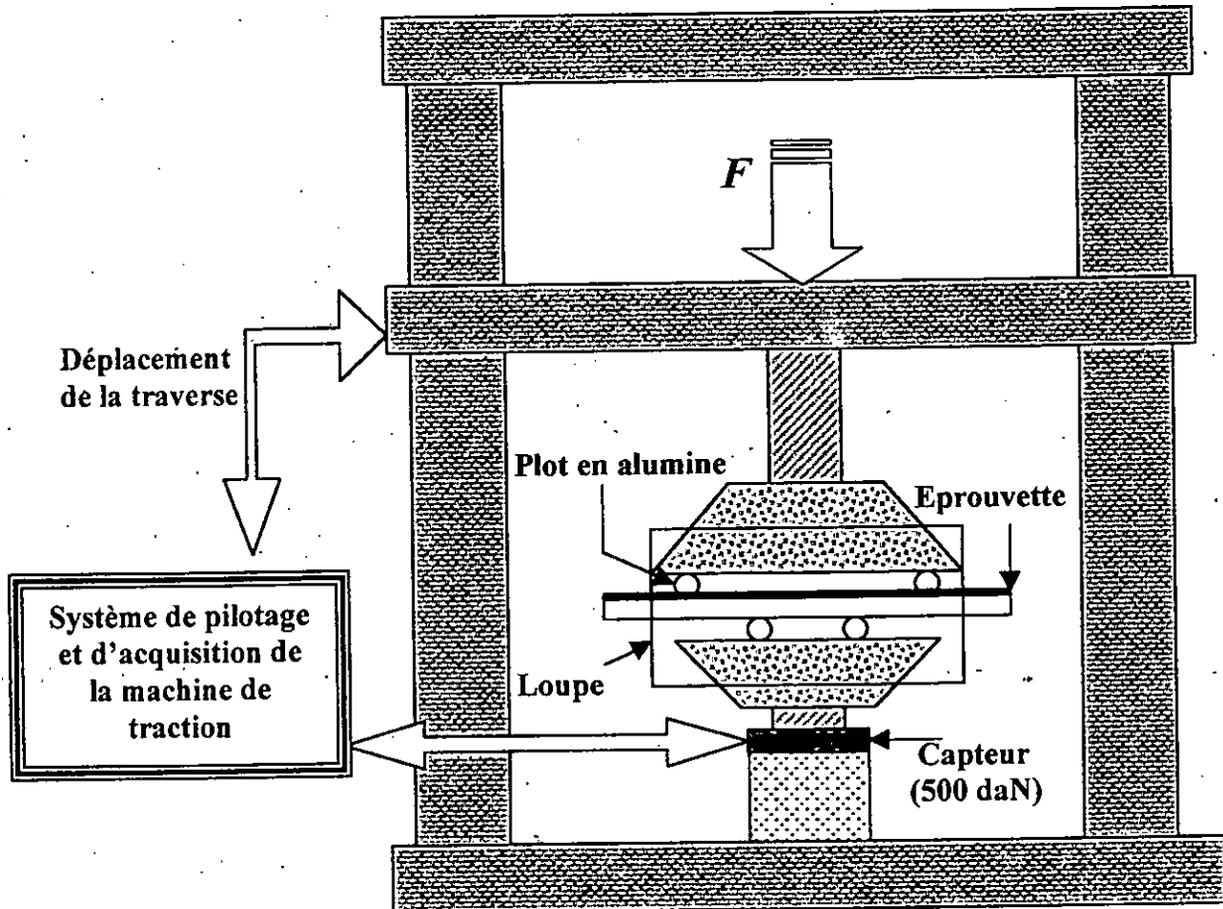


Figure III.5: Réalisation du test d'adhérence par délaminage

- Une pièce supérieure avec deux plots collés à une distance de 4 cm. Cette pièce est posée sur l'échantillon. La charge appliquée par l'intermédiaire d'un piston au contact d'une bille est ainsi répartie de façon homogène dans les deux plots.

Le montage est posé sur le capteur de force de 500 daN. Le pilotage de l'essai de flexion et l'acquisition des paramètres charge et déplacement se font sur la machine. La vitesse de la traverse est choisie lente et est égale à 0,2 mm par minute.

Le côté poli de l'éprouvette de délaminage est placé face à une loupe et l'éclairage est assuré par une fibre optique. Ce dispositif permet de suivre l'apparition de fissures et leur propagation pendant toute la période du délaminage.

### III.4.4.3. Réalisation des éprouvettes de délaminage

Les éprouvettes de délaminage sont réalisées à partir des échantillons sur lesquels ont été projetés les dépôts. Des poutres de 4 mm de largeur sont tronçonnées avec un disque à tronçonner diamanté sur les plaques constituant les bimatériaux ou les multimatériaux à caractériser. Une fine entaille qui servira de point d'amorçage de fissuration est réalisée dans le dépôt au centre de l'échantillon.

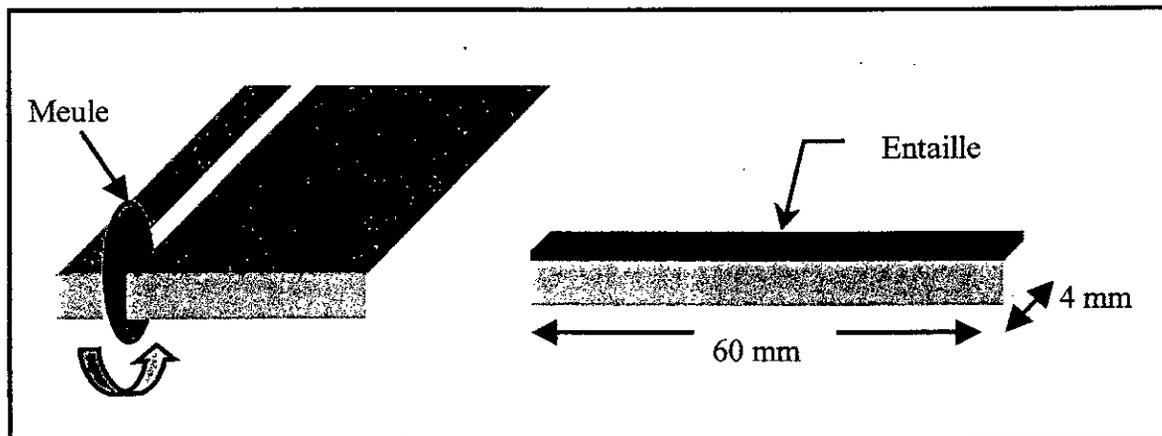


Figure III.6 : Réalisation des éprouvettes de délaminage

Lors de l'essai de flexion 4 points, une fissure est amorcée à l'interface dépôt – substrat au niveau de l'entaille. La contrainte appliquée étant constante entre les plots internes du montage, la fissure est soumise à des conditions de moment constant.

Le taux d'énergie libérée  $G_{IC}$  lorsque la fissure est stationnaire, est calculé d'après la théorie des poutres d'Euler-Bernouilli (Eq. III.2) sous les conditions de contrainte plane :

$$G_{IC} = \frac{P_c^2 b^2 (1 - \nu_s^2)}{E_s e^3 l^2} \cdot \frac{3}{2} \left\{ \frac{1}{(e_s/e)^3 (e_d/e)^3 + \lambda (e_s/e)^3 + 3\lambda (e_d e_s/e^2) (e_d/e + \lambda (e_s/e))^{-1}} \right\} \quad (III.2)$$

$$\text{avec : } \lambda = \frac{E_s(1-\nu_d^2)}{E_d(1-\nu_s^2)} \quad (\text{III.3})$$

$P_C$  : charge nécessaire au délaminage (Newtons)

$E_s$  : module d'élasticité du substrat

$E_d$  : module d'élasticité du dépôt

$\nu_s$  : Coefficient de Poisson du substrat

$\nu_d$  : Coefficient de poisson du dépôt

$e_s$  : épaisseur du substrat = 3 mm

$e_d$  : épaisseur du dépôt = 0.4 mm

$e = e_s + e_d = 3.4$  mm

$b$  : largeur de l'éprouvette 4 mm

$l$  : distance entre plots internes et externes = 10 mm

### III.5. Détermination expérimentale des contraintes résiduelles

La détermination des contraintes résiduelles au sein des différents assemblages repose sur la mesure des déformations par une méthode extensométrique, résultant de la destruction contrôlée par voie électrochimique des échantillons [70. - 71] [73] [75].

La méthodologie consiste à mesurer les microdéformations à l'aide de jauges extensométriques bidirectionnelles placées sur la face opposée au dépôt, du côté du substrat. Compte tenu de l'hypothèse de contraintes planes, de la symétrie des échantillons et celles du revêtement, il suffit de mettre en œuvre des rosettes à deux jauges perpendiculaires qui seront collées selon les directions principales x et y.

Un enlèvement de couches très fines, par polissage électrochimique du côté des revêtements, permet une mesure instantanée des déformations longitudinale et transversale  $\epsilon_{\text{Long}}$  et  $\epsilon_{\text{Trans}}$  au sein de chaque couche enlevée (figs. I.7-A et I.7-B). Cet usinage électrochimique a été effectué en utilisant une solution de NaCl à 50 grammes par litre dont la température est maintenue inférieure à 40°C, afin de ne pas générer de nouvelles contraintes d'origines mécanique ou thermique lors de l'usinage lui - même.

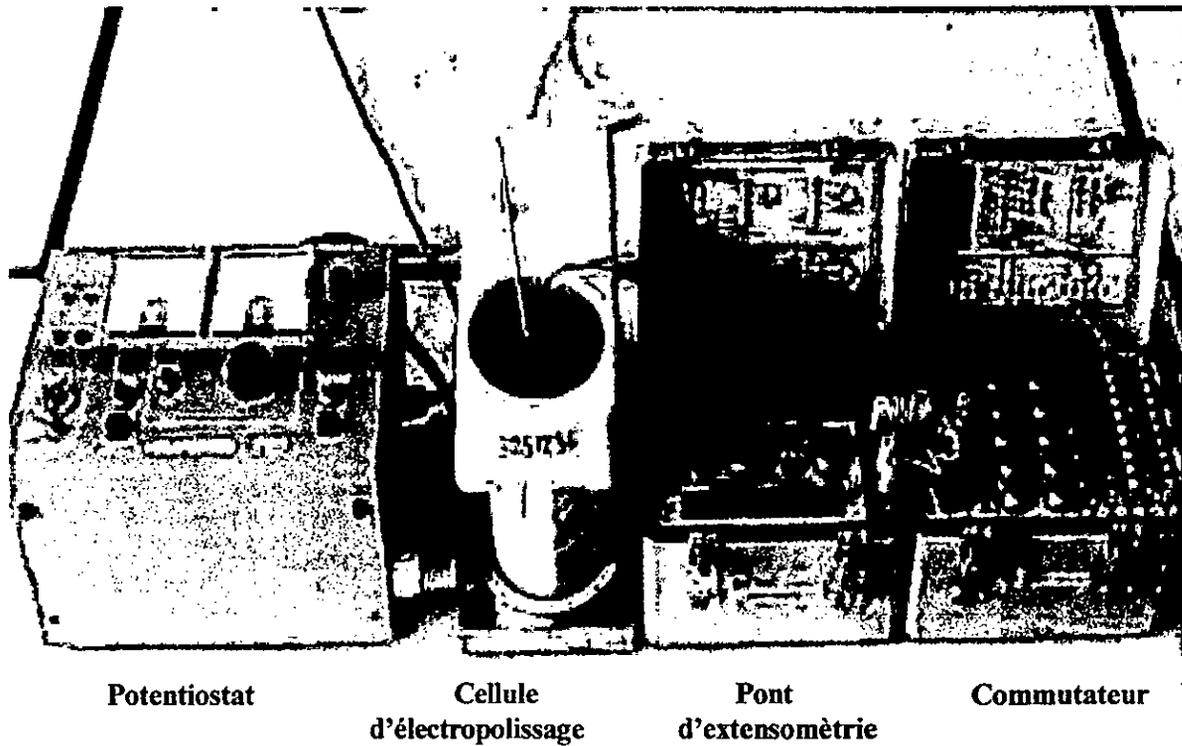


Figure III.7-A : Dispositif expérimental de détermination des contraintes résiduelles

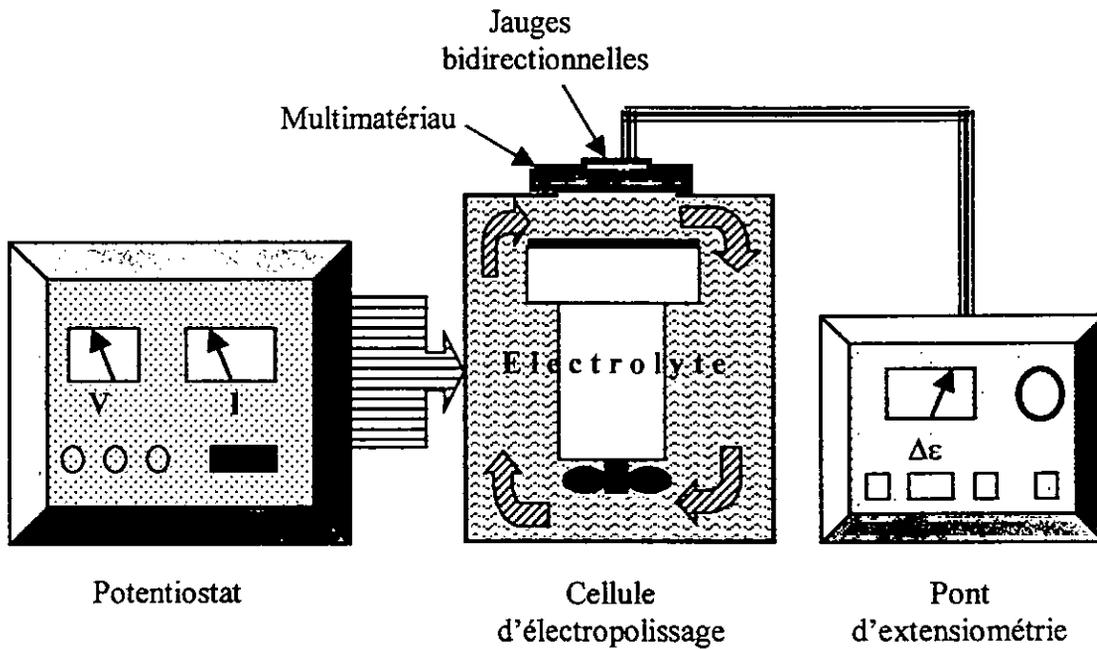


Figure III.7-B : Schéma explicite du dispositif d'enlèvement de couches et de mesure simultanés des contraintes résiduelles.

La nature de l'électrolyte ainsi que les autres paramètres du polissage (intensité de courant, tension, vitesse...) ont fait l'objet d'une étude de détermination préalable. Dans ces conditions, l'usinage est uniforme et efface la rugosité initiale. L'épaisseur des couches enlevées est d'environ  $50 \pm 5 \mu\text{m}$  pour chaque passe. Celle-ci dépend bien sûr du temps et de la vitesse de polissage qui est d'environ 3 à 5  $\mu\text{m}/\text{min}$  selon la nature du dépôt. La mesure réelle de l'épaisseur usinée se fait à l'aide d'un micromètre. Les valeurs obtenues sont une moyenne portant sur au moins trois mesures.

Le principe de cette méthode repose sur l'exploitation d'un réarrangement des contraintes qui se produit au sein de la pièce lorsqu'on enlève une fine épaisseur  $dh$  en surface. On mesurera les déplacements associés sur les faces opposées à l'enlèvement de matière à l'aide de jauges de déformations reliées à un pont d'extensométrie « Vishay-Micromesures ». Ces déplacements résultent du rééquilibrage des forces à l'intérieur du solide restant. Celui-ci est conforme aux lois de la mécanique des solides classique.

Les valeurs des variations absolues  $\Delta\varepsilon_{\text{Long}}$  et  $\Delta\varepsilon_{\text{Trans}}$  des microdéformations obtenues (fig. III.8) sont ensuite introduites dans un programme de calcul qui permet de donner la distribution des contraintes résiduelles au sein de chaque multimatériau. Ce logiciel (cf. Annexe I) permet d'intégrer des variations de module d'une couche à une autre [70][76].

Pour une hauteur initiale  $h$  du matériau, l'application des équations classiques de la résistance des matériaux, permet d'écrire, après enlèvement de la  $j^{\text{ème}}$  couche d'épaisseur  $dh$ , que la contrainte résiduelle longitudinale dans cette couche, par exemple, s'obtient comme suit [70][71][75][76]:

$$\sigma_{\text{Long}}\left[\frac{h}{2}-(j-1).dh\right]=\left[\frac{h-(j-1).dh}{2}\right]\frac{E}{(1-\nu_2)}K_j-\sum_{i=1}^{j-1}\alpha_i\left[\frac{h+(i-2j+1).dh}{2}\right]+\beta \quad (\text{III.4})$$

$K_j$  = dérivée de la courbe  $(\varepsilon_{\text{Long}} + \nu.\varepsilon_{\text{Trans}}).h$  par rapport à la hauteur  $h_j = h - (j - 1).dh$

$$\alpha = \frac{6h}{-2h_2 + h \cdot dh + dh_2} \left[ \frac{E}{(1-\nu_2)} (\Delta \varepsilon_{Long} + \Delta \varepsilon_{Trans}) \right] \quad (III.5)$$

$$\beta = \frac{h_2 + h \cdot dh + dh_2}{-2h_2 + h \cdot dh + dh_2} \left[ \frac{E}{(1-\nu_2)} (\Delta \varepsilon_{Long} + \Delta \varepsilon_{Trans}) \right] \quad (III.6)$$

Le calcul des contraintes résiduelles au sein des différents multimatériaux réalisés par projection thermique a donc nécessité la connaissance des paramètres suivants afin qu'ils soient introduits dans le programme de calcul :

- **Les variations des déformations longitudinale et transversale  $\Delta \varepsilon_{Long}$  et  $\Delta \varepsilon_{Trans}$**
- **L'épaisseur  $dh$  de la couche enlevée, mesurée instantanément par rapport à l'épaisseur initiale de la pièce plane.**
- **Les valeurs du module de Young  $E$  et du coefficient de Poisson  $\nu$  du matériau constituant chaque couche enlevée. La détermination de ces deux constantes a fait l'objet d'une série d'études expérimentales réalisées sur un banc d'essai basé sur la méthode de résonance magnétique dite également « méthode de la lame vibrante » [77][78].**

### III.5.1. Mesure du module d'élasticité par la méthode de la lame vibrante

La méthode de la lame vibrante utilise les relations qui existent entre le comportement vibratoire d'un matériau et son comportement élastique. Elle repose sur la mesure des fréquences de résonance du matériau qui dépendent de ses propriétés élastiques  $E$ ,  $G$ ,  $\nu$  ...

La technique est basée sur la théorie des poutres et plus particulièrement sur le comportement vibratoire d'une poutre à section droite [79].

### III.5.1.1. Dispositif expérimental

Un quartz piézo-électrique est excité par un signal sinusoïdal de fréquence donnée. Ce signal est comparé à celui transmis par un quartz récepteur. Lorsque l'échantillon n'est pas en résonance, le signal transmis est confondu avec celui du bruit de fond. Il acquiert cependant une amplitude importante pour les fréquences de résonance.

Pour une lame constituée d'un matériau homogène, la fréquence fondamentale de résonance (Hertz) en flexion est donnée par :

$$f_F = 3,56 \sqrt{\frac{E \cdot e^2}{12 \rho \cdot L^3}} \quad (\text{III.7})$$

$\rho$  : étant la masse volumique.

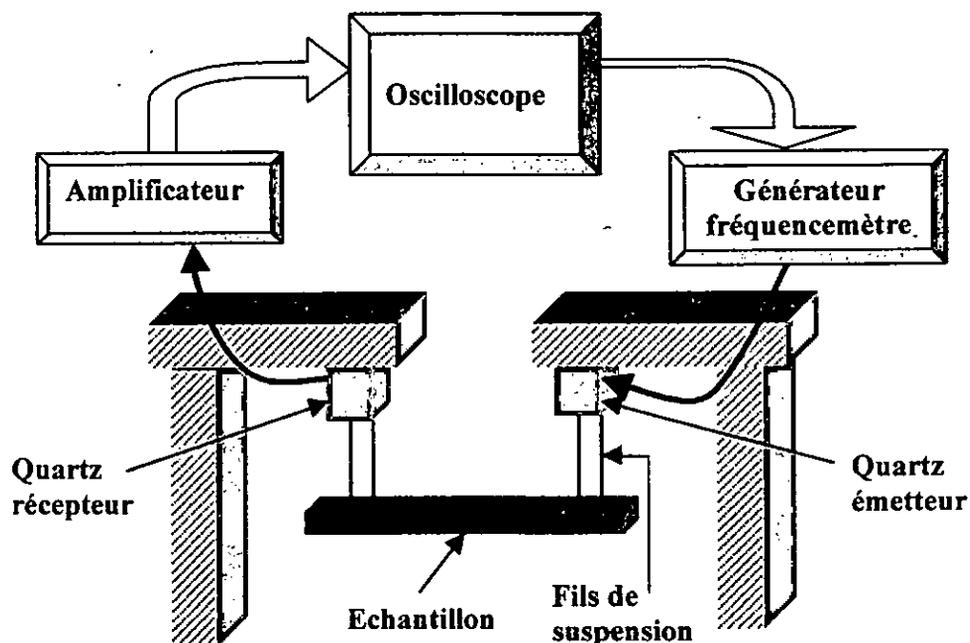


Figure III.8 : Dispositif expérimental de mesure des modules d'élasticité par la lame vibrante.

Le module de Young  $E$  est relié à la fréquence fondamentale par :

$$E = 9.4645 \cdot 10^{-7} \cdot \frac{m}{l} \cdot \left(\frac{l}{e}\right)^3 \cdot (f_F)^2 \quad (\text{III.8})$$

$m$  : masse de l'échantillon en grs

$e$ ,  $l$  et  $L$  représentent l'épaisseur, la largeur et la longueur de la lame en mm.

Dans le cas d'un matériau revêtu, la fréquence fondamentale de résonance dépend des propriétés élastiques du substrat et du dépôt. En supposant que la fibre neutre n'est pas déplacée en passant d'un matériau homogène à une lame bicouche, nous obtenons :

$$E_L \cdot I_L = E_d \cdot I_d + E_s \cdot I_s \quad (\text{III.9})$$

Pour nos échantillons, nous avons d'abord mesuré le module d'élasticité du substrat moyennant une lame constituée du matériau homogène 35CrMo4. Pour les dépôts, c'est plutôt le cas d'une bicouche qui est utilisée. Connaissant déjà le module d'élasticité du substrat et en utilisant les formules précédentes, on calcule celui du dépôt comme suit :

$$E_d = \frac{E_L I_L - E_s I_s}{I_d} \quad (\text{III.10})$$

$I_L$ ,  $I_s$  et  $I_d$  sont les moments d'inertie de la lame, du substrat et du dépôt.

$$I_L = \frac{l \cdot e \cdot l^3}{12} \quad (\text{III.11})$$

$$I_d = \frac{l(e_d^3 + 3e_s^2 e_d)}{12} \quad (\text{III.12})$$

$$I_s = \frac{l(e_s^3 + 3e_d^2 e_s)}{12} \quad (\text{III.13})$$

avec  $e_L$ ,  $e_d$  et  $e_s$  : épaisseurs de la lame, du dépôt et du substrat respectivement.

Notons que les éprouvettes doivent être bien dimensionnées pour limiter les erreurs sur les valeurs d'épaisseur. Aussi, l'interface substrat-dépôt est supposée régulière.

Sachant que les modules de Young sont d'autant plus élevés que le revêtement est oxydé et d'autant plus faibles qu'il est poreux. L'influence de ces deux phénomènes antagonistes permet de comprendre le niveau des modules de Young mesurés (cf. tableau III.4).

<b>Matériau</b>	35CrMo4	(55E + 65E)	99E	75E
<b>E (GPa)</b>	208	82	424	89

**Tableau III.4 : Modules de Young des matériaux utilisés**

L'objectif principal de cette étude concerne bien sûr la détermination des contraintes résiduelles à l'interface des différents multimatériaux sus-cités. Cependant, les différentes mesures et tests réalisés au moyen des techniques expérimentales présentées dans ce chapitre nous permettront d'avoir une étude plus complète à même de comprendre et d'expliquer les différents phénomènes et comportements mis en jeu.

Comme nous le verrons dans le chapitre suivant, ces différents comportements et caractéristiques (structure métallurgique, dureté, adhérence...) sont liés entre eux et ont également une influence sur l'état du champ de contraintes internes des différents matériaux élaborés.

**Chapitre  
IV**

**RESULTATS  
EXPERIMENTAUX  
ET INTERPRETATIONS**

---

*Les résultats expérimentaux relatifs à l'étude métallographique, aux profils de microdureté HV, aux tests d'adhérence effectués ainsi qu'à la distribution des contraintes résiduelles font l'objet de ce chapitre. Ils seront présentés pour chaque type de multimatériau sous forme d'illustrations, de courbes ou d'histogrammes et seront discutés, interprétés et comparés.*

---

## RESULTATS EXPERIMENTAUX ET INTERPRETATIONS

Après avoir décrit les procédés d'élaboration et les techniques de caractérisation mis en œuvre, nous allons dans ce chapitre, rendre compte des résultats obtenus tant du point de vue métallographique, état de surface, dureté et adhérence que ce que constitue notre objectif à savoir les contraintes résiduelles.

### IV.1 : Analyse métallographique

Les figures IV.1, 2, 3 et 4 suivantes représentent les coupes métallographiques des échantillons réalisés avec dépôt d'aciers. Elles ont été réalisées au niveau de l'interface dépôt – substrat ou dépôt – sous couche – substrat. Généralement, les dépôts présentent une structure faite d'empilements de particules aplaties plus ou moins enchevêtrées en accord avec les données de la littérature et que ces dépôts contiennent des pores et des oxydes comme cela se rencontre classiquement dans les projections thermiques atmosphériques [70 - 71].

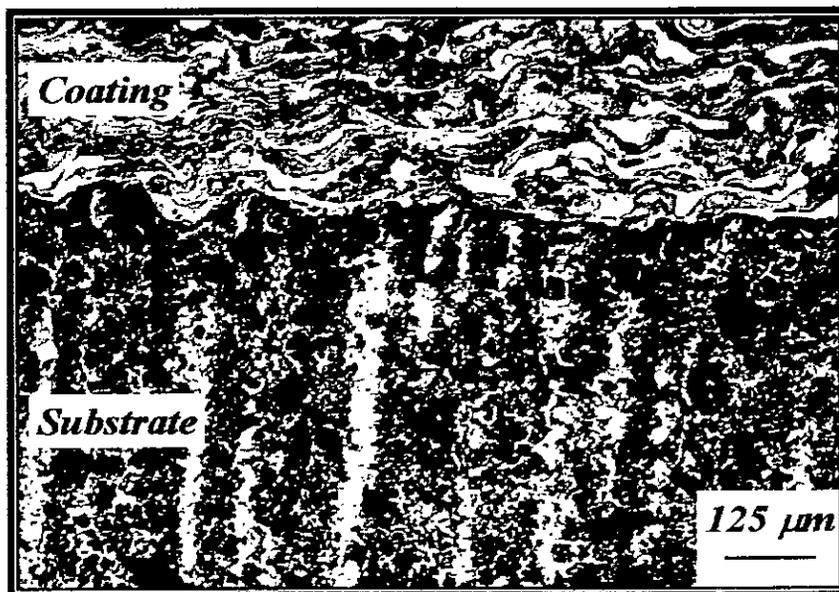


Figure IV.1 : Métallographie du bimatériau 55E + 65E / 35CrMo4

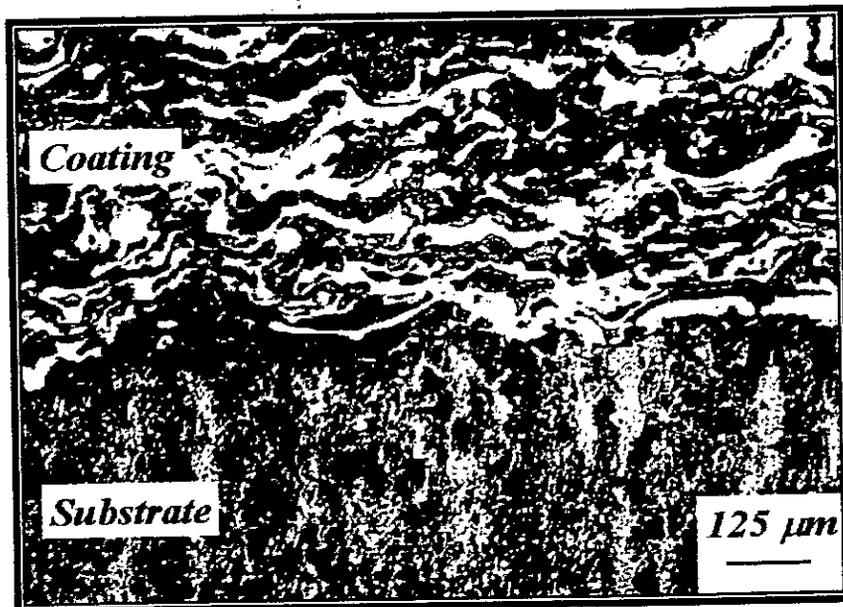


Figure IV.2 : Métallographie du bimatériau 55E + 65E / 35CrMo4 post traité à 850 °C pendant 1heure sous vide.

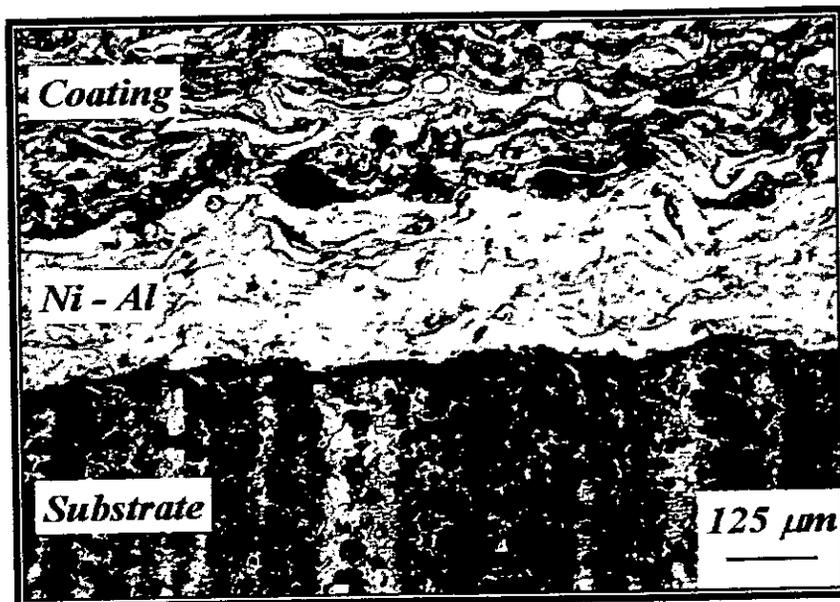


Figure IV.3 : Métallographie du multimatériau 55E + 65E / Ni-Al / 35CrMo4

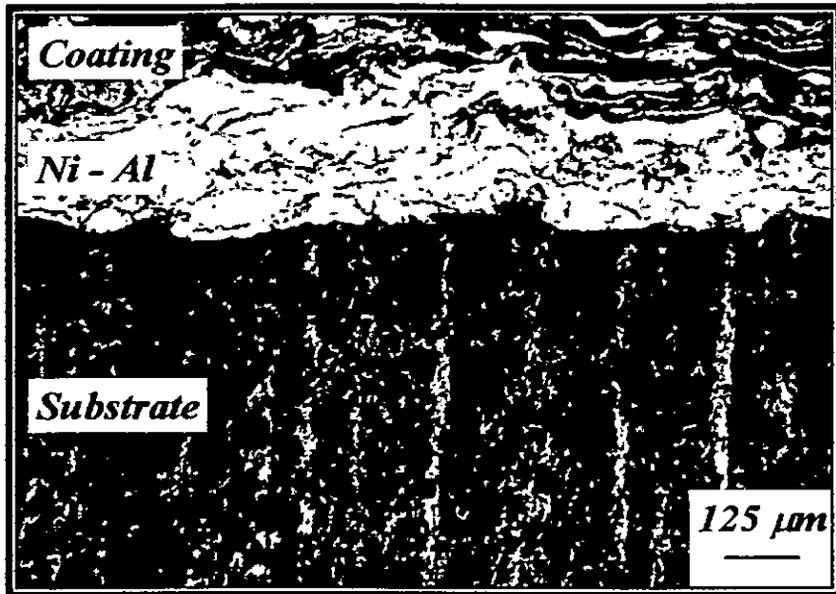


Figure IV.4 : Métallographie du multimatériau 55E + 65E / Ni-Al / 35CrMo4 post-traité à 850 °C pendant 1 heure sous vide.

Les interfaces sont claires et bien définies dans tous les cas de figures. Dans le cas des échantillons ayant subi le post traitement de recuit à 850 °C pendant 1 heure (figs IV.3 et IV.4), on remarque une distribution plus homogène des inclusions et des oxydes.

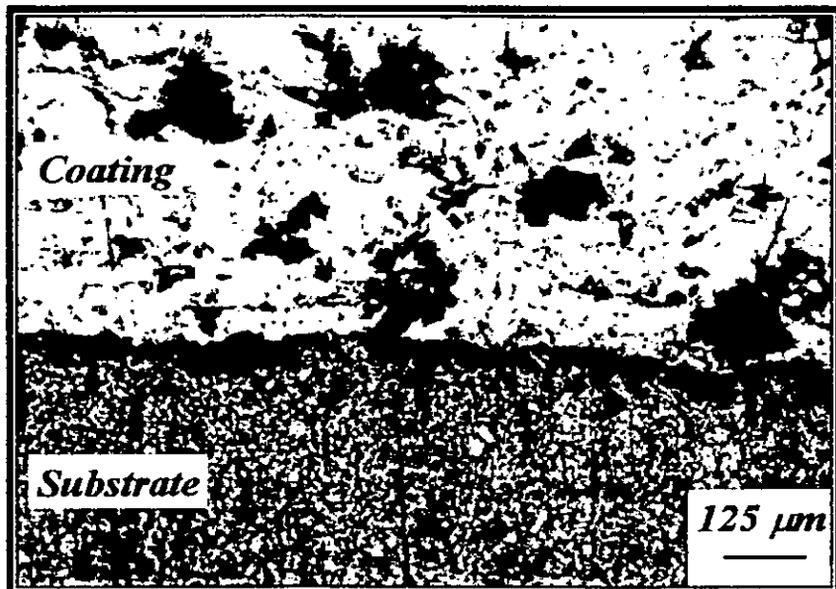


Figure IV.5 : Métallographie du bimatériau 99E / 35CrMo4

Dans le cas des échantillons réalisés avec dépôt de molybdène (figs. IV.5, 6, 7 et 8), les métallographies montrent également des interfaces bien définies et des dépôts contenant des pores et des oxydes. Ces derniers sont de taille plus grande que dans le cas des dépôts d'aciers.

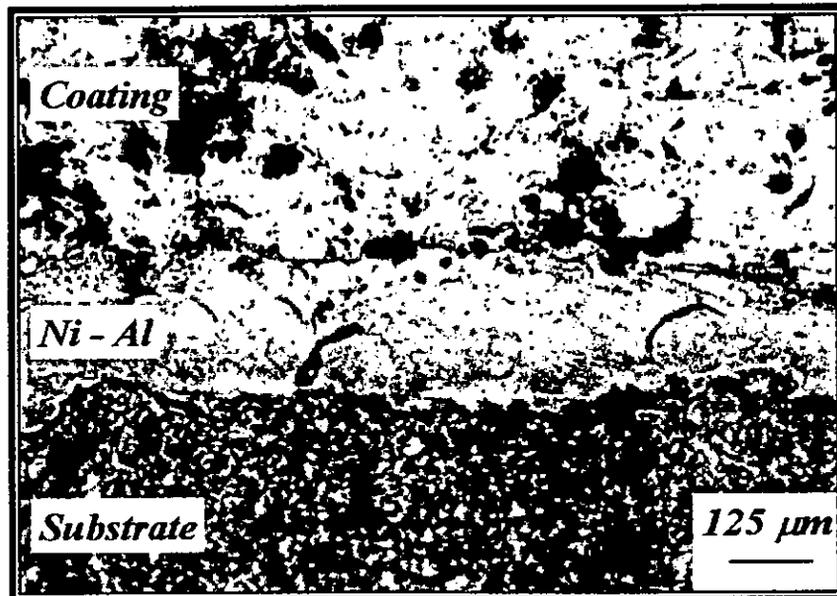


Figure IV.6 : Métallographie du bimatériau 99E / 35CrMo4 post-traité à 850 °C pendant 1 heure sous vide.

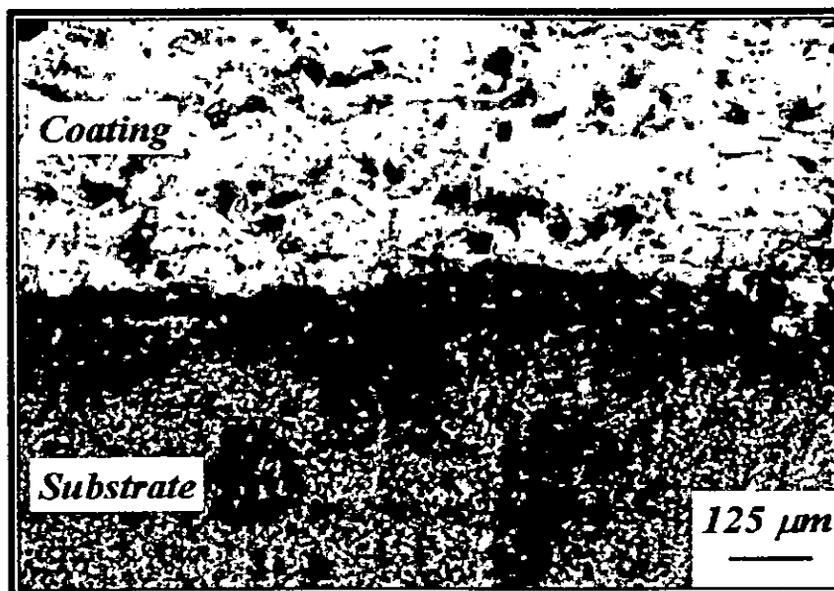


Figure IV.7 : Métallographie du multimatériau 99E / Ni-Al / 35CrMo4

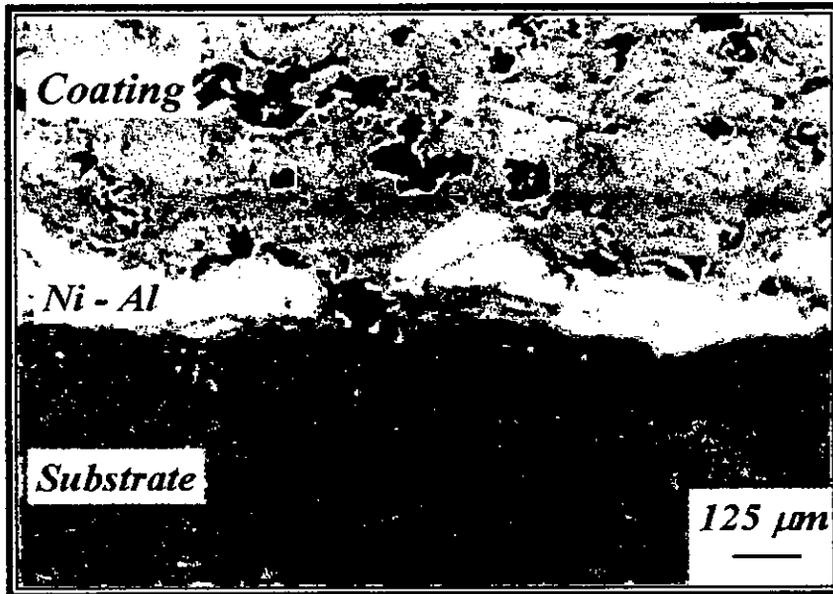


Figure IV.8 : Métallographie du multimatériau 99E / Ni-Al / 35CrMo4 post-traité à 850 °C pendant 1 heure sous vide.

Les échantillons ayant subi le post traitement de recuit à 850 °C pendant 1 heure ( fig. IV.7 ), montrent une interface plus foncée pouvant être due à une interdiffusion éventuelle entre le molybdène et le substrat. La distribution des pores, oxydes et inclusions est plus homogène que dans le cas des échantillons non post traités soulignant ainsi un phénomène de diffusion et de réarrangement sous l'effet du post traitement thermique ( figs. IV.7 et IV.8 ).

### IV.2 : Profil rugosimétrique

La rugosité a été déterminée sur la surface grenillée de quelques échantillons. La longueur  $L_m$  de mesure est de 25 mm. Plusieurs essais ont été effectués sur chacun de ces échantillons.

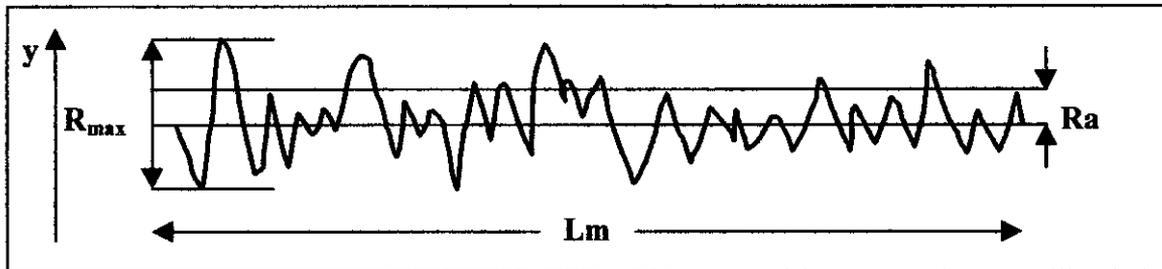


Figure IV.9 : Définition de la rugosité  $R_a$  mesurée avec un rugosimètre 2D.

Une rugosité moyenne  $R_a = 7 \mu\text{m}$ , favorable à l'accrochage mécanique des dépôts projetés a été ainsi obtenue [80]. Cette valeur atteste que le grenillage est bien fait et est uniforme ce qui le rend apte à assurer le bon accrochage mécanique des dépôts.

### IV.3 : Profil de microdureté HV

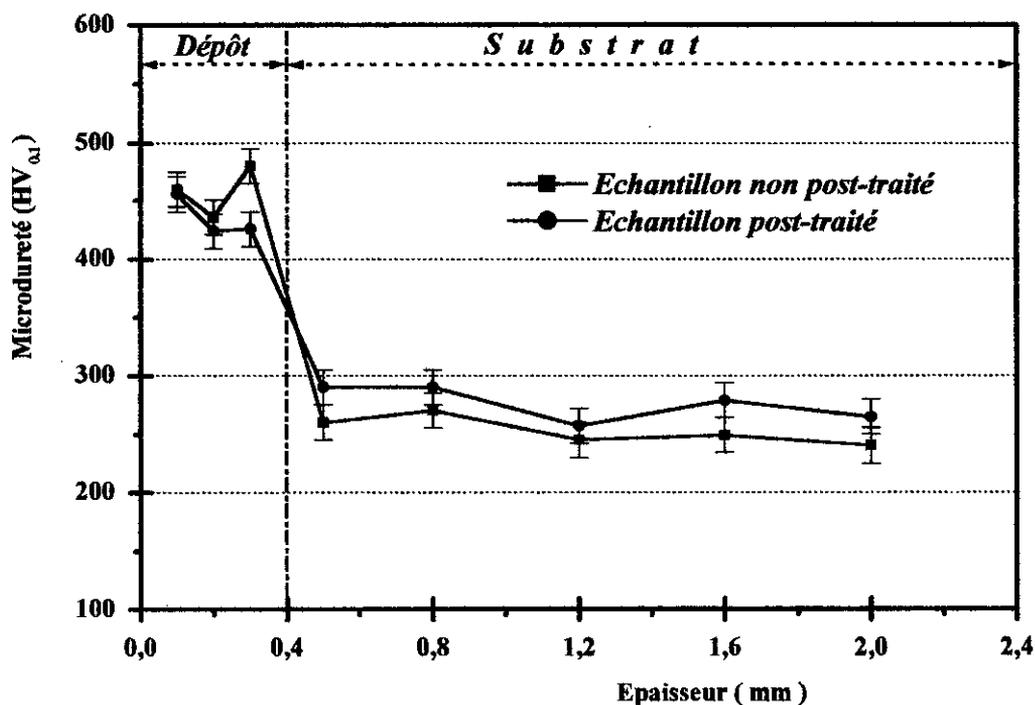


Figure IV.10: Profil de la microdureté  $HV_{0.1}$  pour le bimatériel (55E+65E) / 35CrMo4.

Pour les dépôts d'aciers, les mesures de microdureté HV ont donné les résultats représentés sur les figures IV.10 et IV.11.

On remarque d'abord que la dureté du substrat varie entre 250 et 270 HV<sub>0.1</sub> pour les échantillons non traités et que le post traitement de recuit a conduit à une augmentation jusqu'à environ 300 HV<sub>0.1</sub>. Ce résultat semble indiquer que le traitement a eu pour effet d'affiner les grains. Ceci est sans doute due à l'austénitisation qui s'est produite lors du traitement thermique [81].

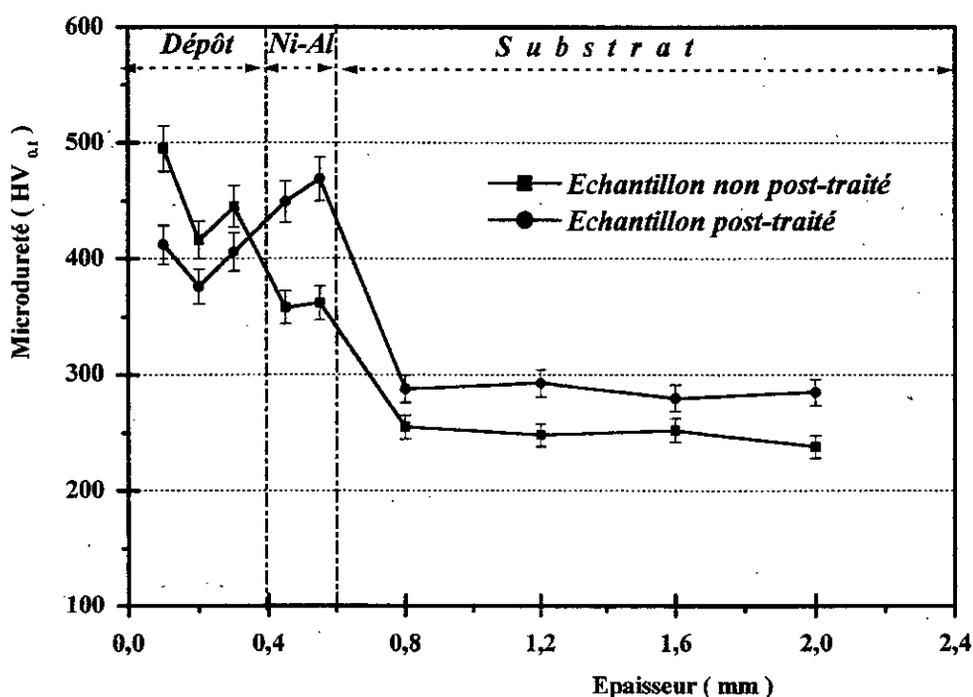


Figure IV.11: Profil de la microdureté HV<sub>0.1</sub> pour le multimatériau (55E+65E) / Ni-Al / 35CrMo4.

Ce même post-traitement a permis de durcir la sous-couche d'accrochage Nickel-Aluminium. Celle-ci passe d'environ 350 à 450 HV<sub>0.1</sub>. La dureté des dépôts (55E + 65E) quand à elle, a diminué en passant d'une valeur moyenne de 450 à environ 400 HV.

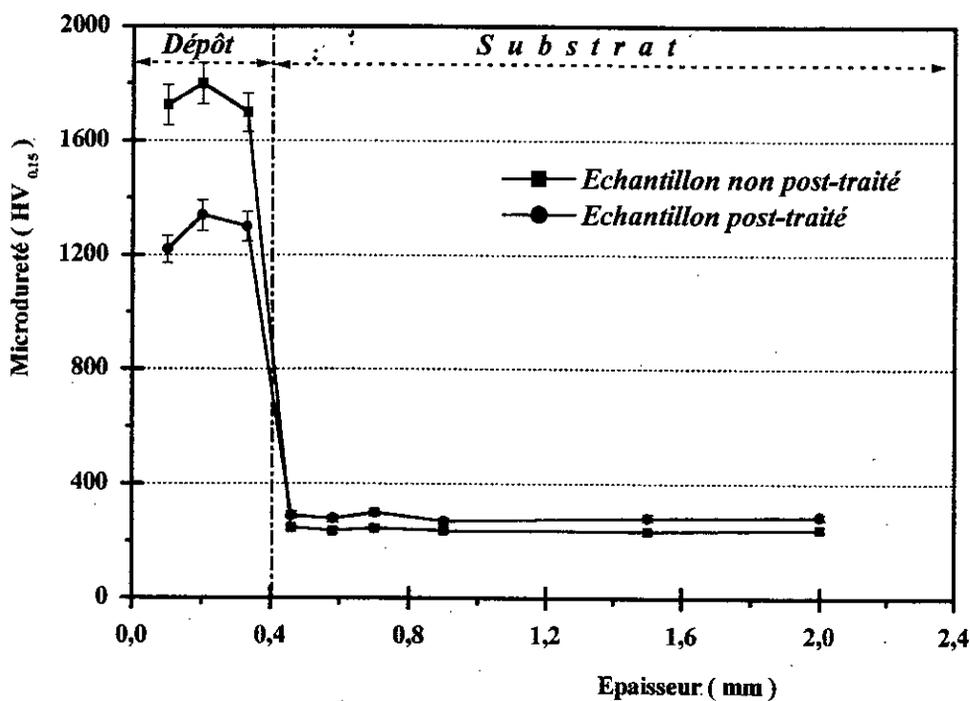


Figure IV.12: Profil de la microdureté HV<sub>0.15</sub> pour le bimatériau 99E / 35CrMo4.

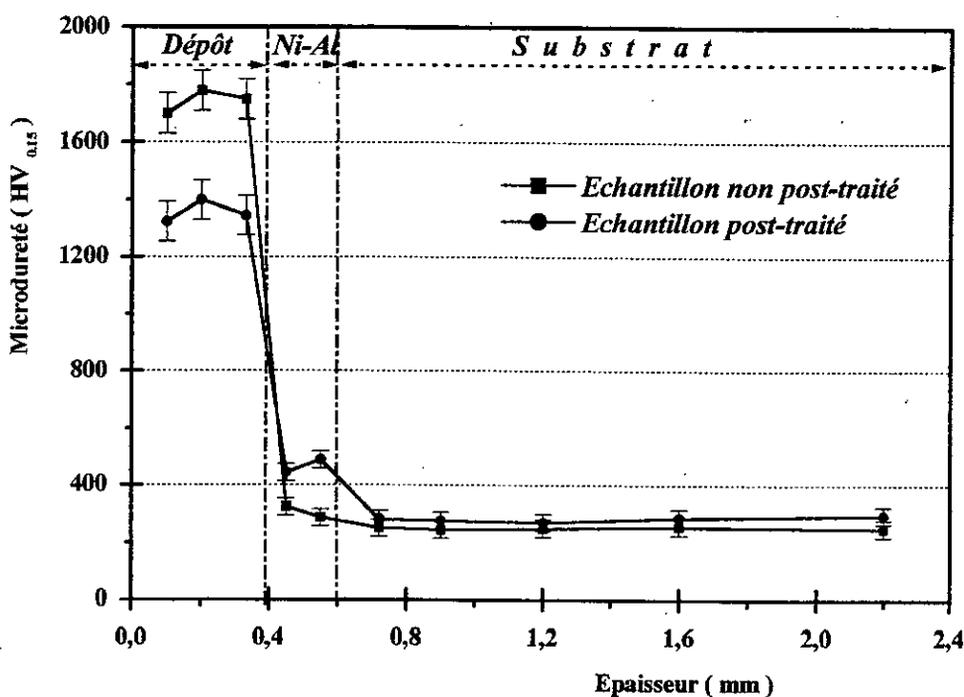


Figure IV.13: Profil de la microdureté HV<sub>0.15</sub> pour les multimatériaux 99E / NiAl / 35CrMo4.

Dans le cas des échantillons réalisés avec le dépôt de molybdène (figs. IV.12 et IV.13), on remarque que le substrat et la sous couche Ni-Al ont approximativement les mêmes duretés que les échantillons de la première catégorie. Ce résultat était attendu puisque nous avons les mêmes matériaux en présence.

La dureté du dépôt de molybdène est très élevée conformément aux prévisions techniques relatives aux couches de molybdène élaborées par projection thermique [81 - 82]. Elle est comprise entre 1300 et 1500 HV<sub>0,15</sub> ou bien 1600 et 1800 HV<sub>0,15</sub> selon que l'échantillon soit post-traité ou non.

Dans tous les cas de figures, le post traitement de recuit à 850 °C pendant 1 heure a conduit à une augmentation de la dureté du substrat. En fait, ce post traitement a permis une austénitisation du substrat et cette augmentation est le résultat de la transformation ayant eu lieu pendant le refroidissement à l'air. Ce qui a conduit à une microstructure relativement plus fine par rapport à l'état initial.

La dureté des dépôts a connu une chute, qui s'explique par une homogénéisation de leurs structures dans lesquelles s'est produit un réarrangement et un affinage des oxydes, des pores et des inclusions.

La dureté de la sous-couche Ni-Al, a connu quant à elle, une hausse. Elle passe d'environ 350 à 450 HV<sub>0,1</sub> après le traitement de recuit, et ce quel que soit le type de dépôt.

#### **IV.4 : Adhérence des dépôts**

##### **IV.4.1 : Essai de collage et traction**

Rappelons d'abord que le décollement s'effectue souvent au niveau de la colle et seules des parties du dépôt sont arrachées. Lorsqu'il existe, cet arrachement s'effectue à l'interface substrat-dépôt quel que soit le type de dépôt. Les deux phénomènes, de collage non totalement uniforme d'une part et de décollement au niveau de la colle d'autre part, nous ont incité à prendre une marge d'erreur de 10% sur les valeurs de contraintes d'adhérence obtenues.

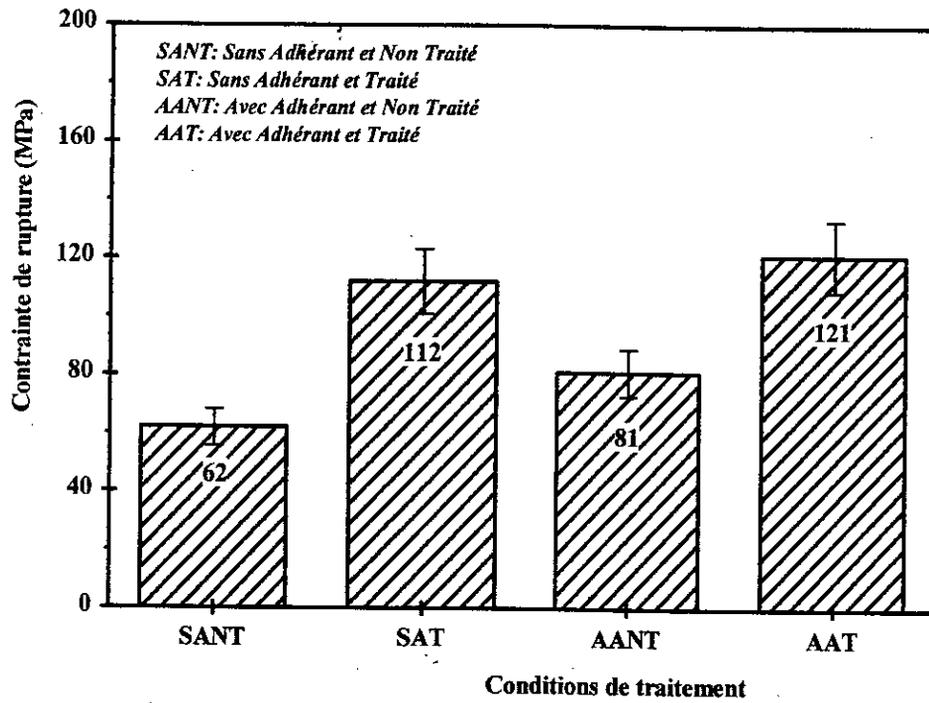


Figure IV.14: Adhérence du dépôt (55E+65E) en fonction des conditions de traitement des multimatériaux.

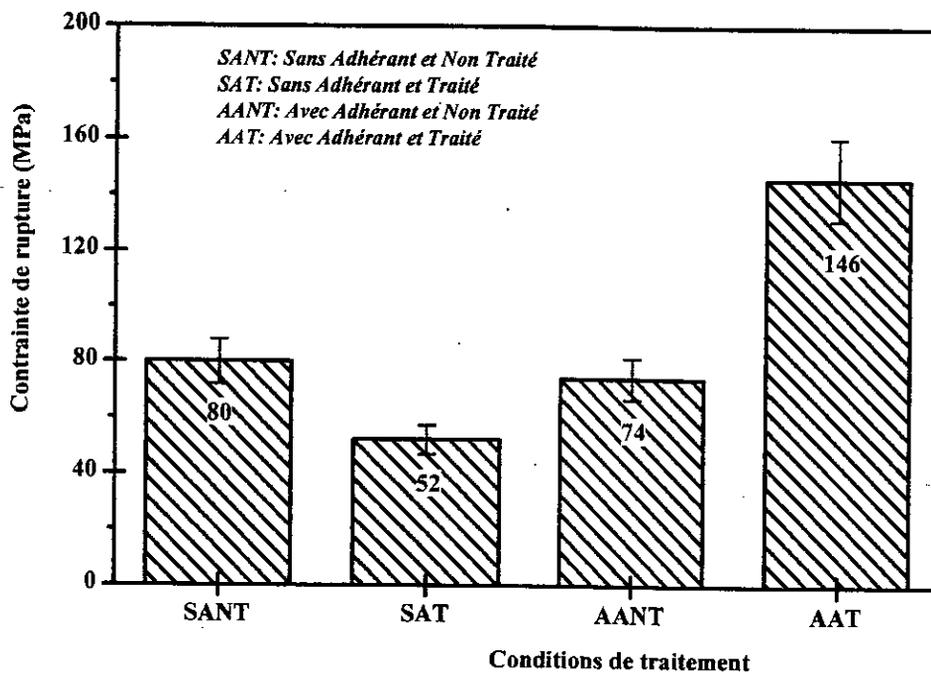


Figure IV.15: Adhérence du dépôt de molybdène en fonction des conditions de traitement des multimatériaux.

L'adhérence des différents dépôts sur le substrat d'acier est globalement bonne. Les valeurs de 62 et 80 MPa pour les bimatériaux (55E+65E) / 35CrMo4 (fig. IV.14) et 99E / 35CrMo4 (fig. IV.15) attestent déjà que le grenailage a permis un bon accrochage mécanique.

Les rôles de la sous couche d'accrochage et du post-traitement sont plutôt bénéfiques dans le cas du dépôt d'aciers et sont sans effet voire néfastes dans le cas du dépôt de molybdène. Le molybdène étant un bon "auto-adhérent" et son adhésion est meilleure que celles des aciers 55E et 65E ainsi que celle de l'alliage Ni-Al [82 - 84].

Il y'a donc lieu de suggérer que pour améliorer l'adhérence dans le cas du dépôt d'aciers, on peut avoir recours soit à un post traitement de recuit soit à une sous couche d'accrochage type Ni-Al tel que préconisé par les caractéristiques et les techniques d'emploi de celle-ci [84].

Dans le cas du dépôt de molybdène, il n'est pas nécessaire de recourir ni à " l'adhérent" ni au post traitement thermique. La température de fusion du molybdène étant très élevée (>2600 °C) ce qui fait que les particules de ce matériau arrivent plus chaudes sur le substrat et ont donc plus tendance à établir des ponts inter-particules avec le métal de base que celles qui sont en acier lors de l'opération de projection.

Cependant, pour les deux types de dépôts, l'effet conjugué de la sous couche et du post-traitement est mis en évidence par l'importance de l'accroissement des contraintes de rupture associées. Ces deux facteurs associés ont permis de doubler le niveau de la contrainte d'adhérence par rapport à l'état initial.

Sauf dans le cas de mise en service sévère, l'application de ces deux facteurs n'est pas indiquée car plus coûteuse et plus fastidieuse.

#### **IV.4.2 : Essai de flexion 4 points**

Le test précédent a le gros inconvénient d'utiliser une colle qui intervient dans les valeurs mesurées.

Pour l'essai de flexion, l'acquisition des résultats se fait sur la machine elle-même. Une courbe traduisant l'évolution de la charge  $F$  en Newtons en fonction du fléchissement de l'éprouvette  $y$  est enregistrée. Des fluctuations sont enregistrées lors de l'amorçage de fissures macroscopiques ou lors du délaminage lorsque celui-ci s'opère.

C'est à cette fluctuation que correspond la charge de délaminage que l'on utilise pour le calcul du taux d'énergie libérée  $G_{IC}$  ( $J/m^2$ ) correspondant à l'énergie de délaminage. La connaissance de la charge de délaminage permet de déterminer l'énergie correspondante par l'application de l'équation III.1 d'Euler-Bernoulli vue au paragraphe III.4.4.3.

Moyennant les paramètres caractéristiques des matériaux et de l'éprouvette, on détermine l'énergie de rupture de la façon suivante :

$$\text{Dans le cas du dépôt d'aciers : } G_{IC} = 1,98 \cdot 10^{-5} \cdot P_c^2 \quad (\text{IV.1})$$

$$\text{Dans le cas du dépôt de molybdène : } G_{IC} = 0,77 \cdot 10^{-5} \cdot P_c^2 \quad (\text{IV.2}), \text{ sachant que}$$

$P_c$  est la charge de rupture exprimée en Newtons.

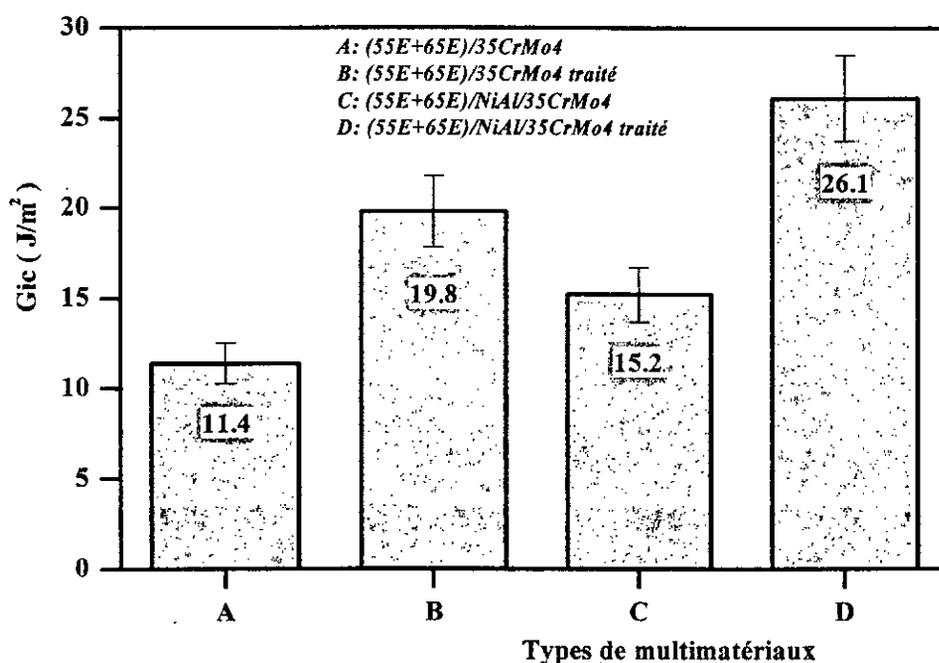


Figure IV.16: Détermination de l'énergie de rupture interfaciale de multimatériaux réalisés avec dépôt d'aciers (55E+65E).

Les figures IV.16 et IV.17 montrent l'évolution des énergies de rupture (de délaminage) des dépôts d'aciers et de molybdène avec une erreur d'estimation de  $\pm 10\%$ .

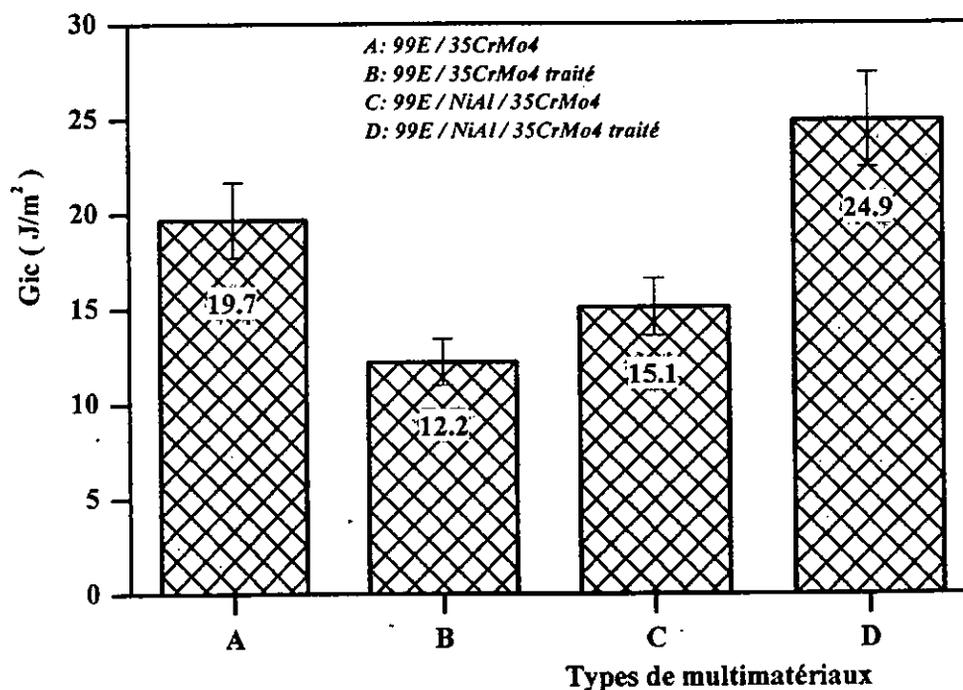


Figure IV.17: Détermination de l'énergie de rupture interfaciale des multimatériaux réalisés avec dépôt de molybdène.

Les mêmes constats sont à faire que dans l'essai de collage et traction. En effet, on remarque que le post traitement et la sous couche sont bénéfiques individuellement ou simultanément dans le cas du dépôt d'aciers alors qu'ils sont sans effet dans le cas du molybdène sauf s'ils sont appliqués tous les deux.

Ces constats sont confortés par les modes de délaminage et/ou de fissuration observés directement au cours de l'essai de flexion 4 points voire après. Nous avons remarqué que, de façon générale, les échantillons avec dépôt d'aciers présentent une décohésion franche et la rupture est cohésive comme indiqué dans la figure IV.18. Lorsque la sous-couche Ni-Al est présente (avec ou sans post traitement), la rupture est beaucoup plus adhésive avec présence de fissures latérales tel que présenté sur la figure IV.19.

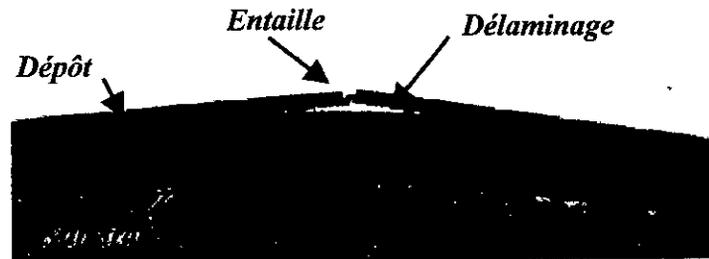


Figure IV.18 : Type de délaminage dans le cas du bimatériau (55E+65E)/35CrMo4.

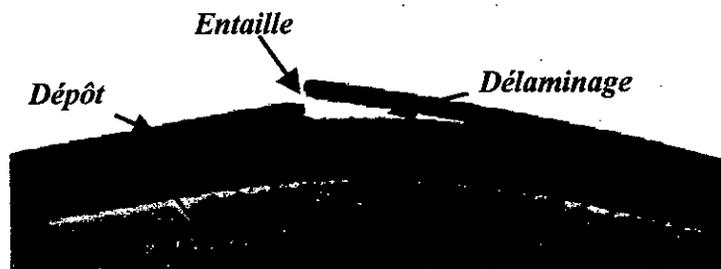


Figure IV.19 : Type de délaminage dans le cas du multimatériau (55E+65E)/NiAl/35CrMo4.

Le dépôt de molybdène, quant à lui, reste pratiquement attaché à son substrat dans la majorité des cas. On a plutôt observé des fissures transversales (fig. IV.20) dues à la forte adhésion. Aussi, le fait que le module de Young du molybdène est deux fois plus grand que celui de l'acier ( Pour rappel,  $E_{Mo} = 424$  et  $E_{35CrMo4} = 208$  MPa) fait que lors de l'essai de flexion, la couche externe est surcontrainte et le rayon de courbure est imposé par la déformation de l'acier.

Dans quelques cas, il y a eu détachement de petites lamelles du dépôt que nous avons d'ailleurs analysé par EDAX sur la face qui était collée au substrat. Le profil de cette analyse (fig. IV.21) a révélé la présence significative de fer provenant bien sûr du substrat en acier 35CrMo4. Cette analyse confirme les résultats et observations sus-cités et atteste de la bonne adhésion du molybdène sur l'acier.

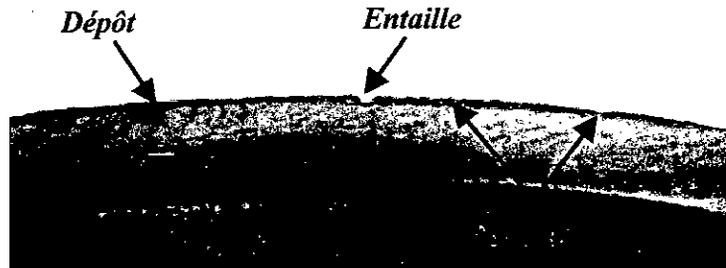


Figure IV.20 : Absence de délaminage dans le cas des dépôts de molybdène.

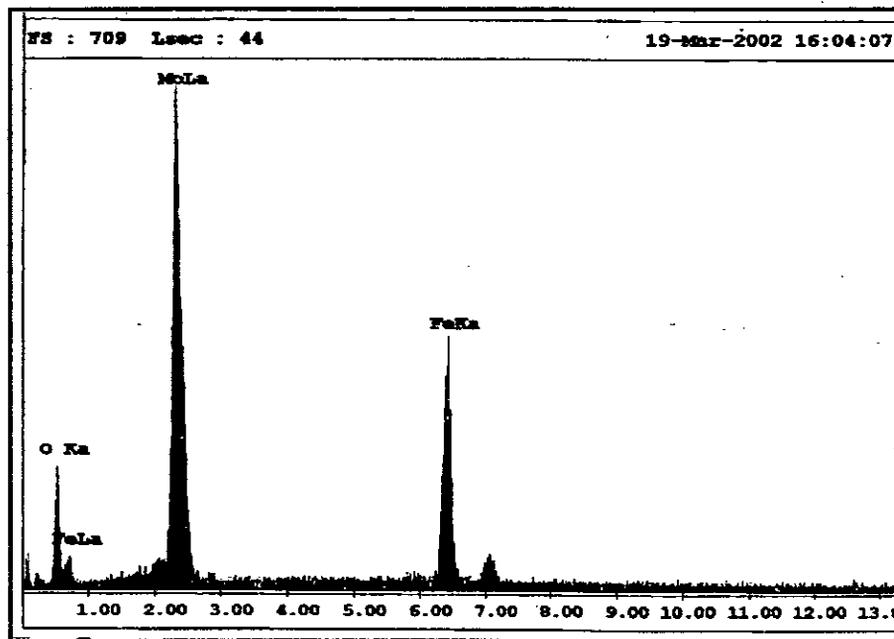


Figure IV.21 : Profil de l'analyse EDAX sur une lamelle de molybdène.

Notons que la fissuration ou le délaminage selon le cas sont spécifiques à chaque type de multimatériau. Le tableau IV.1 suivant rassemble les contraintes de délaminage ainsi que les phénomènes de fissuration et d'adhésion observés.

Multimatériau	Charge de rupture (Newtons)	Observations
(55E+65E)/35CrMo4	687.5	Délaminage franc et instantané avec rupture cohésive
(55E+65E)/35CrMo4 traité	320	Délaminage franc et instantané avec rupture cohésive
(55E+65E)/Ni-Al/35CrMo4	600	Rupture cohésive et adhésive avec fissures transverses
(55E+65E)/Ni-Al/35CrMo4 traité	1150	Rupture cohésive et adhésive avec fissures transverses
99E/35CrMo4	1600	Rupture cohésive + fissuration transverse
99E/35CrMo4 traité	1300	Pas de rupture. Fissures transverses loin de l'entaille
99E/Ni-Al/35CrMo4	1400	Rupture cohésive + fissuration transverse
99E/Ni-Al/35CrMo4 traité	1800	Pas de rupture. Fissures transverses loin de l'entaille

**Tableau IV.1 : Caractéristiques des fissurations et ruptures observées lors du test de flexion 4 points.**

### IV.5 : Détermination des contraintes résiduelles

Les résultats obtenus sont représentés en montrant la distribution des contraintes résiduelles longitudinales et transversales en parcourant les multimatériaux à partir de la surface du dépôt jusqu'à une certaine profondeur du substrat où les contraintes tendront à s'annuler. Une précision de  $\pm 10\%$  sur les valeurs des déformations et des contraintes résiduelles a été retenue.

#### IV.5.1 : Cas du matériau grenailé

Pour le substrat ayant subi le grenailage mécanique de préparation de surface, en particulier, on représente la figure IV.22 donnant l'allure des déformations  $\epsilon_{Long}$  et  $\epsilon_{Trans}$  (à titre d'exemple) ainsi que la figure IV.23 représentant le profil des contraintes résiduelles.

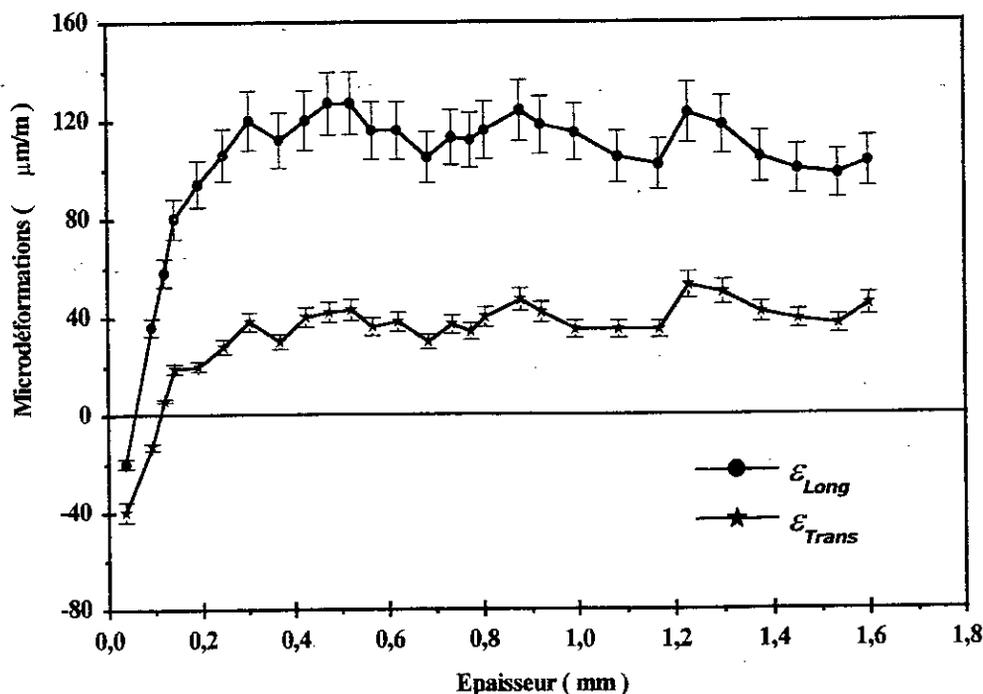


Figure IV.22: Profil des déformations  $\epsilon_{Long}$  et  $\epsilon_{Trans}$  pour le substrat 35CrMo4 grenailé.

Les courbes obtenues sont classiques [70][75][85]. Les courbes de déformations (fig. IV.22) montrent une première partie à allure croissante jusqu'à 300  $\mu\text{m}$  de profondeur. La deuxième partie est plutôt stable avec des fluctuations ( $\Delta\varepsilon \approx 20 \mu\text{m}/\text{m}$ ) comprises entre 100 et 120  $\mu\text{m}/\text{m}$  pour les déformations longitudinales et entre 30 et 50  $\mu\text{m}/\text{m}$  pour les déformations transversales.

Le grenailage a entraîné une zone de compression superficielle du substrat sur une profondeur d'environ 300  $\mu\text{m}$ . Les contraintes résiduelles engendrées moyennes sont de l'ordre de -400 MPa avec un pic de plus de -700 MPa à la profondeur de 100  $\mu\text{m}$ .

Notons que les contraintes dans les deux directions (longitudinales et transversales) sont équivalentes et leurs allures sont souvent coïncidentes. Ce constat était attendu vu la géométrie parallélépipédique des échantillons utilisés.

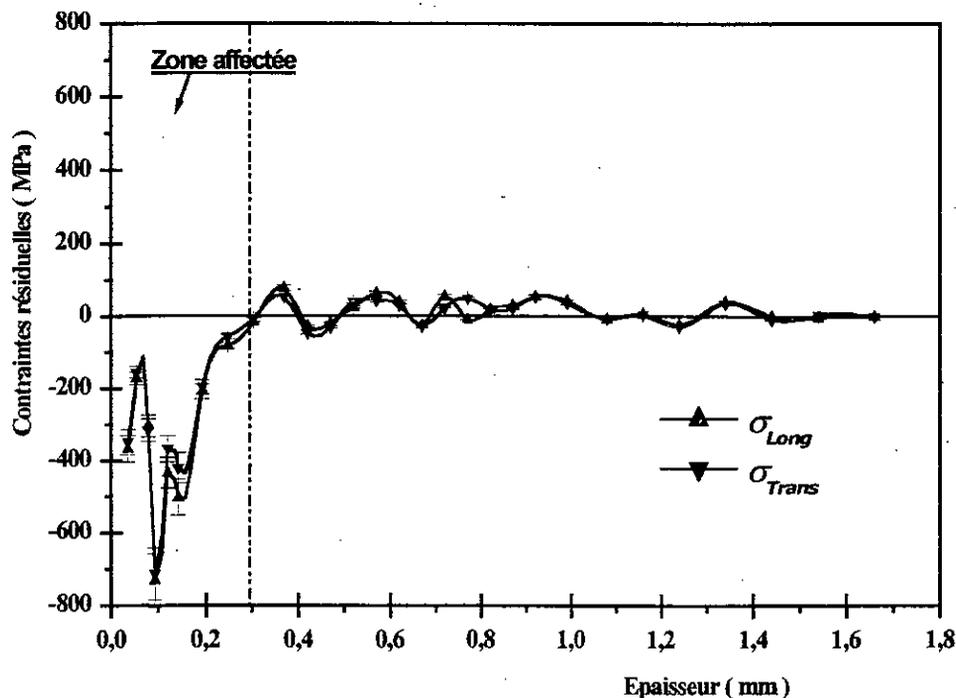


Figure IV.23: Profil des contraintes résiduelles pour le substrat 35CrMo4 grenailé.

#### IV.5.2: Cas des matériaux avec dépôt d'aciers (55E + 65E)

Pour le bimatérial (55E + 65E) / 35CrMo4 (fig. IV.24), les contraintes sont dans un premier temps en compression dans le dépôt et s'atténuent vers l'interface pour être encore en compression dans le substrat. Cette zone de compression du substrat s'étend sur une épaisseur de 300  $\mu\text{m}$  et est divisée en une zone fortement affectée ( $\sim -700$  MPa) et une zone moins comprimée ( $\sim -150$  MPa). Ceci provient en partie de l'effet préalable du grenailage mécanique.

Le post traitement thermique a permis d'atténuer les contraintes au point où dans le dépôt, elles sont devenues de tension, surtout en surface. Dans le substrat, la profondeur comprimée est d'environ 200  $\mu\text{m}$  et les contraintes résiduelles sont nettement plus faibles (Fig. IV.25).

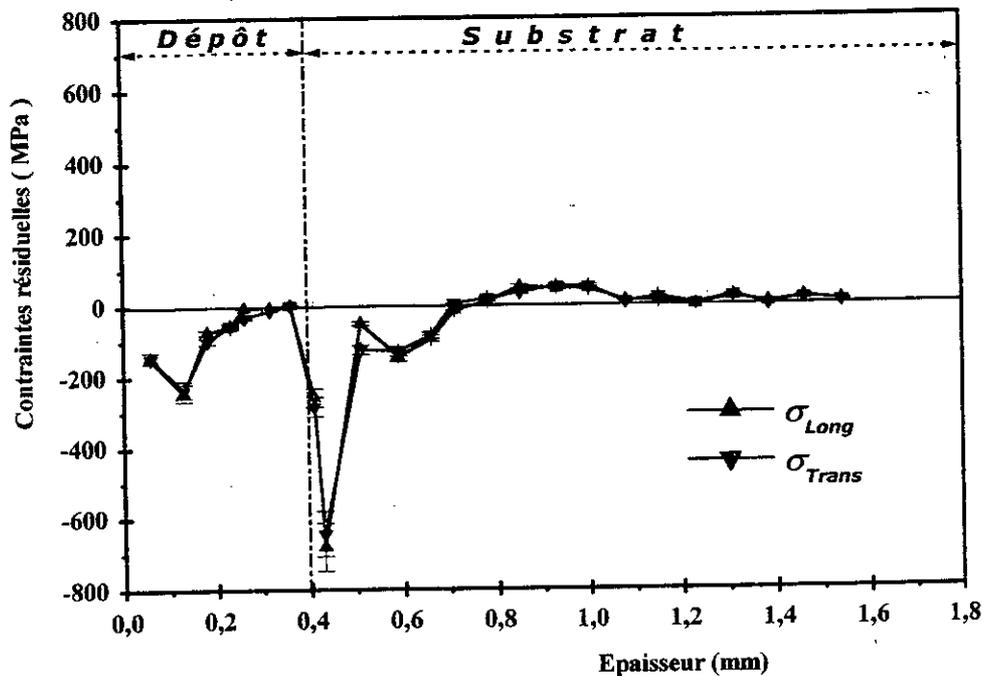


Figure IV.24 Distribution des contraintes résiduelles pour le bimatérial (55E+65E) / 35CrMo4.

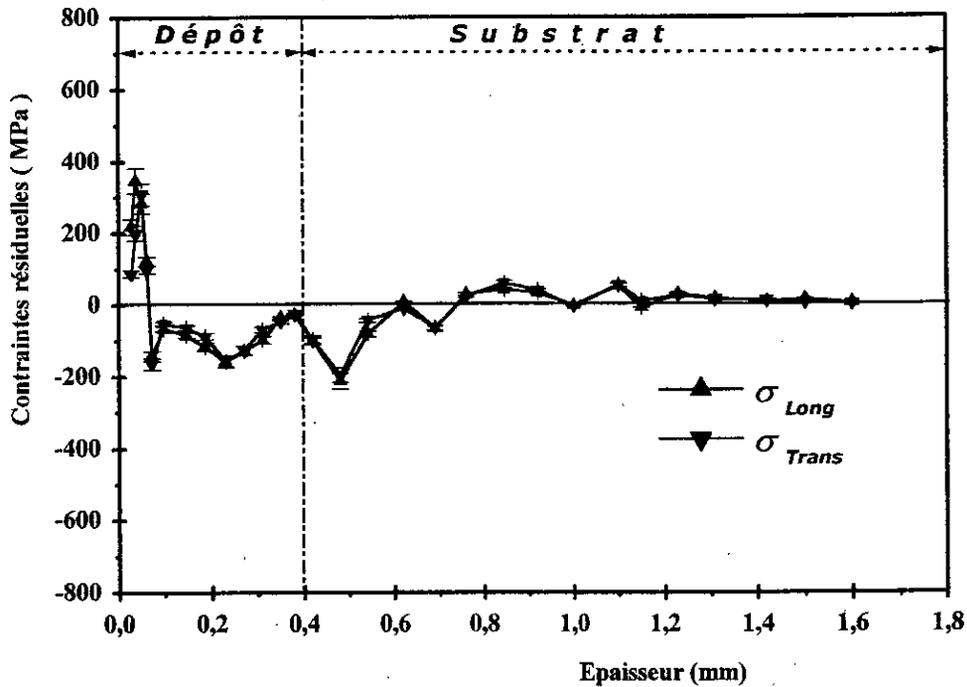


Figure IV.25: Distribution des contraintes résiduelles pour le bimatériel (55E+65E) / 35CrMo4 post-traité.

Notons que pour les deux types de bimatériaux, l'effet du grenailage ne s'est fait pas sentir au delà de 0,2 mm de profondeur.

Pour les multimatériaux réalisés avec la sous-couche d'accrochage Ni-Al (Fig. IV.26), celle-ci est en traction ( $\sim +170$  MPa). Les contraintes au niveau du dépôt sont plus ou moins dispersées mais globalement en compression avec un pic d'environ -400 MPa à 100  $\mu\text{m}$  de la surface.

La profondeur de la zone comprimée dans le substrat est pratiquement la même que pour le premier type de multimatériaux. Elle est également divisée en une zone fortement comprimée ( $\sim -380$  MPa) et une zone de moindre compression ( $\sim -200$  MPa). La sous couche a juste permis de diminuer les contraintes dans la première zone.

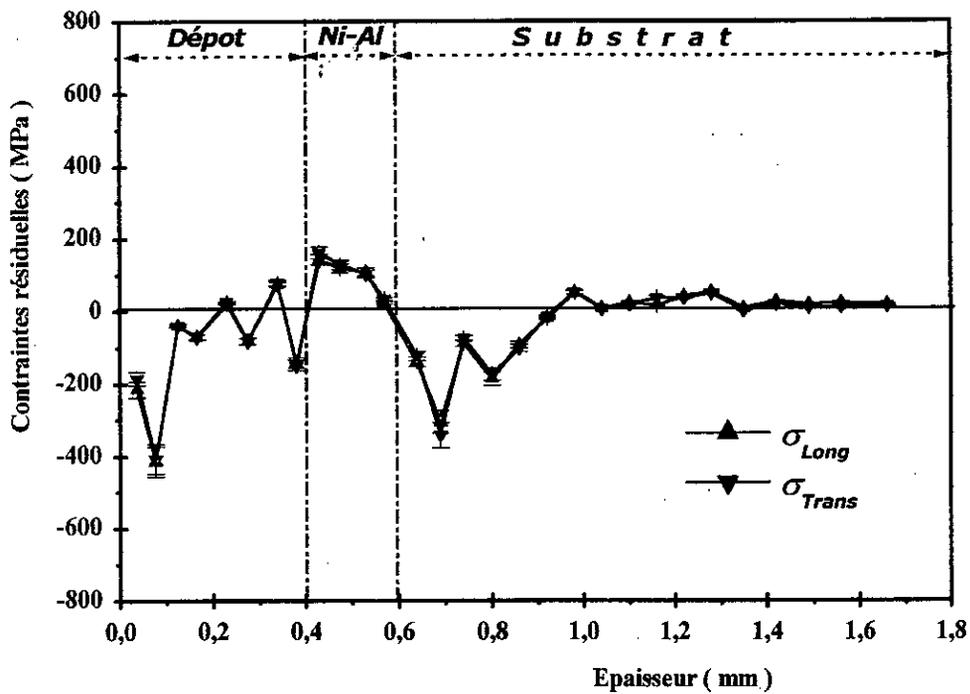


Figure IV.26: Distribution des contraintes résiduelles pour le multimatériau (55E+65E) / Ni-Al / 35CrMo4.

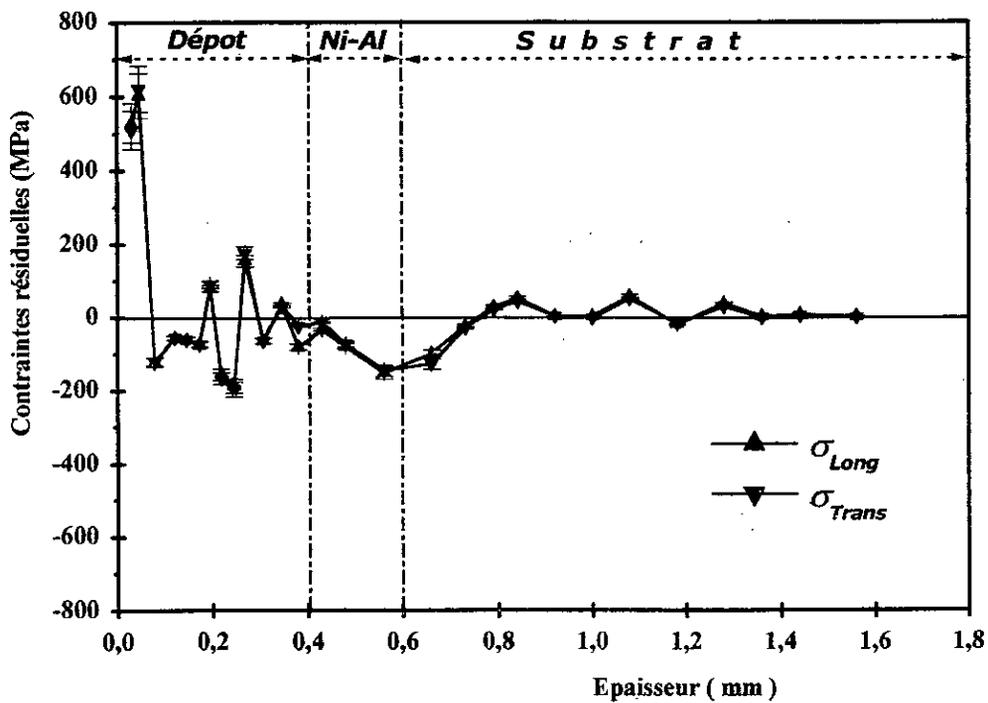


Figure IV.27: Distribution des contraintes résiduelles pour le multimatériau (55E+65E) / Ni-Al / 35CrMo4 post-traité.

Lorsque le multimatériau est réalisé avec la couche d'accrochage et le post traitement thermique, les contraintes résiduelles sont globalement dispersées dans le dépôt (Fig. IV.27). Elles sont parfois en traction, parfois en compression et oscillent entre des valeurs extrêmes de  $\pm 200$  MPa.

Sous l'effet de ce traitement, les contraintes sont devenues plutôt de compression dans la sous couche Ni-Al et sont beaucoup atténuées dans le substrat. L'épaisseur de la zone affectée du substrat est d'environ 200  $\mu\text{m}$ .

Les irrégularités du niveau de contraintes dans les dépôts sont éventuellement dues au procédé de projection thermique lui-même. Les couches élaborées par superposition de particules écrasées se traduisent notamment par la formation de couches plus ou moins régulières [85][86]. Ceci a été mis en évidence grâce à la finesse de nos essais où les couches enlevées sont de l'ordre de 50  $\mu\text{m}$  et parfois moins.

#### **IV.5.3. Cas des matériaux avec dépôt de molybdène 99E**

Pour les multimatériaux réalisés avec le dépôt de molybdène, les contraintes résiduelles engendrées sont plus faibles, plus homogènes et les pics moins accentués comparativement aux échantillons de la première catégorie. L'effet de la sous couche et du post traitement individuellement ou simultanément sont similaires. L'épaisseur de la zone affectée du substrat est plus faible  $\sim 200$   $\mu\text{m}$ .

Pour les deux catégories de multimatériaux, le rôle joué par la sous couche d'accrochage est aussi ressenti dans l'évolution des contraintes résiduelles que dans l'amélioration de l'adhérence entre le substrat et le dépôt. C'est plutôt le post traitement qui est à l'origine de l'atténuation des contraintes résiduelles dans le multimatériau globalement et de la diminution de la profondeur des zones affectées du substrat. L'élévation en surface des contraintes est sans nul doute due à un effet avec l'environnement qui a donné lieu à une oxydation superficielle pendant la période d'après la projection et d'avant la détermination des contraintes résiduelles.

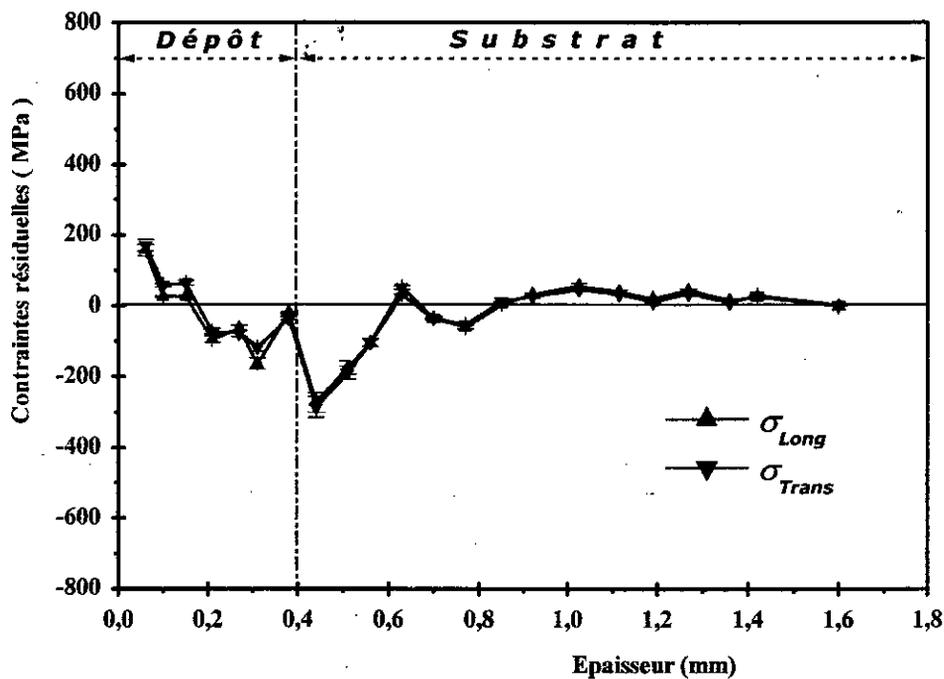


Figure IV.28: Profil des contraintes résiduelles pour le bimatéériau 99E / 35CrMo4.

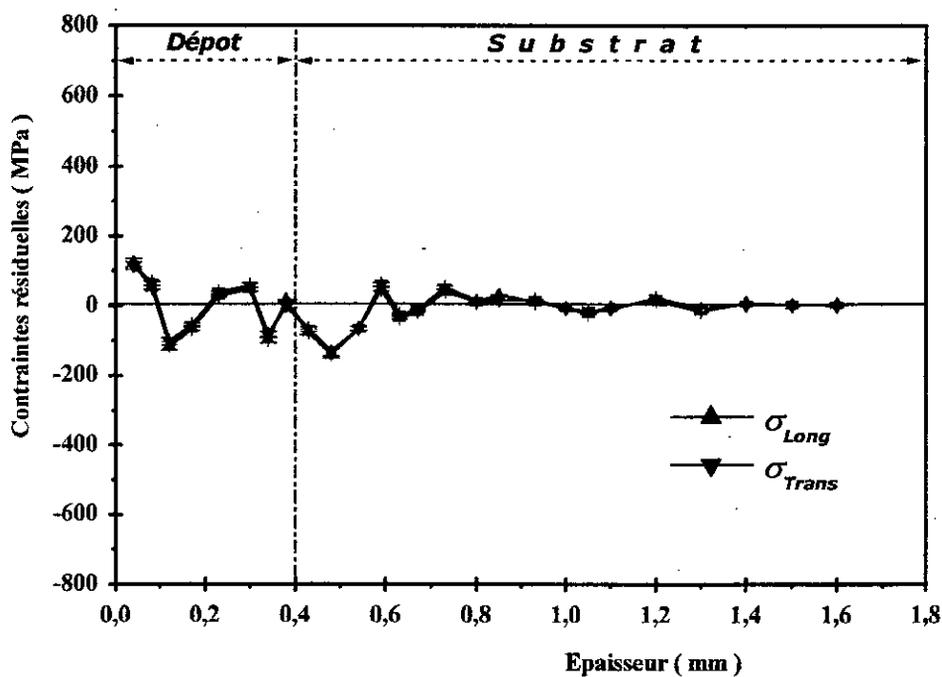


Figure IV.29: Profil des contraintes résiduelles pour le bimatéériau 99E / 35CrMo4 post-traité.

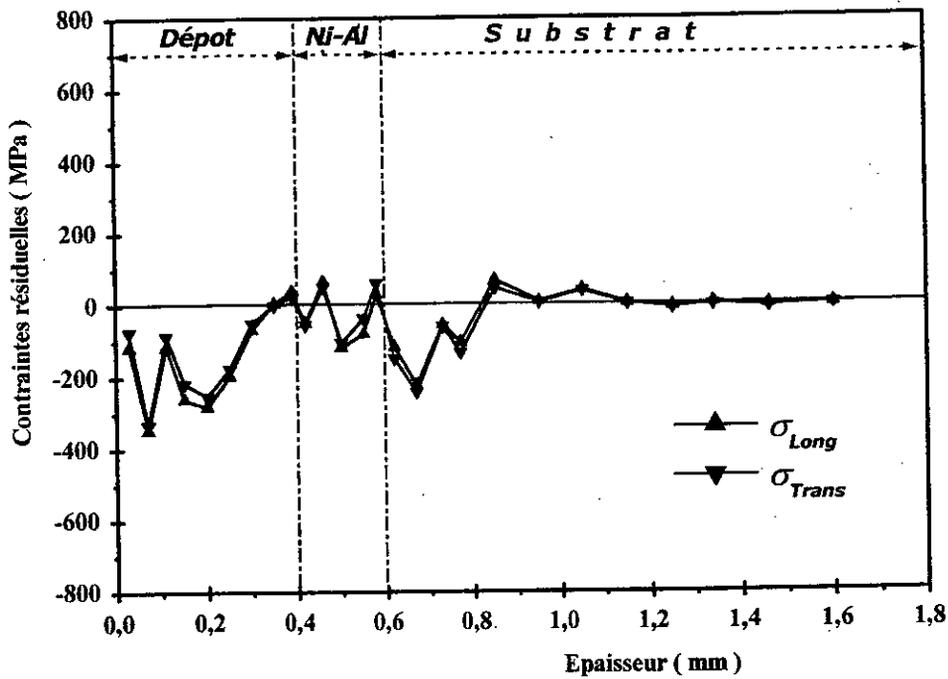


Figure IV.30: Profil des contraintes résiduelles pour le multimatériau 99E / Ni-Al / 35CrMo4.

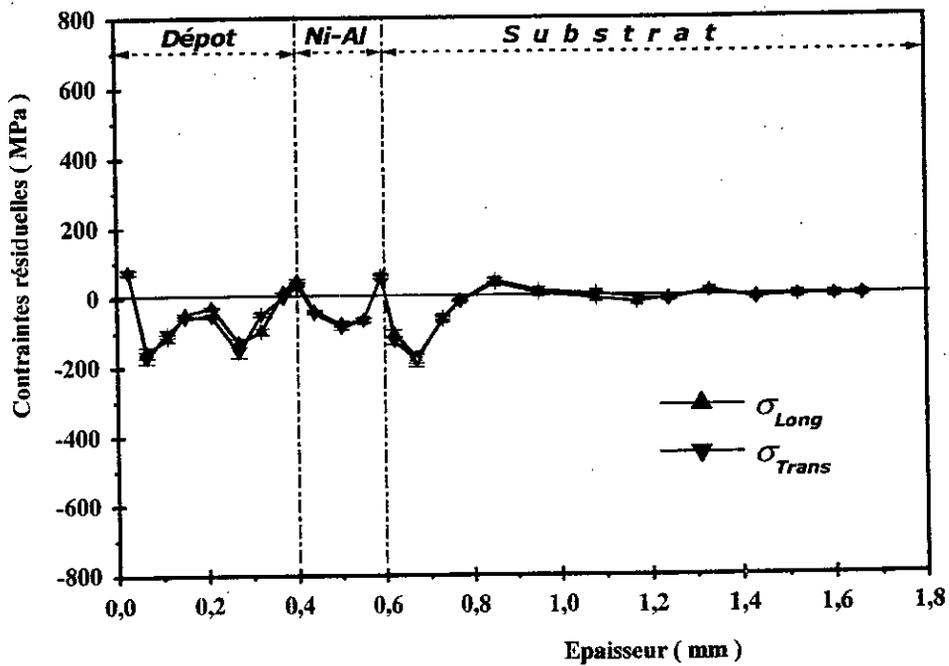


Figure IV.31: Profil des contraintes résiduelles pour le multimatériau 99E / Ni-Al / 35CrMo4 post-traité.

Dans tous les cas de figures et particulièrement pour les dépôts d'aciers, lorsque la sous couche d'accrochage est présente, on remarque une relaxation des contraintes résiduelles dans le substrat comparativement à celles obtenues après grenailage. Ceci est due, d'une part, à la projection de la sous couche Ni-Al directement sur le substrat, ce qui a produit un premier chauffage donnant lieu à une première relaxation. D'autre part, la projection du dépôt (aciers ou molybdène) a produit un deuxième chauffage donc une relaxation supplémentaire.

On pourra donc dire que l'effet thermique, résultant du procédé de projection lui-même, a permis de relâcher les contraintes dans le substrat [87 - 88]. De plus, la couche intermédiaire Ni-Al a pour fonction de maîtriser le champ de contraintes en induisant un processus d'accommodation.

Si on compare les résultats présentés dans les figures IV.24 et IV.26 pour les aciers (55E + 65E) et les figures IV.28 et IV.30 pour le molybdène (99E), on peut noter deux aspects: le gradient et le niveau des contraintes résiduelles. Pour les aciers, en fait, la couche peut être divisée en deux parties :

- La partie proche de l'interface: dans les deux cas (sans et avec sous couche), le niveau de contraintes est faible et est comparable.
- La partie externe : celle-ci a un niveau de contraintes deux fois plus élevé dans le second cas (matériau avec sous couche) que dans le premier (matériau sans sous couche). Ceci est probablement lié à des effets avec l'environnement et à la compacité de la couche, plus forte dans le deuxième cas que dans le premier.

Pour le molybdène, le gradient est continu et il y a inversion de signe en surface pour le matériau sans sous couche. Ceci est due partiellement à un effet d'écart de contraction thermique au refroidissement entre le substrat en acier et le dépôt en molybdène. Le coefficient de dilation thermique  $\alpha$  du molybdène ( $\cong 5.10^{-6} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$ ) est sensiblement deux fois et demie plus faible que celui de l'acier ( $\cong 11,8.10^{-6} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$ ) [82].

Aussi, la température d'arrivée du molybdène sur le substrat est plus élevée que dans le dépôt d'aciers. Sa température de fusion plus élevée ( $\cong 2600\text{ °C}$ ) a même nécessité l'utilisation du procédé de projection à la flamme.

Lorsque les échantillons sont post traités à  $850\text{ °C}$  pendant une heure, les matériaux sont encore plus relaxés. Ceci est sans doute lié à une transformation de phase au niveau des dépôts et du substrat. Généralement, ce genre de traitement thermique conduit à un affinage de la structure du revêtement et à une distribution plus homogène des inclusions, des carbures et des oxydes. Ces deux remarques ont été mises en évidence d'une part par l'analyse métallographique réalisée aux différentes interfaces et par l'analyse aux rayons X réalisée sur une lamelle de dépôt de molybdène prélevée par délaminage. Cette analyse RX (fig.IV.21) a montré l'existence des principaux éléments contenus dans le matériau du substrat.

# Chapitre V

## **LA MODELISATION MATHEMATIQUE**

---

*Ce chapitre concerne la simulation numérique des contraintes résiduelles engendrées au sein des multimatériaux. Nous expliquerons d'abord les principes de base qui permettent de faire une modélisation convenable. On présentera les analyses thermique, métallurgique et mécanique sans trop détailler les mises en équations et les calculs. On présentera aussi les conditions initiales et aux limites ainsi que le maillage simple qui nous ont permis d'établir le programme et sa résolution moyennant le logiciel Sysweld® basé sur la méthode des éléments finis. On présentera ensuite les résultats numériques obtenus (profils des températures et des contraintes résiduelles) pour les 2 différents dépôts (aciers et molybdène) ainsi que leurs interprétations et leur comparaison avec les résultats obtenus expérimentalement.*

---

## LA MODELISATION MATHEMATIQUE

### V.1 : Introduction

Sous l'impulsion de l'industrie nucléaire au cours des années 80 et 90, un grand nombre de recherches destinées à prévoir les contraintes résiduelles dans les revêtements et les soudures de composants mécaniques ont été conduites. Les méthodes et modèles développés ont alors constitué les fondations de logiciels de simulation numérique aujourd'hui utilisés par un grand nombre de sociétés industrielles des secteurs aéronautique, automobile ou encore de la métallurgie de façon générale.

Les procédés de traitements de surface induisent des conséquences métallurgiques et mécaniques qu'il est aussi difficile qu'important de maîtriser et dont l'évaluation nécessite la modélisation des interactions complexes entre plusieurs phénomènes physiques comme la thermique, la métallurgie et la mécanique.

Dans le cas des revêtements de façon générale et ceux réalisés par projection thermique en particulier, les travaux publiés sont peu nombreux [96 - 97]. Les phénomènes physiques impliqués dans de tels procédés sont parfois difficiles à simuler car un modèle simulable se fonde toujours sur une théorie, c'est-à-dire une description abstraite de certains aspects de la réalité en termes de concepts ou de variables, et de relations ou de lois. D'autre part, la façon de prendre en compte les couplages avec les aspects thermiques (propriétés thermo-physiques dépendant des phases, chaleurs latentes de transformation...) et mécaniques (changements de volume, plasticité de transformation...) entre le(s) dépôt(s) et le substrat est aussi complexe que difficile. Les modèles mathématiques proposés sont le plus souvent simplifiés.

L'étude que nous allons présenter a pour objet la simulation numérique du procédé de projection thermique d'un dépôt sur un substrat en acier 35CrMo4 afin de déterminer les contraintes résiduelles engendrées dans la globalité du matériau.

Nous avons montré dans les précédents chapitres (Chap. II.3.2) que les procédés de revêtement conduisent à des modifications de la microstructure des matériaux en présence et à des contraintes et distorsions résiduelles qui jouent un rôle important sur la tenue mécanique des assemblages ou encore la faisabilité du procédé lui-même.

**Les contraintes résiduelles proviennent principalement des gradients de température et des éventuelles transformations de phase des différents matériaux susceptibles de se produire au cours du procédé.**

Les phénomènes physiques impliqués doivent être maîtrisés afin de pouvoir les modéliser. Ils sont schématisés sur la figure V.1 suivante [98].

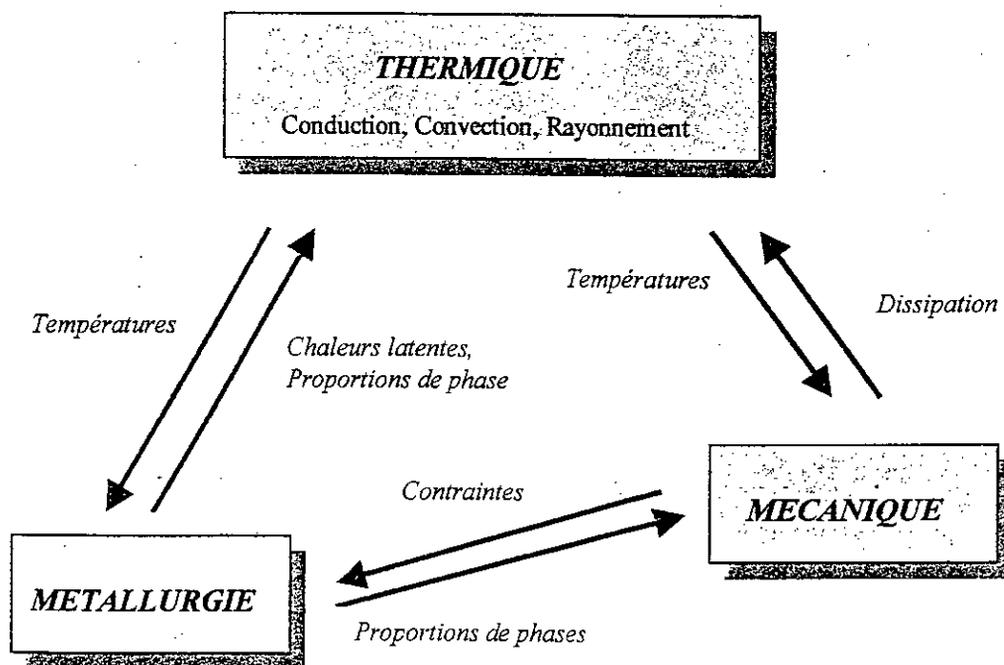


Figure V.1 : Phénomènes physiques impliqués et leur couplage

## V.2. Rappels

Rappelons tout d'abord que la détermination numérique des contraintes résiduelles, nécessite le calcul du champ de température dans les différentes parties de la pièce. Ces forts gradients de température existants entre le(s) dépôt(s) et le

substrat induisent des évolutions métallurgiques et mécaniques qui influencent la globalité du champ de contraintes. Ainsi, la déformation totale sera donc la somme de toutes ces déformations :

$$\varepsilon^{\text{Tot}} = \varepsilon^{\text{Th}} + \underbrace{\varepsilon^{\text{El}} + \varepsilon^{\text{Pl}} + \varepsilon^{\text{Fl}}}_{\text{Mécanique}} + \varepsilon^{\Phi} \quad (\text{Eq. V.1})$$

↓
↓
↓

Thermique                      Mécanique                      Métallurgique

Où:  $\varepsilon^{\text{El}}$  : Composante élastique de la déformation

$\varepsilon^{\text{Pl}}$  : Composante plastique de la déformation

$\varepsilon^{\text{Fl}}$  : Déformation due au fluage

$\varepsilon^{\text{Th}}$  : Déformation due à l'expansion thermique

$\varepsilon^{\Phi}$  : Déformation métallurgique due aux changements de phases.

Par conséquent, cette modélisation mathématique doit être basée sur les différentes équations régissant ces phénomènes (thermique, métallurgique et mécanique) ainsi que l'établissement des conditions initiales et aux limites. La nécessité de maîtriser et connaître l'évolution des paramètres physico-mécaniques en fonction de la température est également indispensable.

Rappelons qu'il s'agit dans cette partie de l'étude de calculer les contraintes résiduelles engendrées dans un matériau (ou multimatériau) réalisé par projection thermique. Le substrat est un acier 35CrMo4 et le revêtement projeté est soit un mélange de 2 aciers spéciaux de nuances industrielles respectives 55E et 65E soit du molybdène de nuance industrielle 99E. L'influence de la sous couche d'accrochage Ni-Al (75E) ainsi que le post traitement thermique ne seront pas pris en considération dans cette étude.

### V.3 : Hypothèses de calcul

Afin de prendre en compte le maximum de phénomènes qui se produisent pendant et après la projection thermique et de faire intervenir les changements des

paramètres physiques en fonction de la température pour aboutir à un modèle mathématique le plus adéquat, nous présenterons dans ce qui suit les hypothèses de calcul de sorte que le modèle soit facilement résolu par les méthodes numériques connues, certaines hypothèses ont été prises en compte :

- D'abord, on considère que le substrat de dimensions 60 mm x 40 mm x 3mm (Cf. parag III.3) est au repos avec une température initiale de 20 °C.

- Lors de la projection du dépôt d'aciers, celui-ci arrive sur le substrat avec une température de 1000 °C. Dans le cas du molybdène, on supposera que celui-ci arrive à 1600 °C dans les deux cas, l'épaisseur du dépôt est de 0,4 mm.

On considère que pour une côte  $z$  du matériau (dans le cadre du maillage considéré), la température est considérée comme homogène. Cette hypothèse permet d'éliminer les effets de bords et simplifie les calculs. Aussi, sur chaque section plane, on considère que la contrainte longitudinale et la contrainte transversale sont similaires (ceci ayant été prouvé expérimentalement). Par conséquent le calcul se fera pour une seule contrainte. Le problème posé peut donc être caractérisé comme **unidimensionnel**. Sur une même couche, on considère que la température est la même en tout point et la contrainte est également la même.

- On admet que les matériaux étudiés sont **homogènes** et **isotropes** mais que leurs propriétés sont dépendantes de la température. Ces propriétés sont représentées en annexe 2.

- Le substrat est maintenu immobile lors de la projection thermique et pendant toute la durée du refroidissement. Cela implique que la contribution de la vitesse de déplacement du matériau dans l'équation de la chaleur est nulle.

#### V.4. Modélisation thermique

Les transferts de chaleur dans un milieu solide sont gouvernés par les équations générales suivantes :

$$\rho \frac{dH}{dt} - \text{div}(\lambda \mathbf{grad} T) - Q = 0 \quad (\text{Eq. V.2})$$

$$\lambda \mathbf{grad} T \cdot \mathbf{n} = q(T, t) \text{ sur } \partial\Omega_s \quad (\text{Eq. V.3})$$

$$T = T_p(t) \quad \text{sur } \partial\Omega_r \quad (\text{Eq. V.4})$$

$$\text{Avec } \partial\Omega = \partial\Omega_s + \partial\Omega_r \quad (\text{Eq. V.5})$$

Où  $\rho$ ,  $H$ ,  $\lambda$  et  $T$  représentent respectivement la densité, l'enthalpie, la conductivité thermique et la température. Dans l'équation (V.2),  $Q$  représente une source de chaleur interne.

Dans l'équation (V.3),  $\mathbf{n}$  est le vecteur normal sortant de  $\partial\Omega$  et  $q$  est une densité de flux de chaleur qui peut dépendre de la température et du temps pour représenter les phénomènes de convection et de rayonnement en surface alors que dans l'équation (V.4),  $T_p$  représente une température connue imposée. L'apport de chaleur peut être représenté par une source interne de chaleur ou par une densité de flux de chaleur [98] [100].

Dans notre cas, pour un matériau bidimensionnel, on peut dire que le phénomène de transfert de chaleur se fait de la façon suivante : pendant et après projection, le transfert de chaleur se fait du dépôt (chaud) vers le substrat (froid) par conduction et du dépôt vers le milieu extérieur par rayonnement et convection.

Au début, le substrat commence à chauffer du côté du dépôt, il continue à chauffer et il se refroidit également par rayonnement et convection avec le milieu environnant. Le dépôt se refroidit également par conduction vers le substrat et par rayonnement et convection avec le milieu extérieur.

Ce phénomène peut s'exprimer par les équations suivantes :

$$q_z = -\lambda_z \cdot A_z \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \quad (\text{Eq. V.6})$$

Flux de chaleur entrant par conduction à travers la face  $xy$  ( $A_z$ ) dans la direction  $z$

(Eq. V.7)

Flux de chaleur sortant par conduction à travers la face xy ( $A_z$ ) dans la direction z

En faisant un bilan thermique pour la conduction, on pourra écrire :

(Eq. V.8)

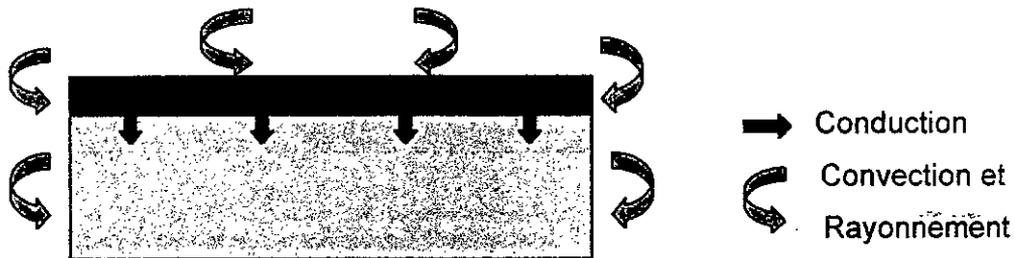


Figure V. 2 : Transfert de chaleur mis en jeu après projection thermique

L'équation régissant le rayonnement et la convection est donnée par :

$$q = \sigma \varepsilon (T_C^4 + T_F^4) + \alpha (T_C - T_F) \quad (\text{Eq. V.9})$$

avec

$\sigma$ : Coefficient de Stefan Boltzman

$\varepsilon$  : Coefficient de diffusivité

$\alpha$ : conductance moyenne de convection par unité de surface.

$T_C$ : température à la surface du corps chaud.

$T_F$ : température du fluide (air ambiant) loin de la source de chaleur

Il doit cependant être signalé que la modélisation de cet apport de chaleur, même à l'aide de formes de source prédéfinies, n'est pas facile et nécessite la discrétisation de ces équations et un recalage sur des données expérimentales.

En plus, en présence des transformations métallurgiques (soit pendant le chauffage du substrat ou pendant le refroidissement du dépôt), il y'a principalement 3

types de d'interaction à prendre en compte entre les phénomènes thermiques et métallurgiques [98] [101]:

- Les transformations métallurgiques dépendent de l'histoire thermique,
- Les propriétés thermo-physiques dépendent des phases en présence,
- Les transformations de phase sont accompagnées de chaleurs latentes qui modifient les distributions de température.

Compte tenu de ces interactions, les analyses thermique et métallurgique doivent être traitées dans une formulation fortement couplée.

A chaque instant, un matériau est caractérisé par les proportions  $p_k$  des différentes phases le constituant. Du point de vue de la modélisation, les proportions de phases sont des variables d'état supplémentaires gouvernées par les équations différentielles ordinaires en temps. Pour prendre en compte le couplage entre les phénomènes métallurgiques et thermiques, la conductivité thermique  $\lambda$ , la densité  $\rho$  et l'enthalpie  $H$  sont approchées par les lois de mélange linéaires à partir des propriétés thermiques de chaque phase [98] [103]:

$$\lambda(p_k, T) = \sum p_k \lambda_k(T), \quad \rho(p_k, T) = \sum p_k \rho_k(T), \quad H(p_k, T) = \sum p_k H_k(T) \quad (\text{Eq. V.10})$$

avec  $\sum p_k = 1$

### V.5. Modélisation métallurgique

Différentes approches peuvent être utilisées pour décrire les transformations de phase dans le cas des aciers. Les modèles peuvent être classés en deux groupes selon qu'ils s'appuient, pour leur identification, sur les cinétiques de transformation dans les conditions isothermes (diagrammes TTT: Temps, Température, Transformation) ou anisothermes (diagrammes TRC: Transformation en Refroidissement Continu) pour reproduire les transformations au refroidissement.

Dans notre cas, le mélange d'aciers (55E et 65E) a produit une transformation martensitique pendant le refroidissement. Celle-ci a été mise en évidence par une

analyse par diffraction de rayons X (voir annexe 2). Cette transformation doit être prise en compte lors de l'établissement du modèle numérique dans le cadre des transformations métallurgiques.

Il y'a une proportion de l'acier qui s'est transformée en martensite. Cette proportion ne dépend que de la température et est bien décrite par la loi de Koistinen – Marburger (1959).

$$p_M = p_A \cdot (1 - \exp(-k(M_S - T))) \quad \text{pour } T < M_S \quad (\text{Eq. V.11})$$

où  $p_A$  représente la proportion d'austénite restant à transformer,  
 $M_S$  la température de début de transformation martensitique  
 et  $k$  un paramètre.

## V.6. Modélisation mécanique

L'analyse mécanique repose sur la résolution des équations d'équilibre statique. Compte tenu des hypothèses introduites précédemment, elle est découplée des analyses thermique et métallurgique. Cette modélisation mécanique est réalisée dans un second temps et considère en entrée les distributions de température et de proportions des différentes phases obtenues par la simulation thermo-métallurgique.

Les effets à prendre en compte sont :

- La dilation thermique,
- Les changements de volume au cours des transformations (à titre d'exemple, la transformation martensitique est accompagnée d'une contraction de 3% pendant le refroidissement),
- Les limites d'élasticité,
- La plasticité induite par la transformation en question.

Les changements de volume qui se produisent pendant les transformations contribuent fortement à la génération de contraintes et déformations résiduelles. Pour les prendre en compte, il suffit de remplacer la déformation thermique par une déformation thermo-métallurgique :

$$\varepsilon^{th}(T) = \sum p_k \cdot \varepsilon_k^{th}(T) \quad (\text{eq. V.12})$$

où les  $\epsilon_k^{th}$  représentent les déformations thermiques.

Comme le montrent les figures V.3 et V.4, les  $\epsilon_k^{th}$  diffèrent par leurs pentes qui représentent les coefficients de dilatations des phases mais par leurs ordonnées à l'origine de façon à reproduire les changements de volume au cours des transformations [100].

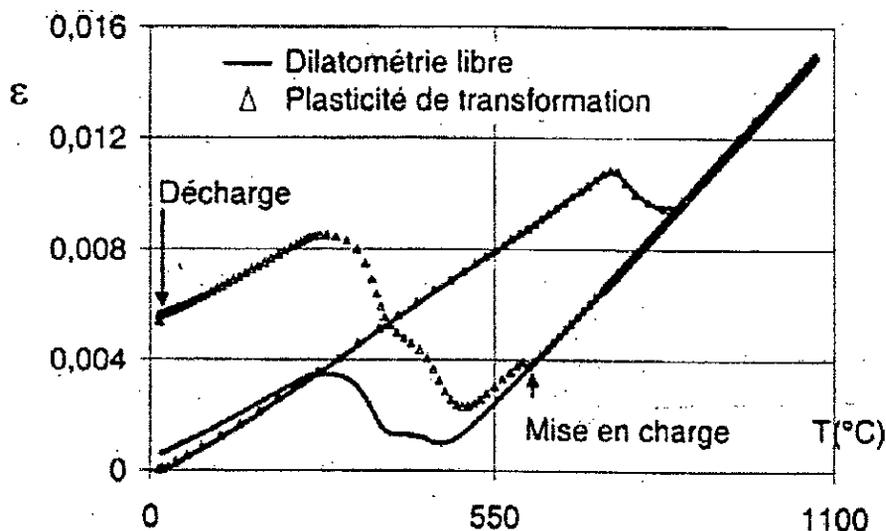


Figure V.3 : Essais de dilatométrie libre de plasticité de transformation [105]

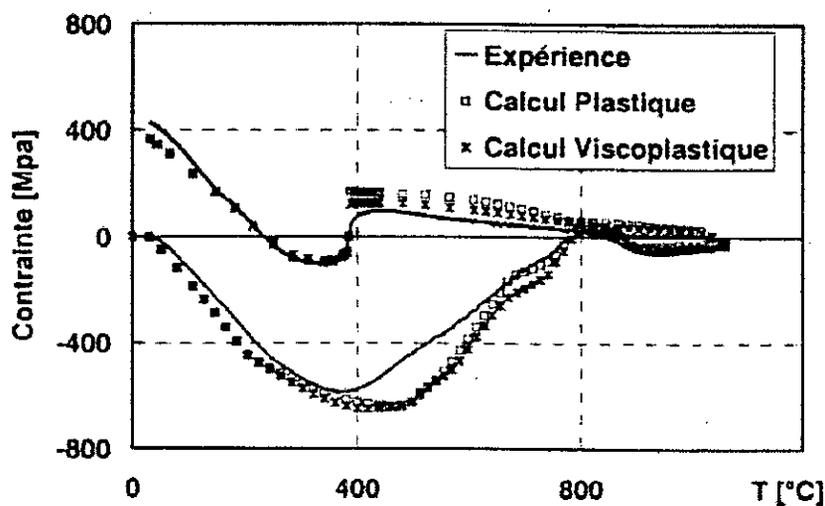


Figure V.4 : Essais de dilatométrie bloquée (essai Satob) [100]

Au cours du refroidissement, la contrainte suit la limite d'élasticité alors que pendant la transformation, une brusque variation de contrainte est observée en

raison de l'augmentation du volume qui accompagne la transformation au refroidissement. Il est clair que l'amplitude et le signe de la contrainte résiduelle dépendent fortement de l'intervalle dans lequel se produit la transformation.

Pour la plasticité de transformation, Leblond [106] propose d'abord des expressions pour les différentes fonctions simulées par éléments finis à l'échelle microscopique pour les phases écrouissables comme :

$$K = \frac{2}{3\sigma_p} \frac{\Delta V}{V} \quad (\text{eq. V.13})$$

où  $\Delta V/V$  représente la variation relative de volume entre les phases au cours de la transformation et  $\sigma_p$  la limite d'élasticité de la phase initiale.

### V.7 : Conditions initiales et aux limites

La température initiale du substrat est prise égale à 20 °C. On suppose que la température d'arrivée du dépôt sur le substrat dans le cas du dépôt d'aciers (55E + 65E) est de 1000 °C. Dans le cas du dépôt de molybdène, on suppose qu'elle est de 1600 °C. On considère également que le dépôt (dans tous les cas) est projeté en un seul bloc sur une épaisseur de 0.4 mm.

La solution des équations aux dérivées partielles discrétisées doit satisfaire aussi bien à l'équation générale qu'aux conditions aux limites imposées par les données physiques du problème.

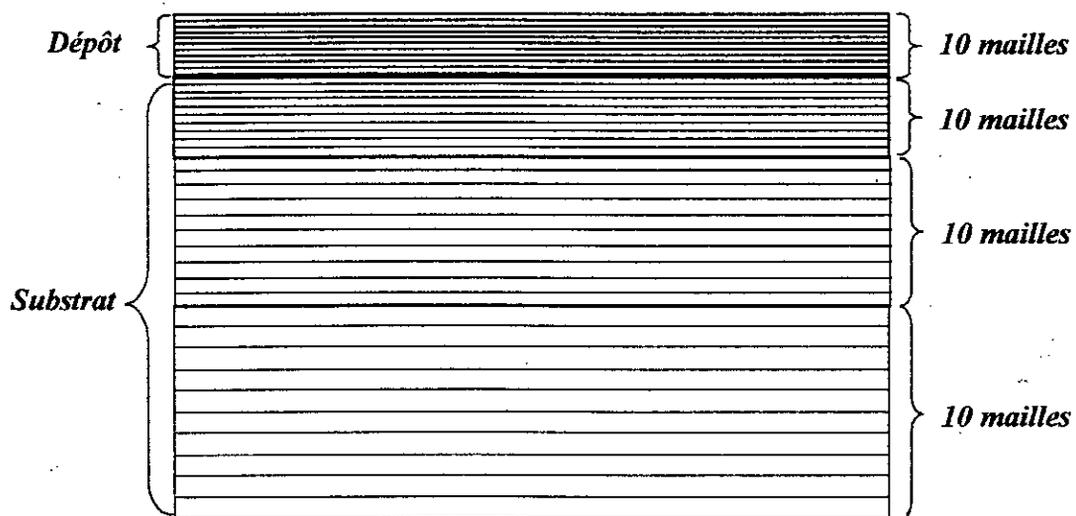
Pendant la réalisation de la projection thermique, il se produit un échange de chaleur entre le substrat et le revêtement d'une part, et entre le bimatériau (substrat plus revêtement) et le milieu environnant d'autre part. Cet échange de chaleur continue même après l'achèvement de la pulvérisation du revêtement jusqu'à atteindre l'équilibre thermique comme expliqué dans le paragraphe V.3.

### V.8 : Maillage

- Vu les caractéristiques dimensionnelles de nos éprouvettes (60 mm x 40mm x 3 mm) pour le substrat et 0.4 mm d'épaisseur pour le dépôt,

- Vu qu'on a éliminé l'influence des effets de bord sur le transfert de chaleur pendant et après la projection thermique,
- Vu que nous avons considéré que les contraintes longitudinales et transversales pour chaque surface sont similaires,
- Vu que nous avons considéré que les contraintes résiduelles sont équivalentes en chaque point de la même surface,

Nous avons opté pour un maillage simple et unidirectionnel comportant 10 mailles sur le dépôt et 30 mailles sur le substrat. Le schéma suivant montre ce maillage dans le cas des bimatériaux sans la présence de la sous couche d'accrochage Ni-Al.



**Figure V.5 : Maillage unidirectionnel des échantillons (dépôt + substrat)**

Les 10 mailles du dépôt sont équidistantes alors que les mailles du substrat sont réparties de la façon suivante : Les 10 premières mailles (vers l'interface) sont plus raffinées. Elles concernent une épaisseur de 0.5 mm. Les 10 secondes sont étalées sur une épaisseur de 1 mm et les dix dernières concernent une épaisseur de 1.5 mm (cf. fig. V.5). Au centre de chacune de ces mailles, on place un nœud. C'est sur ces nœuds que seront déterminées les distributions des températures et le champ de contraintes résiduelles engendré. La numérotation des nœuds se fait de 1 à 40 à partir de l'extérieur du dépôt vers le bas du substrat en passant par l'interface.

### V.9. Méthode de résolution

La méthode des éléments finis est bien adaptée à la détermination des contraintes résiduelles dans le cas de la projection thermique et du soudage. Comme on l'a déjà vu, la simulation est généralement menée en deux étapes. Dans la première, on s'intéresse au calcul des distributions de température et des proportions des phases au cours du temps. Pour cette analyse, le champ de température est recherché par éléments finis alors que les proportions de phases est calculé au point d'intégration des éléments. La simulation mécanique, dans un second temps, utilise ces résultats pour évaluer les déplacements (aux nœuds du modèle) et les contraintes (aux points d'intégration).

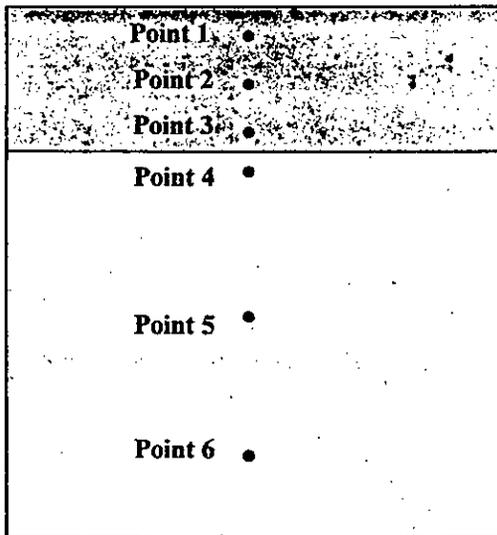
Le logiciel Systus a été utilisé et configuré selon les données de notre problème, c'est à dire selon le maillage, la thermique et la mécanique relatifs aux matériaux et au procédé de projection thermique étudiés.

Les caractéristiques physico-thermiques en fonction de la température des différents matériaux mis en jeu sont présentés en annexe 2.

### V.10. Résultats numériques et interprétations

Nous présenterons dans ce chapitre les résultats obtenus relatifs aux deux bimatériaux 35CrMo4 / (55<sup>E</sup> + 65<sup>E</sup>) et 35CrMo4 / 99<sup>E</sup>. En premier lieu, on illustrera les profils de températures pour différents points des deux matériaux. Pour cela, on a choisi trois points sur le dépôt (points 1, 2 et 3) et trois points sur le substrat (points 4, 5 et 6) comme indiqué sur la figure V.6.

Nous montrerons ensuite la distribution des contraintes résiduelles également dans les deux matériaux. On présentera d'abord cette distribution sans introduire les transformations de phases qui se sont produites lors du refroidissement du dépôt puis en les introduisant. Ceci nous permettra de montrer le rôle joué par de telles transformations métallurgiques sur l'évolution globale des contraintes résiduelles dans les deux matériaux concernés.



La correspondance entre les points considérés et les nœuds du maillage se fait comme suit :

Point 1 : Nœud 3 du maillage

Point 2 : Nœud 6 du maillage

Point 3 : Nœud 10 du maillage

Point 4 : Nœud 11 du maillage

Point 5 : Nœud 21 du maillage

Point 6 : Nœud 31 du maillage

**Figure V.6 : Représentation schématique des points nodaux concernés par l'étude de la distribution de températures.**

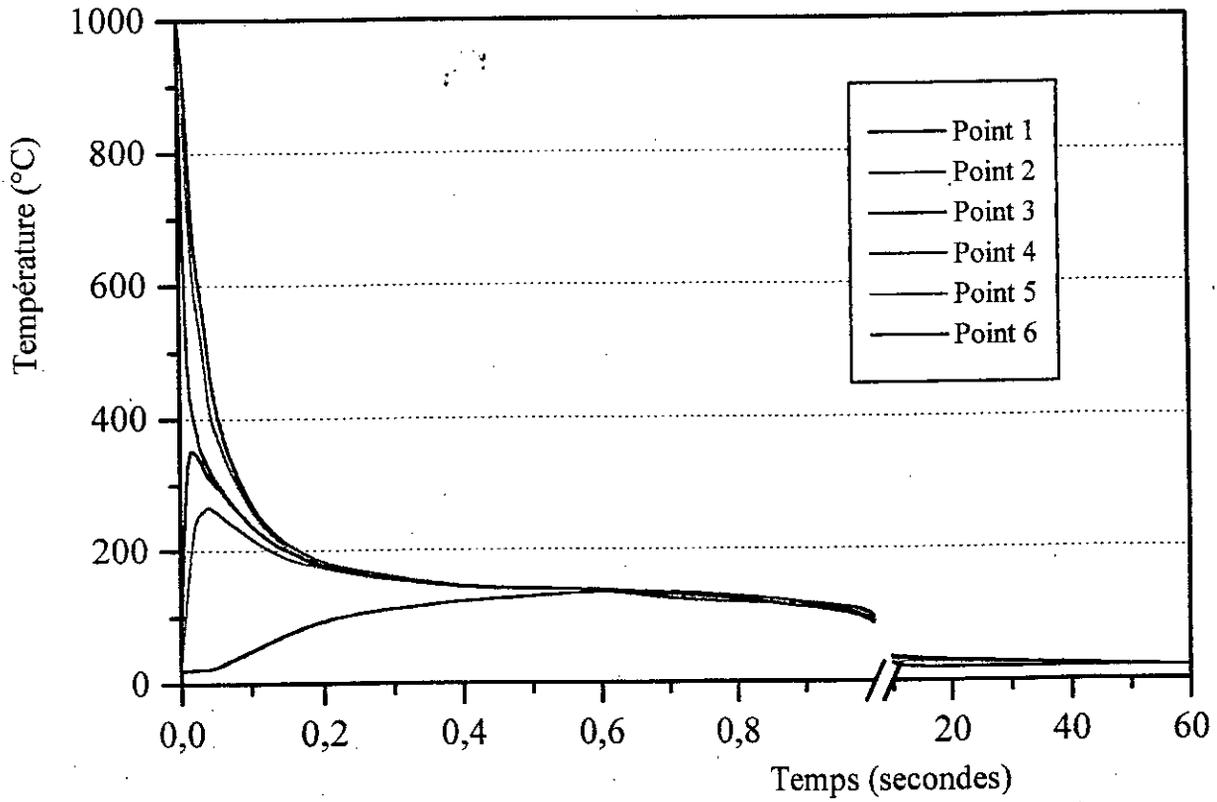
Les deux figures suivantes (figs V.7 et V.8) relatives aux profils de températures pour les deux types de bimatériaux montrent d'abord que le refroidissement du dépôt projeté est très rapide quelque soit la nature du dépôt.

Pour le bimatériau 35CrMo4/ (55<sup>E</sup>+65<sup>E</sup>), le dépôt a atteint environ 200 °C en 0,2 secondes. L'ensemble des nœuds du bimatériau ont atteint la température de 150 °C en 0,6 secondes. On remarque que le substrat chauffe d'abord surtout en surface pour se refroidir ensuite avec le dépôt. Le refroidissement est presque total au bout d'une minute.

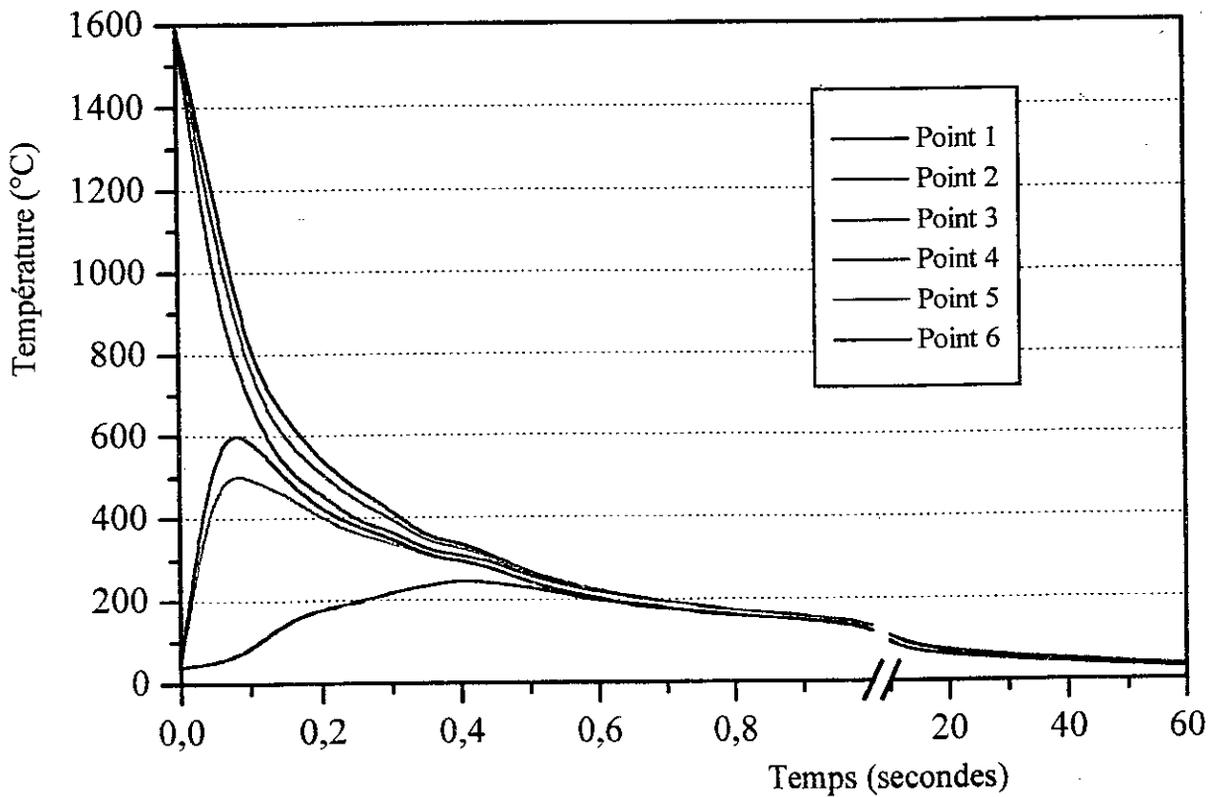
Le comportement du bimatériau 35CrMo4/ 99<sup>E</sup> est similaire au premier cas. La vitesse de refroidissement du dépôt est vraisemblablement différente de celle du dépôt d'aciers en raison de la différence des propriétés thermiques.

Les nœuds superficiels du substrat ont chauffé un peu plus dans le deuxième cas en raison de la plus haute température de projection et d'arrivée du dépôt sur le substrat. Cette dernière a été estimée à environ 1600 °C.

Au bout d'une seconde, l'ensemble du bimatériau 35CrMo4/ 99<sup>E</sup> est à environ 150 °C et le refroidissement est presque total après une minute.



**Figure V.7: Profil de température pour différents points du bimatériau 35CrMo4 / (55E+65E).**



**Figure V.8: Profil des températures pour différents points du bimatériau 35CrMo4 / 99E.**

Les figures V.9 et V.10 suivantes montrent le profil des contraintes résiduelles obtenues par simulation numérique. Pour servir de comparaison, on a également reporté sur ces mêmes figures, le profil expérimental de ces contraintes dans les deux cas de bimatériaux concernés par cette étude, en l'occurrence le 35CrMo4/ (55<sup>E</sup> + 65<sup>E</sup>) et le 35CrMo4/ 99<sup>E</sup>.

Remarquons d'abord que dans les deux cas, la tendance des deux courbes, numérique et expérimentale, est globalement similaire.

Pour le premier cas, expérimentalement, le dépôt d'aciers est en compression avec des valeurs plus fortes en surface alors que le modèle numérique donne un profil pas très variable dans l'ensemble du dépôt. De la même manière, dans le substrat, les contraintes résiduelles expérimentales présentent deux zones d'intensités différentes avec un pic d'environ -640 MPa alors que numériquement, le substrat est en compression de façon plus uniforme avec un pic d'environ -500 MPa. L'intensité de cette zone de compression diminue progressivement pour s'annuler après une profondeur presque égale à celui du dépôt c'est à dire 0,4 mm.

Pour le deuxième bimatériau, les contraintes expérimentales du dépôt sont partagées entre des valeurs positives en surface et négatives en profondeur. Numériquement, les contraintes obtenues sont plutôt faibles en surface qu'en profondeur. Superficiellement, elles sont d'environ -50 MPa alors que vers l'interface, elles atteignent quelques -140 MPa.

Par rapport au dépôt d'aciers, la tendance de la courbe est globalement régressive. Ceci peut être lié au comportement thermique du molybdène lorsque celui-ci est projeté sur le substrat en acier et dont les propriétés physico-thermiques sont différentes.

Dans le substrat, l'évolution des contraintes résiduelles est presque similaire que dans le premier cas. Sur une profondeur de 0,4 mm, les contraintes sont en compression avec une plus grande intensité en surface.

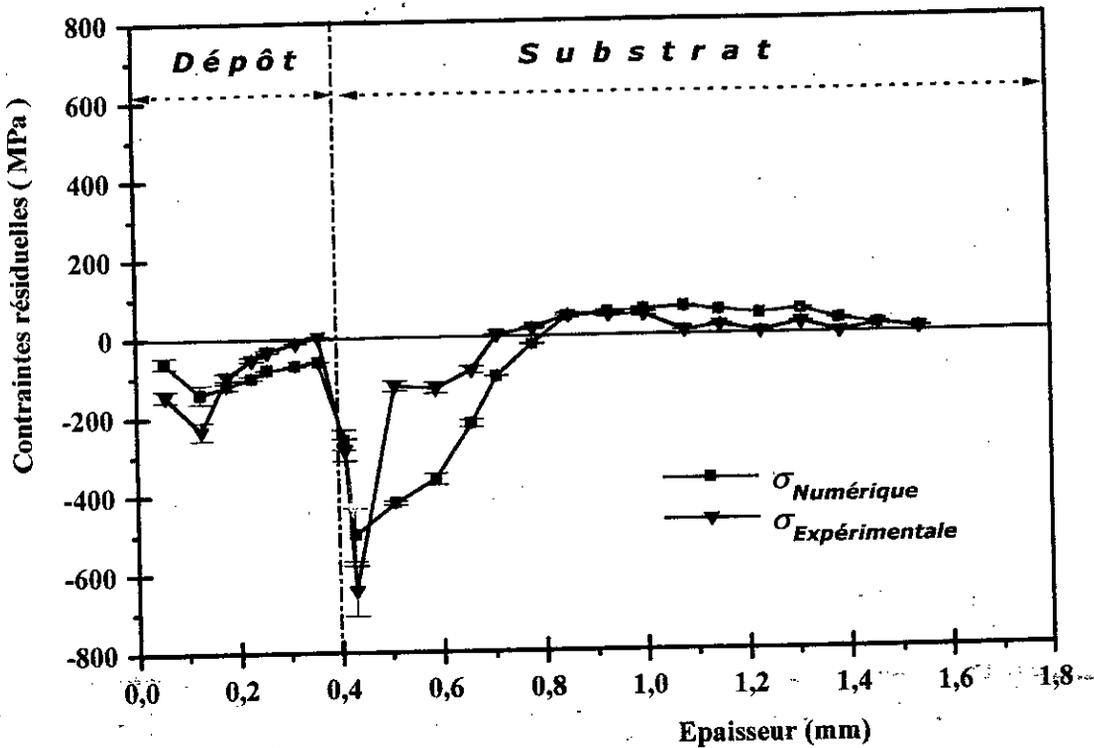


Figure V.9: Profil numérique (et expérimental) des contraintes résiduelles pour le bimatériau (55E+65E) / 35CrMo4.

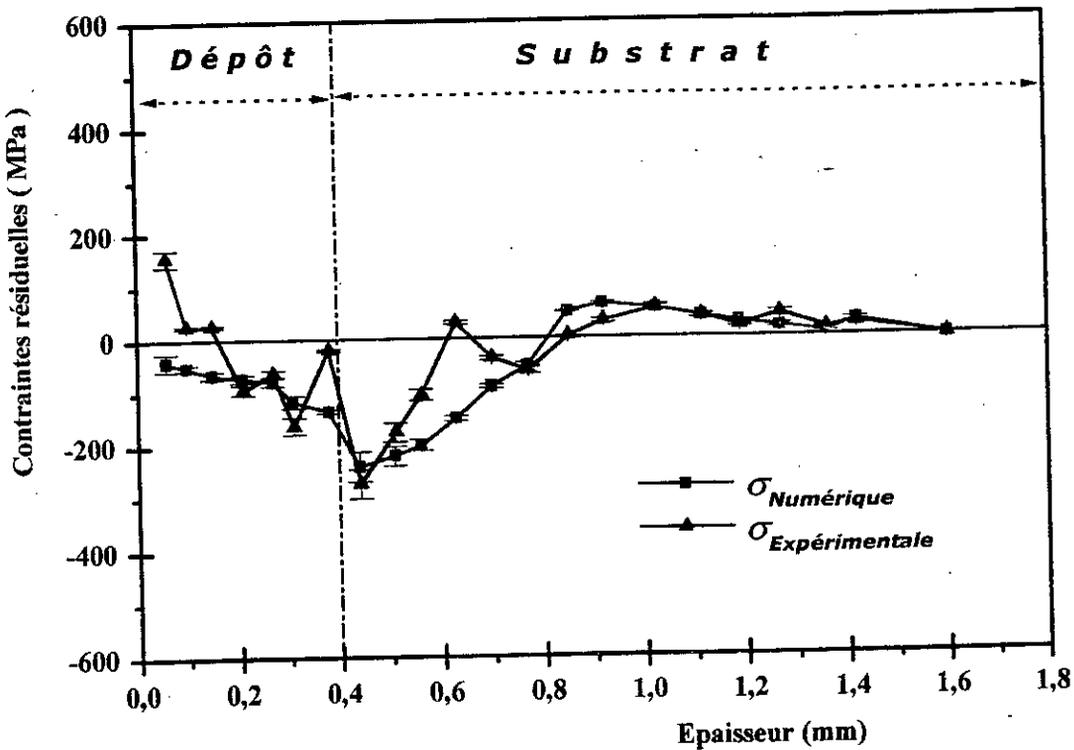


Figure V.10: Profil numérique (et expérimental) des contraintes résiduelles pour le bimatériau 99E / 35CrMo4.

A la lueur des résultats numériques obtenus et en comparaison avec ceux de l'expérience, on peut dire que la modélisation mathématique que nous avons fait est globalement satisfaisante.

La prise en compte des 3 déformations (mécanique, métallurgique et thermique) susceptibles de se produire dans de tels procédés a été nécessaire. L'influence de chacune d'elles sur l'évolution des contraintes résiduelles est significative. Notons qu'une modélisation sans la prise en compte des transformations métallurgiques nous avait donné des contraintes de tension sur les dépôts alors que l'expérience a montré le contraire.

Le modèle numérique élaboré dans le cadre du logiciel Systus ainsi que la mise en équations proposée a concerné une géométrie simple (parallélépipède) et un maillage simplifié (unidirectionnel) mais un procédé, en l'occurrence la projection thermique, assez complexe de par les phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques qu'il met en jeu.

On peut donc dire que ce modèle numérique peut être utilisé dans des procédés similaires que ce soit pour connaître le champ thermique ou le champ de contraintes résiduelles en tenant compte bien sûr des différents phénomènes susceptibles de se produire.

***CONCLUSION  
GENERALE***

## **CONCLUSION GENERALE**

Cette étude avait pour objectifs :

- La réalisation de revêtements anti-usure à base d'aciers spéciaux de nuances industrielles 55E et 65E ou de molybdène 99E sur un substrat en acier 35CrMo4.
- Une caractérisation métallurgique et mécanique des matériaux à gradients fonctionnels obtenus, basée principalement sur une caractérisation métallographique, une étude de dureté et des tests d'adhérence des dépôts sur le substrat.
- Une détermination expérimentale des contraintes résiduelles au sein des matériaux réalisés moyennant une méthode extensiométrique et un électropolissage progressif de couches.
- Une détermination numérique de ces contraintes basée sur une modélisation par éléments finis et l'utilisation du logiciel *Systus*®.

Au vu des résultats obtenus et de leurs interprétations, on peut dire que :

- Les paramètres techniques utilisés au sein de l'entreprise « Algérie Métallisation » répondent aux exigences industrielles suite aux différentes études que nous avons faite à ce sujet (réglage des équipements, distance de projection...).
- L'étude métallographique nous a permis de visualiser la structure des revêtements et de l'interface. Nous avons remarqué que les dépôts réalisés sont stratifiés et pourvus de pores et d'oxydes comme classiquement attendu dans de tels procédés de projection thermique.
- Les dépôts de molybdène sont très durs (1600 – 1800 HV) même si le post-traitement a permis de réduire cette dureté à 1400 HV.
- La dureté des dépôts d'aciers (400 – 450 HV) est assez bonne et permet de l'utiliser également comme revêtement anti-usure.

- L'adhérence des 2 types de dépôts est globalement bonne mais meilleure dans le cas du molybdène. Cette adhérence est encore améliorée par l'emploi simultané de la sous couche d'accrochage Ni-Al et du post traitement thermique à 850 °C pendant 1 heure sous vide.
- La détermination expérimentale des contraintes résiduelles a montré que : les dépôts sont de façon générale en compression et que le post-traitement a permis de réduire cette compression. Le substrat est également en compression sur une certaine épaisseur puis les contraintes auront tendance à s'annuler au delà de cette épaisseur.
- La présence de la sous couche d'accrochage a permis de jouer le rôle de ralentisseur, ce qui a permis d'avoir des contraintes moins intenses sur le substrat comparativement aux autres cas.
- Le modèle numérique proposé nous a d'abord permis d'avoir le gradient thermique engendré par la projection thermique. Il montre que le refroidissement du dépôt (quelque soit sa nature) se fait très rapidement au contact du substrat.
- Les contraintes résiduelles obtenues pour les deux cas étudiés évoluent sensiblement de la même manière que l'expérience et renseignent assez bien sur le champ de contraintes existant dans la globalité des structures élaborées par ce procédé de projection thermique.
- Ces résultats permettent de valider le modèle proposé et par conséquent de l'utiliser pour la détermination du champ thermique ainsi que du champ de contraintes résiduelles dans les matériaux à gradients fonctionnels réalisés par projection thermique ou par d'autres procédés similaires (soudage...).
- Les travaux de cette thèse peuvent avoir une suite que ce soit pour l'étude du comportement mécanique de tels assemblages en usure, fretting, percussion, ou fatigue...ou encore en corrosion. Le modèle élaboré peut quant à lui être développé d'avantage afin que l'on puisse l'utiliser pour des géométries plus variées et plus complexes.

***REFERENCES  
BIBLIOGRAPHIQUES***

## **REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES**

- [1] J. C. Guillaus, Traitements de surface, aspects économiques et perspectives, Techniques de l'ingénieur M1422, p.01, 1999.
- [2] Alain Proner, Revêtements par projection thermique, Techniques de l'ingénieur, M1645, p.04, 1999.
- [3] G. Lemagnan, Revêtements et traitements de surface, les dépôts par projection thermique: applications industrielles. <http://www.euroceram.org/> Nov. 2001
- [4] G.Montavon, B.Hansz, C.Coddet, F. Tourenne et F.Kassabji, Les applications industrielles de la projection thermique, Marché et domaines sectoriels, Cahiers de l'ingénierie n° 67, Mars 1998.
- [5] Sulzer Metco, What is thermal spray coating <http://www.sulzermetco.com/> Nov. 2001
- [6] H. Herman, S. Sampath, R. Mccune, Thermal spray: Current status and future trends. MRS Bulletin, A publication of the Materials Research Society, Vol. 25, N°. 7, 2000.
- [7] K.G. Budinski, M.K. Budinski, Engineering materials: Properties and selection, 6<sup>ème</sup> Edition. 1998.
- [8] Sulzer Metco, Combustion Thermal Spray Process. <http://www.sulzermetco.com/> Nov. 1999
- [9] Plasma Thermal Coatings Ltd, Applied Surface Technology <http://www.Plasmacoat.co.uk/> 2000.
- [10] Sulzer Metco, Electric Wire Arc Thermal Spray Process. <http://www.sulzermetco.com/> Nov. 1999
- [11] Sulzer Metco, Air Plasma Thermal Spray Process. <http://www.sulzermetco.com/> Nov. 1999
- [12] Sulzer Metco, High Velocity Oxy-Fuel Thermal Spray Process. <http://www.sulzermetco.com/> Nov. 1999
- [13] G. England, Thermal spray detonation gun. <http://www.freeuk.com/englandg/tsc.htm> Nov. 2001
- [14] A. Yaniche. Nature of the thermal spray coatings. <http://ipnweb.in2p3.fr/> Nov. 2001

- [15] J. Lemaitre et J. L. Chaboche, Mécanique des matériaux solides. Ed. Dunod. 1985
- [16] G. Maeder, J.L. Lebrun, J.M. Sprauel, Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Ecole d'été : 21 – 25 Sept. 1987.
- [17] E. Macherau, H. Wohlfahrt et V. Wolfstieg, HTM, 23 , 201P, 1973
- [18] K. H. Klaus, Eigenspannungen, Ed. Deut. Gesell. Metallkde. 1981
- [19] V. Hau k, R. Oudelhoven, E. vaessen, Metal. Trans. 13A, pp 1239, 1982
- [20] J.M. Sprauel, J.L. Lebrun, G. Maeder, Experimental techniques of structure analysis. Ed. Deut. Gesell. Metallkde. 1986
- [21] G. Maeder, Développements actuels de la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Matériaux et Techniques, PP. 5 – 12, 1988
- [22] ASTM E915-85, Standard method for verifying the alignment of X-ray diffraction instrumentation for residual stress measurement. 1985
- [23] ASTM E1426-94, Standard test method for determining the effective elastic parameter for X-ray diffraction measurements of residual stress. 1994
- [24] B. D. Cullity, Elements of X-Ray Diffraction. 2<sup>ème</sup> Edition, Pub. Addison-Wesley Inc. 1978.
- [25] I.C. Noyan, R.B. Cohen, Residual Stress Measurement By Diffraction And Interpretation. Ed. Springer-Verlag, New York, 1987.
- [26] PrNF EN (WI 138080), Non destructive testing – X-ray diffraction of polycrystalline and amorphous materials – Apparatus.
- [27] A. M. Jones, "Residual stresses: A review of their measurement and interpretation using X-ray diffraction", Report AERE-R1005, UKAEA, Harwell Laboratory, Materials, Development Division, Mai 1989.
- [28] I. C. Noyan, T. C. Huang et B. R. York, Residual stress/strain analysis in thin films by X-ray diffraction, Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. Vol. 20 (2), pp125-177, 1995.
- [29] J. Lu et D. Reirant, A review of recent developments and applications in the field of X-ray diffraction for residual stress studies, J. Strain Analysis. Vol. 33(2), PP 127-136, 1998.
- [30] A.D. Krawitz, T. M. Holden, The measurement of residual stresses using neutron diffraction, MRS Bull., XV 57-64, 1990

- [31] P. J. Webster, The neutron strain scanner: a new analytical tool for engineers, *Steel Times* 218 (6), 321-323, 1990.
- [32] A. Allen, M. T. Hutchings et C. G. Windsor, Neutron diffraction methods for the study of residual stress fields, *Adv Phys.*, 34, PP 445-473, 1985
- [33] S. Gungor et C. Ruiz, Measurement of thermal residual stresses in continuous fibre composites, *Key Eng. Mat.*, Vol. 127, PP 851-859, 1997
- [34] P. J. Webster, X. D. Wang, W. P. Kang et G. Mills, Experimental verification of residual stress models using neutron strain scanning, *Proc. Conf. Modelling of Casting & Welding and Advanced Solidification Processes VII*. Ed. M. Cross et J. Campbell, The Minerals, Metals & Materials Society. PP 311-318, 1995.
- [35] A. M. Korsunsky, K. E. Wells et P. J. Withers, Mapping two-dimensional state of strain using synchrotron X-ray diffraction, *Scripta Materialia*, Vol. 39 (12), PP 1705-712, 1998.
- [36] P. J. Withers, Synchrotron radiation as a probe for high resolution sub-surface residual stress measurements. 6eme MATTEC Conférence sur l'Analyse des Contraintes Résiduelles, Reims, France, 1997.
- [37] R. A. Owen, P. J. Withers et P. J. Webster, Synchrotron stress measurements of laser formed aluminium alloy sheet, *ICRS-6 Conf. Proc.*, Oxford, United Kingdom, Vol. 1, PP 82-89, July 2000.
- [38] R. Langman, Measurement of Stress by a magnetic method. *Proc. 4<sup>eme</sup> Conf. Europ. Sur les CND*. Vol3, pp 1783-1799, 1988.
- [39] J. Gauthier, T. W. Krause et D. L. Atherton, Measurement of residual stress in steel using the magnetic Barkhausen noise technique. *NDT & E International*, Vol 31, No. 1 pp 23-31, 1998
- [40] J. B. Hull et V. B. John, Residual stress analysis using magnetic methods. *The Foundryman*, pp 89-93, Mars 1992.
- [41] H. Hognestad et A. Honne, Determination of stress in ferromagnetic steel by potential drop measurements. *Mats. Sci. & Tech.*, Vol 14, pp 1109 – 1114, Nov 1998.
- [42] R. B. Thompson, *Proc. 4<sup>eme</sup> Conf. Int. Sur les contraintes résiduelles, ICRS-4*, Baltimore, Maryland, USA, pp 97-111, Juin 1994.
- [43] D. E. Bray, N. Pathak et M. N. Srinivasan, Residual stress distributions in the rim of a steam turbine disk using the L(CR) ultrasonic technique. *Mat. Sci. Forum*, vol. 210, pp 317-324, 1997.

- [44] E. Tanala et al, Determination of near surface residual stresses on welded joints using ultrasonic methods. NDT&E International, Vol 28, No. 2 . pp 83-88, 1995.
- [45] M. A. Qing et D. R. Clarke, Measurement of residual stresses in sapphire fibre composites using optical fluorescence. Acta. Met. Mater., vol.41, pp 1817-1823, 1993.
- [46] L. S. Schadler et C. Galotis, Fundamentals and applications of Micro-Raman Spectroscopy to strain measurements in fibre-reinforced composites. Int. Mater. Reviews, Vol.40, pp 116-134, 1995.
- [47] ASTM E 837-99, "Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method". 1999
- [48] M. Beghini et L. Bertini, Recent advances in the hole drilling method for residual stress measurement. J.M.E.P.E.G. Vol 7, pp 163-172, 1998.
- [49] J. Lu et J. F. Flavenot, Applications of the incremental hole-drilling method for measurement of residual stress distribution. Experimental Techniques, pp 18-24, Nov 1989.
- [50] M. Beghini et L. Bertini, Recent Advances in the Hole Drilling Method for Residual Stress Measurement. Journal of Mat. Eng, and Perf., Vol. 7 (2), 1998.
- [51] G. S. Schajer, Measurement of non-uniform residual stress using the hole drilling method. Part II – practical application of the Integral method. ASME Journal of Eng. Mats. & Technology, Vol 110, pp344 –349, 1988.
- [52] D. Vangi, Residual stress evaluation by the hole drilling method with off-centre hole: an extension of the integral method. Journal of Eng. Mats. & Technology, Vol 119, pp79-85, 1997.
- [53] G. Petrucci et B. Zuccarello, A new calculation procedure for non-uniform residual stress analysis by the hole drilling method. Journal of Strain Analysis, Vol 33, No. 1, pp 27-37, 1998.
- [54] A. Gunnert, méthode de mesure des contraintes résiduelles de soudage. Revue de soudage et techniques connexes. N° 1 - 2, 1954
- [55] R.Y. Deroche, Y. Bourdon, A. Faessel et al, Stress releasing and straightening of rails by stretching. Heavy Paul railway Conference. Colorado Springs, 1982
- [56] D. Rosenthal et J. T. Norton, A method of measuring triaxial residual stresses in plates. Journal of American Welding society. N° 24, 1945.
- [57] A. Le Luan, Etude d'une méthode de détermination de contraintes résiduelles ou contraintes propres. Colloque du GAMI. Oct. 1968

- [58] R. P. Frick, G. A. Gurtman et H. D. Meriwether, Experimental determination of residual stresses in an orthotropic material. *Journal of Materials*, 1967.
- [59] M. Larsson, P. Hedenqvist et S. Hogmark, Deflection measurements as a method to determine residual stress in thin hard coatings on tool materials. *Surface Eng.* Vol 12, No.1, pp 43-48, 1996.
- [60] R. O. E. Vijgoen et J. H. Dautzenberg, Mechanical measurement of the residual stress in thin PVD films. *Thin Solid Films* Vol.270, pp 264-269, 1995.
- [61] S. C. Gill et T. W. Clyne, Investigation of residual stress generation during thermal spraying by continuous curvature measurement. *Thin Solid Films*, Vol. 250 pp 172-180, 1994.
- [62] A. J. Perry, J. A. Sue et P. J. Martin, Practical measurement of the residual stress in coatings. *Surface and Coatings Technology* Vol. 81 pp 17-28, 1996.
- [63] T. W. Clyne et S. C. Gill, Residual stresses in thermal spray coatings and their effect on interfacial adhesion: A review of recent work. *J. of Thermal Spray Technology*, Vol. 5 (4), pp 401-418, Dec 1996.
- [64] B. H. Rabin, R. L. Williamson et S. Suresh, Fundamentals of residual stresses in joints between dissimilar materials. *M.R.S Bulletin*, pp 37-39, Jan 1995.
- [65] J. A. Sue et G. S. Schajer, Stress determination for coatings. *ASM Handbook* Vol.5, *Surface Engineering*, ASM Int., pp 647-653, 1994.
- [66] E. B. Evans, Residual stresses in processing. *Encyclopaedia of Materials Science & Engineering*, Vol. 6, pp 4183-4188, 1986.
- [67] J. G. Kim et J. Yu, Comparative study of residual stresses measurement methods on CVD diamond films. *Scripta Materialia*, Vol.39, No.6, pp 807-814, 1998.
- [68] J. Matejicek, S. Sampath et H. Herman. Processing effects on splat formation, microstructure and quenching stress in plasma sprayed coatings. *Proceedings of the 15<sup>th</sup> Int. Thermal Spray conference*. Nice, France. pp 25-29, Mai 1998
- [69] <http://www.advanced-coating.com/fr/techniques/index.html>
- [70] M. Laracine, C. Bignon, M. Lormand, A.B. Vannes et C. Bedrin. Determination of residual stresses in multimaterial, multilayer pieces – Adaptation to ceramic coatings. *Annals of the CIRP*, Vol. 40 N° 1, pp 535 – 539, 1991.
- [71] V. Guipont, Déterminations expérimentales des contraintes résiduelles au sein de matériaux réalisés par brasage. Thèse de doctorat. N° 94-50, E.C.Lyon. France. 1994

- [72] O. Kesler, J. Matejicek, S. Sampath, S. Suresh, T. Gnaeupel-herold, P.C. Brand, and H.J. Prask, Measurement of residual stress in plasma-sprayed metallic, ceramic and composite coatings. *Materials Science and Engineering*. Vol. 257, pp 215 – 224, 1998.
- [73] Adhésion et collage. Document <http://es.ra.free.fr/collage.html>
- [74] Nature of thermal spray coating. [http:// freeuk.com/englandg/tsc.html](http://freeuk.com/englandg/tsc.html)
- [75] D. Kaplan, Mesures des contraintes résiduelles par trépanage et par enlèvement de couches. Documentation IRSID, 1983.
- [76] M. Laracine, C. Bignon, M. Lormand, J. Hernandez et al, On a method of determination of residual stresses in multilayers: Application to trimetallic structures elaborated by laser treatment. *Journal of Physics* N°12, pp 147 – 150, 1987.
- [77] S. Li, Mécanismes d'endommagement des matériaux abrasables pour turbines: Expérimentations et simulations. Thèse de doctorat. N° 98 - 41, 255p, E.C.Lyon, France, 1998.
- [78] G. Lallemand – Tallaron, Etude de la microstructure et de l'adhérence de dépôts spinelles obtenus par projection plasma. Thèse de doctorat. N° 96-58, E.C.Lyon. France, 1996.
- [79] Blevins
- [80] J. Lesage, D. Chicot, D. Judas, M. Zampronio et al, Mesures par indentation interfaciale de l'adhérence de revêtements Ni-Cr projetés thermiquement. *Matériaux et Techniques*, N° 9 – 10, pp 29 – 34, 1999.
- [81] 35CD4, *Techniques de l'ingénieur*
- [82] <http://www.Webelements.com>.
- [83] Molybdenum 99E coating characteristics, Technical bulletin de Metalisation Spray Co. Issue: 7/03-96
- [84] 75E Ni-Al bond coat characteristics, Technical bulletin de Metalisation Spray Co. Issue: 9/94-9
- [85] F. Kroupa, Residual stresses in thick, non homogeneous coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 6, N° 3, pp 309 – 319, 1997.
- [86] I. Iordanova and K. S. Forcey, Texture and residual stresses in thermally sprayed coatings. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 91, pp 174 – 182, 1997.

- [87] Y. C. Kim, K.H. Chang and K. Horikawa, Characteristics of residual stress generated by MoSi<sub>2</sub> plasma thermal spraying. *Journal of the Japan Welding Society*. Vol.12, pp 867 – 871, 1998.
- [88] I. Iordanova, K.S. Forcey, B. Gergov and V. Bojinov, Characterization of flame-sprayed and plasma-sprayed pure metallic and alloyed coatings. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 72, pp 23 - 29, 1995.
- [89] R.T.R. McGrann, D.J. Greving, J.R. Shadley, E.F. Rybicki and al, The effect of residual stress in HVOF tungsten carbide coatings on the fatigue life in bending of thermal spray coated aluminum. *Journal of Thermal Spray Technology*. Vol. 7, N° 4, pp 546 – 552, 1998.
- [90] L. Shaw, Thermal residual stresses in plates and coatings composed of multi-layered and functionally graded materials. *Journal of engineered and functionally graded materials, Part B: Composites*. Vol. 29, N°3, pp 199 – 210, 1998.
- [91] R. Ahmed et M. Hadfield. Experimental measurement of the residual stress field within thermally sprayed rolling elements. *Wear*, Vol. 209, Issue 1–2, pp 84 – 95, 1997.
- [92] P. Ballard, M. Buliga et A. Constantinescu. Reconstruction d'un champ de contraintes résiduelles à partir de contraintes mesurées sur des surfaces successives. Existence et unicité. *C.R. Acad. Sci. Paris, T. 319, Série II*, pp 1117 – 1122, 1994.
- [93] N. D. Tinsley, J. Huddleston et M. R. Lacey. The reduction of residual stress generated in metal-ceramic joining. *Materials and manufacturing processes*, Vol. 13, N° 4, pp 491 – 504, 1998.
- [94] A. R. Gokhman, E. A. Asnis, P. A. Bryukhanov et Al. Residual stress of gas-thermal coatings. *Russian metallurgy*, Vol. 5 pp 110 – 113, 1998
- [95] C. Aubry, S. Denis, P. Achambault, P. Simon et Al. Modelling of tempering kinetics for the calculation of heat treatment residual stresses in steels. *Proc. Of ICRS-5*, Vol. 1, pp. 412 – 417, 1997
- [96] D. Radaj. Integrated finite element analysis of welding residual stresses and distortions. *Mathematical modeling of welding phenomena*. Vol 6, pp 469 – 489, 2002

- [97] J. Devaux, G. Mottet, J. M. Bergheau, S. bandhari et Al. Evaluation of the integrity of PWR bi-metallic welds. *J. of Pressure Vessel Technology*, 122 Vol.3 pp 368 –373, 2000
- [98] J. M. Bergheau, Apport de la modélisation numérique pour l'optimisation des procédés de soudage. LTDS, Saint Etienne 2002.
- [99] J. M. Bergheau, V. Robin, F. Boitout. Finite element simulation of processes involving moving heat sources. Application to welding and surface treatment. *J. Shanghai Jiaotong University, E-*, 1, pp 114–122, 2000
- [100] Y. Vincent, S. Petit, J. F. Jullien. Thermal, metallurgical and mechanical simulation and experimental validation of the residual stresses in the heat-affected zone. *Mathematical modelling of weld phenomena* 6, pp 591 – 627, 2002
- [101] E. Lugsheider, C. Barimani, U. Eritt et A. Kuzmenkov. FE-simulations of temperature and stress field distribution in thermally sprayed coatings due to deposition process. *Proceedings of the 15<sup>th</sup> Int. Thermal Spray Conference*, Nice, France, 25-29 May 1998.
- [102] J. F. Imbert. Analyse des structures par éléments finis. 3<sup>ème</sup> édition "CEPADUES" Sup'Aéro, 1995
- [103] O. C. Zienkiewicz et R. L. Taylor. *The finite element method*, 5<sup>th</sup> édition. Butterworth Heinmann. 1999
- [104] L. Taleb, F. Sidoroff. Transformation induced plasticity due to the Greenwood-Johnson mechanism. *Proc. Plasticity 02*, NEAT Press. pp 207– 209, 2002
- [105] S. Petit, Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux. Thèse de Doctorat, INSA de Lyon, France 2000.
- [106] J. B. Leblond, J. Devaux et J. C. Devaux, Mathematical modelling of transformation plasticity in steels, I : Case of ideal-plastic phases et II: Coupling with strain hardening phenomena. *Int. J. Plasticity*, Vol. 5, pp 551 – 591, 1989.
- [107] S. Kundas, A. Kuzmenkov, E. Lugsheider et U. Eritt. Integrated simulation of the plasma spraying process. *Proceedings of the 15<sup>th</sup> Int. Thermal Spray Conference*, Nice, France, 25-29 May 1998.
- [108] M. Buchmann, R. Gadow et J. tabellion. Experimental and numerical residual stress analysis of layer coated composites. *Materials Science and engineering A288*, pp 154 – 159, 2000

- [109] P. Bengtsson et C. Persson. Modelled and measured residual stresses in plasma sprayed thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 92, pp 78 – 86, 1997.
- [110] V. Teixeira, M. Andrischtky, W. Fisher et Al. Analysis of residual stresses in thermal barrier coatings. *Journal of Materials processing Technology*, Vol. 92-93, pp 209 – 2016, 1999.
- [111] J. M. Bergheau, D. Pont, J. B. Leblond. Three-dimensional simulation of a Laser surface treatment through steady state computation in the heat source comoving frame. *Mechanical effects of welding*, Springer-Verlag. pp 85–92, 1992.
- [112] J. L. Batoz et G. Dhatt. *Modélisation des structures par éléments finis*. Editions Hermès, Volumes I, II et III. 1990.

***ANNEXE 1***

## Caractéristiques physico-thermiques du substrat 35CrMo4

$T (^{\circ}\text{C})$	20	100	200	400	600	800
$\lambda_s$ (W/m. $^{\circ}\text{K}$ )	45	43	42	39	33	28

Tableau V.1 : Conductivité thermique :  $\lambda_s$  (W/m. $^{\circ}\text{K}$ )

$T (^{\circ}\text{C})$	20	100	200	400	600
$\alpha_s(x10^{-6}/^{\circ}\text{K})$	12	12.3	12.6	13.7	14.4

Tableau V.2 : Coefficient de dilatation thermique  $\alpha_s$  ( $x10^{-6}/^{\circ}\text{K}$ )

$T (^{\circ}\text{C})$	20	200	400	600	800
$E(\text{GPa})$	220	200	200	170	145

Tableau V.3 : Module d'élasticité E (GPa)

$T (^{\circ}\text{C})$	20	200	400	600	800
$\sigma_E(\text{MPa})$	270	240	180	170	150

Tableau V.4 : Limite d'élasticité  $\sigma_e$  (MPa)

$T (^{\circ}\text{C})$	20	200	400	600	800
$C_p$ (J/Kg. $^{\circ}\text{K}$ )	460	550	600	650	700

Tableau V.5 : Capacité calorifique  $C_p$  (J/Kg. $^{\circ}\text{K}$ )

- Densité  $\rho = 7.87$  (g/cm<sup>3</sup>) = 7870 (Kg/m<sup>3</sup>)
- Coefficient de Poisson  $\nu = 0.30$

## Caractéristiques physico-thermiques du dépôt en aciers (55E+65E)

$T (^{\circ}C)$	20	100	200	400	600	800
$\lambda_D (W/m.^{\circ}K)$	25	23	19	16	13	12

Tableau V.6 : Conductivité thermique :  $\lambda_s$  (W/m. $^{\circ}K$ )

$T (^{\circ}C)$	20	100	200	400	600
$\alpha_D (x10^{-6}/^{\circ}K)$	12	12.3	12.6	13.7	14.4

Tableau V.7 : Coefficient de dilatation thermique  $\alpha_s(x10^{-6}/^{\circ}K)$

$T (^{\circ}C)$	20	200	400	600	800
$E(GPa)$	82	78	75	70	64

Tableau V.8 : Module d'élasticité E (GPa)

$T (^{\circ}C)$	20	200	400	600	800
$\sigma_E(MPa)$	450	420	400	380	360

Tableau V.9 : Limite d'élasticité  $\sigma_e$  (MPa)

$T (^{\circ}C)$	20	200	400	600	800
$C_p (J/Kg.^{\circ}K)$	460	500	550	590	630

Tableau V.10 : Capacité calorifique  $C_p$  (J/Kg. $^{\circ}K$ )

- Densité  $\rho = 7 (g/cm^3) = 7000 (Kg/m^3)$
- Coefficient de Poisson  $\nu = 0.30$

## Caractéristiques physico-thermiques du dépôt de Molybdène

$T (^{\circ}C)$	20	100	200	400	600	800
$\lambda_D (W/m.^{\circ}K)$	18	14	12	10	8	8

Tableau V.11 : Conductivité thermique :  $\lambda_s$  (W/m. $^{\circ}K$ )

$T (^{\circ}C)$	20	100	200	400	600
$\alpha_D (x10^{-6}/^{\circ}K)$	4.8	5	5.3	5.7	6.2

Tableau V.12 : Coefficient de dilatation thermique  $\alpha_s(x10^{-6}/^{\circ}K)$

$T (^{\circ}C)$	20	200	400	600	800
$E(GPa)$	416	400	380	360	320

Tableau V.13 : Module d'élasticité E (GPa)

$T (^{\circ}C)$	20	200	400	600	800
$\sigma_E(MPa)$	360	350	335	320	280

Tableau V.14 : Limite d'élasticité  $\sigma_e$  (MPa)

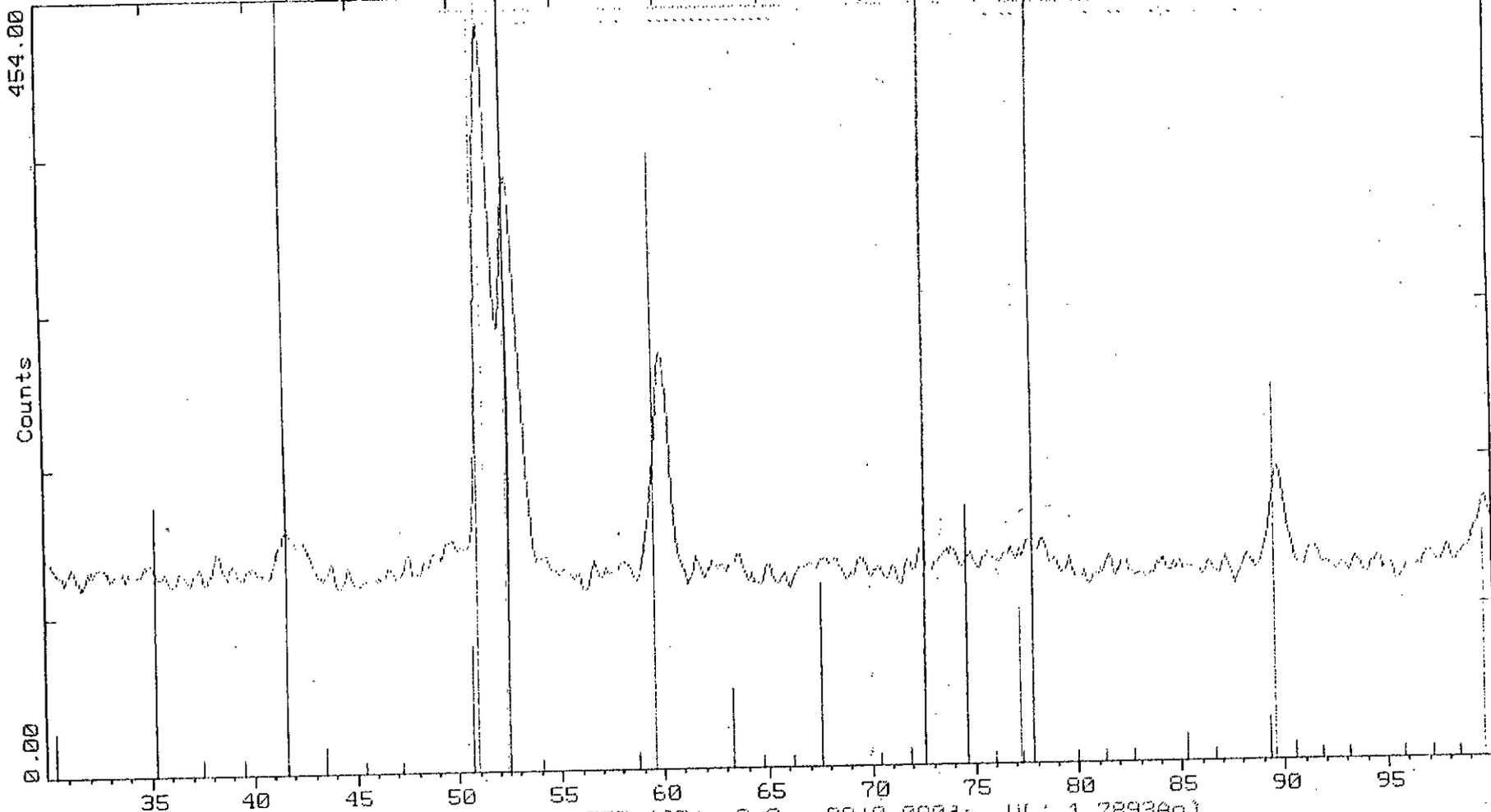
$T (^{\circ}C)$	20	200	400	600	800
$C_p (J/Kg.^{\circ}K)$	250	270	300	320	345

Tableau V.15 : Capacité calorifique  $C_p$  (J/Kg. $^{\circ}K$ )

- Densité  $\rho = 7 \text{ (g/cm}^3\text{)} = 10200 \text{ (Kg/m}^3\text{)}$
- Coefficient de Poisson  $\nu = 0.29$

***ANNEXE 2***

2-Theta - Scale



C:\USERDATA\LAB\BIN\SSB.RAM Diffraction SSE (CT: 2.0s, SS:10.000dg, WL: 1.7893Ao)  
0-0000 \* Fe from ...  
31-0619 0 \* Fe from ...  
99-1346 \* Fe2O3 Maghemite-C, syn (WL: 1.7893Ao)

## **RESUME**

Dans le cadre de ce travail, nous nous proposons d'abord d'élaborer par projection thermique deux différents types de matériaux à gradients fonctionnels. La deuxième partie consiste en une caractérisation métallurgique et mécanique de ces matériaux élaborés. Une troisième partie concerne la détermination numérique des contraintes résiduelles moyennant la méthode des éléments finis et l'utilisation du logiciel Systus.

La caractérisation expérimentale consiste principalement en une analyse métallographique des structures, une filiation de microdureté et des tests d'adhérence des différents dépôts sur le substrat. La détermination expérimentale des contraintes résiduelles a été réalisée par une méthode extensométrique et un polissage électrolytique progressif.

Le substrat est en acier 35CrMo4 sur lequel deux genres de dépôts ont été projetés:

- Le premier est la combinaison simultanée de deux aciers spéciaux, l'un au chrome-nickel de nuance industrielle 55E et l'autre au chrome-manganèse de nuance 65E déposés par un pistolet à l'arc électrique.
- Le deuxième est le molybdène de nuance industrielle 99E déposé par un pistolet à la flamme oxy-acétylénique.

L'importance d'une sous-couche d'accrochage en nickel - aluminium de nuance 75E ainsi que l'effet d'un post traitement de recuit à 850 °C pendant une heure sur le comportement métallurgique et mécanique des différents multimatériaux ont été étudiés.

Les résultats expérimentaux ont montré que la structure des revêtements est conforme à ce qui est classiquement obtenu dans de tels procédés de projection thermique et que leur adhérence sur le substrat est globalement bonne mais meilleure dans le cas du molybdène.

La détermination expérimentale des contraintes résiduelles a montré que les dépôts sont généralement en compression et que le post-traitement a permis de réduire cette compression. Le substrat est superficiellement en compression puis les contraintes ont tendance à s'annuler. La sous couche d'accrochage a joué le rôle de ralentisseur, ce qui a permis d'avoir des contraintes moins intenses sur le substrat comparativement aux autres cas.

Le modèle numérique a d'abord montré que le refroidissement du dépôt (quelque soit sa nature) se fait très rapidement au contact du substrat. Les contraintes résiduelles obtenues pour les deux cas concernés par cette étude numérique évoluent sensiblement de la même manière que l'expérience et renseignent assez bien sur le champ de contraintes existant dans la globalité des structures élaborées.

**Mots clé :** *Projection thermique, revêtements, aciers, molybdène, métallographie, dureté, adhérence, contraintes résiduelles, extensométrie, simulation numérique, éléments finis...*