

T H E S E

pour obtenir le grade de
DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE REIMS
Spécialité «Mécanique et Matériaux»

présentée et soutenue publiquement par

Abdeljalil NADY

CARACTÉRISATION PAR DIFFRACTION DES NEUTRONS ET RAYONNEMENT SYNCHROTRON DE REVÊTEMENT ÉPAIS À BASE DE COBALT OBTENU PAR LE PROCÉDÉ PLASMA À ARC TRANSFÉRÉ

Soutenu le Mardi 8 Décembre à 10H

JURY

M.	K.WIERZBANOWSKI	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Rapporteur
M.	C.BRAHAM	MAITRE DE CONFERENCES- HDR	Rapporteur
M.	J.CHOPART	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Examineur
M.	A.LODINI	PROFESSEUR DES UNIVERSITES	Directeur de thèse
M.	H.BONNEFOY	MAITRE DE CONFERENCES	Co-directeur de thèse
Mme.	M.H.MATHON	DOCTEUR-HDR CEA SACLAY	Examineur
Mme.	L.IORDACHE	Directrice R&D CRITT de Charleville- Mézières	Présidente du jury

Remerciements

Remerciements

Remerciements

Ce sont pour vous les premières lignes à lire avant bien d'autres. Pour moi, ce sont les dernières à écrire. Celles-ci pour rappeler qu'une thèse n'est pas seulement un mémoire d'une centaine de pages mais avant tout un travail qui n'aurait pu être mené à bien sans l'aide de nombreuses personnes. Celles-ci n'apparaissent pas forcément toutes dans le manuscrit. Je vais donc essayer ici de les remercier. Avant de commencer, je tiens à préciser que je vais sans doute involontairement en oublier certaines. D'avance, je leur prie de bien vouloir m'en excuser.

Ce travail de thèse est le fruit d'un projet financé par l'Agence Nationale de Recherche dont le sujet porté sur la réalisation d'outillage rapide de forge par projection métallique et d'une collaboration entre le Laboratoire d'Analyse des Contraintes Mécaniques (LACM-DTI) de l'université de Reims, le Laboratoire Léon Brillouin (CEA SACLAY), CRITT de Charleville-Mézières, le Laboratoire LLPM de l'université de Metz et plusieurs industriels de la région Champagne Ardenne dans le domaine du forgeage. Je tiens donc à remercier Alain LODINI, directeur du laboratoire LACM-DTI et mon directeur de thèse, de m'avoir accueilli au sein du laboratoire et pour m'avoir guidé grâce à son expérience et ses précieux conseils ainsi que pour m'avoir soutenu par sa disponibilité et sa constante bonne humeur.

Je souhaite aussi exprimer ma gratitude envers Hervé BONNEFOY pour la coordination en mettant à la disposition de ce projet tous les moyens techniques nécessaires, et pour sa disponibilité nécessaire.

Je souhaite exprimer également ma gratitude envers Vincent KLOSEK et Marie-Hélène MATHON du laboratoire LLB (CEA SACLAY) notamment qui par leur approche

Remerciements

industrielle et technique du sujet ont permis une avance rapide et efficace de l'étude par la réalisation de plusieurs expériences. Merci à Samuel CREQUY du laboratoire LACM-DTI pour l'intérêt qu'il a porté à l'étude et pour son aide lors de la réalisation des expériences aux rayons x. je tiens à remercier aussi Patrick BAUDART pour sa gentillesse et pour sa disponibilité le long de cette thèse.

Mes plus vifs remerciements vont à Abdelilah BENMAROUANE du laboratoire LACM-DTI pour sa disponibilité et pour ces conseils le long de ces trois années qui m'ont ensuite aidé à comprendre et à interpréter les résultats.

J'exprime ma vive reconnaissance à l'ensemble des membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont manifesté pour ce travail.

Je ne saurais terminer sans remercier chaleureusement toutes les personnes du laboratoire LACM-DTI qui ont facilité et encouragé le bon déroulement de cette thèse.

Je ne saurais terminer sans remercier chaleureusement toutes les personnes qui ont facilité et encouragé le bon déroulement de cette thèse, notamment Delphine AUZENE du CRITT pour son aide précieuse lors du travail de projection (sans lui pas de dépôts, donc pas d'étude. Enfin une pensée pour les thésards du LACM-DTI (Pierre, Szofia, Julien, et les autres...) et d'autres thésards (Farid, Richard) qui par leur contacts amicaux ont fait que je n'ai pas vu passer ces trois années.

Un dernier merci à ma famille ainsi qu'à mes amis pour leur soutien indéfectible.

Voilà, mission accomplie, mais pour vous, c'est maintenant que les choses sérieuses commencent, bonne lecture et bon courage, ...

Sommaire

		<u>Table des matières</u>
Introduction générale.....		1
I. Eléments bibliographiques.....		7
I.1. Dépôt à base de cobalt.....		8
I.2. Choix du plasma.....		9
I.2.1. Méthode d'élaboration par plasma.....		11
I.2.2. Le procédé plasma.....		12
I.2.3. Atmosphère environnante.....		14
I.2.4. Description du phénomène PTA.....		15
I.2.4.1. Torche plasma à arc transféré.....		15
I.2.4.2. Choix de l'atmosphère de projection.....		17
I.2.4.3. Injection et interaction des particules avec le plasma.....		19
I.2.4.4. Différentes étapes de l'oxydation.....		20
I.2.4.5. Oxydation du dépôt en croissance.....		21
I.3. Nature et propriétés des revêtements.....		21
I.3.1. Construction du revêtement.....		21
I.3.2. Etalement des particules.....		22
I.3.3. Pores.....		27
I.3.4. Fissures.....		27
I.4. Modélisation numérique du procédé PTA.....		28
I.4.1. Simulation thermo-métallo-hydraulique.....		30
I.4.2. Simulation thermomécanique.....		32
I.4.3. Modélisation de la source de chaleur.....		33
I.4.3.1. Source de chaleur volumique.....		33
I.4.3.2. Rendement.....		35
I.4.4. Mise en œuvre numérique.....		36
I.4.5. Adaptation du maillage.....		37
I.4.6. Résolution en quasi-stationnaire.....		37
I.4.7. Résolution bidimensionnelle.....		38
I.4.8. Approche locale-globale.....		39
I.5. Méthodes Expérimentales.....		39
I.5.1. Les Techniques de Diffraction.....		40
I.5.2. La théorie des méthodes de diffraction.....		41
I.5.3. Mesure des déformations aux rayons x de laboratoire.....		42
I.5.4. Mesure des déformations par neutrons.....		43
I.5.5. Mesure des déformations par rayonnement synchrotrons.....		45
I.5.6. Analyse par diffraction des neutrons des contraintes résiduelles.....		46

engendrées par le procédé PTA dans l'ensemble substrat/revêtement.....	
I.5.6.1. Définition du volume étudié.....	46
I.5.6.2. Résolution spatiale.....	47
I.5.6.3. Résolution instrumentale.....	48
I.5.6.4. Avantages et limites de la diffraction des neutrons.....	49
I.6. Les contraintes résiduelles.....	52
I.6.1. Déformations et Contraintes.....	53
I.6.2. Différents ordres des contraintes résiduelles.....	53
I.6.3. Les contraintes résiduelles du 1er ordre.....	55
I.6.4. Les contraintes résiduelles du 2eme ordre.....	56
I.6.5. Les contraintes résiduelles du 3eme ordre.....	56
I.6.6. Etat de contrainte dans les matériaux.....	57
I.6.7. Analyse des contraintes résiduelles par la diffraction des neutrons.....	58
I.7. Conclusions.....	59
II. Caractérisation de la structure globale du revêtement.....	64
II.1. Matériaux de départ.....	65
II.1.1. Poudre utilisée.....	65
II.1.2. Substart.....	66
II.2. Dépôt épais par procédé PTA.....	66
II.2.1. Torche à plasma d'arc transféré.....	66
II.3. Analyse micrographique.....	68
II.3.1. Microscopie électronique à balayage.....	68
II.3.2. caractérisation microstructurale.....	70
II.4. Analyse de la structure par DRX.....	72
II.5. Microdureté.....	74
II.5.1. Essais de nanoindentation.....	74
II.5.2. Essais de microdureté.....	76
II.6. Caractérisation de la texture cristallographique.....	77
II.6.1. Introduction.....	78
II.6.2. Représentation de l'orientation cristallographique des cristallites.....	78
II.6.3. Les figures de pôles.....	79
II.6.4. Définition de la FDOC.....	80
II.6.5 Procédure expérimentale.....	82
II.6.6. Texture cristallographique globale	83
II.7. Conclusion.....	85
III. Modélisation numérique des contraintes résiduelles générées par la projection thermique du procédé PTA.....	89

Sommaire

IV.1.2. Mesures des déformations.....	119
IV.1.3. Résultats.....	121
IV.1.3bis. Résultats ultrasons.....	123
IV.1.4. Conclusions.....	125
Conclusion générale.....	127

Sommaire



Introduction générale

Dans la course actuelle aux procédés ayant le meilleur rapport qualité prix, les dépôts épais ont désormais un rôle clef parmi les nombreux candidats en lice. Afin d'améliorer les caractéristiques des dépôts et leur applicabilité dans les conditions extrêmes, les dépôts à base de cobalt et de propriétés spécifiques ont été développés.

Parallèlement, la progression des connaissances sur les matériaux ainsi que sur les procédés de fabrication des revêtements est actuellement très rapide. Parmi les procédés connus, la projection thermique est sans conteste l'une des techniques les plus appréciées.

Le plasma à arc transféré PTA (Plasma Arc Transferred) fait partie de la projection thermique qui regroupe un ensemble de procédés dans lesquels des matériaux sous forme pulvérulente (particules de taille inférieure à 100 μm , environ) sont déposés dans un état fondu ou semi-fondu sur des substrats préalablement préparés [1,2]. Introduit en 1909 par Schoop [3], la projection thermique s'est développée en premier temps d'une façon empirique et coûteuse limitant son usage aux domaines aérospatial, nucléaire et militaire. Au cours du temps, les progrès, grâce à la recherche fondamentale et appliquée, ont amélioré la qualité et la reproductibilité du dépôt, tout en diminuant le coût de production. Ces progrès ont permis d'élargir les applications de procédés plasma qui s'étendent actuellement aux domaines automobile, énergie, outillage, etc.... Cependant, les résultats ne sont pas encore tout à fait satisfaisants et l'élargissement des applications demande une meilleure compréhension des phénomènes intervenant au cours du dépôt, de façon à améliorer la qualité et la fiabilité des couches projetées.

Nous décrivons dans le premier chapitre, les moyens de caractérisation des dépôts. Puis, nous introduisons les différents procédés utilisés pour les nouvelles générations de matériaux. Nous développons ceux qui permettent d'améliorer les propriétés

mécaniques et thermiques des revêtements. Enfin, dans ce chapitre bibliographique, nous montrons les différents modèles analytiques et numériques qui tentent de lier les paramètres du procédé aux propriétés des revêtements à leur microstructure. Dans cette dernière partie, nous insistons sur les modèles numériques fondés sur la modélisation approchée de ce type de procédé. Nous détaillons aussi les méthodes et les techniques de mesures permettant de connaître l'évolution de la structure après la projection. Ce chapitre aide à la compréhension des études menées dans les chapitres 3 et 4.

Le deuxième chapitre présente les matériaux et les moyens utilisés lors de cette étude, notamment le système de projection pouvant fonctionner en surpression et les différentes méthodes de caractérisation de la microstructure et des propriétés physiques.

Le troisième chapitre est consacré à la validation globale de la démarche. Il commence par la présentation du modèle de projection PTA instrumenté, suivi par le calcul thermique sous ABAQUS™ du procédé (données d'entrées de la simulation numérique).

L'apport de chaleur du procédé de projection thermique PTA est modélisé par un chargement thermique. Ces sources numériques sont calibrées à l'aide de mesures thermiques expérimentales. Puis, elles se terminent par la réalisation de deux simulations de revêtement de géométrie simple et complexe. Nous présenterons le début du calcul numérique de la pièce simple et quelques formes complexes.

Dans le dernier chapitre, nous discuterons de l'analyse par la diffraction des neutrons d'une pièce en acier 55NiCrMoV7 avec un revêtement à base de cobalt. En fait, nous présenterons une approche originale d'analyse, à l'issue de laquelle nous comparerons les profils de contraintes résiduelles à ceux simulés par la méthode des éléments finis.

Chapitre 1

Eléments bibliographiques

Sommaire

I. Eléments bibliographiques.....	
I.1. Dépôt à base de cobalt.....	
I.2. Choix du plasma.....	
I.2.1. Méthode d'élaboration par plasma.....	
I.2.2. Le procédé plasma	
I.2.3. Atmosphère environnante.....	
I.2.4. Projection par plasma à arc transféré.....	
I.2.4.1. Torche plasma à arc transféré.....	
I.2.4.2. Choix de l'atmosphère de projection.....	
I.2.4.3. Injection et interaction des particules avec le plasma.....	
I.2.4.4. Différentes étapes de l'oxydation.....	
I.2.4.5. Oxydation du dépôt en croissance.....	
I.3. Nature et propriétés des revêtements	
I.3.1. Construction du revêtement.....	
I.3.2. Etalement des particules.....	
I.3.3. Pores.....	
I.3.4. Fissures.....	
I.4. Modélisation numérique du procédé PTA.....	
I.4.1. Adaptation du maillage.....	
I.4.2. Résolution en quasi-stationnaire.....	
I.4.3. Résolution bidimensionnelle.....	
I.4.4. Approche locale-globale.....	

Chapitre 1 : Eléments bibliographiques

I.4.5. Simulation thermo-métallo-hydraulique.....	
I.4.6. Simulation thermomécanique.....	
I.4.7. Modélisation de la source de chaleur.....	
I.4.7.1. Source de chaleur volumique.....	
I.4.7.2. Rendement.....	
I.4.7.3. Mise en œuvre numérique.....	
I.5. Méthodes Expérimentales.....	
I.5.1. Les Techniques de Diffraction.....	
I.5.2. La théorie des méthodes de diffraction.....	
I.5.3. Le balayage traditionnel des déformations aux rayons x.....	
I.5.4. Le balayage des déformations par neutrons.....	
I.5.5. Le balayage des déformations par rayons x obtenus par synchrotrons.....	
I.5.6. Analyse par diffraction des neutrons des contraintes résiduelles engendrées par le procédé PTA.....	
I.5.6.1. La technique de diffraction des neutrons.....	
I.5.6.2. Production des neutrons dans un réacteur nucléaire.....	
I.5.6.3. Le rayonnement neutronique.....	
I.5.6.3.1. Interaction neutron-matière.....	
I.5.6.3.2. Interaction inélastique.....	
I.5.6.3.3. Interaction magnétique.....	
I.5.6.4. Application en sciences des matériaux.....	
I.5.6.4.1. Définition du volume étudié.....	
I.5.6.4.2. Résolution spatiale.....	
I.5.6.4.3. Résolution instrumentale.....	
I.5.6.5. Avantages et limites de la diffraction des neutrons.....	
I.5.6.6. Analyse des contraintes résiduelles par la diffraction des neutrons.....	
I.6. Les contraintes résiduelles.....	
I.6.1. Déformations et Contraintes.....	
I.6.2. Différents ordres des contraintes résiduelles.....	
I.6.3. Les contraintes résiduelles du 1er ordre.....	

Chapitre 1 : Eléments bibliographiques

I.6.4. Les contraintes résiduelles du 2eme ordre.....	
I.6.5. Les contraintes résiduelles du 3eme ordre.....	
I.6.6. Etat de contrainte dans les matériaux.....	
I.7. Conclusions.....	



Éléments bibliographiques

La projection thermique regroupe les procédés qui permettent de fondre un matériau d'apport pour le projeter sur un support où il se solidifie. Dans cette étude, le procédé de projection plasma a été employé pour déposer un revêtement à base de cobalt, initialement sous forme de poudre, sur un substrat en acier. Les revêtements sont obtenus par un empilement successif de particules. Ils présentent alors une microstructure stratifiée dont le comportement mécanique et thermique peut être modifié. Dans une première partie, nous présenterons les moyens de caractérisation des dépôts qui permettent de les définir à différentes échelles et nous détaillerons l'influence du procédé de projection plasma sur les revêtements à base de cobalt. Ensuite, dans une seconde partie, nous étudierons les nouveaux procédés utilisés pour améliorer les propriétés des revêtements tels que la résistance à la fatigue et aux fissurations. On insistera également sur les moyens de modélisation qui permettent de lier les propriétés des revêtements aux microstructures. Ces méthodes visent à orienter le choix des paramètres des procédés pour obtenir les matériaux présentant les meilleures caractéristiques.

I.1. Dépôt à base de cobalt

Un dépôt à base de cobalt est un revêtement utilisé pour ses bonnes propriétés mécaniques et thermique. Il se caractérise également par son point de fusion élevé qui empêche l'utilisation de procédés classiques pour son insertion dans des pièces complexes. En effet, lorsqu'il n'est pas utilisé comme pièce massive pour éviter les problèmes de fragilité, il intervient dans des assemblages mécaniques, sous forme de dépôt, pour réaliser par exemple une bonne résistance mécanique et thermique. La fabrication de ces matériaux s'effectue grâce au procédé de projection thermique qui permet de fondre et projeter des matériaux à haut point de fusion sur des formes

complexes et pour des épaisseurs élevées. On distingue plusieurs procédés de projection pour les dépôts à base de cobalt :

- la projection à flamme rapide (HVOF : « High Velocity Oxy-Fuel »), qui utilise comme source de chaleur, une combustion continue, sous pression. On atteint des vitesses de gaz de 1800 à 2200m.s-1 et des températures de 2500 à 2800°C.
- la projection au canon à détonation qui utilise la combustion discontinue comme source de chaleur. Elle se produit dans un canon à l'aide d'une bougie qui enflamme un mélange acétylène-oxygène par exemple. La poudre est chauffée par cette explosion (4000°C) et entraînée par l'onde de choc (3000m.s-1).
- la projection par plasma utilise un arc électrique éclatant dans un mélange de gaz plasmagènes comme source de chaleur.

Tous ces procédés sont utilisés pour des dépôts à base de cobalt mais la projection plasma est techniquement la plus adaptée car elle permet d'atteindre des températures de fusion beaucoup plus élevées (§ suivant). De plus, c'est un procédé industriel flexible et rentable économiquement.

I.2. Choix du plasma

En général le terme plasma s'applique à des procédés où il règne des températures supérieures à 3 000 °C à la pression atmosphérique. Dans l'échelle des températures, on peut considérer que c'est le quatrième état de la matière après les états solide, liquide et gazeux.

L'arc plasma est maintenant largement utilisé en sidérurgie, chimie et en construction mécanique. C'est un outil extrêmement performant dans les techniques de découpe, de soudage et de revêtement. En ce qui concerne le revêtement, on admet que le procédé

plasma constitue l'évolution technologique majeure de l'arc libre sous gaz neutre ou inerte (procédé TIG).

Il apparaît clairement à partir des isothermes présentées ci-contre que la distribution d'énergie est fortement modifiée dans l'arc.

En plasma, la zone des températures de 16 000 à 24 000 °C est hors de la tuyère. Celle de 10 000 à 16 000 °C est entièrement transférée à la pièce, et donne naissance au régime d'arc à jet débouchant à l'envers du joint (effet "keyhole" en anglais).

En arc libre (TIG) la zone des hautes températures est trop proche de la cathode en tungstène pour être utilisable. Si l'on considère maintenant la zone des températures comprises entre 4 000 et 10 000 °C on constate qu'elle est étroite en plasma et plus largement étendue en TIG (Figure I.1). Cette zone n'est pas inutile : elle réalise une fusion (superficielle) de profondeur décroissante par rapport au plan de joint permettant ainsi un raccordement en douceur du dépôt sur le métal de base. Mais cette zone est excessivement large en TIG et l'excès limite la performance.

I.2.1. Méthode d'élaboration par plasma

La projection plasma peut être décomposée en quatre phases (Figure I.2) :

- génération de la source de chaleur : un arc électrique de forte intensité est créé entre deux électrodes de la torche plasma pour ioniser des gaz (argon, hydrogène, azote et hélium) et créer le plasma (mélange électriquement neutre constitué de molécules, ions et atomes). Le flux gazeux, porté alors à haute température, est étranglé dans une tuyère et s'en échappe alors à vitesse élevée.
- injection des poudres dans le dard plasma à l'aide d'un injecteur métallique dans lequel circule un gaz porteur.

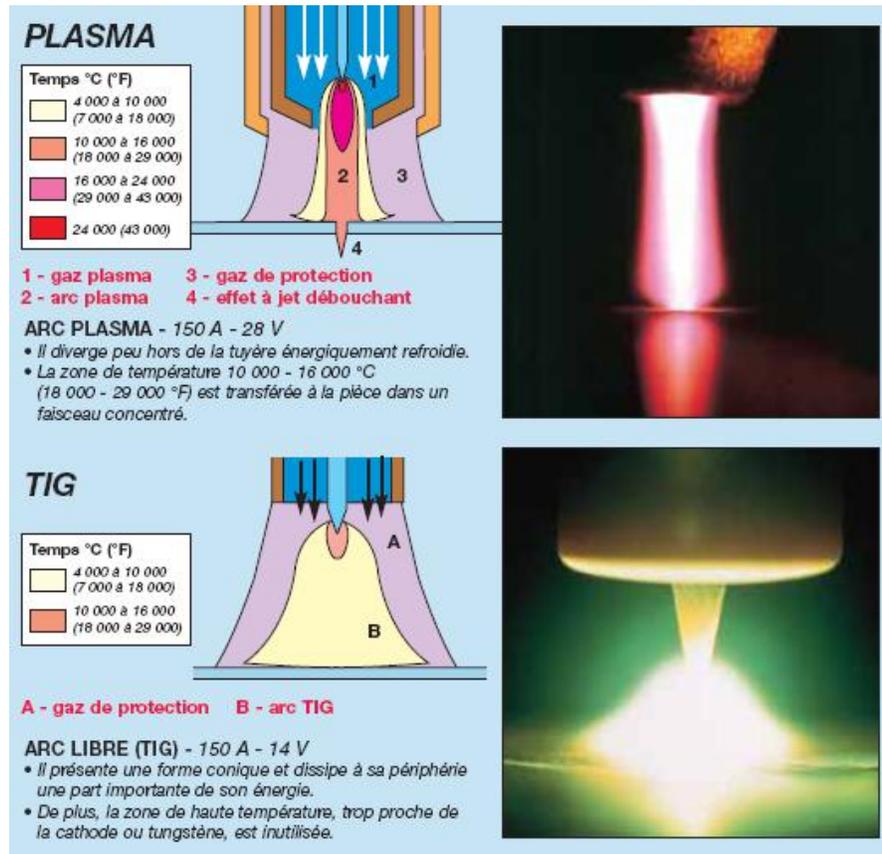


Figure 1.1 : Concentration de la zone des températures entre le plasma et le TIG.

- interaction entre le plasma et les particules de poudre. La poudre est alors fondue et transportée à grande vitesse en direction du substrat où elle peut réagir avec l'atmosphère environnante.
- étalement et solidification des particules sur le substrat préalablement préparé (sablage...).

L'empilement des particules crée le revêtement.

Ces étapes ont toutes une influence sur les matériaux élaborés car elles modifient la vitesse et la température des particules lors de l'impact sur le substrat. Nous allons donc préciser l'effet des conditions de projection sur la fabrication des revêtements.

I.2.2. Le procédé PTA (Plasma à Arc Transféré) :

Dans le procédé, PTA (Plasma à Arc Transféré) [4] n'est pas seulement la source de chaleur, il permet aussi d'accélérer les particules (Figure I.2). En fonction des gaz plasmagènes utilisés, les transferts cinétiques et thermiques plasma/particule sont donc modifiés. En plus de la conductivité thermique, on étudie également la viscosité des plasmas car elle permet de diminuer les entrées d'air dans le jet plasma, d'augmenter la longueur du jet et d'éviter les réactions chimiques des particules. Par exemple, les variations de proportion d'un gaz plasmagène binaire Ar-H₂ modifient la viscosité et la conductivité thermique du plasma. Les valeurs les plus élevées de viscosité sont obtenues dans le cas d'un mélange plasmagène présentant une faible concentration en hydrogène alors que les meilleures conductivités thermiques correspondent aux plus fortes concentrations en hydrogène. Le mélange classique Ar-H₂ (25% en volume) correspond à un compromis entre propriétés thermiques et cinétiques. Enfin, l'échauffement des particules dépend aussi de la température du plasma qui est fonction de la puissance électrique utilisée dans la torche. En sortie de tuyère, le plasma présente, en fonction des gaz plasmagènes, une température entre 8000 et 18000K (à cœur), une vitesse de 200 à 1000m.s⁻¹ et un flux de chaleur de l'ordre de 1kW.m⁻².

Les transferts thermiques et de quantité de mouvement du plasma vers les particules dépendent de leur temps de contact et de la nature des gaz plasmagènes utilisés. De bons transferts sont nécessaires afin d'obtenir le plus grand nombre possible de particules complètement fondues lors de l'impact et ainsi obtenir un dépôt de bonne qualité.

L'élément de base (gaz primaire) est l'argon car il forme un plasma visqueux stable ($\mu_{10000K} = 2,7 \text{ kg/m.s}$) mais de faible conductivité thermique ($k_{10000K} = 0,6 \text{ W/m.K}$). Il permet une stabilisation de l'arc et apporte la quantité de mouvement au jet. Les

céramiques, matériaux à hauts points de fusion, nécessitent des plasmas plus énergétiques. L'hydrogène est habituellement utilisé comme gaz secondaire en mélange avec l'argon, dans des proportions pouvant atteindre 25 % en volume car sa viscosité ($\mu_{10000K} = 3,1 \text{ kg/m.s}$) et sa conductivité thermique ($k_{10000K} = 3,7 \text{ W/m.K}$), dans la gamme de température des plasmas, permettent de meilleurs transferts thermiques.

Cependant, le chauffage excessif peut entraîner une baisse des transferts thermiques due à la formation d'un nuage de vapeur périphérique [5]. En outre, les plasmas trop chauds endommagent les électrodes de la torche. Des particules de tungstène provenant des électrodes peuvent se retrouver projetées et emprisonnées dans le dépôt entraînant ainsi la formation de macro-défauts.

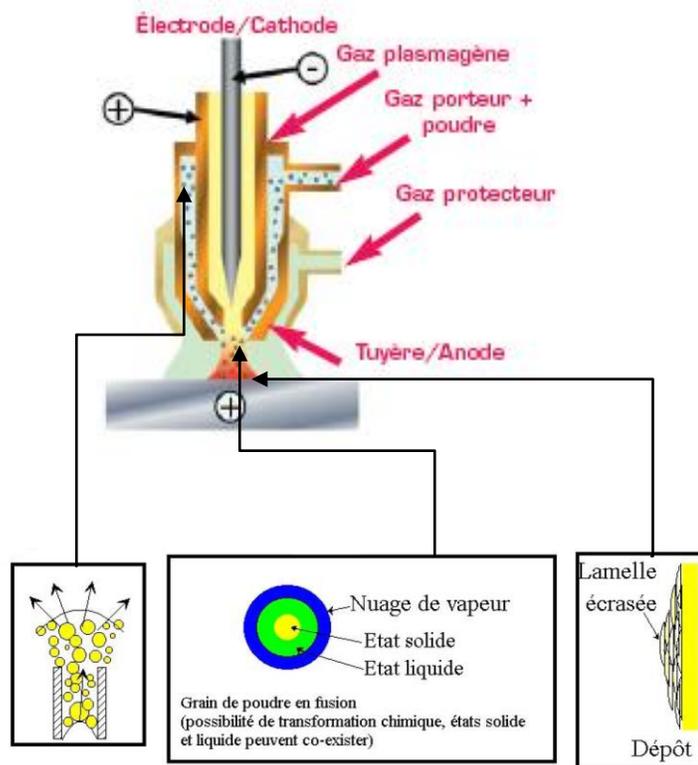


Figure I.2 : Schéma de principe de la projection par PTA.

I.2.3. Atmosphère environnante

L'atmosphère de projection influence également les caractéristiques des revêtements élaborés par projection à arc transféré. Cette atmosphère influence la source : les plasmas sont connus pour « pomper » l'atmosphère qui environne le dard plasma [6]. La différence de températures entre les gaz chauds de la source et les gaz froids environnants entraîne la création d'anneaux de vortex autour du dard qui coalescent et permettent l'engouffrement en aval des gaz froids dans le plasma (Figure I.3). Ces gaz froids forment des bulles dans le plasma qui peuvent entraîner un refroidissement du jet par dissociation de l'oxygène à 3500 K (si l'atmosphère est l'air) [7] et un refroidissement en vol des particules [8].

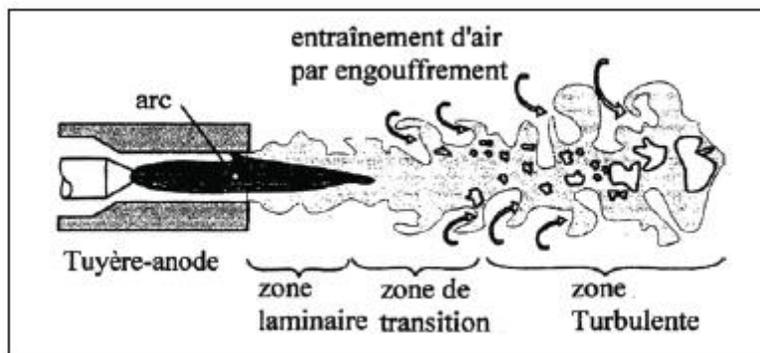


Figure I.3 : Représentation schématique de l'engouffrement de l'air environnant dans le dard plasma [6].

I.2.4. Description du phénomène PTA

Les plasmas sont des fluides très visqueux. Il est difficile d'y faire pénétrer les particules, le débit de gaz porteur doit être choisi afin d'obtenir le meilleur état de fusion des particules, c'est-à-dire avoir le temps de contact plasma / particules le plus long possible. Le débit de gaz porteur doit être suffisant pour entraîner les particules au cœur du plasma sans toutefois les faire traverser le dard trop rapidement. M. VARDELLE a déterminé la trajectoire « idéale » des particules comme faisant un angle de $3,5^\circ$ avec

l'axe du dard où la vitesse et la température superficielle seraient maximales [9]. L'injection dépend également de la taille des particules : plus elles sont petites, plus elles doivent être injectées avec une vitesse élevée. Industriellement, les poudres utilisées présentent une granulométrie relativement large ; les débits de gaz porteurs sont choisis de manière à obtenir une trajectoire moyenne idéale.

I.2.4.1. Torche plasma à arc transféré

Le principe de la projection par plasma d'arc transféré consiste en l'utilisation d'une torche plasma comme source de chaleur pour fondre et accélérer une poudre du matériau qui doit revêtir le substrat. Cette poudre est véhiculée jusqu'au plasma à l'aide d'un gaz porteur. Un arc électrique de forte intensité (plusieurs centaines d'ampères) est généré entre deux électrodes refroidies par une circulation d'eau, pour ioniser des gaz (dits plasmagènes : argon, hydrogène, hélium ou azote). Le milieu ainsi créé est électriquement neutre et constitué d'un mélange de molécules, ions, atomes et électrons appelé plasma thermique (Figure I.4). Ces plasmas ont des propriétés qui permettent de bons transferts thermiques et cinétiques plasma/particules et sont donc particulièrement indiqués pour projeter des alliages durs :

- forte densité d'énergie (flux de quelques MW.m⁻³),
- température élevée (pouvant atteindre plus de 15000 K à cœur),
- bonne conductivité thermique,
- bonne conductivité électrique,
- viscosité élevée,
- vitesses des gaz élevées (de 200 à 1000 m.s⁻¹).

Le matériau est injecté dans le dard plasma sous forme de poudre à l'aide d'un injecteur métallique dans lequel circule un gaz porteur. Suivant les applications, ce tube de diamètre interne faible (1,1 à 4 mm) afin de limiter la dispersion des particules dans le

jet, est placé à l'intérieur ou à l'extérieur de l'anode, disposé perpendiculairement à l'axe du dard plasma.

Cet injecteur peut également être incliné afin d'injecter les particules à contre courant pour accroître le temps de contact plasma / particules.

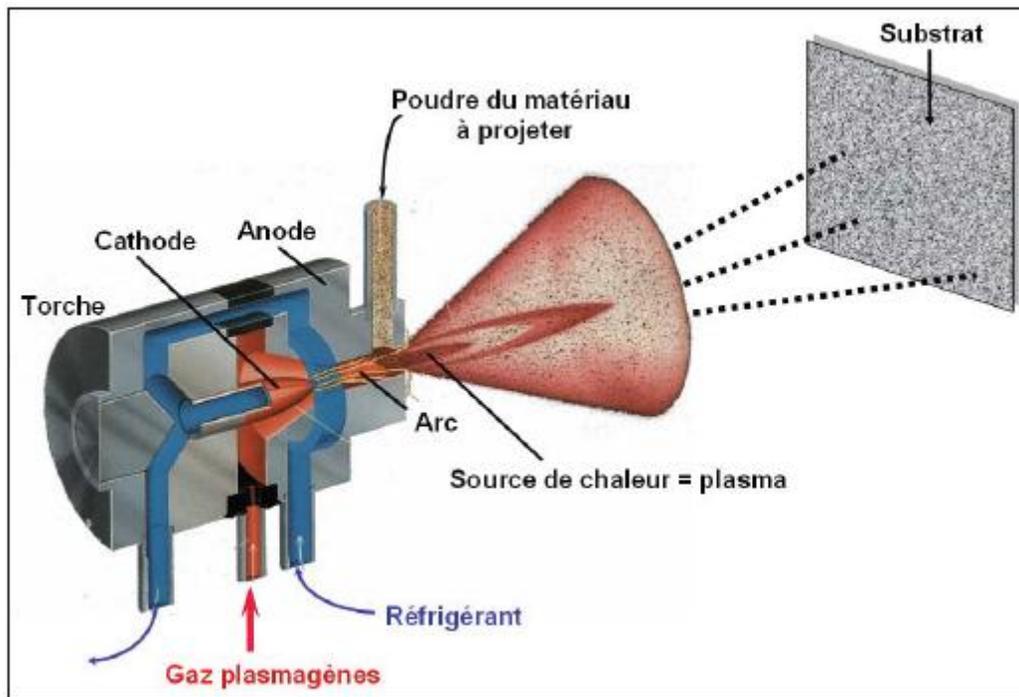


Figure I.4 : Représentation schématique de la projection plasma ([10]).

I.2.4.2. Choix de l'atmosphère de projection

La torche plasma permet de projeter un grand nombre de matériaux (céramiques, métaux et même polymères). De nombreux développements ont permis de diversifier et mieux maîtriser le mode de projection. L'utilisation d'une enceinte fermée équipée de systèmes de régulation permet de contrôler l'atmosphère de projection (mode CAPS : « Controlled Atmosphere Plasma Spraying ») pour :

- **la projection sous air** (mode **APS** : « Atmosphere Plasma Spraying ») qui est la plus couramment utilisée ;
- **la projection en atmosphère inerte**, constituée d'argon (mode **IPS** : « Inert Plasma Spraying ») ;
- **la projection sous vide** (partiel) (mode **VPS** : « Vacuum Plasma Spraying »), appelée aussi projection sous faible pression d'argon (mode **LPPS** : « Low Pressure Plasma Spraying »; 60 à 200 mbar) [11] ;
- **la projection en atmosphère réactive** (mode **RPS** : « Reactive Plasma Spraying ») ; permet de réaliser des dépôts épais en présence d'une atmosphère d'azote.
- **la projection sous haute pression** d'argon (mode **HPPS** : « High Pressure Plasma Spraying ») ou de gaz réactif (mode **HPRPS** : « High Pressure Reactive Plasma Spraying »).

Lorsque le matériau à projeter est peu sensible à l'oxydation, l'air peut être utilisé comme atmosphère de projection. Dans le cas contraire, l'utilisation d'argon est recommandée. De plus, les températures de plasma sont légèrement plus élevées car le plasma s'étend dans une atmosphère d'argon qui refroidit moins rapidement que l'air.

I.2.4.3. Injection et interaction des particules avec le plasma

Le matériau est injecté dans le dard plasma sous forme de poudre. Il est véhiculé dans un tube jusqu'à l'injecteur métallique (diamètre de 1,1 à 4mm) à l'aide d'un gaz porteur. L'injecteur est généralement placé coaxialement à l'axe du jet plasma. En sortie de tuyère, le plasma présente des gradients thermiques et cinétiques très élevés (Figure I.5). Le déplacement et la modification d'orientation des injecteurs permettent d'injecter la poudre dans des zones plus ou moins chaudes du plasma (Figure I.6). La trajectoire de la poudre sera différente suivant le type d'injection. L'interaction entre les particules et le plasma dépend donc de la qualité de l'injection.

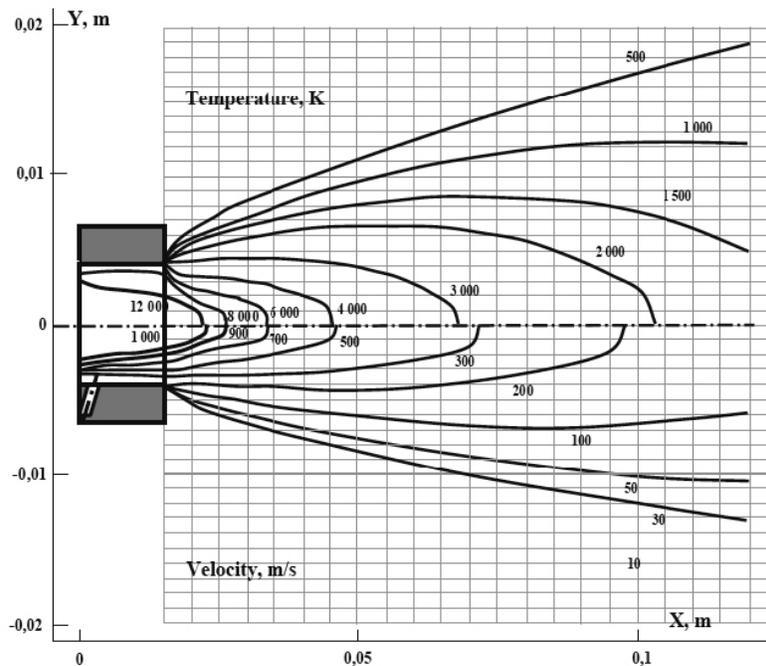


Figure 1.5 : Profil calculé de température et de vitesse pour une projection PTA d'une torche SG-100, Ar +2,5 vol. %H₂, [12]

Les plasmas sont des fluides visqueux et le gaz porteur doit être bien choisi pour obtenir le meilleur état de fusion des particules, c'est-à-dire permettre le temps de contact plasma particules le plus long possible. Le débit de gaz doit être suffisant pour entraîner les particules au cœur du dard (température la plus élevée) en évitant de les faire traverser trop rapidement. D'autre part, on modifie également l'angle d'injection en inclinant l'injecteur. Cela permet d'injecter, par exemple, les particules à contre-courant par rapport au plasma et d'accroître le temps de contact entre les particules et le plasma.

Enfin, le matériau utilisé a aussi une influence sur la qualité de l'injection. Plus une poudre est fine, plus elle doit être injectée avec une vitesse élevée. En fonction des matériaux utilisés, on peut rencontrer des problèmes de coulabilité.

Après l'injection dans le plasma, les particules, plus ou moins fondues se trouvent véhiculées jusqu'au substrat. Pendant cette période les particules peuvent interagir avec l'environnement extérieur.

1.2.4.4. Différentes étapes de l'oxydation

Dans la projection plasma sous atmosphère ambiante (APS), l'air froid ambiant est pompé par le jet de plasma quittant la tuyère et diffuse jusqu'au cœur du jet. L'oxygène de l'air pompé, combiné aux hautes températures rencontrées dans le plasma, peut donner naissance à des réactions d'oxydation avec les particules réactives [15,16]. Des oxydes sont donc observés par plusieurs auteurs dans les dépôts de ces matériaux [17] ; ils peuvent améliorer la résistance aux frottements [18,19], la résistance à la rupture en compression [20], la mouillabilité et l'adhésion [14] des dépôts métalliques. L'oxydation de Cr_3C_2 (décarburation) forme par exemple des précipités de Cr_7C_3 , vitaux pour la résistance aux frottements de ces revêtements [21]. Ces phases secondaires peuvent aussi dégrader certaines propriétés des dépôts [22,23]. La compréhension des mécanismes de ces réactions est donc nécessaire afin de contrôler le taux des phases secondaires et la qualité des dépôts. Il est possible de différencier l'oxydation dans les différentes zones [24]. Ceci est discuté dans les paragraphes suivants.

1.2.4.5. Oxydation du dépôt en croissance

Dans le revêtement métallique, la présence d'oxyde dans le dépôt à base de cobalt provient de différentes sources. Lors de leur séjour dans le plasma, les particules métalliques sont sujettes à l'oxydation comme il en a été discuté précédemment, et les oxydes formés se retrouvent dans le dépôt. L'inclusion des particules mal fondues, qui présentent généralement une importante couche d'oxyde en surface à la suite de leur séjour en périphérie du jet de plasma, accroît le taux d'oxyde dans le dépôt.

Les lamelles, lors de leur solidification, sont exposées aux gaz chauds du plasma (2000-3500 K) contenant près de 90% d'air à 100 mm de la sortie de tuyère [15]. Le temps de solidification des lamelles (l'ordre de quelques microsecondes) est supérieur à celui nécessaire à leur étalement (l'ordre de la microseconde). Dans ce cas, la réaction d'oxydation des lamelles est essentiellement de type gaz-solide. Les travaux montrent que cette couche d'oxyde varie entre 100 et 300 nm en fonction de l'épaisseur de la lamelle [25, 26].

Pratiquement l'oxydation de dépôt se poursuit jusqu'au passage suivant devant la torche. L'oxyde dans le dépôt provient de l'interaction de sa surface (souvent maintenue de 450 à 700 K) avec l'atmosphère ambiante ou avec les espèces oxydantes du jet plasma avant l'étalement des autres lamelles sur la surface. L'oxydation introduite dans le dépôt au cours de cette étape est plus importante que celui lors de l'étalement des splats car le temps qui sépare deux passages consécutifs de la torche au même endroit et qui dépend principalement de la taille et la géométrie du substrat est nettement plus élevé.

I.3. Nature et propriétés des revêtements

I.3.1. Construction du revêtement

Un dépôt réalisé par projection plasma se construit par empilements de particules plus ou moins fondues (Figure I.7). Le revêtement présente alors une microstructure lamellaire comprenant certains défauts.

Cette microstructure est responsable de l'anisotropie du comportement des revêtements à base de cobalt. Pour les revêtements à base de cobalt, les défauts sont généralement les pores et les microfissures.

L'origine de ces défauts est essentiellement liée à la phénoménologie de l'étalement et du retrait des particules. Une bonne compréhension des mécanismes d'écrasement des particules à base de cobalt est donc nécessaire.

I.3.2. Etalement des particules :

Les particules de poudres sont fondues et accélérées dans le plasma. Lors de la collision avec le substrat, elles prennent une forme lamellaire. L'énergie cinétique et thermique de la particule se transforme en déformation visqueuse et en énergie de surface. Ces lamelles subissent alors une trempe pouvant atteindre des vitesses de 10^8K.s^{-1} . L'écrasement de la particule peut alors être divisé en trois étapes : impact initial, étalement de la particule et enfin solidification. L'étalement des particules est un phénomène complexe qui dépend de nombreux paramètres liés à la particule (morphologie, vitesse, température...) et à l'état de surface du substrat ou du dépôt pendant la projection (matériau, rugosité, température...). Plusieurs études ont essayé de qualifier l'étalement des particules [27,28]. Elles ont défini par exemple la morphologie des lamelles en fonction des conditions de projection (Figure I.8). Elles ont alors décrit les phénomènes de « splashing » désignant l'éclatement d'impact (vitesse trop élevée des particules) et les conditions permettant d'obtenir une morphologie de lamelles correctes. Cependant, la plupart de ces études sont réalisées sur des substrats lisses qui ne correspondent pas à la réalité mais facilitent les observations. De plus, on montre que la température du substrat joue également un rôle sur l'étalement des particules (Figure I.8 et I.9) [29]. Des températures critiques de substrat ont été définies en dessous desquelles les lamelles éclatent. Pour les revêtements à base de cobalt, il a été montré qu'elles s'étaient mieux sur un substrat chaud. Ces changements ont été expliqués par les modifications de mouillabilité du substrat en fonction de la température.

Enfin, l'étalement des particules influence également la microstructure des lamelles. Lors d'un bon contact entre lamelle et substrat, le refroidissement rapide associé entraîne la formation de germes à l'interface et la solidification sous forme de grains fins et colonnaires (Figure I.10) [29].

Dans les zones de mauvais contact, le refroidissement plus lent génère des grains plus gros et orientés vers la zone de bon contact. Les grains colonnaires servent également de germes à la cristallisation de la lamelle suivante, ce qui permet la formation de grains traversant plusieurs lamelles qui renforce alors la structure lamellaire.

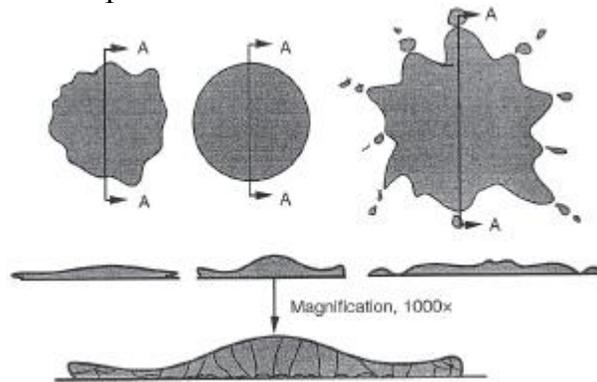


Figure I.8 : Type de morphologie de particules projetées par PTA [13]

Des particules arrivent également solides avant l'impact. Ces particules ont eu une injection différente. Elles ont partiellement ou pas du tout fondues dans le plasma. Lors de la construction du dépôt, ces particules infondues peuvent rebondir sur la surface ou être emprisonnées dans le dépôt. Lorsqu'elles restent dans le dépôt, ces particules vont être à l'origine de défauts dans leur empilement, notamment de pores.

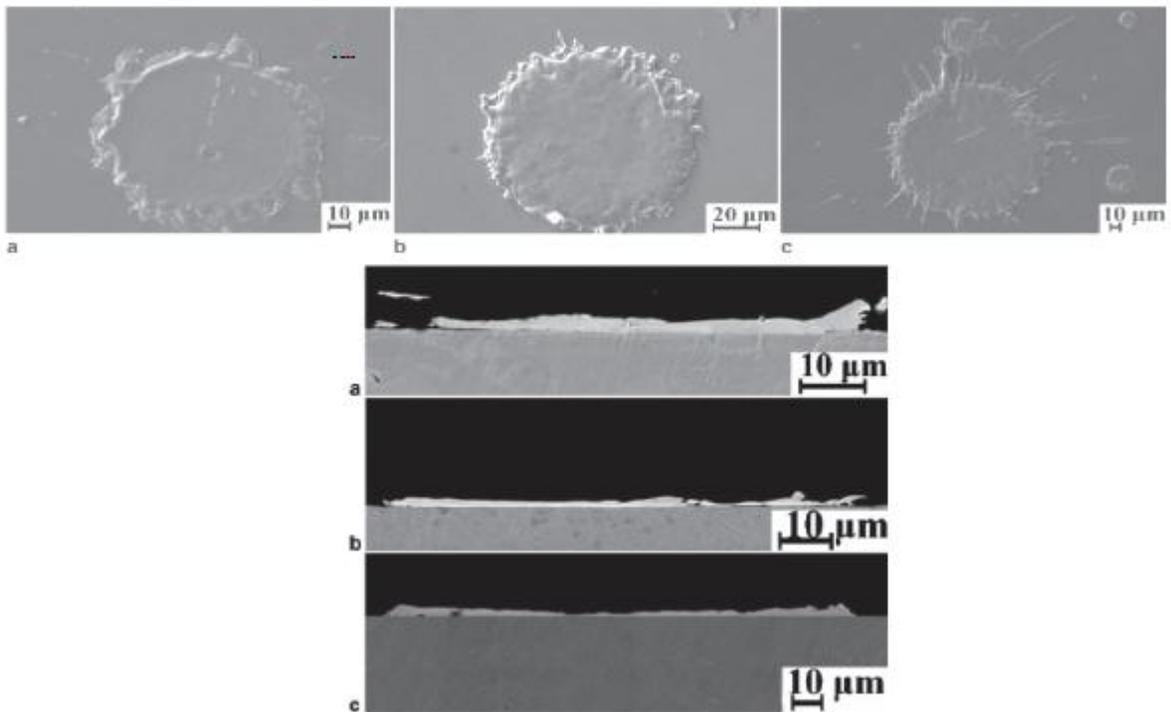


Figure I.9 : Image par microscopie à balayage de l'étalement de la stellite lors de l'impact sur une surface polie en acier en fonction de la température du substrat (a : $T_s = 25^\circ\text{C}$; b : $T_s = 65^\circ\text{C}$; c : $T_s = 270^\circ\text{C}$) [30].

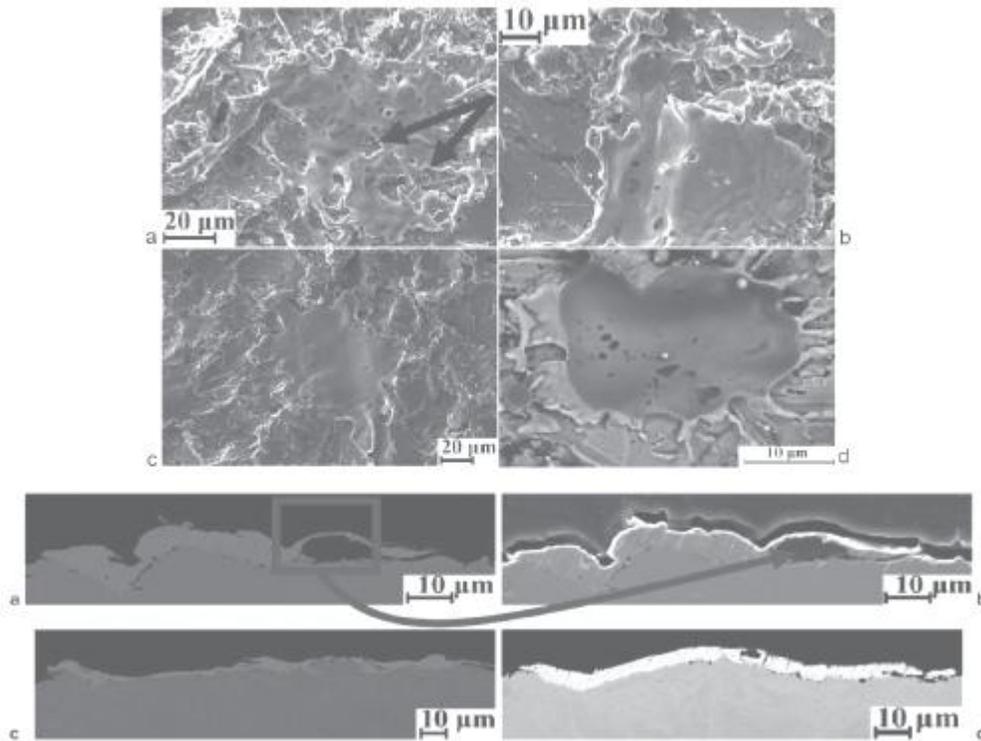


Figure I.9 : Image par microscopie à balayage de l'étalement de la stellite sur une surface rugueuse en acier en fonction de la température du substrat (a : $T_s=25^\circ\text{C}$; b : $T_s=65^\circ\text{C}$; c : $T_s=270^\circ\text{C}$, d: $T_s=270^\circ\text{C}$) [30].

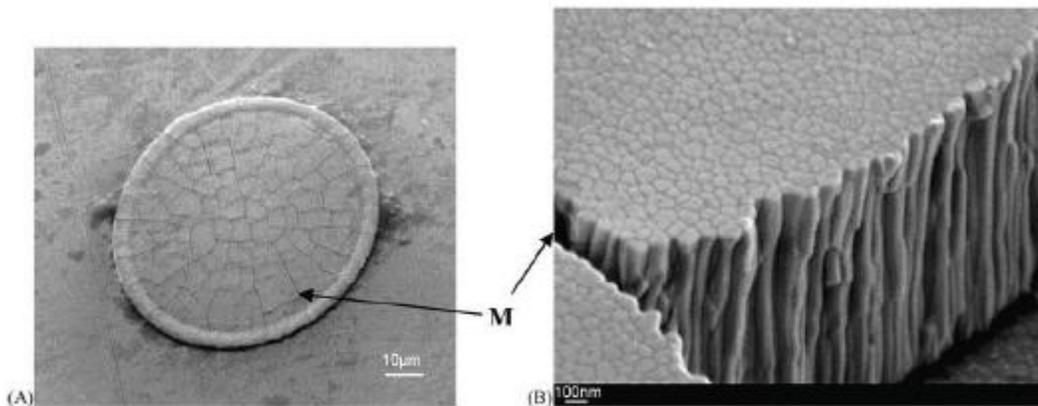


Figure I.10 : Observation d'une lamelle de zircone projetée sur une surface métallique polie (A) et de la présence de microfissures et de grains colonnaires [29]

I.3.3. Pores :

Les revêtements se construisent par empilements successifs de lamelles. Dans le paragraphe précédent, nous avons montré que la qualité d'un dépôt dépendait de la manière dont s'étaient les particules les unes sur les autres. On distingue deux origines à la formation de pores dans une microstructure. Tout d'abord, la qualité des propriétés des particules à l'impact influence la microstructure. En effet, nous avons montré, dans le paragraphe précédent, que, si la température d'une particule est trop faible lors de son impact (particule infondue), elle ne s'étale pas correctement et entraîne alors un défaut dans la microstructure lamellaire. On obtient alors un revêtement à forte porosité. Ces pores peuvent prendre une forme plus ou moins globulaire lorsqu'on les observe sur une coupe transversale de dépôt.

I.3.4. Fissures :

Dans un revêtement obtenu par projection plasma, on distingue deux types de défauts : les pores que l'on vient de décrire dans le paragraphe précédent et la fissuration. Ces fissures sont identifiables, en particulier, sur coupes transversales. Elles proviennent des contraintes thermiques liées au mode de construction des dépôts. En effet, lorsqu'une lamelle s'étale à l'impact, elle se solidifie immédiatement (dans un temps correspondant à la microseconde) et génère alors des contraintes de trempe. Lorsque ces contraintes sont supérieures à la limite d'élasticité du matériau, cela entraîne une relaxation par fissuration.

Dans les matériaux durs (à base de cobalt), des fissures se forment dans les particules étalées. Parfois ces fissures traversent plusieurs épaisseurs de lamelle. Des contraintes dans les lamelles peuvent se créer si un changement de phase (accompagné d'une modification du paramètre cristallin) intervient suite au refroidissement rapide.

I.4. Modélisation numérique du procédé PTA

La modélisation du procédé PTA nécessite l'étude de phénomènes physiques intervenant à différentes échelles :

- Echelle macroscopique ou échelle de la pièce : étude de l'histoire thermomécanique et détermination des contraintes et distorsions résiduelles.
- Echelle mésoscopique ou échelle du bain de liquide : étude des interactions intervenant directement sous l'arc plasma.
- Echelle microscopique ou échelle du grain : étude de la structure microscopique du dépôt. Cette étude sous-entend la compréhension des phénomènes liés à la solidification rapide d'un matériau tels que la germination et la croissance de grains dendritiques ou eutectiques ainsi que certains changements de phase à l'état solide.

La majorité de ces phénomènes, observés à différentes échelles, ont été étudiés séparément. Du point de vue macroscopique, citons les articles [36,37,38,39,31,32,33], qui présentent une revue bibliographique sur la modélisation du procédé PTA pour la prévision des contraintes et distorsions résiduelles. Les modèles les plus récents tiennent compte des phénomènes mécaniques complexes de plasticité de transformation. La fiabilité des résultats reste malgré tout limitée par la connaissance des lois de comportement du matériau. L'évaluation de la forme du bain liquide lors de la déposition a fait l'objet de nombreuses études [34,40,41,42,35,43,44]. Etant donné les forts mouvements de convection dans le bain liquide, il est nécessaire de résoudre, outre un problème de changement de phase dans la pièce, un problème d'hydrodynamique dans le liquide ainsi qu'un problème de surface libre instationnaire.

Remarquons, pour clore ce bref aperçu et avant de détailler ces différentes approches, qu'il n'existe pas pour l'instant de modèle unique permettant de prendre en compte tous ces phénomènes simultanément. En outre, la puissance de calcul actuelle ne permet pas de coupler tous les phénomènes et de simuler toutes les échelles. Taylor et al [45] expliquent que la simulation numérique de la déposition par le procédé PTA peut avoir lieu en deux étapes. Ainsi en premier lieu, on modélise la déposition en prenant en compte les différents phénomènes thermohydrauliques afin de déterminer la forme de la ZAT. En second lieu, une approche de type mécanique des solides est adoptée en modélisant le comportement thermomécanique global de la structure déposée, en prêtant une attention particulière à la source de chaleur.

Différents modèles d'apport de chaleur sont proposés dans la littérature [46]. La précision de chaque modèle nécessite souvent un recalage sur des données théoriques ou expérimentales.

I.4.1. Simulation thermo-métallo-hydraulique

La simulation du comportement du bain de fusion du revêtement a fait l'objet de nombreux travaux de recherche [40,41,35,43,45,42,47]. La description physique du bain fondu fait appel aux disciplines que sont la mécanique des fluides, les transferts thermiques et l'électromagnétisme.

L'interaction de la convection naturelle, de la tension de surface (Marangoni) et des forces électromagnétiques (de Lorentz) peut produire des écoulements complexes qui peuvent être turbulents ($Reynolds=10-10000$). L'importance relative des forces ci-dessus influence la forme de la zone déposée et de la ZAT. En particulier, ces écoulements peuvent être affectés par les propriétés dépendantes de la température, particulièrement

le coefficient de variation avec la température de la tension superficielle qui définit l'intensité et la direction des forces de Marangoni (Figure I.11). Ces effets ont été étudiés par plusieurs auteurs pour différents procédés et matériaux [34,40]. Dans plusieurs cas, l'écoulement dans la zone fondue peut être turbulent. Pour prendre en compte ces effets lors de la modélisation, les auteurs augmentent la viscosité et la conductivité thermique [48]. Ou bien plus récemment, Debroy et ses collègues ont employé le modèle $k-\epsilon$ afin de modéliser l'écoulement turbulent dans le bain fondu [49]. La prise en compte de ces forces d'entraînement permet d'estimer de manière plus précise les formes de la déposition et de la ZAT [49].

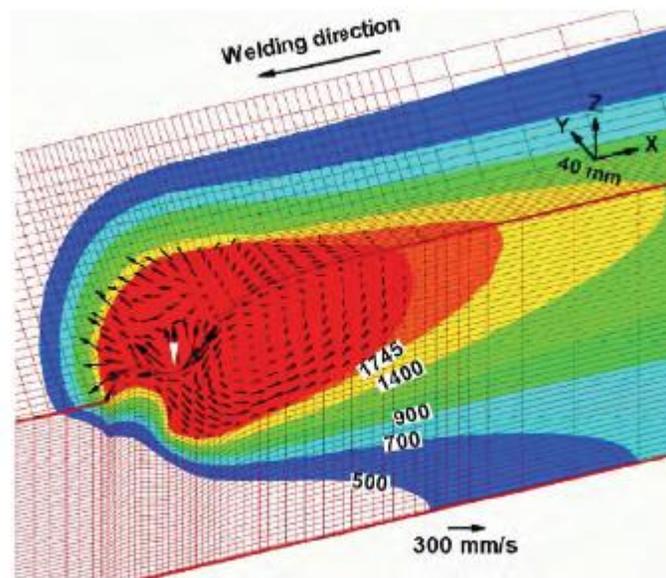


Figure I.11 : Exemple de simulation des distributions de température dans le bain fluide.

Les équations gouvernant le comportement thermomécanique du milieu continu en cours de transformation solide liquide sont les équations de la conservation de la masse, de la quantité de mouvement, et de l'énergie :

$$\left\{ \begin{array}{l} \rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla T \right) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q_v + S_v \quad \text{si } x \in \Omega \\ \rho \left(\frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} + (\nabla \mathbf{v}) \mathbf{v} \right) = \nabla \cdot \left(-p \mathbf{I} + \mu (\nabla \mathbf{v} + (\nabla \mathbf{v})^T) \right) + \mathbf{F}_v \quad \text{si } x \in \Omega \\ \nabla \cdot \mathbf{v} = 0 \quad \text{si } x \in \Omega \\ \text{Conditions aux limites} \begin{cases} \text{vitesses imposées si } x \in \Gamma_v \\ T_{\mathcal{J}} = \mu \left(\frac{\partial v_n}{\partial \mathcal{J}} + \frac{\partial v_{\mathcal{J}}}{\partial n} \right) = \frac{\partial \Phi}{\partial T} \nabla_{\mathcal{J}} T \quad \text{si } x \in \Gamma_l \end{cases} \end{array} \right.$$

Avec $S_v = -\rho L \frac{\partial g_l}{\partial t}$ où L représente la chaleur latente de fusion, Φ la tension de surface et μ la viscosité dynamique. L'équation usuelle de Navier-Stokes, fait apparaitre le terme des forces volumiques \mathbf{F}_v qui regroupe les forces de gravité (avec l'approximation de Boussinesq), les forces électromagnétiques de Lorentz et les forces d'interaction entre le liquide et le solide. Ces équations sont résolues le plus souvent dans le cadre d'une formulation eulérienne à domaine fixe. Certains auteurs [50] utilisent une formulation VOF (Volume of fluid) pour modéliser les mouvements de la surface libre.

I.4.2. Simulation thermomécanique

Des articles récents [32,33], font le point sur la modélisation thermomécanique du procédé PTA. Ils montrent l'intérêt de la simulation numérique pour la prédiction des contraintes résiduelles, et des microstructures dans le dépôt. Les articles concluent à l'intérêt de la simulation numérique dans le cadre d'une démarche exploratrice relative à l'établissement d'un revêtement métallique.

La prévision des effets de la déposition du revêtement sur le substrat, en terme de microstructure, de déformations et contraintes résiduelles implique donc la modélisation de ces différents phénomènes et de leurs couplages. Grace au développement des outils informatiques, et en raison des fortes non linéarités, la majorité des modèles sont mis en œuvre dans des codes de calcul par éléments finis (comme abaqus, Ansys....etc).

Un des premiers modèles éléments finis de simulation du revêtement déposé par le procédé PTA a été développé par Freidman [36]. Il permet de calculer les températures, les contraintes et les déformations pendant la déposition. Murthy et al [37] proposent une méthodologie détaillée pour l'analyse des contraintes résiduelles dues au revêtement. Les auteurs mettent également en évidence certaines limitations de quelques codes EF commerciaux, en particulier des soucis thermiques dus aux transformations de phase et de mécanique lié à la plasticité de transformation.

Le problème mécanique à résoudre est résumé par les équations suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \rho \frac{\partial H}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q_v \\ \nabla \cdot \sigma + F_v = 0 \\ \text{Conditions aux limites} \left\{ \begin{array}{l} \text{vitesses imposées si } x \in \Gamma_v \\ \text{contact si } x \in \Gamma_c \end{array} \right. \\ \text{Loi de comportement} \quad \sigma = g(\epsilon, \dot{\epsilon}, \dots) \end{array} \right. \quad \begin{array}{l} \text{si } x \in \Omega \\ \text{si } x \in \Omega \end{array}$$

Où σ représente le tenseur des contraintes de Cauchy, F_v les forces volumiques, ϵ le tenseur de déformation et $\dot{\epsilon}$ est le tenseur des taux de déformations.

Dans $\frac{\partial H}{\partial t}$, le terme convectif $v \cdot \nabla H$ n'est pas pris en compte. Cette hypothèse est généralement admise dans la littérature [38], au égard aux très faibles vitesses dans le solide et au fait que les écoulements en zone fondue sont ignorés (mais modélisés). La construction et la pertinence du modèle thermique reposent principalement sur la nature de ses conditions aux limites (type de source de chaleur).

I.4.3. Modélisation de la source de chaleur

Pour modéliser l'apport de chaleur du procédé PTA pendant la déposition, deux méthodes envisageables [48] :

- Imposition de la température dans le bain de fusion. Cette approche est simple d'emploi (la connaissance de la forme de la zone fondue suffit) et permet d'obtenir une corrélation raisonnable entre l'expérience et le modèle. Cependant, elle sous-estime la quantité d'énergie apportée par le procédé. L'utilisation de cette technique est généralement déconseillée [48,38].
- Imposition d'un flux de chaleur, qui peut être volumique ou surfacique. Ce flux est déterminé par la puissance d'impact apporté au substrat, soit la puissance de la déposition minimale multipliée par le rendement du procédé qu'il faut ajuster. La distribution de ce flux est sensiblement liée au procédé PTA utilisé.

Il convient tout d'abord de rappeler que l'apport de chaleur est fortement dépendant du procédé PTA considéré. Dans le cas du procédé PTA l'énergie provenant de l'arc est déposée essentiellement en surface. L'apport de chaleur résulte des interactions électromagneto-thermo-fluides couplées du plasma de couverture. Ce plasma de couverture peut être modélisé comme une source de chaleur surfacique. Toutefois, une source de chaleur volumique est plus adaptée lorsqu'on veut englober dans la formulation de l'apport de chaleur la contribution énergétique des phénomènes qui ont lieu dans le bain de fusion.

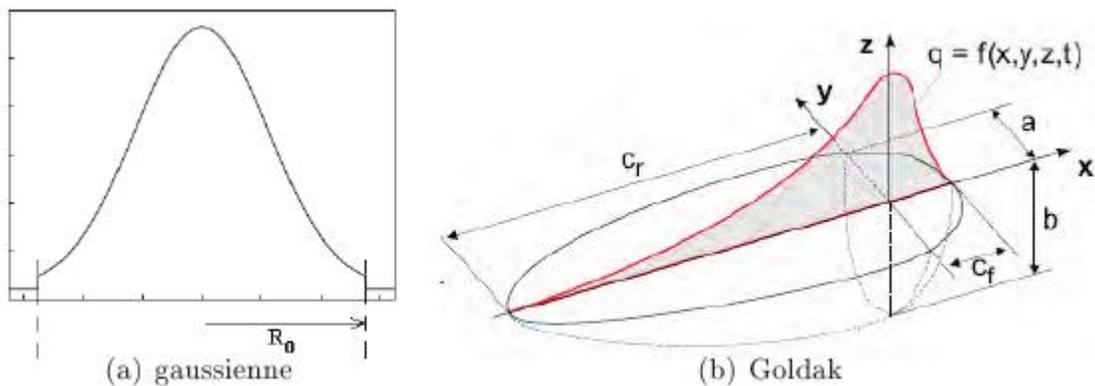


Figure 1.12 : Différentes formes de sources de chaleur.

La modélisation de l'apport de chaleur dans le procédé PTA s'appuie sur des modèles analytiques [46]. Une façon simple de représenter les flux surfaciques est de choisir une densité de flux constante $q_{\text{imp}}(x, y) = \text{cste}$ sur un disque de rayon R_0 , dans ce cas on a $q_{\text{imp}}(x, y) = \text{cste} = \frac{UI\eta}{\pi R_0^2}$, où U est la tension, I l'intensité et η le rendement.

Des auteurs ont proposé des distributions de type gaussienne de rayon infini :

$$q_{\text{imp}}(r) = \frac{UI\eta}{2\pi\sigma^2} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma^2}\right)$$

Où σ est l'écart type de la gaussienne (m) et r est la distance radiale (m).

L'expression concerne une répartition gaussienne infinie. En pratique, on fixe souvent un rayon limite R_0 de la torche calorifique, tel que ce rayon limite définisse un cercle fini d'existence du flux thermique. Ce rayon est conventionnellement fixé de telle sorte que le flux $q(R_0)$ soit égal à 5% du flux maximal situé au centre de la source. On obtient ainsi, l'expression courante dans la littérature (Figure I.12(a)) :

$$q_{\text{imp}}(r) = \frac{3UI\eta}{\pi R_0^2} \exp\left(-3\frac{r^2}{R_0^2}\right)$$

Par la suite, Goldak [46] propose pour le procédé PTA une source volumique en forme de deux ellipsoïdes (Figure I.12(b)). Celle-ci permet de tenir compte de la différence d'apport de chaleur devant et derrière l'électrode.

Cette source est décrite par les relations suivantes :

$$\begin{cases} Q_v(x_s, y_s, z_s) = \frac{6\sqrt{3}Qf_i}{abc_i\pi\sqrt{\pi}} \exp\left(-\left(\frac{x_s}{c_i}\right)^2 - \left(\frac{y_s}{a}\right)^2 - \left(\frac{z_s}{b}\right)^2\right) \\ f_f + f_r = 2 \\ Q = UI\eta \end{cases}$$

Où $i = f$ si $x_s \geq 0$ ou $i = r$ si $x_s < 0$ et x_s, y_s, z_s sont les coordonnées du point considéré dans le repère mobile lié à la source de chaleur.

La détermination des paramètres intervenant dans les modèles de source décrits ci-dessus n'est pas aisée et nécessite toujours un recalage sur des données expérimentales (mesures de températures ou relevé de la zone déposée). Lorsque des relevés de la zone fondue sont disponibles, la profondeur et la largeur du revêtement peuvent être utilisées pour fixer les coefficients des modèles de source. Cependant, il faut garder à l'esprit la difficulté d'une mesure correcte de la température en raison des forts gradients thermiques engendrés et de la faible étendue de la zone affectée.

Par ailleurs, il est bien connu que les écoulements du fluide peuvent de manière significative affecter le champ thermique. Pour prendre en compte ces phénomènes dans une modélisation thermomécanique à l'état solide, une solution usuelle consiste à attribuer une conductivité ad hoc (λ^*) (augmentée par un facteur $f_\lambda = \lambda^* / \lambda_l$, où λ_l la conductivité du métal d'apport).

1.4.3.1 Source de chaleur volumique

Dans le cas du procédé PTA, la poudre transférée de la torche vers le bain de fusion est fortement surchauffée. Une proportion significative de la chaleur transférée pendant le procédé est assurée par le métal d'apport. La définition d'une source de chaleur volumique, notée Q_v , avec une distribution cylindrique uniforme, (Fig. I.13), représentant l'apport d'énergie de la poudre est généralement considérée [51].

La puissance apportée par la poudre au bain de fusion est donné par [51] :

$$Q_d = \rho_\omega \pi r_\omega^2 v_\omega c_{p,l} (T_d - T_l)$$

Où r_ω est le rayon du métal d'apport projeté par PTA, v_ω la vitesse de dévidage, ρ_ω densité du métal d'apport, $c_{p,l}$ est la capacité calorifique du métal liquide, T_d la température de la poudre projetée et T_l la température du liquidus. En supposant que la

puissance Q_d est distribuée dans un cylindre de rayon $R_v = f_d r_d$ et de hauteur d , le flux volumique Q_v , est calculé comme suit :

$$Q_v = \frac{Q_d}{\pi f_d^2 r_d^2 d}$$

Pour calculer le flux de chaleur volumique Q_v , il est nécessaire de connaître la hauteur d et le rayon de la poudre projetée. La hauteur d de la source est donnée par la relation suivante :

$$d = h_v - x_v + f_d r_d$$

Où h_v est la hauteur de la cavité due à l'impact du métal d'apport (position à laquelle le métal d'apport libère sa quantité de chaleur), x_v est la distance parcourue par la base formée entre les arrivées successives de deux impacts (hauteur due au remplissage) et f_d un facteur généralement pris égal à 2 [52]. Les valeurs des variables h_v et x_v sont déterminées comme suit [51] :

$$h_v = \left(-\frac{2\sigma}{R_v \rho g} + \sqrt{\left(\frac{2\sigma}{R_v \rho g}\right)^2 + \frac{R_v v_d^2}{6g}} \right)$$
$$x_v = \left(h_v + \frac{2\sigma}{R_v \rho g} \right) \left(1 - \cos \left(\sqrt{\frac{g}{h_v}} \frac{1}{f} \right) \right)$$

Où σ est la tension de surface, g la gravité, v_d vitesse du métal d'apport projeté et f la fréquence de transfert de la poudre.

Rhee [53] et [54] ont constaté que la fréquence de transfert de la poudre déposée est fortement affectée par la valeur du courant. Par interpolation et lissage de données expérimentales ils proposent l'expression suivante de la fréquence :

$$f = \frac{-243.44}{1 + \exp\left(\frac{I - 291.086}{6.066437}\right) + 323.506 - 0.874I + 0.0025I^2}$$

Où I est l'intensité du procédé PTA. Connaissant la fréquence de transfert du métal d'apport, et en supposant que la poudre est sphérique, le rayon des lamelles projetées est donné par :

$$r_d = \sqrt[3]{\frac{3r_\omega^2 v_\omega}{4f}}$$

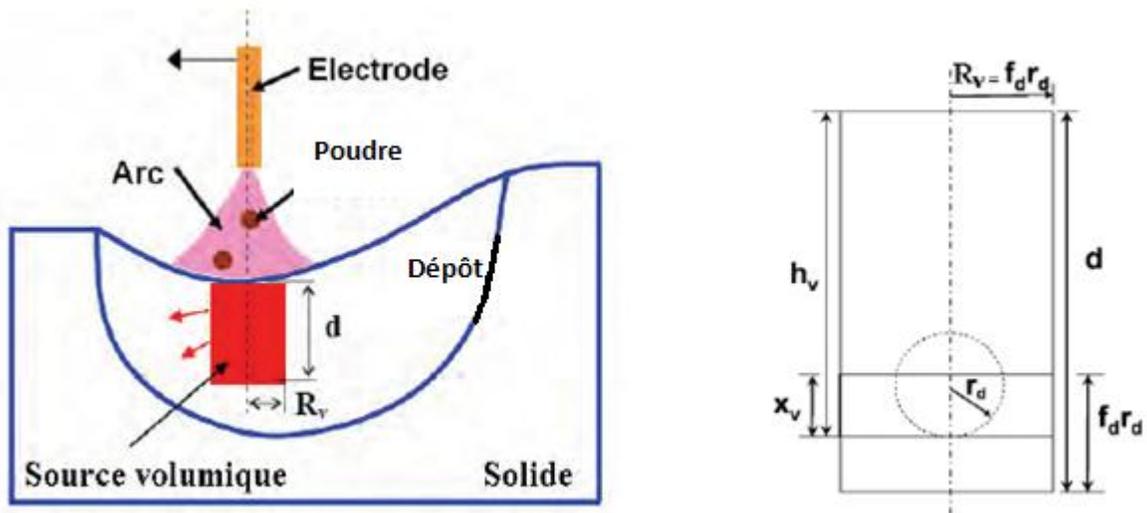


Figure I.13 : Schéma illustrant la source de chaleur volumique.

En conclusion, on voit que ce modèle permet de définir complètement la source volumique associée à la chute du métal d'apport à partir des paramètres du procédé PTA et de quelques hypothèses.

I.4.3.2. Rendement

La puissance délivrée par le générateur du procédé PTA alimente le plasma d'arc. Une partie de cette énergie est perdue dans l'atmosphère ambiante et le reste est transféré à la déposition. Ainsi le rendement est défini dans la littérature comme le rapport de la puissance transférée dans la pièce \dot{W}_p à la puissance délivrée par le générateur.

$$\eta = \frac{\dot{W}_p}{UI}$$

Dupont et al [55] estiment que le rendement du procédé ne varie pas de façon significative en fonction du courant. On observe que la longueur d'arc intervient de façon significative dans le rendement du procédé.

I.4.4. Mise en œuvre numérique

Nous avons vu dans la première partie de notre travail, que pour simuler le procédé de revêtement PTA et en étudier les conséquences au niveau d'une structure, il nous faut quantifier les états thermique, métallurgique et mécanique de cette structure, tout en prenant en compte les interactions qui les lient. La méthode la plus directe est de réaliser une analyse thermo-métallico-mécanique fortement couplée où toutes les équations du modèle sont résolues simultanément. Cette méthode, bien que directe, reste toutefois peu employée et il est plus courant d'effectuer successivement trois analyses thermique, métallurgique puis mécanique, qui s'avèrent être plus souples à mettre en œuvre et moins gourmandes en ressources informatiques. Pour notre étude nous prenons la démarche en couplant la mécanique et la thermique.

Dans le cas d'une analyse transitoire bidimensionnelle, les gradients thermiques et de microstructure, très intense au voisinage immédiat de la source de chaleur doivent être représentées finement. Cette source de chaleur étant mobile, cela conduit à des maillages extrêmement denses. L'une des difficultés rencontrées est alors de concilier un

maillage qui soit suffisamment fin autour de la source de chaleur, avec des temps de calcul qui restent du domaine du raisonnable dans un contexte industriel.

Plusieurs méthodes sont utilisées pour réduire les temps de calcul, comme :

- L'adaptation de maillage
- La simulation quasi-stationnaire
- La simulation bidimensionnelle
- La simulation avec l'approche locale-globale

I.4.5. Adaptation du maillage

Une méthode parfois utilisée pour palier les temps de calcul prohibitifs est la technique du maillage adaptatif [40], qui consiste à raffiner le maillage autour de la source au fur et à mesure de l'avancée de celle-ci, et à déraffiner le maillage après son passage. Alors se pose un problème au niveau mécanique, lorsque le maillage est déplacé, de la projection de l'état de contrainte résiduelle sur le maillage grossier, ce qui entraîne une certaine perte d'information. Runnemalm et al [56] améliorèrent la méthode en créant un maillage adaptatif automatique avec un estimateur d'erreur de type Z2 (Zienkiewicz et Zhu) [57] basé sur le calcul des gradients thermiques mais aussi des gradients de contraintes.

En l'absence d'une telle technique, les principaux inconvénients du calcul transitoire complet, bien qu'il s'agisse de la simulation la plus réaliste, sont les temps de calcul et les capacités mémoire trop importants, essentiellement si on considère le calcul mécanique.

I.4.6. Résolution en quasi-stationnaire :

La résolution en quasi-stationnaire présente l'avantage d'être rapide, tout en conservant un maillage tridimensionnel avec une forte densité autour de la source. Aucune discrétisation temporelle n'est effectuée, le problème étant indépendant du temps. Ce type de modélisation est souvent utilisé afin d'ajuster la modélisation de la source de chaleur de façon rapide. Il est en effet fréquent d'effectuer plusieurs calculs en ajustant la source de chaleur de façon à caler les résultats numériques sur des résultats expérimentaux, en vue d'une analyse mécanique avale transitoire. Par conséquent, le calcul quasi-stationnaire permet de caler un modèle de source, qui est ensuite réinjecté dans une simulation transitoire tridimensionnelle. Il est également possible de compléter une simulation quasi-stationnaire par une analyse transitoire afin d'étudier les effets de bord [33].

I.4.7. Résolution bidimensionnelle :

Les simulations numériques transitoires tridimensionnelles étant coûteuses en ressources informatiques, des simulations bidimensionnelles sont parfois adoptées. Ce fût notamment beaucoup le cas lors de l'émergence de la simulation du dépôt [36,37].

Dans la majorité des cas, les simulations 2D considèrent une section transverse, perpendiculaire à l'avancée de la torche plasma. Le problème 2D est ainsi traité en considérant une longueur unité dans la direction de déposition [38].

L'apport de chaleur est appliqué sur le maillage 2D en fonction du temps, de façon à reproduire l'approche de la source. Ce type de modélisation ne permet pas de représenter le flux de chaleur dans la direction longitudinale, et il est en général très difficile de reproduire une évolution réaliste des températures dans ces conditions. D'un point de vue mécanique, les simulations 2D adoptent l'hypothèse de déformations

planes [33]. Ces simulations bidimensionnelles permettent parfois de bien retrouver les contraintes transverses dans le plan modélisé.

I.4.8. Approche locale-globale :

Une autre façon de contourner le problème des trop grands temps de calcul pour la simulation 3D transitoire mécanique, est de traiter le problème à deux échelles, en tenant compte des dimensions respectives de la ZAT et de celle de la structure déposée sur le substrat : c'est le principe des méthodes locales-globales [58]. Dans ce type de méthode on suppose que les déformations plastiques localement induites par déposition PTA ne dépendent que des conditions thermiques et mécaniques locales. Il est alors possible de les évaluer en utilisant un modèle 3D ou 2D local. Les déformations plastiques calculées sont alors injectées, comme des déformations initiales, dans un modèle global de la structure, afin de déterminer les distorsions résiduelles par une simple analyse élastique. Cependant, cette méthode pose des difficultés pour la définition des conditions aux limites du modèle local.

I.5. Méthodes Expérimentales

Les méthodes de mesure des déformations résiduelles se divisent grossièrement en trois catégories : les méthodes mécanique, physique et par diffraction. Avec les méthodes mécaniques, de la matière est ôtée au composant par découpage ou par forage. Le relâchement qui en résulte est mesuré, généralement par des jauges de déformation de surface et la tension résiduelle de départ est alors calculée. Ces méthodes sont complètement ou partiellement destructrices et comprennent la méthode de forage de Sachs, la perforation (progressive et profonde), la trépanation, le sectionnement et l'entaillage.

Les méthodes physiques sont généralement non-destructrices et comprennent des méthodes acoustiques, magnétiques et optiques.

I.5.1. Les Techniques de Diffraction

Les méthodes par diffraction comprennent les méthodes traditionnelles des rayons X, les neutrons et les rayons X obtenus par synchrotrons.

Toutes ces méthodes ont leurs avantages et leurs limites. Les calculs nécessaires pour la méthode mécanique de suppression de matière peuvent être difficiles ou douteux lorsque l'échantillon étudié est de forme complexe. Cependant les méthodes mécaniques sont très largement employées et tout à fait appropriées à de nombreuses applications. Les méthodes ultrasonores et électromagnétiques sont utiles quand il s'agit d'identifier rapidement des problèmes d'homogénéité, des défauts et des points de tension élevée ; mais elles sont moins efficaces quand il s'agit de dresser une carte quantitative des déformations directionnelles.

Les techniques par diffraction évoluent rapidement au fur et à mesure que des sources nouvelles et plus intenses permettent une utilisation plus efficace et générale. Les méthodes traditionnelles attachées aux rayons X sont utiles dans le cas de mesure de surface. Les neutrons sont utilisés depuis les années 1980 pour prendre des mesures internes et non destructrices grâce à leur pouvoir de pénétration [63,64]. Des méthodes liées à l'utilisation de rayons X obtenus par synchrotrons dont l'intensité est plus importante sont en train de se développer afin de fournir des données complémentaires sur les déformations résiduelles internes de façon non-destructrice-et ce, en particulier dans le cas de matériaux contenant des éléments légers, d'intérêt général pour l'aérospatiale [65,66].

I.5.2. La théorie des méthodes de diffraction

Les méthodes de diffraction sont applicables à des matériaux polycristallins. Elles mesurent les changements de dimensions du réseau qui résultent des contraintes appliquées ou résiduelles en fonction de leur emplacement et de leur direction. Le réseau cristallin est utilisé comme une jauge des déformations internes à trois dimensions, sondée par un faisceau de rayons X ou de neutrons d'une longueur d'onde comparable aux espacements du réseau.

Un changement δd dans la distance d'un ensemble donné de plans du réseau, qui, au départ, ne présente pas la moindre tension et présente un espacement d , produira un changement correspondant $\delta\theta$ dans la position de la réflexion de Bragg, qui se présentait à l'origine sous un angle θ , ce changement est relié aux déformations ε du réseau par l'équation suivante :

$$\varepsilon = \frac{\delta d}{d} = -\cot \theta \cdot \delta\theta \quad (I.1)$$

Le léger changement, $\delta 2\theta$, dans l'angle du faisceau diffracté, dispersé à partir d'un petit "volume témoin " de l'échantillon, est mesuré en fonction de la position et de la direction dans l'échantillon. Le changement mesuré est converti en déformation en employant l'équation I.1 et les déformations dans les diverses orientations sont combinées par l'emploi de l'équation I.2 ou son équivalent pour déterminer les contraintes.

La sensibilité aux déformations de la méthode dépend de l'angle et est déterminée par l'équation suivante :

$$-\delta\theta/\varepsilon = \tan \theta \quad (I.2)$$

Typiquement, les déformations sont mesurées dans une fourchette allant de 10^{-5} à 10^{-2} et donc les angles $\delta\theta$ mesurés sont très petits. Les neutrons sont généralement détectés autour de 90° , angle pour lequel la sensibilité aux déformations est de 1,0. Aux angles les plus grands, utilisés typiquement pour des mesures traditionnelles aux rayons X rétrodiffusés, il y a la plupart du temps une augmentation de la sensibilité d'environ $\times 10$. Mais pour des dispersions selon les angles les plus faibles, typiques de mesures qui utilisent des rayons X durs obtenus par synchrotrons, la sensibilité décroît à environ un dixième de la valeur qu'elle a à 90° .

I.5.3. Mesure des déformations aux rayons x de laboratoire

La plupart des balayages des déformations par rayons X se fait en utilisant la radiation caractéristique K_α de générateurs portables ou fixes dans des laboratoires. Aux angles proches de la rétrodiffusion la sensibilité à la déformation est élevée. Par conséquent, des mesures prises à un centième de degré près sont généralement suffisantes. Le doublet K_α peut être résolu comme il peut aussi ne pas l'être, ceci peut compliquer sinon limiter la fiabilité de la détermination de la position du sommet du pic de diffraction. La contrainte majeure à l'étude par balayage des déformations grâce aux rayons X est l'atténuation du faisceau par l'échantillon. L'atténuation des rayons X varie en fonction de la longueur d'onde et du nombre atomique. Pour des longueurs d'ondes d'environ 1.5\AA dans la plupart des matériaux de l'ingénierie elles sont relativement élevées, typiquement de l'ordre de 0.01mm . Par conséquent cette technique se limite généralement à la dispersion à partir d'épaisseurs de surface de l'ordre de 10microns soit l'ordre de l'épaisseur représentée par la figure I.14. Les déformations dans le plan sont obtenues à partir d'une série de mesures faites en basculant l'échantillon et à partir de calculs qui emploient la méthode $\sin^2\Psi$.

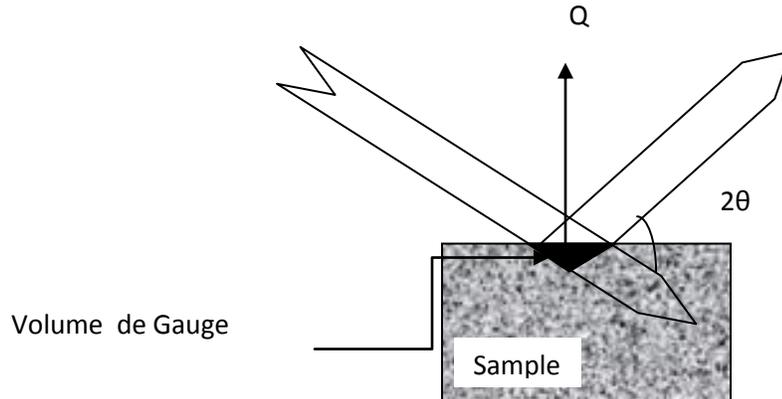


Figure I.14 : la configuration traditionnelle des déformations par rayons X à faible retour.

La méthode est bien établie et largement utilisée dans l'industrie pour les mesures de surface en laboratoire et sur le terrain. Si un profil détaillé en fonction de la profondeur du champ des contraintes résiduelles proches de la surface est nécessaire, il faut généralement avoir recours à des méthodes d'érosion chimique afin d'exposer aux rayons X les couches sous la surface.

Comme pour les méthodes mécaniques, des corrections doivent alors être faites pour tenir compte des effets de relaxation dus à la suppression d'épaisseurs.

I.5.4. Mesure des déformations par neutrons

Par rapport aux rayons X de 1.5 \AA , les neutrons, qui ont des longueurs d'ondes semblables, sont bien plus pénétrants et ont des longueurs d'atténuation typiquement de l'ordre de 10 mm pour les matériaux d'ingénierie les plus communs. Il est donc possible, avec les neutrons, de prendre des mesures en transmission au travers de plusieurs millimètres ou même centimètres de matériau. Des mesures sont régulièrement prises au travers d'échantillons d'acier de 25mm d'épaisseur. Cette méthode est utilisée en

recherche depuis 1980 environ mais elle commence à être plus largement adoptée par les industries de pointe et un standard international est en préparation. C'est généralement une technique efficace pour un balayage à définition moyenne des déformations internes en plusieurs points. C'est aussi une technique non destructrice. L'ébauche d'une configuration typique de diffusion des neutrons avec une configuration proche de 90° est représentée en figure I.15.

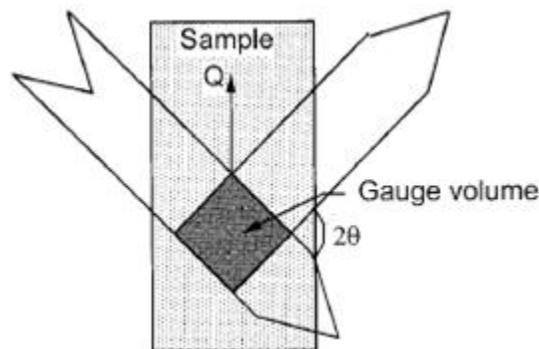


Figure I.15 : configuration d'une étude par balayage des déformations par diffraction des neutrons sous un angle proche de 90° .

Dans une étude des déformations par neutrons à partir d'une source intense, comme un réacteur nucléaire par exemple, un faisceau de neutrons est collimaté puis monochromaté par un cristal, enfin masqué pour donner un faisceau étroit dont on détermine la section efficace. Une fente est placée devant le détecteur afin de définir la direction du faisceau et la troisième dimension de la jauge. La réflexion de Bragg et la longueur d'onde sont généralement choisies de façon à ce que le détecteur puisse être positionné à un angle proche de 90° . Cela donne une résolution spatiale optimale pour la plupart des séries de mesures orthogonales. Typiquement, les déplacements des pics de diffraction à cet angle sont de l'ordre de quelques dixièmes de degré avec une précision de quelques millièmes de degré.

Pour des mesures internes de routine dans des composants dont les variations de déformations sont modérées, un volume de jauge typique sera un cube de 2 mm de côté. Pour les mesures de champs de tension dont les gradients sont forts, et les mesures proches de la surface, des jauges plus petites, d'environ 0,5 mm de côté sont utilisées. Si les gradients sont faibles dans une direction donnée, les dimensions de la jauge peuvent être augmentées pour réduire le nombre des calculs à faire et améliorer les statistiques. La fréquence des mesures peut varier de plus d'une par minute à une par heure et par pic de diffraction. Des détecteurs multiples sont utilisés pour améliorer la fiabilité des calculs mais ils peuvent aussi introduire des aberrations de surface [68] si les techniques appropriées ne sont pas employées. Les neutrons ont été utilisés dans les études d'un large éventail de matériaux et de composants d'ingénierie : des rails de chemin de fer, des soudures, des chaînes en anneaux, des tiges contraintes, des surfaces traitées et soumises au grenailage [67,68]. Elle fut l'une des techniques utilisées pour observer les contraintes résiduelles proches de la surface dans les alliages spatiaux fortement grenailés.

I.5.5. Mesures des déformations par rayonnement synchrotron

Au début des années 1990 le synchrotron de Daresbury SRS a été utilisé à une longueur d'onde de rayons X de 0,5 Å pour étudier des variations en profondeur du champ des contraintes résiduelles dans une plaque d'aluminium de 1,6 mm d'épaisseur ayant été soumise au grenailage sur une de ses faces et ayant été légèrement façonnée de l'autre [69,70]. La fréquence des mesures en chacun des points était d'une toutes les minutes. Les résultats avaient démontré le potentiel de la méthode et le besoin de développements significatifs, pour la rendre plus exploitable. Depuis lors, des avancées certaines ont été faites notamment à l'ESRF de Grenoble.

La figure I.16 illustre une coupe transversale d'une jauge à angle faible telle qu'on pourrait en utiliser dans le balayage des déformations par synchrotrons.

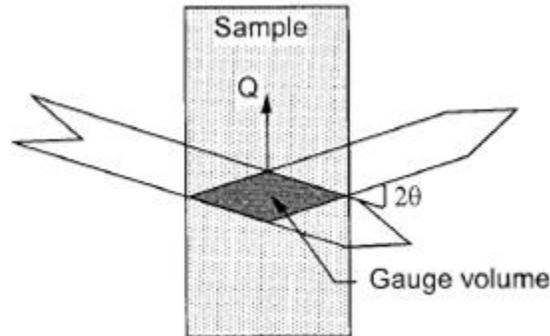


Figure I.16 : Configuration du balayage des déformations par synchrotrons pour un petit angle de transmission.

L'utilisation de longueurs d'ondes plus courtes encore et les sources de synchrotrons modernes permettent de faire des mesures par rayons X avec une haute définition spatiale, au travers d'échantillons de plus en plus denses et épais. On prévoit que les techniques basées sur les rayons X obtenus par synchrotrons, et sur les neutrons, sont capables de dessiner des cartes de champs de déformations résiduelles internes pour un large panel de composants et de matériaux d'ingénierie.

I.5.6. Analyse par diffraction des neutrons des contraintes résiduelles engendrées par le procédé PTA dans l'ensemble substrat/revêtement

I.5.6.4.1 Définition du volume étudié.

Contrairement aux mesures classiques où tout l'échantillon est baigné dans le faisceau de neutrons, il est nécessaire pour déterminer l'état de déformations dans un matériau de définir un volume beaucoup plus faible, précisément situé dans la matière. En effet,

pour toute mesure en diffraction des neutrons, l'enregistrement résulte d'une moyenne effectuée sur tout le volume étudié. Pour obtenir ce volume, des fentes en cadmium sont placées en amont et en aval des faisceaux incident et diffracté (Figure I.18).

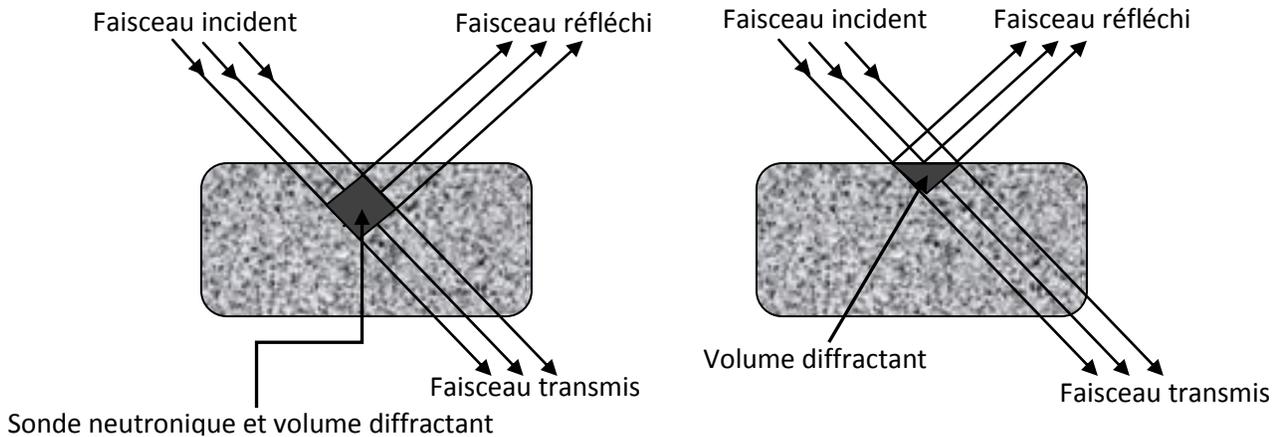


Figure I.18: Définitions de la jauge neutronique et du volume diffractant.

I.5.6.1. Résolution spatiale

La détermination des déformations est optimale lorsque le faisceau incident et le faisceau diffracté s'interceptent perpendiculairement. C'est-à-dire pour un angle 2θ égal à 90° . De même, on définit la résolution spatiale d'une expérience grâce aux différentes collimations placées sur les faisceaux incident et diffracté. Ainsi, une première fente de largeur ω_M est placée après le monochromateur, à une distance l_M du point mesuré et une seconde fente est placée juste avant l'échantillon, de largeur ω_S et à une distance l_S du point de mesure. La collimation du faisceau incident est alors déterminée par la relation suivante :

$$\tan \alpha_2 = \frac{\omega_M + \omega_S}{2(l_M - l_S)} \quad (I.5)$$

En installant du côté du faisceau diffracté un système identique de fentes avec les caractéristiques $(\omega_P, l_P, \omega_D, l_D)$ on détermine α_3 :

$$\tan \alpha_3 = \frac{\omega_P + \omega_D}{2(l_P - l_D)} \quad (I.6)$$

Suivant le type d'expérience à réaliser, il est impératif de déterminer avec précision la largeur et le positionnement des fentes au cours de l'expérience. Elles déterminent le volume à étudier mais il faut tenir compte des phénomènes de divergence angulaire en limitant les angles α_2 et α_3 . Ainsi, pour réduire ces divergences, souvent, les guides sont placés le plus près possible de la pièce analysée.

I.5.6.2. Résolution instrumentale

Afin de mesurer des déformations de l'ordre de 10^{-3} et 10^{-4} , une résolution instrumentale correcte est impérative. Elle est définie comme la largeur à mi-hauteur (FWHM : Full Width at Half Maximum) théorique par les travaux de Cagliotti et al [2bis]. Pour une longueur d'onde fixée, la résolution instrumentale est liée aux divergences angulaires α_1 , α_2 et α_3 et à la mosaïcité du monochromateur β par l'expression suivante :

$$FWHM^2 = U \tan^2 \theta + V \tan \theta + W \quad (I.7)$$

$$U = \frac{4(\alpha_1^2 \alpha_2^2 + \alpha_1^2 \beta^2 + \alpha_2^2 \beta^2)}{\tan^2 \theta_M (\alpha_1^2 + \alpha_2^2 + 4\beta^2)} \quad (I.8)$$

$$V = \frac{-4\alpha_2^2 (\alpha_1^2 + 2\beta^2)}{\tan^2 \theta_M (\alpha_1^2 + \alpha_2^2 + 4\beta^2)} \quad (I.9)$$

$$W = \frac{\alpha_1^2 \alpha_2^2 + \alpha_1^2 \alpha_3^2 + \alpha_2^2 \alpha_3^2 + 4\beta^2 (\alpha_2^2 + \alpha_3^2)}{(\alpha_1^2 + \alpha_2^2 + 4\beta^2)} \quad (I.10)$$

La mosaïcité du monochromateur provient du fait qu'il est formé d'un agrégat de petits blocs légèrement désorientés les uns par rapport aux autres. La mosaïcité du monochromateur en graphite pyrolytique installé sur le G5.2 est évaluée à $20'$.

I.5.6.3. Avantages et limites de la diffraction des neutrons.

En diffraction de neutrons, le volume à analyser dans l'échantillon est défini par l'intersection des faisceaux incident et diffracté. La taille de ce volume est ajustée par des masques absorbants en cadmium (Figure I.19). La déformation mesurée est donc une déformation moyenne sur tout le volume diffractant (de l'ordre du mm³). Pour une bonne définition de ce volume sondé, la longueur d'onde est généralement choisie de manière à travailler avec un angle de diffraction 2θ proche de 90° , angle permettant un bon compromis entre la résolution spatiale (le volume analysé est parallélépipédique ou cubique) et la précision de mesure de la position du pic. La direction de mesure de la déformation correspond à la direction du vecteur de diffusion Q , normale aux plans (hkl) considérés.

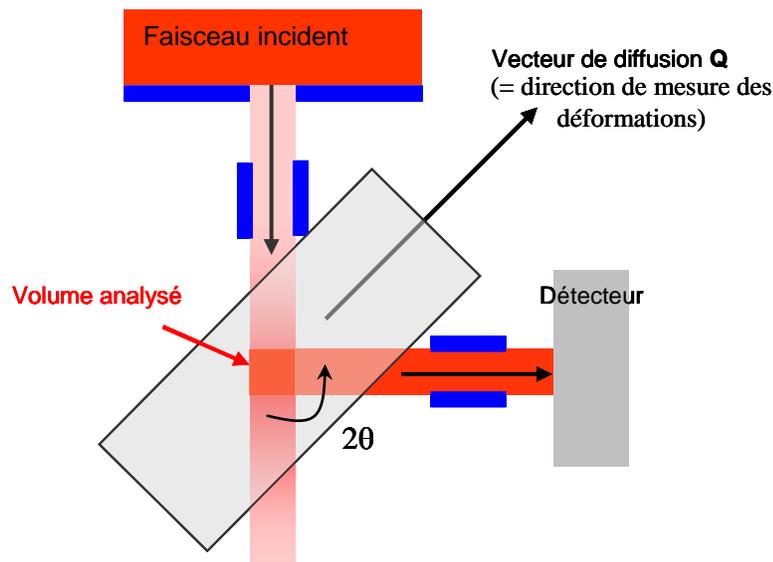


Figure I.19 : définition du volume d'analyse et de la direction de mesure.

L'avantage majeur des neutrons par rapport aux rayons X réside dans son pouvoir pénétrant qui l'autorise à scruter l'état de la matière à coeur sans avoir à affecter la distribution des contraintes (polissage électrolytique dans le cas de la DRX). Cette technique est handicapée par deux aspects : le faible flux de neutrons utilisé nécessitant des temps de comptage très longs, ainsi que la résolution spatiale qui dépend du jeu de fentes. Pour réduire le temps de comptage nous sommes obligés d'utiliser de grandes sondes impliquant des problèmes concernant la détermination de l'état des déformations locales sur la zone explorée en présence de gradients élevés. Contrairement aux techniques surfaciques qui explorent de très faibles profondeurs, la jauge neutronique scrute des profondeurs minimales de 300 μm , en les comparant à un cas de revêtement dont le maximum de contrainte est atteint à 50 μm environ suivi d'un fort gradient pour une annulation vers les 200 μm (Figure I.20). Les valeurs relevées par la diffraction des neutrons sont donc fortement moyennées.

La diffraction neutronique permet d'avoir accès à des informations sur les contraintes internes dans le matériau ainsi que sur les textures cristallographiques.

Grâce au grand pouvoir de pénétration des neutrons dans la plupart des matériaux (jusqu'à plusieurs centimètres), la diffraction de neutrons est la seule technique de détermination des contraintes qui permette à la fois :

- d'obtenir des informations au coeur même d'une pièce;
- de déterminer des tenseurs complets 3D des déformations et des contraintes ;
- D'évaluer les contraintes dans chaque phase d'un matériau polyphasé.

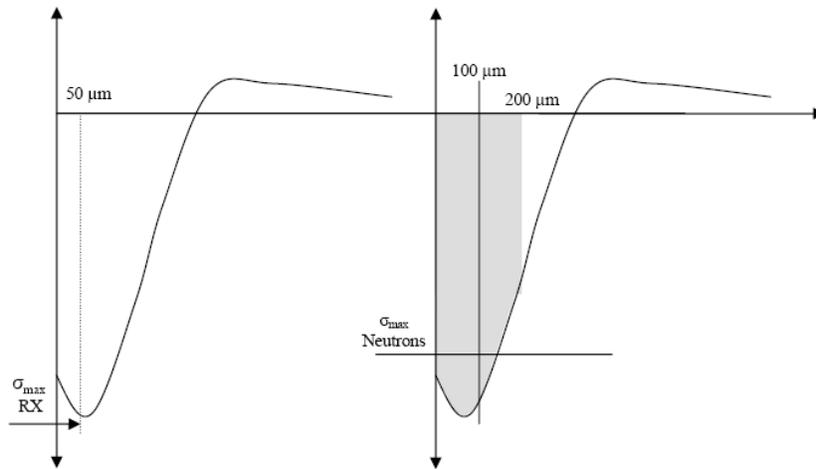


Figure I.20: Différence entre la mesure par DRX et DN.

Un autre point critique concerne la pénétration de la sonde neutronique dans la matière pour des déterminations de profils de déformation en profondeur. De par la géométrie de la sonde, la pénétration provoque un décalage du centre de gravité du volume diffractant qui est différent de celui de la sonde. Ce décalage produit un déplacement parasite des pics de diffraction [3bis,4bis] qui peut être du même ordre de grandeur que les déformations étudiées, et dont il faut tenir compte (Figure I.21). Deux techniques sont utilisées pour remédier à ce problème :

- La soustraction d'un profil de pénétration prélevé sur un échantillon libre de contrainte [5bis]. Cette technique est contraignante au niveau du temps. Pour toute orientation différente, un profil sur l'échantillon libre de contrainte doit être réalisé.
- La simulation numérique par la méthode de Monte-Carlo du profil de pénétration [6bis,7bis]. Cette technique présente un gain conséquent en temps, vu que seule la mesure réalisée sur l'échantillon traité sera nécessaire. Par contre, elle ne tient pas compte de l'état de la matière en surface qui est souvent différent de l'état à coeur (pollution, taille des grains, oxydes,...).

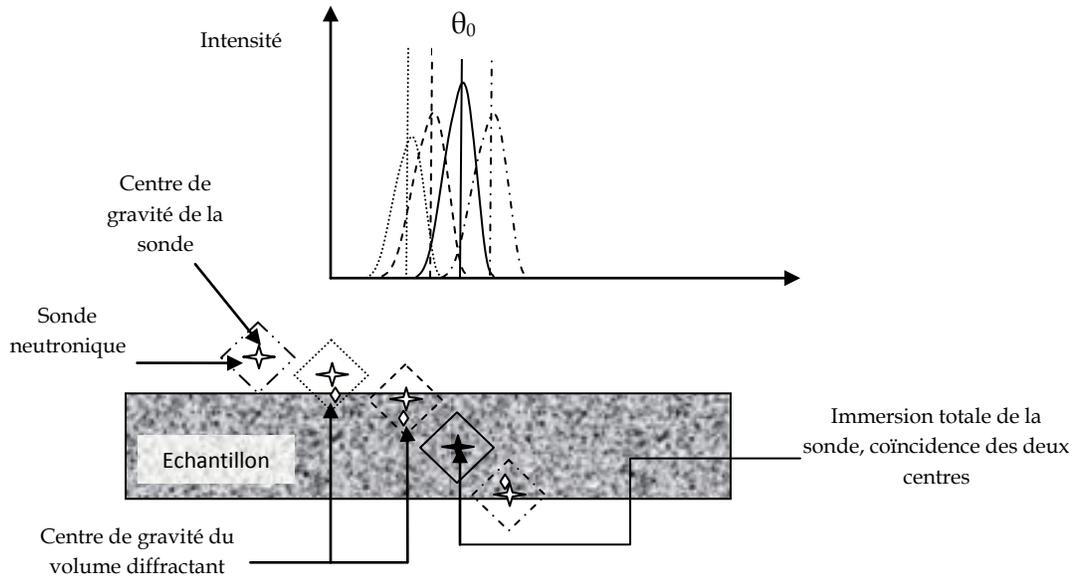


Figure I.21 : Effet de la pénétration de la sonde sur la position du pic de diffraction.

I.6. Les contraintes résiduelles

L'état mécanique du matériau est entièrement défini par les sollicitations extérieures auxquelles est ou a été soumise la pièce. Si le matériau sollicité est continu, les déformations tout au long du processus de charge vérifieront les équations différentielles de compatibilité. Les contraintes induites dans le matériau devront compenser les forces et moments extérieurs en respectant les équations d'équilibre. Cependant, les matériaux ne sont jamais parfaitement continus, ils présentent des hétérogénéités telles que les joints de grains, les porosités ou les inclusions. A une échelle plus fine (grain), des discontinuités existent aussi (précipités, lacunes et dislocations). Certains de ces défauts peuvent migrer, s'éliminer ou se multiplier au cours de la mise en charge. Les discontinuités de structure liées à la déformation plastique font que les déformations ne sont plus compatibles (ne vérifient plus les équations de la compatibilité). Pour valider les équations classiques de la mécanique des milieux continus, on peut décomposer la déformation plastique en deux parties : des

déformations plastiques qui vérifient les équations de compatibilité et celles qui ne les vérifient pas.

Le second type de déformation plastique est compensé par des déformations élastiques irréversibles, qui subsistent même en l'absence de sollicitations extérieures. On relie donc ces déformations élastiques irréversibles aux contraintes dites résiduelles, qui s'ajoutent aux contraintes issues des sollicitations extérieures de la pièce (contraintes appliquées). Ces contraintes résiduelles expriment l'état mécanique interne lié à la présence des discontinuités structurales du matériau. Il s'agit de contraintes multiaxiales statiques qui persistent dans un système isolé non soumis à des efforts extérieurs et en équilibre mécanique.

I.6.1. Déformations et Contraintes

En tout point donné, les contraintes résiduelles sont déterminées par un calcul à partir des déformations résiduelles en ce point et en utilisant les valeurs appropriées du module de Young et du coefficient de Poisson. En général, pour définir la déformation en un point, des mesures exhaustives sont nécessaires dans six directions indépendantes au moins. En pratique, si les directions principales sont connues, trois suffisent. Lorsque les directions principales coïncident avec les directions des coordonnées orthogonales, les contraintes principales σ_i sont reliées aux déformations ε_i par l'équation :

$$\sigma_x = \frac{E[(1 - \nu)\varepsilon_x + \nu(\varepsilon_y + \varepsilon_z)]}{[(1 + \nu)(1 - 2\nu)]} \quad (I.11)$$

Impliquant des équations équivalentes pour σ_y et σ_z . E correspond au module de Young et ν correspond au coefficient de Poisson.

I.6.2. Différents ordres des contraintes résiduelles.

A cause du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux métalliques, les sources de contraintes peuvent provenir de déformations à différentes échelles : macroscopique, mésoscopique ou microscopique.

En effet, un matériau cristallin est constitué de phases, qui elles-mêmes sont formées de grains. Généralement pour un matériau polyphasé, les propriétés mécaniques des phases et des constituants sont différentes. Le comportement sous une sollicitation extérieure est alors une moyenne des comportements des phases constituant le matériau.

Dans une phase non soumise à des sollicitations mécaniques externes (après la recristallisation par exemple), un grain peut souvent être considéré comme un monocristal.

Quand il y a un chargement extérieur suffisamment important pour provoquer des déformations plastiques, des sous joints de grain et des cellules de dislocations peuvent apparaître dans le matériau. Ces sous joints et cellules sont le résultat des interactions et des réarrangements des dislocations au cours de la déformation. Les grains seront alors divisés par ces discontinuités du réseau cristallin. Des sous grains et des cellules de dislocations peuvent être considérés dans le cas d'un matériau déformé plastiquement comme un ensemble de petites zones élémentaires de structures cristallographiques parfaites séparées par des défauts cristallographiques. Un grain peut être considéré également dans le cas d'un matériau recristallisé comme divisé par de petits éléments de même nature. Ces éléments sont appelés « domaines cohérents ».

Chaque domaine cohérent est constitué par un empilement régulier d'atomes, qui peut être défini par un ensemble de mailles cristallines identiques et parallèles.

Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, on peut mettre en évidence des contraintes résiduelles ayant pour origine des déformations élastiques irréversibles assurant la continuité du matériau. Une classification des contraintes résiduelles en trois ordres liés à l'échelle à laquelle on considère le matériau a été proposée par Macherauch [59] (Figure I.17), il y a quelques années. Depuis, cette définition est reprise et explicitée dans de nombreux articles [60,61].

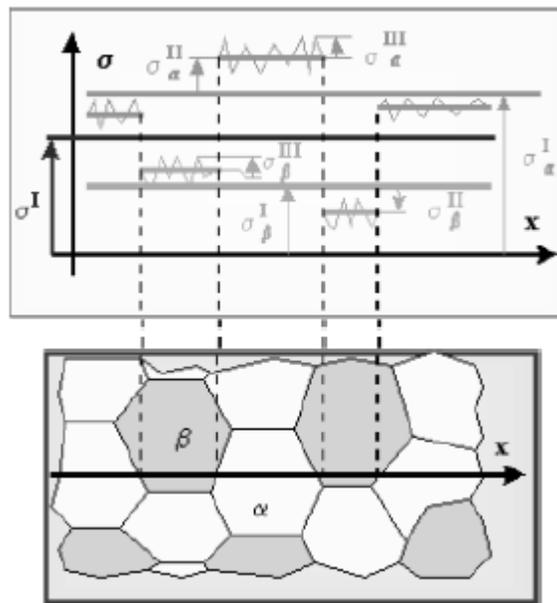


Figure I.22 : Illustration des différents ordres de contrainte [62].

I.6.3. Les contraintes résiduelles du 1^{er} ordre

Les contraintes résiduelles du 1^{er} ordre (σ_I , macro) sont homogènes sur un très grand nombre de domaines du matériau (plusieurs grains : donc une échelle de quelques 1/10

à quelques millimètres). Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre dans chaque section. Et les moments liés à ces forces sont nuls. Des variations dimensionnelles macroscopiques résultent toujours d'une modification de l'équilibre des forces et des moments liés à ces contraintes (σ_I).

I.6.4. Les contraintes résiduelles du 2^{ème} ordre

Les contraintes résiduelles du 2^{ème} ordre (σ_{II} , méso) sont homogènes sur de petits domaines du matériau (un grain ou une phase : donc l'échelle est de quelques dizaines de microns). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains. Des variations dimensionnelles macroscopiques peuvent résulter d'une modification de cet équilibre.

I.6.5. Les contraintes résiduelles du 3^{ème} ordre

Les contraintes du 3^{ème} ordre (σ_{III} , micro) sont homogènes sur les plus petits domaines du matériau (quelques distances interatomiques : donc l'échelle est de quelques dizaines de nanomètres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans de très petits domaines. Les modifications d'équilibre n'entraînent aucune variation dimensionnelle macroscopique.

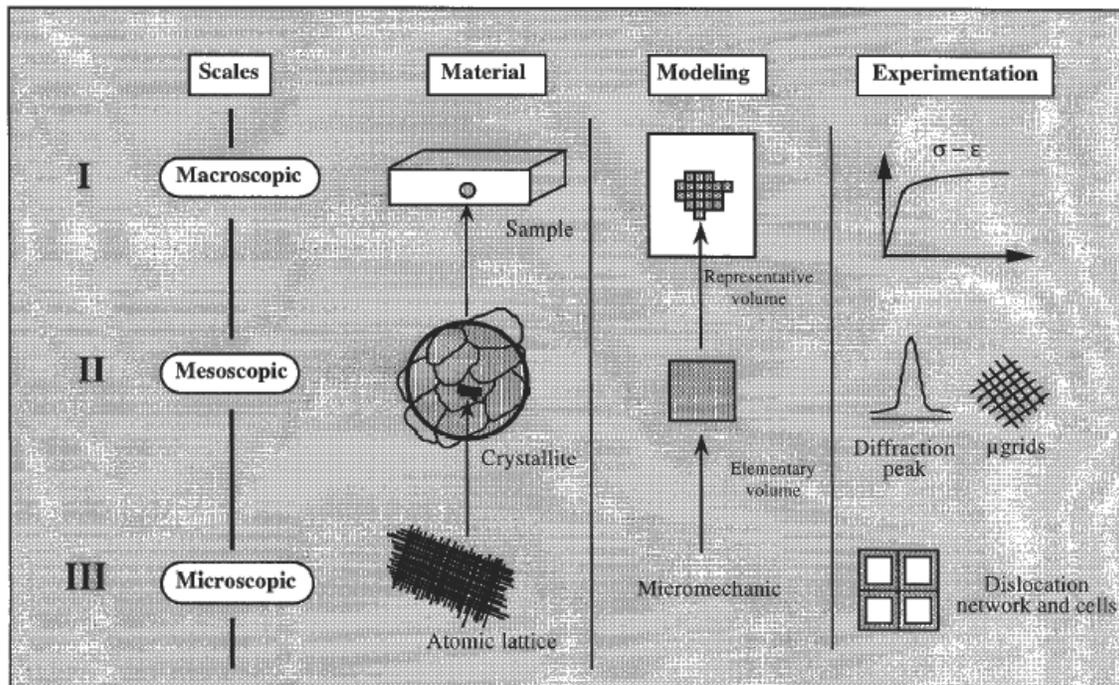


Figure I.23 : Définition schématique des trois ordres de contraintes.

Cette définition (Figure I.18) propose une séparation très théorique des différents ordres de contraintes, séparation qui n'est atteinte par aucune méthode de mesure à l'heure actuelle.

Néanmoins, 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 séparation des différents ordres de contraintes ne peut être effectuée à l'aide d'un seul et unique moyen de contrôle. De plus en plus, les recherches mettent en œuvre différents moyens de mesures complémentaires, dans des domaines complémentaires, permettant une étude complète des contraintes résiduelles présentes dans une pièce ou un échantillon à contrôler.

I.6.6. Etat de contrainte dans les matériaux

Dans le cas de matériaux réels, l'état de contrainte est représenté par la contrainte résiduelle qui résulte de la superposition des contraintes d'ordre I, II et III.

Les contraintes d'ordre I sont celles qui sont prises en compte au niveau macroscopique (c'est-à-dire d'un point de vue mécanique), parce qu'elles sont atteintes facilement par l'analyse expérimentale et le calcul. Les contraintes d'ordre III sont reliées à toutes les déformations existant au niveau du réseau cristallin. La définition des différentes échelles de contraintes résiduelles est résumée dans Tableau I.2.

Tableau I.2 : Différents ordres des contraintes.

Type d'analyse	Volume	Discontinuité
Macroscopique ordre I	Quelques mm ³	Surface, fissures, cavités
Mésoscopique ordre II	Un grain ou des sous grains	Joints de grains ou sous grains Joints de phases, ou dispersoïdes, phases hors équilibre
Microscopique ordre III	Echelle atomique	Dislocation, interstices, atomes de substitution, lacunes, précipités

I.6.7. Analyse des contraintes résiduelles par la diffraction des neutrons.

Les détails de la méthode reposent sur le même principe d'évaluation que celui de la DRX. En effet, l'évaluation se fait toujours en rapport à des positions de pics de diffraction qui seront comparés à une position de référence (libre de contrainte). Contrairement à la DRX, cette technique offre l'avantage de pouvoir scruter l'échantillon à coeur, puis de révéler l'état triaxial des contraintes. Pour se faire, différentes approches sont possibles. Nous citerons la méthode triaxiale des $\sin^2\psi$ qui nécessite un très grand nombre de mesures ce qui la rend plus difficile en DN. Pour cette raison, la mesure «

3x1D » est généralement proposée [8bis,9bis]. L'avantage de cette méthode réside dans la réduction du nombre de mesures par point. En effet, pour avoir un état triaxial en un point donné il suffirait de 3 mesures de déformation, puis par la loi de Hooke généralisée nous pourrions remonter aux contraintes principales. Il est clair que le problème de cette méthode est la connaissance préalable des directions principales des contraintes, ce qui n'est pas toujours le cas. Evidemment, cette méthode suppose que le matériau analysé est isotrope (absence de texture). Avec la méthode des $\sin^2\psi$ nous aurons besoin de 6 mesures par point, ce qui permettra de remonter aux 6 composantes du tenseur des contraintes, sans avoir à faire des hypothèses concernant le choix des directions de mesure. Contrairement à la DRX où l'on peut supposer que $\sigma_{33}=0$, cette hypothèse permet de réaliser des évaluations sans recours à la poudre, nous aurons toujours besoin d'une mesure sur une référence (poudre) qui permet d'identifier le $2\theta_0$ qui servira au calcul des déplacements des pics et ainsi remonter aux déformations.

1.7. Conclusion

Cette étude bibliographique sur la formation des dépôts par projection plasma met en évidence leurs applications et leurs axes de développement. La réalisation d'un dépôt à partir d'une poudre à base de cobalt nécessite une étude très soignée des conditions de fabrication de la poudre. Dans ce travail, nos objectifs seront plus liés à la compréhension et au contrôle des mécanismes intervenant lors de la projection plasma et nous nous attacherons à l'étude et à l'optimisation du procédé en étudiant le comportement thermomécanique des particules dans le jet plasma ainsi que l'étalement sur le substrat dans différentes conditions. Ces paramètres seront corrélés à la croissance des dépôts et à leurs propriétés. Les interactions entre différents matériaux sont donc possibles sur le substrat lors de la construction du dépôt. Ainsi, une autre équipe au sein du laboratoire se focalise sur l'étude de la déposition, notamment la dureté du revêtement déposé.

La difficulté du contrôle du procédé plasma réside principalement dans la maîtrise des conditions de séjour des particules dans le jet plasma : température, vitesse, environnement, réactions chimiques etc.... La complexité du contrôle de ces conditions est liée à la nature inhomogène du jet de plasma (gradient de vitesse, de température, des espèces etc...) ainsi qu'à la dispersion des particules dans le jet qui induit une différence de traitement pour chaque particule. La difficulté est accrue dans le cas de la projection de poudres métalliques où des réactions chimiques importantes, dues aux interactions entre l'air engouffré dans le plasma et les particules, modifient la nature des poudres injectées et par-là même la nature du dépôt formé.

La deuxième partie du premier chapitre correspond à une introduction générale relative au thème de la modélisation et de la simulation du revêtement par PTA. Le procédé ainsi que les phénomènes physiques mis en jeu ont été décrits ; mais, pour plus d'informations, il est conseillé de consulter les articles suivants : [74,75,73,71,72]. Un état de l'art des différentes modélisations par MEF du procédé PTA à été réalisé en mettant en évidence un certain nombre de difficultés à résoudre pour bâtir une modélisation correcte. En l'occurrence, les principaux point-clés sont les suivants :

- Description de la source de chaleur et la zone déposée : La zone déposée est le siège de courants convectifs rapides, qu'il est nécessaire de prendre en compte ou de modéliser au moyen d'une source de chaleur. Ainsi une description convenable de la source de chaleur est indispensable pour une modélisation pertinente et prédictive du procédé.
- Aspects thermiques : La construction du modèle thermique doit prendre en compte la dépendance des propriétés thermiques en fonction de la température, les chaleurs latentes de fusion/solidification.

En outre le procédé PTA engendre des gradients thermiques extrêmement élevés à proximité de la source de chaleur, ce qui exige un maillage fin et dense.

- Aspects mécaniques : la construction d'un modèle mécanique doit prendre en compte la dépendance des propriétés en fonction de la température pour chaque déposition effectuée.
- Lois de comportement : Pendant la déposition du métal d'apport le matériau balaie un large domaine de température, de la température ambiante à une température au delà de point de fusion, induisant un changement significatif de ses propriétés physiques. La détermination de celle-ci, généralement inconnues à haute température, est donc un enjeu important.
- Couplage entre les aspects thermiques et mécaniques : La construction d'un modèle doit prendre en compte les couplages prépondérants.

Chapitre 2

Caractérisation de la structure globale du revêtement

Sommaire

II. Caractérisation de la structure globale du revêtement.....	
II.1. Matériaux de base.....	
II.1.1. Poudre utilisée.....	
II.1.2. Stellite.....	
II.2. Dépôt épais par procédé PTA	
II.2.1. Torche à plasma d'arc transféré.....	
II.3. Analyse micrographique.....	
II.3.1. Microscopie électronique à balayage.....	
II.3.2. Caractérisation microstructurale.....	
II.4. Analyse de la structure par DRX et rayonnement synchrotron	
II.5. Microdureté	
II.5.1. Essais de nanoindentation.....	
II.5.2. Essais de microdureté.....	
II.6. Caractérisation de la texture cristallographique.....	
II.6.1. Introduction	
II.6.2. Représentation de l'orientation cristallographique des cristallites d'un fil polycristallin	
II.6.3. Les figures de pôles.....	

Chapitre 2 : Caractérisation de la structure globale du revêtement

II.6.3bis. Définition de la FDOC (Fonction de Distribution des Orientations)	
II.6.4. Détermination de la texture par diffraction neutronique.....	
II.6.5. Intérêt de la diffraction de neutrons.....	
II.6.6. Principe de la mesure.....	
II.6.7. Procédure expérimentale.....	
II.6.8. Texture cristallographique globale.....	
II.7. Conclusion.....	

Caractérisation de la structure
globale du revêtement

Ce deuxième chapitre fait le point sur la nature des matériaux utilisés, le dispositif de projection, la poudre utilisée ainsi que l'ensemble des techniques de caractérisation: analyse de la microstructure; analyses et caractérisation des propriétés mécaniques du dépôt.

II.1. Matériaux de base

Dans le but d'élaborer des dépôts par projection métallique, nous nous sommes intéressés à des poudres métalliques dont des propriétés thermomécaniques et physico-chimiques sont adéquates avec la réalisation d'outillage de forge.

Les contraintes techniques couplées avec des aspects économiques, nous ont conduit à choisir des alliages à base de cobalt (stellite 6 ou stellite 21) pour le métal d'apport et les aciers 55NiCrMoV7 et X38CrMoV5 pour le substrat. Ces deux types de matériaux présentent un grand intérêt dans le domaine du forgeage, avec des propriétés mécaniques et thermiques qualitatives permettant des sollicitations à haute température et supportant les chocs thermiques.

II.1.1. Poudre utilisée

La poudre utilisée est la stellite 6 ou 21, de granulométrie 163 μm , de marque STELLORIC obtenue par atomisation sous gaz protecteur, ce qui lui assure un niveau de pureté élevé.

Cette poudre a été réalisée par fusion et broyage, ce qui lui confère une morphologie anguleuse comme le montre la Figure II-1. La composition chimique de la poudre fournie par le fabricant est donnée dans le tableau II.1 suivant :

Tableau II.1 : Composition chimique moyenne de stellite6 (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Fe	W	Mo	Co
Stellite6	1.1	2.0	2.0	-	-	30	3	3	4.5	1.5	Bal
Stellite21	1.1	2.0	2.0	-	-	28	3	3	4.5	3.5	Bal

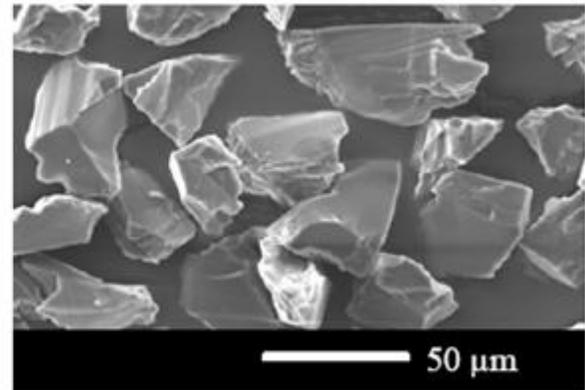
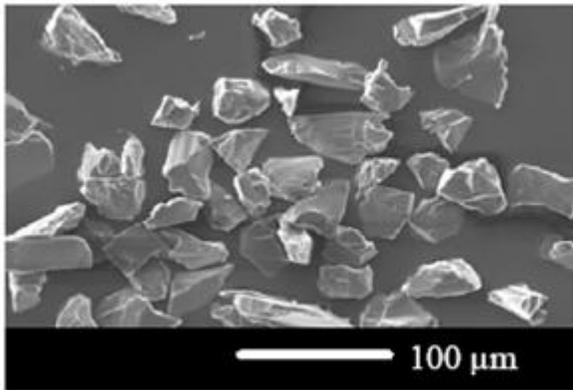


Figure II.1 : Observation micrographique (MEB) de la poudre stellite6.

II.1.2. Substrat

Les aciers 55NiCrMoV7 et X38CrMoV5, sont utilisés comme substrat pour la réalisation des dépôts obtenus par le procédé de projection PTA. Le tableau II.2 montre la composition chimique du substrat.

Tableau II.2 : Composition chimique moyenne de l'acier 55NiCrMoV7 (wt %).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Fe	V	Mo	Co
55NiCrMoV7	0.6	1.0	2.0	0.045	0.03	1.2	1.5-1.8	Bal	0.05	0.55	-
X38CrMoV5	0.38	0.5	-	0.0025	0.005	5.3	-	Bal	0.4	1.3	-

II.2. Dépôt épais par procédé PTA

II.2.1. Torche plasma à arc transféré

Chapitre 2 : Caractérisation de la structure globale du revêtement

Lors du rechargement PTA, en plus de la création du Plasma par arc piloté, qui est généré par l'ionisation du gaz argon, l'arc électrique transféré assure, le transfert d'un arc second qui participe à sa stabilité et augmente ainsi la fusion de la poudre.

L'arc transféré amène la surface de la pièce à recharger à sa température de fusion et assure la fusion complète de la poudre, ce qui permet la formation d'un bain de métal en fusion de grande qualité métallurgique.

La qualité du dépôt dépend en fait essentiellement de l'état de fusion et de la vitesse des particules au moment de leur impact sur le substrat [85,86,87]. Le procédé PTA fournit aux particules les quantités de chaleur et de mouvement nécessaires à leur fusion et à leur accélération. Les transferts de ces quantités, entre le plasma et les particules, contrôlent les trajectoires de ces dernières et leur état de fusion.

Les conditions expérimentales et les paramètres utilisés pour le rechargement PTA pendant la déposition sont reportés dans le tableau II.3 :

Tableau II.3 : Paramètres utilisés pour le rechargement PTA

Paramètres	Conditions de déposition de stellite6 et 21
Diamètre de la torche (mm)	10
Gaz plasmagène	Ar
Gaz porteur	Ar
Débit de poudre (g/min)	45
Intensité arc pilote (A)	100
Voltage (V)	29-30
Vitesse de déplacement (mm/min)	40
Taille de la tête (mm)	2.2
Taille de l'électrode	4.8

L'injection de la poudre se fait coaxialement à l'axe du jet de plasma par l'intermédiaire d'un tube, débouchant dans le canal d'accrochage de l'arc. L'alimentation électrique de

la torche est assurée par une source pouvant délivrer un courant de 100 A, une tension à vide de 160 V et une puissance utile de 100 kW.

II.3. Analyse micrographique

Notre analyse est réalisée sur des échantillons de dimension 20x15x10 mm³ dont l'épaisseur du dépôt est de 6 mm.

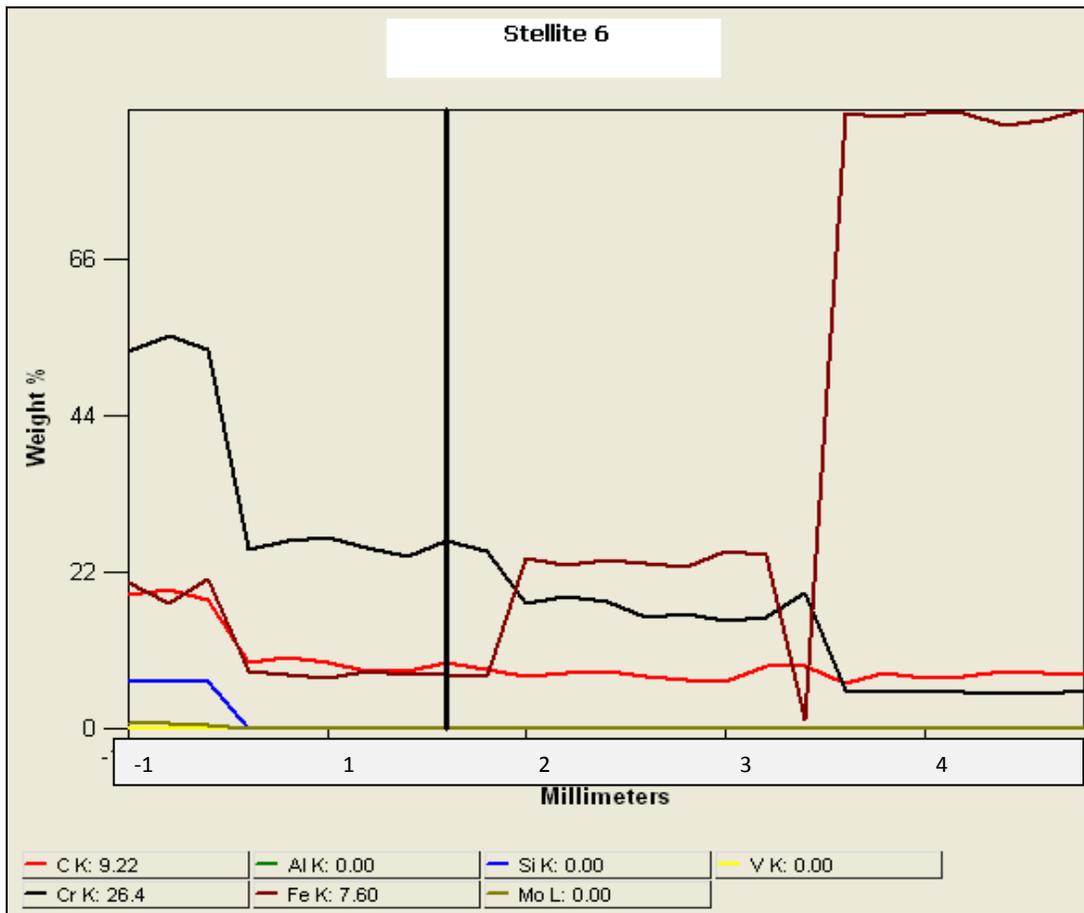
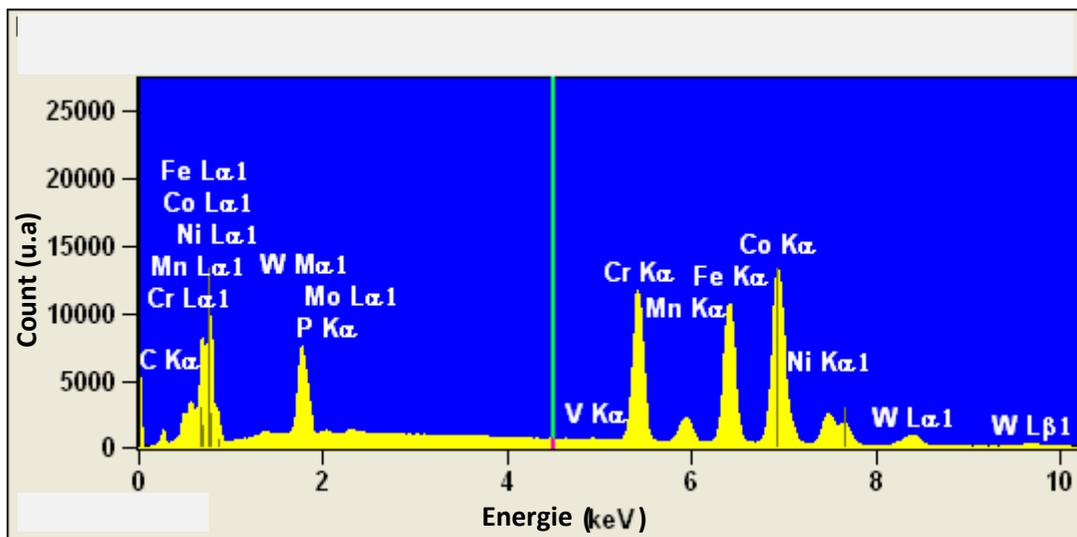
Les techniques de la microscopie électronique nous permettent d'acquérir des images matricielles (256 niveaux de gris) de la microstructure.

II.3.1. Microscopie électronique à balayage

Le microscope, couplé à une sonde d'analyse X à dispersion en énergie, a été utilisé pour les observations en microscopie électronique à balayage (MEB).

La méthodologie employée a consisté à observer les échantillons en image d'électrons secondaires (SE). L'analyse EDS a été réalisée en mode d'électrons rétrodiffusés (BSE) (Figure II.2) afin d'augmenter le rapport signal/bruit des éléments. La microanalyse permet de détecter les éléments présents dans la stellite.

Chapitre 2 : Caractérisation de la structure globale du revêtement



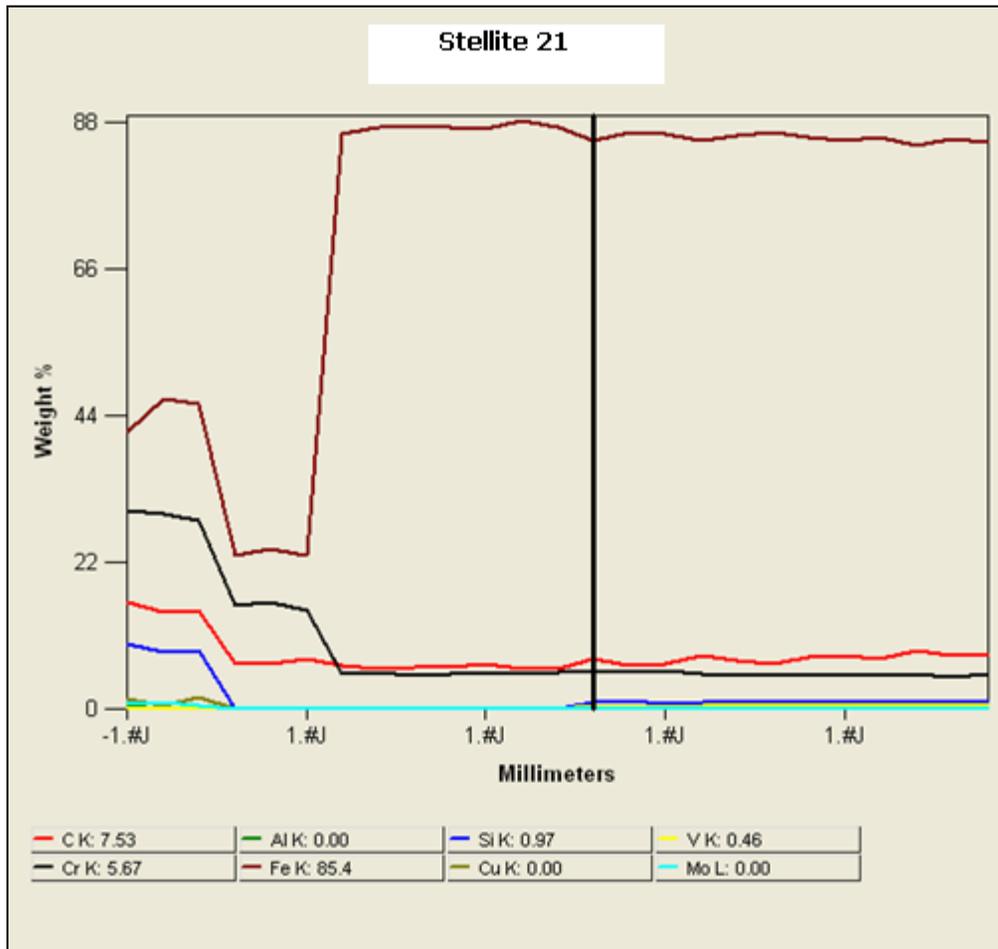


Figure II.2 : Analyse de la composition chimique dans la stellite 6 et 21.

II.3.2. Caractérisation microstructurale

Une coupe transversale d'un échantillon de stellite 6 (Figure II.4) fait apparaître un revêtement d'épaisseur assez uniforme ne contenant que quelques porosités et exempt de fissures. L'étude micrographique montre également une fusion du substrat sur une épaisseur de 6 mm assurant une bonne adhérence avec le substrat. Cette fusion des particules montre une variation de la composition chimique moyenne par rapport à celle de la poudre projetée (Tableau II.1). Les profils de concentration des principaux éléments (Co, Cr, Mo) sur la surface du revêtement (Figure II.3) révèlent par ailleurs une

bonne homogénéité de composition chimique dans toute l'épaisseur de la couche déposée. Ces profils montrent le changement brutal de composition à l'interface substrat-revêtement. Au final, la liaison entre le revêtement et la pièce est améliorée, ce qui lui confère des caractéristiques optimums, une grande homogénéité, l'absence de macroporosité et un faible taux de dilution (Figure II.3).

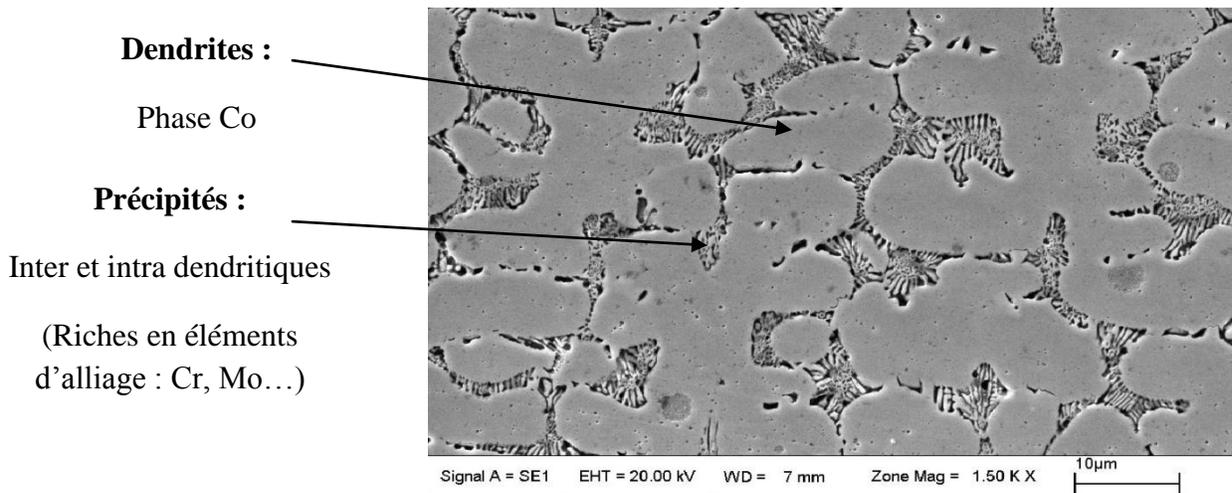


Figure II.3 : Micrographie d'une coupe de stellite 6.

Les revêtements réalisés avec la poudre à base de cobalt (stellite6), associée à la présence de la ferrite dans ces revêtements, semble confirmer l'existence d'une microfissuration si la structure de solidification n'est pas totalement homogène (Figure II.3). En outre, les micrographies présentent un revêtement ayant une microstructure assez homogène, caractérisée par plusieurs morphologies dendritiques, avec absence de fissures et de porosités.

L'observation au microscope à balayage électronique des coupes transversales révèle notamment l'interface rectiligne entre les zones « fondue » (ZF) et « affectée thermiquement » (ZAT) (Figure II.4).

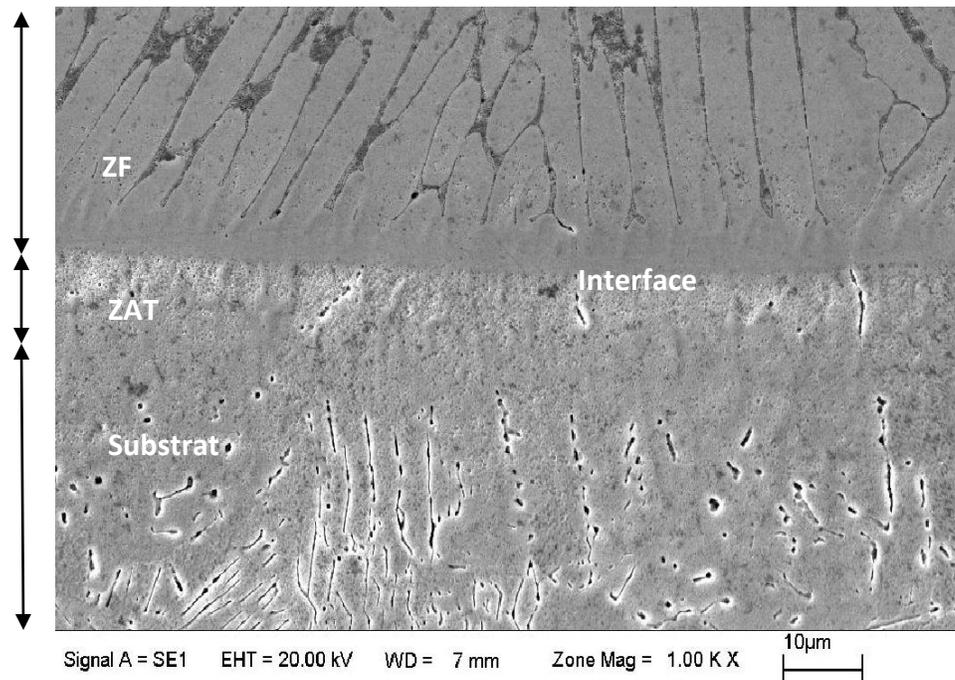


Figure II.4 : coupe transversale de la stellite6 et l'interface rectiligne.

II.4. Analyse de la structure par DRX et rayonnement synchrotron

Nous avons étudié le revêtement aux rayons X sous 30kV et 35mA avec le rayonnement monochromatique de cobalt $K_{\alpha 1}$. Les mesures ont été effectuées sur une gamme de 2θ , typiquement entre 30° et 130° . Le temps de comptage par pas est de 3 secondes.

Après l'analyse effectuée par DRX, on observe la présence (après déposition) d'une structure cubique à face centrée (c.f.c) et que le carbone de la stellite s'est combiné au chrome (et au fer) durant la solidification, pour former des précipités de carbures de chrome (et/ou de carbures mixtes), de type M_7C_3 ou $M_{23}C_6$.

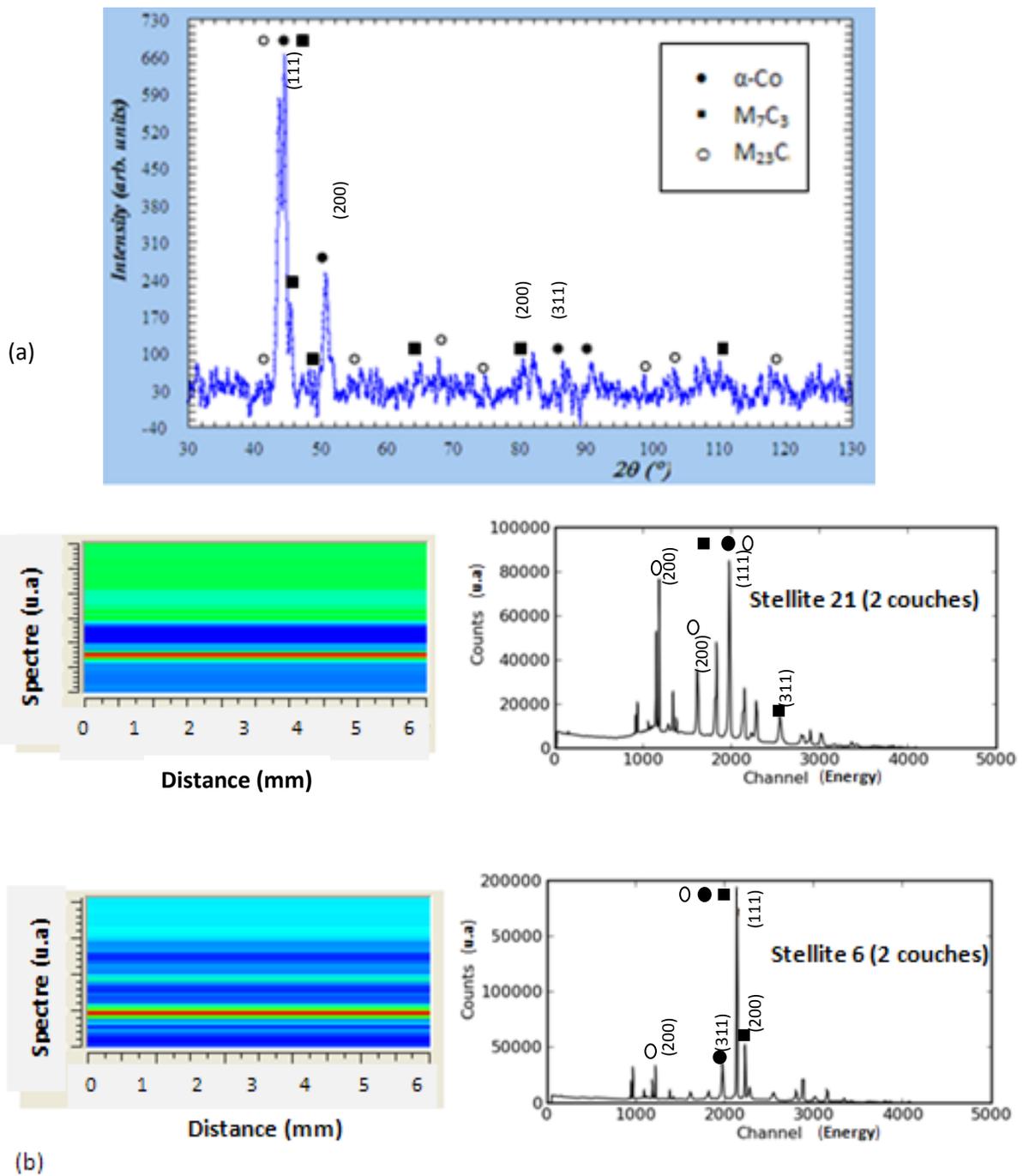


Figure II.6 : (a) Diffractogramme RDX de laboratoire de stellite 6, (b) rayonnement synchrotron de la stellite 6 et stellite 21 lors de la déposition PTA.

Le Diffractogramme du revêtement de stellite est obtenu au rayonnement synchrotron à haute énergie confirment la présence de la phase α -Co et des carbures (M_7C_3 et $M_{23}C$) sur l'ensemble du revêtement de 6 mm (Figure II.6).

II.5. Microdureté

II.5.1. Essais de nanoindentation

Concernant la nanoindentation, l'indenteur utilisé est un NanoIndenteur permettant de réaliser des mesures de module d'élasticité. Cette méthode se base sur l'ajout d'un signal de chargement oscillant, au chargement global, comme le montre la figure II.7 (b). Cette méthode revient à réaliser de multiples charges décharges dont chaque pente à la décharge permet de mesurer le module d'élasticité (figure II.7 (a)).

La courbe d'indentation présente la charge P appliquée à l'indenteur en fonction de la pénétration h de ce dernier. On obtient alors deux phases caractéristiques que sont, la phase de charge jusqu'au couple de valeurs $(P_{max}; h_{max})$, et la phase de décharge caractérisée par la valeur h_f (profondeur de l'empreinte résiduelle cf. figure II.7 (a) et II.8).

Les aires sous la courbe représentent, classiquement, les travaux dissipés en plasticité W_{irr} et les travaux réversibles W_{rev} caractéristiques du retour élastique du matériau. La pente à la décharge est alors donnée par S sur la figure II.7 (a) et permet, moyennant le calcul de l'aire de l'empreinte sous charge, de calculer le module d'élasticité (Oliver et Pharr).

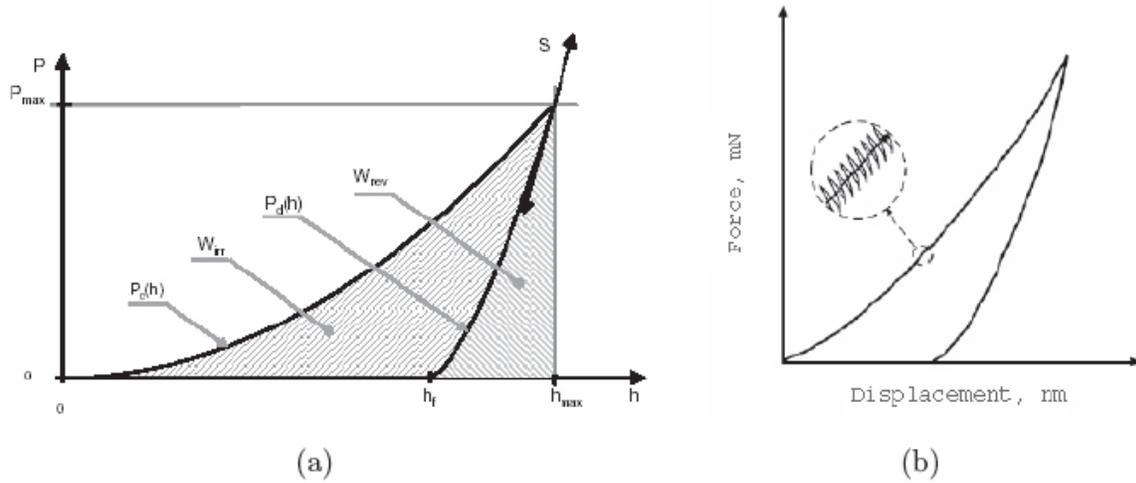


Figure II.7 : (a) Mesure de la pente à la décharge sur un essai "classique" d'après (Charleux, 2006), (b) Schéma de la mesure par méthode C.S.M d'après (Oliver et Pharr, 2004).

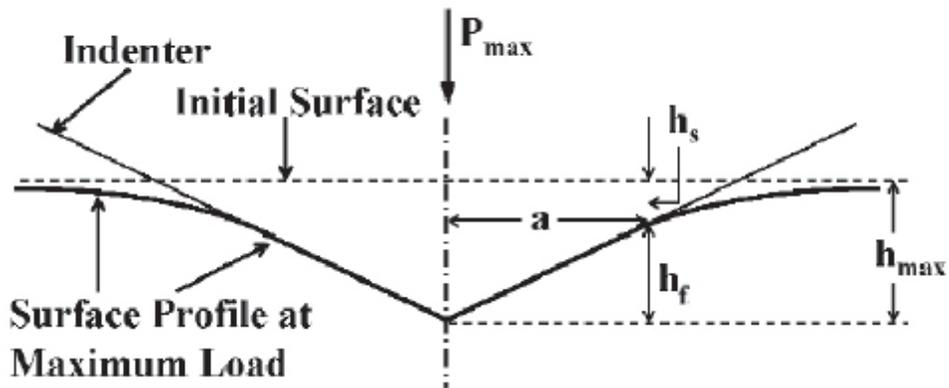
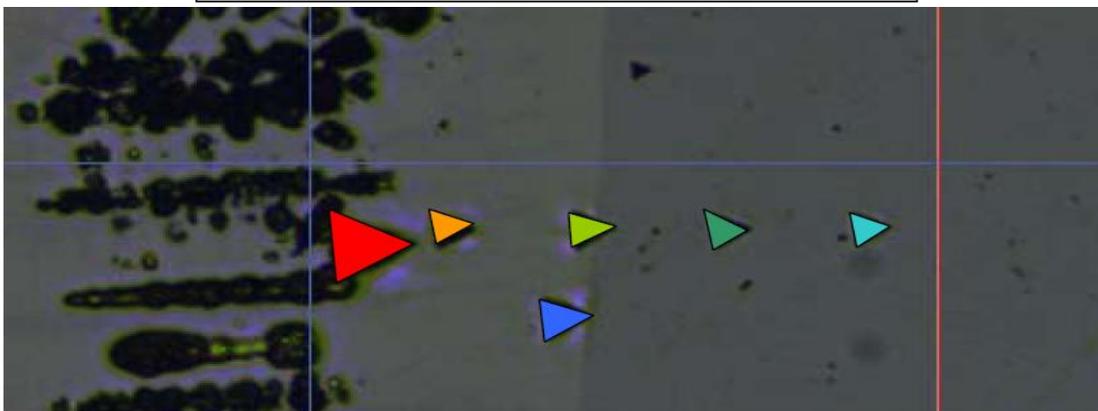
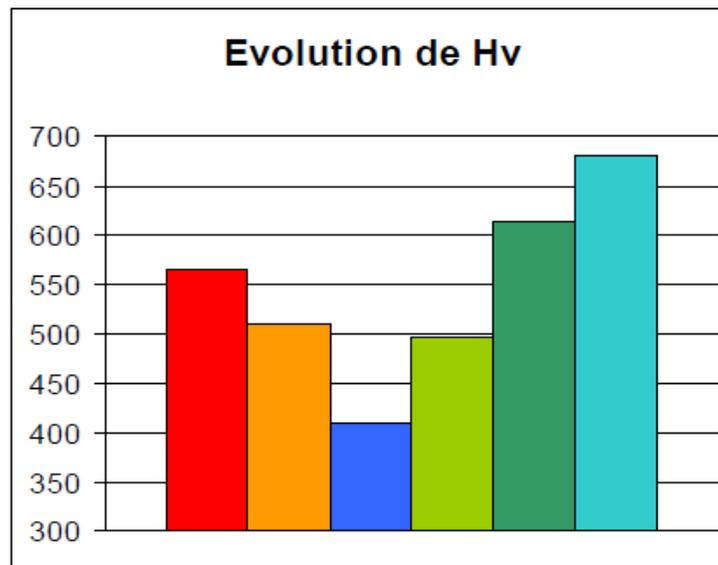


Figure II.8 : Topologie de l'essai d'indentation pour un indenteur conique.

Les mesures effectuées du nanoindenteur donnent des valeurs du module d'Young dans différentes zones de la ZAT (voir le tableau II.4).

Tableau II.4 : Mesure du module d'Young dans la ZAT

	1	2	3	4	5	6
Hv en Vickers	566	510	497	614	679	409
Eit en Gpa	203	215	211	222	216	212



En effectuant une moyenne sur la zone indentée, on obtient un module d'young correspondant à une valeur de 216 Gpa.

II.5.2. Essais de microdureté

Chapitre 2 : Caractérisation de la structure globale du revêtement

Concernant l'essai de microdureté, les mesures sont présentées sur la figure II.9, elles permettent de réaliser un profil de mesure entre le matériau de base et le revêtement.

Le profil de microdureté permet de mettre en évidence une ZAT de plusieurs mm pour deux couches déposées et une microZAT correspondant à 250 μm pour 6 couches déposées.

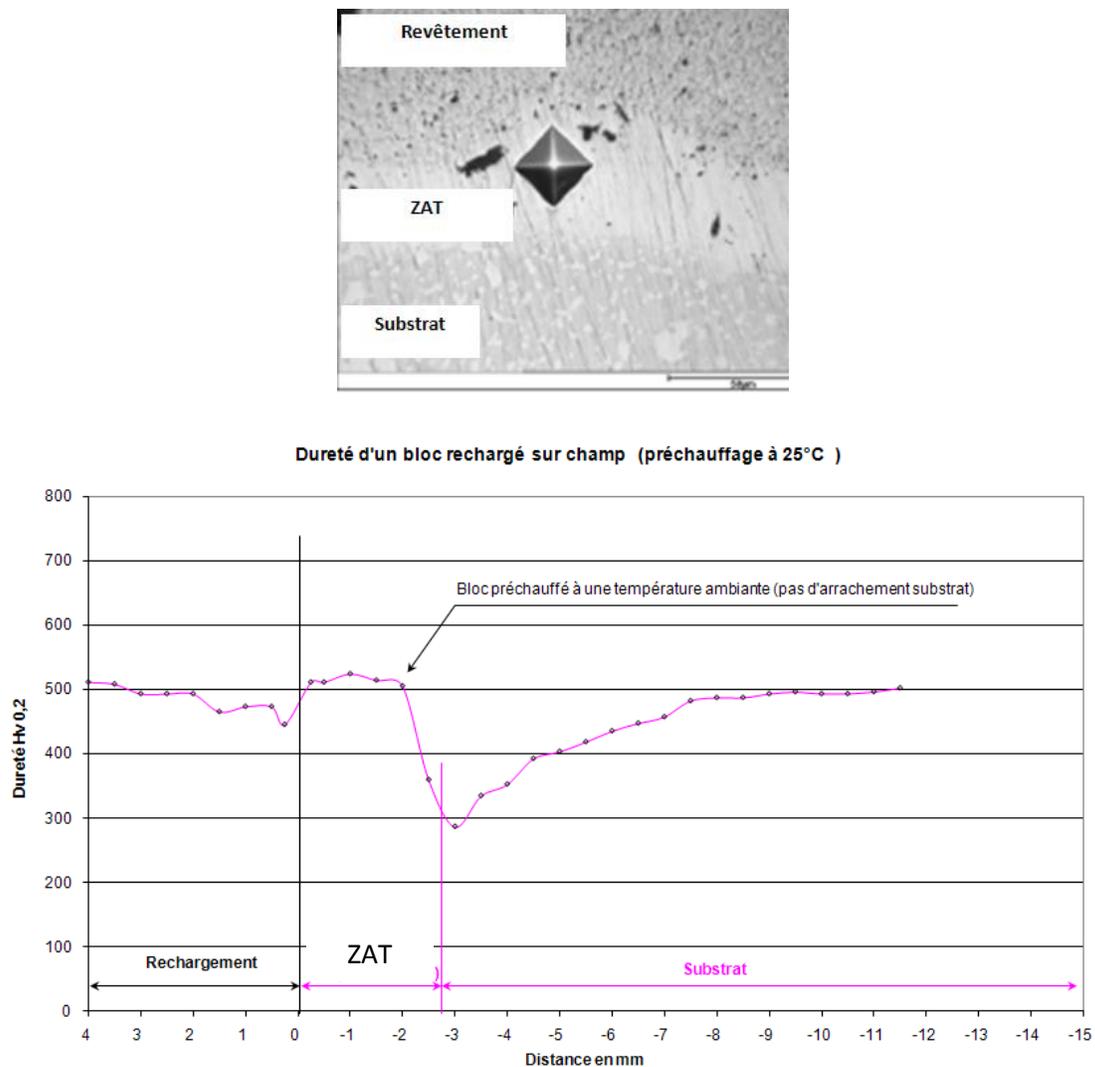


Figure II.9 : mesure de microdureté sur un bloc rechargé de la stellite 6 par PTA à 25°C.

II.6. Caractérisation de la texture cristallographique

II.6.1. Introduction

Les matériaux présentent une anisotropie cristallographique, ou texture, lorsque les grains ou cristallites possèdent une ou plusieurs orientations préférentielles. L'anisotropie cristallographique trouve son origine dans le processus de fabrication.

II.6.2. Représentation de l'orientation cristallographique des cristallites

La représentation de la texture est généralement donnée par l'orientation des cristallites par rapport à un référentiel lié à l'échantillon. (DL, DT, DN) sont les trois directions orthogonales définissant ce référentiel [88]. Dans le cas d'une tôle laminée, DL est la direction de laminage de la tôle, DT la direction transverse et DN la direction normale au plan de laminage (DL, DT) (Figure II.10a). En revanche, dans le cas de fils présentant une symétrie de révolution, DN est parallèle à l'axe du fil, DL et DT sont deux directions macroscopiques a priori quelconques contenues dans la "section transverse" du fil (Figure II.10b).

Le référentiel lié au cristallite (Oxyz) est construit selon la symétrie cristallographique.

Dans le cas d'une structure cubique, les axes du référentiel lié au cristallite sont définis usuellement comme suit : $O_x // [100]$, $O_y // [010]$ et $O_z // [001]$ (Figure II.10a).

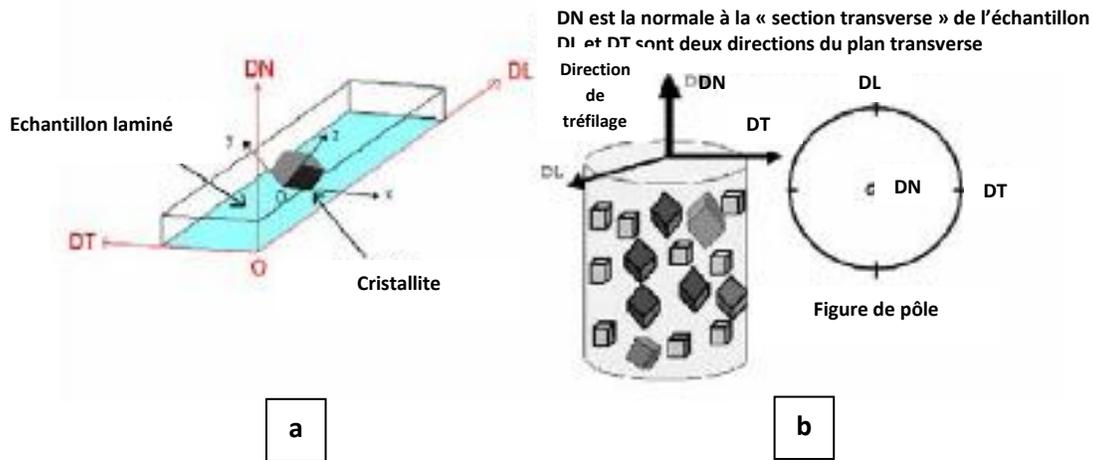


Figure II.10 : Définition des repères pour la mesure de la texture cristallographique.

Tôle laminée. b) Fil.

II.6.3. Les figures de pôles

Pour mettre en évidence l'anisotropie de répartition des orientations cristallographiques dans un matériau, on mesure au préalable des figures de pôles directes. Une figure de pôles directe (FDP) est la projection stéréographique sur le plan de l'échantillon, de la distribution des densités de pôles d'une famille de plans $\{hkl\}$ dans toutes les directions de l'échantillon : celles-ci sont données par l'ensemble des couples (χ, Φ) (χ et Φ sont les angles repérant le plan cristallographique $\{hkl\}$ par rapport aux axes du référentiel échantillon : $\chi \in [0, 90^\circ]$, $\Phi \in [0, 360^\circ]$) (exemple de la Figure II.11). En fait, pour un élément cristallin de volume unité donné, on suppose qu'il existe un plan cristallographique $\{hkl\}$ passant par le centre d'une sphère imaginaire (Σ) ; la normale au plan diffractant $\langle hkl \rangle$ intercepte la demi-sphère de référence en P1. Le point P2 intersection de SP1 avec le plan π est le pôle du plan réticulaire étudié. Si l'on recommence avec tous les éléments de volume du matériau, on obtient la figure de pôles $\{hkl\}$ qui est rapportée à des axes liés à l'échantillon : en particulier le plan π est pour un fil un plan perpendiculaire à son axe et pour une tôle le plan de la tôle de laminage.

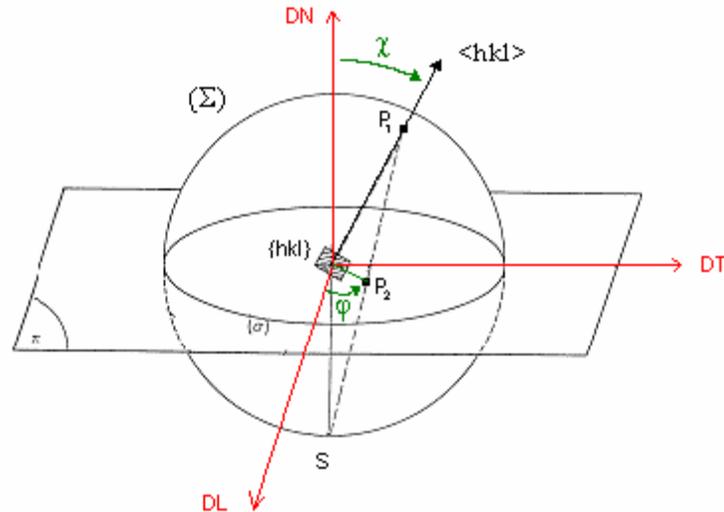


Figure II.11 : Projection stéréographique.

II.6.3bis. Définition de la FDOC (Fonction de Distribution des Orientations cristallines)

La façon la plus satisfaisante et la plus complète de décrire une texture quelconque est de donner sa fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC) qui est une fonction statistique qui caractérise la texture cristalline de la phase étudiée. Pour un échantillon de volume total V_0 , la fonction de distribution des orientations cristallines $f(g)$ est proportionnelle à la fraction volumique $\Delta V(g)$ des grains dont l'orientation est comprise entre g et $g + \Delta g$ [88].

L'indice de texture (I) est un paramètre qui caractérise l'état global de la texture. Il est égal à 1 pour un état isotrope et plus la texture est accusée plus l'indice de texture est élevé.

II.6.4. Détermination de la texture par diffraction neutronique

Chapitre 2 : Caractérisation de la structure globale du revêtement

Dans cette étude, la technique de diffraction de neutrons a été utilisée pour mesurer les figures de pôles directes.

Le principal avantage de la diffraction de neutrons par rapport à la diffraction des rayons X pour l'analyse des textures résulte dans le fait que les coefficients d'absorption des neutrons thermiques pour les matériaux étudiés sont en général beaucoup plus faibles que ceux relatifs aux rayonnements X (dans un rapport 10³ à 10⁴), ce qui permet une forte pénétration dans la matière. Cette caractéristique est très intéressante, car elle permet de travailler uniquement en transmission sans correction de défocalisation, avec une seule correction à faire, celle du bruit de fond. On peut ainsi analyser des échantillons massifs de quelques centimètres cube, et donc obtenir des résultats statistiquement représentatifs d'un nombre important de grains.

La diffraction de neutrons est une technique qui permet d'obtenir des figures de pôles complètes. Son intérêt est surtout évident lorsque l'on veut étudier des matériaux à gros grains (matériaux recristallisés, minéralogie).

Les neutrons thermiques, fournis par un réacteur nucléaire, possèdent une longueur d'onde de l'ordre des distances inter-atomiques. Il est donc possible d'obtenir des figures de pôles par diffraction de neutrons. Lorsqu'un faisceau de neutrons monochromatique, de longueur d'onde λ , rencontre un cristal, il peut y avoir formation d'un faisceau diffracté intense dans certaines directions privilégiées de l'espace. La technique de diffraction de neutrons consiste à mesurer la variation d'intensité diffractée par la famille des plans $\{hkl\}$ donné en fonction de l'orientation de l'échantillon polycristallin lorsque la loi de Bragg est satisfaite : $2d_{hkl}\sin\theta_B = n\lambda$ (où d_{hkl} est la distance réticulaire entre plans atomiques et n est un entier).

II.6.5. Procédure expérimentale

Pour mesurer la texture de nos échantillons, nous avons travaillé sur des cubes de 1 cm de hauteur.

La détermination des textures a été réalisée sur le diffractomètre de texture "6T1" (Figure II.12). Ce diffractomètre est équipé d'un monochromateur en cuivre {111}. La longueur d'onde est $\lambda = 1,159 \text{ \AA}$ et le flux thermique au niveau de l'échantillon vaut $107 \text{ n. cm}^{-2} \text{ s}^{-1}$. La taille maximale du faisceau a pour dimension $2 \times 2 \text{ cm}^2$. Les neutrons diffractés par l'échantillon sont recueillis par un compteur à hélium (^3He). Le montage expérimental comprend un goniomètre à quatre mouvements angulaires pas à pas, entièrement automatisé et piloté par un ordinateur. Le comptage se fait à flux intégré incident constant contrôlé par un moniteur.

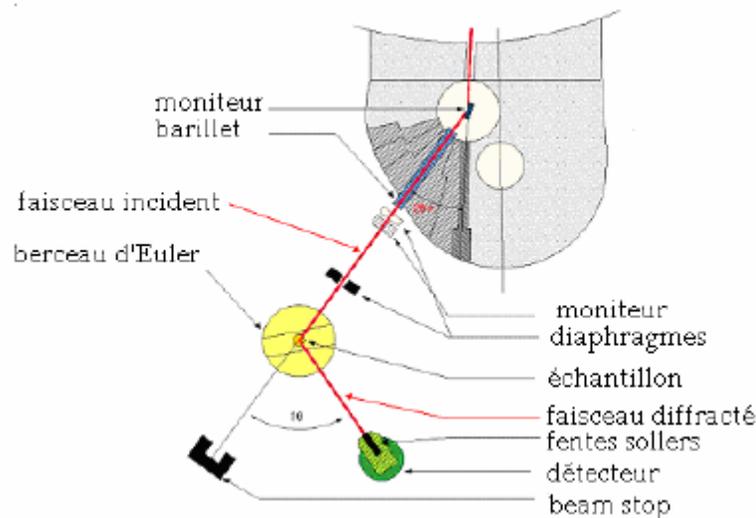


Figure II.12 : Schéma de principe du diffractomètre 6T1 situé dans le réacteur Orphée (CEA Saclay).

Lors de l'enregistrement d'une figure de pôles, l'échantillon est soumis à deux rotations : la rotation dite polaire χ et la rotation azimutale Φ (Figure II.13) : une séquence

informatique positionne le détecteur aux différents angles 2θ hkl et commande les rotations du berceau d'Euler. On fixe une suite de valeurs de χ entre 0° et 90° , et l'on parcourt pour chacune un cercle de la figure de pôles en faisant varier Φ . Avec un basculement $\Delta\chi = 5^\circ$ et $\Delta\Phi = 5^\circ$ on dispose de 1368 points (19 cercles concentriques espacés par $\Delta\chi$) pour l'ensemble de la figure de pôles. Les faisceaux diffractés par les plans {hkl}. A chaque instant l'intensité diffractée reçue par le compteur, fixe à 2θ hkl de Bragg, est proportionnelle à l'intensité incidente et au volume des cristallites diffractant.

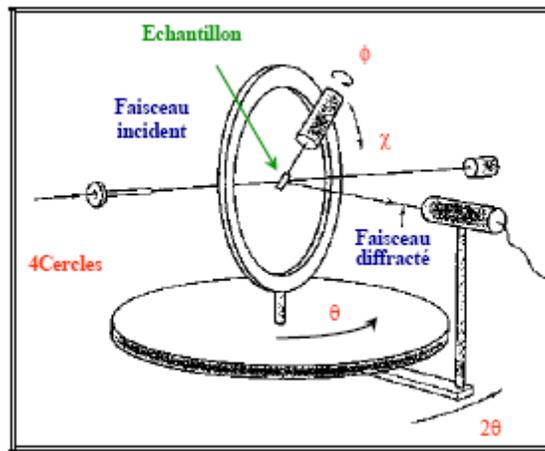


Figure II.13 : Principe d'un diffractomètre dit "4 Cercles" équipé d'un berceau d'Euler.

II.6.6. Texture cristallographique globale

Dans cette étude, 2 figures de pôles ($\{111\}$, $\{200\}$) ont été mesurées sur la stellite, les figures $\{111\}$ et $\{200\}$ illustrant clairement les renforcements liés aux composantes principales de la texture.

Dans le revêtement PTA, les figures de pôles expérimentales (Figure II.14) ne présentent pas une symétrie de révolution parfaite, mais une certaine asymétrie liée au processus de mise en forme. Leur niveau maximum est de l'ordre de 2, ce qui correspond à un état proche de l'état isotrope. Cette faible texture est bien illustrée sur la FDOC par des

Chapitre 2 : Caractérisation de la structure globale du revêtement

niveaux moyens proches de 2,2 (Figure II.15). D'autres maxima apparaissent sur la FDOC pour la stellite6 et 21 correspondant aux renforcements suivants : $\{110\}\langle 1-10\rangle$, $\{001\}\langle -100\rangle$ et $\{0-21\}\langle 012\rangle$. En terme de fraction volumique, calculée, la fibre $\langle 0-21\rangle$ pour la stellite6 et 21 représente respectivement 14% et 4% de la fraction totale.

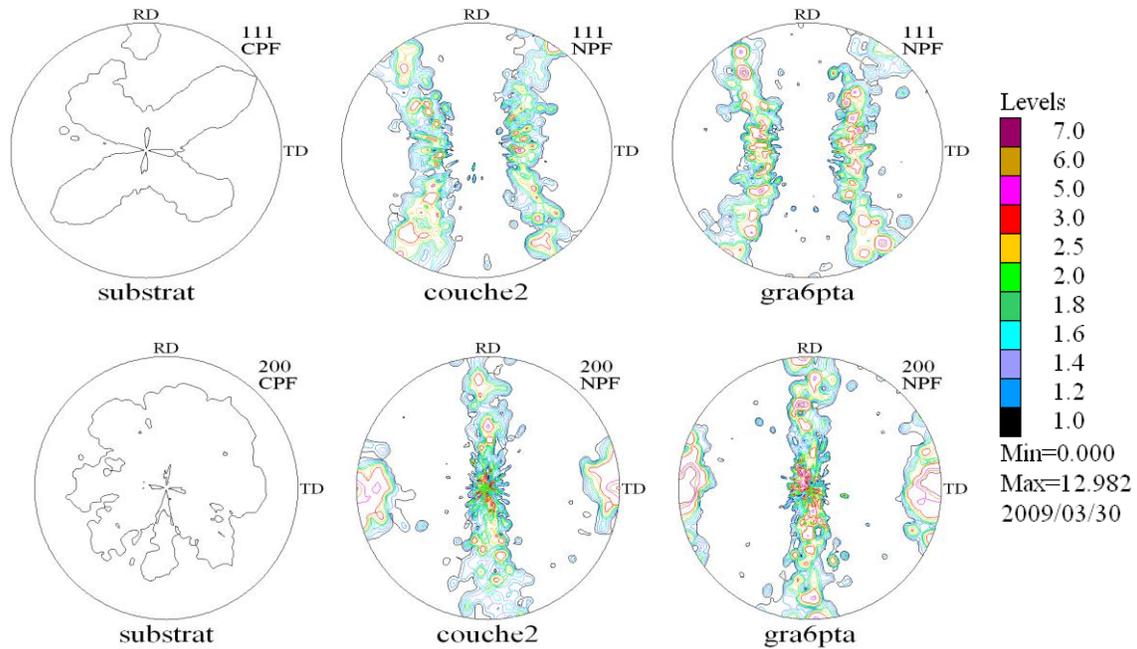


Figure II.14 : Figures de pôles $\{111\}$ et $\{200\}$ mesurées sur le revêtement stellite

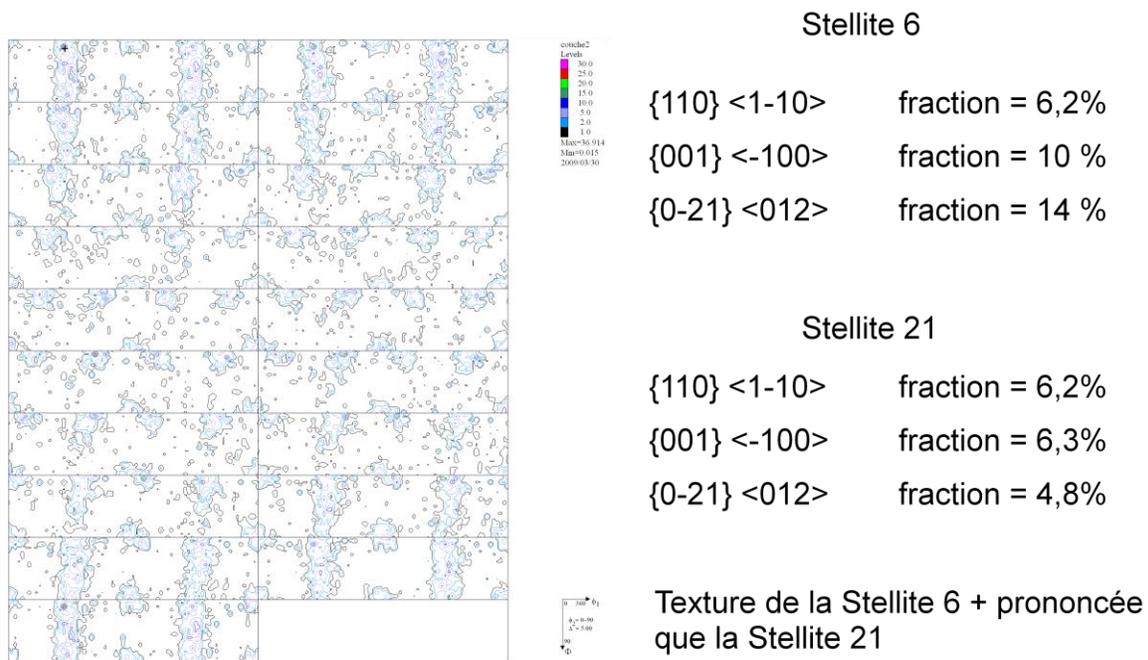


Figure II.15 : Coupe de la FDOC à $\varphi_2 = 90^\circ$ correspondant au matériau «Stellite6 et 21» déposée par PTA.

II.7. Conclusion

La technique d'élaboration de dépôts par projection d'un jet de poudre à arc transféré a permis d'obtenir des revêtements de bonne qualité, exempts de microfissures, présentant une bonne adhérence avec le substrat.

La microstructure très fine est de type dendritique ou cellulaire, la phase α étant localisée dans les espaces intercellulaires. La solidification primaire de ferrites apparaît bien comme un élément déterminant pour éviter la fissuration des revêtements d'acier.

Les investigations expérimentales sur la ZAT ont permis de caractériser le comportement mécanique de l'interface.

Chapitre 2 : Caractérisation de la structure globale du revêtement

L'analyse de la texture révèle une structure de la stellite faiblement texturée présentant un état proche d'un matériau isotrope.

Chapitre 3

Modélisation numérique du rechargement PTA

Sommaire

III.1. Introduction.....	
III.2. Simulation numérique du procédé PTA.....	
III.3. Formulation mathématique de la température d'impact.....	
III.4. Code de calcul ABAQUS™.....	
III.4.1. ABAQUS™ CAE.....	
III.4.2. ABAQUS™ STANDARD.....	
III.4.3. ABAQUS™ EXPLICIT.....	
III.4.4. Présentation des différents types d'éléments ABAQUS™.....	
III.4.4.1. Éléments axisymétriques (Continuum AXisymmetric CAX)	
III.4.4.2. Éléments à contraintes planes (Continuum Plane Stress CPS).....	
III.4.4.3. Éléments à déformations planes (Continuum Plane (E) strain CPE).....	
III.4.4.4. Éléments utilisés dans nos différentes simulations.....	
III.4.5. Gestion des contacts sous ABAQUS™.....	
III.4.5.1. Algorithme de contact de type cinématique.....	
III.4.5.2. Algorithme de contact de type « penalty ».....	
III.4.6. Identification des paramètres de la loi de comportement de Johnson-Cook.....	
III.4.7. Simulation numérique.....	
III.4.7.1. Influence de la loi de comportement du matériau cible et de la vitesse de projection.....	
III.4.7.2. Présentation de l'étude.....	

III.4.7.3. Conditions du calcul.....	
III.4.8. Conditions initiales pour la modélisation.....	
III.4.8.1. Les matériaux.....	
III.4.8.2. Conditions aux limites.....	
III.4.8.3. Conditions de la ZAT substrat/revêtement.....	
III.4.9. Maillage.....	
III.4.9.1 Éléments à déformations planes (Continuum Plane (E)strain CPE).....	
III.5. Analyses des contraintes résiduelles.....	
III.5.1. Influence de la ZAT.....	
III.5.2. Simulation numérique 2D du rechargement PTA.....	
III.5.2.1 Modélisation thermique 2D.....	
III.5.2.2. Influence de la ZAT.....	
III.6. Conclusion.....	

Modélisation numérique des
contraintes résiduelles générées par
le procédé PTA

III.1. Introduction

Les contraintes résiduelles générées pendant le procédé PTA modifient les performances du revêtement durant son utilisation. La relaxation des contraintes est généralement le critère primordial caractéristique des fissurations au niveau de l'interface substrat/revêtement [89,90]. Ces contraintes résiduelles peuvent ainsi avoir une influence importante sur la stabilité du revêtement soumis à des sollicitations mécaniques et thermiques [91].

Lors du procédé de projection PTA, les particules fondues viennent s'écraser et s'aplatir sur la surface du substrat et se refroidissent en quelques millisecondes à la température du substrat. La contraction thermique de particules écrasées sur le substrat, génère des contraintes de tension dans le dépôt [92,93]. La contraction linéaire peut être alors très élevée et développer des contraintes supérieures à la résistance à la rupture du matériau. Il se produit ensuite un processus de relaxation de ces contraintes qui se traduit par une microfissuration dans le revêtement.

Ces contraintes ont pour origine les vitesses de refroidissement élevées du dépôt à la température du substrat appelé refroidissement primaire et dépendent alors des caractéristiques mécaniques et thermiques des deux matériaux, substrat et revêtement, lors du refroidissement final de la pièce jusqu'à la température ambiante, appelé aussi refroidissement secondaire.

Dans ce chapitre nous nous proposons d'analyser par simulation numérique le niveau des contraintes résiduelles dans les dépôts réalisés par projection PTA et plus particulièrement au niveau de l'interface. Pour cela, nous allons utiliser un modèle développé par Gwen et al permettant de définir la température à chaque déposition [89].

III.2. Simulation numérique de la contrainte thermique :

La grande difficulté rencontrée dans la simulation du procédé PTA, est d'évaluer la température d'impact à la surface du matériau, ainsi que d'établir une loi de comportement performante du revêtement. En effet, le PTA fait intervenir une très grande vitesse des particules et une température d'impacts élevée, qui limitent considérablement les approches de la simulation numérique du procédé PTA.

Dans cette étude, nous avons choisi une approche incrémentale [95] de la simulation numérique, consistant à générer la température d'impact à chaque couche de revêtement considérée et simuler cette dernière à l'aide d'un code de calcul thermomécanique ABAQUS™. Dans ce travail, nous nous sommes limités à une déposition de 6 couches ou 2 couches d'une épaisseur totale de 6 mm.

Nous avons réalisé un modèle analytique semi-empirique qui permet de calculer la température d'impact à chaque déposition.

Ensuite, nous avons utilisé une loi de comportement adaptée aux vitesses de déformation, caractéristique de la déposition des 6 couches ou 2 couches afin d'analyser le profil des contraintes et des déformations.

III.3. Formulation mathématique de la température d'impact

Dans la description de ce modèle relatif à une géométrie plane [96] et pour évaluer le niveau des contraintes résiduelles générées par la projection PTA, nous déterminons dans un premier temps les températures dues au refroidissement des couches successives de revêtement à la température du substrat, ou refroidissement primaire. Puis les températures dues au refroidissement final ou secondaire de la pièce tout en prenant compte les différences de dilatation thermique des deux matériaux.

Les équations fondamentales pour le calcul de la température d'impact sur le substrat sont déterminées par les équations classiques du transfert thermique.

Le modèle physique du PTA est considéré comme un écoulement compressible et turbulent avec échange thermique ayant lieu pendant le traitement post déposition.

L'équation de transfert de la température (III.1) pour le procédé PTA peut être écrite sous une forme générale selon le modèle de Gawne (2002) [94]

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\Phi) + \nabla \cdot (\rho\vec{U}\Phi - \Gamma_\Phi \nabla_\Phi) = S_\Phi \quad (III.1)$$

Où Φ , Γ , U et ρ sont respectivement le coefficient de turbulence, coefficient de diffusion, la vitesse de projection et la densité massique.

En intégrant l'équation III.1 sur un petit volume, on obtient l'équation:

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_{\Omega} (\rho\Phi) d\Omega + \int_{\Omega} \nabla \cdot (\rho\vec{U}\Phi - \Gamma_\Phi \nabla_\Phi) d\Omega = \int_{\Omega} S_\Phi d\Omega \quad (III.2)$$

Où S et Ω sont respectivement la surface et le volume caractéristique de la couche déposée.

En appliquant le théorème de Gauss, la deuxième partie de l'équation s'écrit sous la forme :

$$\int_{\Omega} \nabla \cdot (\rho\vec{U}\Phi - \Gamma_\Phi \nabla_\Phi) d\Omega = \int_S (\rho\vec{U}\Phi - \Gamma_\Phi \nabla_\Phi) d\vec{S} \quad (III.3)$$

L'équation est intégrée sur un petit volume et en utilisant des conditions de frontière caractéristiques de la déposition du revêtement, le champ thermique de l'impact sur le substrat peut être calculé à partir des données expérimentales.

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_{\Omega} (\rho\phi) d\Omega + \int_S (\rho\vec{U}\phi - \Gamma_{\phi}\nabla_{\phi}) d\vec{S} = \int_{\Omega} S_{\phi} d\Omega \quad (III.4)$$

Le premier terme de l'équation (III.4) correspond à la température d'impact c'est-à-dire, la température à la surface dont l'expression s'écrit sous la forme :

$$T_s \approx \frac{\partial}{\partial t} \int_{\Omega} \rho\phi d\Omega \approx \frac{(\rho\phi\Omega)_n - (\rho\phi\Omega)_o}{\Delta t} \quad (III.5)$$

Les indices n et o représentent la nouvelle et l'ancienne couche, avec $\Delta t = 6.10^5 x^2 + 5.10^2 x$ selon le modèle Gwen (2002) [6] où x représente l'épaisseur de la couche considérée. La figure III.1 présente l'application numérique pour notre revêtement Cobalt contenant 6 couches avec une vitesse de projection $\Phi = 165 \text{ms}^{-1}$ et un volume caractéristique de la couche $\Omega = 3.10^{-3} \text{m}^3$.

Le deuxième terme de l'équation (III.4) correspond à la température interne après déposition, dont l'expression est:

$$T_i \approx \sum_{j=1}^N (\rho\vec{U}\phi\vec{S}) - \sum_{j=1}^N (\Gamma_{\phi}\nabla\phi\vec{S}) = \sum_{j=1}^N C_j - \sum_{j=1}^N D_j \quad (III.6)$$

Où C_j , D_j et N sont respectivement les termes de convection, diffusion et nombre de couches considérées.

Le deuxième terme est calculé à l'aide du code de calcul ABAQUS.

Les figures III.1 et III.2 représentent respectivement l'évolution du cycle thermique en fonction du temps caractéristique des 6 couches et 2 couches déposées. L'intensité du choc thermique du procédé PTA est à son maximum pendant moins de 30 secondes et sera à l'origine du champ de contraintes mécaniques. Cela correspond à des chocs thermiques importants et répétés que va subir la pièce durant la déposition.

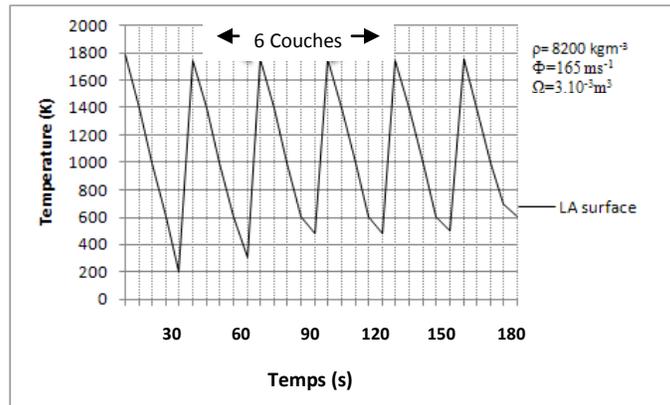


Figure III.1 : Histoire thermique du revêtement pour les 6 couches de stellite6.

Les chocs thermiques répétés avec un refroidissement très rapide en moins de quelques dixièmes de seconde ont donc une influence très importante sur la surface formée qui peut subir un écart de température de plus de 200 K ainsi que sur l'interface substrat/revêtement, ce qui va être à l'origine de la création de contraintes résiduelles.

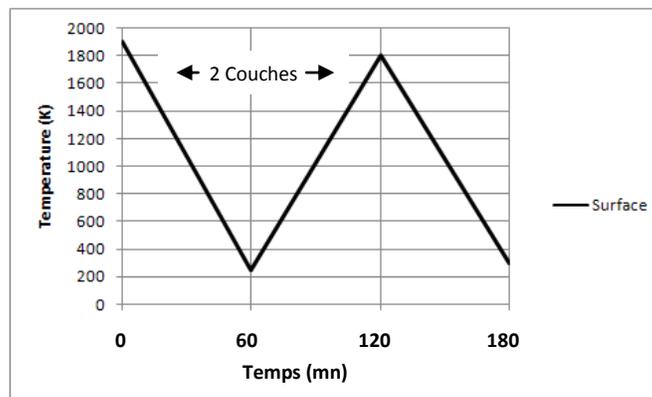


Figure III.2 : Histoire thermique du revêtement pour les 2 couches de stellite6.

III.4. Code de calcul ABAQUS™. [9]

Le code de calcul ABAQUS™ est un code de calcul pour éléments finis généraliste. Il se distingue par son grand champ d'action qui varie de la thermomécanique à l'acoustique. La version 6.6 que nous avons utilisé se compose de 3 modules différents.

III.4.1. ABAQUS™ CAE.

Ce module permet la définition et la visualisation des différentes simulations. Initialement, les problèmes sont définis par des entités géométriques pour lesquelles seront définis les propriétés physiques et pour les différentes étapes de calcul : les contacts, les chargements, les conditions initiales et les conditions aux limites. Ensuite intervient la phase de discrétisation où les différentes entités selon leurs définitions respectives seront maillées ou non avec la définition des éléments. Finalement, pour pouvoir réaliser les calculs, la synthèse d'un fichier d'analyse est nécessaire, ce dernier sera alors appelé par l'un des deux modules de calcul (STANDARD ou EXPLICIT).

Parfois, le recours à des interventions sur les fichiers de calculs est nécessaire, comme pour définir des éléments infinis qui ne sont pas gérés dans ce module (vu que toutes les entités géométriques sont finies).

III.4.2. ABAQUS™ STANDARD.

Ce module représente le code de calcul implicite dédié aux calculs quasi-statiques, linéaires ou non, thermiques, acoustiques, L'algorithme de calcul se base sur des calculs itératifs visant à atteindre l'équilibre global du système à chaque incrément de temps, ce qui lui confère une grande stabilité et une certaine inertie.

III.4.3. ABAQUS™ EXPLICIT.

Le module explicite est souvent utilisé pour les calculs dynamiques. Contrairement au code implicite, l'algorithme explicite n'est pas itératif. Cet algorithme se base sur un très grand nombre d'incrémentes très courts définis par la vitesse de propagation d'une onde élastique C_d (qui est une propriété des matériaux constitutifs équation (III.7)). La notion de propagation d'onde présente l'avantage de limiter la résolution aux éléments atteints par l'onde ce qui présente une économie par rapport au code implicite (qui résoud sur tout le système à chaque incrément). Ceci lui confère la capacité de réaliser des calculs rapides. Le module explicite est toutefois confronté à deux difficultés qui sont la stabilité des calculs et les modes vibratoires. En effet, cet algorithme n'est pas aussi stable que l'algorithme itératif du module implicite, ce qui nous impose de bien choisir les dimensions des éléments. Pour pouvoir assurer la convergence du calcul, l'incrément minimal utilisé doit être inférieur ou égale au temps défini par l'équation (III.8). Ceci dit, la possibilité de laisser au code le choix de l'incrément minimal existe, ce qui permet à l'utilisateur de ne pas se soucier de ces détails.

$$C_d = \sqrt{\frac{\lambda + 2\nu}{\rho}} \quad (III.7)$$

Où λ , ν et ρ étant respectivement les coefficients de Lamé et la densité du matériau.

$$\Delta t_{stable} = \frac{L_{min}}{C_d} \quad (III.8)$$

Avec Δt_{stable} : incrément minimal, L_{min} : la plus petite dimension du plus petit élément.

III.4.4 Éléments utilisés

III.4.4.1. Éléments axisymétriques (Continuum AXisymmetric CAX).

Pour les cas à symétrie de révolution, nous disposons d'éléments axisymétriques qui réduisent l'étude à une analyse plane du problème Figure III-2. Pour ce type d'élément,

la continuité de la matière nous impose l'égalité des contraintes transversales. La réponse obtenue est l'intégration de la solution sur l'anneau décrit par l'élément.



Figure III.2 : Représentation d'une section d'un revêtement. [9]

III.4.4.2. Éléments à contraintes planes (Continuum Plane Stress CPS).

Les éléments CPS peuvent être utilisés pour des cas où l'épaisseur du modèle est petite relativement aux autres dimensions dans le plan. Les contraintes ne dépendent que des coordonnées dans le plan (X-Y) seulement, les contraintes hors plan sont nulles.

Les CPS doivent être définis dans le plan (X-Y), ainsi que les chargements et déformations obéissent aux mêmes restrictions. Cette méthode de modélisation est applicable aux modèles plats, fins. Pour les anisotropies de matériaux l'axe Z doit être un axe principal d'orientation du matériau.

III.4.4.3. Éléments à déformations planes (Continuum Plane (E)strain CPE).

Les éléments CPE peuvent être utilisés pour des cas où les déformations sont fonctions des coordonnées dans le plan (X-Y) et les déformations hors plan sont nulles.

Les CPE doivent être définis dans le plan (X-Y), ainsi que les chargements et déformations obéissant aux mêmes restrictions. Cette méthode de modélisation est applicable aux modèles épais par rapport aux dimensions dans le plan. Ces éléments sont utilisables pour les portions de tunnel donc l'axe Z présente la profondeur.

Pour les anisotropies de matériaux, l'axe Z doit être un axe principal d'orientation du matériau. Tenant compte du fait de la nullité des déformations en profondeur (axe Z), une dilatation thermique isotrope donnera de très importantes contraintes en profondeur.

III.4.4.4. Eléments utilisés dans nos différentes simulations.

En se référant au paragraphe précédent nous notons l'importance fondamentale que présente le choix des éléments.

L'homogénéité des contraintes dans le plan transversal nous permet à la fois de choisir des éléments axisymétriques CAX pour des études locales d'impacts et des éléments CPE pour des études de la zone d'interface. La symétrie de la réponse nous permet de limiter l'étude à la moitié du modèle (direction X).

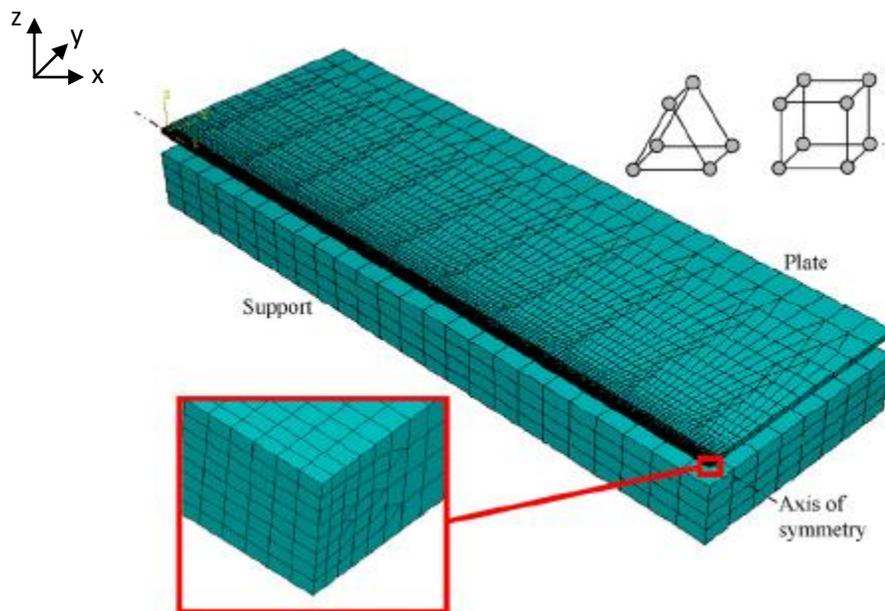


Figure III.3: Représentation de la géométrie des échantillons et du référentiel associé.

Avec ces hypothèses nous avons considérablement réduit le temps de calcul et nous pouvons affiner le maillage dans la direction Y pour obtenir de meilleures informations en surface (Figure III.4).

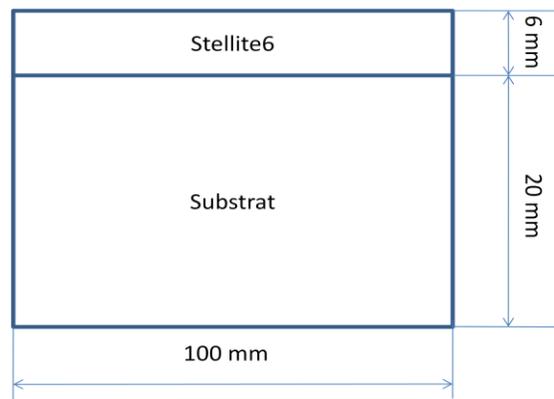


Figure III.4: Représentation de la réduction du modèle après la prise en compte des différentes hypothèses.

III.4.5. Gestion des contacts sous ABAQUS™.

ABAQUS™ dispose de plusieurs algorithmes de gestion de contact. Il dispose d'un algorithme de contact généralisé qui identifie les surfaces susceptibles d'interagir. Aussi, il peut laisser la liberté du choix des contacts à considérer « contact pair ».

Il est à noter qu'à la base de la gestion des contacts, ABAQUS™ propose deux catégories de surfaces : maîtres et esclaves. La différence entre les deux vient du fait que les surfaces maîtres peuvent pénétrer les surfaces esclaves et pas le contraire. Cependant, les nouvelles versions proposent la possibilité de définir une interpénétration. A l'issue de la définition des contacts, nous aurons à choisir entre deux modes de gestion de contact qui sont :

III.4.5.1. Algorithme de contact de type cinématique.

Cet algorithme procède par un avancement de l'état cinématique du modèle sans tenir compte des contacts. Ainsi, il estime les enfoncements des nœuds esclaves dans la surface maître puis, en intégrant la pénétration prévue et la masse associée à chaque nœud esclave, il estime une force résistant à la pénétration qui empêchera le nœud en question de pénétrer dans la surface maître. Cet algorithme ne permet pas la gestion de tous les cas de contact, en particulier ceux faisant intervenir des surfaces rigides.

III.4.5.2. Algorithme de contact de type « penalty ».

Cet algorithme présente l'avantage d'être moins contraignant au niveau des surfaces à mettre en contact. En effet, il complète l'algorithme précédent au niveau des contacts rigides. Cet algorithme évalue la force pénétrante du nœud esclave et lui oppose une

force résistante, de plus la surface maître subit la même force de sorte qu'elle ne pénètre pas la surface esclave en ce point. Alors que dans l'algorithme cinématique aucune force n'est opposée aux nœuds maîtres. La différence entre les deux cas se voit dans la part dissipée de l'énergie cinétique des nœuds en contact. En effet, pour un contact cinématique nous aurons une perte d'énergie qui dépend de la finesse du maillage de la surface cible, ce qui n'est pas le cas du contact type penalty. Pour mieux illustrer la différence entre les deux algorithmes nous pouvons citer le cas d'une projection ponctuelle impactant un substrat. Si nous choisissons le contact cinématique dur, la particule se collera au substrat, alors que si nous avons choisi l'algorithme de type penalty nous aurons un rebond.

Pour nos différentes simulations de contact nous avons utilisé l'algorithme cinématique qui semble mieux répondre à nos conditions d'impact et à la nature de nos interactions.

III.4.6. Identification des paramètres de la loi de comportement de Johnson-Cook.

En procédé PTA, le matériau subit des vitesses de déformation de l'ordre de 10^4 à 10^6s^{-1} et des températures qui peuvent atteindre 1800°C . Pour déterminer le comportement du matériau, il est primordial d'utiliser une loi phénoménologique qui tient compte de la sensibilité du matériau à l'érouissage, à la vitesse de déformation et à la température. C'est dans ce contexte que plusieurs modèles ont été développés. On cite généralement celui de Lee et Schaffer [Lee 1951] qui confère au matériau un comportement parfaitement plastique et le modèle thermomécanique d'Oxley [Oxley 1989] où la vitesse de déformation et de la température est prise en compte dans la loi de comportement du matériau.

ABAQUS™ dispose ainsi d'une panoplie de lois de comportement qui permettent de tenir compte de la majorité des comportements des matériaux. Ainsi, nous pouvons définir des lois purement élastiques ou les associées à différents comportements plastiques. De même, nous pouvons tenir compte de comportement élasto-viscoplastique. Concernant les lois de comportement plastiques, ABAQUS™ offre deux méthodes de définition : une première où les lois sont définies par des paramètres établis par l'expérimentation (Johnson-Cook et autres) et une deuxième méthode basée sur la discrétisation des courbes expérimentales qui sera interpolée par une loi puissance.

La loi de type Johnson Cook est la plus utilisée pour modéliser les phénomènes liés au dépôt de revêtement métallique. Cette loi prend en compte trois mécanismes : thermo-viscoplastique-écrouissage, qu'on retrouve dans le procédé PTA. Dans ce modèle, les effets de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température sur la contrainte d'écoulement sont considérés individuellement.

Pour notre part, nous avons ressenti la nécessité d'identifier une loi de comportement à laquelle obéirait nos échantillons et qui tient compte de la vitesse de déformation.

L'identification d'une loi de comportement consiste à établir par le biais de mesures expérimentales les différents paramètres la définissant. La loi de Johnson-Cook (III.9) [98,99] est définie par 6 paramètres. Elle peut être découpée en plusieurs contributions : une première partie sensible à la déformation plastique que nous appellerons contribution statique (III.10), une deuxième qui prend en compte la vitesse de déformation plastique (III.11) et une troisième contribution dite thermique (III.12).

Pour notre étude nous limiterons le nombre de paramètres à identifier à 6.

$$\sigma = (A + B \times \varepsilon_p^n) \times \left(1 + c \times \text{Ln} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_p^{ref}} \right) \right) \times \left(1 + \left(\frac{T - T_t}{T_f - T_t} \right)^m \right) \quad III.9$$

$$A + B \times \varepsilon_p^n \quad III.10$$

$$1 + c \times \text{Ln} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_p^{ref}} \right) \quad III.11$$

$$1 + \left(\frac{T - T_t}{T_f - T_t} \right)^m \quad III.12$$

Avec :

A : Limite d'élasticité	n : Coefficient d'érouissage
C : Sensibilité à la vitesse de déformation	$\dot{\varepsilon}_p^{ref}$: Vitesse de déformation référence
m: Coefficient de dépendance à la température	T : Température ambiante
T _f : Température de fusion	T _t : Température de transition
B : Décalage en contrainte	

- Les paramètres A, B et n sont identifiables à partir des essais de traction à froid et à basse vitesse de déformation.
- La dépendance logarithmique à la vitesse est utilisée pour le terme lié à la sensibilité à la vitesse où la vitesse de déformation de référence est souvent fixée à 1s⁻¹. L'identification du paramètre « c » nécessite au moins deux courbes de traction obtenues à des vitesses de charge différentes.
- Une description de l'effet de la température est prise en compte avec une contrainte d'écoulement qui devient nulle à la température de fusion. Il en est de même pour le paramètre « m » qui nécessite au moins deux courbes obtenues à deux températures différentes, comme nous l'avons mentionné plus haut.

Dans notre cas, nous avons voulu montrer l'effet de la prise en compte de cette sensibilité, ainsi que l'effet de la température de rechargement. Nous avons donc réalisé une série de simulations avec des matériaux élasto-plastiques avec écrouissage isotrope avec des températures d'impact correspondant à chaque couche où nous avons ajouté la sensibilité à la vitesse de déformation plastique $d\epsilon_p/dt$ de la loi de Johnson-Cook (équation (III.10)) dont les paramètres sont définis dans le Tableau III.1.

Tableau III.1 : Paramètres de la loi JC

	A (Mpa)	B (Mpa)	C	n	m	$\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1})	T (K)	Tf, Tt(k)
Acier	873	748	0.01	0.23	0.93	0.001	293	1793
Stellite6	866	318	0.023	0.25	1.055	5.77e-2	293	1743

III.4.7. Simulation numérique.

Le procédé PTA est ensuite simulé par un échange thermique de conduction qui s'étend du revêtement à l'ensemble du substrat sous l'influence du cycle thermique en fonction du temps.

La structure multicouche a nécessité l'utilisation d'éléments à déformations planes pour reconstituer l'ensemble de la structure plane de faible épaisseur. Nous avons eu recours à un chargement thermique, qui est une approche équivalente qui génère l'apparition d'un profil de contraintes résiduelles à la totalité de la structure traitée. Ainsi, par l'application d'un profil de température dans l'épaisseur des éléments solides, nous générerons un état de contrainte développé sur tout le volume de la structure.

III.4.7.1. Conditions du calcul.

Pour l'analyse de l'apport de la sensibilité de la température nous avons retenu 6 couches ou 2 couches correspondant à chaque projection. Nous avons simulé pour chaque couche déposée, la même température d'impact.

Pour analyser l'effet de la température, nous avons comparé les résultats issus d'une même définition de matériau entre les couches.

La symétrie géométrique de la pièce, nous autorise à définir un problème symétrique. Ce qui nous permet d'affiner la discrétisation autour de la zone d'impact sans être fortement pénalisé au niveau du temps de calcul (1 heure 30).

III.4.8. Conditions initiales pour la modélisation.

Les matériaux utilisés sont un substrat en acier 55NiCrMoV7 et un dépôt de stellite en alliage à base de cobalt dont les propriétés sont représentées dans le tableau III.2

Tableau III.2 : Paramètres des matériaux substrat et revêtement

Paramètres	55NiCrMoV7	X38 CrMoV 5	Stellite6	Stellite21
Masse volumique (Kg/m ³)	7850	7900	8900	8550
Coefficient de poisson	0.32	0.31	0.32	0.32
Module de Young (Mpa)	208000	195000	220000	215000
Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	34.5	29.9	14.82	14.6
Chaleur spécifique (J.kg ⁻¹ .k ⁻¹)	460	460	420	415
Coefficient de dilatation (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	12.9	11.5	10.5	11.2

Nous pouvons voir une grande différence de coefficient de dilatation thermique entre les deux matériaux qui va être à l'origine de contraintes durant leur refroidissement depuis la température atteinte lors de la projection PTA.

Nous allons considérer pour la simulation que toutes les contraintes résiduelles dans la pièce sont générées uniquement par le procédé PTA et sont donc d'origine thermique.

III.4.8.1. Conditions aux limites

La figure III.5 représente une coupe transversale de l'échantillon que nous avons maillé et sur laquelle seront appliqués différents blocages pour réaliser la simulation numérique.

Pour la face AB, CD et EF nous nous plaçons en conditions adiabatiques sans transfert de chaleur. Sur la face CD nous bloquons la translation selon Z et les rotations autour des axes x et y, nous autorisons en plus la translation selon z mais de façon homogène, c'est-à-dire des translations identiques pour le substrat et le revêtement.

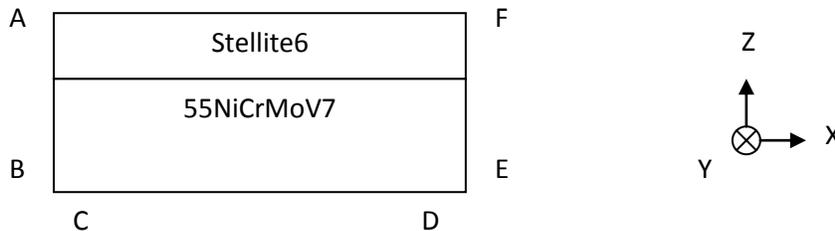


Figure III.5 : Coupe de l'échantillon pour la simulation.

La température des goulettes de la stellite6 fondue a été estimée à 1800 K. Le revêtement de stellite6 a une épaisseur de 6 mm et il a été réalisé par six passes successives de la torche. Les couches qui sont réalisées sont déposées chacune en environ 30 secondes.

Le revêtement de stellite est réalisé sous forme de projection de plusieurs couches d'une épaisseur de 1mm. Pour nos revêtements, nous considérons donc séparément 6 couches

de stellite. Nous avons vu que chaque couche est déposée à environ 30 secondes après la précédente. La première couche est déposée sur le substrat à une température de 100°C et les couches suivantes sont déposées sur la couche précédente encore chaude. La température de chaque couche est introduite pendant chaque projection.

III.4.8.2. Conditions de la ZAT substrat/revêtement

Le principal problème de l'analyse des contraintes résiduelles à l'interface substrat/revêtement par simulation aux éléments finis est la caractérisation des propriétés de l'interface.

Le modèle physique étudié, schématisé en figure III.6, s'appuie sur plusieurs hypothèses:

- 1) Les processus d'étalement et de solidification de la poudre sont considérés comme indépendants. Le problème présenté décrit uniquement le phénomène thermomécanique, une fois l'étalement achevé. La lamelle est définie selon une géométrie acquise définitivement et une température fixée.
- 2) Le transfert thermique dans le système s'effectue selon un processus conductif au contact lamelle/substrat, selon la direction de projection. Les pertes convectives latérales et supérieures sont négligées, compte tenu de l'échelle de temps très courte considérée. Cette hypothèse, est fondée sur le fait que le refroidissement de la lamelle est presque intégralement dû au refroidissement rapide introduit.
- 3) La surfusion éventuelle du matériau de la lamelle est négligée, celui-ci étant considéré comme pur donc se solidifiant à température donnée.

III.4.9. Maillage

Pour toutes nos simulations, nous avons considéré que les deux matériaux sont déformables (hypothèse souvent prises). En ce qui concerne le revêtement, nous avons choisi un bloc de 100* 5 mm² avec des éléments fins (20 µm) sur une zone de 100*1 mm² (Figure III.6) et pour le substrat nous avons pris un bloc de 100*50mm². Les détails de maillage sont résumés dans le Tableau 3-2.

III.4.9.1. Éléments à déformations planes (Continuum Plane (E)strain CPE).

Pour notre étude en 2D, nous disposons d'éléments CPE, dont les déformations sont fonctions des coordonnées dans le plan (X-Y) et les déformations hors plan sont nulles, réduisant l'étude à une analyse plane du problème.

En ce qui concerne l'élément, nous avons choisi un bloc de 2 x 2 mm² avec des éléments fins (20 µm) sur une épaisseur de 2 mm (Figure III.6). Les détails de maillage sont résumés dans le Tableau III.3.

Tableau III.3 : Détails du maillage utilisé pour la simulation

Entités	Mode de remplissage	Géométrie des éléments	Nombre d'éléments	Type d'éléments
Substrat	Taille du matériau de base (libre)	Quadrangles	7768	CPS4R
Revêtement	Taille du matériau déposé (structuré)	Quadrangles	1000	CPS4R
CAX4R	Élément quadrilatéral bilinéaire à 4 nœuds à intégration réduite			

Etant donné que nous voulons analyser la distribution des contraintes à l'interface substrat/revêtement, nous effectuons un maillage plus fin dans cette zone et dans le revêtement que dans les profondeurs du substrat. L'affinement du maillage dans les zones concernées s'effectue de manière progressive afin de ne pas créer de discontinuité par rapport au maillage plus grossier, source d'erreurs pour le calcul. Par ailleurs, nous

représentons le revêtement sous forme de 6 couches de 1 mm d'épaisseur et l'interface sous forme d'une couche de 250 μm . La figure III.8 représente le maillage de la pièce avec une définition de la première couche.

Après toutes ces étapes nécessaires de détermination des conditions pour la modélisation, nous allons maintenant observer la distribution des contraintes générées par la projection PTA.

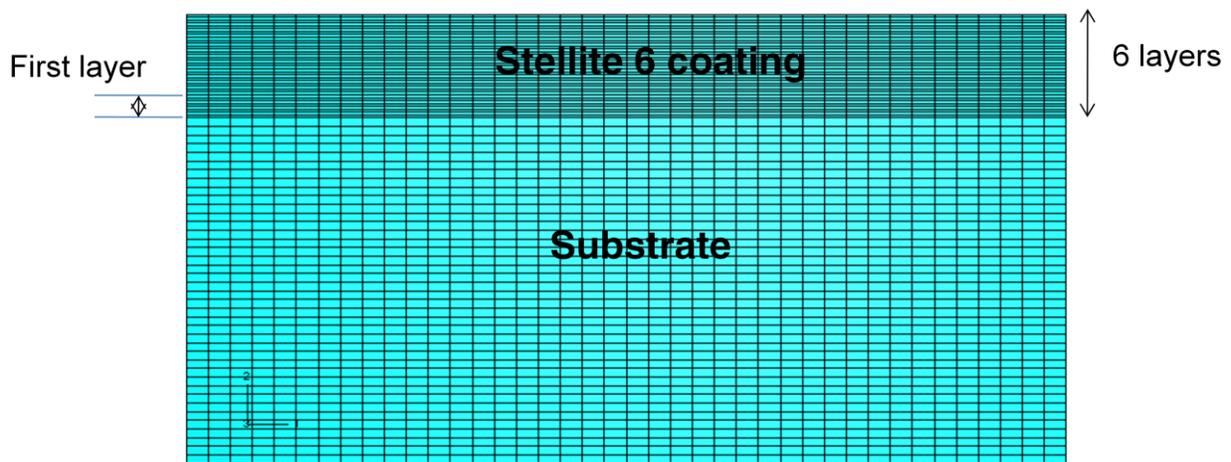


Figure III.6 : Maillage de la pièce.

III.5. Analyses des contraintes résiduelles

III.5.1. Modélisation tridimensionnelle du rechargement PTA

La simulation numérique du rechargement tridimensionnel a été réalisée pour deux épaisseurs identiques de 6 mm avec un nombre de passe différent. La première modélisation prend en compte 6 couches tandis que la deuxième simulation comprend 2 couches.

Les résultats obtenus (figure III.7 A) pour une modélisation 3D du revêtement PTA montrent un niveau de contraintes de compression élevé à l'interface de l'ordre de 250 MPa.

La modélisation 2D (figure III.7 B) montre des résultats très proche du modèle 3D, le modèle 2D sera privilégié dans la suite du travail.

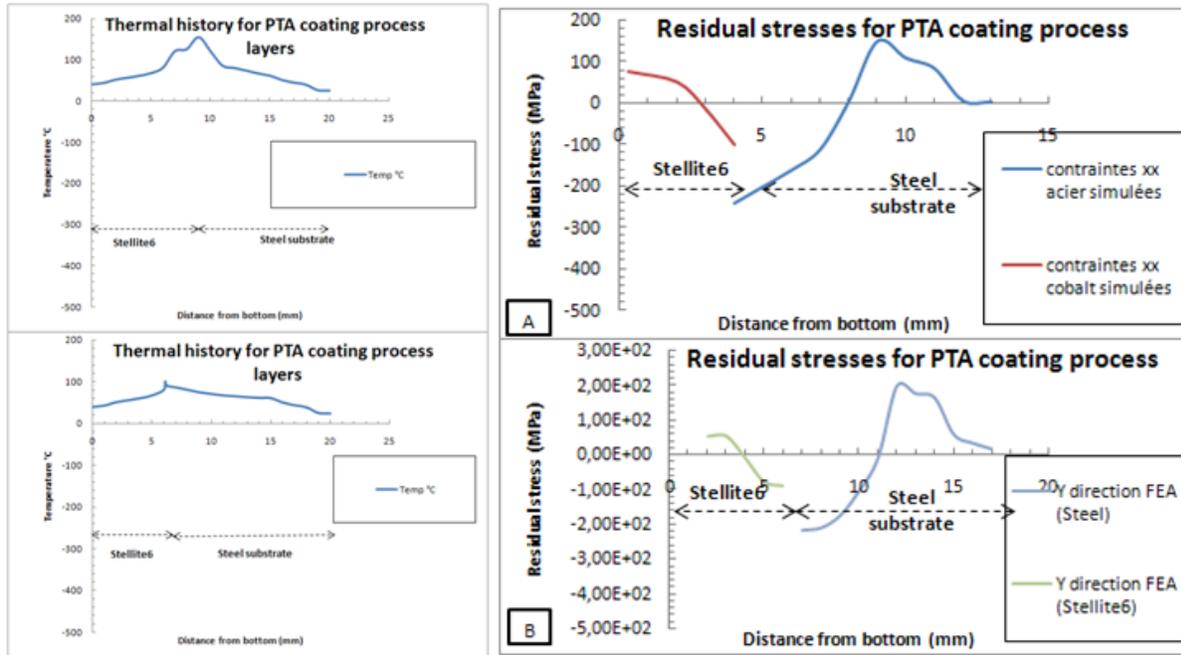


Figure III.7 : (A) modélisation 3D des contraintes résiduelles de l'impact du rechargement PTA, (B) résultats 2D de l'effet du rechargement PTA.

III.5.2. Simulation numérique 2D du rechargement PTA

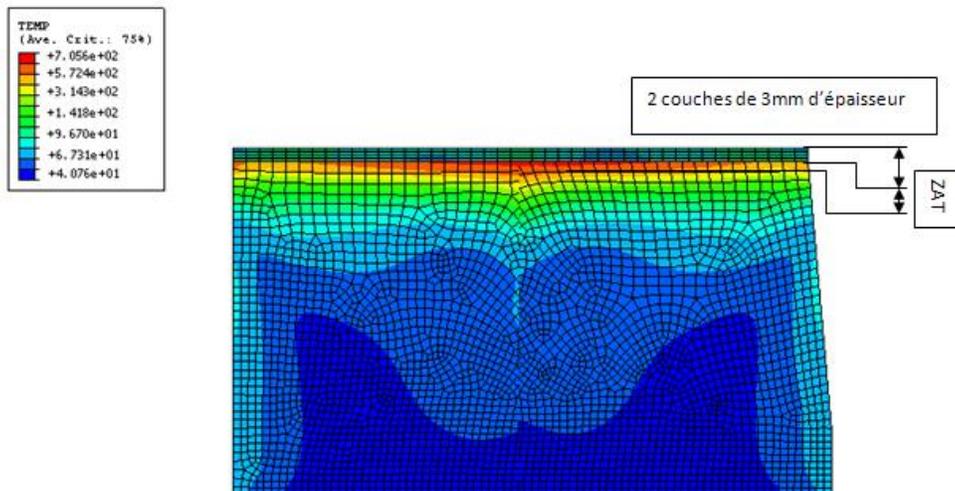
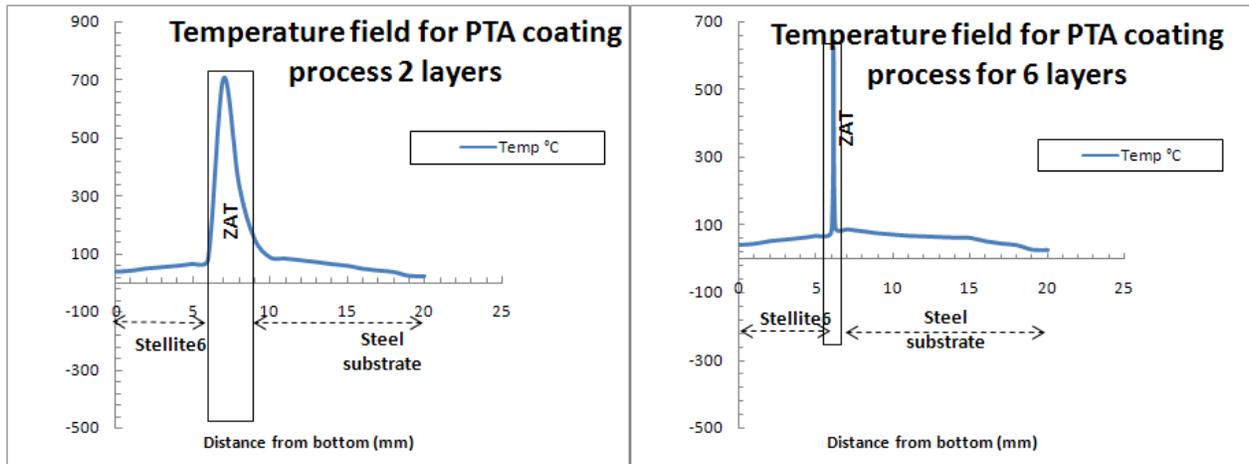
III.5.2.1 Modélisation thermique 2D

Lors de procédés PTA, des zones restreintes du matériau subissent de sévères modifications de températures durant les cycles thermiques de chauffage - refroidissement.

Chapitre 3 : Modélisation numérique du rechargement PTA

La modélisation thermique permet de montrer la présence d'une Zone Affectée Thermiquement. La cartographie thermique (figure III.8) montre une très bonne corrélation entre le modèle numérique thermique et les mesures expérimentales de la longueur de la ZAT (Chapitre2, figure II.9).

Les pics thermiques donnent la localisation complète de la zone affectée thermiquement.



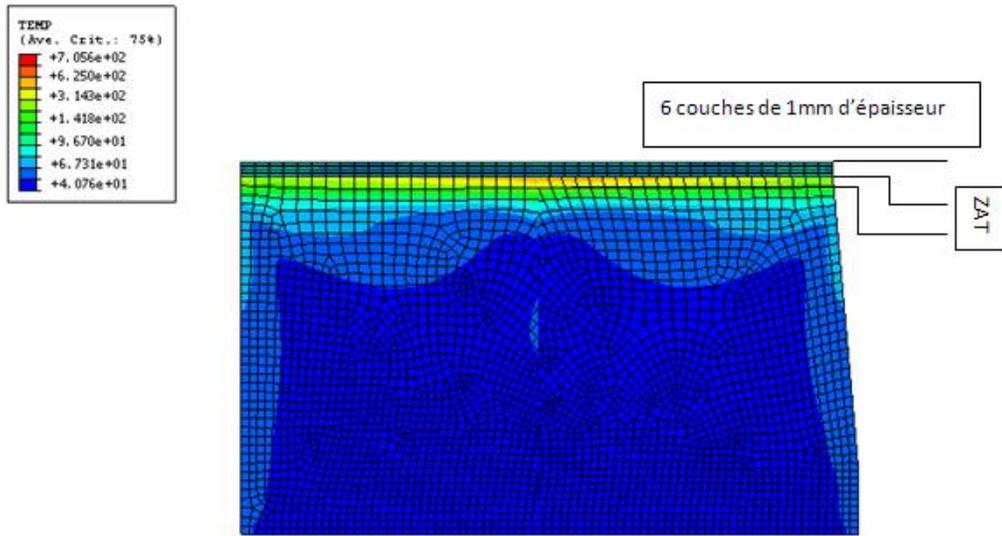


Figure III.8 : Cartographie de température pour 2 couches et 6 couches déposées pour $t = 30s$.

III.5.2.2. Influence de la ZAT

La modélisation a été réalisée pour deux épaisseurs identiques de 6 mm avec un nombre de couches différent (Six couches et deux couches).

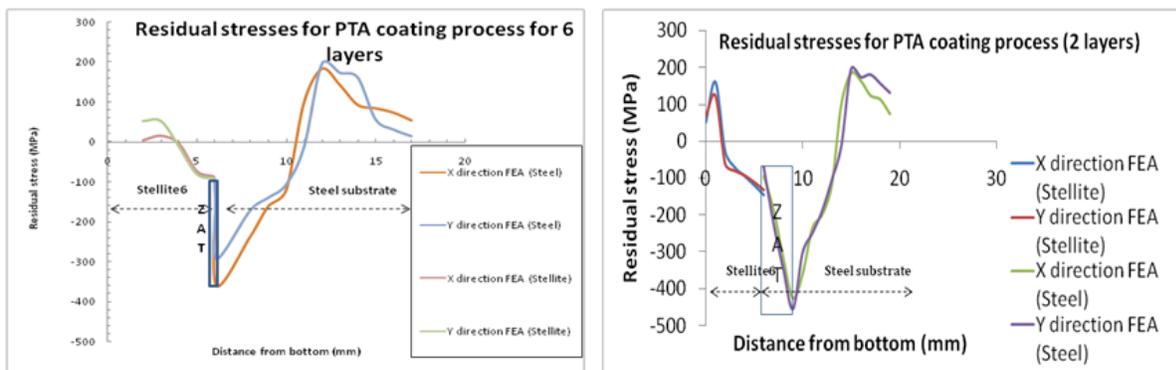


Figure III.9 : Profil des contraintes résiduelles avec la ZAT pour 2 couches et 6 couches déposées.

Les contraintes résiduelles pour la simulation de la ZAT avec deux couches déposées de 6 mm d'épaisseurs sont de l'ordre de 500 MPa en compression avec une ZAT de 2.9mm (voir la figure III.9), cela est forcément dû au changement de structure près de la zone d'interface. Par contre la simulation de la ZAT avec six couches déposées de même épaisseur (voir la figure III.9) donne des contraintes de l'ordre de 350 MPa avec une ZAT de 250 μ m qui restent moins conséquentes que pour les deux couches. La zone affectée thermiquement est le siège de modification métallurgique du métal de base qui peuvent induire des fragilités, des baisses de résistance mécanique. Ces modifications dépendent du matériau déposé (stellite6), du procédé utilisé (PTA), du mode opératoire utilisé. Il y a donc une modification locale de la microstructure et de l'état métallurgique de la zone du métal de base affectée par le chauffage. Malgré l'influence de la ZAT sur la structure cristalline de la zone d'interface, l'épaisseur du dépôt avec plusieurs couches peut réduire les effets indésirables et non favorables provenant du cycle thermique. La simulation a permis d'identifier la zone d'endommagement autour de l'interface.

Le premier résultat déterminant est que les niveaux de déformation plastique résultants sont différents, avec des valeurs plus faibles avec l'application de la loi de JC. Cependant, les contraintes résiduelles sont plus importantes dans le cas de la loi de JC, malgré le faible niveau de déformation plastique induit. En fait, l'explication provient des déformations élastiques résiduelles à l'origine des contraintes.

La projection plasma et les vitesses de refroidissement importantes génèrent donc des contraintes dans la pièce et plus particulièrement au niveau de l'interface. La très grande différence de conductivité thermique des matériaux en faveur du substrat va provoquer un flux thermique plus important et créer par conséquent un état de contraintes de compression à l'interface.

III.6. Conclusion

La simulation du procédé PTA est donc en grande partie réalisée sauf dans la zone interfaciale du substrat où le changement de propriétés du matériau induit une discontinuité théorique de contraintes. Il est intéressant de déterminer les propriétés du matériau plus précisément à l'interface par des techniques de nanoindentation. Ces propriétés permettraient de simuler une interface se rapprochant le plus de la réalité avec ses propres caractéristiques, donc une caractérisation physique plus précise de l'interface est donc effectuée pour une meilleure modélisation. Le procédé PTA, par l'effet de chocs thermiques répétés sur la pièce, crée donc des contraintes résiduelles de compression lorsque la conductivité thermique du substrat est beaucoup plus grande que celle du dépôt.

La simulation par éléments finis du procédé PTA semble donc une bonne technique de prédiction des contraintes résiduelles générées dans la pièce et notamment au voisinage

de l'interface substrat/revêtement. Une meilleure caractérisation des propriétés de l'interface est nécessaire pour la simulation numérique.

La projection PTA crée donc des contraintes résiduelles à cause des chocs thermiques répétés sur les matériaux, la vitesse de projection, la distance de projection et de leur différence de conductivité et de dilatation thermiques. Dans le cas de l'acier 55NiCrMoV7 et la stellite 6, des contraintes résiduelles de compression existent et sont beaucoup plus importantes à l'interface dans le substrat. Ce sont ces contraintes additionnées aux sollicitations de la pièce en service qui vont provoquer sa rupture plus tard par décohésion à l'interface.

Chapitre 4

Analyse des contraintes par diffraction des neutrons

Sommaire

IV.1. Application de la diffraction des neutrons à l'analyse des contraintes résiduelles d'un revêtement obtenu par le procédé PTA.....	
IV.1.1. Conditions opératoires.....	
IV.1.2. Mesures de déformations.....	
IV.1.3. Résultats.....	
IV.1.4. Résultats ultrasons.....	
IV.1.5. Conclusion.....	

Analyse par diffraction neutronique
des contraintes résiduelles
engendrées par le chargement PTA

La diffraction des neutrons est une technique d'analyse non destructive qui permet grâce au grand pouvoir pénétrant des neutrons de scruter les états de la matière à l'intérieur des pièces mécaniques sans les affecter. C'est dans le but d'exploiter cet avantage que nous nous proposons d'analyser, en terme de déformations et d'élargissements des pics de diffraction, nos échantillons préalablement chargés par le procédé PTA et soumis à des sollicitations thermomécaniques. Ensuite, et pour la première fois, nous allons comparer les résultats de déformation à ceux obtenus par la simulation du procédé PTA par la méthode des éléments finis, afin de valider le modèle numérique développé.

IV.1. Application de la diffraction des neutrons à l'analyse des contraintes résiduelles d'un revêtement obtenu par le procédé PTA.

Notre analyse portera sur un échantillon composé d'un revêtement à base de cobalt (stellite6) et un substrat à base d'acier 55NiCrMoV7 obtenu par le procédé PTA. Pour des raisons pratiques, nous avons favorisé l'analyse des déformations qui nécessite plusieurs mesures de déformations (6 orientations au minimum). Dans le cas où les directions principales des contraintes sont connues et le matériau étudié est isotrope, ce nombre de mesures peut être réduit à 3 seulement.

En ce qui concerne notre étude, l'objectif est d'avoir une épaisseur d'analyse épaisse, pour une bonne analyse en profondeur. En supposant un état de contraintes homogène dans le plan.

IV.1.1. Conditions opératoires

Notre étude est réalisée sur des échantillons de dimension 20x15x10 mm³. Les mesures par diffraction de neutrons ont été obtenues sur le spectromètre deux axes G5.2 du laboratoire LLB du CEA-SACLAY (Figure IV.1) à partir d'une longueur d'onde

constante de 2.57 Å, la taille de la sonde utilisée est de 1x1x5 mm³. Les échantillons ont été analysés en faisant varier la position verticale de l'échantillon c'est-à-dire selon la direction perpendiculaire au dépôt. Par suite, nous avons récupéré 3 profils de déformations élastiques résiduelles. L'analyse de la distribution des élargissements des pics de diffraction nous permet d'analyser l'effet microstructural du revêtement PTA.

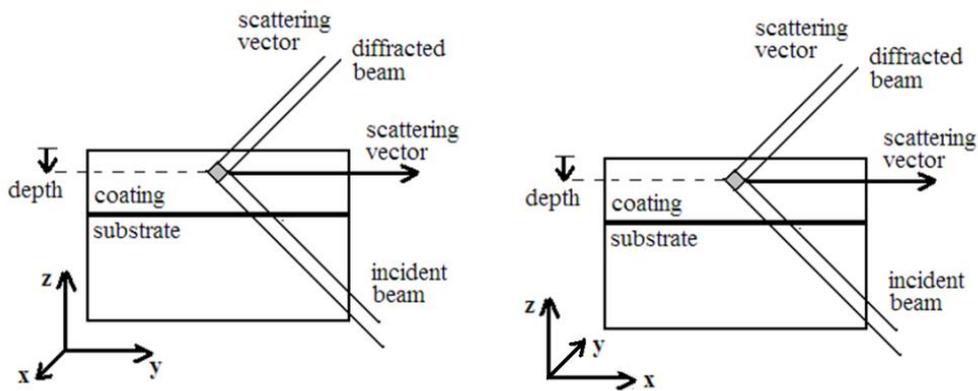


Figure IV.1 : orientations de l'échantillon pour les mesures de déformations par diffraction des neutrons.

Ces résultats seront comparés à ceux de la simulation par la méthode des éléments finis.

IV.1.2 . Mesures de déformations

La mesure des déformations par diffraction est basée sur l'évaluation précise de la distance interréticulaire $d(hkl)$ de plans de diffraction (hkl), distance qui agit alors comme une jauge de déformation. En effet, sous l'effet d'une contrainte, la distance d_0 (hkl) initiale va varier de Δd . La déformation ϵ , relative aux plans (hkl), et suivant une direction caractérisée par les deux angles φ et Ψ (Figure IV.7), est ainsi donnée par l'expression:

$$\varepsilon_{\phi,\psi} = \frac{d_{(hkl)} - d_{0,(hkl)}}{d_{0,(hkl)}} \quad (IV.1)$$

En différentiant la loi de Bragg à longueur d'onde constante, la mesure de la déformation est reliée à la mesure du déplacement $\Delta 2\theta$ de la raie de diffraction, par rapport à sa position de référence $2\theta_0$:

$$\varepsilon_{\phi,\psi} = -\cotan\theta_0 \cdot \Delta 2\theta \quad (IV.2)$$

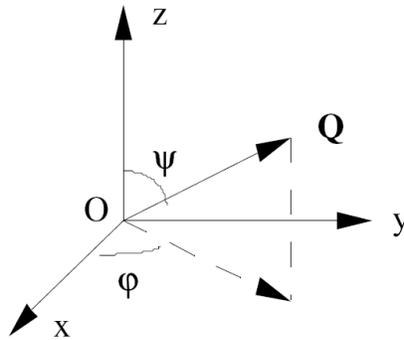


Figure IV.2: Définition des angles (ϕ, ψ) dans le repère (Oxyz).

Finalement, les lois de la mécanique des milieux continus (loi de Hooke généralisée) permettent de relier la déformation mesurée aux composantes du tenseur des contraintes. En particulier, si l'échantillon est supposé élastique homogène et isotrope, la loi de Hooke se simplifie par l'expression suivante :

$$\sigma_{ij} = \frac{E}{1+\nu} \varepsilon_{ij} + \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \delta_{ij} \varepsilon_{kk} \quad (IV.3)$$

δ_{ij} étant le symbole de Kronecker, E le module d'Young et ν le coefficient de Poisson.

Un diffractomètre de détermination des contraintes est donc très similaire à un diffractomètre de poudre conventionnel, avec toutefois les particularités suivantes :

La possibilité de définir précisément un volume d'analyse au sein de l'échantillon de l'ordre du mm^3 ; la possibilité de translater et tourner l'échantillon avec précision afin de mesurer les déformations selon différentes orientations, et à différents endroits d'une pièce ; la possibilité de définir un angle de diffraction 2θ le plus proche possible de 90° , quel que soit le matériau, pour garantir une bonne résolution spatiale.

Pour l'expérience menée sur le dépôt de stellite, l'appareil utilisé était le diffractomètre G5.2 du LLB, diffractomètre « 2 axes » dédié aux mesures de déformations dans les matériaux. Ce diffractomètre est équipé d'un monochromateur constitué de 7 lames de graphite pyrolytique permettant une focalisation verticale du faisceau sur l'échantillon. La longueur d'onde peut ainsi varier entre environ 2,8 et 5 Å, selon le matériau à étudier. Pour les mesures sur la stellite et le substrat en acier, une longueur d'onde de 2,86 Å a été choisie. Celle-ci a permis de mesurer les déformations sur la famille de plans {111} de stellite, et sur la famille de plans {110} de l'acier (phase ferritique).

Afin de tenir compte des gradients de composition chimique résultant du procédé à la fois dans le substrat et dans la stellite, la distance interréticulaire de référence d_0 (nécessaire pour le calcul des déformations) n'a pas été mesurée sur un échantillon « référence » détentionné, mais a été recalculée pour chaque point de mesure en faisant l'approximation d'un état de contrainte nulle selon la direction normale pour le substrat (i.e. approximation « contraintes planes »), ou d'un état de déformation nulle selon la direction normale pour le dépôt (i.e. approximation « déformations planes », imposée par la texture marquée de la stellite déposée).

IV.1.3. Résultats

Pour chaque direction, nous avons obtenu un profil correspondant à l'échantillon traité par le procédé PTA.

Les mesures montrent que les contraintes résiduelles évaluées dans les couches proches de l'interface représentent un état de contraintes de compression. Dans le substrat, les contraintes résiduelles passent d'un état de compression près de la surface à un état de contraintes de traction après la projection thermique. La nature compressive des contraintes résiduelles dans les couches est principalement due à la différence du coefficient de dilatation entre le substrat et le revêtement (la Figure IV.3). Le niveau de contraintes de traction en surface du substrat est beaucoup plus faible. Ce phénomène est probablement dû à la structure du revêtement et la microporosité existence. Cependant la variation des contraintes résiduelles est beaucoup plus grande à l'interface entre le substrat et le revêtement. Ces valeurs de contraintes illustrent l'effet combiné de trois sources principales de génération de contraintes. Deux sources expliquent l'état de contraintes de compression, la variation thermique après chaque déposition, la grande vitesse de projection des particules dans les couches et d'une troisième source d'état de contraintes de traction en raison d'une présence de la microporosité lamellaire. La traction apparue en surface est plus grande qu'en sous-couche, qui indique l'influence de la microporosité et l'absence d'un effet d'impact qui surgit sur la dernière couche. Si l'épaisseur de couche est augmentée au-delà d'une valeur critique, les contraintes de traction peuvent se propager dans la région déposée.

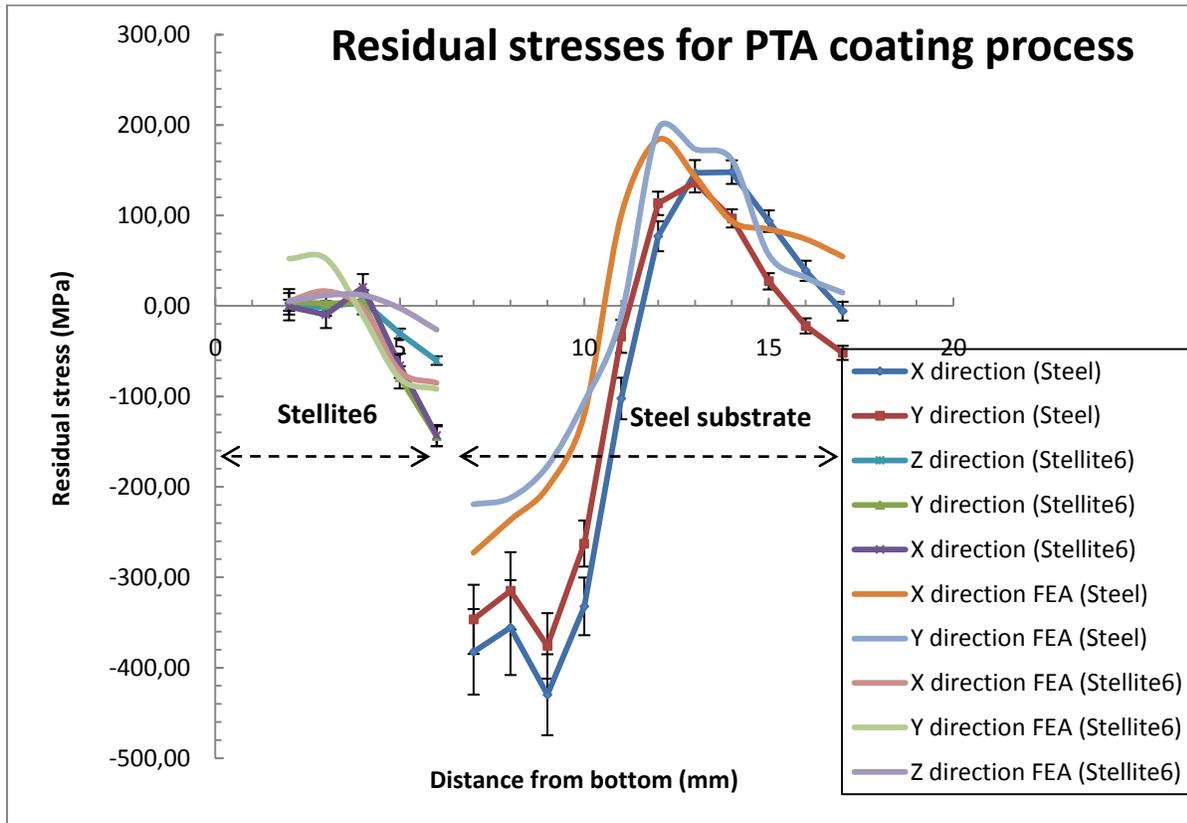


Figure IV.3 : Analyse par diffraction des neutrons et simulation numérique des contraintes résiduelles.

IV.1.3bis. Résultats ultrasons

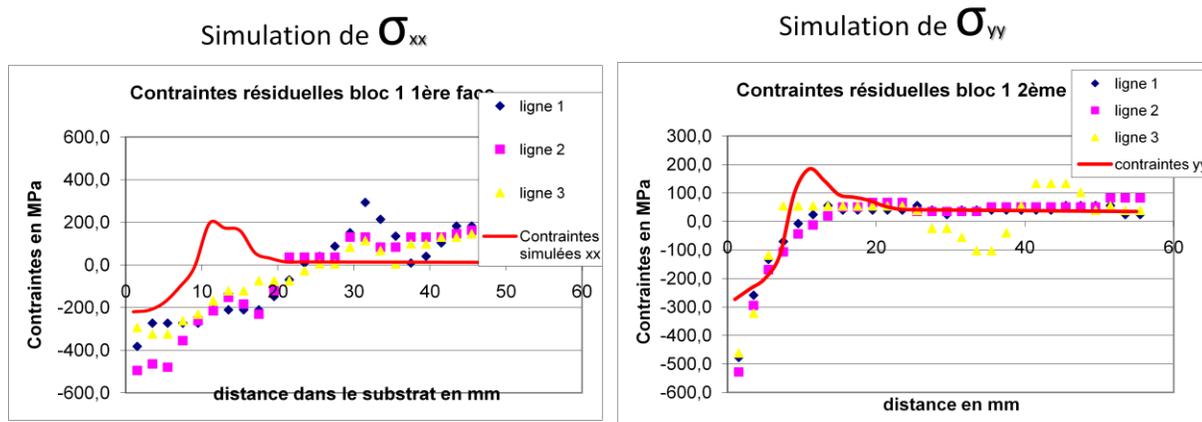
Comparée à la diffraction des neutrons, synchrotrons et aux rayons X, la technique ultrasonore est une méthode récente de détermination des contraintes. Le principe de cette technique repose sur le calcul de l'état de contraintes à partir de la détermination du temps de parcours des ondes respectivement à l'état de référence et en présence de contraintes. L'évaluation de ces contraintes nécessite la connaissance des constantes acoustoélastiques qui sont déterminés au moyen des tests de traction sur des échantillons représentatifs.

Il est à remarquer, que lors des expressions de mesure, nous avons accès au temps du parcours et non à la vitesse de propagation, de ce fait l'équation devient :

$$\sigma = K \frac{t - t_0}{t}$$

Où t est le temps de parcours dans le solide contraint, t_0 étant le temps de parcours dans le solide non contraint et K la constante acoustoélastique.

Les résultats obtenus par les ultrasons et la modélisation du rechargement PTA (voir figure IV.3*) montrent une bonne corrélation des résultats dans le massif et une surestimation des contraintes a été observée près de l'interface qui proviendrait des forts gradients latéraux combinés à l'influence de la microstructure à gros grains. Cependant, elle semble mal adaptée près de l'interface. Cette différence est peut être due à la présence de singularité dans la zone d'interface et la détermination de la constante acoustoélastique qui ne prend pas en compte des paramètres physiques et les autres directions susceptibles d'améliorer le profil des contraintes. Malgré la simplicité et la rapidité de la méthode ultrasonore d'analyser les contraintes résiduelles, la diffraction des neutrons reste nettement privilégiée pour ce cas de figure et plus précise car elle permet de scruter la zone d'interface qui reste inaccessible pour les ultrasons.



Comparaison de la simulation avec les résultats obtenus par ultrason

Figure IV.4 : Analyse par ultrasons et simulation numérique des contraintes résiduelles.

IV.1.4. Conclusion

Nous avons observé grâce à la diffraction des neutrons le niveau de contraintes résiduelles dans les pièces en 55NiCrMoV7 recouverts de stellite. Cette étude nous a permis de confirmer et de valider les résultats obtenus par la simulation numérique. Nous avons pu remarquer la variation des profils de contraintes de compression en surface du substrat. Les écarts entre les deux profils seraient plutôt attribués au fort moyennage des mesures expérimentales dû à la taille de la sonde neutronique et aux paramètres attribués à la loi de comportement.



Conclusion générale

Chapitre 5 : Conclusion générale

Ce travail a permis d'utiliser de nouvelles techniques pour caractériser mécaniquement des revêtements à base de cobalt. Particulièrement les couches près de l'interface. Ces caractérisations permettent de comprendre la raison pour laquelle des fissures se manifestent dans les outillages de forge provoquant des ruptures à ce niveau pour mieux prédire la durée de vie de ce type de revêtement.

Nous avons vu dans un premier temps que le choix des matériaux en forgeage était justifié, et que le cobalt et son alliage, les stellites 6 et 21 sont des matériaux adaptés pour leurs excellentes propriétés mécaniques et thermiques. Le choix du procédé PTA a permis d'obtenir une bonne adhérence sur le substrat grâce à la grande vitesse de projection des particules et le refroidissement rapide réduisant l'apparition des macroporosités sources de lacunes et des fissures de la structure. Cependant les propriétés du revêtement peuvent avoir une influence sur l'écart des contraintes des deux matériaux. Nous avons vu que le taux de dilution est faible, l'apparition de la macroporosité est quasi-nulle et la zone affectée thermiquement est réduite pour un dépôt constitué de 6 couches(quelques μm).

Enfin, nous avons pu remarquer que le modèle thermique utilisé pour la détermination de la température d'impact est si proche des conditions expérimentales, malgré les simplifications. Les calculs ont montré que :

- L'influence de la vitesse d'impact dépendait fortement de la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation.
- L'apparition des contraintes résiduelles, dans le massif et le revêtement, est fortement liée au chargement thermique répété des couches déposées.
- La vitesse de refroidissement atténue les contraintes en surface du revêtement, la différence du coefficient de dilation thermique du substrat et du matériau d'apport est à l'origine du grand écart des contraintes résiduelles près de l'interface.

Chapitre 5 : Conclusion générale

La simulation du procédé PTA par une distribution uniforme de la température semble rendre des profils de contraintes résiduelles proches des profils expérimentaux dont la confrontation a montré un bon accord au niveau des contraintes avec une différence en compression légèrement.

La technique de caractérisation mécanique locale que nous avons utilisée ne permet pas de traiter la zone d'interface (taille de quelques μm), le recours aux Synchrotrons serait une solution efficace pour réaliser une analyse d'une pièce au voisinage de l'interface entre son substrat et son revêtement. Il serait intéressant maintenant d'étudier plus précisément grâce au rayonnement synchrotron des pièces présentant par exemple des revêtements à base de cobalt contenant des gradients de composition chimiques augmentant la résistance du dépôt, réduisant le taux de fissuration et diminuant les microporosités.

Les études mécaniques qui ont été réalisées avaient pour but la caractérisation du revêtement et du substrat, dans un premier temps, il a été déterminé le niveau des contraintes résiduelles dues au procédé utilisé pour le revêtement et notamment à la projection PTA mettant en jeu d'importants chocs thermiques. Cette étude a déjà été réalisée par des techniques de diffraction. Le rayonnement synchrotron doit servir car il combine les avantages de la diffraction des rayons X classiques et des neutrons. En effet une étude très locale au voisinage de l'interface substrat / revêtement est possible grâce à la grande profondeur de pénétration du faisceau dans le matériau et à la faible taille de la sonde d'analyse. Nous avons pu déterminer que la projection par le procédé PTA augmentait les contraintes de compression de la surface du substrat. Nous avons pu toutefois noter la présence d'une légère contrainte de traction en surface du revêtement. Il faudrait cependant pouvoir multiplier les analyses grâce au rayonnement synchrotron dans toutes les directions pour avoir le tenseur complet des déformations et en réduisant au maximum la taille de la sonde pour une très grande résolution.

Chapitre 5 : Conclusion générale

Ces résultats expérimentaux valident en très grande partie la simulation aux éléments finis caractérisant les contraintes résiduelles d'origine thermique induites par la technique de projection PTA. En effet, nous observons des contraintes résiduelles de compression près de l'interface qui sont dues aux grandes vitesses de refroidissement des matériaux et à leur différence de coefficient de dilation thermique. Le problème persistant dans la modélisation est la définition des propriétés de l'interface.

- [1] Thermal Spraying, (pub.) American Welding Soc., Miami, USA, 1985.
- [2] L. Pawlowski, The science and engineering of thermal spray coatings, (pub.) J. Wiley and sons, New York, USA, 1995.
- [3] M. Schoop, Patent no DRP 2, 585, 005, Swiden, 49, 270, France 403, 387, and Great Britain 5712.
- [4] P. FAUCHAIS, J. F. COUDERT, B. PATEYRON, «La production des plasmas thermiques», Rev. Gén.Therm., 35, p. 543-560, 1996.
- [5] M. VARDELLE, A. VARDELLE et P. FAUCHAIS, « Diagnostics for Particulate Vaporization and Interactions with Surfaces », Pure and Appl. Chem. , 64(5), p. 637-644, 1992.
- [6] E. PFENDER, J. R. FINCKE et R. SPORES, « Entrainment of Cold Gas into Thermal Plasma Jets », Plasma Chem. and Plasma Proc., 11(4), p. 529-543, 1991.
- [7] B. PATEYRON, G. DELLUC, M. F. ELCHINGER et P. FAUCHAIS, « Study of the Behavior of the Heat Conductivity and Transport Properties of a Simple Reacting System : H₂ – Ar and H₂ – Ar – Air. Dilution Effect in Spraying Process at Atmospheric Pressure », J. High Temp. Chem. Proc., 1(3), p. 325-332, 1992.
- [8] J. R. FINCKE et W. D. SWANK, « The Effect of Plasma Jet Fluctuations on Particle Time Histories », Proceedings of the 4th National Thermal Spray Conference – Thermal Spray Coatings: Properties, Processes and Applications, 4-10 mai 1991, Pittsburgh, Pen. USA ; (éd.) T. F. Bernecki ; (pub.) ASM Int., Materials Park, Oh. USA ; p. 193-198, 1991.
- [9] M. VARDELLE, « Etude de la structure des dépôts d'alumine obtenus par projection plasma en fonction des températures et des vitesses des particules au moment de leur impact sur la cible », Thèse de troisième cycle, Université de Limoges, 1980.
- [10] H. HERMAN, « Les revêtements par projection plasma », Pour la science, 133, p. 48-55, 1988.
- [11] E. J. YOUNG, E. MATEEVA, J. J. MOORE, B. MISHRA et M. LOCH, « Low Pressure Plasma Spray Coatings », Thin Solid Films, 377-378, p. 788-792, 2000.
- [12] S. DYSHLOVENKOA, L. PAWLOWSKI, B. PATEYRON, I. SMUROV, J.H. HARDING, «Modelling of plasma particle interactions and coating growth for plasma spraying of hydroxyapatite», Surface & Coating Technology, 200, p. 3757-3769, 2006.
- [13] J. R. DAVIS, «Handbook of thermal spray technology», Materials Park, OH, ASM International, 2004.
- [14] G. Espié, Oxydation de particules de fer dans un plasma d'arc Ar-H₂ s'écoulant dans l'air. Influence sur les propriétés du dépôt, Thèse de Doctorat, Université de Limoges, France, N° d'ordre 53-2000, 2000.

- [15] O. Lagnoux, Projection de poudres métalliques par plasma d'arc soufflé à l'air libre – Etudes de l'entraînement de l'air et de son influence sur l'oxydation des poudres en vol et des dépôts, Thèse de Doctorat, Université de Limoges, France, N° d'Ordre 47-1999, 1999.
- [16] R. Nieminen, P. Vouristo, K. Niemi, T. Mantyla, G. Barbezat, Rolling contact fatigue failure mechanisms in plasma and HVOF sprayed WC-Co coatings, *Wear*, 212, 1997, pp 66-77.
- [17] K. Volenik, J. Leitner, F. Hanousek, J. Dubsy, B. Kolman, Oxides in plasma-sprayed chromium steel, *J. Thermal Spray Technology*, 6 (3), 1997, pp 327-334.
- [18] S.E. Hartfield-Wunsch, S.C. Tung, The effect of microstructure on the wear behavior of thermal spray coatings, in *Thermal Spray Industrial Applications*, (ed.) C.C. Berndt and S. SaMpath, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1994, pp 19-24.
- [19] B. Hwang, S. Lee, J. Ahn, Effect of oxides on wear resistance and surface roughness of ferrous coated layers fabricated by atmospheric plasma spraying, *Material Science & Engineering A*, 335, 2002, pp 268-280.
- [20] K. Volenik, V. Novak, J. Dubsy, P. Chraska, K. Neufuss, Properties of alloy steel coatings oxidized during plasma spraying, *Materials Science & Engineering A*, 234-236, 1997, pp 493-496.
- [21] U. Menne, A. Mohr, M. Bammer, C. Verpoort, K. Ebert, R. Baumann, *Thermal Spray : Research, Design and Applications*, (ed.) C.C. Berndt, T.F. Bernecki, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1993, pp 277-284.
- [22] P. Siitonen, T. Kinos, P.O. Kettunen, Corrosion properties of stainless steel coatings made by different methods of thermal spraying, in *Thermal Spray Industrial Applications*, (ed.) C. C. Berndt and S. SaMpath, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1994, pp 105-110.
- [23] R. Nieminen, P. Vouristo, K. Niemi, T. Mantyla, G. Barbezat, Rolling contact fatigue failure mechanisms in plasma and HVOF sprayed WC-Co coatings, *Wear* 212, 1997, pp 66-77.
- [24] A.A. Syed, P. Denoirjean, A. Denoirjean, J.C. Labbe, P. Fauchais, B. Hannoyer, Oxidation at Different Stages in Stainless Steel Coatings, in *Progress in Plasma Processing of Materials*, (ed.) P. Fauchais, J. Amouroux, (pub.) Begell House, NY, USA, 2002, pp 465-474.
- [25] A. M. Vardelle, P. Fauchais, D. Gobin, In flash reaction processes, ed. TW. Davies, NATO, ASI, serie E, Vol. 282, p. 95-122, 1995.
- [26] C. Robert, A. Vardelle, P. Fauchais, D. Gobin, Etude numérique de la solidification et de l'oxydation de particules métalliques projetées par plasma après leur impact sur le substrat, (pub.) SFT, Paris, 1996.

- [27] D. K. CHRISTOULIS, D. I. PANTELIS, F. BORIT, V. GUIPONT, M. JEANDIN, «Effect of substrate preparation on flattening of plasma sprayed aluminium bronze powders», *Surface Engineering*, 22(6), p. 420-431, 2006.
- [28] V.V. KUDINOV, P. Y. PEKSHEV, V.A. SAFIULLIN, «Forminf of the structure of Plasma Sprayed Materials», *High Temp. Dust. Laden Jets*, (éd.) Solonenko et Fedorchenko, p. 381-418, 1989.
- [29] A. KULKARNI, A. VAIDYA, A. GOLAND, S. SAMPATH, H. HERMAN, «Processing effects on porosityproperty correlations in plasma sprayed yttria-stabilized zirconia coatings», *Materials and Engineering A*, 359, p. 100-111, 2003.
- [30] D. K. CHRISTOULIS, D. I. PANTELIS, F. BORIT, V. GUIPONT, M. JEANDIN, «Effect of substrate preparation on flattening of plasma sprayed aluminium bronze powders», *Surface Engineering*, 22(6), p. 420-431, 2006.
- [31] V. Alexiades and A. D. Solomon. *Mathematical Modeling of Melting and, Freezing Processes*. Taylor Francis, taylor francis edition, 1993.
- [32] M. Rappaz, M. Bellet, and M. Deville. *Numerical Modeling in Materials Science and Engineering*. Springer Series in Computational Mathematics, springer-verlag edition, 2003.
- [33] M. Lacroix. *Computation of heat transfer during melting of a pure substance from an isothermal wall*. *Nurnerical Heat Transfer*,15 :191 210, 1989.
- [34] Karlsson R I and Lindgren L E. *Combined heat and stress-strain calculations*. Ed Rappaz M., Ozgu M.R and Mahin K.W.. *Modeli,ng of Casting, Weld'ing and Aduenced Solidificati,on Processes V,Y :187 202,1991*.
- [35] K. Vlorgan, R. W. Lewis, and O. C. Zienkiewicz. *An improved algorithm for heat conduction problems with phase change*. *Internat'ional Journal for Numerical Methods 'in Engineeri,ng*, 12 :1191-1195, 1978.
- [36] R. W. Lewis, K. Morgan, H. R. Thomas, and K. N. Seetharamu. *The fi,ni,te element method in heat transfer analys'is*. Wiley, 1996.
- [37] W. Donald Rolph and K.J. Bathe. *An efficient algorithm for analysis of nonlinear heat transfer with phase changes*. *Internat'ional Journal for Numerical Methods in Engineering*, 18 :119-134, 1982.
- [38] A.N. Brooks and T.J.R. Hughes. *An algorithm for solving the navier-stokes equations based upon the streamline-upwind/etrov-galerkin formulation*. *Numerical Methods in Coupled Systems*, pages 387-404, 1984.
- [39] T.P. Fries and H. G. Matthies. *A review of petrov-galerkin stabilization approaches and an extension to meshfree methods*. <http://opus.tu-bs.de/opus/volltexte/2004/549/>, 2004.
- [40] E.N. Kondrashov. *Towards analytical solutions of the alloy solidification problem*. page

- to be published.
- [41] Runesson K., A. Skyttebol, and L.-8. Lindgren. Nonlinear finite element analysis and application to welded structures. Numerical and Computational Methods, B. Karihaloo, Elsevier, (3) :255 320, 2003.
 - [42] MURRY G. Transformations dans les aciers. Techniques de l'Ingénieur, B 7730, Traité Matériaux métalliques.
 - [43] Mehl R.F Johnson W.A. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. Trans. Amer. Inst. Min. Eng., I35 :416-442, 1939.
 - [44] Avrami M. Kinetics of phase changes, i : general theory, ii : transformation-time relations for random distribution of nuclei. J. Chem. Phys., 7-8:103 112, 1940.
 - [45] Cahn J.W.H. Transformation kinetics during continuous cooling. Acta Metall., (9) :572-575, 1956.
 - [46] Maynier Ph., Dollet J., and Bastien P. Hardenability concepts with applications to steel. ed. by D. V. Doane and J. S. Kirkaldy, TMS-AIME, Warrendale, page 163, 1978.
 - [47] Lee J.-L. and Bhadeshia H. K. D. H. A methodology for the prediction of ttt diagrams. Mater. Sci. and Eng., (A171) :223 230, 1993.
 - [48] Scheil E. Anlaufzeit der austenitumwanlung. Arch. Eisenhiittentr, B :565 567, 1935.
 - [49] Hildenwall B. and Ericsson T. Hardenability concepts with application to steel. Doane and Kirkaldy, AIME, warrendale, pages 579 581, 1978.
 - [50] F. Fernandes, S. Denis, and A. Simon. Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels. Mater. Sci. Technol., (1) :838 844, 1985.
 - [51] J.B Leblond, J. Devaux, and J.C. Devaux. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. Acta Metall, (32(1)) :137 146, 1984.
 - [52] Waeckel F. Une loi de comportement thermo-métallurgique des aciers pour le calcul mécanique des structures. 1994.
 - [53] Marburger R. E. Koistinen D. P. A general equation prescribing extent of austenitemartensite transformation in pure iron-carbon alloys and carbon steels. Acta Metall, 7 :59, 1959.
 - [54] Denis S. Modélisation des interactions contrainte-transformation de phase et calcul par élément fini de la genèse des contraintes internes au cours de la trempe des aciers. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, France, 1986.
 - [55] Farias D. Traitement thermique laser de l'acier XC42 et modélisation des transformations de phases en cycles thermiques rapides au chauffage et au refroidissement. Thèse de

- doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, France, 1991.
- [56] Jaouen O. Modélisation tridimensionnelle par éléments finis pour l'analyse thermo mécanique du refroidissement des pièces coulées. Thèse de doctorat, Ecole des mines de Paris, France, 1998.
- [57] Bellet M. and Fachinotti V.D. A1e method for solidification modelling. *Comput. Methods Appl Mech. and Engrg*, 193 :4355-4381, 2004.
- [58] J. Barboza. Traitement du contact entre corps déformables et calcul parallèle pour la simulation 3D du forgeage multicorps. Thèse de doctorat, Ecole des mines de Paris, (France),2004.
- [59] E. Macherauch, H. Wohlfahrt and U. Wolfstieg, *H.T.M*, vol.2 (1981).
- [60] G. Maeder, J.L. lebrun et J.M. Sprael, "Matériaux – Mise en forme pièces formées, 1987, Ile d'Oléron.
- [61] K.H. Kloos, *Eigenspannungen*, Ed. Deut. Gesll. Metallkde Oberrusel, vol.2, 1981.
- [62] M.G. Moore & W.P. Evans, « Mathematical correction for stress in removed layers in X-ray Diffraction residual stress analysis », *SAE Transactions*, Vol. 66, 1958.
- [63] M. Devignes, « Influence du grenailage de précontrainte sur la tenue en fatigue de l'acier 35CD4 », thèse ENSAM, Septembre 1987.
- [64] C. O. Monga, « Influence combinée des contraintes résiduelles et de l'état de surface sur le comportement monotone et cyclique des matériaux composites à matrice métallique », thèse CNAM, 1994.
- [65] W. CAO, « Adoucissement cyclique des aciers et relaxation des contraintes résiduelles de grenailage en fatigue », Thèse de l'École nationale supérieure d'arts et métiers (Paris), 1989.
- [66] R. Fathallah « Modelisation du procédé de grenailage incidence des billes et taux de recouvrement », thèse ENSAM, Nov. 1994.
- [67] A Stacey, H J MacGillivray, G A Webster, P J Webster, and K R A Ziebeck.- Measurement of residual stresses by neutron diffraction. *J Strain Analysis* 20 93-100 (1985)
- [68] P J Webster, G Mills, XD Wang, WP Kang and TMHolden. Impediments to efficient through-surface strain scanning. *J Neutron Research* 3 223-240 (1996)
- [69] P J Webster : Strain scanning using X-rays and neutrons. Invited Presentation, European Powder Diffraction Conference, EPDIC IV, Chester, July 1995, (Proceedings of EPDIC IV-Part 1, Transtec Publications, Eds. R J Cernik, R Delhez and E J Mittemeijer) *Materials Science Forum* Vols. 228-231, 191-200 (1996)
- [70] P. J. Webster, G. Mills and X Wang. Synchrotron strain scanning. *SRS Annual Report*

- 23/226 A598 (1994/95)
- [71] Runesson K., A. Skyttebol, and L.-E. Lindgren. Nonlinear finite element analysis and application to welded structures. Numerical and Computational Methods, B. Karihaloo, Elsevier, (3) :255-320, 2003.
- [72] Bergheau J.-M. Modélisation numérique des procédés de soudage. Technical report, Techniques de l'Ingénieur, 8M7758, 2004.
- [73] Murthy Y V, Rao G V, and Iyer P K. Numerical simulation of welding and quenching processes using transient thermal and thermo-elastic-plastic formulations. Computers and Structures, 60(1) :131-154, 1996.
- [74] L. E. Lindgren. Finite element modeling and simulation of welding part 1: Increased complexity. Journal of thermal stresses, 24 :141-192, 2001.
- [75] L. E. Lindgren. Finite element modeling and simulation of welding part 3 : Efficiency and integration. Journal of thermal stresses,24:305-33, 2001.
- [76] Anne Garot-Piant, « Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des neutrons. Application au grenailage de précontrainte », thèse Université de Reims Champagne-Ardenne, 1996.
- [77] G. Caglioti, A. Paoletti, F.P Ricci, « Choice of Collimators for a Crystal Spectrometer for Neutron Diffraction», Nuclear Instrumentation, Vol. 3, pp. 223-228 (1958).
- [78] L. Pintschovius, « Structural and residual stress analysis by non destructive methods », V. Hauk (Ed),1997, P495
- [79] R. Menig, L. Pintschovius, V. Schulze & O. Vöhringer, « Depth profiles oh macro residual stresses in thin shot peened plates determiner by X-ray and neutron diffraction », Scripta Materialia, 45 (2001), pp. 977-983.
- [80] A. N. Ezeilo, « Residual stress determinations by neutron and x-ray diffraction methods », PhD thesis, Imperial College London, 1992
- [81] E. Pluyette, « Contribution de la diffraction neutronique à l'évaluation des contraintes résiduelles au voisinage d'interfaces» PhD thesis, Université de Reims 1997.
- [82] S. Spooner and X.-L. Wang, « Diffraction Peak Displacement in Residual Stress Samples Due to Partial Burial of the Sampling Volume », J. Appl. Cryst. (1997). 30, pp. 449-455.
- [83] M. Ceretti, R. Coppola, A. Lodini, M. Perrin, F. Rustichelli, « High resolution neutron diffractometer for internal stress measurements », Physica B, 213& 214 (1995), pp. 803-805.
- [84] G. A. Webster, R. C. Wimpory, « Non-destructive measurement of residual stress by neutron diffraction », Journal of Materials Processing Technology 117 (2001), pp. 395-399.
- [85] P. FAUCHAIS, A. VARDELLE, B. Dussoubs, «Quo Vadis Thermal Spraying», Journal

- of Thermal Spray Technology, 10(1), p. 44-66, 2001.
- [86] S. GUESSASMA, G. MONTAVON, C. CODDET, «Effect of injection parameters on velocity and temperature distributions of alumina-titania in-flight particles in atmospheric plasma-spraying», *Advanced Engineering Materials*, 6, p. 689-693, 2004.
- [87] S. BRES, J. M. JOLION, F. LEBOURGEOIS, «Traitement et analyse des images numériques», *Hermès sciences*, Lavoisier éd., Paris, 2003.
- [88] S.JAKANI, «Effet des impuretés sur les mécanismes de recristallisation du cuivre tréfilé», thèse, LLB CEA. , Paris, 2004.
- [89] M. Guagliano, « Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach », *Journal of Materials Processing Technology* 110 (2001), pp. 277-286.
- [90] Anne Garot-Piant, « Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des neutrons. Application au grenailage de précontrainte », thèse Université de Reims Champagne-Ardenne, 1996.
- [91] D. Ciampini, J.K. Spelt & M. Papini, « Simulation of interference effects in particle streams following iMpaCt with a flat surface (Part I) Theory and analysis», *Wear* 254 (2003) pp. 237-249.
- [92] D. Ciampini, J.K. Spelt & M. Papini, « Simulation of interference effects in particle streams following iMpaCt with a flat surface (Part II) Parametric study and implications », *Wear* 254 (2003) pp. 250-264.
- [93] P. Peyre, A. Sollier, I. Chaieb, L. Berthe, E. Bartnicki, C. Braham & R. Fabbro, « FEM simulation of residual stresses induced by laser peening », *Eur. Phys. J. AP* 23 (2003), pp. 83-88.
- [94] Gawne, D.T., Zhang, T., Liu, B., 2002. Computational analysis of the influence of a substrate, solid shield and gas shroud on the flow field of a plasma jet. *Surface and Coatings Technology* 153, 138–147
- [95] K.WIERZBANOWSKI-A.BACZMANSKI-JTARASIUK-P.LIPINSKI- B.BACROIX-A.LODINI“Stored Energy and recrystallization in cold Roller Steel” *Materials Science Forum* vols 558-559, 2007,1207-1212
- [96] W. Braisted, R. Brockman, « Finite element simulation of laser shock peening », *International Journal of Fatigue* 21 (1999), pp. 719-724.
- [97] ABAQUS™ user’s manual, version 6.6.1 Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc. 2006.
strain rates, temperatures, and pressures ». *Engrg. Fracture Mech.* 21 (1), 31-48.
- [98] G.R. Johnson, W.H. Cook, 1983. « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures ». In: *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, The Hague, Netherlands, pp. 541–547

Bibliographie

- [99] G.R. Johnson, W.H. Cook, 1985. « Fracture characteristics of three metals subjected to various strains,