



École doctorale n° 609 : Sciences et Ingénierie des Matériaux,
Mécanique, Énergétique

THÈSE

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE LIMOGES

Spécialité : Matériaux Céramiques et Traitements de Surface

présentée et soutenue publiquement par

Vincent Lasseur

le 3 juin 2020

Mesure et modélisation des contraintes résiduelles en projection thermique

Etude de l'influence du sablage, de la température et de la cinématique

Thèse dirigée par

Alain DENOIRJEAN

Joseph ABSI

Jury :

M. Vincent Guipont,	Chargé de Recherche, HDR, Centre des Matériaux, MINES ParisTech	Rapporteur
M. Rodolphe Bolot,	Pr., ICB, Université de Bourgogne	Rapporteur
Mme. Sophie Costil,	Pr., ICB, Université de Belfort-Montbéliard	Présidente
M. Didier Chicot,	Pr., LGCgE, Université de Lille	Examineur
M. Erick Meillot,	Senior Fellow, CEA Le Ripault, Monts	Examineur
M. Alain Denoirjean,	Dr. CNRS, IRCER, Université de Limoges	Examineur
M. Joseph Absi,	Pr., IRCER, Université de Limoges	Examineur
M. Simon Goutier,	Mcf., IRCER, Université de Limoges	Invité
M. Gilles Mariaux,	Pr., IRCER, Université de Limoges	Invité
M. Andreas Killinguer,	Apl. Prof. Dr. rer. nat., IFKB, Université de Stuttgart	Invité
M. Guillaume Huchet,	Ingénieur procédé, CEA Le Ripault, Monts	Invité

”- Are you an idiot ?

- No sir, I’m a dreamer”

Bob Kelso to John Dorian - Scrubs

A ma famille et mes amis,

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier Alain Denoirjean pour m'avoir permis de réaliser cette thèse ainsi que pour son soutien indéfectible tout au long de ces trois années. Je tiens à remercier mes encadrants Joseph Absi, Gilles Mariaux et Erick Meillot pour m'avoir apporté le recul nécessaire à l'aboutissement de ces travaux. Enfin, je souhaite remercier Simon Goutier, sa disponibilité, ses conseils et son amitié furent précieux tout au long de ces années de thèse.

Je remercie Madame Sophie Costille d'avoir présidé le jury de thèse ainsi que les rapporteurs, Messieurs Vincent Guipont et Rodolphe Bolot.

Je remercie les membres du jury Didier Chicot et Andreas Killinger pour leur participation et leurs réflexions pertinentes. Merci à Guillaume Huchet pour son aide et ses discussions précieuses sur le manuscrit.

A titre plus personnel, tout au long de cette aventure j'ai pu rencontrer et côtoyer des personnes exceptionnelles. Elles ont contribué de près ou de loin à cette thèse par leur gentillesse et leur bienveillance qui furent salutaires. Sans eux tout cela n'aurait pas été possible et les mots ne suffiront pas à exprimer ce que je leur dois.

Tout d'abord, merci à Isabelle Julien de m'avoir permis de réaliser de l'enseignement, de m'avoir apporté ses conseils et sa bienveillance.

Merci au personnel de l'atelier technique du laboratoire : Sébastien et Nicolas.

Merci à mon hipster préféré : Geoffroy un allié sur le plan technique mais aussi et avant tout un ami. Merci au petit personnel (Marion), à Emeline (♡), Nicolas, Chantal, Marina, Mr Chenu, Julie, JR et Jenny pour leur bonne humeur contagieuse et les moments passés.

Merci à mes anciens co-bureaux Benji, Virginie et Jérôme pour les discussions endiablées et les fou rire innombrables. Merci à Alice pour les discussions en pause-café.

Merci à Aurélie d'avoir accepté de partager son espace de travail avec moi et pour sa bonne humeur.

A tous ceux rencontrés pendant la thèse et qui m'ont apporté de la bonne humeur au jour le jour au laboratoire (et en soirées) tout en supportant ma folie douce : Camille, Lena,

Simon, Lucas, Marianna, Gloria, Remi, Remy, Andreas, Amélie, Dylan, Dani, Maxime, Mickaël, Megane, Elise, Tiphaine, Cassandre, Clément, Iñaki, Arthur, Maxence et Céline.

To little angel Hanna.

A ceux rencontrés à la fac et qui me supportent toujours : Quentin, Flavien, Théo, Lyna, Jordan, Hugo, Jonathan, Clément, Gwen et Coline.

A Portus, Arnaud, Axelle, Julie et Raphie, vous avez été ma bouée de sauvetage durant ces trois ans.

Ceux qui me connaissent depuis l'aube des temps et qui sont aujourd'hui une famille : Thibault, Marianne, Albert, Audrey, Paul, Romain et Kevin.

Enfin, à ma famille pour leur support, les bons moments et la bonne humeur permanente (et les vacances à l'île de Ré).

Table des matières

Introduction générale	21
Chapitre I Étude bibliographique	23
Introduction	25
I.1 Projection plasma	27
I.1.1 Caractéristiques de l'écoulement plasma	27
I.1.2 Injection de la poudre	30
I.1.3 Conclusion	31
I.2 Préparation de la surface du substrat	32
I.2.1 Grandeurs caractéristiques	32
I.2.2 Intérêt de la préparation de surface	33
I.2.3 Le grenailage	34
I.2.3.1 Principe	34
I.2.3.2 Profil de contrainte résiduelle	35
I.2.3.3 Modèles numériques du grenailage - hypothèses	36
I.2.3.4 Modèles numériques du grenailage - résultats	38
I.2.3.5 Modèle de comportement sous sollicitation dynamique	39
I.2.3.6 Conclusion	42
I.2.4 Le sablage	42
I.2.4.1 Différence entre sablage et grenailage	42
I.2.4.2 Paramètres du sablage	42
I.2.4.3 Propriétés résultantes du sablage	43
I.2.4.4 Profil de contrainte	44
I.2.5 Conclusion	45
I.3 Formation d'un dépôt plasma	46
I.3.1 Chronologie et temps caractéristiques de la construction d'un dépôt	46
I.3.2 Étalement des particules	46
I.3.3 Solidification d'une lamelle	52
I.3.4 Formation d'une couche	52
I.3.5 Conclusion	54
I.4 Origines et conséquences des contraintes en projection thermique	55
I.4.1 Courbure initiale	55
I.4.2 La contrainte de trempe	55
I.4.2.1 Lors de l'impact	55

I.4.2.2	Dépôt complet	56
I.4.3	La contrainte thermique	57
I.4.4	Autres contraintes générées	58
I.4.5	Endommagement du système et relaxation des contraintes	58
I.4.6	Contrainte résiduelle	60
I.5	Dispositifs d'étude des contraintes	61
I.5.1	Mesure de courbure in-situ - Méthode de la flèche	62
I.5.1.1	Principe de la méthode	62
I.5.1.2	Modèle numérique de la flèche	64
I.5.1.3	Contrainte de trempe	64
I.5.1.4	Contrainte thermique	65
I.5.1.5	Contrainte résiduelle	65
I.5.2	Mesure par trou incrémental	66
I.5.3	Conclusion	68
Conclusions	69

Chapitre II Stratégie expérimentale

71

Introduction	73
II.1	Matériaux	74
II.1.1	Les substrats	74
II.1.1.1	Principe des éprouvettes Almen	74
II.1.1.2	Préparation des substrats	75
II.1.2	La poudre de zircone	77
II.1.2.1	Principales propriétés et applications de la zircone	77
II.1.2.2	Structure de la zircone	78
II.1.2.3	Stabilisation de la zircone	79
II.1.2.4	Composition chimique	79
II.1.2.5	Morphologie et granulométrie de la poudre	80
II.1.3	Conclusion	81
II.2	Dispositifs d'étude du sablage	82
II.2.1	Etude de la vitesse des grains	82
II.2.2	Etude morphologique des grains	83
II.2.3	Etude du comportement tribologique	84
II.2.4	Caractérisations topographiques de la surface	85
II.2.4.1	Interférométrie	85
II.2.4.2	Profilométrie	86
II.3	Dispositif de projection plasma	87
II.4	Dispositifs de caractérisation des contraintes	89
II.4.1	Mesure de courbure	89
II.4.1.1	Description générale du système ICP	90
II.4.1.2	Porte échantillon en rotation et système de refroidissement	90
II.4.1.3	Transmission des données	91
II.4.1.4	Caractéristiques techniques des capteurs	92
II.4.1.5	Mesures de température	93
II.4.2	Trou incrémental	94

II.5	Caractérisations conventionnelles	95
II.5.1	Microscopie électronique à balayage	95
II.5.2	Diffraction des rayons X	95
II.5.3	Granulométrie de la poudre	95
	Conclusions	97

Chapitre III Modélisation et simulation de l'étape de sablage doux 99

	Introduction	101
III.1	Définition des modèles	103
III.1.1	Domaine de calcul	103
III.1.2	Données d'entrée et hypothèses	104
III.1.2.1	Propriétés mécaniques des matériaux	104
III.1.2.2	Vitesses initiales des particules impactantes	105
III.1.2.3	Fracturation des grains de corindon	106
III.1.2.4	Propriétés thermomécaniques	107
III.1.2.5	Autres hypothèses	107
III.1.3	Conditions aux limites	107
III.1.4	Comportement mécanique des solides	108
III.1.5	Type d'éléments et maillage	109
III.1.6	Temps d'incrément	110
III.1.7	Modèle et propriétés de contacts entre solides	110
III.1.8	Récapitulatif des modèles	112
III.2	1 ^{er} modèle - Etude des propriétés élasto-plastiques des éprouvettes Almen 114	
III.2.1	Présentation de la démarche	114
III.2.2	Essais de traction	114
III.2.3	Rappel du 1 ^{er} modèle	116
III.2.4	Résultats	116
III.2.5	Conclusions	118
III.3	2 ^{ème} modèle - Modèle de grenailage	119
III.3.1	Rappel du 2 ^{ème} modèle	119
III.3.2	Résultats	120
III.3.3	Conclusions	121
III.4	3 ^{ème} modèle - Sablage doux	122
III.4.1	Rappel du 3 ^{ème} modèle	122
III.4.2	Résultats	123
	Conclusions	125

Chapitre IV Contraintes résiduelles dans les dépôts 127

	Introduction	129
IV.1	Cinématiques retenues	131
IV.2	Etude de la phase de préchauffe du substrat	132
IV.2.1	Influence de la température de préchauffe	132
IV.2.2	Influence sur les pré-contraintes de sablage	133

IV.3 Etude de la phase de dépôt	136
IV.3.1 Construction des premières couches	136
IV.3.1.1 Etude de la microstructure	136
IV.3.1.2 Etude de la température	137
IV.3.1.3 Etude de la vitesse de croissance	139
IV.3.1.4 Conclusion	143
IV.3.2 Influence de l'épaisseur du dépôt	143
IV.3.3 Etude des profils de contraintes	146
IV.3.4 Conclusion	146
IV.4 Impact de la cinématique sur les contraintes résiduelles	148
IV.4.1 Microstructures	148
IV.4.2 Mesures en ligne	149
IV.4.3 Mesures post projection	152
Conclusions	153

Conclusions générales	155
------------------------------	------------

Perspectives	159
---------------------	------------

Table des figures

I.1	Principaux paramètres relatifs à la projection thermique.	26
I.2	Schéma de principe d'une torche plasma.	27
I.3	Variation du voltage dans une torche plasma selon le mode employé	29
I.4	Exemple de fluctuations de vitesse et de température pour une torche F4 Oerlikon Metco	29
I.5	Schéma descriptif du phénomène de turbulence	30
I.6	Trajectoire des particules pour différents débits de gaz porteur	30
I.7	Exemple de mesure pour le calcul de R_a et R_t	32
I.8	Différents cas de symétrie de surface pour un R_a identique.	33
I.9	Ancrage mécanique entre particules et substrat en présence de rugosité.	34
I.10	Principe du grenailage	34
I.11	Principe et contrainte résultante dans le plan associé de la pression de Hertz et de l'effet de martelage.	35
I.12	Profil de contraintes résiduelles $\sigma_{xx}(z)$ (ou $\sigma_{yy}(z)$) suite à un grenailage optimal.	36
I.13	Tendances observées expérimentalement de la contrainte résiduelle en fonc- tion de différents paramètres.	36
I.14	Influence du nombre de cycles d'impacts à positions identiques sur le rapport de l'évolution de la contrainte résiduelle.	37
I.15	Comparatif entre résultats expérimentaux et modèles pour deux configura- tions : uniforme et aléatoire.	38
I.16	Comparatif entre résultats expérimentaux et numériques de la courbure de l'échantillon après grenailage.	39
I.17	Comparaison modèle/expérience pour 3 lois de comportement dans le cadre d'une simulation d'impact.	40
I.18	Comparatif entre sablage et grenailage.	42
I.19	Évolution de la contrainte résiduelle dans l'épaisseur d'une éprouvette en métal après sablage.	45
I.20	Temps caractéristiques de la formation d'un dépôt.	46
I.21	Classification des morphologies de splats.	47
I.22	Phénomène d'impact d'une particule fondue.	48
I.23	Modes d'impacts possibles.	49
I.24	Étalement d'une particule en surface du substrat à température ambiante.	50
I.25	Schéma descriptif de la cinématique d'une torche.	53
I.26	Schéma d'un dépôt plasma.	54
I.27	Principe de création des contraintes de trempe.	55

I.28	Représentation schématique des contraintes dans une lamelle et des différents phénomènes de relaxations.	56
I.29	Formation du moment de courbure sous l'effet des déformations d'un système substrat/dépôt.	57
I.30	Mécanismes de formation des fissures dans les dépôts par projection thermique.	58
I.31	Effets de l'épaisseur du dépôt et de la température du système en fonctionnement sur le nombre et la longueur des fissures formées.	59
I.32	Répartition spatiale et en profondeur des méthodes de mesure des contraintes résiduelles.	61
I.33	Formation du moment de courbure sous l'effet des déformations d'un système bi-couches pour le cas céramique/métal.	63
I.34	Définition de la courbure d'un échantillon.	63
I.35	Courbure schématique d'un échantillon lors de la formation du dépôt.	65
I.36	Schéma descriptif de la mesure de déformation par trou incrémental.	66
I.37	Principales orientations pour une jauge de déformation circulaire.	67
II.1	Dimensions d'une éprouvette Almen type A.	75
II.2	Test standard de mesure de l'intensité Almen après grenailage.	75
II.3	Photo d'une sableuse à surpression.	77
II.4	Phases cristallines de la zirconie en fonction de la température.	78
II.5	Diagramme de phase ZrO_2 - Y_2O_3	79
II.6	Images MEB de la poudre METCO 204AF.	80
II.7	Distributions granulométriques de la poudre Metco 204AF en volume et en nombre.	80
II.8	Exemple de mesure de vitesse d'un grain sur le logiciel Photron FASTCAM Viewer.	82
II.9	Images MEB des grains de corindon blanc F20.	83
II.10	Images ombroscopiques par microscope optique du sable F20	84
II.11	Images ombroscopiques d'éléments de sable F20 et de gravier industriel.	84
II.12	Montage d'essai tribologique pion/disque.	85
II.13	Schéma de principe de l'interférométrie de Michelson.	86
II.14	Schéma descriptif de l'échantillonnage λ_c	86
II.15	Schéma de principe du distributeur de poudre Twin-140-H	87
II.16	Refroidissements du substrat.	88
II.17	Cinématiques de la torche.	89
II.18	Définition de la courbure d'un échantillon	90
II.19	Porte échantillon utilisé pour la projection plasma pour la mesure de contraintes en rotation.	91
II.20	Système de mesure en rotation.	92
II.21	Exemple type de courbes de température pour une préchauffe d'un substrat à 300 °C et une température de dépôt à 300 °C.	94
II.22	Schéma synoptique d'un granulomètre laser.	96
III.1	Méthodologie appliquée pour le développement d'un modèle par éléments finis de sablage.	102
III.2	Éléments de gravier scannés par scan 3D.	103
III.3	Angle d'ouverture du jet de sablage.	105

III.4	Evolution de la vitesse des grains de sablage en fonction de la pression statique d'air.	106
III.5	Comparatif des diamètres moyen et des vitesses des grains de sable.	106
III.6	Distributions granulométriques du sable F20 pour un sable neuf et après 1, 2 et 3 cycles.	107
III.7	Visualisation du domaine de calcul et des conditions aux limites appliquées aux frontières du modèle.	108
III.8	Disposition des noeuds pour les éléments hexaédriques linéaires et quadratiques.	109
III.9	Maillage des billes pour le 2 ^{ème} modèle et maillage du substrat pour les 2 ^{ème} et 3 ^{ème} modèles.	110
III.10	Eléments résultants du scan 3D de gravier et rapporté à une taille moyenne de 1 mm.	110
III.11	Influence du coefficient de frottement sur les valeurs de contrainte en profondeur et coefficient de frottement calculé pour différentes charges par essai de frottement pion/disque.	112
III.12	Essais de traction selon la norme NF EN ISO 6892-1 (2016) réalisés sur des éprouvettes Almen.	115
III.13	Essais de traction selon la norme NF EN ISO 6892-1 (2016) réalisés sur des éprouvettes Almen.	115
III.14	Modèle d'impact d'une bille unique pour l'obtention des paramètres de Johnson-Cook.	116
III.15	Cartographies établies par interférométrie.	117
III.16	Evolution de la profondeur d'impact simulée pour une bille en acier de 6,2 mm de diamètre sur une substrat en acier SAE 1070 en fonction du paramètre C de Johnson-Cook.	118
III.17	Estimation du taux de couverture d'une surface de 1 mm ² pour des éléments de 0,8 mm de diamètre.	119
III.18	Simulation de grenailage d'une éprouvette Almen de type A pour différentes vitesses et diamètres de grenailles avec 70 éléments impactés.	120
III.19	Simulation de grenailage d'une éprouvette Almen de type A avec 70 et 140 éléments de diamètre 0,4 mm et de vitesse 45 m.s ⁻¹	121
III.20	Simulation du procédé de sablage d'une éprouvette Almen de type A avec des éléments de diamètre 1 mm et de vitesse 60 m.s ⁻¹	122
III.21	Profil type de rugosité après sablage pour des particules impactantes de diamètre moyen 1015 μm et une pression d'air de 2 bar.	123
III.22	Evolution de la contrainte résiduelle de sablage σ_{11} pour des particules impactantes de diamètre moyen 1015 μm et une pression d'air de 2 bar.	124
IV.1	Organigramme des étapes du procédé de projection en rapport avec les outils de mesure des contraintes utilisés.	129
IV.2	Courbure type d'une éprouvette Almen de type A au cours d'une projection thermique sur cible en rotation avec préchauffe et refroidissement à l'air ambiant.	130
IV.3	Cinématiques de la torche plasma.	131
IV.4	Variations de courbure et températures associées d'éprouvettes Almen de type A sablées unilatéralement et préchauffées par flux plasma.	133

IV.5	Courbure type d'une éprouvette Almen de type A lors d'une préchauffe à 275 °C suivie d'un refroidissement à l'air ambiant.	134
IV.6	Evolution type des contraintes σ_{11} en fonction de l'épaisseur pour une éprouvette Almen de type A ayant subi un cycle de sablage et un cycle de sablage + préchauffe.	134
IV.7	Images MEB de la coupe transversale d'un dépôt de 200 μm de Zircone Yttriée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrat SAE 1070 avec une configuration de projection en rotation. Débits de poudres : 20 $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$ (a) et 60 $\text{g}\cdot\text{min}^{-1}$ (b).	137
IV.8	Evolution de la courbure en fonction du temps pour deux températures de préchauffe.	138
IV.9	Evolution de la courbure en fonction du temps pour une préchauffe à 350 °C suivie d'un dépôt réalisé à 300 °C.	140
IV.10	Evolution de la courbure en fonction de l'épaisseur de dépôt pour une préchauffe à 350 °C suivie d'un dépôt réalisé à 300 °C.	141
IV.11	Evolutions de la température avec une émissivité $\epsilon=1$ en fonction du temps et de l'épaisseur de dépôt.	142
IV.12	Courbure lors des étapes de préchauffe et de dépôt de Zircone Yttriée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) en fonction de l'épaisseur.	144
IV.13	Evolution type des contraintes σ_{11} en fonction de la profondeur pour des dépôts de 100 et 400 μm de Zircone Yttriée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrats Almen. Mesures effectuées par trou incrémental ($E=113$ GPa).	145
IV.14	Evolution type des contraintes σ_{11} en fonction de la profondeur pour des substrats sablés, sablés et préchauffés, avec un dépôts de 100 et 400 μm de Zircone Yttriée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3). Mesures effectuées par trou incrémental ($E=113$ GPa).	146
IV.15	Sens d'évolution et courbure finale de l'éprouvette pour une configuration en rotation selon différents paramètres.	147
IV.16	Temps d'interaction substrat/torche pour deux interactions consécutives dans le cas des configurations XY et en rotation.	148
IV.17	Images MEB de la coupe transversale des dépôts pour les deux configurations étudiées.	149
IV.18	Courbures d'éprouvettes Almen pour deux cinématiques différentes.	151
IV.19	Profils de contraintes σ_{11} type obtenus par trou incrémental pour des dépôts de 200 μm de Zircone Yttriée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrat Almen.	152

Liste des tableaux

I.1	Tableau récapitulatif des conditions appliquées à différents modèles de la bibliographie.	41
I.2	Particule de zircone de $30\mu\text{m}$ impactant à 3200K.	51
II.1	Grandeurs caractéristiques d'une éprouvette Almen (acier SAE 1070).	74
II.2	Composition, propriétés et nomenclature des sables.	76
II.3	Composition chimique de la poudre METCO 204AF (% massique).	79
II.4	Caractéristiques techniques de la caméra FASTCAM 1024 PCI.	82
II.5	Paramètres des essais tribologiques.	85
II.6	Caractéristiques techniques des capteurs OptoNCDT 1320-25 et RAYMID 20 LT CB3	93
III.1	Propriétés matériaux des médias impactants et des substrats pour les trois modèles.	104
III.2	Paramètres de la loi de plasticité isotrope pour un substrat SAE 1070.	104
III.3	Tableau résumé des données appliquées au modèles de calcul.	113
III.4	Paramètres A,B et n de Johnson-Cook pour l'acier SAE 1070 sous forme de barrette Almen.	116
III.5	Moyenne des empreintes mesurées par interférométrie en fonction de la vitesse de la bille incidente.	117
III.6	Paramètres de la loi de plasticité de Johnson-Cook établis pour l'acier SAE 1070.	118
III.7	Comparatif des R_a et R_t obtenus.	124
IV.1	Variation de courbure observée lors de la création des premières couches de Zircone Yttrée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrat SAE 1070.	139
IV.2	Contraintes de trempe, thermiques et résiduelles calculées à partir des données de courbure de dépôts de 100 et 400 μm de Zircone Yttrée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrats Almen.	145
IV.3	Contraintes calculées par la méthode de mesure de la courbure pour la réalisation de dépôts de 200 μm réalisés à une température de 300 °C selon deux configurations.	151

Introduction générale

La projection thermique et, plus particulièrement, la projection plasma de particules métalliques ou céramiques est de nos jours un procédé de projection largement utilisé dans l'industrie. Parmi les principales applications, il est possible de citer : les dépôts anti usure [1][2], anti corrosion [3][4], anti oxydation [5] les barrières thermiques [6][7], le rechargement de structures [8][9], le revêtement d'implants médicaux [10][11], les couches de liaisons (bond-coat) [1][12], les applications électriques et diélectriques [13][14] ainsi que la formation de pièces massives [15][16].

Le développement de structures fines contrôlées est au cœur de la recherche actuelle afin d'améliorer les propriétés intrinsèques des couches formées. La compréhension du procédé de projection plasma, de l'écoulement du jet à la formation du dépôt en passant par l'étude de l'étalement des particules à l'impact est bien avancée. De ces nombreuses études résulte une connaissance des paramètres et conditions opératoires menant à la formation d'un dépôt adhérent présentant une homogénéité et une porosité maîtrisées. Cependant, ces différentes études ne sont pas en mesure d'expliquer totalement la délamination et l'endommagement de certains dépôts. Afin d'expliquer ces phénomènes, l'étude des contraintes résiduelles se développant au cours de la phase d'élaboration et en usage et, donc, de l'histoire thermique et mécanique des dépôts devient nécessaire. La caractérisation des premières contraintes et l'élaboration des premiers modèles d'étude remontent aux années 1900 avec l'article "The tension of metallic films deposited by electrolysis" de G.G.Stoney dont la formule éponyme fait encore figure de référence de nos jours. Il faudra ensuite attendre les années 1980 avec l'essor de la projection thermique pour voir apparaître le terme de contraintes à nouveau et le développement de procédés de mesure de ces contraintes. L'étude de courbure du substrat lors de la création du dépôt proposé par Kuroda et Al. [17] et développé par Gill et Clyne [18] permet l'étude in-situ de la formation des contraintes. Cependant, les calculs empiriques associés ne parviennent pas à expliquer l'état final des contraintes dans les pièces revêtues. Ceci s'explique par la non prise en compte du procédé dans son ensemble, les contraintes résiduelles d'un dépôt résultent de l'histoire de ce dernier, allant de la préparation de surface du substrat réalisée en premier lieu jusqu'à l'étape la création du dépôt en dernier lieu.

Le développement des outils numériques depuis les années 1950 a permis l'émergence de modèles numériques de plus en plus performants qui sont devenus indispensables à la compréhension des phénomènes thermomécaniques intervenant dans les dépôts lors de leur élaboration et leur usage. Les modèles proposés dans la bibliographie se concentrent

soit sur l'étude du procédé de projection, soit sur la vie du dépôt dans son environnement d'utilisation. Or, à notre connaissance, aucun modèle ne prend en compte l'influence mécanique du procédé de préparation de surface du substrat réalisé en amont du revêtement. L'un des objectifs de cette thèse est donc de proposer un modèle capable de rendre compte de l'état de surface et des contraintes induites par le procédé de sablage.

Un éclairage plus important se doit donc d'être apporté sur la problématique des contraintes générées lors de la préparation de surface par sablage puis lors de la phase de création d'un dépôt par projection thermique. Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit ont donc trois objectifs complémentaires : i) faire un état de l'art le plus exhaustif possible des connaissances dans ce domaine. ii) Proposer un modèle numérique du sablage capable de générer une surface dont la texturation de surface et les contraintes associées correspondent aux données expérimentales. iii) Proposer une étude expérimentale du développement des contraintes lors de la création d'un dépôt sur un substrat dans une cinématique en rotation.

Le premier chapitre porte sur l'étude bibliographique liée au contexte et à la problématique de ces travaux de thèse. Pour cela une brève description du fonctionnement d'une torche à plasma est présentée, puis le procédé de préparation de surface du substrat est réalisé en détaillant les procédés de grenailage (étape préliminaire au développement du modèle de sablage permettant une première validation) et de sablage sous deux aspects : numérique et expérimental. Les mécanismes de formation d'un dépôt sont aussi abordés ainsi que les contraintes associées. Enfin les dispositifs de mesure des contraintes mécaniques existants sont discutés.

Le second chapitre présente les matériaux de l'étude : poudres céramiques et substrats métalliques. Les dispositifs expérimentaux d'étude du procédé de préparation de surface mis en œuvre sont ensuite présentés. Ensuite, le dispositif de projection plasma et le dispositif expérimental de mesure des contraintes par la mesure de courbure du substrat pour une cinématique en rotation développé pour cette étude sont introduits. Enfin, les autres méthodes de mesure utilisées en complément sont déclinées.

Le troisième chapitre décrit les différentes étapes de développement et les résultats associés nécessaires à la création d'un modèle de simulation numérique du sablage doux (sans arrachement de matière). Dans cet objectif, l'étude de la loi de plasticité du substrat est réalisée et un comparatif avec les données bibliographiques existantes sur l'état de contraintes obtenu par le procédé de grenailage est proposé. Enfin, le modèle de sablage est introduit et une comparaison des contraintes et déformations résultantes avec les données expérimentales est effectuée afin de réaliser une première validation de ce modèle.

Le dernier chapitre se focalise sur l'étude expérimentale des phénomènes à l'origine de la variation de courbure des échantillons lors de la création du dépôt par projection plasma. L'influence de la préchauffe du substrat sur les contraintes induites par le sablage est présentée, la création des premières couches et la variation de courbure associée est discutée ainsi que l'influence de l'épaisseur sur les contraintes dans le dépôt. Enfin, une comparaison entre deux cinématiques utilisées dans l'industrie est réalisée : une cinématique dite "en rotation" et une cinématique plan XY.

En conclusion, une synthèse des résultats est proposée ainsi que les perspectives envisagées pour la suite potentielle des travaux sur ce sujet.

Chapitre I

Étude bibliographique

Introduction

La projection plasma par arc soufflé permet, par le biais d'un écoulement fortement enthalpique, l'accélération et la fusion de particules métalliques ou céramiques dont l'étalement et l'empilement successif permet de former des dépôts. Ces revêtements réalisés par projection plasma atmosphérique (APS) sont qualifiés de dépôts épais (de l'ordre de $100\mu\text{m}$ à $500\mu\text{m}$). La compréhension et la maîtrise des procédés de préparation de surface et de projection sont nécessaires à l'adhérence du dépôt, à l'obtention des microstructures souhaitées et à la répétabilité du procédé. Cette maîtrise se traduit par l'étude et la compréhension du fonctionnement et du comportement de la torche à plasma, du développement du jet, de l'interaction particules/plasma et de la réponse du substrat.

Les particules injectées vont de la centaine de microns à des tailles submicroniques (dans le cadre des projections de suspensions). Les vitesses de particules à l'impact vont de 100 à 400 m/s [19]. Un dépôt est réalisé par empilement successif de particules partiellement ou totalement fondues sur un substrat cible. Lors de leur impact, les particules fondues vont subir une trempe à des vitesses de l'ordre de 10^6 à 10^8 K.s^{-1} [20]. La formation d'un tel dépôt dont la microstructure lamellaire est inhomogène [21] mène à de nombreuses imperfections (porosité, particules infondues...).

La projection de particules de taille micronique par un système plasma haute température standard, sans modification préalable de l'état de surface, présente de faibles adhérences dépôt/substrat. Dans un objectif d'amélioration, deux techniques sont appliquées :

- La création d'une rugosité de surface par sablage permet l'ajout d'une adhérence mécanique au système
- La formation d'une sous-couche de liaison (appelée bond-coat) permet, en modifiant la nature chimique de la surface du substrat, d'améliorer l'adhérence du dépôt [22] ainsi que d'adapter les coefficients de dilatation thermique entre le substrat et le dépôt final, entre autres apports.

De nombreux auteurs [23][21] se sont intéressés aux paramètres agissant sur la qualité du dépôt et les ont classés selon leur origine (figure I.1). Les paramètres opératoires relatifs à la torche et au jet de plasma seront fixés par la suite afin de respecter le cahier des charges du bon fonctionnement des équipements. Les paramètres relatifs aux particules (débit de poudre principalement) et au substrat (prétraitement et mouvement) seront amenés à être modifiés afin d'en étudier l'impact sur les contraintes résiduelles dans les différentes couches.

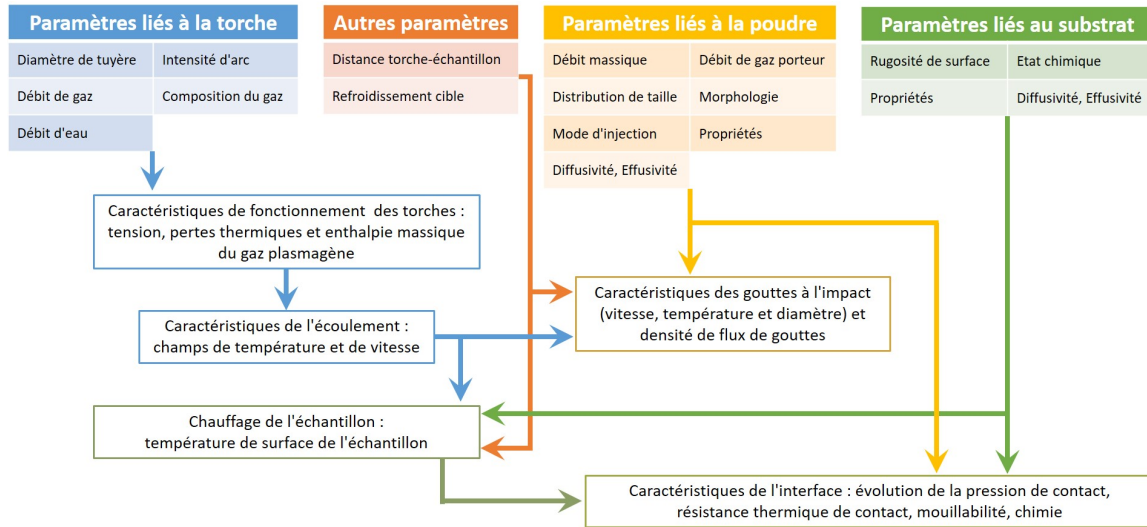


FIGURE I.1 – Principaux paramètres relatifs à la projection thermique, d’après [21] et [23].

Ce premier chapitre aborde les points essentiels nécessaires à la compréhension du procédé plasma. La première partie présente le fonctionnement d’une torche plasma, de l’établissement du plasma aux paramètres influents sur ce dernier. La seconde partie s’intéressera à la préparation de surface et aux contraintes générées lors de cette étape. Ensuite, la formation d’un revêtement, de la préparation de surface à l’interaction plasma-particules et l’étalement de ces dernières en surface du substrat seront présentés. Enfin, les deux dernières parties de chapitre aborderont les contraintes générées par ce type de procédé et les dispositifs d’étude existants avec une attention particulière pour les dispositifs employés dans cette thèse.

I.1 Projection plasma

L'obtention d'un dépôt en projection plasma sous air (APS : Atmospheric Plasma Spraying) aux propriétés maîtrisées nécessite une connaissance en amont du traitement des particules dans l'écoulement plasma. Une fusion optimale est souvent recherchée en évitant les cas de fusion partielle ou de surfusion. Ce traitement dépend de la distribution en taille des poudres et des caractéristiques du jet (température, conductivité thermique, viscosité et vitesse en particulier) [22] qui dépendent des paramètres de projection (nature et débit des gaz, courant d'arc et diamètre de tuyère principalement).

I.1.1 Caractéristiques de l'écoulement plasma

La figure I.2 illustre la génération du plasma : le gaz plasmagène est chauffé par effet Joule via un arc électrique généré par une forte différence de potentiel entre une cathode en tungstène thorié en forme de pointe et une anode concentrique en cuivre de forme annulaire jouant le rôle de tuyère. L'énergie des électrons partiellement transférée par des chocs élastiques et inélastiques aux molécules du gaz, entretient son ionisation. La dilatation des gaz dans la tuyère-anode permet l'accélération et la formation du jet plasma en extinction à la sortie de la torche.

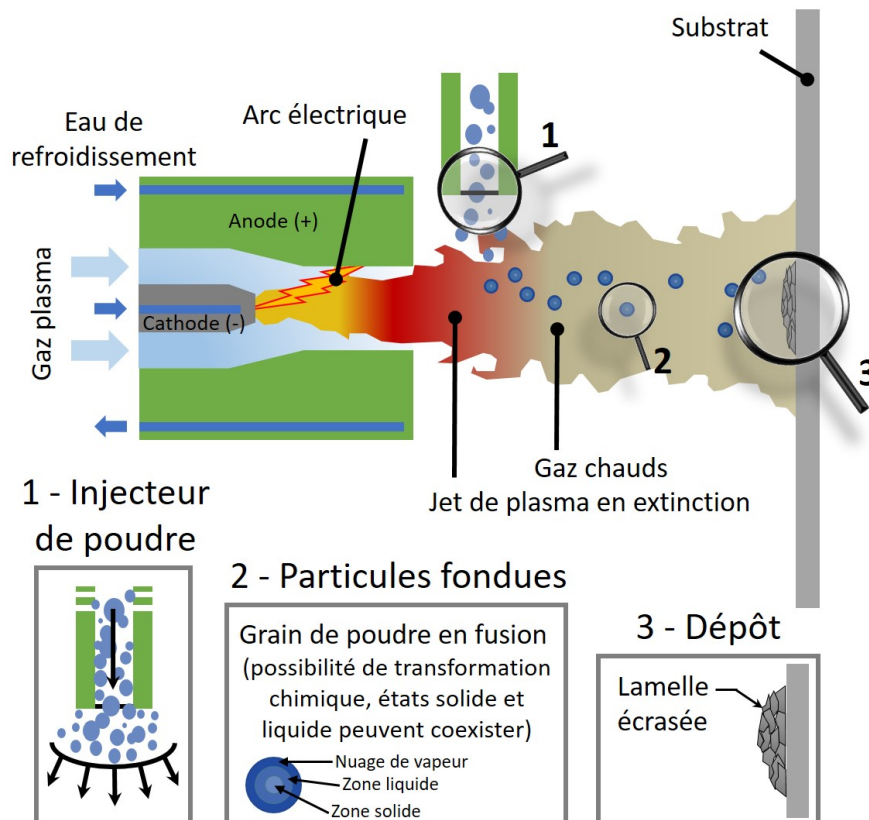


FIGURE I.2 – Schéma de principe d'une torche plasma.

L'argon et l'hydrogène (et plus rarement l'hélium) sont les principaux gaz employés pour former le gaz plasmagène. L'argon joue un triple rôle d'initiation, de maintien (du fait de ses propriétés de gaz inerte et facilement ionisable) et d'accélération (70% de la quantité de mouvement des particules) du plasma [19]. L'ajout d'hydrogène en concentration plus faible (5 à 25% du mélange) permet d'augmenter l'enthalpie du système et du transfert thermique plasma/particule du fait de sa conductivité thermique élevée. Un tel ajout est utilisé dans le cas des matériaux réfractaires à haut point de fusion.

La température dans la chambre d'arc étant de l'ordre de 20000 K à 30000 K , ceci impose un refroidissement important en continu des électrodes à l'aide d'eau sous pression. Cette perte d'énergie thermique représente 40 à 50% de la puissance électrique de l'arc [22]. Ainsi une torche de type F4 de la société Oerlikon-Metco délivrant 40 kW de puissance électrique totale verra 18 kW perdue en puissance de refroidissement.

Les tuyères utilisées en APS vont de 6 à 10 mm de diamètre [23]. Dans la majorité des cas (utilisation de paramètres de fonctionnement standards), une diminution du diamètre de tuyère entraîne une augmentation de la température du plasma du fait de l'augmentation de force du champ électrique engendré par l'augmentation des pertes de chaleur maximisant localement les points chauds dans le plasma. L'enthalpie ne variant pas linéairement avec la température, cette augmentation de température de l'ordre de 1000 ou 2000 K s'accompagne d'une forte augmentation de l'enthalpie. L'effet sur la vitesse du plasma est plus important, la vitesse étant inversement proportionnelle à la section efficace. A cela s'ajoute la diminution de densité du plasma.

L'influence de l'intensité d'arc se traduit par une augmentation de température de l'ordre de 2000 K pour une intensité entre 300 et 700 A (jet Ar/H₂ 25%) [23]. L'augmentation de l'intensité se traduit aussi par un allongement et un élargissement du jet de plasma ainsi qu'une forte augmentation de la vitesse, de l'enthalpie et des instabilités du jet (vitesse, température), diminuant le temps de séjour des particules au sein du jet tout en améliorant le traitement thermique [24].

En fonctionnement, l'arc électrique se déplace, s'allonge et se raccourcit du fait de forces électromagnétiques, hydrodynamiques et de phénomènes thermiques agissant sur la colonne et le pied d'arc sur l'anode. Ceci apporte des instabilités au jet de plasma : un allongement d'arc entraîne une augmentation de tension, d'enthalpie et de vitesse du plasma et inversement pour un raccourcissement. La variation d'enthalpie entraîne l'apparition de gradients de température dans la torche, l'arc électrique va alors ajuster sa position d'accroche sur l'anode afin de répondre à la dissipation d'énergie. Cette variation de position entraîne une variation du voltage. Cette variation suit le principe du minimum de Steenbeck [23] : l'arc électrique ajuste sa position afin que les variations de voltage soient minimisées. Cette instabilité de l'arc est la source principale des instabilités d'une torche plasma et dépend aussi de la dynamique des gaz injectés dans celle-ci. L'arc va alors s'allonger afin de répondre aux variations citées précédemment jusqu'à ce qu'une position d'arc de potentiel électrique plus faible apparaisse en amont. Ce mode de fonctionnement est appelé "restrike" (figure I.3). D'autres modes ("steady" et "take-over") existent et ne seront pas détaillés ici car correspondant à des conditions de projection plus rarement utilisées en projection thermique.

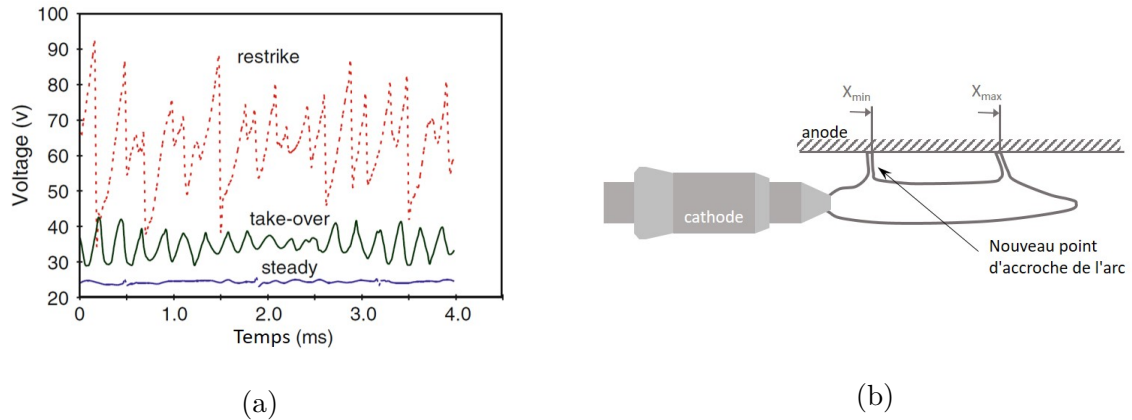


FIGURE I.3 – Variation du voltage selon le mode employé (a) et illustration du mode "restrike" (b) [23].

Le mode restrike se caractérise par des variations de tension de l'ordre de 30 à 70% du voltage moyen en fonctionnement (pour une fréquence de 2 à 6 kHz). Ces fluctuations mènent à des fluctuations de vitesse et d'enthalpie du jet de plasma et donc à un traitement thermique des particules inhomogène (figure I.4). Cet effet est amplifié par l'apport de gaz froids externes dans le jet.

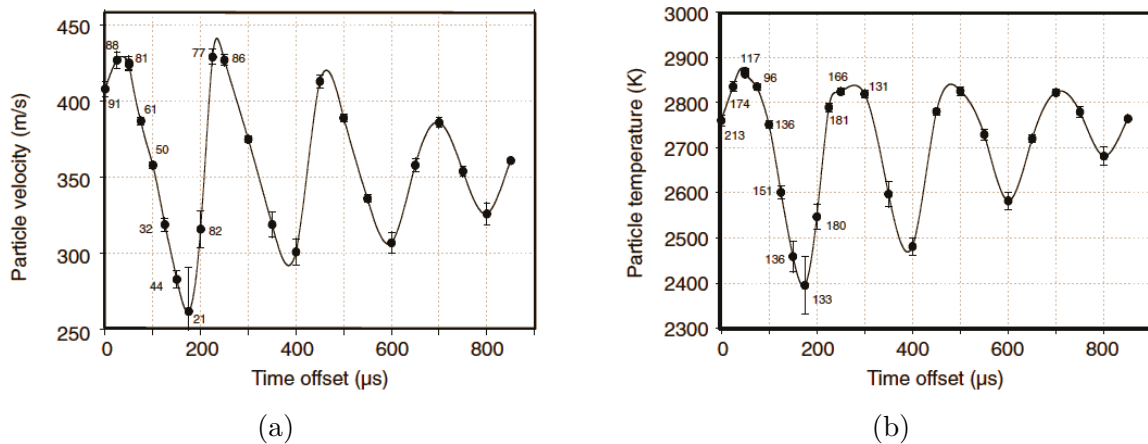


FIGURE I.4 – Exemple de fluctuations de vitesse (a) et de température (b) de particules d'alumine à une distance de 50 mm de la tuyère due aux fluctuations d'arc pour une torche F4 Oerlikon Metco avec un plasma Ar/H₂(35/10 slm (Standard Litre Minute)), un ampérage de 550 A, un débit de gaz porteur de 3 slm et un débit de poudre de 1,5 g/min [25].

En effet, lors de sa sortie de la tuyère, le jet de plasma interagit avec le milieu ambiant au repos. La différence de vitesse d'écoulement, de densité, de température et des effets de cisaillement entre les deux milieux ainsi que les fluctuations du jet plasma vont conduire à la formation d'un jet plasma turbulent dans lequel s'engouffre le gaz froid ambiant (figure I.5) qui va être entraîné au cœur du plasma induisant un abaissement de la température et un ralentissement du jet de plasma. La figure I.5 montre qu'en sortie de tuyère à une distance de 20 mm le ratio Ar-H₂/Air-Ar-H₂ chute à 50% [24].

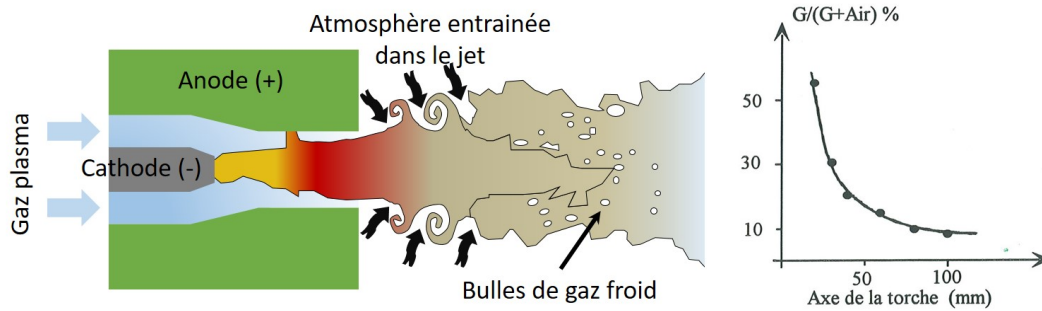


FIGURE I.5 – Schéma descriptif du phénomène de turbulence et évolution du pourcentage d'air pour un mélange Ar/H₂ (25%) [24].

I.1.2 Injection de la poudre

Les poudres (dont la granulométrie est comprise entre 5 et 100 μm) sont transportées au cœur du jet de plasma par le biais d'un gaz porteur (généralement de l'argon). Le diamètre de l'injecteur est de l'ordre du millimètre, les débits de poudre et de gaz porteur introduits à la sortie de la torche à plasma sont donc des paramètres majeurs conditionnant la structure, l'épaisseur et les propriétés du dépôt (figure I.6 [26]). La quantité de mouvement reçue par les particules doit être proche de celle du cœur du plasma [22]. Un trop fort débit de gaz (supérieur à 10% du débit massique de l'écoulement plasma [22]) tend à diminuer le rendement de projection en abaissant la température du plasma. Cet abaissement de la température va limiter le diamètre des particules projetables. Dans ses travaux, M.Vardelle [27] a mis en évidence la distribution radiale gaussienne du flux de particules dans le jet et la nette influence de la masse des particules.

Dans les torches APS conventionnelles, l'injection de poudre ne peut pas être axiale du fait de la présence de la cathode. Une injection axiale via des cathodes creuses entraîne une obstruction progressive de la torche et la formation d'un amas du matériau projeté sur la pointe de la cathode [28].

En injection radiale, le profil de l'écoulement gazeux non uniforme dans l'injecteur et la distribution en taille des particules inhomogène leur confère une quantité de mouvement différente. La pénétration de ces particules au sein du jet sera donc non uniforme et leur traitement thermique et cinétique dans le plasma inhomogène. Des particules en périphérie du plasma seront partiellement fondues voire non fondues. Ces particules vont alors, en très faible quantité, se retrouver dans le dépôt menant à la formation de défauts [29]. Ainsi M.P.Planche et al. [30] proposent un facteur maximal de 2 entre diamètres maximal et minimal des particules.

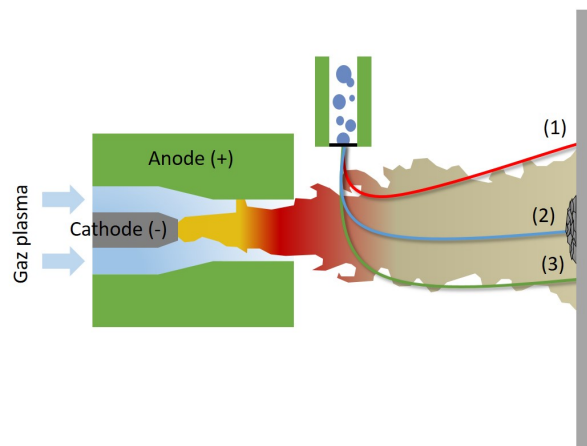


FIGURE I.6 – Trajectoire des particules pour différents débits de gaz porteur (1) débit trop faible, (2) débit optimal, (3) débit trop élevé.

La torche à plasma utilisée pour ces travaux est une torche de type F4 de la société Oerlikon-Metco présentant un diamètre interne de tuyère de 6 mm. Un tel choix est le résultat de nombreuses études réalisées au sein du laboratoire afin d'optimiser la formation d'un dépôt céramique homogène. Les températures au cœur du jet plasma en sortie de tuyère atteignent 8000 à 13000 K et l'écoulement peut aller de 500 à 2000 m/s [19] selon les paramètres appliqués.

Lors de leur passage au sein du plasma, les particules vont subir un traitement thermique par conducto-convection avec une forte accélération [22] du fait de la force de traînée visqueuse générée par le plasma. Une couche limite thermique de fort gradient (3000 à 10 000 K) se développe en surface de la particule. Cette couche limite traduit des effets combinés de convection et de conduction.

L'étude et le contrôle de l'état de fusion des particules peuvent être effectués soit in situ à l'aide des dispositifs DPV2000, AccuraSpray, SprayWatch ... permettant une mesure de vitesse et de température des particules en vol, soit par projection de particules dans l'eau. Cette dernière méthode permet de figer les particules par un refroidissement brutal lors de leur entrée dans le liquide à température ambiante. L'état de fusion se traduit dans le cas de particules, à l'origine de forme anguleuse, par un changement de géométrie vers une forme sphérique. A cette première analyse visuelle, s'ajoutent la porosité intra granulaire et des tailles de particules plus fines qu'à l'origine dues à leur explosion du fait d'effets de cavitation dans la particule liquéfiée. Une telle observation caractérise une surfusion [24].

I.1.3 Conclusion

Dans cette partie, le fonctionnement d'une torche plasma ainsi que l'influence des différents paramètres opératoires sur les caractéristiques du jet ont été rappelés. Le traitement thermique optimal des particules est lié aux gaz plasmagènes employés, au courant d'arc appliqué et au diamètre de tuyère. L'injection de poudre est aussi un facteur prépondérant. Une fois le traitement thermique des particules réalisé, il convient de s'intéresser au revêtement formé. Il est donc nécessaire de présenter la préparation de surface et l'interaction particule/substrat.

I.2 Préparation de la surface du substrat

I.2.1 Grandeurs caractéristiques

Trois grandeurs caractéristiques de la rugosité seront utilisées par la suite :

- Le R_a donnant la moyenne arithmétique absolue de la rugosité de surface, définie par :

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |y| dx \quad (\text{I.1})$$

Avec R_a en μm , l la longueur étudiée en mm, $|y|$ correspondant à la hauteur de pics à l'emplacement dx en μm .

- Le R_t donnant la distance maximale entre le plus haut sommet atteint sur la longueur l et le plus bas creux (cf. figure I.7).

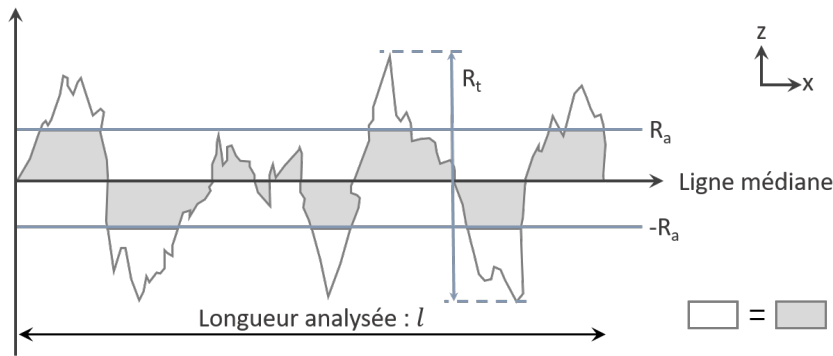


FIGURE I.7 – Exemple de mesure pour le calcul de R_a et R_t .

- Le facteur d'asymétrie (ou skewness) S_k décrivant le degré d'asymétrie en amplitude de la surface mesurée (figure I.8).

$$S_k = \frac{1}{R_q^3} \cdot \frac{1}{n} \sum_1^n (y - \bar{y})^3 \quad (\text{I.2})$$

Avec R_q le facteur de moyenne au carré (Root Mean Square, RMS) représentatif de l'écart type des amplitudes de surface et \bar{y} la moyenne arithmétique de la rugosité de surface. S_k étant adimensionnel.

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l y^2 dx} \quad \bar{y} = \frac{1}{l} \int_0^l y dx \quad (\text{I.3})$$

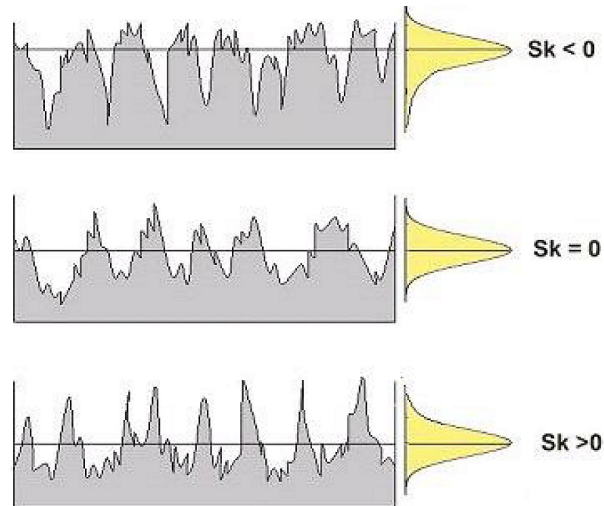


FIGURE I.8 – Différents cas de symétrie de surface pour un R_a identique [26].

Pour définir une rugosité de surface de façon exacte ces trois paramètres sont nécessaires. Le R_a couramment utilisé donne une valeur moyenne de rugosité, le R_t et le S_k donnent une information sur l'asymétrie et donc "l'intensité" des pics formés par le sablage.

I.2.2 Intérêt de la préparation de surface

Mellali [24] a permis de montrer que l'accrochage des particules fondues en surface du substrat se fait majoritairement de façon mécanique par contraction des lamelles fondues lors de leur refroidissement. Un tel mécanisme implique la présence de points d'ancrage en surface du substrat. Ceux-ci sont créés par la formation d'une rugosité contrôlée et adaptée à la taille et à la mouillabilité des particules projetées. Pour cela une équation liant la pression d'impact et la tension de surface du liquide est utilisée (équation I.4).

$$dist > \frac{4 \cdot \sigma_p}{\rho_p \cdot v_p^2} \quad (I.4)$$

Avec σ_p la tension de surface de la particule liquide, $(\rho_p \cdot v_p^2)$ la pression d'impact et $dist$ la distance entre deux pics de rugosité.

Il existe différentes techniques de préparation de surface : mécaniques (sablage, grenaillage), chimiques (attaque acide, activation de surface) ou physiques (ablation laser, activation par plasma) [22]. Les techniques de préparation dites "mécaniques" sont majoritairement utilisées car bien adaptées à la projection thermique. Ces techniques reposent sur l'impact répété de médias (de taille, de composition et de forme variable) en surface du matériau ciblé afin de créer une surface spécifique plus importante. Cette surface d'accroche créée permet le contrôle de l'étalement des particules et donc de la surface de contact particule/substrat dans un premier temps puis l'ancrage mécanique autour des pics de rugosité des particules lors de leur refroidissement (figure I.9) (il faut donc conserver un même ordre de grandeur entre taille de rugosité et taille des particules étalées).

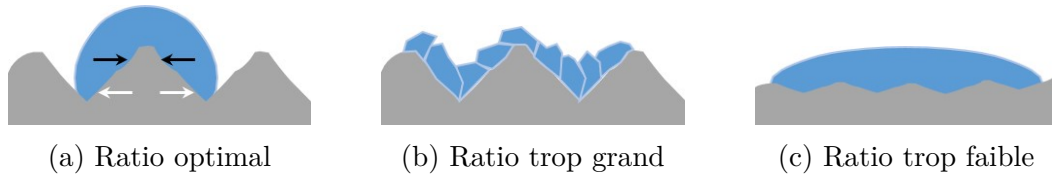


FIGURE I.9 – Ancrage mécanique entre particules et substrat en présence de rugosité.

I.2.3 Le grenailage

I.2.3.1 Principe

Ce procédé utilisant des médias métalliques de formes sphériques projetés à grandes vitesses a pour objectif l'amélioration de la tenue à la fatigue des pièces métalliques (figure I.10). Il se traduit mécaniquement par le durcissement de surface due à l'effet d'écrouissage mécanique du matériau ainsi que par la contrainte en compression sous-jacente à la surface formée. Des tailles variant de 0,18 mm à 2 mm pour les médias peuvent être utilisées pour des vitesses allant de 20 à 120 m/s [31][32]. Les principaux paramètres influant ce procédé sont : la taille et le matériau de la grenaille, les vitesses et angles d'impact ainsi que le matériau traité. A ces paramètres s'ajoute le taux de recouvrement contrôlé par la durée et la vitesse de grenailage.

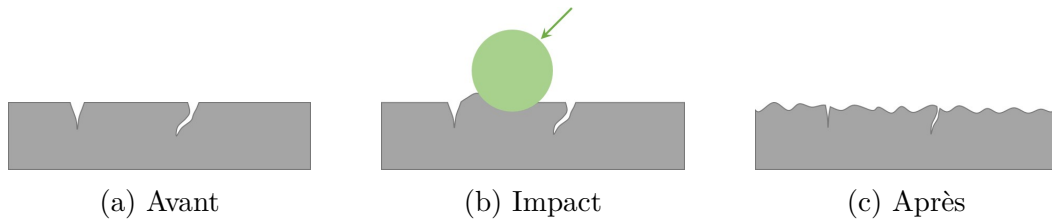


FIGURE I.10 – Principe du grenailage [33].

Les contraintes de compression ainsi obtenues par grenailage améliorent la limite d'endurance dans le cas d'efforts de fatigue cycliques en s'opposant d'une part aux effets de traction internes au matériau en refermant les fissures et d'autre part, en diminuant l'effet d'hétérogénéité de contrainte en consolidant le matériau en surface par écrouissage [34]. L'augmentation de cette résistance permet donc d'augmenter la durée de vie des matériaux traités.

Les effets couplés de durcissement et de contrainte de compression sont donc à l'origine de l'efficacité de ce traitement. Selon Renaud [34], il est possible de conclure que les effets de durcissement sont profitables aux matériaux ductiles alors que les contraintes en compression sont favorables aux matériaux durs.

H. Wohlfahrt [35] a mis en évidence l'influence de deux facteurs concurrents contribuant à la formation de la contrainte résiduelle :

- Le premier effet (figure I.11.a) est la pression de Hertz. Lors de son impact une bille va apporter des forces verticales permettant une déformation plastique sous la

surface du matériau. La contrainte normale résultante maximale alors obtenue se trouve à $z=0.47a$ (avec z la profondeur dans le matériau et a le rayon de l'empreinte de déformation de la bille) [36].

- Le second effet s'intéresse au grand nombre d'impacts sur la surface du matériau entraînant une elongation plastique de la couche supérieure par accumulation de forces tangentielles. Cet effet est présenté en figure I.11.b et montre un maximum de contrainte en surface.

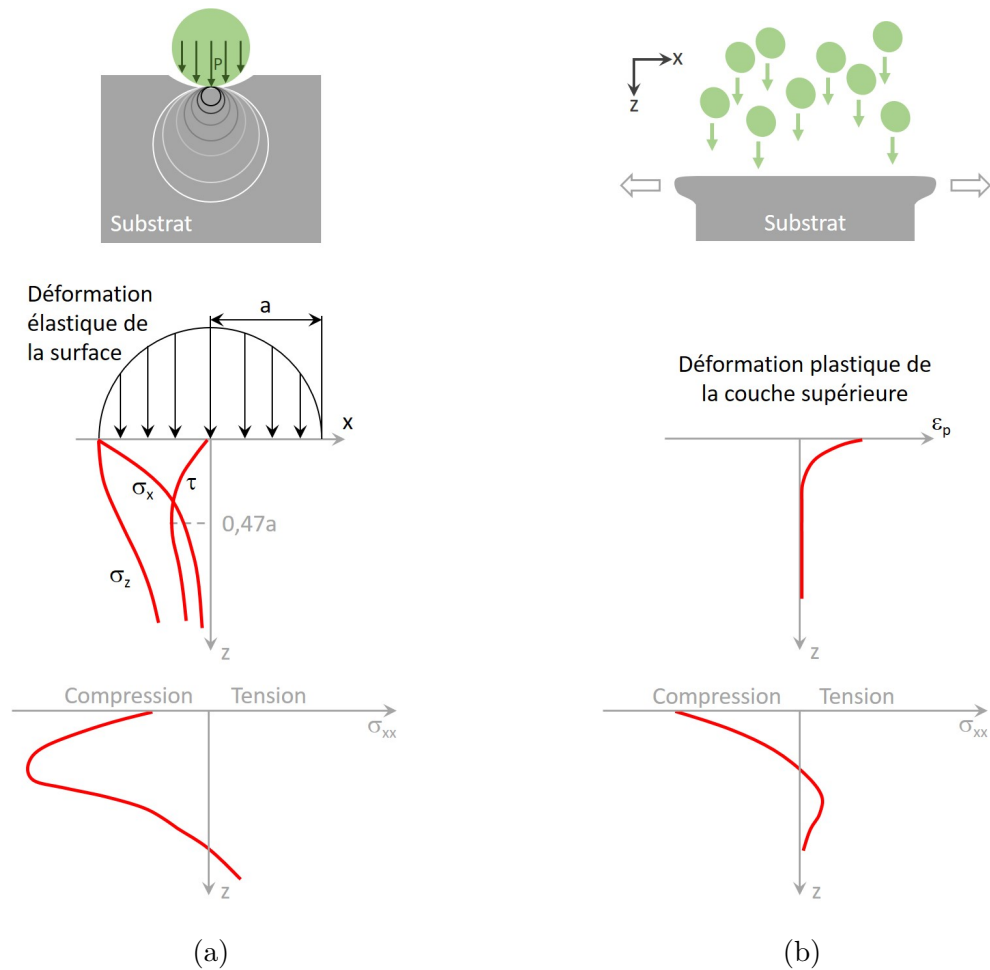


FIGURE I.11 – Principe et contrainte résultante dans le plan associé de la pression de Hertz (a) et de l'effet de martelage (b), selon [36].

I.2.3.2 Profil de contrainte résiduelle

La figure I.12 présente le profil de contrainte résiduelle $\sigma_{xx}(z)$ (ou $\sigma_{yy}(z)$) obtenu après l'étape de grenailage. Un pic de compression sous-jacent est observé. Une contrainte en tension en profondeur est à noter et tend à compenser le pic de compression afin de conserver un équilibre global de contrainte. L'action conjuguée de la déformation élastoplastique de surface avec l'élasticité interne de la zone non traitée va mener à une adaptation du matériau sous forme de réponse élastique ou plastique du système (selon l'importance de ces dernières). Selon les cas, la contrainte résiduelle obtenue peut soit, varier entre zéro

et la limite d'élasticité pour une déformation uniquement élastique ; soit se stabiliser au seuil d'écoulement plastique en cas de déformation plastique [37].

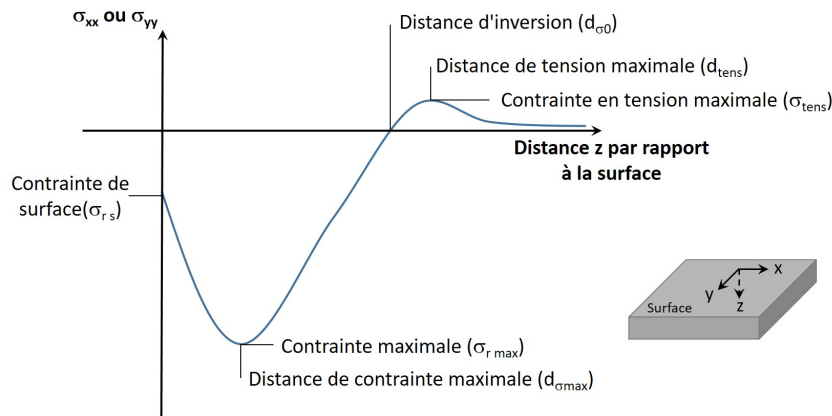


FIGURE I.12 – Profil de contraintes résiduelles $\sigma_{xx}(z)$ (ou $\sigma_{yy}(z)$) suite à un grenailage optimal [38].

K.Schiffner et al. proposent dans leur étude des tendances d'évolution de la contrainte résiduelle pour différents paramètres [39]. Selon cet article, la modification du rayon de la sphère d'impact (pour une énergie cinétique identique) influence uniquement la position en profondeur du pic de contrainte et non son amplitude (pression de Hertz). La variation de l'épaisseur du matériau traité voit à la fois l'amplitude et le profil de contrainte modifiés. Enfin, les propriétés du matériau impacté, comme la vitesse de particule, vont modifier la profondeur et l'amplitude du pic de contraintes (figure I.13).

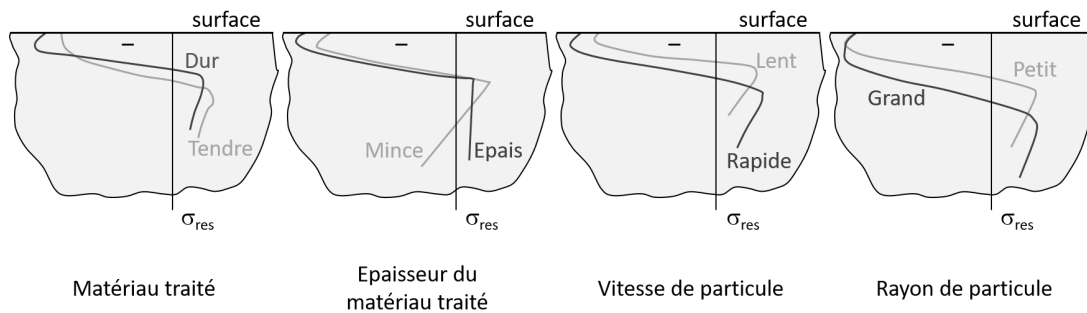


FIGURE I.13 – Tendances observées expérimentalement de la contrainte résiduelle en fonction de différents paramètres selon [39].

I.2.3.3 Modèles numériques du grenailage - hypothèses

Les conditions appliquées aux modèles de calcul des différents articles présentés par la suite sont disponibles en tableau I.1 page 41. Dans la majorité des cas, l'utilisation du grenailage (ou du sablage) se base sur des connaissances et des paramètres déterminés empiriquement. Dans un souci d'apporter une meilleure compréhension des phénomènes (et de limiter la perte de matière première), la modélisation du grenailage par la méthode des éléments finis (MEF) permet d'apporter des explications réalistes. Les équations régissant les comportements mécaniques des matériaux ainsi que leurs propriétés doivent

être définies au préalable. De nombreux auteurs [38][40][41][42] se sont intéressés à l'optimisation du procédé de grenailage. Cette optimisation passe par une compréhension des mécanismes mis en jeu lors de la formation des contraintes.

Le cas de la modélisation d'un impact unique traité par Sanjurjo et al. [40] présente une contrainte en compression sous-jacente avec une tension superficielle au niveau de l'impact. Bien qu'en accord avec la littérature, ces résultats ne sont pas représentatifs du cas d'impacts multiples.

L'action mécanique répétée en surface du matériau tend à compliquer la distribution de contraintes. Une approche simplifiée de ce modèle multi-impact est basée sur l'utilisation d'une cellule symétrique de motif donné. Ce type de modèle présente l'atout de minimiser le temps de calcul [43] tout en représentant un grenailage convenable. Il est cependant nécessaire d'étudier l'espacement entre deux billes et l'écart entre deux salves de grenaille afin de ne pas fausser le calcul. Un autre paramètre important mis en évidence par Meguid et al. [41] est la vitesse de déformation du matériau liée à la force locale appliquée et régie par la vitesse d'impact. Dans cette même étude, les duretés du métal de la bille et du substrat jouent un rôle majeur. Le nombre de cycles d'impacts au même endroit montre une stabilisation de la contrainte surfacique pour une répétition de 4 vagues de grenaille (figure I.14).

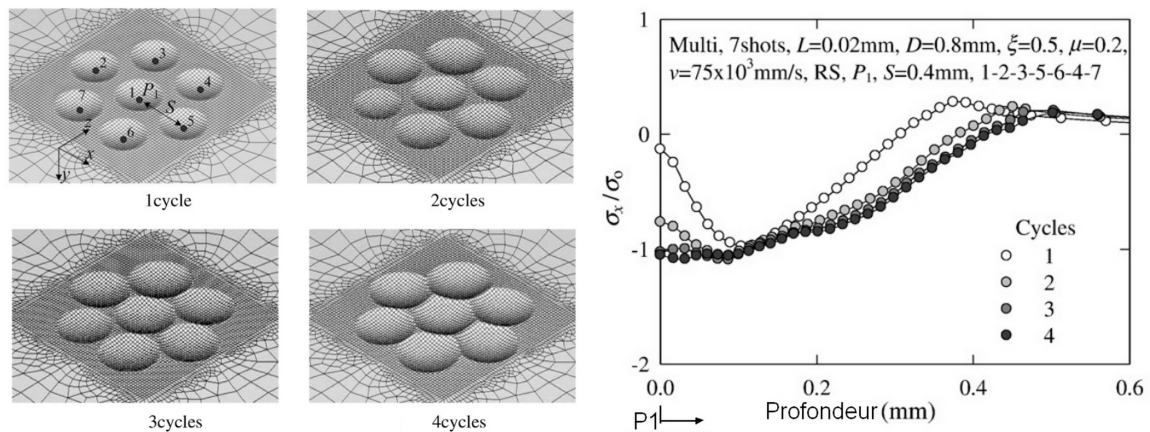


FIGURE I.14 – Influence du nombre de cycles d'impacts à positions identiques sur le rapport de l'évolution de la contrainte résiduelle selon l'axe X (σ_x) normalisé par rapport à la contrainte de limite d'élasticité (σ_0) au point P1 suivant le nombre de cycles réalisés en fonction de la profondeur [43].

Selon Hassani-Gangaraj et al. [42], de tels modèles n'offrent pas un recouvrement total de la surface et l'effet de répétition d'un motif faussent les résultats, éloignant ces derniers de la réalité [44]. Un modèle aléatoire de distribution des particules offrant une couverture proche de 100% de la surface impactée est donc nécessaire pour l'obtention d'un modèle fiable. Pour cela, un second type de modèle dit "aléatoire" a été développé [40][45][46]. Ce type de modèles propose une répartition aléatoire des impacts qui permet d'obtenir une déformation de surface et des contraintes résiduelles plus réalistes.

I.2.3.4 Modèles numériques du grenailage - résultats

La comparaison modèle/expérience réalisée par Kim et al. [47] sur l'angle d'impact révèle qu'un angle simulé de 90° est le plus proche de la réalité. Dans le cas d'impacts de 60° , seul un cas de symétrie centrale reste viable.

L'utilisation d'un modèle avec répartition uniforme des billes présente des résultats de contrainte selon les plans parallèles à la surface non représentatifs des données expérimentales obtenues par diffraction des rayons X (figure I.15.a). Ce constat reste cependant à pondérer, la vitesse employée (75 m.s^{-1}) implique des vitesses de déformation à la limite des lois de comportement des matériaux comme le montrent différentes études dont les résultats diffèrent de l'expérience à mesure que la vitesse augmente (figure I.16.b).

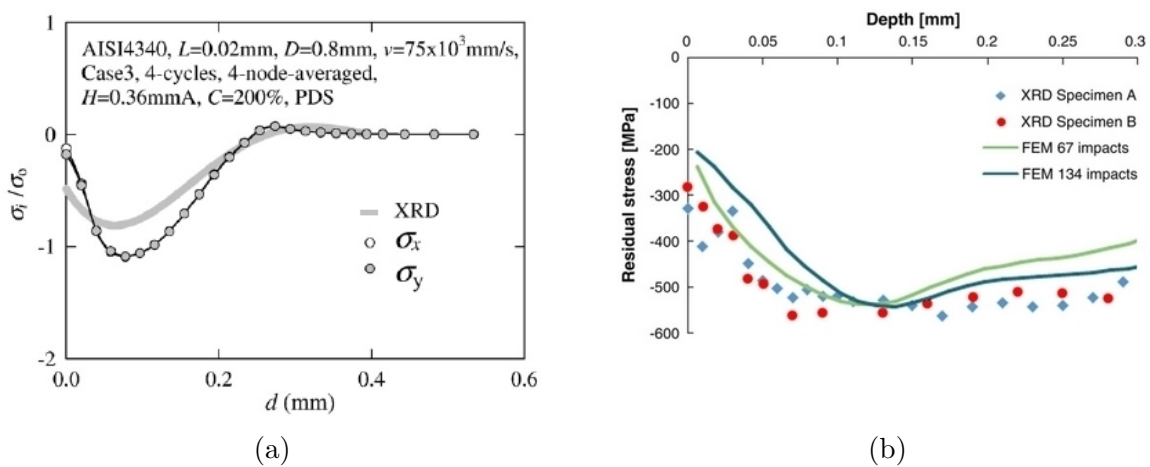


FIGURE I.15 – Comparatif entre résultats expérimentaux et modèles pour une configuration : (a) uniforme [43] : comparaison de mesures par DRX avec les contraintes simulées $\sigma_x(z)$ et $\sigma_y(z)$ normalisées en fonction de la profondeur dans le matériau et (b) aléatoire [48] : comparaison de mesures par DRX avec les contraintes simulées dans le plan en fonction de la profondeur dans le matériau.

Un modèle aléatoire à l'image de celui développé par Bagherifard et al. [48] propose des résultats plus conformes aux données expérimentales (figure I.15.b). Ce constat est confirmé par Hu et al. [49] et Zhang et al. [44] dont les comparatifs de courbure des échantillons obtenus après grenailage sont quasiment identiques à l'expérience (figure I.16.a et b).

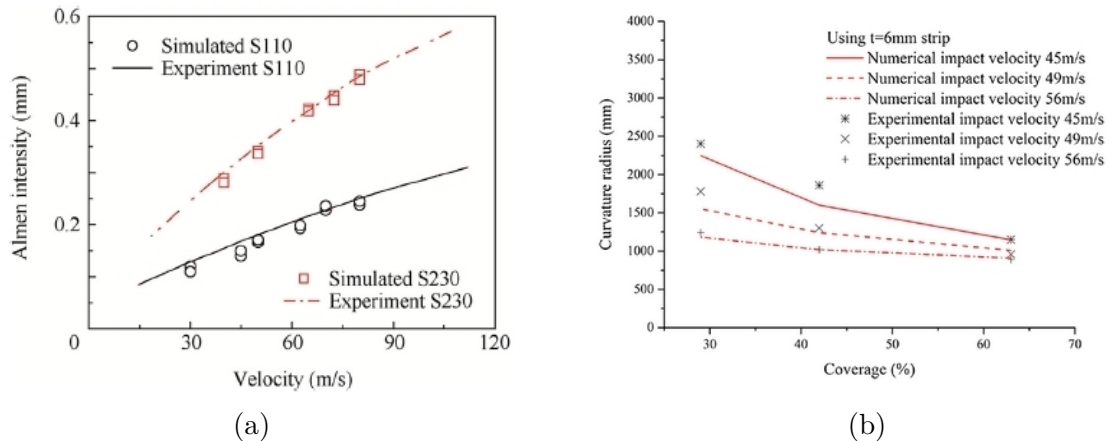


FIGURE I.16 – Comparatif entre résultats expérimentaux et numériques de la courbure de l'échantillon après grenailage pour une répartition aléatoire des grenailles en surface en fonction de la vitesse de grenaille (l'axe des ordonnées représente l'intensité Almen qui est une unité de mesure normalisée dans le domaine du grenailage) (a) [49] et du pourcentage de surface couverte par les médias (b) [44].

I.2.3.5 Modèle de comportement sous sollicitation dynamique

Dans un objectif de modélisation d'un comportement d'impact dynamique, la nécessité de simuler le comportement d'un matériau sous un champ de contrainte instationnaire transitoire rapide s'est imposée.

Une approche macroscopique est envisagée dans notre cas : le mode d'impact étudié ici peut être résumé à l'impact entre deux structures solides possédant des propriétés différentes. C'est la force induite par le choc qui, par le biais de champs de contraintes, va conduire à la déformation de notre matériau. Afin de modéliser de tels phénomènes, il apparaît essentiel de déterminer et de comprendre les comportements des matériaux et les lois les régissant.

Dans le cas de l'étude du comportement d'un matériau ne subissant aucune transformation de phase, ni de cycles spécifiques (piézoélectricité, magnétisme, polarisation ...), il est possible de résumer une loi de comportement selon 4 éléments : élasticité, plasticité, viscosité et température. Cette dernière ayant un impact sur chacun des autres éléments de la loi.

Deux grands types de loi peuvent être déterminées [50] : phénoménologiques (approche macroscopiques) ou physiques (basées sur la microstructure du matériau). Un modèle macroscopique est pris pour base dans cette thèse.

De nombreuses loi de comportement peuvent être citée ici Ludwik 1909, Norton 1929, Ramberg Osgood 1943, Hollomon 1945 ou Voce 1948 [50]. Ces lois dites de "base" ne sont plus utilisées car trop élémentaires et ne représentent que très partiellement la réalité. Elles sont cependant la base de nombreuses lois de comportement utilisées de nos jours. Parmi ces lois il est possible de citer Cowper-Symonds (1967 et modifiée), Jones, Johnson-Cook (1983 et modifiée) ou Kobayashi [50].

Parmi les différentes lois phénoménologiques citées, la loi de Johnson-Cook fait office de référence pour les comportements dynamiques à moyennes et grandes vitesses dans les logiciels comme Abaqus ou Ansys Structural. Ceci est principalement dû à la grande diversité de vitesses de déformation pouvant être appliquées par ce modèle en comparaison d'autres modèles similaires [50]. C'est en 1983 que Johnson et Cook [51] proposent leur première loi de comportement basée sur l'étude de différents matériaux métalliques (équation I.5).

$$\sigma = (A + B\epsilon^n) \left(1 + C \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)\right) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a}\right)^m\right) \quad (\text{I.5})$$

Avec ϵ la déformation plastique du matériau, $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$ la vitesse de déformation plastique normalisée, T_f et T_a les températures respectives de fusion et ambiante ainsi que A, B, C, n et m les constantes propres au matériau.

Cette équation présente cependant des limitations puisque non valide dans le cas de vitesses de déformation supérieures à 1000 s^{-1} (sous-évaluation des contraintes engendrées) [52]. Une seconde équation modifiée et focalisée sur le fer et le cuivre a cependant été proposée par Holmquist et Johnson [53]. Cette équation voit sa composante de vitesse de déformation modifiée pour permettre d'étendre la loi jusqu'à des vitesses de $100\,000 \text{ s}^{-1}$.

L'utilisation de cette équation (Johnson-Cook) se justifie par la proximité entre résultats expérimentaux et de simulation obtenus pour la contrainte résiduelle mesurée (figure I.17.a). La figure I.17.b présente les résultats comparatifs dans le cas de la loi de Cowper-Symonds, la contrainte maximale est sous-estimée et la contrainte dans les couches profondes n'est pas représentative de la réalité. La loi "Isotrop Hardening" sous-estime la contrainte maximale (figure I.17.c).

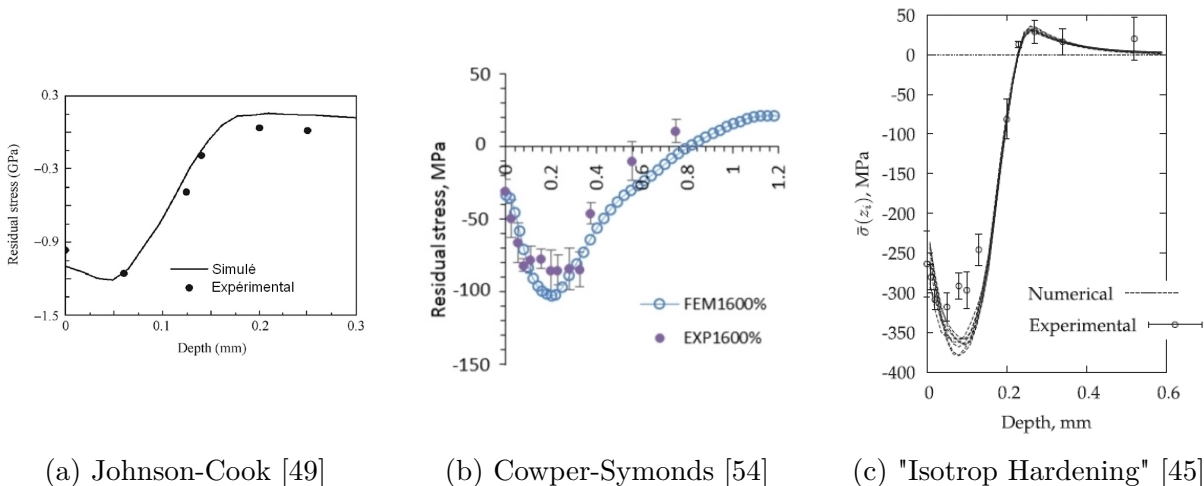


FIGURE I.17 – Comparaison modèle/expérience pour 3 lois de comportement dans le cadre d'une simulation d'impact. Les paramètres de chaque modèle sont listés dans le tableau I.1 page 41.

TABLE I.1 – Tableau récapitulatif des conditions appliquées à différents modèles de la bibliographie. *NC = Non Communiqué.

Ref.	Logiciel	Modèle de la bille	Modèle de plasticité du substrat	Coefficient de friction	Damping	Angle d'impact	2D/3D	Vitesses	Impact unique ou multiple	Dimensions	Répartition des billes à l'impact	Conditions de symétrie	Maillage	Element size
[40]	Abaqus Explicit	Solide rigide	Johnson-Cook sans prise en compte du facteur de température	$\mu=0,4$	NC*	90°	2D Axisym	30 à 100 m/s	Unique	Substrat : Rayon 2,5mm Épaisseur 1mm Bille : Sphère, d=0,8mm Substrat : 3*3*1,5mm Bille : Sphère, d=0,8mm	Centré	Oui (1 côté) Face inférieur fixe	Quadrilatères (CAX4R / C1AX4)	0,005mm
[41]	ANSYS LS-DYNA	Solide rigide	Isotropic hardening	NC*	Oui (ξ de 0 à 0,5)	90°	3D	75m/s	Unique et Multiple	Substrat : C*Hmm Bille : Sphère, d=1mm	Symétrie	Oui (2 côtés) Face inférieur fixe	Hexaédres et Quadrilatères	NC*
[43]	Abaqus Explicit	Solide déformable	Power Law	$\mu=0,2$	Oui ($\xi = 0,5$)	90°	3D	40 à 75m/s	Unique et Multiple	Substrat : Variable Bille : Sphère, d=0,8mm	Symétrie	Oui (4 côtés) Face inférieur fixe	Hexaédres (C3D8R)	NC*
[47]	Abaqus Explicit	Solide élastique	Power Law	$\mu=0,3$	Oui ($\xi = 0,5$)	De 60° à 90°	3D	55m/s	Multiple	Substrat : 3mm*1mm Bille : Sphère, d=0,8mm	Symétrie	Face inférieur fixe	Hexaédres (C3D8R)	NC*
[45]	Abaqus Explicit	Solide rigide	Isotropic hardening	$\mu=0,2$	Oui ($\beta_R = 0,75$)	90°	3D	66,2m/s	Unique et Multiple	Substrat : 6*19*1,6 mm Bille : Sphère, d=1mm	Paramétré	Oui (4 côtés) Face inférieur fixe	Hexaédres	0,025mm
[55]	Abaqus Explicit plus Standard	Solide rigide	Power Law	Non	NC*	90°	2D Axisym	21 à 35 m/s	Unique	Substrat : X*X*4mm Bille : Sphère, d=0,968mm	Centré	Oui (1 côté) Face inférieur fixe	Hexaédres	0,005mm
[49]	Abaqus Explicit	Solide rigide	Johnson-Cook	$\mu=0,3$	NC*	90°	3D	70 m/s	Multiple	Substrat : X*X*1,28mm Bille : Sphère, d=1mm	Aléatoire (PYTHON)	Oui (4 côtés) Face inférieur fixe	Hexaédres (C3D8R)	0,05mm
[48]	Abaqus Explicit	Solide élastique	Isotropic hardening	$\mu=0,2$	NC*	90°	3D	90m/s	Multiple	Substrat : 3*3*1,5mm Bille : Demi-sphère, r=0,6mm	Aléatoire	Oui (4 côtés) Face inférieur fixe	Substrat : Hexaédres (C3D8R) Bille : Tétraèdres (C3D4)	1/10 ^{me} de l'empreinte formée
[56]	ANSYS LS-DYNA	Solide élastique	Isotropic hardening	NC*	NC*	90°	2D Axisym	45m/s	Unique	Substrat : X*X*Xmm Bille : Sphère, d=0,8mm	Centré	Oui (1 côté) Face inférieur fixe	Quadrilatères	0,005mm
[54]	Abaqus Explicit	Solide rigide	Copper Symonds	$\mu=0,25$	Oui (ξ de 0 à 0,5)	90°	3D	3,6m/s	Unique et Multiple	Substrat : 6*6*1mm Bille : Demi-sphère, d=2mm	Aléatoire (PYTHON)	Face inférieur fixe	Hexaédres (C3D8R)	0,02mm
[57]	PAM-CRASH Explicit	Solide rigide	Copper Symonds	NC*	NC*	75 et 90°	3D	40 et 80 m/s	Multiple	Substrat : 75*71*5mm Bille : Sphère d= de 0,3 à 1,4mm	NC*	Face inférieur fixe	Hexaédres	NC*
[44]	Abaqus Explicit	Solide rigide	Johnson-Cook	$\mu=0,25$	Oui	90°	3D	45 à 81 m/s	Multiple	Substrat : 80*160*6 à 10mm Bille : Sphère d= 3,18mm	Aléatoire Uniforme (MATLAB)	Face inférieur fixe	Hexaédres (C3D8R)	NC*
[46]	Abaqus Explicit	Solide rigide	Isotropic hardening	$\mu=0,2$	Oui	90°	3D	50 à 75 m/s	Multiple	Substrat : 76*19*2,39mm Bille : Sphère d= 2mm	Aléatoire (MATLAB)	Oui (2 côtés) Face inférieur fixe	Hexaédres (C3D8R)	0,1 à 0,25mm

I.2.3.6 Conclusion

L'analyse du grenailage a été présentée dans cette partie, les modèles numériques présentés ont permis de définir les paramètres clefs d'un modèle réaliste : modèle de plasticité, vitesse et angle d'impact des particules, coefficient de frottement particule/substrat. La répartition spatiale des éléments est aussi un facteur clef, une répartition aléatoire permet de favoriser des résultats plus proches des données expérimentales.

Le sablage présenté dans la partie suivante ne possède, à notre connaissance, pas d'études similaires. Ce procédé est pourtant majoritairement utilisé pour la préparation de surface en projection thermique.

I.2.4 Le sablage

I.2.4.1 Différence entre sablage et grenailage

Le sablage tout comme le grenailage consiste en la projection et l'impact répété d'un média sur une surface. Ces médias peuvent être projetés selon différentes méthodes : surpression/dépression d'air comprimé ou turbine pour le grenailage ; surpression/dépression d'air comprimé pour le sablage. Ces médias vont alors altérer la morphologie de surface et les propriétés du matériau en surface et proche de celle-ci. La figure I.18 présente un comparatif des procédés de sablage et de grenailage. La différence des deux médias va mener à un état de surface et des propriétés différents. Dans le cas du grenailage, la surface est martelée par des particules sphériques, l'objectif est de contraindre en compression la surface du matériau pour améliorer sa résistance. Le sablage vise à modifier l'état de surface pour créer une rugosité contrôlée permettant une meilleur accroche d'un futur dépôt sur cette surface. Les grains de sablage, de par leur forme anguleuse, peuvent mener à un arrachage de matière. Ce phénomène n'est pas observé en grenailage.

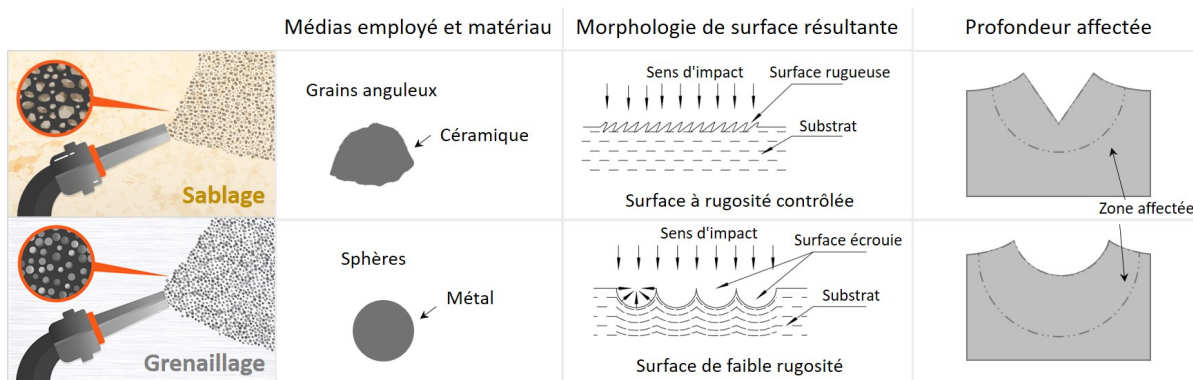


FIGURE I.18 – Comparatif entre sablage et grenailage [58].

I.2.4.2 Paramètres du sablage

Dans une étude datant de 1997, M.Mellali et al. [59] proposent une évaluation de l'influence de différents paramètres relatifs au sablage. Les résultats obtenus sont les sui-

vants :

- Angle d'incidence (par rapport à la normale de la surface) : l'angle d'incidence est plus effectif sur la taille de rugosité pour les valeurs d'angles allant de 60° à 90° alors qu'un angle de 45° forme une rugosité de surface dont le R_a est plus faible (à paramètres identiques).
- Taille de grains : l'un des facteurs clef du processus, la taille des grains va influencer la taille des empreintes et les valeurs de R_a et R_t (cf partie II.2.4.2 page 86).
- Vitesse des particules : déterminée par H.Begg et al. [60], elle va dépendre de nombreux paramètres tels que :
 - Pression d'air : H.Begg et al. [60] montrent une augmentation de la rugosité lorsque la pression d'air augmente. Une influence sur l'érosion des grains de sablage pour une augmentation de pression est aussi remarquée. Le nombre de grains enclavés sur la surface du matériau augmente parallèlement avec la pression.
 - Distance de tir : la distance de tir est optimale entre 100 et 150 mm. Une distance plus faible entraîne un rebond des particules sur le substrat faisant rentrer en collision les particules entre elles, l'effet de sablage s'en trouve alors détérioré. Une distance trop importante entraîne une forte diminution de vitesse de particules et donc de leur effet de sablage. Une augmentation suffisamment importante de la distance de tir est cependant nécessaire afin d'observer une véritable variation de R_a .

Une étude du temps de sablage [59] met en évidence trois grandes étapes :

1. Dans un premier temps, la surface va présenter une rugosité de surface plus faible. Le maximum de rugosité n'est pas atteint, le temps de sablage est donc insuffisant.
2. Dans un second temps, la rugosité optimale est atteinte, la valeur de R_a est maximale et ne peut être supérieure.
3. Enfin, la valeur de R_a s'effondre, le sablage devient alors néfaste et tend à détériorer l'état de surface précédemment créé.

Il apparait donc qu'un temps optimal existe et doit être respecté afin d'éviter des effets d'écrasement et de chute du R_a . Ce temps optimal dépend des différents paramètres présentés précédemment.

I.2.4.3 Propriétés résultantes du sablage

Les valeurs de R_a diminuent de façon modérée avec l'augmentation du module d'Young du matériau ciblé [59]. Une tendance similaire est observée [60] pour une augmentation de dureté du matériau ciblé.

L'adhérence du dépôt se voit directement impactée par l'état de surface du matériau ciblé, celle-ci augmente de façon linéaire avec la rugosité dans le cas de dépôt réalisés sans préchauffe du substrat. Elle reste cependant faible avec un maximum de 20 MPa pour des dépôts de zircone et d'alumine sur différents types de substrats. Les mêmes dépôts sur des substrats préchauffés à 300 °C présentent des valeurs d'adhérence de l'ordre de 60 MPa [59]. Dans le cas préchauffé le maximum d'adhérence est atteint pour des valeurs de R_a comprises entre 3 et 5 μm (pour des tailles de particules projetées comprises entre 45 et 22 μm) [24] ; des valeurs supérieures de R_a diminuent l'adhérence.

A la différence du grenailage, le sablage peut entraîner un arrachement de matière [24]. Le matériau voit à la fois sa rugosité de surface (R_a) augmenter et un durcissement de surface s'opérer. A partir d'un nombre de cycle dépendant de la nature des matériaux la matière est arrachée. Le caractère contondant des grains anguleux en est la cause. Il convient donc d'interrompre le sablage avant ce phénomène.

Mellali [24] met aussi en évidence les effets néfastes d'un sablage trop important ou de l'utilisation d'un abrasif usagé conduisant à l'incrustation en surface de résidus et à un aplanissement des pics préalablement formés, induisant des défauts d'adhérence par la suite [61][62]. Dans le cas d'un sablage par corindon, Mellali donne une limite de recyclage d'un même sable à 10 cycles et préconise des temps courts de sablage à hautes pressions pour l'obtention d'une rugosité importante.

Outre ces effets mécaniques, le sablage influence la mouillabilité [21] : pour une gamme de rugosité définie par un couple liquide/surface, la mouillabilité est nettement améliorée (proche des valeurs obtenues pour une surface lisse) lorsque la rugosité est suffisamment importante pour permettre la formation de poches d'air sous le liquide.

Le sablage permet aussi un nettoyage de surface permettant l'élimination d'impuretés de surface (peinture, rouille, oxydes, ...).

Il est à noter que l'influence de la rugosité se ressent pour les premières couches de dépôt allant jusqu'à 10 μm [17]. Par la suite, la nature et la rugosité du substrat n'interfèrent pas avec la phase de dépôt.

I.2.4.4 Profil de contrainte

Lors de l'étape de sablage, tout comme dans le cas du grenailage, la génération de contraintes internes au matériau est observée. Un effet de compression atteignant des profondeurs de l'ordre de la centaine de μm peut atteindre 800 MPa dans le cas du sablage. De telles valeurs de contraintes mènent à une déformation (courbure) de la pièce et à une diminution de sa rigidité [63]. La mesure de cette courbure permet de relier la déformation à la contrainte générée. Une forme convexe est caractéristique de contraintes proches de la surface en compression (figure I.19) [24]. Un sablage des deux faces du matériau permet de rétablir une planéité mais ne rétablit pas la rigidité et ne relaxe pas les contraintes formées.

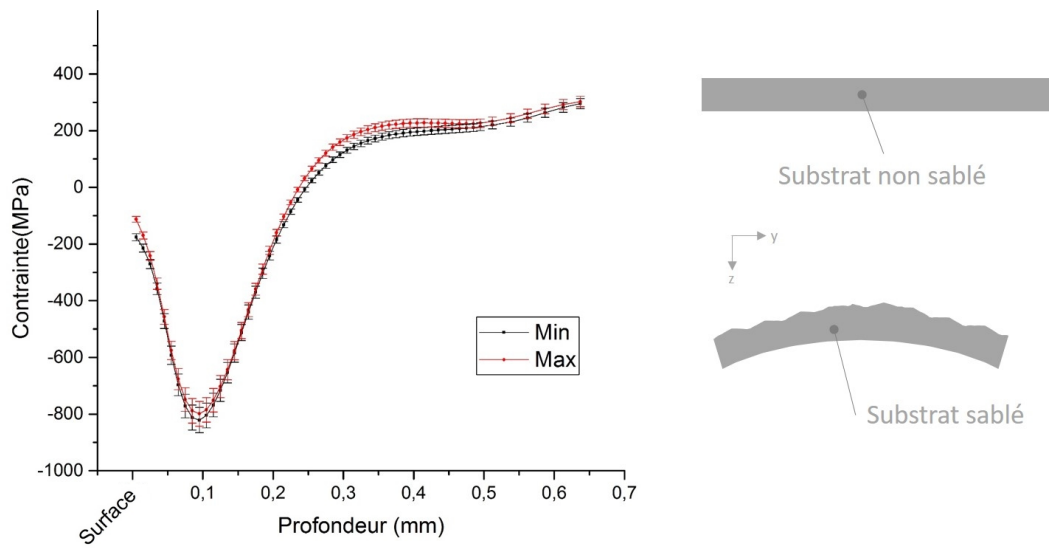


FIGURE I.19 – Évolution de la contrainte résiduelle $\sigma_{xx}(z)$ (ou $\sigma_{yy}(z)$) dans l'épaisseur d'une éprouvette en métal après sablage et effet de cette contrainte sur la courbure du système (une contrainte négative correspond à une contrainte en compression).

Lors de ses travaux de thèse, M.Mellali [24] a montré au travers d'une analyse par diffraction des rayons X le déplacement des pics de diffraction aux grands angles de son substrat. Un tel déplacement est caractéristique d'une déformation globale ϵ_t résultat de deux déplacements de la matière : une déformation plastique résiduelle ϵ_p résultat du changement de morphologie en surface et une déformation résiduelle élastique ϵ_r résultat de la contrainte résiduelle du sablage induite par ϵ_p .

I.2.5 Conclusion

La préparation de surface a été présentée dans cette partie. Le sablage est retenu comme méthode de préparation des échantillons. Lors de cette étape, des contraintes se forment et peuvent influencer la formation du dépôt. Leur étude est donc nécessaire afin de comprendre les contraintes résiduelles finales obtenues après formation du dépôt par projection thermique. La suite de ce chapitre s'intéresse à la formation de ce dépôt et aux contraintes générées.

I.3 Formation d'un dépôt plasma

Un dépôt par projection plasma peut être décrit structurellement comme l'empilement successif de lamelles provenant d'un étalement et d'une solidification quasi instantanées de particules fondues par le biais d'un jet plasma. Les propriétés thermomécaniques et l'état de contraintes résiduelles d'un dépôt dépendent principalement de 3 grands facteurs [24] :

- L'état de fusion et la vitesse des particules.
- L'état de surface du substrat.
- La température du système tout au long du processus de création du dépôt.

Ces différents facteurs se voient influencés par de nombreux paramètres tels que la nature, la densité, la conductivité thermique et le débit du gaz plasmagène, la puissance d'arc, le diamètre de la tuyère ainsi que la granulométrie de la poudre, la nature et le débit de gaz porteur et de poudre et la distance de tir.

I.3.1 Chronologie et temps caractéristiques de la construction d'un dépôt

Les substrats subissent en général une étape de préchauffe à l'aide de la torche à plasma. Une cinématique de déplacement de la torche devant l'échantillon permet de maintenir la température du substrat favorisant la formation du dépôt. Les avantages de cette étape seront détaillés par la suite.

Vardelle et al. [20] ont mis en évidence les temps caractéristiques de la construction d'un dépôt par projection plasma conventionnelle (figure I.20). Cette étude temporelle met en évidence une indépendance de solidification des particules, une particule impactera donc quasi-systématiquement sur une zone solide. Ces différents temps caractéristiques seront présentés à la suite de ce paragraphe.

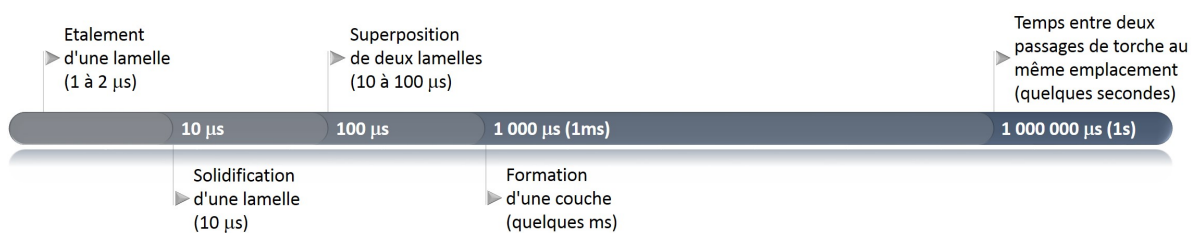


FIGURE I.20 – Temps caractéristiques de la formation d'un dépôt [20], [63].

I.3.2 Étalement des particules

Lors de son impact en surface du substrat, une particule fondue voit un transfert de son énergie cinétique en énergie d'écoulement visqueux et en énergie de surface [64]. La microstructure du dépôt dépend alors de la capacité d'étalement de la particule sur la

surface impactée. Cette capacité est caractérisée par la vitesse de trempe d'une particule qui dépend de l'établissement ou non d'un contact thermique entre la particule et le substrat.

Dans le cas de projections plasma atmosphériques (APS) sur des substrats métalliques, les particules impactent majoritairement sur une couche d'oxyde sur-jacente. Une préchauffe du substrat va modifier l'épaisseur de cette couche tout en modifiant la valeur de la rugosité initiale et la composition de surface [29]. Dans le cas d'un substrat en acier la couche d'oxyde d'une dizaine de nm croît lors de l'étape de préchauffe, pouvant aller d'une vingtaine à plusieurs centaines de nm selon la teneur en carbone [65]. Cette augmentation d'épaisseur va à la fois entraîner un gradient de température plus important au sein de la couche d'oxyde et une plus faible résistance aux chocs thermiques du système dépôt/substrat final.

En 1981, Kudinov et al. [66] proposent une première classification morphologique des particules déposées (ou splats) (figure I.21).

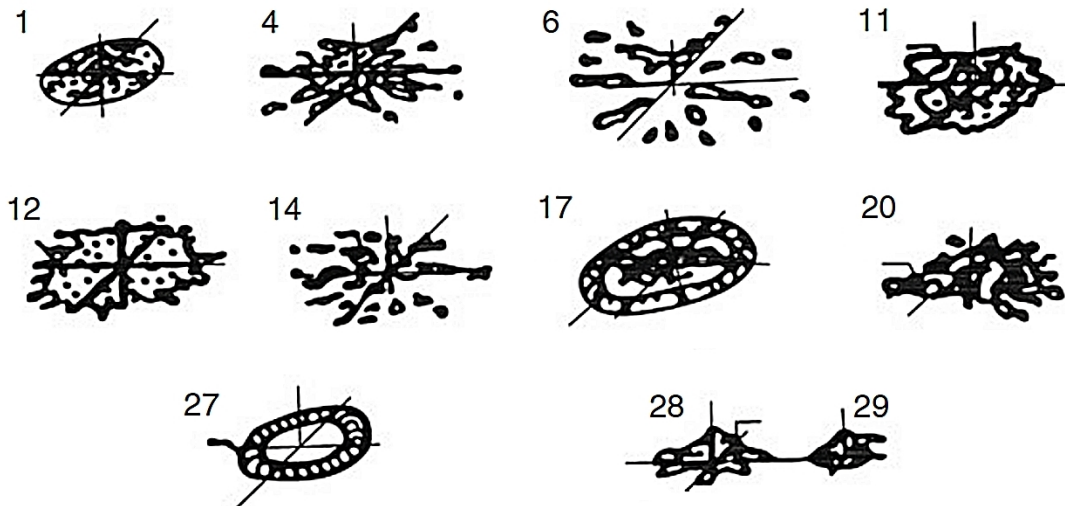


FIGURE I.21 – Classification des morphologies de splats selon [66]. 1 et 4 totalement fondus, 6 et 11 totalement fondus avec inclusions de gaz, 14 surchauffé avec forte évaporation, 17 surface fondue avec cœur solide, 20 surface solide avec cœur liquide, 27 couronne solide, interface liquide et cœur solide, 28 et 29 particule ductile à forte vitesse.

En complément de cette classification, Fauchais et al. [23] recensent la liste suivante des paramètres influents :

- Particule à l'impact : diamètre, vitesse, température, oxydation de surface et de cœur.
- Substrat : épaisseur et composition de la surface oxydée, adsorbats présents en surface et rugosité.
- Paramètres de l'impact : vitesse d'étalement, vitesse de solidification.

Une particule possédant une faible vitesse d'impact et suffisamment bien fondue formera une lamelle en forme de disque alors qu'une particule avec une vitesse plus importante se dispersera sous forme de gouttelettes. Une particule de température trop importante formera des porosités en surface du fait de l'évacuation de phases vapeur lors de sa trempe. Dans le cas inverse (température trop faible), un noyau solide central sera présent. Ce même noyau, sera éjecté pour des vitesses de particules plus importantes conduisant à la formation d'une microstructure annulaire. L.Bianchi [64] met cependant en garde sur cette indexation car celle-ci ne prend pas en compte la température du substrat et les conditions de refroidissement.

Aux premiers instants de l'impact, une faible zone de contact de rayon $r_m = d_p v_p / (2c_l)$ (zone bleue claire de la figure I.22) inférieure au rayon final du splat subit une pression $\frac{1}{2} \rho_p v_p^2$ (avec v_p et d_p la vitesse et le diamètre de la particule et c_l la vitesse du son dans la phase liquide). Dans le cas d'une particule métallique, la zone de contact est alors estimée à 10% du diamètre de la particule [23].

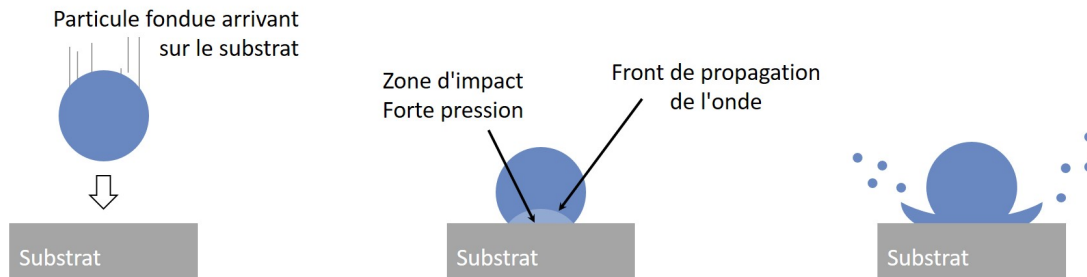


FIGURE I.22 – Phénomène d'impact d'une particule fondue, particule en vol (gauche), génération d'une forte pression à l'impact et propagation du front d'onde (centre) et rupture du liquide (droite) d'après [67].

L'émission de fines gouttelettes dues à la fragmentation de la particule lors de l'impact, aussi appelé *splashing*, apparaît très rapidement après impact et avant le début de la solidification ($100^{\text{ième}}$ de ns). Cet effet d'émission peut être déterminé à partir du nombre adimensionnel de Sommerfeld K . Ce nombre est défini comme suit :

$$K = We^{0.5} Re^{0.25} \quad (I.6)$$

Où We et Re sont les nombres de Weber et Reynolds caractérisant respectivement le rapport entre les forces inertielles et de capillarité de la particule pour l'un et le rapport entre les forces d'inertie et les forces visqueuses pour l'autre. Ces nombres sont définis par :

$$We_p = \frac{\rho_p v_p^2 d_p}{\sigma_p} \quad \text{et} \quad Re_p = \frac{\rho_p v_p d_p}{\mu_p} \quad (I.7)$$

Avec ρ_p la masse volumique ($kg.m^{-3}$), μ_p la viscosité ($Pa.s$) et σ_p la tension de surface de la particule impactant ($N.m^{-1}$).

Trois modes d'impact peuvent être envisagés (figure I.23 [26]) :

- $K < 3$: rebond
- $3 < K < 57,7$: dépôt de la particule
- $K > 57,7$: effet d'éclaboussures dans le cas de gouttes d'eau ou d'alcool sur un disque mobile

Les nombreuses différences avec le cas d'une céramique fondue poussent à considérer ces valeurs avec précaution. Une étude de C.Escure [68] sur le cas de l'alumine a permis d'établir un effet d'éclaboussure pour des valeurs de K supérieures à 60. Cette même étude décrit l'effet d'éclaboussure potentiel pour les valeurs de K comprises entre 30 et 60. Or, comme l'indique E.Nogues [26] dans ses travaux de thèse, l'effet d'éclaboussure devient omniprésent lorsque le nombre de Sommerfeld est généralement compris entre 30 et 1800. Les gouttelettes éjectées ne perturbent pas le dépôt car évacuées par le gaz environnant.

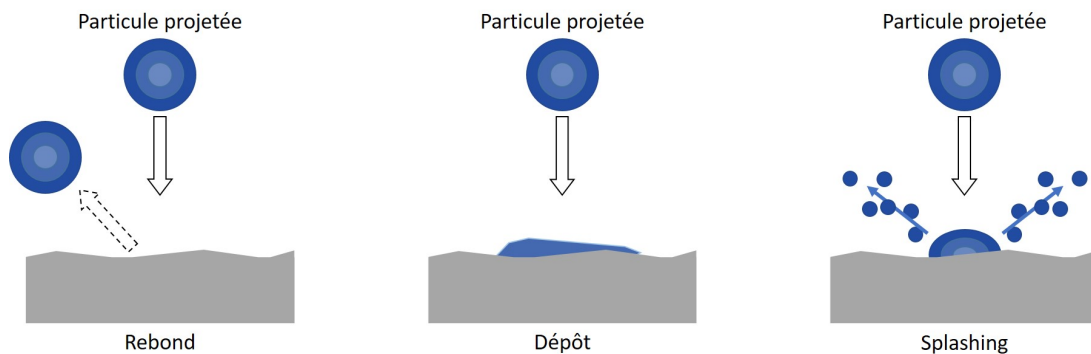


FIGURE I.23 – Modes d'impacts possibles [26].

La particule vient ensuite s'écraser en surface du substrat créant des réactions thermiques d'interface. Cette étape très courte (quelques ns) va mener à l'évaporation des adsorbats et condensats responsables d'une surpression sous-jacente à la particule (figure I.24). Le contact particule/substrat s'en trouve alors réduit. Une élimination au préalable de ces éléments par préchauffe est donc cruciale afin d'améliorer le contact particule/substrat.

Il convient alors de définir une température de transition du substrat correspondant au seuil de température auquel plus de 50% des splats obtenus ont une forme circulaire. Ainsi, une température $T_t = 72$ °C pour le couple Zircône Yttrée (poudre) / Acier ASI304 (substrat) a été établie [69]. Le pourcentage de zone à fort contact entre splat et substrat passe de 20% (température ambiante) à 60% (préchauffe à 72 °C). Un substrat préchauffé au-delà de cette température de transition présente systématiquement un taux de refroidissement plus important que dans le cas inverse. Ce phénomène peut être quantifié par la résistance thermique de contact (R_c) définie par le rapport entre la différence de températures entre particule (T_p) et substrat (T_s) et le flux de chaleur (q'') entre ces derniers :

$$R_c = \frac{T_p - T_s}{q''} \quad (\text{I.8})$$

Les résistances R_c calculées pour différents couples particule/substrat par McDonald et al. [70] montrent des variations pouvant être de plusieurs dizaines d'ordres de grandeur entre un substrat à température ambiante et un substrat préchauffé. Dans le cas d'un dépôt de zircone sur verre, une résistance de $220.10^7 \text{ m}^2\text{K.W}^{-1}$ à $27 \text{ }^\circ\text{C}$ chute à $10.10^7 \text{ m}^2\text{K.W}^{-1}$ à $400 \text{ }^\circ\text{C}$.

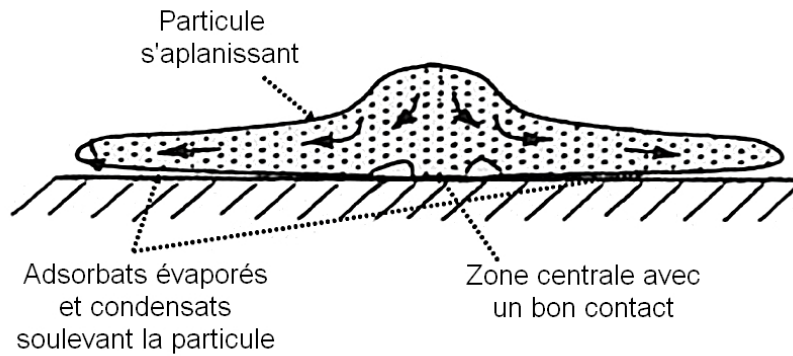


FIGURE I.24 – Etalement d'une particule en surface du substrat à température ambiante, mise en évidence du soulèvement de bords par évaporation des adsorbats et condensats menant à une surpression à l'interface [23][29].

Dans le cas d'un substrat préchauffé et donc libre de ses adsorbats et condensats, la mouillabilité du système devient le facteur maître de l'étalement. Dans le cas d'une particule oxydée impactant sur une surface oxydée, la mouillabilité est supérieure au cas inverse (cas non oxydé). L'impact de particules fondues sur le même matériau précédent solidifié (cas de la formation d'une nouvelle couche de dépôt lors de la projection), se caractérise par une mouillabilité considérée comme "bonne" par Fauchais et al. [23].

La présence de rugosité de surface favorisant l'accrochage mécanique tend à limiter l'étalement des particules fondues à l'impact et mène à la formation de splats de dimensions réduites, de morphologies irrégulières éclatées réduisant le contact dépôt/splat et donne des dépôts à porosités fermées [71]. La formation du dépôt est alors le résultat d'un compromis entre ces deux effets antinomiques : l'augmentation de surface de contact par création de rugosité et la diminution de la surface d'étalement de la particule. La mouillabilité, définie par les tensions interfaciales des espèces mises en jeu se caractérise par un angle de contact [72]. Dans le cas réel d'un substrat rugueux, les défauts de nature chimique et physique mènent à la formation d'une hystérésis de l'angle de contact offrant un angle très faible lors du recul du front d'étalement et donc une forme plus aplaniée de splat [21].

Dans un livre paru en 2014, Fauchais et al. [23] décrivent la phénoménologie de l'interaction particule/substrat ainsi que les éléments nécessaires à la caractérisation d'un splat. Ce splat est caractérisé expérimentalement par son degré d'étalement ξ défini par Madejski [73] comme :

$$\xi = \frac{D}{d_p} \quad (\text{I.9})$$

D étant le diamètre d'étalement de la particule et d_p le diamètre de la particule avant impact. Le degré d'étalement ainsi calculé dépend de l'historique de la particule. Les observations expérimentales montrent que cet historique voit l'intervention de nombreux paramètres menant à une multitude de formes de splats.

Dans cette même étude de 1976, J.Madejski [73] propose un modèle analytique du degré d'étalement d'une particule basé sur une étude comparative entre lois de comportement et données expérimentales. Ce modèle fait l'hypothèse que la phase de solidification n'intervient qu'après la phase d'étalement et traite donc les deux phases de façon indépendante.

$$\frac{3\xi^2}{We_p} + \frac{1}{Re_p} \left(\frac{\xi}{1,2941} \right)^5 = 1 \quad (\text{I.10})$$

sous condition que $We_p > 100$ et $Re_p > 100$

Dans le cas d'une projection plasma, le nombre de Weber (caractérisant la différence entre les forces inertielles et de capillarité) varie entre 1000 et 10 000 au début de l'étalement. Le diamètre d'un splat D (considéré comme sphérique) peut être directement relié au diamètre de la particule avant impact par la formule [74] :

$$\xi = \frac{D}{d_p} = a.Re^{0.2} \quad (\text{I.11})$$

Avec $a=a'K$ une constante comprise entre 1,2941 (disque parfait) et 0,83 (forme éclatée), a' étant le rapport de la vitesse maximale d'étalement sur la vitesse d'impact. Le degré d'étalement augmente de façon proportionnelle avec la vitesse et, l'épaisseur de splat décroît dans le même temps. Dans le cas d'une particule de zircone de $30\mu\text{m}$ impactant à 3200K, le tableau suivant peut-être établi à partir de la formule précédente (I.11) :

TABLE I.2 – Particule de zircone de $30\mu\text{m}$ impactant à 3200K [23].

Vitesse d'impact (m/s)	25	135	200	400
Épaisseur de splat (μm)	2,40	1,20	1,04	0,80
Degré d'étalement	3,6	5,0	5,5	6,3

Dans un article de 1998, M.Pasandideh-Fard [75] propose un modèle plus complexe du degré d'étalement basé sur une étude expérimentale par caméra rapide en prenant en compte le refroidissement de la particule simultanément à son étalement :

$$\xi_{max} = \sqrt{\frac{We + 12}{\frac{3}{8}We s^* + 3(1 - \cos(\theta)) + 4\frac{We}{\sqrt{Re}}}} \quad (\text{I.12})$$

Avec $s^* = s/d$ où s est l'épaisseur de la particule solidifiée, d son diamètre et θ l'angle de mouillage de la particule.

Les résultats obtenus, bien que représentatifs des premiers instants de l'étalement, ne suffisent pas à expliquer le comportement global de l'étalement d'une particule. Les paramètres du substrat (mécaniques et thermiques) comme la diffusivité, la température et la morphologie de surface doivent aussi être considérés. Les temps caractéristiques de l'étalement d'une particule sont de quelques microsecondes pour une vitesse d'impact inférieure à 50m/s à quelques dizaines de microsecondes pour des vitesses supérieures à 400m/s.

I.3.3 Solidification d'une lamelle

Après étalement sur la surface du substrat, la lamelle de liquide ne mesure plus que quelques micromètres d'épaisseur. Cette faible épaisseur couplée à la diffusivité thermique de chaque élément et la forte différence de température entre particule et substrat vont conduire au refroidissement rapide par conduction du système. Les vitesses de refroidissement sont alors de 10^6 à 10^8 K.s⁻¹ du fait de la surface de contact (de l'ordre de 60 à 70% de la surface totale dans le meilleur des cas [71]). En effet, les bords ayant une faible (voir une absence) de contact avec la surface ne vont pas refroidir avec la même vitesse que le centre dont le contact est le plus optimal, le splat va donc présenter une hétérogénéité de contrainte due au gradient de température interne.

Le refroidissement des différents éléments déposés se faisant principalement par conduction dans le matériau, une épaisseur importante de dépôt (surtout dans le cas des céramiques) associée à un fort flux thermique amène à un échauffement du système au cours de la projection. Ainsi de trop forts gradients thermiques impliquent un apport de contraintes non négligeable pouvant mener à des effets de délamination dans les cas les plus extrêmes.

I.3.4 Formation d'une couche

Il convient avant toutes choses de définir le terme relatif à la cinématique d'une torche (figure I.25) : un cordon est la ligne de dépôt réalisée suite à un passage de la torche sur le substrat. Le pas correspond à l'incrément donné entre deux cordons. Le revêtement d'une couche sur la surface du substrat correspond à une passe et le dépôt correspond à un nombre n défini de passes.

La dispersion de trajectoire des particules liée à l'écoulement plasma couplé à l'élargissement et l'expansion du jet de plasma [22] amènent à une distribution gaussienne en épaisseur du cordon sur le substrat. Les caractéristiques du dépôt sont alors aussi dépendantes de la cinématique de la torche. Le pas prescrit détermine le recouvrement entre 2 cordons successifs.

La formation du dépôt est réalisée par la formation de cordons se superposant partiellement sur une multitude de couches. La hauteur de cordon déposé se trouve influencée par deux paramètres majeurs : la vitesse relative entre torche et substrat (paramètre in-

fluant aussi sur l'échauffement du substrat) et la quantité de poudre projetée. Il est à noter que cette étude se base sur des méthodes présentant une vitesse de croissance du dépôt de l'ordre de 1 à 4 $\mu\text{m/s}$. La largeur du cordon se trouve quant à elle influencée directement par les paramètres du jet plasma.

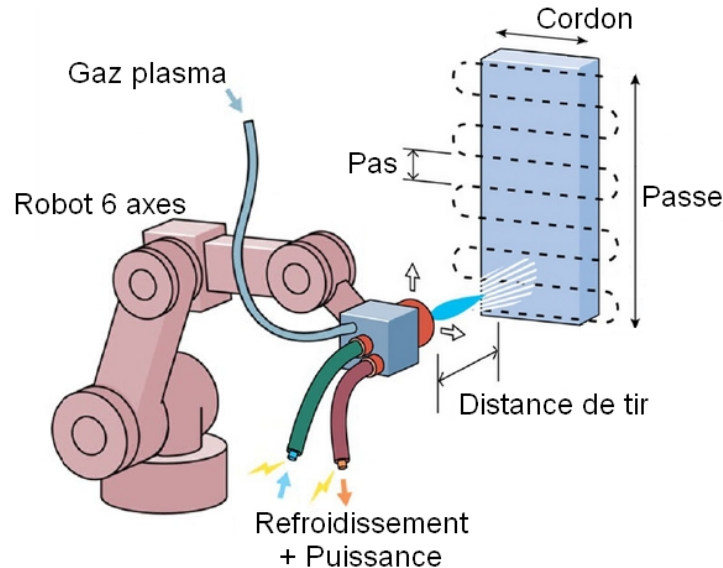


FIGURE I.25 – Schéma descriptif de la cinématique d'une torche [76].

J.Patru [63] explique l'importance de trouver un compromis entre épaisseur de cordon et taux de recouvrement. En effet ces deux paramètres sont les acteurs majeurs du contrôle de l'homogénéité du dépôt et de sa non-fissuration. Ainsi une vitesse relative rapide et un taux de recouvrement de l'ordre de 50% doivent être favorisés.

Le dépôt obtenu par plasma présente une structure lamellaire anisotrope et hétérogène. De telles caractéristiques sont dues aux différentes évolutions thermocinétiques des particules à l'impact, lors du refroidissement et lors de la solidification. Ainsi, il est possible de schématiser un dépôt plasma (figure I.26).

Le contrôle d'une telle microstructure s'avère complexe tant les paramètres impliqués sont nombreux et souvent liés mais, il reste cependant essentiel et conditionne les propriétés et la durée de vie du dépôt lui-même. Par exemple, de trop fortes contraintes thermomécaniques peuvent impliquer une augmentation ou une diminution de la durée de vie du dépôt. La présence de macrofissures verticales issues de la relaxation de contraintes résiduelles d'origine thermomécanique peut être positive dans la création d'une couche d'accommodation mais néfaste dans le cadre d'un dépôt anti corrosion. Il convient donc d'appréhender le dépôt sous les différentes étapes de sa construction, de l'impact d'une goutte de céramique fondue à la formation du dépôt. En projection par plasma thermique les dépôts ont des épaisseurs généralement comprises entre 50 μm et quelques millimètres.

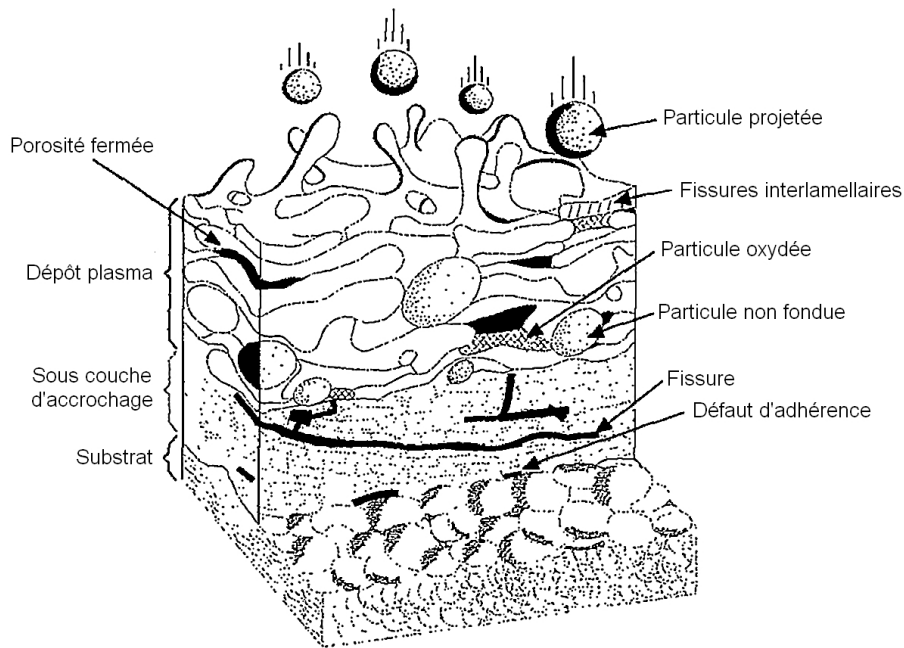


FIGURE I.26 – Schéma d'un dépôt plasma d'après [26] et [77].

I.3.5 Conclusion

L'étude de la formation d'un dépôt plasma a permis de mettre en évidence l'absence d'interaction entre deux particules fondues impactantes. En effet, un facteur 10 existe entre les temps de solidification d'une particule individuelle ($10 \mu\text{s}$) et le temps de superposition entre deux lamelles ($100 \mu\text{s}$). L'apport de contraintes graduel lors de la formation d'un dépôt est donc directement lié aux vitesses d'étalement et de solidification de chaque particule.

La température de dépôt (température du substrat lors de la réalisation du dépôt) est un point crucial à l'obtention d'un dépôt aux propriétés contrôlées. Celle-ci détermine la forme de l'étalement des particules et donc la surface de contact entre les matériaux.

L'étude finale d'un dépôt révèle une hétérogénéité structurale avec la présence de porosités, de particules non fondues et de fissures. Cette structure particulière est tributaire de la méthode de construction du dépôt : distance entre passes, vitesse de projection, distance de tir et gaz plasmagène.

Lors de la construction du dépôt, la rapide solidification des particules dans un état métastable ainsi que les flux de chaleur mis en jeu vont mener à la formation de contraintes dans le dépôt.

I.4 Origines et conséquences des contraintes en projection thermique

I.4.1 Courbure initiale

Dans une étude parue en 2015, Mutter et al. [78] proposent une analyse expérimentale du développement des contraintes dans le dépôt pour différents paramètres de projection. Une étude de la première couche de dépôt réalisée sur un substrat acier sablé pour des températures de 159, 321 et 410 °C sans préchauffe présente une forte évolution de la courbure. Cette courbure de l'échantillon est caractéristique d'un relâchement de contraintes internes au matériau provenant du sablage et de tout autre action mécanique réalisée au préalable ainsi que de l'effet de température induit par le jet plasma. L'origine de cette forte variation de courbure est confirmée par une très faible variation dans le cas de substrats avec une couche Bond-Coat (et donc ayant déjà subi un traitement thermique). Cependant, aucune valeur de contrainte n'est mesurée. Un relâchement seulement partiel de ces contraintes peut donc s'opérer ainsi qu'un effet de fluage du matériau. Les temps de chauffe mis en jeu étant trop courts [23], le relâchement n'est pas total (maximum de courbure non atteint).

I.4.2 La contrainte de trempe

I.4.2.1 Lors de l'impact

Comme le soulignent Kuroda et al. [79], ce type de contraintes est spécifique aux procédés de projection thermique. L'impact et l'étalement des particules sur le substrat va provoquer une trempe de ces dernières donnant naissance à une forme de lamelle caractéristique du procédé. Cette forme particulière non exempte de contrainte provient de la solidification rapide et non uniforme. La figure I.27 illustre ce phénomène. L'impact d'une particule fondue va dans un premier temps suivre le comportement d'un fluide à bonne mouillabilité en s'étalant sur la surface du substrat. Du fait de ce contact avec la surface, un échange de chaleur va refroidir la particule par conduction avec le substrat ou les couches déposées précédemment (cf partie I.3.3 page 52). De nombreux facteurs entrent en jeu lors de ce refroidissement, les plus importants sont : la vitesse de trempe, les forces de liaison interfaciale substrat/dépôt, la surface de contact dépôt substrat ou encore la géométrie du splat.

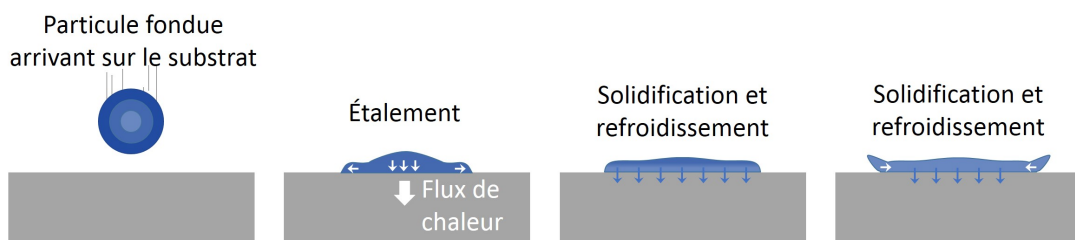


FIGURE I.27 – Principe de création des contraintes de trempe (impact de particule, étalement et trempe d'une particule) d'après [80] et [26].

En se basant sur la chronologie de ce principe (figure I.27), Shaw [81] propose la formule de calcul suivante pour déterminer la contrainte théorique maximale (σ_{Q_0}). Celle-ci se base sur un étalement parfait d'une particule unique sans relaxation de contraintes en considérant que la dilatation thermique est le facteur prépondérant et que les contraintes restent dans le domaine élastique.

$$\sigma_{Q_0} = \alpha_d \frac{E_d}{1 - \nu_d} (T_p - T_s) \quad (\text{I.13})$$

Avec T_p et T_s les températures respectivement de la particule et du substrat lors de l'impact et α_d , E_d et ν_d respectivement le coefficient de dilatation, le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau déposé.

I.4.2.2 Dépôt complet

Pour des matériaux céramiques comme l'alumine, des valeurs théoriques de contraintes de trempe (équation I.13) supérieures à 100 MPa peuvent être atteintes pour une différence de température du substrat de seulement 100 K. Ces valeurs restent cependant théoriques et sont la plupart du temps fortement réduites par divers phénomènes tels que l'apparition de microfissures ou l'effet de glissement interfacial [78] [82]. Ces différents effets sont illustrés en figure I.28. La présence de splats solidifiés microfissurés lors de l'impact de nouvelles particules permet une accommodation des contraintes [78]. La contrainte de trempe macroscopique pour un élément de volume V_d peut être définie par la somme des contraintes de chaque élément de volume dV_d le constituant.

$$\sigma_{Q_d} = \frac{1}{V_d} \int \sigma_Q \cdot dV_d \quad (\text{I.14})$$

Il est à noter la forte influence de la porosité dont la contrainte théorique est nulle. Ces porosités sont inhérentes au procédé de projection et dont il n'est pas possible de s'affranchir.

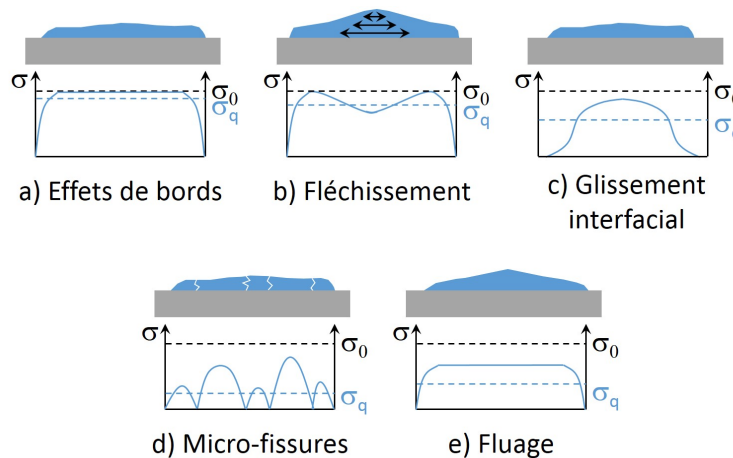


FIGURE I.28 – Représentation schématique des contraintes dans une lamelle et des différents phénomènes de relaxations [80].

L'étalement et solidification des lamelles réalisés, l'étape de refroidissement du dépôt à la température ambiante et la contrainte thermique inhérente entrent en jeu.

I.4.3 La contrainte thermique

Ces contraintes sont régies par la différence entre les coefficients de dilatation thermique du dépôt et du substrat. Une différence de déplacement apparaît alors à l'interface et développe des contraintes thermiques lors du refroidissement (figure I.29). Dans le cas d'un dépôt céramique sur métal le coefficient de dilatation thermique de la céramique étant plus faible, une contrainte systématiquement en compression apparaît dans le dépôt lors de cette étape.

L'influence des épaisseurs des dépôt et substrat est aussi à noter. La contrainte thermique théorique globale peut être calculée par l'équation I.15 [83]. Cette équation provient d'une approche par la méthode Crank-Nicolson basée sur l'équilibre des moments mécaniques de courbure en faisant l'hypothèse que le dépôt est un solide homogène sans gradient de température interne.

$$\sigma_{Thd} = \frac{E_d(\alpha_s - \alpha_d)(T_s - T_{amb})}{(1 - \nu_d) + \frac{2e_d E_d}{e_s E_s}(1 - \nu_s)} \quad (I.15)$$

Avec E_d et E_s les modules d'Young du dépôt et substrat, e_d et e_s les épaisseurs du dépôt et substrat, ν_d et ν_s les coefficients de poisson, α_d et α_s les coefficients de dilatation thermiques des deux composants, T_s la température de dépôt et T_{amb} la température finale après refroidissement (soit la température ambiante).

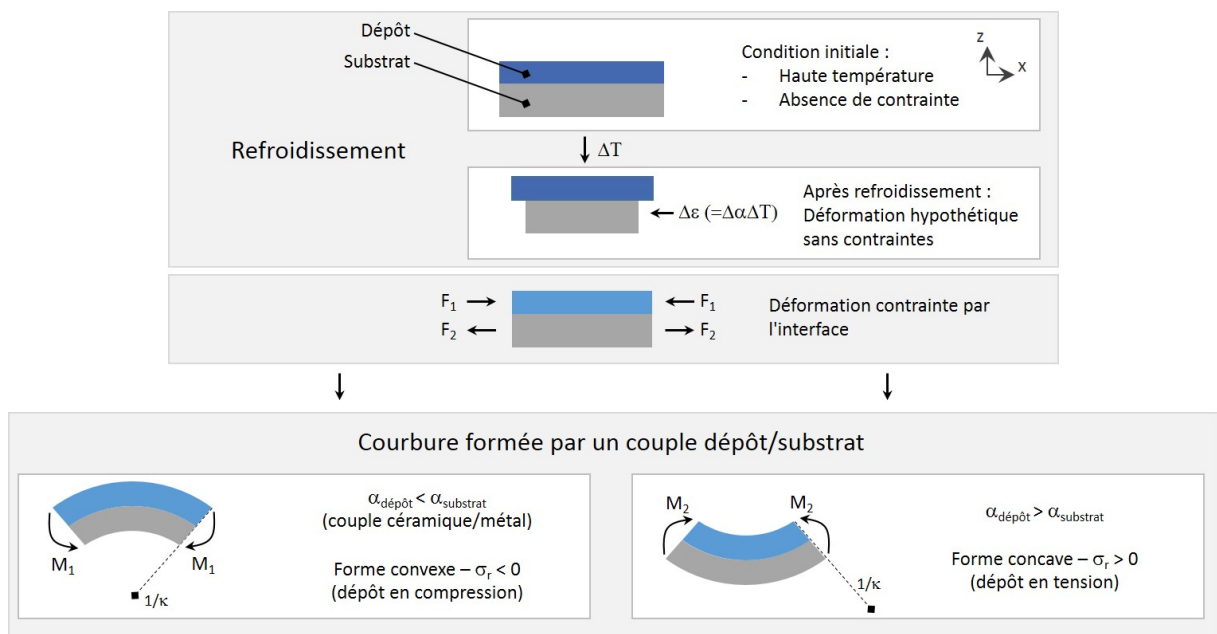


FIGURE I.29 – Formation du moment de courbure sous l'effet des déformations d'un système substrat/dépôt.

I.4.4 Autres contraintes générées

En complément de ces contraintes majoritaires, peuvent être ajoutés des phénomènes d'impact d'influences plus faibles :

- L'influence des gradients thermiques dans le couple dépôt/substrat lors de la formation du dépôt dus aux paramètres de tir. Ces gradients induits par le flux thermique apporté par la torche entraînent une température plus importante en surface. Ces contraintes interviennent lors des étapes de préchauffe et de dépôt et sont en tension.
- Les transformations de phases induisant une modification des distances inter atomiques. Le matériau employé dans cette thèse (zircone yttrée) ne présente pas cette spécificité. La partie II.1.2 page 86 présente ce phénomène plus en détail.
- La présence d'une couche TGO (Thermal Growth Oxyde) prépondérante [84]. Cette couche d'oxydation est présente en surface du substrat et donc, in-fine, à l'interface dépôt/substrat. Son faible coefficient de dilatation rend le système plus fragile au chocs thermiques et peut mener à l'endommagement du système.

I.4.5 Endommagement du système et relaxation des contraintes

L'endommagement dû à un excédent de contraintes se traduit la plupart du temps par l'apparition de fissures préférentiellement à l'interface dépôt/substrat [84] et deviennent des amorces pouvant être à l'origine de défaillances critiques du matériau lors de son usage : effet de délamination. Les fissures peuvent aussi être recherchées et s'avérer être indispensables à des systèmes particuliers comme par exemple les dépôts colonnaires perpendiculaires au substrat accommodant les coefficients de dilatation pour les barrières thermiques. La formation de ces défauts intervient après projection lors du refroidissement et se voit influencée par la géométrie de l'interface et la structure interlamellaire. Le grand nombre de paramètres agissant sur l'endommagement rend complexe la compréhension parfaite de la formation de ces défauts.

N.Padture [84] propose une classification des principaux modes de dégradation et, dans le cas de la projection thermique par APS, l'origine des effets de fissuration. A l'interface substrat/TGO, les zones de creux sont en compression tandis que les pics sont en tension. Les modes de formation des défauts sont au nombre de 4 et sont représentés en figure I.30 :

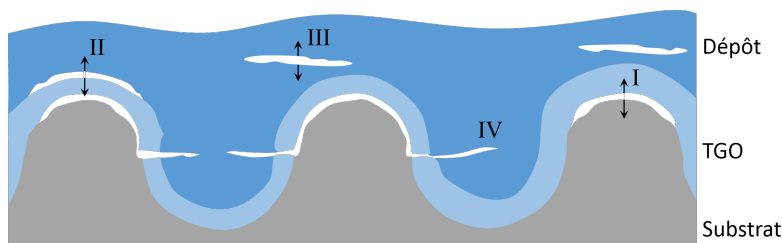


FIGURE I.30 – Mécanismes de formation des fissures dans les dépôts par projection thermique [84].

- I Les contraintes dues à la géométrie de surface : une hétérogénéité de contraintes va apparaître en lien avec la rugosité de surface. Des contraintes en traction sont favorisées au niveau des sommets alors que les creux privilégient la compression. Des effets de fissuration au niveau des sommets peuvent alors être observés du fait de la présence d'une couche TGO à faible coefficient de dilatation.
- II Les contraintes thermiques (1) : une trop forte différence des coefficients de dilatation ou un refroidissement trop rapide (trempe) peut mener à une contrainte de cisaillement critique au niveau de l'interface TGO/dépôt forçant une délamination. La présence de porosités et de préfissures ou d'une couche d'oxyde d'adaptation dite Bond Coat dans le dépôt tendent cependant à minimiser cet effet en comparaison du I.
- III Les contraintes thermiques (2) : les effets présentés pour le II peuvent aussi s'appliquer dans les zones proches des sommets à l'interface du fait de la fragilité inhérente aux céramiques.
- IV La croissance de la couche TGO : à partir d'une certaine épaisseur, la couche TGO présente un coefficient de dilatation discordant ne faisant pas la transition entre le dépôt et la couche inférieure menant également à des effets de fissuration.

Dans leur étude expérimentale sur le comportement mécanique des barrières thermiques, B.D. Choules et al. [85] soulignent l'influence de l'épaisseur et de la température du système sur la formation de fissures. Une augmentation d'épaisseur de dépôt tend à limiter les effets de fissuration du dépôt ; cependant la longueur des fissures observées augmente (figure I.31). Dans le cas de dépôts de faible épaisseur et pour une augmentation de température du système (en fonctionnement), le nombre de fissures ainsi que leur profondeur augmentent. Pour les couches épaisses, des effets de fissuration parallèles à la surface surviennent.

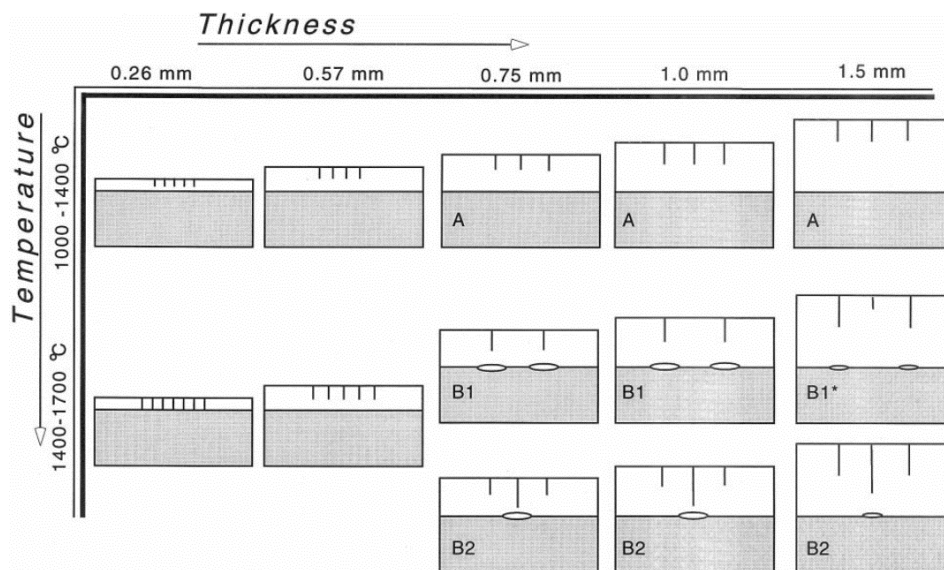


FIGURE I.31 – Effets de l'épaisseur du dépôt et de la température du système en fonctionnement sur le nombre et la longueur des fissures formées [85]

I.4.6 Contrainte résiduelle

Les contraintes résiduelles sont, par définition, les contraintes existant dans une pièce en l'absence de sollicitations externes (mécanique, gradient de température). Leur influence peut se manifester de façon visible au travers de déformations, de délaminations ou de fissurations ou de façon "cachée" par des variations de performances induites telles qu'une modification de la force d'adhérence du dépôt, la résistance aux cyclage thermique, la résistance à l'érosion, la résistance aux chocs thermiques ou à la fatigue.

Les contraintes dites résiduelles représentent, in fine, la somme des contraintes générées par une multitude de phénomènes. Ces phénomènes sont, dans le cas de la projection thermique, le résultat de l'histoire thermomécanique du système. Ces principaux phénomènes sont [79] :

- Le phénomène mécanique, qui n'est pas à négliger et est lié à la présence de contraintes pré-dépôt issues de l'étape de sablage.
- La contraction d'une particule individuelle lors de sa rapide solidification en surface du substrat. Cette contrainte est appelée "contrainte de trempe", a pour symbole σ_Q et dépend de l'état de fusion du matériau et de son interaction en surface du substrat.
- Les contraintes liées au refroidissement du système post-projection de la température de dépôt à la température ambiante (différence entre les coefficients de dilatation du dépôt et du substrat). Le phénomène mis en jeu est macroscopique [79], les substrats et dépôt étant considérés dans ce cas comme des solides continus. Cette contrainte est désignée par la suite sous le nom de "contrainte thermique" et a pour symbole σ_{Th}

A ces principaux phénomènes, peuvent s'ajouter des phénomènes considérés comme d'importance mineure s'ils sont maîtrisés : l'existence d'un gradient thermique lors de la formation du dépôt ($\sigma_{\Delta T}$, une transformation de phase (σ_{TP}), le gradient thermique lors de la préchauffe induit par le jet plasma (σ_{torche}) et la présence d'une couche TGO (σ_{TGO}).

La contrainte résiduelle est alors la résultante de ces phénomènes :

$$\sigma_R = \sigma_Q + \sigma_{Th} + (\sigma_{\Delta T} + \sigma_{TP} + \sigma_{torche} + \sigma_{TGO}) \quad (I.16)$$

I.5 Dispositifs d'étude des contraintes

Les méthodes de caractérisation des contraintes offrent pour la quasi-totalité une vision des contraintes résiduelles du système post projection après retour du système à la température ambiante. Seule la méthode dite de la "flèche" permet une analyse in-situ des contraintes et de leur formation. A l'exception de cette méthode, seuls les outils numériques sont à même de proposer une analyse in-situ. Parmi les techniques de caractérisation post-projection, trois catégories peuvent être citées (figure I.32) : non destructives, semi-destructives (la pièce reste utilisable mais a subi des modifications mineures) et destructives. Chaque méthode possède une résolution spatiale et une profondeur d'analyse propre, la figure I.32 présente la profondeur d'analyse en fonction de la résolution spatiale pour chaque méthode. La diffraction des rayons X et la méthode du son de Barkhausen permettent d'obtenir une valeur surfacique des contraintes ; la diffraction synchrotron, des neutrons et la méthode des ultrasons offrent une vision moyennée de la contrainte résiduelle sur une profondeur plus importante. Le bon fonctionnement de ces méthodes est cependant dépendant de la microstructure des matériaux. Le trou incrémental et le deep hole drilling sont deux techniques similaires et sont les seules méthodes offrant une vision de l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction de l'épaisseur. La méthode du contour et du sectionnement donnent une valeur moyenne de la contrainte résiduelle d'une zone pour des pièces massives. Enfin, la méthode de la courbure (non listée sur la figure) est une méthode donnant une valeur moyenne globale de la contrainte d'une pièce en temps réel lors de la formation du dépôt.

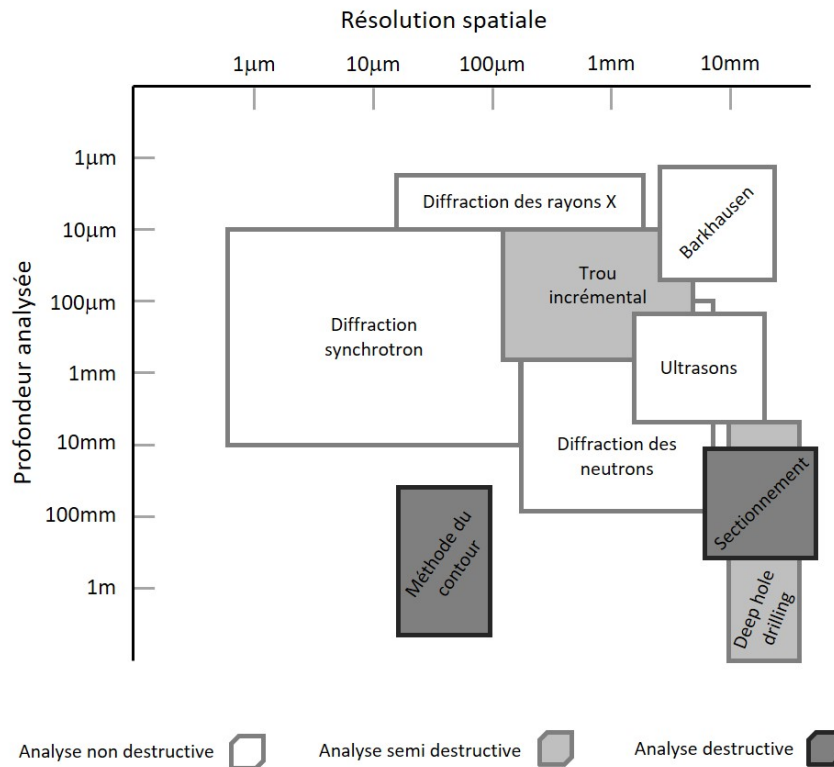


FIGURE I.32 – Répartition spatiale et en profondeur des méthodes de mesure des contraintes résiduelles [86]

Le choix des caractérisations dans cette thèse s'est porté sur 2 méthodes :

- La méthode de la flèche permet une vision in-situ de la formation des contraintes et donc de la genèse des contraintes résiduelles. Cette méthode présentée en partie I.5.1 est la seule méthode de mesure in situ existante. Les valeurs de contraintes mesurées sont une moyenne globale du système étudié.
- Le trou incrémental permet une analyse in-fine de l'évolution de la contrainte résiduelle en fonction de l'épaisseur du matériau.

Ces deux techniques permettent de couvrir l'étude des contraintes globales du système de leur formation à leur équilibre final.

I.5.1 Mesure de courbure in-situ - Méthode de la flèche

Aussi connue sous le nom de mesure de courbure, la méthode de la flèche repose sur l'étude de la variation de courbure du substrat lors de la projection thermique. Le dépôt ainsi créé sous forme de couches successives va conduire à une variation de courbure générale du système du fait des contraintes internes générées en fonction du temps. A la différence de l'ensemble des techniques développées pour la détermination des contraintes résiduelles, la méthode de la flèche offre une vision évolutive dans le temps des contraintes lors de leur apparition et non uniquement la contrainte résiduelle à proprement parler. Étudier la courbure permet donc une analyse de l'origine des contraintes résiduelles lors de la trempe des particules (réalisation des différentes couches) et du refroidissement du système.

I.5.1.1 Principe de la méthode

Initialement proposée par Hsueh et al. en 1985 [87] puis développée par Kuroda et al. [88][17][79][18], et perfectionnée par la suite par différents auteurs [89][90][91][92][78][82], la méthode de mesure in-situ par courbure permet l'étude des contraintes lors de leur formation (figure I.33). Lors de la formation du dépôt, un défaut de déformation ($\Delta\epsilon$) due à la différence des coefficients de dilatation du dépôt et du substrat va imposer l'existence de forces F opposées d'égales intensités. Cet équilibre des forces va générer un moment de courbure du système. Il est supposé que les contraintes formées sont égales dans le plan ($\sigma_x = \sigma_y$) et que la contrainte dans l'épaisseur est négligeable ($\sigma_z = 0$).

La courbure traduit donc l'établissement d'un équilibre mécanique adaptatif entre substrat et dépôt au fur et mesure de l'avancement du dépôt et de l'arrivée de nouvelles particules en surface. La contrainte résiduelle est alors en cours de développement et représente l'accumulation de ces contraintes de trempe. La déformation observée dans cette étape est représentative uniquement des contraintes de trempe [63] liées à une multitude d'impacts quasi simultanés.

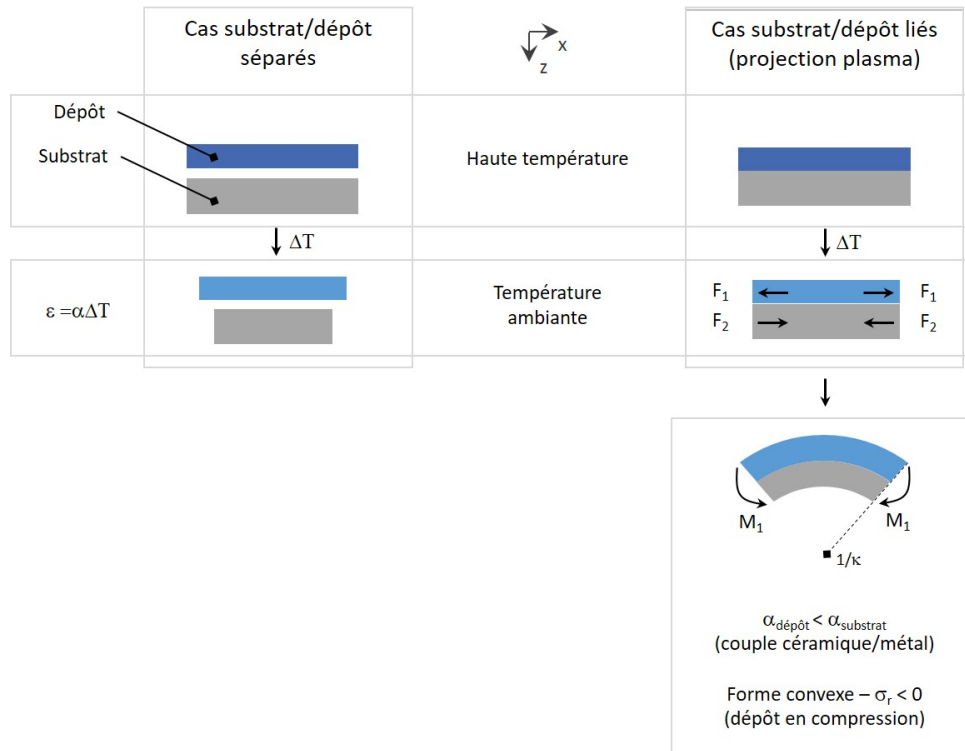


FIGURE I.33 – Formation du moment de courbure sous l’effet des déformations d’un système bi-couches pour le cas céramique/métal.

La mesure de courbure se traduit expérimentalement par une mesure de la flèche (f) lors de la formation du dépôt et de son refroidissement. La figure I.34 donne un exemple de l’évolution de la flèche en fonction du temps lors de la réalisation d’un dépôt. Le lien entre courbure ($\kappa=1/R$) et flèche (f) est donné dans l’équation I.17.

$$\kappa = \frac{1}{R} = \frac{2f}{(l^2 + f^2)} \quad (I.17)$$

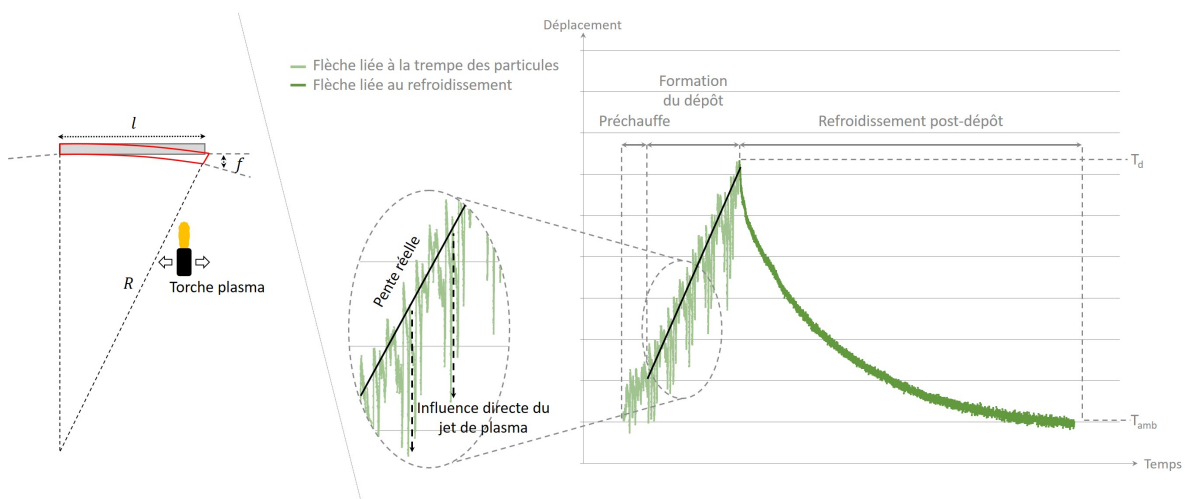


FIGURE I.34 – Définition de la courbure d’un échantillon (gauche) et exemple d’évolution de la flèche (droite) lors de la réalisation d’un dépôt par projection plasma (APS).

La contrainte thermique est déterminée par la méthode de la flèche lors de la phase de refroidissement post-dépôt de la pièce entre la température de dépôt et la température ambiante. Tout comme la contrainte de trempe, il s'agit d'un moment de courbure due à la conservation d'équilibre des forces résultantes du défaut de déplacement induit par la différence des coefficients de dilatation.

I.5.1.2 Modèle numérique de la flèche

C.Zhang et al. [91] ont établi une équation similaire à celle de Kuroda et al. [88] régissant la courbure du substrat en fonction de la température. L'équation (I.18) traduit l'équilibre des moments de courbure pour la phase de refroidissement post-dépôt (figure I.34). A la différence de l'équation de Stoney [93][94], cette équation ne considère pas l'épaisseur du dépôt négligeable face à celle du substrat et suppose les modules d'Young des deux matériaux constants durant le refroidissement.

$$\Delta\mathcal{K}_{Th} = \frac{6E'_d E'_s e_d e_s (e_d + e_s) \int_{T_{dépôt}}^{T_{amb}} (\alpha_s(T) - \alpha_d(T)) dT}{(E'_d{}^2 e_d^4 + E'_s{}^2 e_s^4) + 2E'_d E'_s e_d e_s (2e_d^2 + 3e_d e_s + 2e_s^2)} \quad (\text{I.18})$$

$$E'_d = \frac{E_d}{1 - \nu_d} \quad , \quad E'_s = \frac{E_s}{1 - \nu_s}$$

Dans cette équation, l'indice s représente le substrat et l'indice d le dépôt. Avec $\Delta\mathcal{K}_{Th}$ la variation de courbure. E_s , E_d les modules d'Young, E'_s , E'_d les modules biaxiaux, ν_s , ν_d les coefficients de Poisson, $T_{dépôt}$ température du dépôt lors de la projection et T_{amb} température ambiante. e_s , e_d les épaisseurs. α_s , α_d les coefficients de dilatation.

La pente calculée de l'évolution de la courbure en fonction de la température $\Delta\mathcal{K}_{Th}/\Delta T$ permet la comparaison entre les valeurs expérimentale et théorique. Le module d'Young E_d du dépôt est alors déterminé par itération afin d'obtenir des valeurs identiques de pentes. Cette manœuvre permet d'ajuster les résultats par l'obtention d'une valeur du module d'Young cohérente.

I.5.1.3 Contrainte de trempe

La contrainte de trempe est caractéristique du refroidissement rapide des particules lors de leur étalement en surface du substrat. Dans leur article, Brenner et Senderoff [90] proposent le calcul des contraintes de trempe σ_Q (équations I.20) basé sur le modèle de Stoney et l'équilibre des moments de courbure (équations I.19) [93][94] avec l'ajout d'un coefficient correcteur β qui permet de considérer des dépôts de plusieurs centaines de micromètres d'épaisseur [63]. Le dépôt ainsi considéré est supposé formé par des couches successives et l'accommodation du système se fait entre la création de chaque couche (les particules ne sont pas discrétisées). L'épaisseur du système (substrat + dépôt) doit être suffisamment faible pour qu'une courbure puisse exister et le dépôt doit rester mince face

au substrat ($e_d \ll e_s$).

$$\sigma_Q = \frac{E'_s}{6} \cdot \frac{e_s^2}{e_d} \cdot \Delta\kappa_Q \quad (\text{I.19})$$

$$\sigma_Q = \frac{E'_s}{6} \cdot \frac{e_s (e_s + \beta^{5/4} e_d)}{e_d} \cdot \Delta\kappa_Q \quad \text{avec} \quad \beta = \frac{E'_d}{E'_s} = \frac{E_d}{E_s} \cdot \frac{(1 - \nu_s)}{(1 - \nu_d)} \quad (\text{I.20})$$

Plus récemment, Mutter et al. [82] ont publié une version modifiée de la mesure de courbure basée sur les travaux d'Atkinson [95] prenant en compte la variation de courbure réelle exempte de la phase de préchauffe (figure I.35).

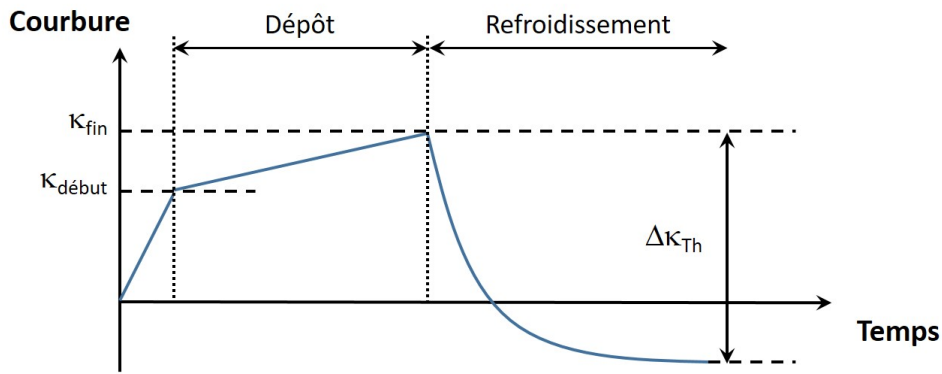


FIGURE I.35 – Courbure schématique d'un échantillon lors de la formation du dépôt [82].

I.5.1.4 Contrainte thermique

Le calcul des contraintes thermiques σ_{Th} (seconde zone de la figure I.35) correspond à la phase de refroidissement du dépôt entre la température de projection et l'ambiante une fois le dépôt réalisé. Comme dans le cas de la contrainte de trempe, une équation à l'origine proposée par Teixeira [83] (équation I.21) permet de calculer la contrainte thermique théorique pour des dépôts en couches minces. Il est nécessaire au préalable de vérifier les conditions suivantes : il n'y a pas de gradient de température interne au système, les matériaux considérés sont homogènes et l'épaisseur du système (substrat + dépôt) doit être suffisamment faible ($e_d = 0,5e_s$) pour qu'une courbure puisse exister.

$$\sigma_{Th} = E'_d \cdot (\alpha_s - \alpha_d) \cdot (T_{dépôt} - T_{amb}) \quad (\text{I.21})$$

I.5.1.5 Contrainte résiduelle

La contrainte résiduelle est la résultante des deux calculs présentés précédemment :

$$\sigma_R = \sigma_Q + \sigma_{Th} \quad (\text{I.22})$$

$$\sigma_R = \frac{E'_s}{6} \cdot \frac{e_s (e_s + \beta^{5/4} e_d)}{e_d} \cdot (\mathcal{K}_{fin} - \mathcal{K}_{début}) + E'_d \cdot (\alpha_s - \alpha_d) \cdot (T_{dépôt} - T_{amb}) \quad (I.23)$$

Ces équations semi-empiriques donnent de très bon résultats pour $e_d < 0,5e_s$.

I.5.2 Mesure par trou incrémental

La mesure par trou incrémental permet l'analyse de l'évolution des contraintes résiduelles graduellement dans l'épaisseur par perçages successifs de l'échantillon pour un système en équilibre à T_{amb} (figure I.36). En parallèle de ce perçage, une analyse d'équilibre du système est réalisée avec une jauge de déformation. Ce dispositif de mesure de déformation se compose de trois jauges indépendantes centrées autour de la zone percée et dirigées de façon à étudier l'orientation des déformations $\epsilon_x(z)$ et $\epsilon_y(z)$.

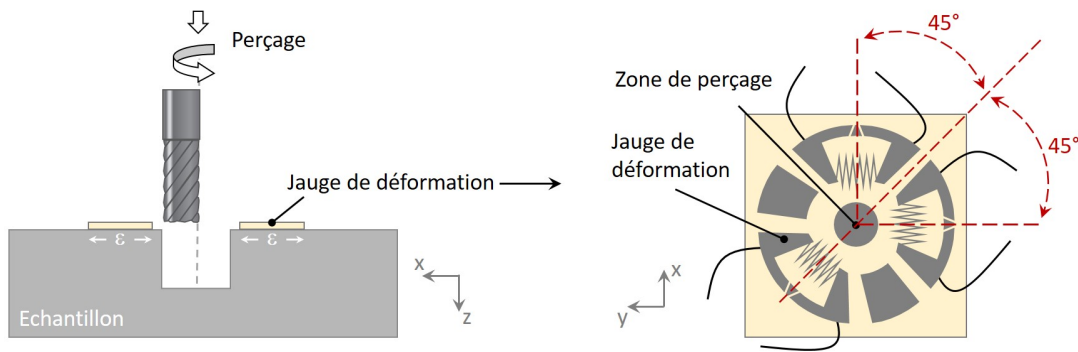


FIGURE I.36 – Schéma descriptif de la mesure de déformation par trou incrémental.

La méthode du trou incrémental orbital [96] repose sur ce mode de principe, un trou de diamètre de l'ordre de 1 à 1,8 mm est réalisé à l'aide d'un forêt diamant de diamètre inférieur (0,9 mm). Les incréments de mesure dépendent de la précision du moteur de contrôle et sont généralement compris entre 5 et 20 μm pour des vitesses de pénétration avoisinant 60 $\mu\text{m}/\text{min}$. Dans le cas des céramiques, une turbine d'entraînement est utilisée afin d'obtenir des vitesses suffisamment importantes pour percer (souvent 300 000 rpm). Les faibles vitesses de pénétration et d'incrément permettent une mesure avec un faible échauffement limitant l'altération des valeurs de déformation mesurées (et donc des valeurs de contraintes calculées).

L'enlèvement de matière réalisé va permettre un relâchement local des contraintes. Ce relâchement se traduit par une déformation de surface captée par la jauge de déformation. Connaissant les constantes de calibration longitudinale $K_1(z_n)$ et transversale $K_2(z_n)$ des jauges de mesures ainsi que le modules d'Young E et le coefficient de Poisson ν du matériau analysé, la déformation de surface ϵ_{z0} est convertie en déformation nominale ϵ_{zn} correspondant à la déformation au fond du trou à la profondeur d'incrément z_n . Le gradient de déformation $d\epsilon_z/dz$ pour chaque jauge de mesure (orientées à 0, 45 et 90°) est calculé selon les équations suivantes :

$$d\epsilon_0(z)/dz = K_1(z) \epsilon_{n0}(z) - K_2(z) \nu \epsilon_{n90}(z)$$

$$d\epsilon_{90}(z)/dz = K_1(z) \epsilon_{n90}(z) - K_2(z) \nu \epsilon_{n45}(z) \quad (\text{I.24})$$

$$d\epsilon_{45}(z)/dz = K_1(z) \epsilon_{n45}(z) - K_2(z) \nu [\epsilon_{n0}(z) + \epsilon_{n90}(z) - \epsilon_{n45}(z)]$$

Les contraintes selon l'axe z sont supposées nulles et donc le matériau est supposé exempt de déformations selon cet axe. Les contraintes dans le plan $\sigma(z)$ suivant les orientations 0 , 45 et 90° peuvent alors être calculées à partir des gradients de déformation $d\epsilon_z/dz$ suivant la loi de Hooke :

$$\sigma_0(z) = \frac{E}{K_1^2(z) - \nu^2 K_2^2(z)} \left[K_1(z) \frac{d\epsilon_0(z)}{dz} + \nu K_2(z) \frac{d\epsilon_{90}(z)}{dz} \right]$$

$$\sigma_{90}(z) = \frac{E}{K_1^2(z) - \nu^2 K_2^2(z)} \left[K_1(z) \frac{d\epsilon_{90}(z)}{dz} + \nu K_2(z) \frac{d\epsilon_0(z)}{dz} \right] \quad (\text{I.25})$$

$$\sigma_{45}(z) = \frac{E}{K_1^2(z) - \nu^2 K_2^2(z)} \left[K_1(z) \frac{d\epsilon_{45}(z)}{dz} + \nu K_2(z) \frac{d\epsilon_0(z) + d\epsilon_{90}(z) - d\epsilon_{45}(z)}{dz} \right]$$

Enfin, les contraintes principales $\sigma_{1,2}(z)$ ainsi que les contraintes orientées $\sigma_{x,y}(z)$ sont calculées (les orientations des contraintes sont données en figure I.37) :

$$\sigma_{1,2}(z) = \frac{\sigma_0(z) + \sigma_{90}(z)}{2} \pm \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_0(z) - \sigma_{45}(z))^2 + (\sigma_{90}(z) - \sigma_{45}(z))^2} \quad (\text{I.26})$$

$$\sigma_{x,y}(z) = \frac{\sigma_1(z) + \sigma_2(z)}{2} \pm \frac{\sigma_1(z) - \sigma_2(z)}{2} \cos(2(\alpha - 45)) \quad (\text{I.27})$$

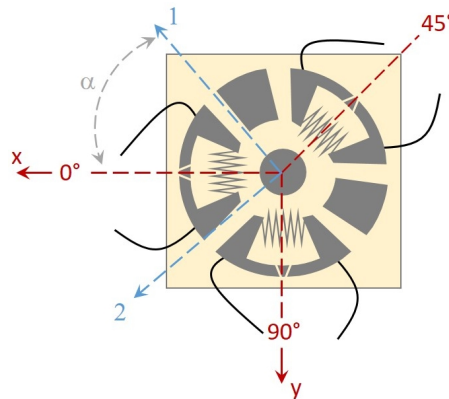


FIGURE I.37 – Principales orientations pour une jauge de déformation circulaire, avec x,y les contraintes suivant la géométrie de l'échantillon et $1,2$ l'orientation des contraintes principales dont l'orientation est variable selon les échantillons et est caractérisée par l'angle α .

I.5.3 Conclusion

L'utilisation de la méthode de la flèche et du trou incrémental permet une vision globale des contraintes de leur genèse à la contrainte résiduelle finale du dépôt complet. Ces deux techniques complémentaires sont la pierre angulaire de l'étude expérimentale des contraintes de cette thèse.

Conclusions

Ce premier chapitre a mis en évidence la diversité des paramètres mis en jeu en projection thermique et ayant une influence sur la microstructure du dépôt, ses modes de dégradation et ses propriétés d'usage. Les paramètres relatifs à l'équipement ainsi que le traitement des poudres dans le jet plasma forment un ensemble fortement interdépendant. Ces paramètres sont essentiellement la composition du gaz plasmagène, le courant d'arc, la puissance de refroidissement ainsi que l'angle, la granulométrie et la vitesse d'injection des poudres. Ce traitement thermique réalisé, les particules fondues vont impacter sur une surface préalablement préparée. La rugosité de surface formée par ce prétraitement est essentielle à l'adhérence des dépôts ce qui rend l'étape de sablage incontournable.

La formation du dépôt met aussi en jeu un grand nombre de paramètres. De ce grand nombre de paramètres découlent des dépôts de microstructure inhomogène. La contrainte résiduelle étant le résultat de l'histoire thermomécanique de l'échantillon, il apparaît nécessaire de comprendre l'influence de ces paramètres sur celle-ci. Les différents dispositifs de mesure sélectionnés (mesure de courbure et trou incrémental) visent à apporter les données nécessaires à cette étude.

Comme il a été vu précédemment, l'étude des contraintes résiduelles en projection thermiques présente des lacunes d'information sur les différentes étapes de ce procédé. L'étape de sablage bien qu'essentielle n'est que peu étudiée et les contraintes résiduelles liées à ce procédé ne sont pas établies. L'étude expérimentale couplée à une étude numérique du sablage dans ces travaux de thèse visent à apporter des éléments de réponse sur les contraintes générées par ce procédé.

Par la suite, la formation du dépôt et les nouvelles contraintes apportées vont venir modifier l'état de contrainte lié à la préparation de surface. L'effet de chauffage par la torche du substrat et la formation des couches seront au cœur de la seconde partie de cette thèse. Pour cela, des dépôts de zirconium yttré seront réalisés par projection plasma. L'utilisation de matériaux connus et maîtrisés permet de concentrer l'étude sur la formation des contraintes et de leur évolution au fur et à mesure des étapes clef de la projection plasma.

Chapitre II

Stratégie expérimentale

Introduction

Ces travaux de thèse s'articulent autour de deux axes majeurs : i) l'étude des contraintes causées par le sablage d'un échantillon métallique et ii) leur évolution lors de la formation du dépôt par projection plasma. Le premier axe (étude du sablage) allie une étude expérimentale des contraintes formées lors du sablage et le développement d'un modèle associé de sablage doux (sans arrachement de matière). Afin de développer ce modèle, une étude des paramètres du sablage a été réalisée. Le second axe vise à étudier le développement des contraintes lors de la formation d'un dépôt céramique de zircone yttrée (8% massique) et de la contrainte finale résultante de ces deux étapes.

Ce chapitre est consacré aux dispositifs expérimentaux employés lors de ces travaux de recherche, il vise à définir les outils essentiels à l'obtention des résultats présentés par la suite. La première partie s'emploie à présenter les matériaux étudiés (poudre et substrat) en abordant les raisons de leur choix, leur composition et les préparations de surface effectuées. La seconde partie traite des dispositifs mis en place pour l'étude du procédé de sablage. La troisième partie de ce chapitre présente les équipements de projection. La quatrième partie détaille les méthodes de mesure permettant de caractériser les contraintes. Enfin, la dernière partie décline les méthodes de mesure conventionnelles utilisées dans ces travaux.

II.1 Matériaux

Dans l'objectif d'étudier les contraintes résiduelles induites par le procédé de sablage et par la formation d'un dépôt par projection plasma, le choix s'est porté sur un matériau de référence : les substrats de type Almen qui sont une référence dans le domaine du grenailage et du sablage [97].

II.1.1 Les substrats

II.1.1.1 Principe des éprouvettes Almen

Originellement proposée en 1942 par John O. Almen, la méthode Almen est encore aujourd'hui une méthode de référence d'optimisation des contraintes mécaniques résultant du procédé de grenailage (shotpeening). La composition ainsi que les propriétés des éprouvettes Almen obéissent à la norme SAE J442, leur composition est décrite dans le tableau II.1.

TABLE II.1 – Grandeurs caractéristiques d'une éprouvette Almen (acier SAE 1070) [98][99].

Composition chimique :	Fe = 98.46%
	C=0.70% Mn=0.75%
	P=0.04% max S=0.05% max
Masse volumique	7,872.10 ³ kg.m ⁻³
Module d'élasticité	201 GPa
Coefficient de dilatation thermique (à 20 °C)	12,1.10 ⁻⁶ C ⁻¹
Conductivité thermique	51,2 W.m ⁻¹ .K ⁻¹
Résistance à la traction	640 MPa
Limite d'élasticité	495 MPa
Dureté Rockwell	91 HRB

De forme rectangulaire, l'éprouvette Almen mesure 19 mm de largeur, 76 mm de longueur et se décline en trois types d'épaisseurs : A (1,3 mm), N (0,8 mm) et C (2,4 mm) [100]. Dans cette étude sont utilisées des éprouvettes Almen A-1 d'épaisseur 1,3 mm (figure II.1). Le numéro suivant la lettre (entre 1 et 3) est la référence de qualité, 1 étant la gamme possédant la plus haute précision sur les dimensions.

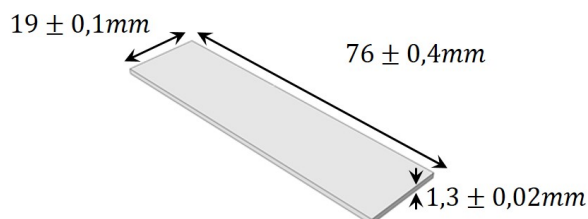


FIGURE II.1 – Dimensions d'une éprouvette Almen type A.

La méthode Almen permet, par le biais de tests préalables de créer des courbes références pour une application et des paramètres donnés. La réalisation d'une mesure d'"intensité Almen" se décompose en deux temps : l'éprouvette est en premier lieu fixée en 4 points à l'aide de vis comme présenté en figure II.2.a et reste ainsi lors de l'étape de grenailage. Dans un second temps, l'éprouvette Almen grenillée est libérée de son support, les contraintes ainsi présentes courbent l'éprouvette, un exemple est donné en figure II.2. Cette courbure mesurée est alors caractéristique du temps de grenailage et de la surface couverte par les indentations. Cette méthode ne permet cependant pas de déterminer de façon directe les contraintes.

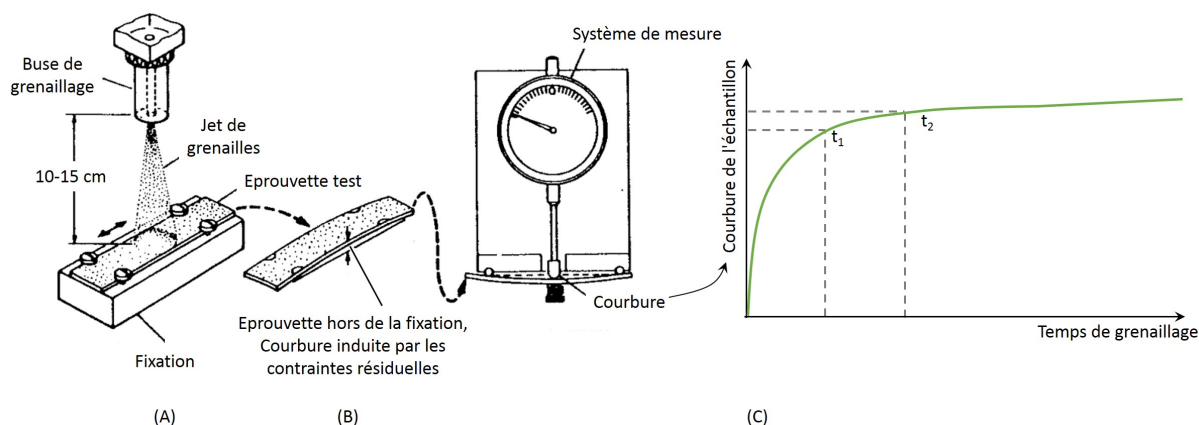


FIGURE II.2 – Test standard de mesure de l'intensité Almen après grenailage [101] et exemple de courbe de saturation (ce type de courbe permet de déterminer le temps optimal de grenailage).

La prédisposition de la géométrie des plaquettes pour la lecture des contraintes ainsi que la constance de leur composition chimique et de leurs propriétés physiques a mené Gill et Clyne [102] au développement d'un modèle de calcul liant variation de courbure et contrainte dans le cas d'un dépôt réalisé par projection thermique sur une cible dans une géométrie poutre encastrée. Ce modèle est décrit en partie I.5.1 page 62 du chapitre I.

II.1.1.2 Préparation des substrats

Les substrats sont préalablement sablés avant dépôt. Le sable employé provient de la société ABRALIS, il est composé de Corindon Blanc (forme α de l'alumine) obtenu par électrofusion d'alumine calcinée. Le produit est calibré selon la norme FEPA 42 F 1984. Le tableau II.2 recense les informations relatives au sable.

TABLE II.2 – Composition, propriétés et nomenclature des sables.

Composition :		Al ₂ O ₃ (99,73%)
	Na ₂ O (0,14%)	Fe ₂ O ₃ (0,03%)
	SiO ₂ amorphe (0,01%)	CaO (0,02%)
	TiO ₂ (0,02%)	MgO (0,01%)
Propriétés :		Point de fusion 2050 °C
	Masse volumique réelle	3,9 - 4,1 g/cm ³
	Masse volumique apparente	1,4 - 2,1 g/cm ³
	Dureté Mohs	9
Nomenclature et granulométrie		
F 014 : 1180 - 1700 μm		F 020 : 850 - 1180 μm
F 080 : 150 - 212 μm		F 150 : 63 - 106 μm

Une sableuse à surpression est utilisée (figure II.3) dans ces travaux de thèse. Ce système repose sur la projection de particules par surpression dans le réservoir de stockage du sable. Le réservoir situé en hauteur du tuyau conduisant à la buse combiné à un système de pot vibrant permet au sable de s'écouler librement sous l'effet de la gravité. La surpression d'air est contrôlée afin de faire varier la rugosité finale.

La tuyère d'éjection des particules et du gaz en surpression est de forme cylindrique. Cette forme est variable selon les constructeurs et peut aussi être sous forme de tube Venturi. L'enceinte de sablage est munie d'une aspiration afin de limiter les poussières dans l'atmosphère. Cette aspiration fait donc effet de filtre partiel pour les fines particules.

La distance entre la sortie de la tuyère et le substrat est constante et est égale à 100 mm, le diamètre de la tuyère est lui aussi fixe (6,5 mm) et le diamètre du porte échantillons est de 60 mm. La vitesse de rotation des échantillons est fixée à 86 rpm et la vitesse verticale devant la buse est de 9 mm.s⁻¹.

Parmi les effets indésirables non contrôlables, il est possible de citer deux effets principaux : les effets de colmatage entraînant périodiquement des "bouffées" de particules en sortie de buse et les effets de rebond des grains en surface du substrat pouvant interagir avec les autres grains.

Les échantillons ont été sablés avec le corindon F20 pour une pression statique de 2 bar. La rugosité visée pour les substrats sablés est $R_a=4\mu\text{m}$. Un écart maximum à cette valeur est toléré à $\pm 0,5\mu\text{m}$. Le R_t moyen mesuré est $R_t=49,3$ avec un écart maximal de $\pm 8\mu\text{m}$. Le facteur d'asymétrie moyen S_k est proche de 0, il n'y a donc pas d'asymétrie de surface.

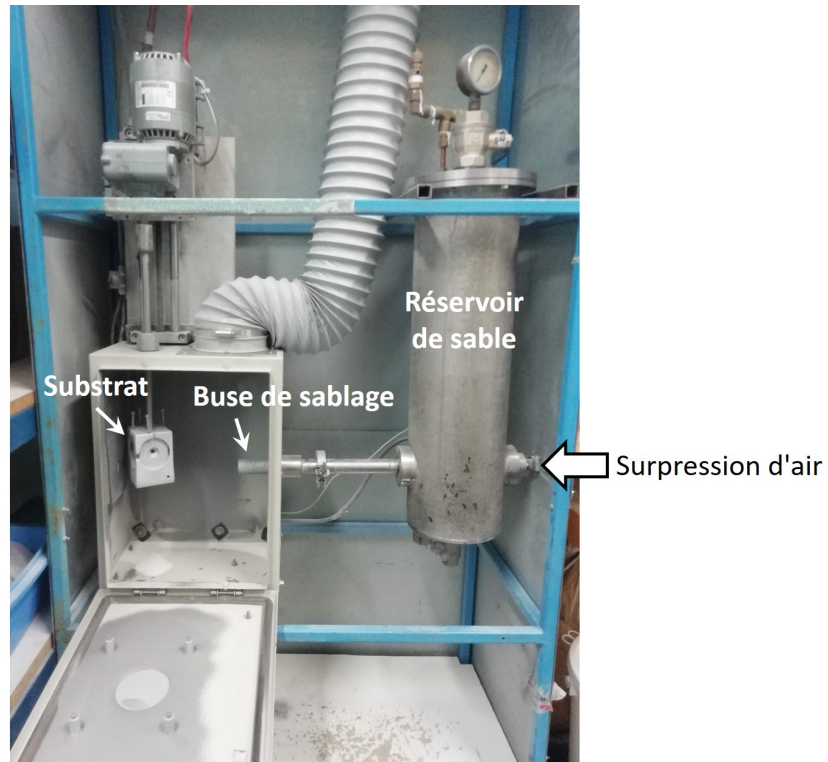


FIGURE II.3 – Photo d’une sabreuse à surpression. Le réservoir de sable est mis en surpression d’air. Le flux d’air expulsé par la buse orientée sur le substrat transfère sa quantité de mouvement au sable.

II.1.2 La poudre de zircon

La poudre de zircon ytriée présente une stabilité de phase en température propice à la projection thermique. Elle fait donc office de référence dans le domaine des revêtements pour les barrières thermiques. L’abondance de la bibliographie sur ce produit est propice à une étude ciblée sur les contraintes résiduelles.

II.1.2.1 Principales propriétés et applications de la zircon

La zircon (ou oxyde de zirconium), de formule ZrO_2 est un oxyde appartenant à la famille des céramiques techniques. Cette famille présente des caractéristiques communes à tous ses éléments telles qu’une forte dureté, un haut point de fusion ($2715\text{ }^\circ\text{C}$), une très bonne résistance à l’usure et une excellente résistance à la corrosion (peu sensible à l’action de la plupart des gaz avant $1700\text{-}1800\text{ }^\circ\text{C}$ [26]). Outre ces propriétés, la zircon se démarque par une très faible conductivité thermique ($\sim 2\text{ W/m.K}$) peu variable en température et un coefficient de dilatation thermique élevé ($\sim 10 \cdot 10^{-6}\text{ K}^{-1}$) en comparaison à d’autres céramiques [26].

Les applications d’un tel matériau sont nombreuses et touchent différents domaines. Dans le cas de dépôts par projection plasma, il est possible de lister les applications suivantes (liste non exhaustive) [103] :

- Barrière thermique : principalement dans le cas de moteurs aéronautiques, de turbines à gaz ou dans les moteurs automobiles [104]. De telles applications reposent sur la faible conductivité thermique du matériau formant un écran de protection pour le système.
- Pile à combustible : en tant qu'électrolytes denses.
- Application revêtement anti usure : du fait de la grande dureté du matériau.
- Application revêtement anticorrosion [26].

II.1.2.2 Structure de la zircone

L'oxyde de zirconium peut se trouver sous trois formes cristallines distinctes évoluant selon la température (figure II.4). La phase cubique (haute température) de la zircone possède les propriétés les plus intéressantes (meilleures résistance mécanique et ténacité) [26]. Une différence de température de transition de phase entre l'élévation de température et le refroidissement est observée. De plus, lors du refroidissement, une expansion volumique est observée. Minimale dans le cas de la transition cubique \rightarrow tétragonale, elle est de l'ordre de 3 à 4% pour la transition tétragonale \rightarrow monoclinique [105]. Une telle variation induit de fortes contraintes au sein du matériau pouvant mener à sa destruction.

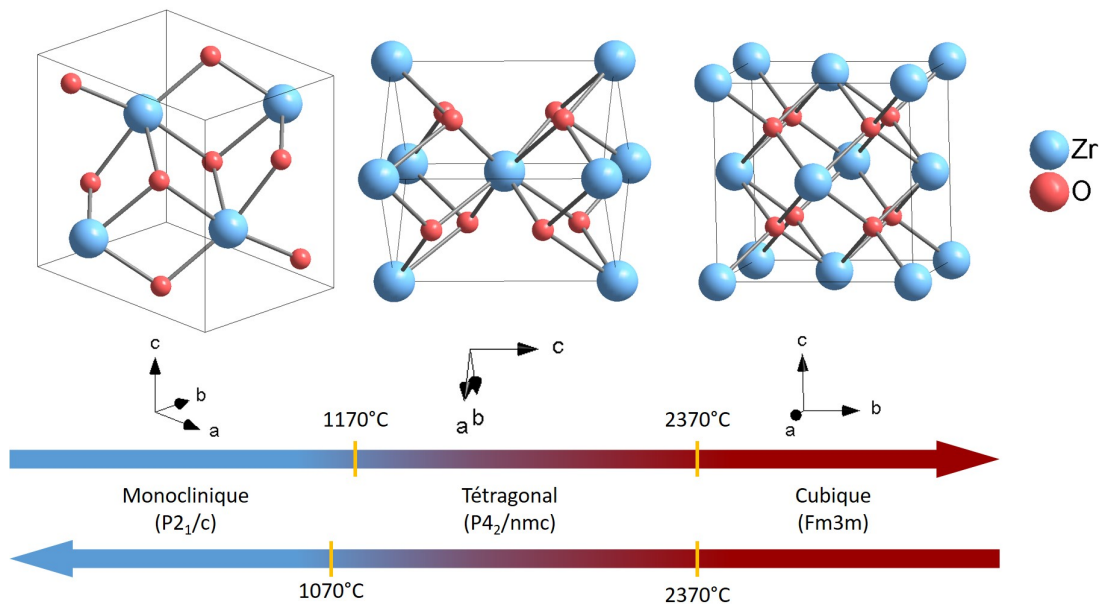


FIGURE II.4 – Phases cristallines de la zircone en fonction de la température [106] d'après [105],[107].

De ces premières informations, il apparaît intéressant de conserver une phase haute température après refroidissement aux dépens de la phase monoclinique (figure II.5). Ceci permet une amélioration des propriétés mécaniques du dépôt tout en évitant un changement de phase qui se traduirait par la formation de microfissures créées par des surconcentrations de contraintes locales dues au changement de volume. L'objectif est donc de stabiliser la zircone en forme tétragonale ou cubique à température ambiante.

II.1.2.3 Stabilisation de la zirconne

L'adjonction d'un faible pourcentage (3 à 4%Mol) d'oxydes de stabilisation tels que CaO, MgO, Y₂O₃ ou CeO₂ pour ne citer que les plus importants [103] permet l'obtention d'une solution solide pour laquelle la zirconne se trouve partiellement stabilisée et dont la particularité est de ne pas présenter de phase monoclinique à température ambiante mais une phase tétragonale métastable (dans le cas d'une stabilisation à l'oxyde d'yttrium, la solution est nommée YTZP (Yttria Tetragonal Zirconia Polycrystal)). Un tel système donne au matériau une plus grande résistance à la flexion et permet de diminuer la formation et la propagation de fissures [103].

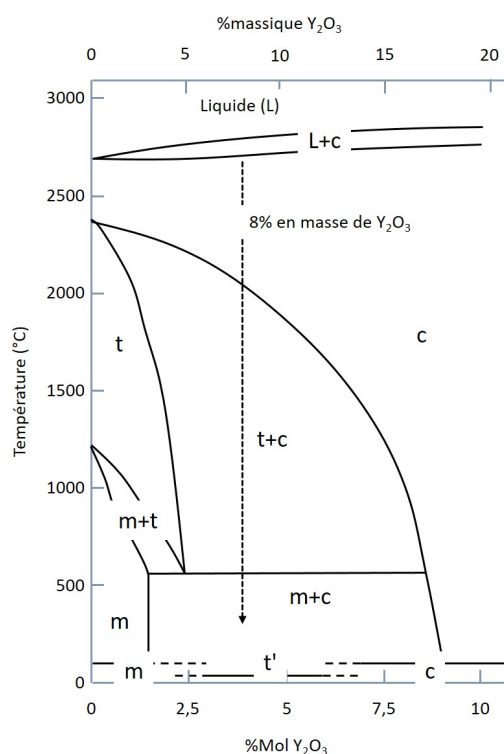


FIGURE II.5 – Diagramme de phase ZrO₂-Y₂O₃. Phases : monoclinique(m), tétragonale (t), tétragonale métastable (t') et cubique (c) [26].

II.1.2.4 Composition chimique

La composition chimique de la poudre METCO 204AF donnée par le fournisseur est déclinée dans le tableau II.3. Une analyse par spectrométrie ICP révèle une composition à 7,6% massique d'Y₂O₃.

TABLE II.3 – Composition chimique de la poudre METCO 204AF (% massique).

ZrO ₂	Y ₂ O ₃	SiO ₂ (max)	TiO ₂ (max)	Al ₂ O ₃ (max)	Fe ₂ O ₃ (max)	Autres oxydes (max)
Base	7-8%	0.3%	0.2%	0.2%	0.2%	1%

II.1.2.5 Morphologie et granulométrie de la poudre

La poudre METCO 204AF (-45+15 μm) (figure II.6) se compose de particules sphériques et creuses. Cette morphologie est obtenue par traitement plasma d'agglomérats de particules et confère une excellente coulabilité aux particules ainsi qu'une homogénéité et une stabilité structurale. Le pourcentage de phase monoclinique est de 10% maximum, le reste étant cubique.

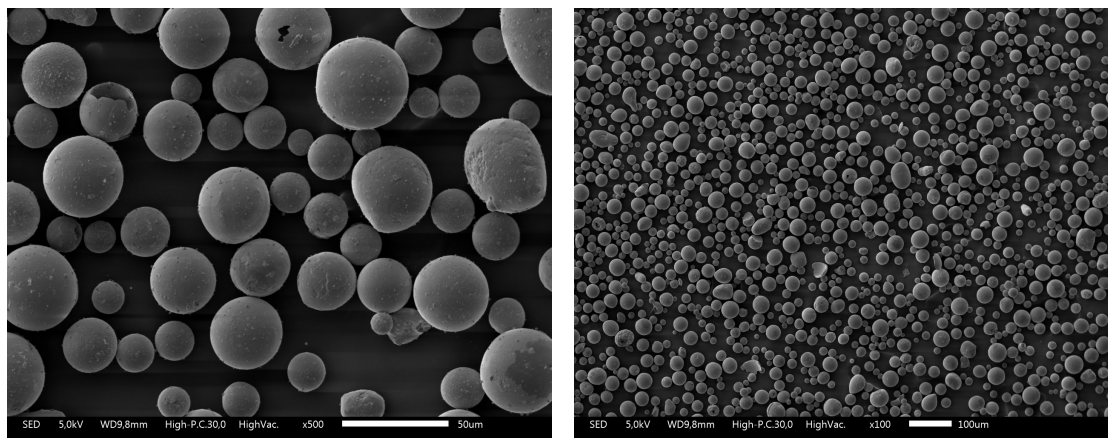


FIGURE II.6 – Images MEB de la poudre METCO 204AF.

La distribution granulométrique en nombre et en volume de la poudre Metco 204AF est présentée en figure II.7. Le principe de mesure est développé en partie II.5.3 page 95. Le procédé de fabrication "Agglomerated & HOSP" permet l'obtention de particules sphériques creuses caractéristiques d'une répartition volume/nombre uniforme. Le D50% est $32,35 \pm 1,39 \mu\text{m}$.

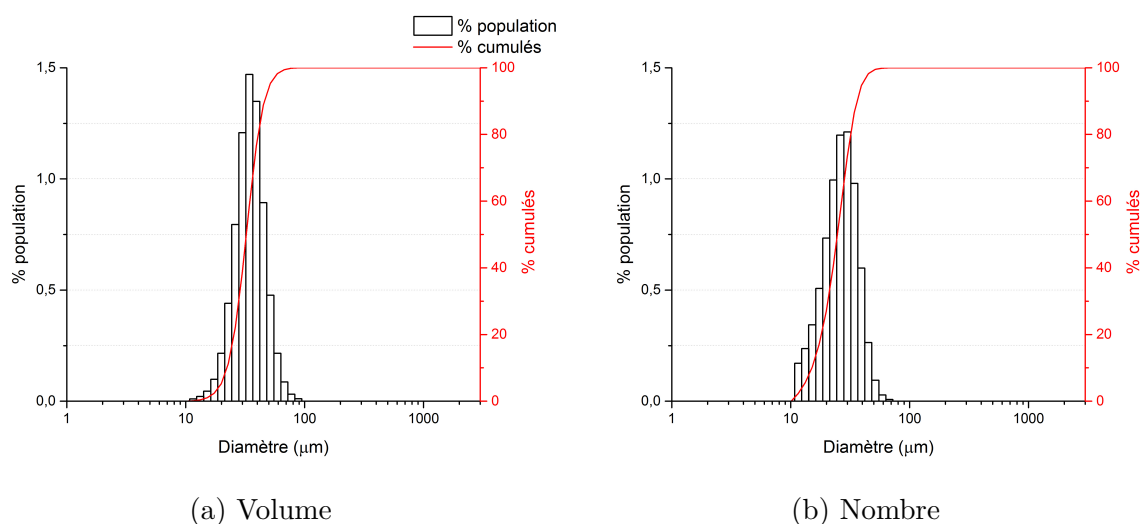


FIGURE II.7 – Distributions granulométriques de la poudre Metco 204AF en volume et en nombre.

II.1.3 Conclusion

Les matériaux utilisés ont été présentés, les substrats sont des éprouvettes Almen de type A (acier SAE 1070), le sable de sablage utilisé est du corindon et la poudre déposée par projection plasma est de la zircone yttrée ($\text{ZrO}_2 - 8\% \text{ mass. Y}_2\text{O}_3$). Ces matériaux sont dit "de référence" dans leur domaine d'application et permettent de focaliser l'étude sur les contraintes induites par les différents procédés.

Afin de comprendre les contraintes résiduelles induites par le sablage des substrats, les dispositifs suivants ont été mis en place : une étude de la vitesse des grains de sable, une étude tribologique entre les substrats et le corindon et l'étude topographique de surface des substrats.

II.2 Dispositifs d'étude du sablage

II.2.1 Etude de la vitesse des grains

La vitesse des grains lors du sablage pouvant atteindre 100 mm/s, un dispositif de caméra rapide à 10000 images/s associé à une source lumineuse placée en opposition ont été utilisés afin de créer une imagerie par ombroscopie des particules. Un calcul de vitesse est réalisé en sortie de buse et à 100 mm (position de l'échantillon à sabler) pour chaque pression utilisée.

La caméra rapide est une photron FASTCAM 1024 PCI. L'objectif utilisé est un Nikor 200 mm macro 1 :4D. Les caractéristiques de la caméra sont fournies en tableau II.4. Les images obtenues sont traitées manuellement sur le logiciel Photron FASTCAM Viewer (version 3.6.9.1) (figure II.8).

TABLE II.4 – Caractéristiques techniques de la caméra FASTCAM 1024 PCI [21].

Résolution maximale	1024*1024, 10bits
Taux d'image maximal (pleine résolution)	1000 images/s (1024*1024)
Maximum du taux d'image	109500 images/s (128*16)
Fenêtre de mesure utilisée	20,33*19,05 mm (256*240)
Taille d'un pixel de la fenêtre	1px = 0.079mm

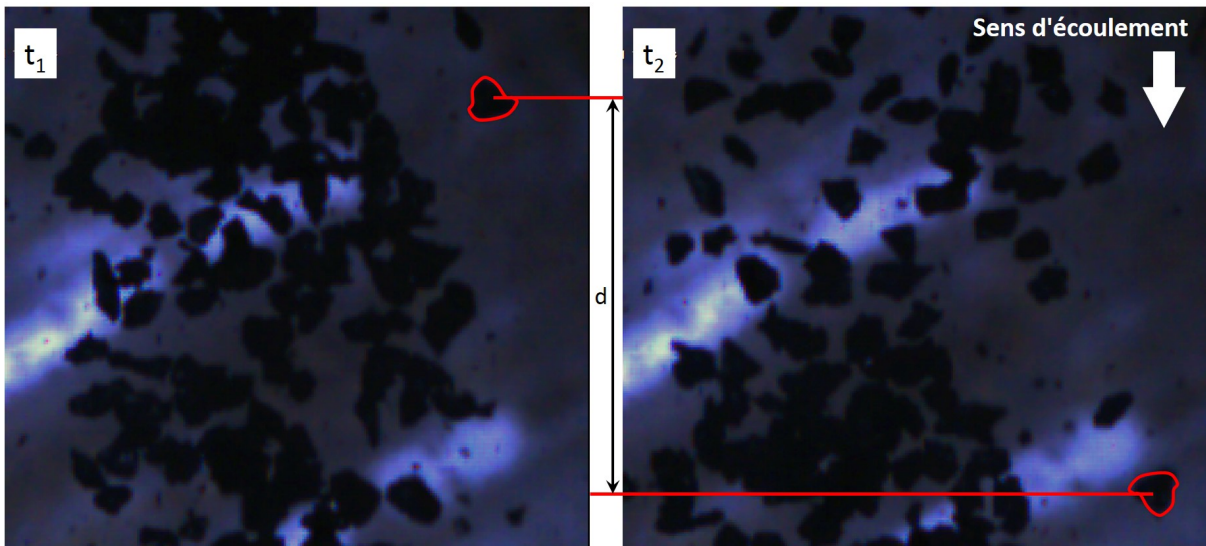


FIGURE II.8 – Exemple de mesure de vitesse d'un grain sur le logiciel Photron FASTCAM Viewer.

II.2.2 Etude morphologique des grains

Les images MEB du sable F20 (figure II.9) confirment la morphologie anguleuse des particules : les formes observées possèdent des arêtes marquées plus ou moins tranchantes. L'anisotropie morphologique de ces grains est à l'origine de l'état de surface chaotique du substrat après sablage. La prise en compte en 3 dimensions de ces grains est donc nécessaire afin d'obtenir un modèle numérique dont la texturation de surface est fidèle aux données expérimentales.

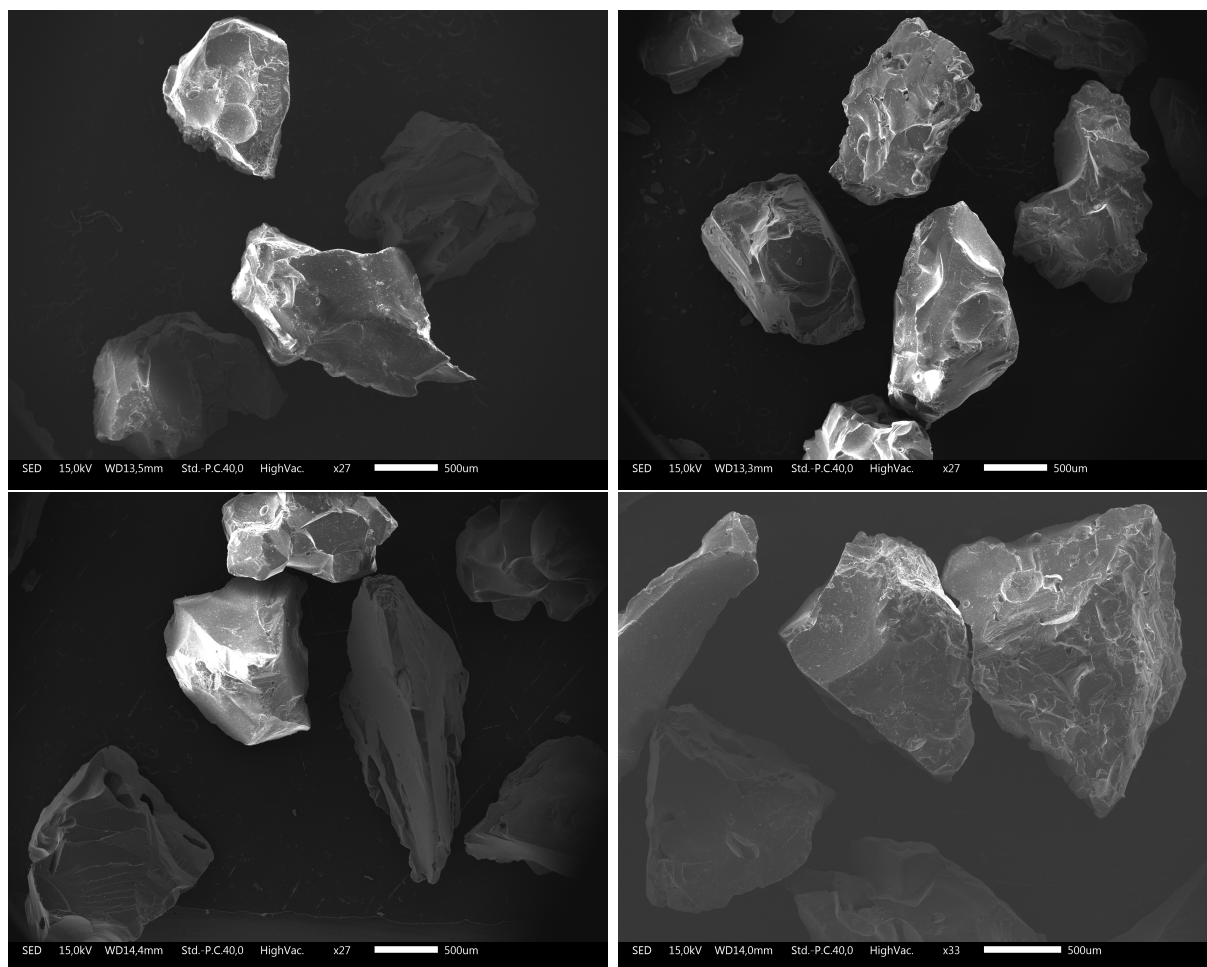


FIGURE II.9 – Images MEB des grains de corindon blanc (sable F20) agrandissement x27.

Une étude des particules réalisée au microscope optique offre une vision 2D des grains de sablage, les images ont été obtenues par ombroscopie avec un fort contraste et un filtre numérique des rouges et bleus. Un second traitement d'optimisation des contrastes par le logiciel PhotoFiltre 7 permet d'obtenir les images présentées en figure II.10. Trois catégories de grains sont observées : la présence majoritaire de grains arrondis et la présence plus faible de grains allongés et triangulaires.

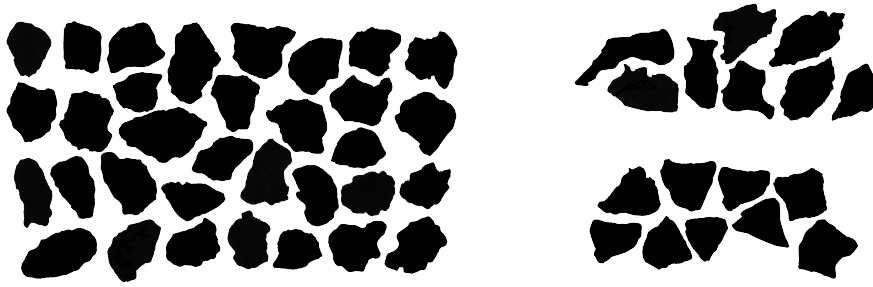
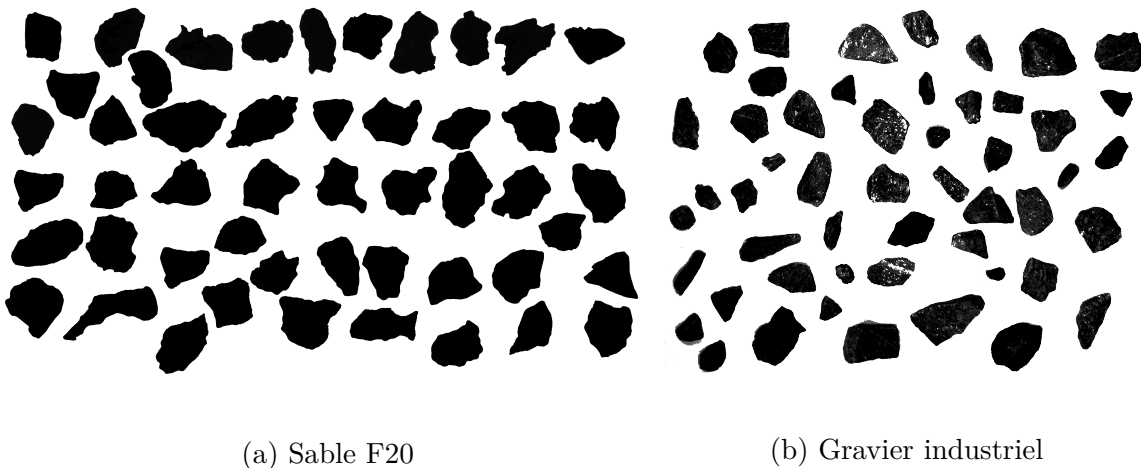


FIGURE II.10 – Images ombroscopiques par microscope optique du sable F20 traitées avec le logiciel PhotoFiltre 7 et groupées selon leur morphologie.

La méthode la plus adaptée pour scanner des morphologies de grains spécifiques est le scanner 3D. Cependant, la faible taille des grains et leur composition rend impossible cette opération. Afin de réaliser un scan "fidèle" à leur morphologie, des granulats de gravier ont été sélectionnés. Ces éléments sont obtenus par le même procédé (fondu broyé) et présentent donc une morphologie identique (figure II.11). Leurs dimensions plus importantes en font a priori les candidats idéaux au scanner 3D.



(a) Sable F20

(b) Gravier industriel

FIGURE II.11 – Images ombroscopiques d'éléments de sable F20 (a) et d'éléments de gravier industriel (b).

II.2.3 Etude du comportement tribologique

Les essais de frottement ont été réalisés à température ambiante à l'aide d'un tribomètre type pion/disque de la marque CSM Instruments (figure II.12) avec une bille en alumine de 6 mm de diamètre. Cette étude va consister à déterminer le coefficient de frottement entre une bille en alumine α (matériau identique à celui des grains de sablage) et une éprouvette Almen en acier SAE 1070. Ce coefficient de friction est nécessaire au développement du modèle de simulation du sablage. Les paramètres des tests sont résumés en tableau II.5. Les charges appliquées sont variables et vont de 1 à 15 N. Le coefficient de friction est calculé par le logiciel à partir de la mesure de la profondeur du sillon d'usure formé.

TABLE II.5 – Paramètres des essais tribologiques.

Rayon d'usure (mm)	Vitesse linéaire (mm/s)	Distance d'usure (m)	Durée du test (min)
7	100	220	36.7

Les substrats ont été découpés en petits éléments carrés de 19x19x1.3mm. La rugosité de surface des échantillons pour ce test est $R_a=0,1 \mu\text{m}$.

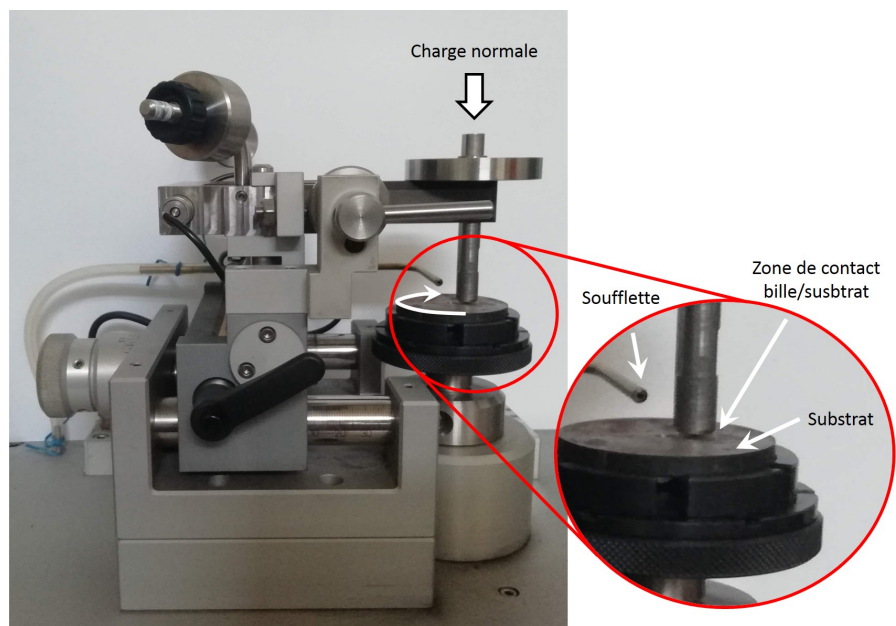


FIGURE II.12 – Montage d'essai tribologique pion/disque.

II.2.4 Caractérisations topographiques de la surface

II.2.4.1 Interférométrie

Les surfaces sablées à comparer avec les résultats des modèles numériques de sablage seront étudiées avec ce dispositif. Un interféromètre permet d'observer la topographie 3D d'une surface selon le principe d'interférométrie de Michelson (figure IV.17). Ce principe est basé sur les propriétés ondulatoires de la lumière et permet de visualiser de très faibles variations de distance de l'ordre de grandeur de la longueur d'onde. L'onde lumineuse générée de longueur d'onde connue traverse un miroir (M1) semi-réfléchissant, une partie de cette onde (O1) est réfléchiée en direction d'un miroir. L'autre partie (non réfléchiée) (O2) est dirigée en surface du substrat et s'y reflète. Cette réflexion est alors déviée par le miroir (M1) cité précédemment dans la même direction que l'onde réfléchiée précédemment (O1). Les deux ondes entrent alors en interférence de façon constructive ou destructive.

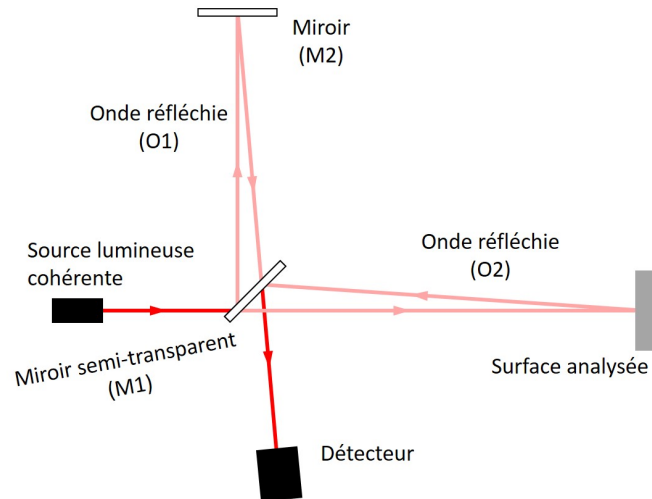
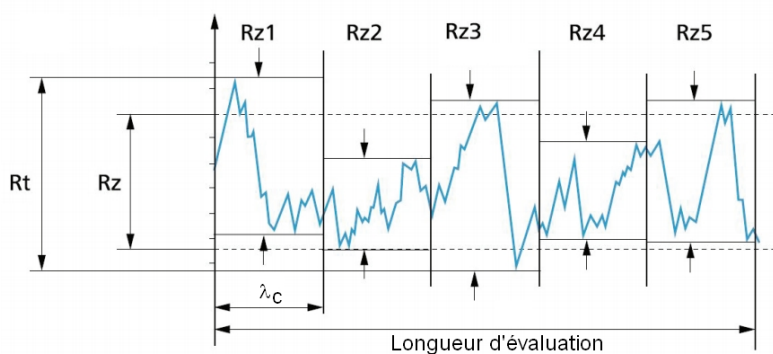


FIGURE II.13 – Schéma de principe de l'interférométrie de Michelson.

L'interféromètre zoomsurf3D de la société FOGALE est piloté par le logiciel F3D pilote. La résolution maximale théorique est de 20 nm selon l'axe z et $1 \mu\text{m}$ selon les axes x et y .

II.2.4.2 Profilométrie

Le rugosimètre utilisé est un Handysurf E-35A/B de vitesse de mesure 0.6mm/s , de longueur d'évaluation $12,5\text{mm}$ et de longueur d'échantillonnage $\lambda_c=2,5\text{mm}$ (figure II.14). La pointe de mesure est un cône de diamant de diamètre $5\mu\text{m}$ de diamètre pour un angle de 90° et une force de mesure de 4mN ou moins (mesure par différence d'inductance). La mesure est réalisée par le biais d'un élément piezoelectrique avec une erreur de mesure de $0,01 \mu\text{m}$.

FIGURE II.14 – Schéma descriptif de l'échantillonnage λ_c .

II.3 Dispositif de projection plasma

La torche de modèle F4 commercialisée par la société Oerlikon Metco est pilotée par une console Multicoat. Un mélange binaire de gaz est utilisé. Pour le traitement de poudres de zircone yttrée, la composition de ce gaz est 33 L/min d'argon et 10 L/min d'hydrogène pour une puissance utile entre 17 et 18 kW. La tuyère chemisée tungstène possède un diamètre en sortie de 6 mm.

Le distributeur de poudre est un Twin-140-H de la marque Oerlikon Metco. Un disque de dosage rotatif sous la cartouche de poudre permet de contrôler la quantité de poudre (figure II.15). Le transport de la poudre est assuré par le gaz porteur (argon). L'injection de poudre se fait de façon radiale au jet de plasma selon un axe verticale (de bas en haut). L'injecteur est de diamètre 1,8 mm et est placé en sortie de tuyère à une distance longitudinale de 6 mm et une distance radiale de 6 mm.

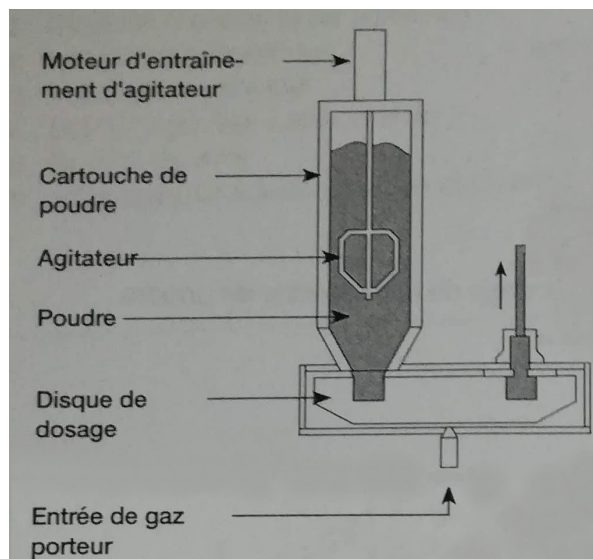


FIGURE II.15 – Schéma de principe du distributeur de poudre Twin-140-H [108].

Un robot 5 axes ABB IRB 2400 permet de piloter les déplacements de la torche.

Pour maintenir une température stable lors de la projection, deux types de refroidissement du substrat peuvent être employés :

- Refroidissement par jets d'air solidaires de la torche : les jets d'air sont dirigés en zone d'impact des particules sur la surface de l'échantillon et permettent d'éviter la surchauffe suite au transfert d'énergie thermique par le gaz et les particules (figure II.16.a).
- Une lame d'air perpendiculaire au jet permet de "filtrer" les gaz chauds tout en n'interférant que faiblement avec les particules fondues. Elle est placée à une distance de 50 mm de l'axe de la torche et à 70 mm de la sortie de tuyère. Elle est couplée avec une fente de refroidissement dirigée sur le substrat placée à une distance de 100 mm de l'échantillon après passage de la torche (figure II.16.b). Ces deux composants sont solidaires de la torche.

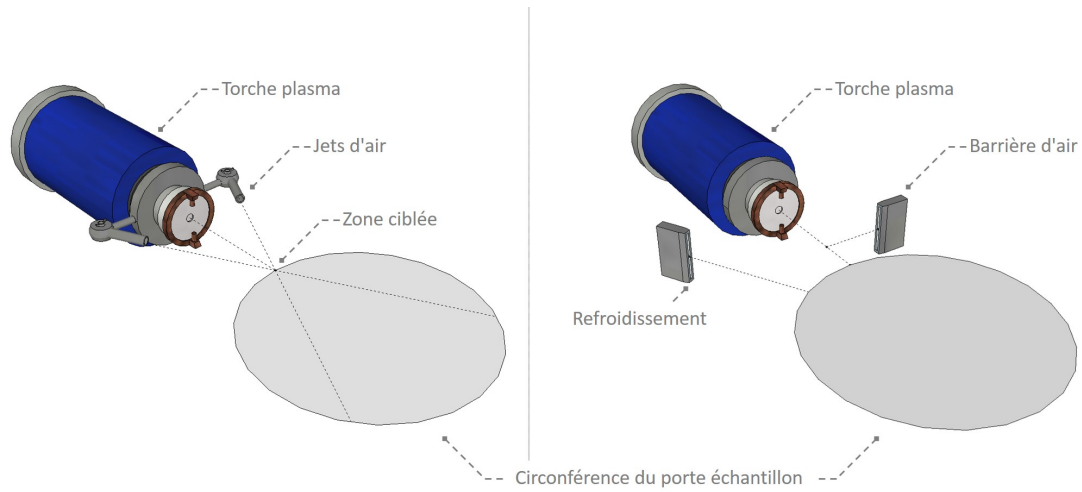


FIGURE II.16 – Refroidissement par jets d'air (gauche) et barrière d'air (droite).

II.4 Dispositifs de caractérisation des contraintes

L'étude bibliographique à conduit au choix de deux dispositifs d'étude des contraintes sous deux aspects :

- L'évolution des contraintes lors de la création d'un dépôt par projection plasma. Pour cela un dispositif de mesure de courbure (présentée en partie I.5.1 page 62 du chapitre I) en rotation a été développé.
- L'étude des contraintes résiduelles dans l'épaisseur d'un système sablé et d'un système avec dépôt. Pour cela, la mesure par trou incrémental est utilisée.

Pour cela, il nécessite de développer de nouveaux systèmes de mesure capable de s'adapter au cahier des charges de notre étude :

- Pas d'influence physique des capteurs sur l'échantillon lors de la formation du dépôt.
- Pas de perturbation du plasma sur l'électronique.
- Pas de perturbation de la rotation sur l'électronique.
- Stabilité en température.
- Adaptabilité à la dureté du dépôt céramique.

II.4.1 Mesure de courbure

Le capteur ICP de la société ReliaCoat permet de calculer la courbure par mesure de la flèche d'un échantillon lors de la formation par projection plasma d'un dépôt. Ce système ne peut être utilisé que dans des conditions de projection planaires (figure II.17.a). Le système développé dans cette étude se focalise sur une étude de substrats en rotation (figure II.17.b). Ce type de cinématique est utilisé dans le cas de pièces à géométrie simple.

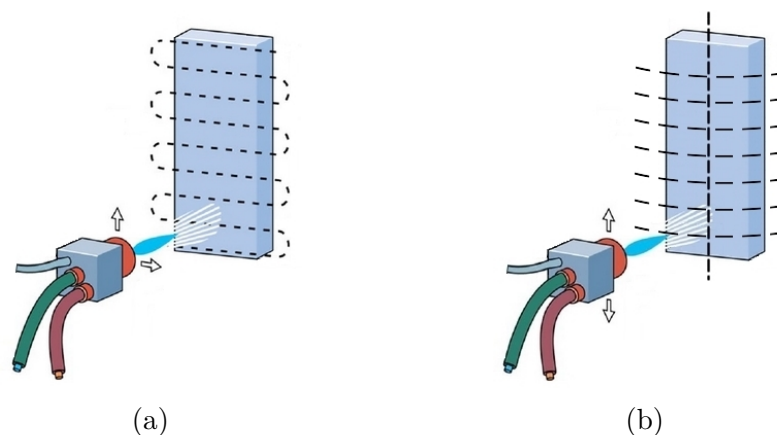


FIGURE II.17 – Cinématiques de la torche. (a) Type planaire, la torche effectue des mouvements horizontaux et verticaux devant un substrat immobile. (b) Type cylindrique, la torche effectue un mouvement vertical devant un substrat en rotation.

Le système ICP sera décrit dans un premier temps afin de présenter le fonctionnement général de ce type de mesure, puis le système développé dans ces travaux et ses spécificités seront abordés.

II.4.1.1 Description générale du système ICP

La mesure de courbure d'un échantillon sous contraintes thermique et physique dues à la formation d'un dépôt est majoritairement réalisée par un capteur de déplacement laser permettant de mesurer la flèche sur une pièce encastrée sur une seule de ses extrémités. La courbure naturelle du système ainsi mesurée (figure II.18) permet un calcul théorique des contraintes formées.

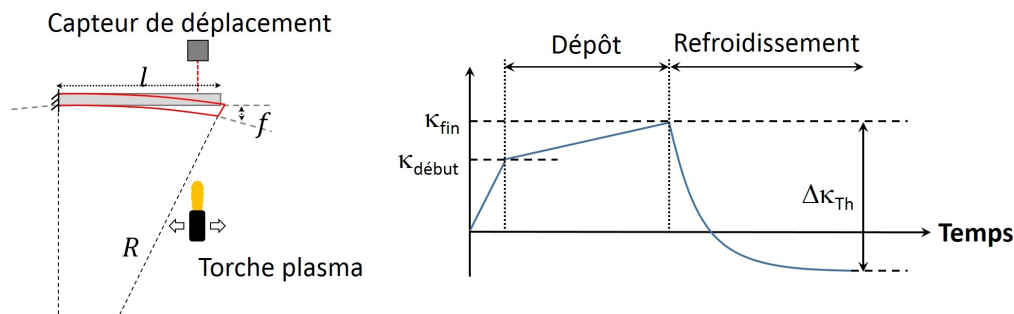


FIGURE II.18 – Définition de la courbure d'un échantillon (gauche) et exemple d'évolution de la flèche (droite) lors de la réalisation d'un dépôt par projection plasma (APS).

Ce système se compose de 2 capteurs :

- Un capteur de distance dédié à la mesure de la flèche de l'échantillon qui permet de calculer la courbure de l'échantillon par l'expression II.1 :

$$\kappa = \frac{1}{R} = \frac{2f}{(l^2 + f^2)} \quad (\text{II.1})$$

- Un pyromètre orienté vers la surface du matériau afin de contrôler la température lors de la formation du dépôt.

Dans le cas d'un dispositif en rotation, de nouvelles problématiques interviennent : les dispositifs de mesure doivent être protégés du flux de chaleur de la torche et la transmission des données doit être effectuée sans liaison filaire.

II.4.1.2 Porte échantillon en rotation et système de refroidissement

Le cylindre de 90 mm de rayon est équipé d'un système à double paroi permettant le passage d'eau de refroidissement afin de protéger l'électronique embarquée réalisant la mesure de courbure (figure II.19). Ce système électronique est détaillé en partie II.4.1 page 89). Le circuit d'eau est relié au cylindre par un raccord tournant pour fluides placé au dessus.

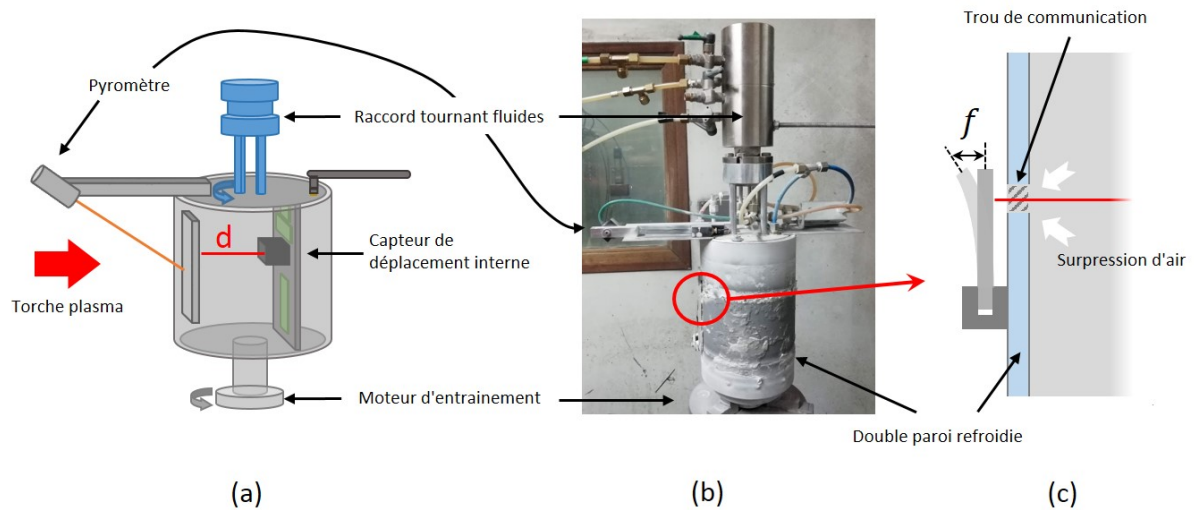


FIGURE II.19 – Porte échantillon utilisé pour la projection plasma pour la mesure de contraintes en rotation.

L'échantillon de forme rectangulaire est placé sur un porte échantillon en étai qui permet de l'encastrier à une de ses extrémités (figure II.19.c). Un trou de communication dans le cylindre au niveau de cet échantillon permet la mesure de la flèche (f) par le capteur de distance laser. Du fait de l'existence de ce trou, une surpression d'air est ajoutée dans l'intérieur du cylindre (par le biais du raccord tournant fluide) afin de repousser les particules et gaz chauds provenant de la torche plasma et d'éviter à la fois une obstruction des instruments de mesure et une surchauffe interne du cylindre.

La présence de raccord tournant au dessus du cylindre et du moteur d'entraînement en dessous du cylindre (figure II.19) génèrent un encombrement ne permettant pas la mise en place d'un raccord tournant électrique pour la transmission des données des capteurs. Afin de solutionner ce problème le système électronique fonctionne sous batterie interne et communique par réseau sans fil.

II.4.1.3 Transmission des données

La transmission des données de mesure est effectuée à l'aide d'un module sans fil Arduino/XBee. Une carte Arduino Leonardo R3 est utilisée pour l'acquisition et la transmission des données fournies par les différents capteurs. Chaque signal 4-20 mA des capteurs est converti à l'aide d'une résistance 250Ω et lu par une entrée analogique en tension. Afin d'éviter les effets de parasites dus à la source de courant, un condensateur est ajoutée (figure II.20). Le signal analogique est alors converti en signal numérique avec une précision de 10 bits, soit une précision numérique de $0,0048828125$ volt (modulo 1 bit de poids faible soit quelques μV). Les calculs d'erreur de mesure sont disponibles en annexe A page 171. La fréquence maximale de mesure est de $100 \mu s$ soit 10 000 mesures par seconde.

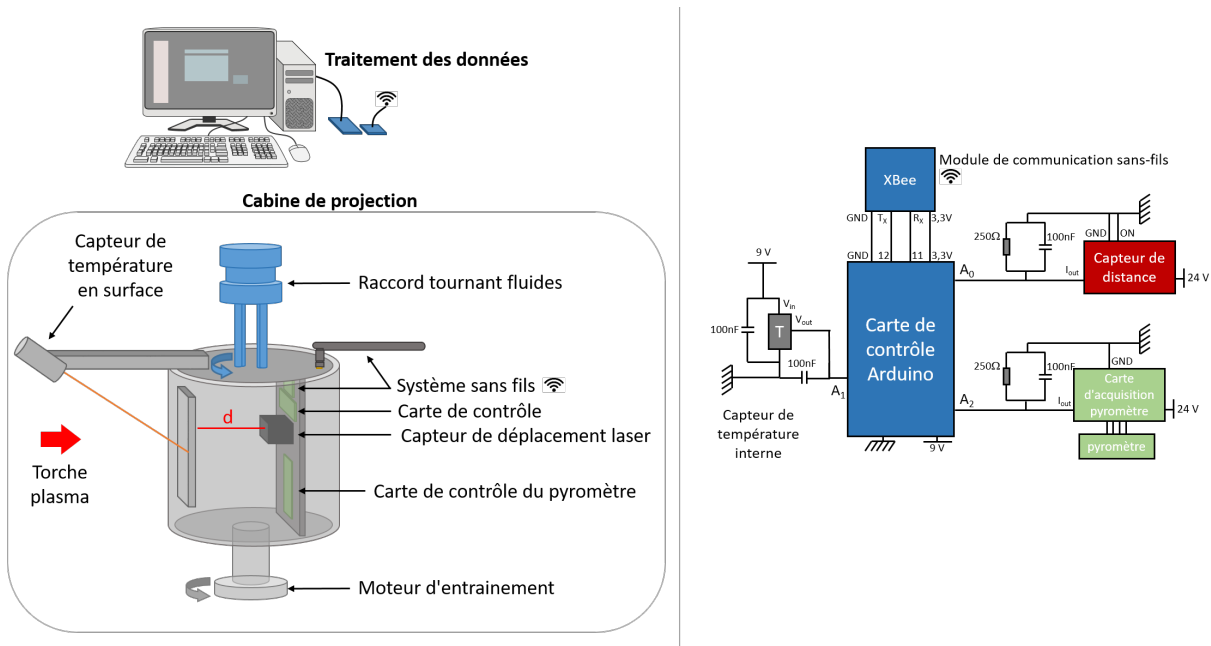


FIGURE II.20 – Système de mesure en rotation et apport du système sans fil (gauche) et schéma électrique du système d'acquisition sans fil. (Arduino : carte de contrôle, XBee : transfert de données sans fil, Laser : capteur de distance, Pyromètre : capteur de température) (droite).

La technologie XBee, est une technologie similaire au Bluetooth, elle possède une vitesse de transmission inférieure aux autres technologies (250 kbit/s) mais suffisante pour cette application. Sa portée (entre 10 m et 300 m selon le modèle) est parfaitement adaptée à ce cas d'étude. Le principal atout de cette technologie est sa faible consommation (1 mW contre 10mW pour le Bluetooth), le système de mesure fonctionnant sur batterie, la consommation est un point crucial. Deux modules XBee S1 sont mis en communication (l'un connecté au système embarqué et l'autre à l'ordinateur d'analyse). La communication se fait par transmission de paquets 8bits sous protocole API. Le système embarqué possède en supplément une antenne SMA 2,4 GHz.

L'alimentation électrique est assurée par une batterie composée de 7 modules lithium-ion 3,7 V 2600 mAh. Le bloc d'alimentation possède deux bornes permettant une double alimentation à 11,1 V et 25,9 V nécessaire à l'alimentation des différents appareils. Son autonomie est évaluée à 4 heures.

II.4.1.4 Caractéristiques techniques des capteurs

Le tableau II.6 liste les caractéristiques des capteurs du système de mesure de courbure en rotation développé pour ces travaux. Chaque capteur est compatible avec la fréquence de fonctionnement de la torche.

TABLE II.6 – Caractéristiques techniques des capteurs OptoNCDT 1320-25 et RAYMID 20 LT CB3

Capteur	Distance OptoNCDT 1320-25	Température externe RAYMID 20 LT CB3
Plage de mesure	25 - 50 mm	-40 - 600 °C
Longueur d'onde	670 nm	8 et 14 μm
Temps de réponse	1 ms	150 ms
Résolution	- -	0,1 °C à 300 °C
Précision	- -	± 1 °C sous 100 °C $\pm 1\%$ au-dessus de 100 °C
Linearité	30 μm	- -
Répétabilité	2,5 μm	$\pm 0,5$ °C sous 100 °C $\pm 0,5\%$ au-dessus de 100 °C
Diamètre de mesure	100*240 μm (à 25 mm) 390*500 μm (à 50 mm)	D :S=22 :1 D : distance / S : diamètre
Influence du câble	- -	-0,1 K/m coupé
Angle de mesure	90°	50°

Un capteur de température à circuit intégré Texas Instruments LM35DZ (0-100 °C) interne au cylindre a été ajouté afin de contrôler l'intégrité thermique du système. Ce semi-conducteur présente une linéarité de $\pm 0,2$ °C et une précision de $\pm 0,9$ °C.

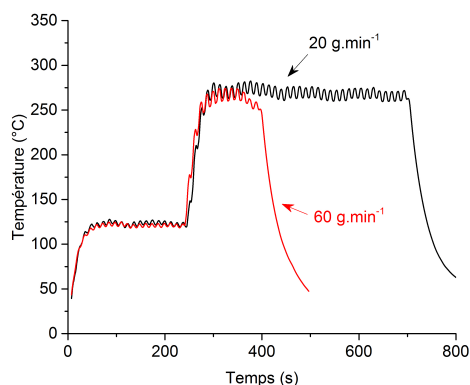
II.4.1.5 Mesures de température

Le pyromètre utilisé pour la mesure in-situ de température des échantillons est monochromatique et est donc dépendant de l'émissivité du matériau étudié. Déterminer cette émissivité nécessite la réalisation d'une courbe d'étalonnage en température des matériaux. Ceci est relativement simple de réalisation sur le substrat et le dépôt lorsqu'ils sont massifs mais se complexifie pour les premières couches de dépôt créées où une émissivité transitoire entre celle du substrat et celle du dépôt est observée.

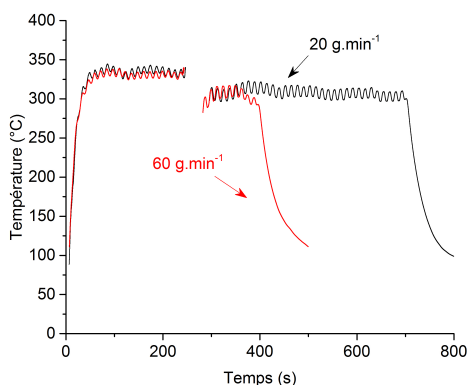
Une courbe type de température brute (sans prise en compte de l'émissivité des matériaux) est présentée en figure II.21.a. La température du substrat est fortement sous estimée car l'émissivité de l'acier SAE 1070 est faible ($\epsilon \simeq 0,2$). Lors de la création des premières couches, nous observons une variation de la température brute pour atteindre une nouvelle valeur qui correspond à la même température que celle du substrat mais avec une émissivité différente (la zircone yttrée possède une émissivité de $\epsilon = 0,81$).

Par la suite les courbes de température calculées avec l'émissivité des matériaux seront donc présentées sans la zone transitoire (figure II.21.b). Etablir l'émissivité aurait nécessité un grand nombre d'échantillons et de temps pour un apport scientifique dans ces travaux

de thèse faible.



(a) Température brute



(b) Température réelles

FIGURE II.21 – Exemple type de courbes de température pour une préchauffe d'un substrat à 300 °C et une température de dépôt à 300 °C. (a) Températures sans prise en compte de l'émissivité et (b) température avec prise en compte de cette dernière. Dépôts de zircone yttrée ($ZrO_2 - 8\% \text{ mass. } Y_2O_3$) sur des éprouvettes Almen (acier SAE 1070).

II.4.2 Trou incrémental

Le système développé au sein de l'université de Stuttgart est de type trou incrémental orbitale. Les spécificités de ce dispositif sont présentées en partie I.5.2 page 66. Des forets Komet (modèle 835.314.007) de diamètre 0,7 mm sont utilisés pour l'usinage et une jauge de mesure Vishay (modèle EA-06-031RE-120) de diamètre 1 mm est utilisée.

II.5 Caractérisations conventionnelles

II.5.1 Microscopie électronique à balayage

Un microscope électronique à balayage JSM-IT300 InTouchScope a permis l'analyse en coupe des échantillons afin d'observer la microstructure des dépôts réalisés. Les échantillons sont au préalable enrobés dans la résine, découpés et polis. Une couche de platine avoisinant les 15 nanomètres est déposée en surface par pulvérisation cathodique afin d'éviter les effets de charges lors de l'observation.

Les images en coupe des échantillons sont réalisées selon le protocole suivant :

- Enrobage à froid avec une résine époxy sans dégagement de chaleur des échantillons.
- Découpe par scie circulaire (3000 rpm, $5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$) des échantillons enrobés.
- Cycle de polissage dans le sens horaire à 300 rpm avec du papier abrasif SiC dans l'ordre suivant : P600, P1000, P2500, P4000 puis suspension diamant de $1 \mu\text{m}$.
- Création d'une couche conductrice d'électrons de quelques nm sur la surface polie.

II.5.2 Diffraction des rayons X

Un diffractomètre Bruker D8 Advance en montage Bragg-Brentano « θ - 2θ » a permis l'analyse des phases de zircon et de leur répartition relative. Le rayonnement est produit par un générateur de rayons X constitué d'un tube scellé à une anticathode de cuivre (40 mA, 40 kV). Un monochromateur sélectionne les raies $K\alpha_1$ et $K\alpha_2$ du cuivre ($\lambda = 0,154056 \text{ nm}$ et $\lambda = 0,154439 \text{ nm}$ respectivement). Les diffractogrammes sont enregistrés dans la plage $2\theta = 10^\circ$ - 90° avec un incrément de $0,015^\circ$ et un temps d'enregistrement par pas de 0,66 seconde. La durée totale effective d'enregistrement est de 57,6 minutes. Les diffractogrammes obtenus sont ensuite comparés et indexés avec les fiches de la banque de données ICDD (International Center for Diffraction Data).

II.5.3 Granulométrie de la poudre

L'étude de la répartition granulométrique des poudres est réalisée en milieu aqueux par granulométrie laser avec un appareil HORIBA LA950. Ce granulomètre laser (figure II.22) est typiquement constitué de quatre modules :

- Un système de dispersion de la poudre dans l'eau.
- Un système de mise en circulation de la suspension.
- Un banc optique constitué d'un système d'illumination laser.
- Un système de contrôle du banc optique, d'enregistrement et d'analyse des données.

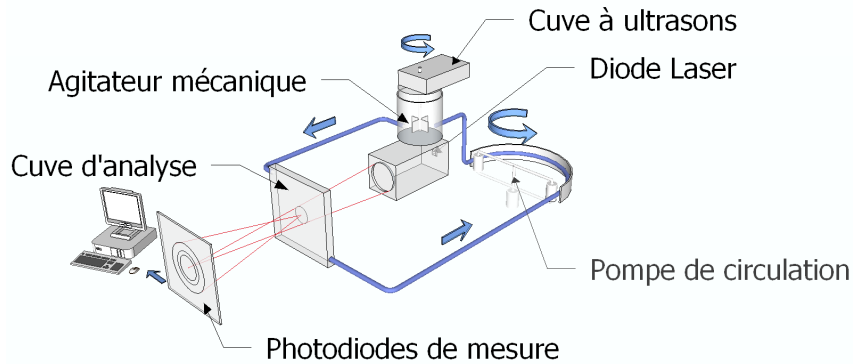


FIGURE II.22 – Schéma synoptique d'un granulomètre laser.

Le principe de la mesure repose sur l'analyse du spectre de diffraction émis par les particules en interaction avec un faisceau monochromatique. Le modèle mathématique utilisé pour le calcul de la courbe granulométrique s'appuie sur deux théories : celle de Fraunhofer et celle de Mie. Dans le premier modèle, les particules sont considérées sphériques, non poreuses et non opaques. Elles ont un diamètre supérieur à la longueur d'onde et sont animées d'un mouvement aléatoire. Ce modèle présente l'intérêt de s'affranchir totalement des propriétés optiques de l'échantillon et du milieu porteur. Il est donc utilisé lorsque l'indice de réfraction du matériau est inconnu mais aussi pour des particules de taille micronique. Dans le cadre de la théorie de Mie, il est considéré que le faisceau laser est non seulement diffracté par les particules, mais qu'il est également réfléchi et diffusé. La lumière va se propager jusqu'à ce qu'il y ait une variation dans l'indice de réfraction du milieu de propagation. Par conséquent, la théorie de Mie nécessite une connaissance des propriétés optiques des particules et du milieu de dispersion. Elle s'applique particulièrement aux poudres nanométriques.

Conclusions

Dans le chapitre 2, ont été présentés les dispositifs de mesure mis en place dans ces travaux de thèse visant à apporter des éléments de réponse complémentaires à la bibliographie. Pour cela, il apparaît préférable d'utiliser des matériaux de référence en projection thermique dont les propriétés sont connues et les conditions de projection établies. Ce choix permet de se concentrer sur les procédés de projection (sablage et plasma).

Les dispositifs destinés à l'étude du sablage (caméra rapide, rugosimètre, trou incrémental, MEB et granulomètre) et des propriétés matériau (interférométrie et tribologie) vont permettre d'établir les paramètres physiques nécessaires au modèle de simulation du sablage. Les contraintes calculées par ce modèle seront comparées aux résultats de mesure par trou incrémental.

Cette même méthode de mesure des contraintes (trou incrémental) sera utilisée après formation des dépôts afin d'observer les variations de contraintes induites. En complément, le dispositif d'étude des contraintes par mesure de la flèche fournira des informations sur la formation des contraintes dans le dépôt.

La mesure par trou incrémental permet donc un suivi des contraintes et de leur répartition à chaque étape de la réalisation du dépôt. Les outils utilisés en parallèle (simulation et mesure de courbure) visent à comprendre la formation de nouvelles contraintes et leur influence sur le profil de la contrainte résiduelle du dépôt.

Chapitre III

Modélisation et simulation de l'étape de sablage doux

Introduction

L'adhérence des dépôts réalisés par le procédé plasma et par les procédés thermiques de façon plus générale est directement liée à la préparation de surface du substrat [24]. Le sablage est la méthode couramment utilisée pour l'obtention de surfaces rugueuses et l'augmentation de la surface de contact. Cette préparation de surface est réalisée par projection de particules céramiques anguleuses. Un tel procédé génère des contraintes au sein du matériau capables d'influencer les propriétés du dépôt à réaliser ; les conséquences peuvent être : une augmentation de l'adhérence, une résistance à la rupture accrue ou dans le cas inverse, des fissurations ou des délaminations.

Bien qu'utilisé de façon récurrente comme procédé de préparation de surface, peu d'études se sont portées sur les contraintes induites par le procédé de sablage. Ce chapitre vise donc à donner des éléments de réponse à l'aide d'une double approche expérimentale et numérique d'un sablage "doux", c'est à dire, sans arrachement de matière.

L'objectif de ce chapitre est la création d'un modèle de simulation du procédé de sablage. La forme anisotrope des particules de sablage nécessite une étude en 3 dimensions. Le logiciel de calcul des structures par éléments finis ABAQUS est utilisé dans cette étude. La figure III.1 présente l'organigramme utilisé pour le développement du modèle de sablage, ce développement se fait en trois étapes : deux modèles d'impact dynamiques de simulation du grenailage visant à définir les propriétés de plasticité du substrat, puis le modèle de simulation du sablage à proprement parlé est créé. Les trois modèles sont définis comme suit :

- Un modèle d'impact et de rebond d'une bille métallique de grand diamètre sur un substrat Almen afin d'étudier la déformation plastique induite pour mettre au point la loi de plasticité du substrat,
- Un modèle multi-impact avec rebond de billes métalliques de diamètre plus faible (en accord avec les articles bibliographiques) sur un substrat Almen afin d'étudier la déformation plastique induite pour comparaison avec ces mêmes données bibliographiques. Cette étape est nécessaire car aucun article d'étude du cas du sablage et des contraintes n'existe à notre connaissance,
- Un modèle de sablage avec des grains céramiques de morphologie anisotrope sur substrat Almen pour l'étude du sablage à proprement parler.

Les résultats correspondant à l'impact d'une particule sphérique de grand diamètre sont alors comparés expérimentalement et numériquement afin d'affiner les propriétés plastiques du substrat. Ensuite, une comparaison entre les résultats de notre modèle et ceux des modèles de la bibliographie est réalisée dans le cas d'un grenailage (pour rappel, aucune étude du sablage n'étant disponible, le grenailage est utilisé ici comme biais de validation). Par la suite des particules anguleuses sont utilisées et une comparaison du profil de contraintes du modèle avec des données expérimentales obtenues par trou incrémental est réalisé.

Les données des modèles sont définies expérimentalement dans un premier temps à l'aide des montages expérimentaux suivants :

- Caméra rapide : vitesse des grains de sablage, ouverture du jet
- Granulomètre : dimensions des grains
- Essai de traction, Interférométrie : propriétés du matériau constituant le substrat
- MEB, Microscope optique, Scanner 3D : morphologie des grains
- Tribomètre : coefficient de frottement grains de sablage/substrat

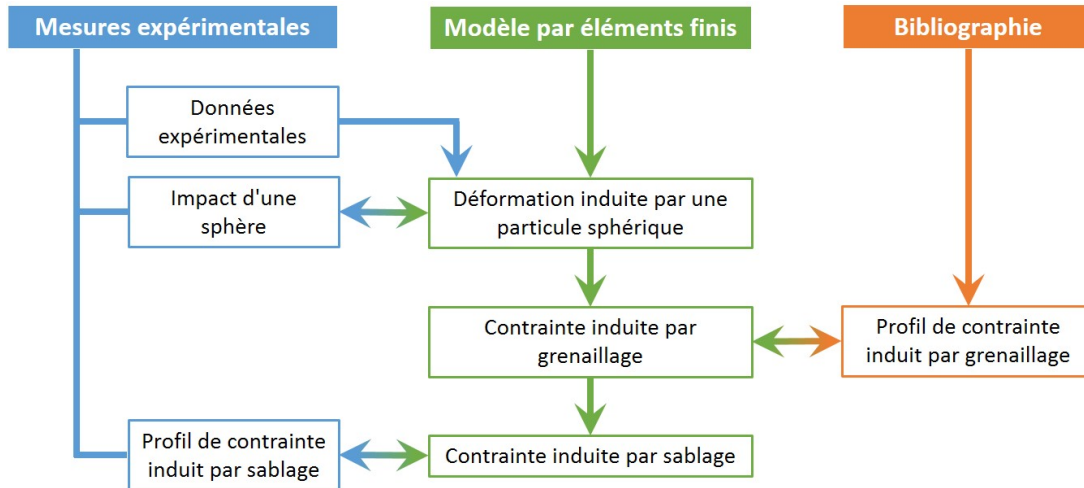


FIGURE III.1 – Méthodologie appliquée pour le développement d'un modèle par éléments finis de sablage.

L'ensemble des calculs a été réalisé avec la version 2016_09_27-23.54.59 du code ABAQUS sur une station de calcul possédant 40 microprocesseurs Intel(R) Xeon(R) CPU E5-2640 v4 @ 2.40GHz et 128Go de mémoire RAM.

III.1 Définition des modèles

Comme indiqué en introduction de ce chapitre, l'objectif final de cette partie est l'élaboration d'un modèle de simulation numérique de l'étape de sablage dont l'asymétrie des grains implique l'utilisation d'un modèle 3D. Les trois modèles sont les suivants :

- Un modèle d'impact d'une bille métallique de grand diamètre en surface du substrat (dont l'objectif est de valider les paramètres matériaux)
- Un modèle d'impacts multiples de billes (cas du grenailage) afin de réaliser une comparaison avec les données bibliographiques
- Un modèle multi-impact de grains anguleux (cas du sablage) comparé avec les résultats expérimentaux

Dans cette partie sont définis les hypothèses, le domaine de calcul, les matériaux, les conditions aux limites, le type d'éléments du maillage et les propriétés d'interaction de tous les modèles de calcul utilisés dans ce chapitre.

III.1.1 Domaine de calcul

Le **1^{er} modèle** est uniquement dédié à l'étude d'une déformation élasto-plastique pour l'étude de la loi de plasticité. Une bille de grand diamètre 6,2 mm et un substrat de $10*10*1,3 \text{ mm}^3$ sont modélisés.

Le **2^{ème} modèle** est destiné à l'étude multi-impact dans le cas du procédé de grenailage, les billes modélisées sont de diamètre variable (0,3 0,4 et 0,6 mm) selon le cas traité et le substrat mesure $3*3*1,3 \text{ mm}^3$ avec une zone centrale de dimensions $1*1*0,6 \text{ mm}^3$ dont le maillage est plus dense .

Le **3^{ème} modèle** est voué à l'étude du sablage. L'étude morphologique des grains de sablage (partie II.2.2 page 83 du chapitre 2) met en évidence des arrêtes vives (figure III.2) dont l'effet de coupe (et non de martelage) est caractéristique du sablage [24] et induit une morphologie de surface d'un substrat sablé "hachée" spécifique à ce procédé.

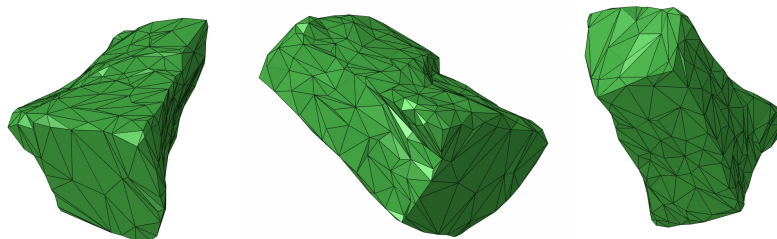


FIGURE III.2 – Éléments de gravier scannés par scan 3D.

Le substrat mesure $3*3*1,3 \text{ mm}^3$ avec une zone centrale de maillage plus dense de dimensions $1*1*0,6 \text{ mm}^3$.

III.1.2 Données d'entrée et hypothèses

Dans cette partie sont présentés les propriétés mécaniques des projectiles et du substrat, les vitesses des projectiles ainsi que les hypothèses réalisées pour ces travaux (fractionnement, échauffement, contrainte initiale et milieu ambiant).

III.1.2.1 Propriétés mécaniques des matériaux

Le tableau III.1 liste les matériaux appliqués aux éléments des modèles de calcul. Les billes des deux premiers modèles sont des grenailles dont les propriétés élastiques sont celles d'un acier hypereutectoïde ($C > 0,85 \%$). Le troisième modèle étudie les projectiles de corindon (alumine- α). Aucune composante plastique n'est appliquée, la contrainte de Von Mises pour chaque cas d'étude est comparée à la limite d'élasticité des matériaux.

Le substrat est le même matériau pour les 3 modèles : le SAE 1070 dont les propriétés d'élasticité sont listées dans le tableau III.1 et le comportement plastique est défini par la loi de plasticité de Johnson-Cook dont les paramètres sont définis en partie III.2.

TABLE III.1 – Propriétés matériaux des médias impactants et des substrats pour les trois modèles. *J-C : loi de plasticité de Johnson-Cook.

	Média			Substrat			
	E (GPa)	ρ (kg.m ⁻³)	ν	E (GPa)	ρ (kg.m ⁻³)	ν	Plasticité
1 ^{er} modèle	210	7850	0,3	209	7800	0,29	J-C*
2 ^{ème} modèle	210	7850	0,3	209	7800	0,29	J-C*
3 ^{ème} modèle	–	3960	–	209	7800	0,29	J-C*

Un comparatif avec une loi isotrope est proposé pour le 2^{ème} modèle afin de valider son fonctionnement. Cette loi isotrope se base sur l'apport de données expérimentales : un essai de traction est réalisé et permet de définir le comportement de la zone plastique. A partir des données d'entrée fournies, le logiciel interpole les données entre deux points de la courbe définie. Les données d'entrée sont issues de la publication de Chen et al. [46] et sont présentées dans le tableau III.2.

TABLE III.2 – Paramètres de la loi de plasticité isotrope pour un substrat SAE 1070 selon [46].

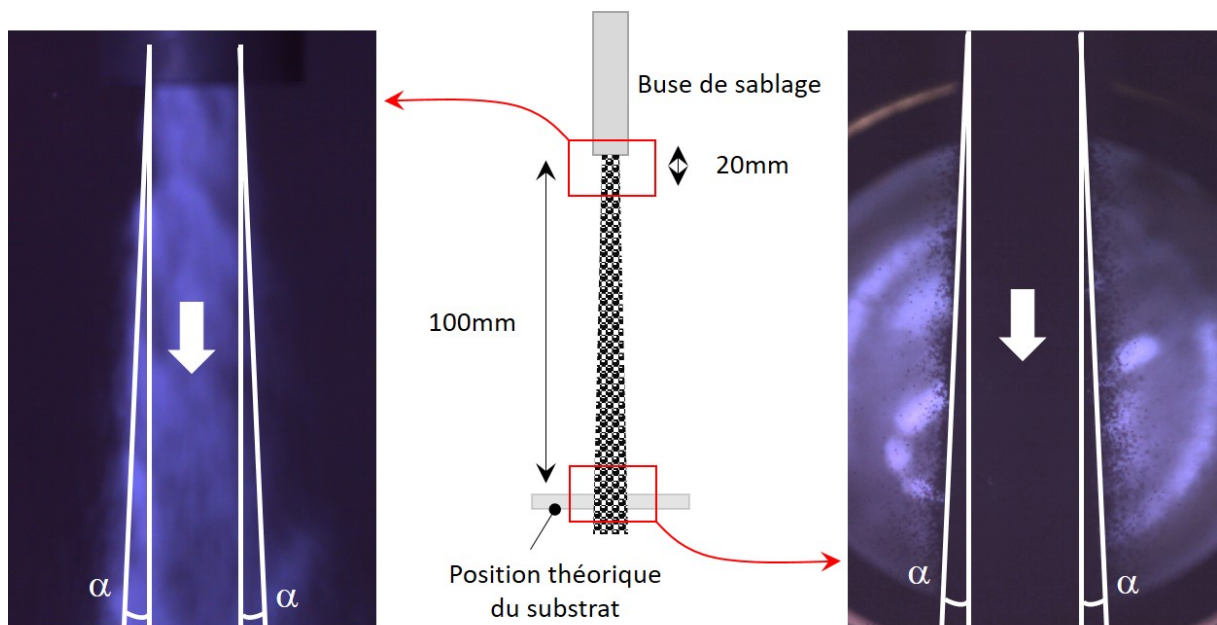
Contrainte (MPa)	Déformation plastique
1120	0
1270	0,082

III.1.2.2 Vitesses initiales des particules impactantes

Pour le **1^{er} modèle** d'étude, la vitesse des billes impactantes est mesurée expérimentalement par imagerie rapide. Les billes sont projetées orthogonalement au substrat. Pour évaluer le niveau de corrélation du modèle, deux gammes de vitesses moyennes d'impact sont utilisées : 10,6 et 13,3 m.s⁻¹.

Les vitesses appliquées dans le **2^{ème} modèle** sont tributaires des conditions de l'article auxquels sont comparés les résultats du modèle : 45 m.s⁻¹ [109] et 80 m.s⁻¹ [110]. L'impact des billes dans le modèle est supposé orthogonale à la surface (pas de composante tangentielle de vitesse).

Pour le **3^{ème} modèle** d'étude, une analyse des images par ombroscopie permet de déterminer l'angle d'ouverture du jet de sablage $\alpha = 2,3^\circ$ (figure III.3). Pour une vitesse avant impact de 80 m/s, la vitesse normale est de 79,94 m/s et la vitesse tangentielle est de 3,21 m/s soit moins de 5% de la vitesse pour la composante tangentielle. Le jet est considéré comme cylindrique à section constante dans la suite de cette étude au vu de la faible valeur de l'angle mesuré, les particules sont donc supposées arriver orthogonalement à la surface du substrat.



La vitesse des particules de sablage F20 a été étudiée par caméra rapide pour trois valeurs de pression statique d'air : 2, 4 et 8 bar. Ce choix de pression correspond à des essais réalisés au préalable afin d'optimiser la rugosité formée. Les vitesses ont été calculées manuellement par analyse des images obtenues. Les vitesses moyennes calculées à une distance de 100 mm de la sortie de buse augmentent logiquement avec la pression d'air (figure III.4).

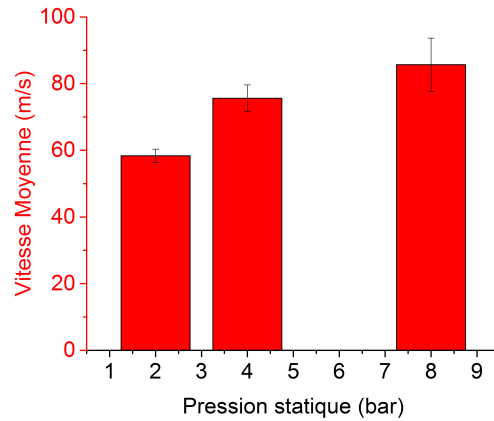


FIGURE III.4 – Evolution de la vitesse des grains de sablage en fonction de la pression statique d’air à une distance de 100 mm de la sortie de buse (moyenne sur 50 grains).

La figure III.5 met en parallèle le diamètre des particules et la vitesse associée. Ce comparatif met en évidence une augmentation de la vitesse maximale avec l’augmentation de la pression d’air tout en conservant une vitesse minimale quasi constante entre les différentes pressions. Cette augmentation de pression tend à accentuer les inhomogénéités de vitesse au sein de l’écoulement ce qui s’explique probablement par l’augmentation des gradients de vitesse de l’écoulement d’air comprimé dans les tuyaux. Aucun lien n’est donc visible entre taille et vitesse. Dans une première approche, une vitesse moyenne uniforme pour tous les projectiles du modèle est appliquée, le cas 2 bar ($v_{moyenne} = 60 \text{ m.s}^{-1}$) présente le moins de dispersion et est privilégié pour le 3^{ème} modèle d’étude.

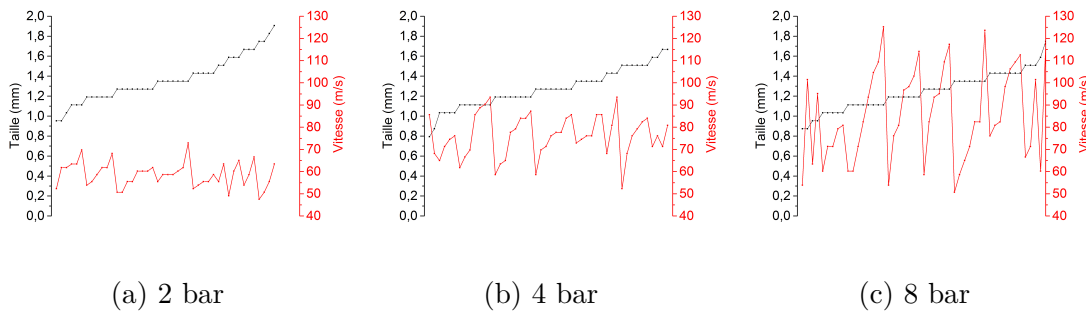


FIGURE III.5 – Comparatif des diamètres moyen et des vitesses des grains de sable (données pour 50 grains).

III.1.2.3 Fracturation des grains de corindon

L’étude granulométrique du sable pour le **3^{ème} modèle** a été réalisée par la société Imerys (centre technologique d’Autriche). Un granulomètre laser CAMSIZER XT de la société Retsch Technology a été utilisé. Cet appareil utilise une caméra rapide pour réaliser des images d’ombroscopie illuminés par laser des éléments en chute libre dans l’air. Une analyse granulométrique a été réalisée pour un sable neuf et après n cycles de sablage (chaque pièce sablée subit un cycle/utilisation) pour une distance de tir de 100 mm. Les résultats en figure III.6 montrent une décroissance des tailles des grains les plus

importants au profit d'une population de faible diamètre caractéristique d'un effet de fragmentation des grains à l'impact. Pour un cycle de sablage, cette diminution correspond à une fragmentation de 36% des particules de taille supérieure à 840 μm dans le cas d'un sablage avec un sable neuf. Le sable a donc systématiquement été tamisé après utilisation et avant réutilisation. Ces observations impliquent donc une perte d'énergie de déformation de surface du substrat au profit d'une énergie de fissuration des grains.

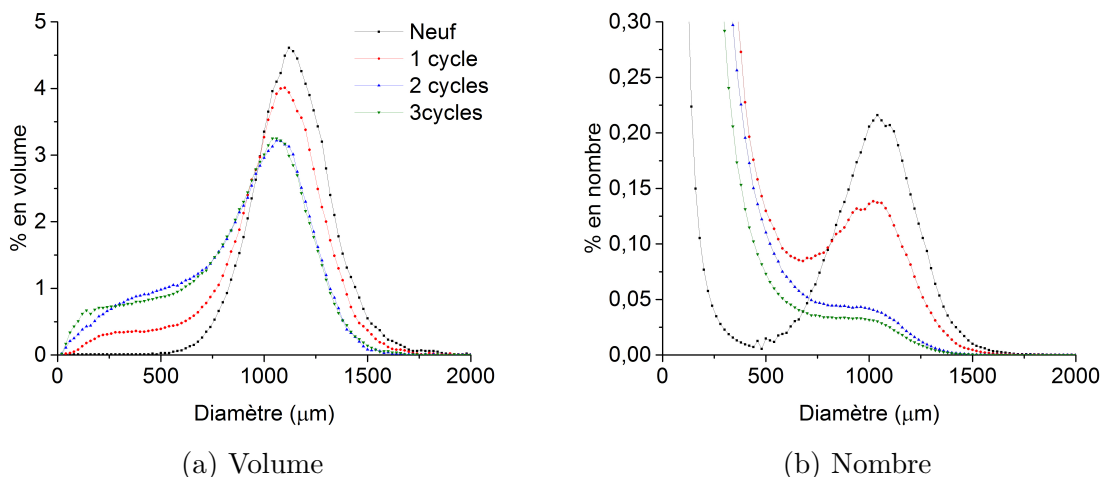


FIGURE III.6 – Distributions granulométriques du sable F20 pour un sable neuf et après 1, 2 et 3 cycles en volume et en nombre de particules.

Cet effet de fracturation, dans le cas du procédé de "sablage doux", n'est pas appliqué dans le modèle. Ceci est dû à la complexité des modèles et au temps de calcul important induit. Un sablage dit "doux" est donc modélisé dans cette étude.

III.1.2.4 Propriétés thermomécaniques

L'échauffement du substrat du aux impacts répétés n'est pas pris en compte, cet échauffement de l'ordre de 10 $^{\circ}\text{C}$ lors des test réalisés n'est pas suffisant pour impacter les propriétés des matériaux dans tous les modèles étudiés. Le maillage dynamique appliqué sera purement dédié aux contraintes à température ambiante.

III.1.2.5 Autres hypothèses

- ➔ Les éléments sont supposés sans contrainte initiale.
- ➔ Les forces de pesanteur et de frottement avec l'air ambiant ne sont pas considérées.

III.1.3 Conditions aux limites

Les modèles ne représentent qu'une zone restreinte au cœur d'une éprouvette (figure III.7.a) dont les dimensions réelles sont 19*76*1,3 mm^3 . Pour prendre en compte cette

restriction, des conditions de symétrie sont appliquées sur les frontières latérales du domaine de calcul : le déplacement selon l'axe orthogonal à la frontière et les rotations selon les deux axes du plan de cette même frontière sont interdits (sous abaqus : axe Z $UZ = URX = URY = 0$ et axe X $UX = URY = URZ = 0$) (figure III.7.b).

Un contact entre le substrat et son support est défini en imposant un déplacement nul selon l'axe Y ($UY = 0$) sur la face inférieure (figure III.7.b). Cette condition vise à reproduire le cas expérimental dans lequel les substrats sont posés sur une surface plane pour être sablés. Une condition nulle en déplacement et rotation selon tous les axes (sous abaqus : $UX = UY = UZ = URX = URY = URZ = 0$) est ajoutée en un point unique A de la face inférieure afin d'éviter tout grand déplacement du système.

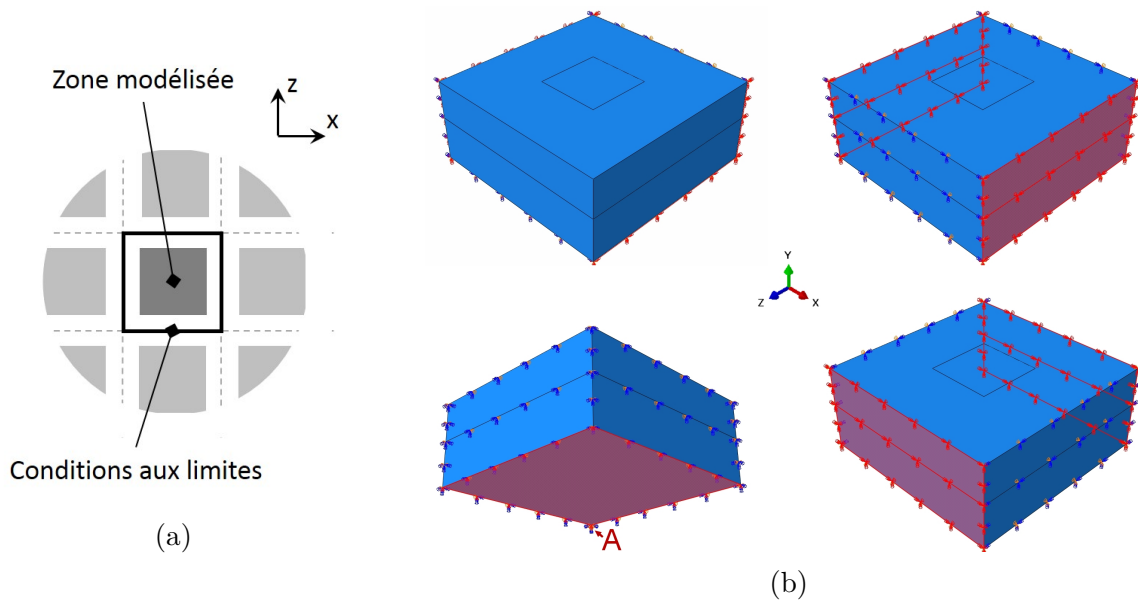


FIGURE III.7 – (a) Visualisation du domaine de calcul et (b) des conditions aux limites appliquées aux frontières latérales du modèle : déplacement nul selon l'axe Y en face inférieure, déplacement et rotation nuls selon tous les axes au point A et symétries sur les côtés selon Y et X.

III.1.4 Comportement mécanique des solides

Les substrats des trois modèles sont considérés comme des solides homogènes déformables. Ce type d'objet se voit assigner les propriétés matériaux présentées en partie III.1.2.1 page 104 de façon homogène en tout point. Le solide est donc considéré comme un volume entier dont les noeuds de maillage de ce dernier sont interconnectés.

Les billes de grenailage des **1^{er}** et **2^{ème}** modèles sont considérés comme des solides homogènes déformables. Ceci permet de prendre en compte la déformation élastique subie lors de l'impact qui tend à réduire l'énergie de déformation du substrat.

Dans le cas du **3^{ème}** modèle, les grains de sablage sont composés de corindon (alumine- α) et possèdent une dureté drastiquement supérieure au substrat : 9 contre 3 sur l'échelle de Mohs. Cette différence permet de considérer le corindon comme une surface indéfor-

mable, c'est à dire comme un volume creux dont les seules propriétés sont le volume et la masse volumique dont le logiciel déduit une masse pour le corps. Cette méthode permet de réduire le nombre de noeuds dans l'élément et donc de gagner considérablement en temps de calcul.

III.1.5 Type d'éléments et maillage

L'utilisation d'un maillage sous forme d'hexaèdres est préférée dans le cas d'une étude de déformation/contrainte [111]. L'intégration de ce type d'éléments est réalisée en 1 point unique centrale à la géométrie. Deux types de mailles hexaédriques sont possibles : linéaires et quadratiques (figure III.8), les éléments linéaires (C3D8R) seront utilisés dans cette étude, la précision des calculs étant suffisante, il apparait inutile de sacrifier du temps de calcul pour des éléments quadratiques.

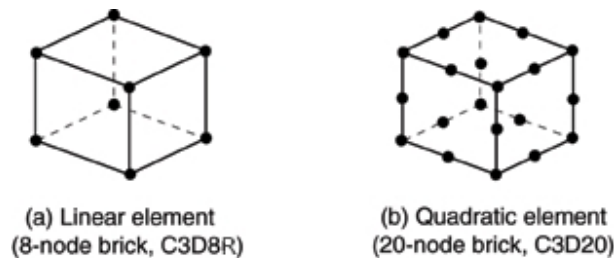


FIGURE III.8 – Disposition des noeuds pour les éléments hexaédriques linéaires (a) et quadratiques (b) [111].

Le **1^{er} modèle** se voit attribuer un maillage uniforme dans tout le volume (bille et substrat) de 0,048 mm de côté. Le temps de calcul de ce modèle étant faible, il n'est pas nécessaire d'appliquer un maillage adaptatif.

Les billes du **2^{ème} modèle** sont maillées de façon adaptative avec une zone de maillage dense dont les éléments font 0,012 mm de côté dans la partie inférieure (zone de contact) et sont relâchés dans la direction verticale de façon progressive jusqu'à une dimension des éléments maximale de 0,05 mm de côté.

Les substrats des **2^{ème} et 3^{ème} modèles** sont maillés de façon identique (figure III.9) :

- La zone centrale de $1*1*0,6 \text{ mm}^3$ est définie, cette zone de forte densité de mailles uniformes se caractérise par des éléments de 0,012 mm de côté.
- La zone extérieure de $3*3*1,3 \text{ mm}^3$ est maillée de façon évolutive pour atteindre aux extrémités une valeur de 0,15 mm de côté.

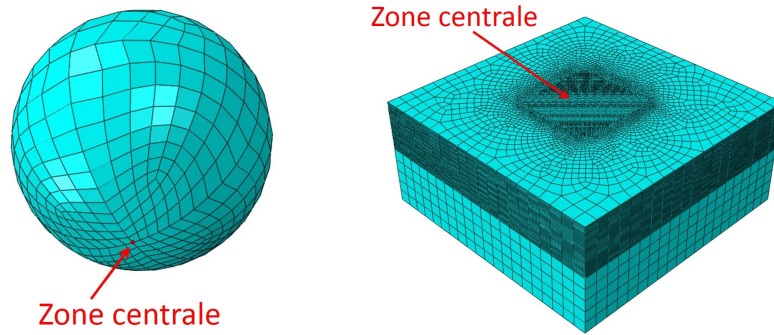


FIGURE III.9 – Maillage des billes pour le 2^{ème} modèle (gauche) et maillage du substrat pour les 2^{ème} et 3^{ème} modèles (droite). Maillage de plus forte densité : 0,012 mm de côté.

La densité de maillage des grains du **3^{ème} modèle** est tributaire des fichiers du scanner 3D (figure III.10). Une répartition hétérogène des noeuds est observée. Les dimensions du maillage surfacique varient entre 0,05 mm et 0,15 mm. L'orientation d'impact des grains est donc choisie afin d'orienter les zones de plus forte densité de maillage en direction de la zone d'impact.

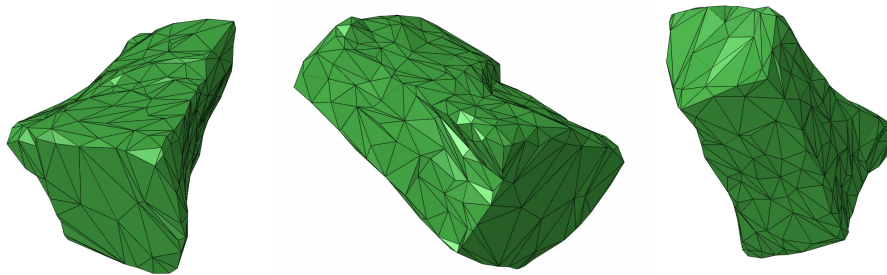


FIGURE III.10 – 3^{ème} modèle - Eléments résultants du scan 3D de gravier et rapporté à une taille moyenne de 1 mm.

III.1.6 Temps d'incrément

Le pas de temps est automatique, le logiciel adapte ce dernier afin d'obtenir une convergence de calcul à chaque incrément. Cette méthode permet d'optimiser le temps de calcul.

III.1.7 Modèle et propriétés de contacts entre solides

Les notions de surfaces "maitre" et "esclave" doivent être dans un premier temps définies. Ce concept permet de corriger les potentielles absences de vis à vis entre les noeuds de deux surfaces dont les maillages sont de densité variable. La surface "esclave" est définie comme la surface la plus déformable et sera systématiquement le substrat.

Une propriété d'interaction de type "général contact" est appliquée, celle-ci définie l'interaction entre les surfaces étudiées (dans notre cas il s'agit de l'interaction surface

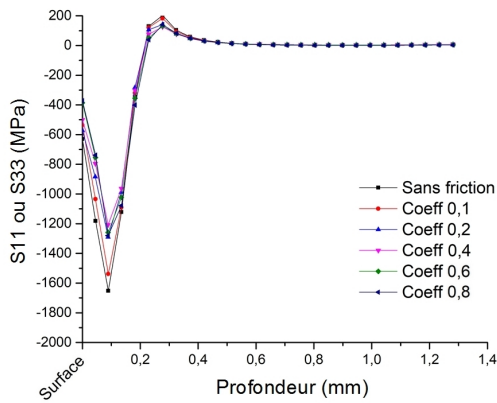
d'un ou de plusieurs projectiles avec la surface du substrat). Le solveur génère des forces de résistance de contact entre les noeuds de la surface esclave et les segments calculés entre deux noeuds de la surface maître.

Une composante normale de type "Hard Contact" est utilisée ; ceci permet de limiter le transfert de pression uniquement au contact entre un noeud de la surface esclave et un noeud de la surface maître. Aucune pénétration entre les deux surfaces n'est permise par le solveur au zone de pression et la pression appliqué n'est pas limitée. Une composante tangentielle avec coefficient de frottement est aussi appliquée [46].

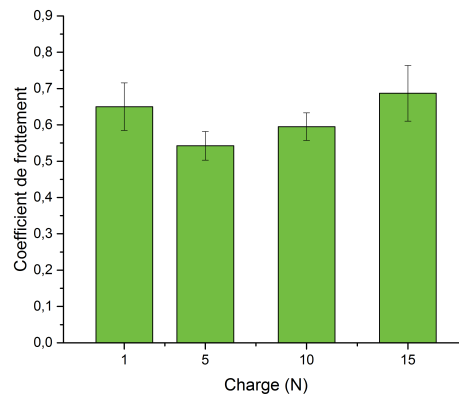
Les **1^{er}** et **2^{ème}** **modèles** simulent l'interaction entre deux matériaux métalliques. L'étude bibliographique du procédé de grenailage a permis de déterminer le coefficient de frottement de la composante tangentielle à $\nu=0,3$ [46].

L'ajout d'un coefficient de frottement dans la propriété d'interaction tangentielle grain/substrat du **3^{ème}** **modèle** de simulation présente un impact significatif sur les valeurs de contraintes obtenues [43]. Cette observation est confirmée dans le cas de notre étude (figure III.11.a) : pour l'impact de billes sphériques sur une plaquette, l'ajout d'un coefficient de frottement diminue de 20% les valeurs maximales des contraintes simulées. Cet effet s'estompe pour des valeurs supérieures à $\nu=0,2$: les variations des valeurs de contraintes observées sont inférieures à 5%. Il est donc nécessaire de déterminer la valeur du coefficient de friction acier SAE1070/alumine- α pour le **3^{ème}** modèle afin de limiter la surévaluation des contraintes.

Les essais de tribologie de type pion-disque ont été réalisés à température ambiante sous air entre une bille d'alumine- α et une plaquette en acier SAE 1070 pour des charges de 1, 5, 10 et 15 N (figure III.11.b). Ces charges ont été choisies afin d'étudier le cas d'un impact d'un grain céramique sur un substrat métallique et donc de l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la charge. Cette comparaison montre une augmentation du coefficient de frottement en fonction de la charge. La valeur à 1 N diffère de la tendance globale, ceci est expliqué par la faible charge appliquée qui ne permet pas d'établir un contact optimal pour la mesure de friction. Les coefficients de frottement mesurés pour le couple acier SAE1070/alumine- α (figure III.11.b) se situent dans la gamme de valeurs où l'impact sur l'intensité des contraintes du modèle est inférieur à 5%. Il n'est donc pas nécessaire d'établir les forces mises en jeu lors de l'impact d'un grain sur une plaquette et le coefficient de frottement est fixé à une valeur arbitraire de $\nu=0,68$.



(a)



(b)

FIGURE III.11 – (a) Influence du coefficient de frottement sur les valeurs de contrainte en profondeur pour l'impact d'une bille sphérique d'alumine- α de diamètre 1 mm sur une plaquette d'acier SAE 1070. (b) Coefficient de frottement calculé pour différentes charges par essai de frottement pion/disque entre une plaquette en acier SAE 1070 et une bille en alumine- α .

III.1.8 Récapitulatif des modèles

Le tableau III.3 résume les données des différents modèles de calcul.

TABLE III.3 – Tableau résumé des données appliquées au modèles de calcul.

	1 ^{er} modèle	2 ^{eme} modèle	3 ^{eme} modèle
Domaine de calcul	Diamètre des projectiles (mm)	6.2	0,3 / 0,4 / 0,6
	Dimensions du substrat (mm ³)	10*10*1,3	3*3*1,3
Matériaux	Projectiles	E(Gpa)	Acier
		ρ (kg.m ⁻³) ν	210 7850 0.3
	Substrat	E(Gpa)	SAE 1070
		ρ (kg.m ⁻³) ν	209 7800 0.29
		A	1344
		B	1050
		n	0.532
		C	0.17
		ϵ_0	0.083
Vitesse des projectiles (m.s ⁻¹)	10,6 / 13,3	80 / 45	60
Propriétés d'interaction	Type d'interaction	Surface to surface	
	Coefficient de frottement	0,3	0,68
Conditions aux limites	Frontières latérales	Conditions de symétrie	
	Face inférieure	Déplacement nul selon l'axe perpendiculaire	
Maillage	Type	C3D8R	
	Dimensions (mm)	Projectiles	0,048
Substrat		0,048	De 0,012 à 0,15

III.2 1^{er} modèle - Etude des propriétés élasto-plastiques des éprouvettes Almen

Dans cette partie est mise en place la loi de comportement élasto-plastique des éprouvettes Almen à l'aide de résultats expérimentaux afin d'établir les paramètres de l'équation de Johnson-Cook.

III.2.1 Présentation de la démarche

Afin de déterminer les paramètres de l'équation de plasticité de Johnson-Cook (équation III.1) présentée en partie I.2.3.5 page 39 du chapitre 1, la méthode proposée par Farahani et al. [112] a été utilisée.

$$\sigma = (A + B\epsilon^n) \left(1 + C \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)\right) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a}\right)^m\right) \quad (\text{III.1})$$

Cette méthode permet de déterminer les différentes constantes du matériau de façon séquentielle, ce qui simplifie leur obtention. La méthode consiste dans un premier temps en un essai de traction uniaxial à température ambiante à vitesse de déformation connue pour déterminer les paramètres A, B et n, puis dans un second temps en une itération du paramètre C pour faire concorder la déformation entre simulation et essai expérimental d'impact de bille unique de grande dimension. Dans le cas de cette étude, les températures mises en jeu restent proches de la température ambiante et donc le paramètre de température m n'est pas déterminé. L'équation III.1 se simplifie comme :

$$\sigma = (A + B\epsilon^n) \left(1 + C \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)\right) \quad (\text{III.2})$$

Des billes d'acier de 6,2 mm sont propulsées par pression d'air en direction du substrat. Les impacts sont étudiés par interférométrie. Les vitesses des billes ont été déterminées par caméra rapide : une pression d'air de 4 bar correspond à une vitesse de 10,6 m.s⁻¹ et une pression d'air de 6 bar à 13,3 m.s⁻¹. Les billes marquent une empreinte plastique dans le substrat avec une vitesse suffisamment faible pour ne pas subir elles-mêmes de déformation plastique.

III.2.2 Essais de traction

Dans le cas d'un essai à température ambiante et d'une vitesse de déformation (ratio $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$) normalisée à 1, l'équation de Johnson-Cook devient :

$$\sigma = A + B\epsilon^n \quad (\text{III.3})$$

Où A est la limite d'élasticité et B et n les paramètres régissant le début de la zone

de plasticité. La figure III.12 présente la méthode d'exploitation des résultats, l'équation représente la zone élastique du matériau. Celle-ci est imagée par la contrainte de déformation en fonction de la déformation plastique équivalente (déformation induite uniquement par la plasticité du matériau).

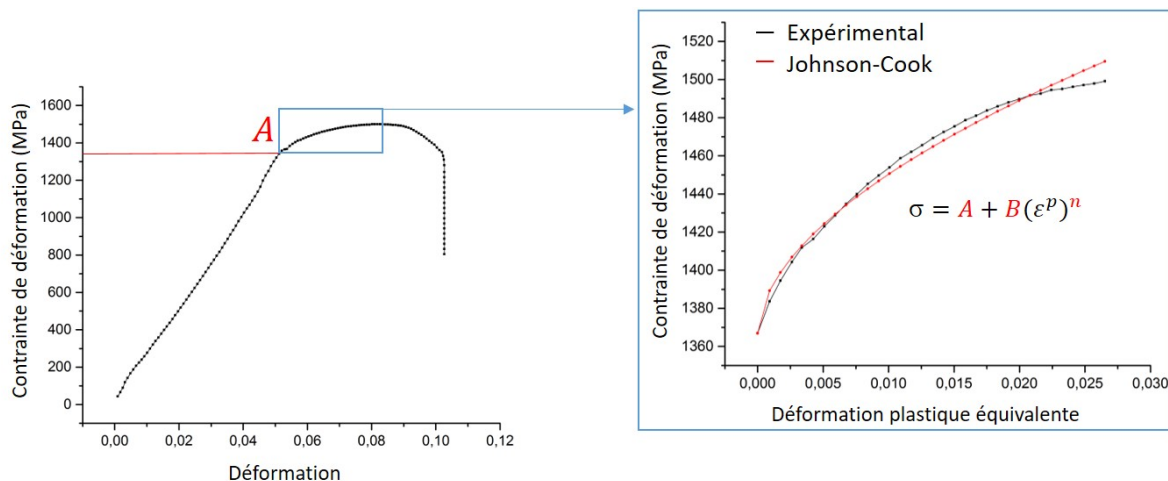


FIGURE III.12 – Essais de traction selon la norme NF EN ISO 6892-1 (2016) réalisés sur des éprouvettes Almen à température ambiante et pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0,083 \text{ mm/s}$, méthodologie de l'étude proposée par Farahani et al. [112].

Des essais de traction ont été réalisés sur les éprouvettes Almen préalablement découpées selon la norme NF EN ISO 6892-1 (2016). Le test de traction est uniaxial avec une vitesse de déformation de $5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ en accord avec la norme. Trois essais à paramètres identiques ont été réalisés à température ambiante, les courbes obtenues (figure III.13) permettent de déterminer le module d'Young. La valeur calculée ($E = 240 \pm 5 \text{ GPa}$) concorde avec les données de la littérature ($E = 209 \text{ GPa}$) [98][99][113]. Le coefficient de poisson est $\nu = 0,29$ selon la bibliographie [113][99]. Les résultats de l'opération d'interpolation sont présentés dans le tableau III.4.

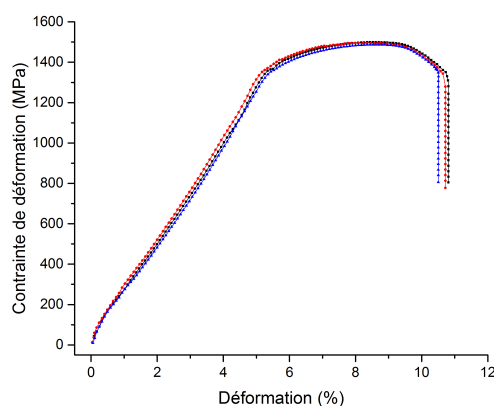


FIGURE III.13 – Essais de traction selon la norme NF EN ISO 6892-1 (2016) réalisés sur des éprouvettes Almen à température ambiante et pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0,083 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ($= 5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$)

TABLE III.4 – Paramètres A,B et n de Johnson-Cook pour l'acier SAE 1070 sous forme de barrette Almen.

A (MPa)	B (MPa)	n
1344 ±15	1050 ±30	0.532 ±0.025

Les paramètres A,B et n étant déterminés (tableau III.4), nous détaillons ci-dessous l'expérience et un rappel du 1^{er} modèle dont nous comparons les résultats pour obtenir le paramètre C.

III.2.3 Rappel du 1^{er} modèle

Des tests expérimentaux d'impact sont réalisés avec des billes de 6,2 mm de diamètre en acier sur un substrat en acier SAE 1070. Dans un objectif de comparaison entre mesures d'empreintes expérimentales par mesure interférométriques et modèle de calcul, une zone réduite du substrat de dimensions 10*10*1,3 mm³ est modélisée en vue de caler les constantes de la loi de comportement du matériau.

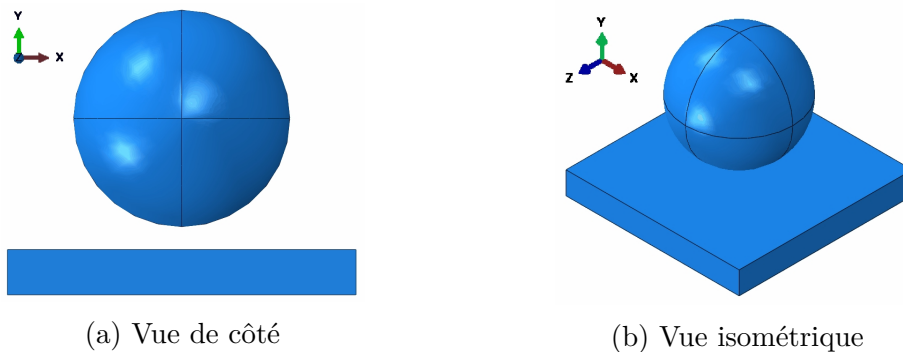


FIGURE III.14 – Modèle d'impact d'une bille unique pour l'obtention des paramètres de Johnson-Cook.

III.2.4 Résultats

Les résultats des diamètres et profondeurs d'empreintes déduits des mesures interférométriques sont présentés en figure IV.17 : la colonne de gauche correspond aux données interférométriques pour une bille propulsée avec une pression d'air de 4 bar et la colonne de droite pour une pression d'air de 6 bar. De ces données, sont extraites deux informations : la largeur et la profondeur maximales des impacts. Le tableau III.5 présente ces résultats expérimentaux moyennés pour 3 impacts.

TABLE III.5 – Moyenne des empreintes mesurées par interférométrie en fonction de la vitesse de la bille incidente.

	Diamètre	Profondeur
10,6 m.s ⁻¹	0,84 mm	10,31 μm
13,3 m.s ⁻¹	1,10 mm	14,82 μm

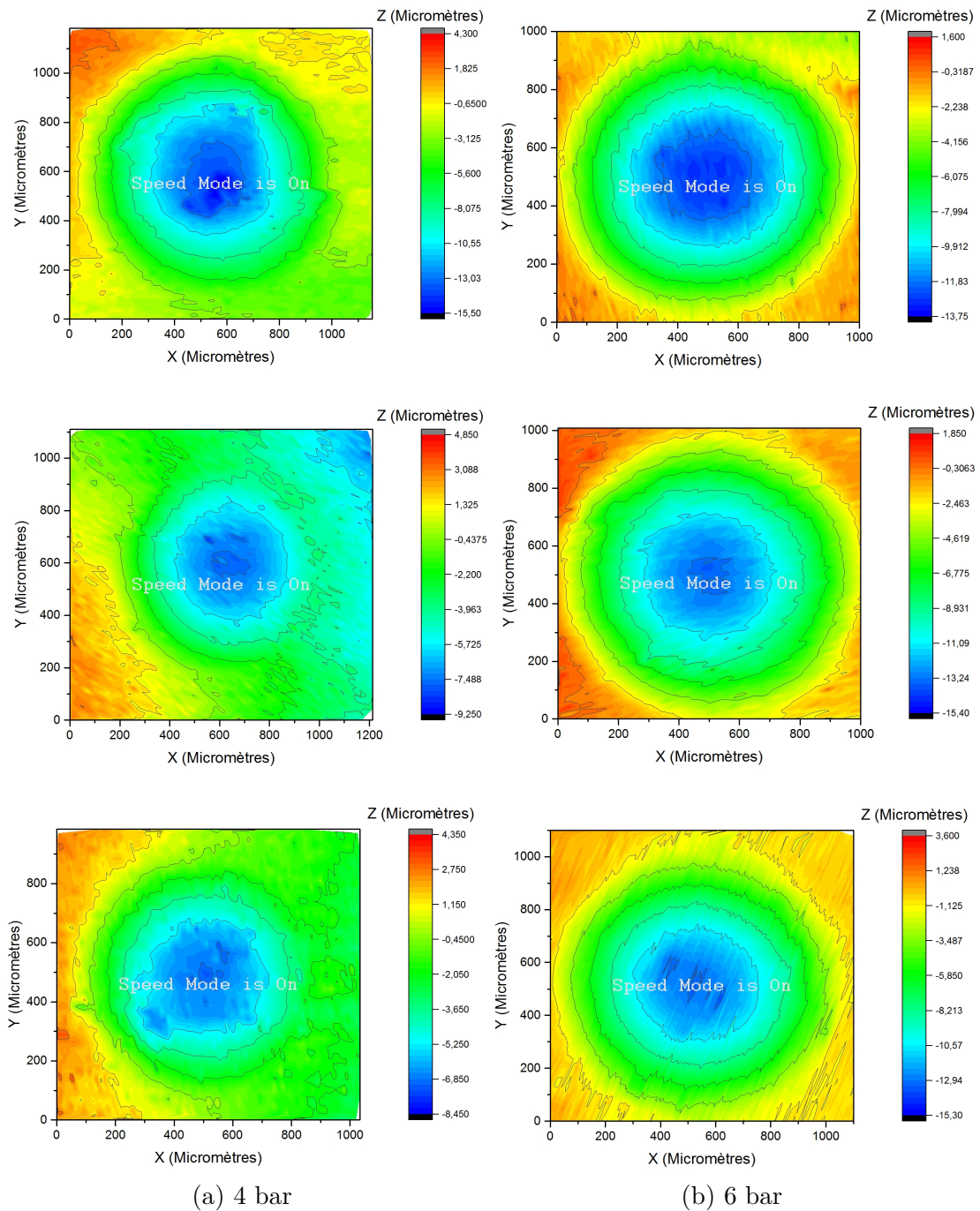


FIGURE III.15 – Cartographies établies par interférométrie des trois impacts d'une bille d'acier de 6,2 mm pour deux vitesses d'impact des billes : 10,6 m.s⁻¹ (colonne de gauche) et 13,3 m.s⁻¹ (colonne de droite).

La rugosité calculée (R_a) est calculée selon la hauteur et la profondeur des pics de rugosité (I.2.1 page 32), la profondeur d'impact a donc été déterminée comme étant le critère principal d'étude. La figure III.16 présente l'évolution de la profondeur d'impact simulée en fonction du paramètre C. Les résultats montrent une concordance parfaite pour une valeur de $C=0,17$ à une vitesse de $13,3 \text{ m.s}^{-1}$. La valeur de la profondeur d'impact est cependant surestimée pour la vitesse d'impact de $10,6 \text{ m.s}^{-1}$. Les valeurs de vitesse des procédés de grenailage et de sablage étant de l'ordre de 40 à 100 m.s^{-1} , la valeur du paramètre C est fixée préférentiellement sur la vitesse maximale obtenue en impact unique (soit $13,3 \text{ m.s}^{-1}$). La largeur d'empreinte pour le paramètre sélectionné : $C=0,17$ est de $1,2 \text{ mm}$ pour la simulation et de $1,1 \text{ mm}$ pour l'étude expérimentale, soit une différence de $100 \mu\text{m}$ ou un écart de 8% .

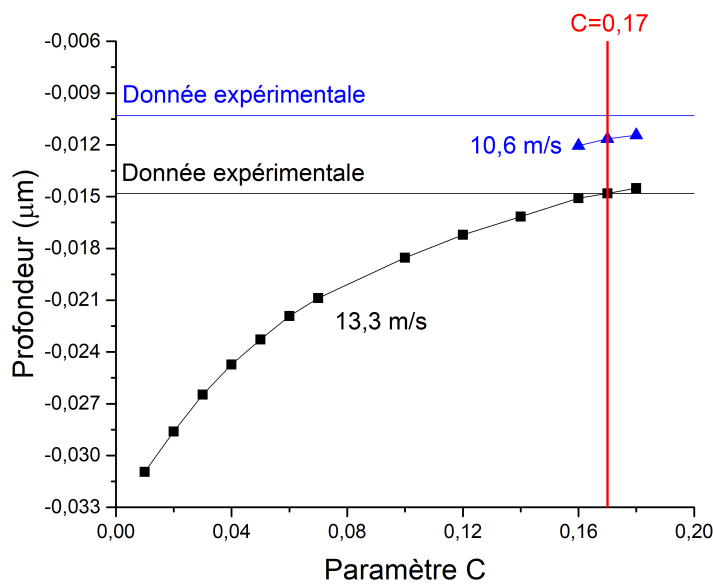


FIGURE III.16 – Evolution de la profondeur d'impact simulée pour une bille en acier de $6,2 \text{ mm}$ de diamètre sur une substrat en acier SAE 1070 en fonction du paramètre C de Johnson-Cook.

III.2.5 Conclusions

L'étude couplée expérience/numérique de l'impact d'une bille sphérique métallique en surface d'une éprouvette Almen a permis de déterminer les paramètres de l'équation de plasticité de Johnson-Cook récapitulés dans le tableau III.6.

TABLE III.6 – Paramètres de la loi de plasticité de Johnson-Cook établis pour l'acier SAE 1070.

A	B	n	C	ϵ
1344	1050	0,532	0,17	0,083

III.3 2^{ème} modèle - Modèle de grenailage

Les propriétés de plasticité obtenues, cette seconde étape a pour objectif de valider les contraintes générées par simulation d'un modèle multi-impact de 70 projectiles représentatif du procédé de grenailage. La forme sphérique (et isotrope) des grenailles ainsi que l'existence de publications [110] [109] sur ce sujet fait du procédé de grenailage le procédé bien adapté pour cette étape.

III.3.1 Rappel du 2^{ème} modèle

Le substrat est un élément de $3*3*1,3 \text{ mm}^3$ avec une zone d'étude au centre de $1*1*0,6 \text{ mm}^3$. Les paramètres du modèle sont résumés en partie III.1.8 page 112. Le substrat est en acier SAE 1070 et les billes impactantes sont un acier hypereutectoïde ($C > 0,85 \%$) [46].

Les projectiles sont répartis aléatoirement (figure III.17.b) dans l'espace à l'aide d'un script Python (voir Annexe B page 173). Pour se faire, un volume est défini et les positions des billes sont générées aléatoirement dans cet espace. Une vérification de superposition entre les billes est effectuée à chaque incrément. Une étude réalisée par Sanjurjo et al. [40] estime qu'une surface de 1 mm^2 impactée par des billes de 0,8 mm nécessite un traitement minimal de 68 éléments répartis aléatoirement pour atteindre plus de 95% de couverture de la surface (figure III.17.a).

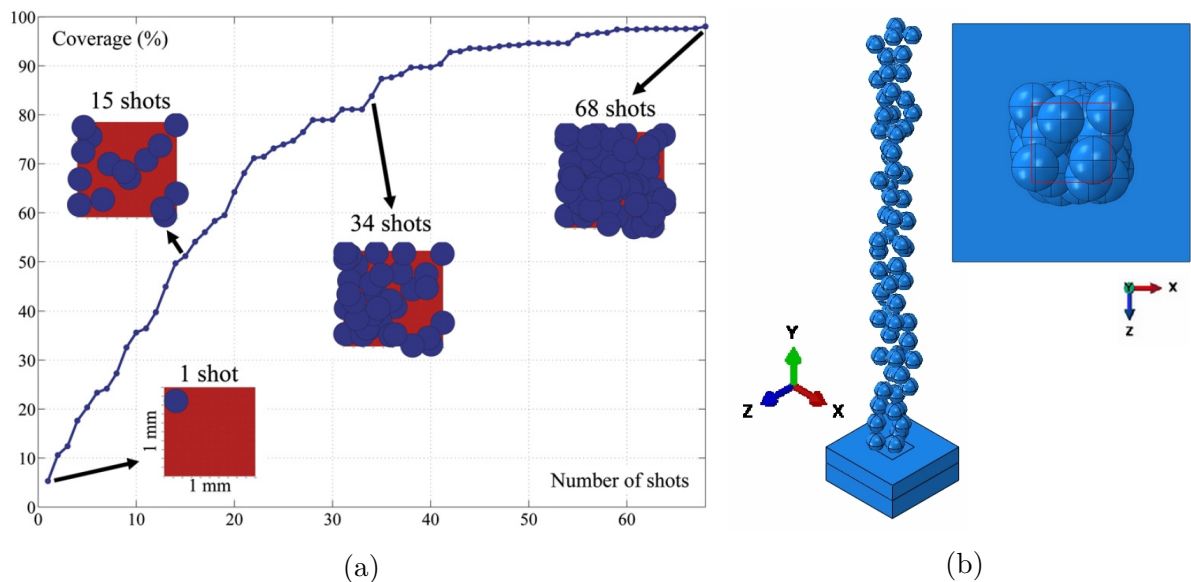


FIGURE III.17 – (a) Estimation du taux de couverture d'une surface de 1 mm^2 pour des éléments de 0,8 mm de diamètre et une vitesse uniforme des billes de 40 m.s^{-1} [40]. (b) Modèle d'impact multiple (grenailage) réalisé dans cette étude.

III.3.2 Résultats

Afin de réaliser un comparatif, deux articles d'études expérimentales des contraintes résiduelles par DRX sur des éprouvettes Almen de type A après grenailage ont été sélectionnés :

- Guagliano [110] : Diamètres de billes : 0,3 mm et 0,6 mm, Vitesse des billes : 80 m.s⁻¹
- Cao et al. [109] : Diamètres de billes : 0,4 mm, Vitesse des billes : 45 m.s⁻¹

La figure III.18 présente les contraintes longitudinales σ_{xx} (ou σ_{11}) mesurées par diffraction des rayons X par ces deux auteurs. Les substrats (éprouvette Almen de type A) étudiés sont contraints et fixés à l'aide du dispositif présenté en figure II.2 page 75. Les vitesses indiquées ne sont cependant pas les mêmes pour les deux publications : les résultats obtenus bien qu'avec des vitesses différentes ont des profils de contraintes quasi identiques du fait d'un temps de grenailage différent (plus faible dans l'étude de Guagliano et al (80 m.s⁻¹)).

Des valeurs de surface de l'ordre de 500 à 600 MPa sont obtenues et les maxima de contraintes sont situés à 0,07 mm [110] et 0,1 mm [109] de profondeur respectivement.

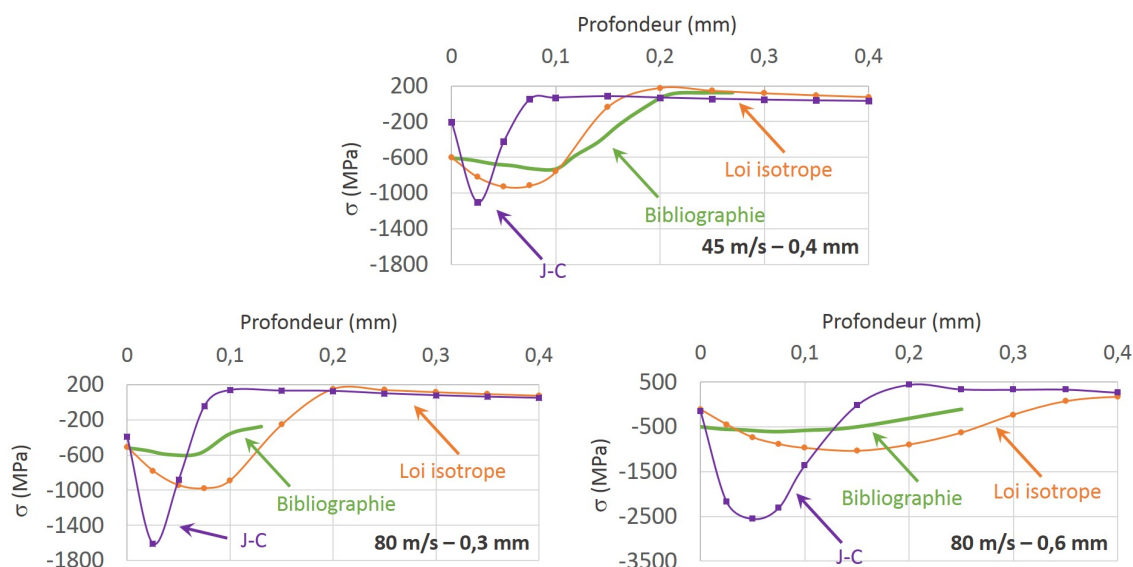


FIGURE III.18 – Simulation de grenailage d'une éprouvette Almen de type A pour différentes vitesses et diamètres de grenailles avec 70 éléments impactés. Comparaison entre deux lois de plasticité (Johnson-Cook et Isotrope) et les données bibliographiques [110][109].

Les résultats de simulation sont pour des conditions identiques avec 70 projectiles. Les résultats obtenus par la loi de Johnson-Cook en comparaison aux données bibliographiques sous-estiment les valeurs de la contrainte de surface pour une vitesse de 45 m.s⁻¹. Le maximum de contrainte sous-jacent et sa position sont peu fidèles dans les 3 cas étudiés.

La loi isotrope propose un profil plus proche des données bibliographiques, une divergence des résultats est cependant observée pour les billes de diamètre 0,3mm. Cette différence peut s'expliquer par l'augmentation de l'énergie locale apportée du fait d'un diamètre plus faible des billes menant à des vitesses de déformation plus importantes.

Dans le cas d'un grenailage avec des éléments de 0,4 mm de diamètre, le nombre optimal de grenailles suivant Sanjurjo et al. [40] est supérieur à 68 éléments (nombre optimal pour 0,8 mm de diamètre). Un essai à 140 éléments a été réalisé afin de vérifier le comportement du modèle. L'augmentation du nombre d'éléments (figure III.19) ne permet pas de modifier la position du maximum de contrainte mais seulement d'augmenter sa valeur. De plus, la contrainte surfacique est encore une fois minimisée, la valeur calculée est proche de 0 MPa contrairement aux -550 MPa observés dans la bibliographie.

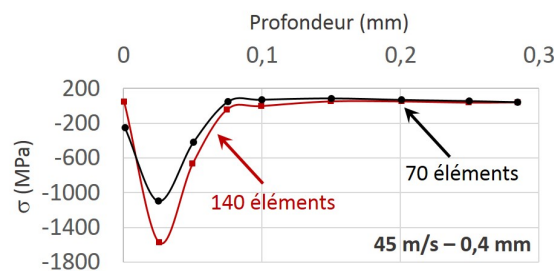


FIGURE III.19 – Simulation de grenailage d'une éprouvette Almen de type A avec 70 et 140 éléments de diamètre 0,4 mm et de vitesse 45 m.s⁻¹.

III.3.3 Conclusions

Le modèle ne permet pas de retranscrire l'évolution des contraintes dans la profondeur du matériau. Le profil obtenu numériquement se compose d'un maximum de contrainte sous-jacent inexistant sur les données bibliographiques. Les calculs réalisés par le modèle offrent un profil similaire au profil de contraintes théorique obtenu par un procédé de texturation de surface par impact (voir partie I.2.3.2 page 35). Les données bibliographiques expérimentales proposent un profil de contraintes exempt du pic de contraintes sous-jacent lors d'un traitement par grenailage. Cette différence peut s'expliquer par l'absence de liberté imposée à la surface inférieure du modèle ce qui ne permet pas l'apparition d'une courbure du substrat et donc un relâchement partiel et une réorganisation des contraintes internes existantes. De plus, le profil de contraintes obtenu numériquement est fortement surévalué en comparaison des données de la bibliographie. Sur ce dernier point, nous ne sommes pas en mesure d'expliquer la divergence observée.

III.4 3^{ème} modèle - Sablage doux

Le modèle de sablage doux requiert une étude expérimentale préalable du procédé du fait de l'absence, à notre connaissance, de publications sur ce sujet. Cette étude expérimentale se focalise sur la morphologie des grains de sable, leur vitesse et le coefficient de frottement entre un grain et le substrat. Les paramètres du modèle alors définis, les résultats numériques obtenus peuvent être comparés aux données expérimentales obtenues par trou incrémental donnant l'évolution de la contrainte en fonction de l'épaisseur.

III.4.1 Rappel du 3^{ème} modèle

Les paramètres appliqués au modèle visent à reproduire une étape de sablage d'un substrat Almen avec des grains de diamètre moyen $1015 \mu\text{m}$ propulsés par une pression statique de 2 bar. Le substrat est représenté par un élément de $3*3*1,3 \text{ mm}^3$ avec une zone d'étude au centre de $1*1*0,6 \text{ mm}^3$. Les paramètres du modèle sont résumés en partie III.1.8 page 112. Le substrat est en acier SAE 1070 et les grains de sable utilisés sont composés de Corindon Blanc (forme α de l'alumine). Les éléments (grains) sont répartis aléatoirement dans l'espace (figure III.20) à l'aide d'un script Python identique au modèle précédent (voir Annexe B page 173).

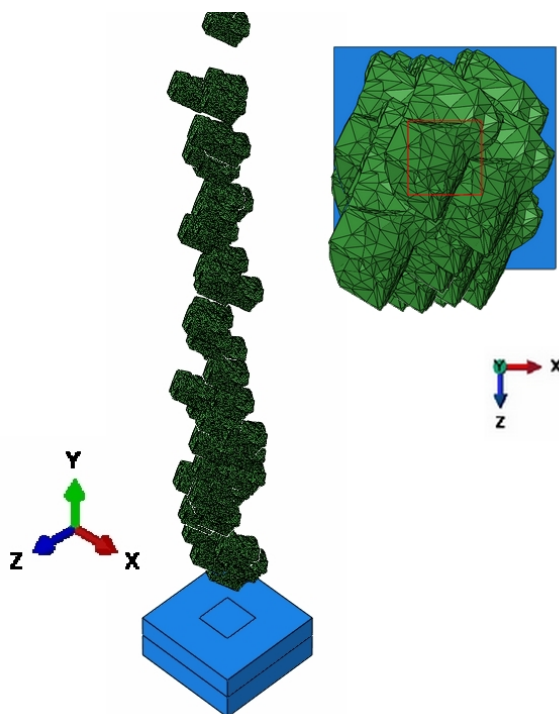


FIGURE III.20 – Simulation du procédé de sablage d'une éprouvette Almen de type A avec des éléments de diamètre 1 mm et de vitesse 60 m.s^{-1} .

III.4.2 Résultats

Le profil de rugosité après sablage obtenu expérimentalement est présenté en figure III.21 en comparaison du profil modélisé. Ce type de profil est représentatif d'une rugosité de $4,22 \mu\text{m}$. Le caractère aléatoire du procédé de sablage induit un profil hétérogène alternant entre des zones de faibles variations de hauteur et des pics et creux plus marqués. Ces derniers sont en moyenne de $\pm 30 \mu\text{m}$.

A partir des données précédentes, le 3^{ème} modèle dans son état actuel ne parvient pas à retranscrire totalement les résultats expérimentaux (figure III.21). Les pics de rugosité simulés sont plus importants que la réalité mais restent du même ordre de grandeur. Le tableau III.7 offre un comparatif entre les valeurs de R_a et R_t obtenues pour le cas expérimental et le modèle de simulation.

L'hétérogénéité géométrique des grains de sablage (partie III.1.5 page 109) conduit à une hétérogénéité des éléments de maillage de la forme obtenue par scan 3D (ce problème est inherent à la méthode employée). Il est donc nécessaire d'orienter préférentiellement les grains dans le modèle afin de conserver les zones de maillage les plus denses du grain en direction de l'impact. Cette orientation identique pour chaque grain crée un effet de motif et ne permet pas une atténuation des pics de rugosité par l'impact de nouveaux projectiles sur la rugosité en cours de création.

De plus, la création d'un modèle représentatif d'un cas réel nécessite un très grand nombre d'éléments constitués eux même d'un grand nombre de noeuds. Les calculs se trouvent donc limités par le nombre d'objets incidents à chaque incréments et les temps de calculs deviennent exponentiels et inapplicables dans les délais de ce projet.

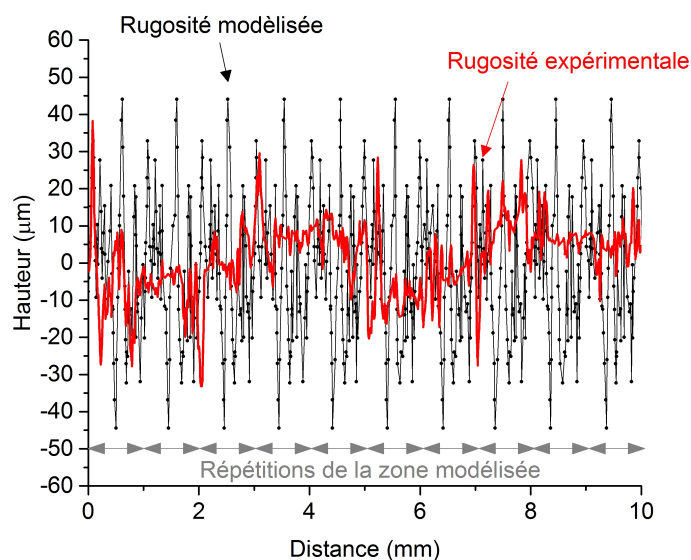


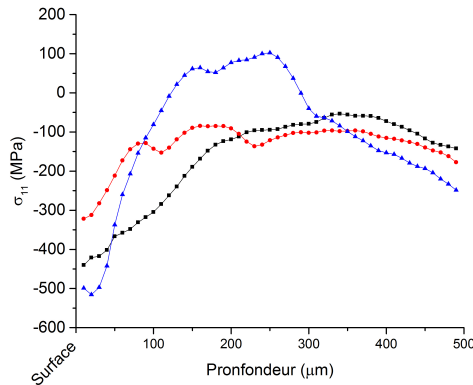
FIGURE III.21 – Profil type de rugosité après sablage (pour des particules impactantes de diamètre moyen $1015 \mu\text{m}$ et une pression d'air de 2 bar), données expérimentales obtenues par rugosimètre. Profil de rugosité modélisé pour l'impact de grains de diamètre 1 mm pour une vitesse uniforme de 60 m.s^{-1} .

TABLE III.7 – Comparatif des R_a et R_t obtenus.

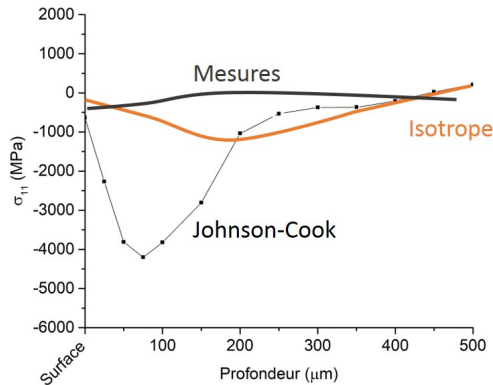
	Modèle Johnson-Cook	Données expérimentales
R_a (μm)	15	8,8
R_t (μm)	88	70

Les profils de contraintes résiduelles (suivant l'axe x) dans l'épaisseur du substrat après sablage d'éprouvettes Almen sont présentés en figure III.22.a. Le sablage est réalisé avec des particules de corindon de diamètre moyen $1015 \mu\text{m}$ sous une pression de 2 bar. Les résultats sont obtenus par la méthode du trou incrémental. Ces mesures expérimentales mettent en évidence des variations dues au caractère pseudo aléatoire du flux des particules. Un maximum de contraintes en compression est observé en surface (ou dans l'extrême surface) du matériau. La valeur moyenne est de -420 MPa . L'intensité des contraintes sous la surface diminue jusqu'à tendre vers une valeur asymptotique pour une profondeur proche de $150 \mu\text{m}$.

L'évolution de cette même contrainte pour un modèle basé sur les mêmes conditions de sablage est tracée en figure III.22.b. Les contraintes calculées sont très nettement sur-estimées en comparaison des données expérimentales avec un facteur 10 sur les valeurs. Le modèle ne rend donc pas compte d'une intensité des contraintes fidèles à la réalité. L'évolution dans l'épaisseur observée correspond à l'évolution théorique présentée en partie I.2.3.2 page 35 du chapitre 1 avec un maximum sous-jacent à la surface suivie d'un retour à une valeur proche de 0 MPa en profondeur. Le profil obtenu est donc cohérent même si divergent des données expérimentales, la différence observée peut s'expliquer par la contrainte sur la face inférieure du modèle empêchant toute courbure et donc un rééquilibrage des contraintes dans le matériau.



(a) Résultats expérimentaux



(b) Résultats de simulation

FIGURE III.22 – Evolution de la contrainte résiduelle de sablage (σ_{11}) pour des particules impactantes de diamètre moyen $1015 \mu\text{m}$ et une pression d'air de 2 bar. Résultats obtenues par la méthode du trou incrémental ($E=209 \text{ GPa}$) (a) et par simulation (b).

Conclusions

L'utilisation d'éprouvettes Almen dans le cas du sablage s'explique par la similarité de ce procédé et celui du grenailage. Le manque bibliographique sur l'étude du sablage est partiellement compensé par l'utilisation du grenailage comme base de développement du modèle. Le grenailage applique un effet de martelage identique au sablage mais n'a pas d'effets de coupe dus à la forme anguleuse des projectiles contrairement au sablage.

Les études présentées dans ce chapitre ont permis la mise en place d'un modèle de sablage dit "doux" en trois étapes :

- La réalisation de tests de traction et d'impact sur l'acier SAE 1070 afin de déterminer la loi de comportement plastique du matériau a permis de déterminer les constantes de l'équation de plasticité de Johnson-Cook utilisée dans le modèle de simulation.
- Les éprouvettes Almen composées d'acier SAE 1070 sont utilisées pour l'optimisation des paramètres de grenailage. Le comportement du matériau simulé lors du procédé de grenailage a été confronté aux données bibliographiques. Ces données indiquent un faible impact de la vitesse des grenailles sur les contraintes σ_{11} . Seul le diamètre semble influencer l'évolution de ces contraintes en profondeur. Le modèle développé dans cette étude présente des évolutions similaires aux mesures réalisées par interférométrie mais ne parvient pas à établir un profil de contrainte fidèle, les valeurs sont globalement surestimées et l'évolution du profil en profondeur n'est pas correct.
- Le modèle de sablage "doux" (exempt des effets de fissuration des grains) mis en place utilise des particules de morphologie non sphérique. L'étude de ces particules met en évidence le caractère anguleux des arêtes élément majeur à l'obtention de la rugosité hétérogène du procédé. Les résultats du modèle ne parviennent pas à reproduire des résultats fidèles aux données expérimentales.

Afin de corriger la surestimation pics de rugosité, il est nécessaire d'homogénéiser le maillage des grains et d'ajouter un paramètre de rotation au programme python. Ceci permet d'obtenir une surface "chaotique" représentative du procédé de sablage. Ce problème résolu, la répartition des grains sous forme de groupes impactants de manières successives semble être une solution adaptée aux temps de calculs exponentiels actuels (due au grand nombre de particules en mouvement à chaque incrément de temps). Une telle solution permet aussi un remaillage régulier permettant une précision accrue sur la déformation de surface. Ces perspectives n'ont pu être réalisées lors de cette étude par manque de temps.

L'étude du procédé de sablage a donc mis en évidence l'hétérogénéité de surface des substrats et la présence de contraintes σ_{11} en compression dans le matériau. Le sablage d'un substrat est couramment l'étape préliminaire au procédé projection plasma. La suite de ces travaux de thèse va se focaliser sur l'évolution du profil et la génération de nouvelles contraintes lors des différentes étapes de création d'un dépôt par projection plasma.

Chapitre IV

Contraintes résiduelles dans les dépôts

Introduction

La réalisation de dépôts de zircone yttrée ($ZrO_2 - 8\% \text{ mass. } Y_2O_3$) par projection plasma sur substrats sablés se fait suivant 3 étapes :

- Une préchauffe du substrat par convection du flux plasma pour dépasser la température de transition permettant l'étalement optimal des particules.
- La réalisation du dépôt par étalement, solidification et empilement de particules fondues.
- Le refroidissement du système binaire dépôt + substrat de la température de projection à la température ambiante.

Cette étude se base sur l'analyse en temps réel des contraintes par mesure de la courbure de l'échantillon mais également sur la caractérisation des contraintes résiduelles par trou incrémental. La figure IV.1 illustre les étapes analysées et les méthodes mises en oeuvre afin d'étudier la formation et l'évolution des contraintes résiduelles. La méthode du trou incrémental (permettant d'obtenir un profil de contrainte en fonction de l'épaisseur) est utilisée à chaque étape clef : après sablage, préchauffe (+ refroidissement) et dépôt (+ refroidissement). Cette méthode donne une information directe sur l'état des contraintes à température ambiante. Une analyse de courbure est réalisée tout au long des phases de préchauffe, dépôt et refroidissement.

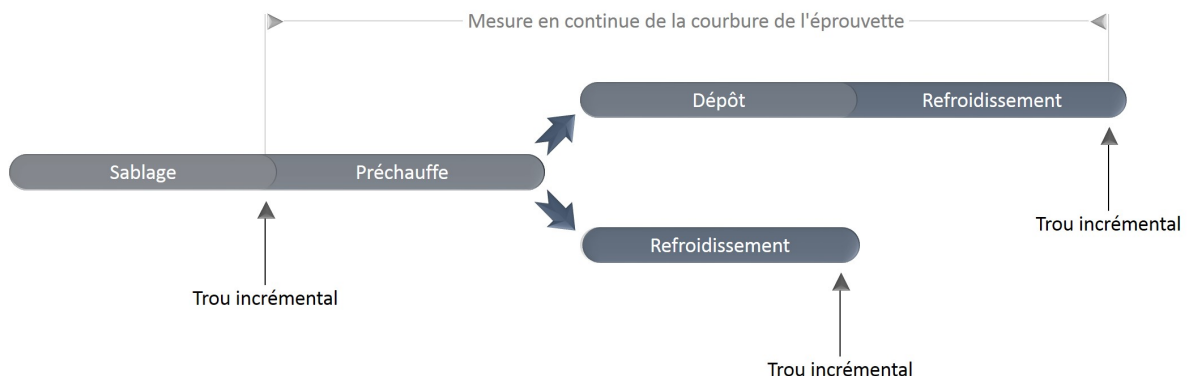


FIGURE IV.1 – Organigramme des étapes du procédé de projection en rapport avec les outils de mesure des contraintes utilisés.

La figure IV.2 illustre la courbure type d'un échantillon lors de la réalisation d'un dépôt sur cible en rotation. Une courbure positive traduit une flèche en direction de la torche plasma et la création de contraintes en tension dans le dépôt. Cette configuration en rotation (détaillée dans la partie IV.1 page 131) ne fait pas l'objet, à notre connaissance, d'études dans la bibliographie. Ceci est lié à la difficulté de mise en oeuvre de ce type de mesure. Mais cette configuration est indispensable pour caractériser expérimentalement les contraintes : l'exposition de l'éprouvette au jet plasma et donc, le processus de dépôt, ne sont pas les mêmes que ceux dans une configuration plane XY. Ce travail de thèse se référant à l'étude des contraintes sur cible mouvante, une première partie est consacrée à l'étude du processus de formation et d'évolution des contraintes dans l'éprouvette durant les différentes étapes de la création du dépôt. Puis une comparaison avec la cinématique

sur cible statique est réalisée.

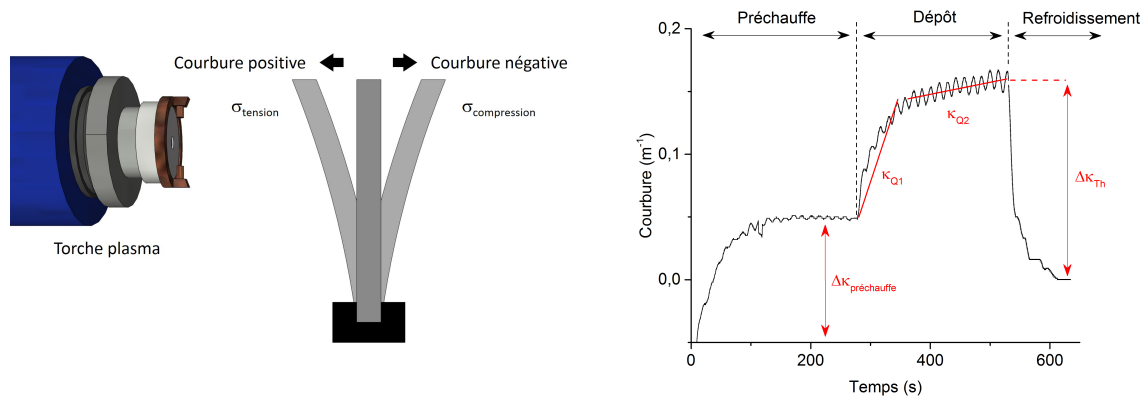


FIGURE IV.2 – Courbure type d'une éprouvette Almen de type A au cours d'une projection thermique sur cible en rotation avec préchauffe et refroidissement à l'air ambiant. Une courbure positive équivaut à un rapprochement de l'éprouvette en direction du porte échantillon. Les variations observées dans le cas XY sont dues à la poussée du gaz plasmagène sur le substrat.

Le processus de formation des contraintes est étudié selon les axes suivants :

- Etude de la phase de préchauffe et de l'évolution des contraintes de sablage dans l'éprouvette induite par cette étape.
- Etude de la phase de dépôt et des contraintes apportées par la trempe des particules et le refroidissement du système binaire.
- Etude de l'impact de la cinématique de projection sur les contraintes résiduelles.

Le choix de la cinématique est très influent sur la structure du dépôt obtenu et son comportement physique. La géométrie du substrat à revêtir est souvent l'élément décisif : une cinématique en rotation est privilégiée pour des substrats de géométrie simple et de faibles dimensions, alors qu'une géométrie plane XY est appliquée dans les autres cas. Les données bibliographiques disponibles sont, à notre connaissance, réalisées dans une configuration plane XY [89][92][91][96]. Ces travaux de thèse visent à étudier une géométrie en rotation afin d'apporter des éléments de réponse sur l'évolution des contraintes avec ce type de géométrie.

Après la présentation des configurations de projection étudiées, la suite de ce chapitre se focalise sur l'étude des contraintes pour la cinématique en rotation. Pour cela, les différentes étapes du procédé sont analysées séparément : l'influence de la préchauffe sur les contraintes induites par le procédé de sablage est discutée puis la création du dépôt et l'apport de nouvelles contraintes associées à cette étape sont présentés. Enfin, un comparatif entre les cinématiques en rotation et plane XY est proposé.

IV.1 Cinématiques retenues

Deux cinématiques de déplacement de la torche sont étudiées (figure IV.3), les paramètres de chaque cinématique ont été établis afin de limiter au maximum les variations de températures de la cible :

- Cinématique XY : le substrat est fixe, la torche décrit des mouvements horizontaux et verticaux parallèlement à la surface du substrat. Des dégagements de 20 mm sont ajoutés sur chaque côté du substrat et un pas de 4 mm est appliqué entre deux passages de la torche sur le substrat. La vitesse de déplacement de la torche est fixée à 200 mm.s^{-1} . Une fois un cycle réalisé, la torche effectue un mouvement vertical hors du substrat pour se placer au point d'origine et recommencer un nouveau cycle.
- Cinématique en rotation : le substrat est mis en rotation et la torche décrit des mouvements verticaux, une cinématique hélicoïdale en résulte. Des dépassements au dessus et en dessous du substrat de 10 mm sont appliqués, le pas entre deux passages de torche devant le substrat est défini pour être identique à la cinématique XY (soit 4 mm). Pour cela, une vitesse de 200 tours par minute est appliquée au substrat et une vitesse de translation verticale de $13,3 \text{ mm.s}^{-1}$ est appliquée à la torche. Après dépôt, lors du refroidissement, le substrat n'est pas en rotation et est refroidi naturellement (sans convection forcée).

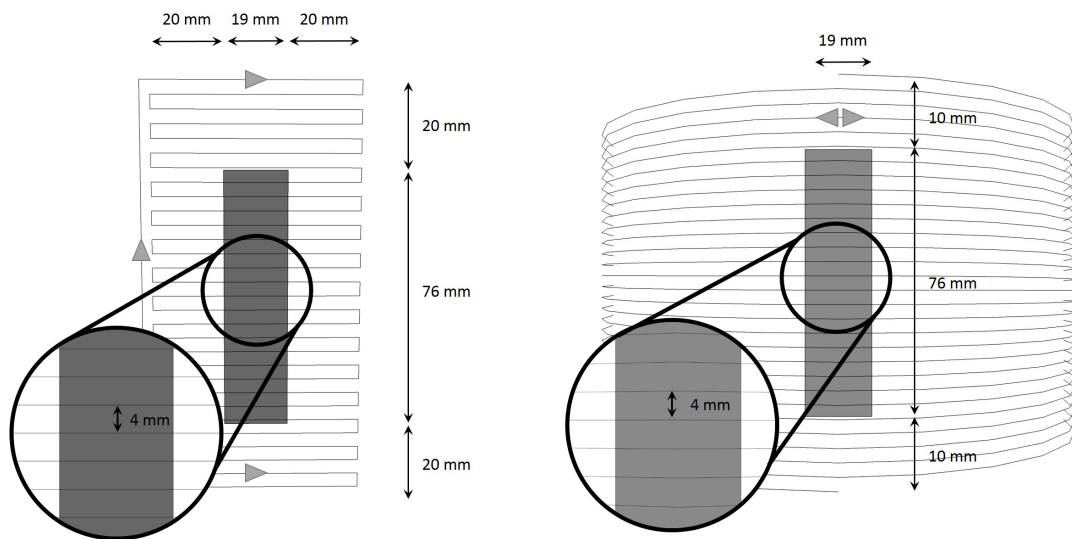


FIGURE IV.3 – Cinématiques de la torche pour les cas XY (gauche) et en rotation (droite).

La suite du chapitre va se focaliser dans un premier temps sur la cinématique en rotation uniquement, les phases de préchauffe et de création du dépôt sont analysées.

IV.2 Etude de la phase de préchauffe du substrat

L'étape de préchauffe est une étape quasi-systématique lors de la réalisation de dépôts par projection thermique, l'étalement des particules liquéfiées et l'adhérence des premières couches s'en trouvent améliorés du fait de l'élimination des adsorbats et condensats en surface du substrat. L'augmentation de température afin d'atteindre la température de projection se fait généralement à l'aide du flux thermique issu de la torche. Cette augmentation devrait induire une modification de la répartition des contraintes qui doit donc être étudiée.

IV.2.1 Influence de la température de préchauffe

La préchauffe d'une éprouvette non sablée se traduit par une absence de courbure. Avec l'augmentation de température, une dilatation uniforme dans l'espace de l'éprouvette est observée. Ceci signifie qu'une éprouvette préchauffée par plasma ne subit pas de gradient thermique (pour les substrats étudiés dans ces travaux dont l'épaisseur est de 1,3 mm).

Le procédé de sablage implique à la fois une augmentation de surface spécifique, une élimination de la couche de passivation [23] (permettant la création d'une couche d'oxyde à coefficient de dilatation plus faible que le substrat) et la création de contraintes internes au substrat en compression [24]. De ces différents phénomènes résulte une courbure négative du substrat après le procédé de sablage. Comme observé en figure IV.4 cette déviation est de $\Delta\kappa=0,05\pm 0,014 \text{ m}^{-1}$.

L'évolution observée en figure IV.4.a révèle le comportement sous sollicitation thermique d'éprouvettes sablées unilatéralement. Quatre températures (250, 275, 300 et 350 °C) sont proposées pour analyser l'influence de la préchauffe sur la courbure d'éprouvettes Almen sablées unilatéralement. Ces températures ont été choisies pour les raisons suivantes : i) une température plus faible entraînera une plus faible adhérence des particules en surface du substrat (voir partie I.3.2 page 46). ii) Une température plus importante (de l'ordre de 450 °C) entraînera la formation d'une couche d'oxydes susceptible de diminuer l'adhérence du dépôt [23]. La température est ajustée en modifiant la pression d'air de la lame d'air perpendiculaire au jet plasma.

Une augmentation rapide de température dans les premiers instants se traduit par une augmentation rapide de la courbure. Les observations réalisées précédemment sur une éprouvette non sablée indiquent que cette variation n'est pas induite par un gradient de température. A mesure que la température se stabilise, la courbure tend vers une asymptote dépendante de la température de préchauffe appliquée.

L'évolution de courbure positive lors de la préchauffe est induite à la fois par une modification de l'équilibre des contraintes internes du substrat mais aussi par la différence des coefficients de dilatation dans le matériau.

La variation de courbure observée lors de la montée en température du système s'explique donc par la relaxation partielle des contraintes internes au matériau. Cependant,

la relaxation des contraintes n'est pas le seul phénomène mis en jeu : une relaxation des contraintes uniquement mènerait à une courbure nulle en cours de préchauffage et après refroidissement. Or, lors du préchauffage, une inversion de courbure est observée et des valeurs positives sont atteintes. Puis, lors du refroidissement, une variation inverse se produit jusqu'à une courbure quasi nulle. Cette observation est donc en désaccord avec l'évolution théorique d'un matériau subissant uniquement une relaxation des contraintes.

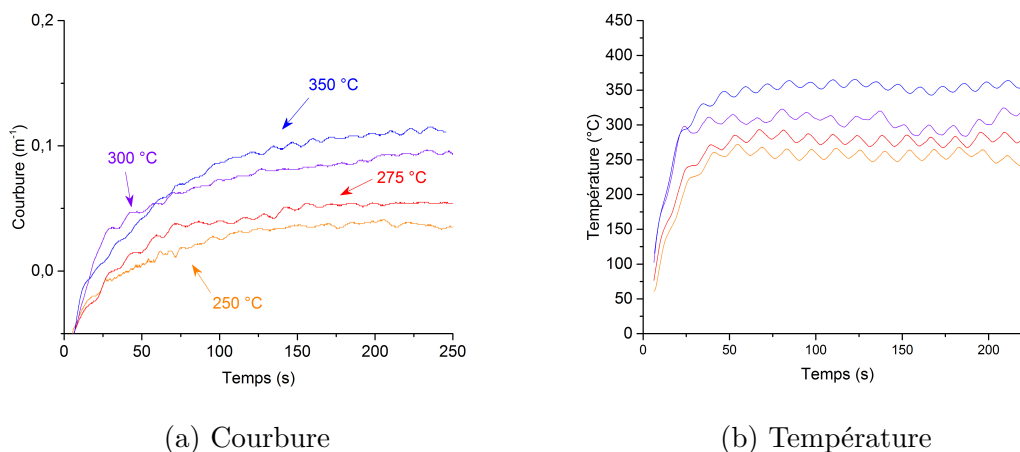


FIGURE IV.4 – Variations de courbure (a) et températures associées (b) d'éprouvettes Almen de type A sablées unilatéralement (F20, 2 bar) et préchauffées par flux plasma à 250, 275, 300 et 350 °C. Une courbure positive équivaut à un rapprochement de l'éprouvette en direction de la torche plasma.

Le procédé de sablage, tout comme le procédé de grenailage implique l'impact répété de particules en surface du substrat. Ces impacts induisent le durcissement surfacique du matériau visé [114] et donc diminuent localement le coefficient de dilatation thermique du matériau [115]. Lors du préchauffage et du refroidissement, une dilatation plus faible en surface qu'en profondeur du matériau se produit et une variation de courbure en résulte.

Le préchauffage a donc une influence sur la courbure du substrat, la différence de courbure entre le début et la fin observée en figure IV.4.a indique la modification de l'équilibre des contraintes internes au substrat. Afin d'étudier l'influence du préchauffage sur ces contraintes, des mesures dans l'épaisseur par trou incrémental avant et après sablage ont été réalisées.

IV.2.2 Influence sur les pré-contraintes de sablage

L'étude de la courbure d'éprouvettes Almen sablées unilatéralement lors d'un cycle de préchauffe + refroidissement met en évidence un non retour à la courbure initiale (figure IV.5). Le flux thermique induit par le jet de plasma en surface ainsi que les variations de température du substrat vont modifier l'intensité et la répartition des contraintes résiduelles : le substrat initialement courbé avec un rayon de courbure négatif par le procédé de sablage retrouve une courbure quasi nulle. La préchauffe des substrats n'est pas créatrice

de contraintes, elle induit une diminution et une réorganisation interne des contraintes existantes [116] : la zone surfacique déformée plastiquement par le procédé de sablage atteint une température suffisante permettant la relaxation des contraintes en surface. Cette relaxation reste partielle car le temps de projection est court en comparaison du temps nécessaire à une relaxation totale des contraintes [23]. Le temps total de relaxation des contraintes est le temps de recuit nécessaire à l'élimination de l'entièreté des contraintes générées par le procédé dans le système complet. Ce temps est défini expérimentalement et dépend à la fois des matériaux et des contraintes générées.

Les mesures des contraintes par trou incrémental dans l'épaisseur (figure IV.6) mettent en évidence ce phénomène : l'étape de sablage induit des contraintes résiduelles surfaciques en compression importantes (-425 MPa) et l'étape de préchauffe modifie la répartition de ces contraintes : les contraintes d'extrême surface sont fortement diminuées. La compression de surface est réduite à -100 MPa laissant place à un maximum sous-jacent à la surface de -250 MPa à une profondeur de 50 μm .

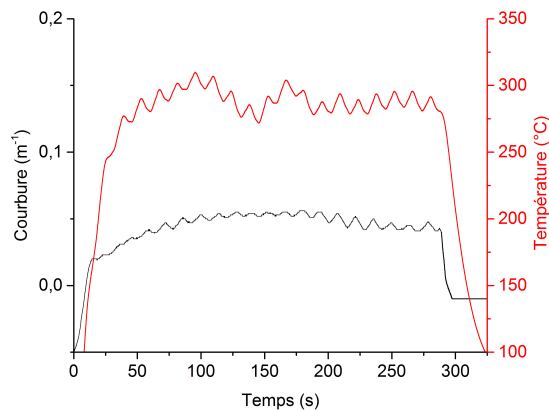


FIGURE IV.5 – Courbure type d'une éprouvette Almen de type A lors d'une préchauffe à 275 °C suivie d'un refroidissement à l'air ambiant.

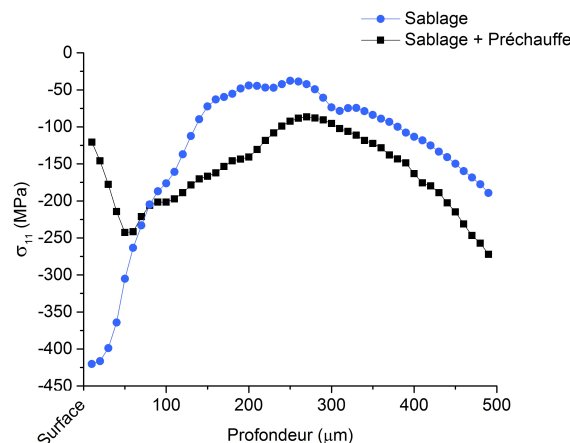


FIGURE IV.6 – Evolution type des contraintes σ_{11} (dans le plan) en fonction de l'épaisseur pour une éprouvette Almen de type A ayant subi un seul cycle de sablage et un cycle de sablage + préchauffe (300 °C). Courbes moyennées sur 3 échantillons représentatifs. Mesures effectuées par trou incrémental ($E=209$ GPa).

La réalisation d'une préchauffe du substrat à 300 °C ne permet donc pas d'éliminer totalement les contraintes induites par le procédé de sablage mais de les réduire en surface. Le profil de contraintes en compression sous-jacent à la surface va influencer les contraintes lors de la formation du dépôt et se doit d'être pris en compte.

IV.3 Etude de la phase de dépôt

Cette partie présente l'étude de la formation d'un dépôt. Dans cet objectif l'étude de la variation de courbure d'une éprouvette Almen sablée lors de la formation des premières couches du dépôt ainsi que l'influence de la température de projection sont étudiés. Ensuite, l'évolution de la courbure en fonction de l'épaisseur du dépôt et les contraintes associées sont discutées.

IV.3.1 Construction des premières couches

La construction des premières couches induit une modification de l'équilibre du système avec la création d'un bi-matériau. Ce changement d'équilibre va se traduire physiquement par une variation de courbure du système. Afin d'étudier les phénomènes susceptibles d'être responsables de cette variation, deux études sont proposées :

- Phénomène thermique : l'étude de la variation de courbure pour différents couples de température (température de préchauffe et température de dépôt) et donc de l'influence du phénomène thermique sur le système.
- Phénomène de trempe : l'étude de la variation de courbure pour des vitesses de construction du dépôt différentes et donc de l'influence du phénomène de trempe des particules sur le système.

Une étude préalable des microstructures obtenues est proposée afin d'observer les potentielles fissures dans le matériau pouvant être responsables d'un relâchement partiel des contraintes.

IV.3.1.1 Etude de la microstructure

L'étude de la microstructure des dépôts permet d'expliquer le comportement global du système. En effet, la présence de fissures indique la relaxation locale des contraintes dans le dépôt lorsqu'elles ont atteint une valeur critique. Cette valeur critique correspond à la contrainte à la rupture du matériau (voir partie I.4.5 page 58).

La variation de courbure lors de la création du dépôt est directement liée aux contraintes générées par la trempe des particules. La présence de fissures dans le dépôt implique donc que la variation de courbure mesurée n'est pas représentative de la totalité des contraintes [117].

Les microstructures des dépôts réalisés dans une configuration en rotation avec un mélange de gaz Ar/H₂ 33/10 slpm et une distance de tir de 100 mm (figure IV.7) sont identiques dans les deux cas (20 g.min⁻¹ et 60 g.min⁻¹). De plus, elles ne révèlent pas la présence de fissures dans le dépôt susceptibles de permettre une relaxation des contraintes. La variation de courbure observée par la suite pour les différents dépôts réalisés est donc représentative des contraintes générées.

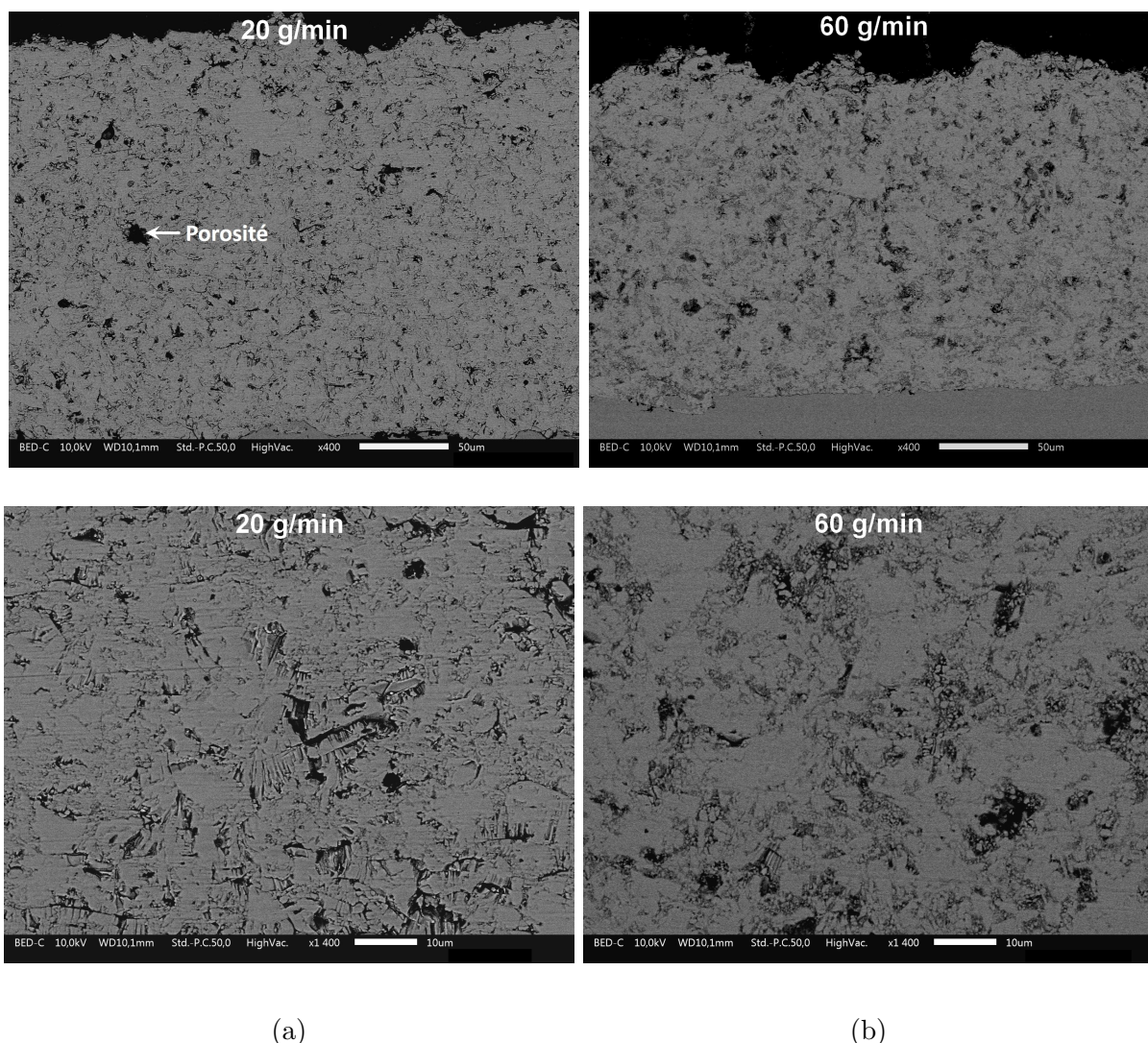


FIGURE IV.7 – Images MEB de la coupe transversale d'un dépôt de $200 \mu\text{m}$ de Zircone Yttrée ($\text{ZrO}_2 - 8\% \text{ mass. Y}_2\text{O}_3$) sur substrat SAE 1070 avec une configuration de projection en rotation. Débits de poudres : $20 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ (a) et $60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ (b).

Nous allons maintenant étudier les phénomènes à l'origine de la première zone en commençant par la température de dépôt.

IV.3.1.2 Etude de la température

Afin de distinguer l'effet de préchauffage de l'effet de tremp, des échantillons sont préchauffés à deux températures : $250 \text{ }^\circ\text{C}$ et $300 \text{ }^\circ\text{C}$ (figure IV.8). Deux températures de création du dépôt sont ensuite appliquées : $250 \text{ }^\circ\text{C}$ et $300 \text{ }^\circ\text{C}$. Les couples température de préchauffe / température de dépôt suivants sont étudiés : $250 / 250 \text{ }^\circ\text{C}$, $300 / 250 \text{ }^\circ\text{C}$ et $300 / 300 \text{ }^\circ\text{C}$. Le couple $250 / 300 \text{ }^\circ\text{C}$ n'est pas présenté car il implique obligatoirement un effet de préchauffe lors de la formation des premières couches.

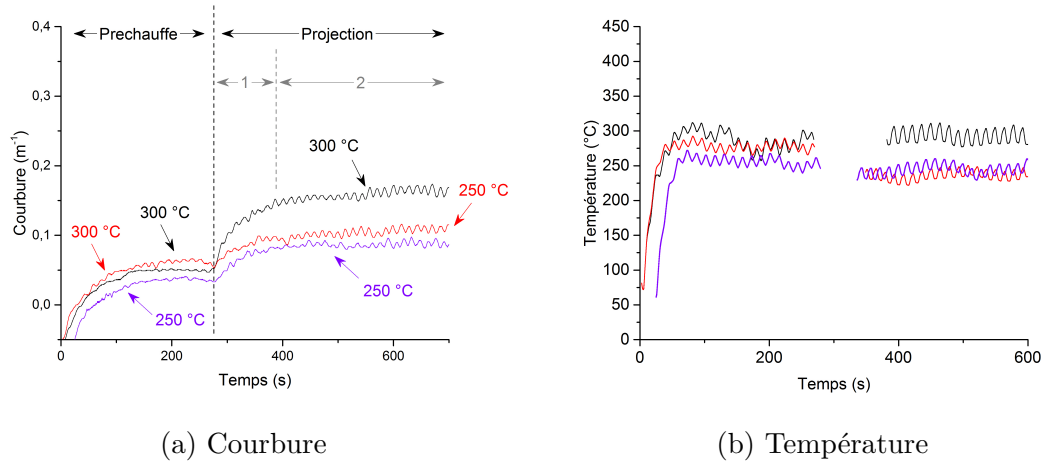


FIGURE IV.8 – Evolution de la courbure en fonction du temps pour deux températures de préchauffe à 250 °C et 300 °C suivies d'un dépôt réalisé à 250 °C ou 300 °C. Dépôts de Zircone Yttriée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrat Almen. L'évolution de la température dans la première zone n'est pas présentée du fait de l'émissivité variable (voir partie II.4.1.5 page 93 du chapitre 2).

Les résultats obtenus (figure IV.8) se divisent en deux zones : une première zone (1) correspondant à la formation des premières couches du dépôt jusqu'à 40 μm (soit 16 passes sur les 70 nécessaires à la création du dépôt). Cette zone se caractérise par une courbure non linéaire. Ensuite une seconde zone (2) est identifiée où la courbure en fonction du temps évolue alors de façon linéaire.

Une incidence directe est observée pour la première zone en fonction de la température. Le tableau IV.1 résume les observations suivantes :

Pour une préchauffe identique de 300 °C, la diminution de température lors de la création du dépôt à 250 °C diminue le maximum de courbure atteint en fin de la première zone ($\Delta\kappa=0,085\pm 0,016 \text{ m}^{-1}$ à 300 °C contre $\Delta\kappa=0,045\pm 0,014 \text{ m}^{-1}$ à 250 °C).

Si l'on observe la variation de courbure des échantillons pour deux couples de températures à des températures de préchauffe et de dépôt identiques, la variation de courbure mesurée dans les premiers temps de la création du dépôt est différente : couple 300 / 300 °C : $\Delta\kappa=0,085\pm 0,016 \text{ mm}^{-1}$ et 250 / 250 °C : $\Delta\kappa=0,05\pm 0,014 \text{ m}^{-1}$.

Dans le cas où la température de préchauffe est différente mais la température de projection est identique, les variations de courbures sont quasi identiques lors de la phase de projection : 300 / 250 °C : $\Delta\kappa=0,045\pm 0,014 \text{ m}^{-1}$ et 250 / 250 °C : $\Delta\kappa=0,05\pm 0,014 \text{ m}^{-1}$.

La variation de courbure lors de la création des premières couches du dépôt est donc directement dépendante de la température de projection et plus faiblement de la température de préchauffe. La seconde zone ne se trouve pas influencée de façon notable et la pente observée est quasi identique pour les températures étudiées.

TABLE IV.1 – Variation de courbure observée lors de la création des premières couches de Zircône Yttriée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrat SAE 1070 pour différents couples température de préchauffe / température de dépôt. Erreur de mesure moyenne : $\pm 0,015 \text{ m}^{-1}$.

Température (°C) Préchauffe / Projection	250 / 250	300 / 250	300 / 300
Courbure $\Delta\mathcal{K}$ (m^{-1})	0,05	0,045	0,085

D’après la littérature, l’évolution de la courbure dans la première zone (1) peut s’expliquer selon deux phénomènes :

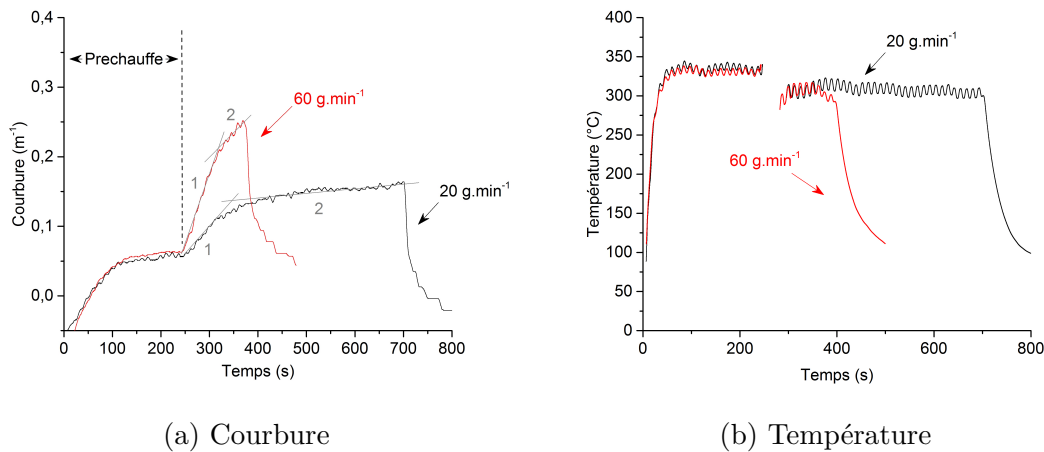
- L’apport d’énergie thermique lors de l’étalement et de la solidification des particules fondues en surface du substrat semble provoquer un échauffement local responsable de cette courbure [24]. Cet échauffement permet une relaxation partielle des contraintes de sablage proches de la surface d’impact [90].
- Le comblement de la rugosité lors de la formation des premières couches par les particules et l’apparition d’un système bi-matériaux mène à la formation de contraintes d’intensité supérieures à la formation des couches suivantes du fait d’une meilleure accroche des particules [17][78].

Une augmentation de température implique une augmentation de l’apport d’énergie thermique. Cette augmentation de température induit donc un échauffement local plus important pouvant expliquer les variations de courbure observées. Afin d’étudier cette hypothèse, nous souhaitons étudier la vitesse de croissance des dépôts.

IV.3.1.3 Etude de la vitesse de croissance

Nous souhaitons maintenant étudier l’influence de la trempe des particules sur la variation de courbure lors de la formation des premières couches. Pour cela, il faut exacerber le phénomène de trempe en augmentant le nombre de particules déposées par seconde tout en maintenant la température du système identique. Le débit de poudre est donc augmenté tout en maintenant un refroidissement suffisant pour conserver une température homogène.

La figure IV.9 montre l’évolution de la courbure d’une éprouvette Almen en fonction du temps pour une température de préchauffe de $325 \text{ }^\circ\text{C}$ et une température de dépôt de $300 \text{ }^\circ\text{C}$ pour deux débits de poudre : 20 et $60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$. Cette augmentation du débit de poudre implique la formation d’un dépôt par couches successives d’épaisseurs plus importantes dans le cas $60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$. En effet, si l’on considère la création des couches comme homogène en épaisseur, un débit de $20 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ conduit à la formation de couches de $3,14 \text{ }\mu\text{m}$ d’épaisseur contre $9 \text{ }\mu\text{m}$ à $60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$. Tripler la quantité de poudre revient à tripler l’épaisseur des passes pour un même laps de temps et donc à tripler l’apport d’énergie thermique.



(a) Courbure

(b) Température

FIGURE IV.9 – Evolution de la courbure en fonction du temps pour une préchauffe à 350 °C suivie d'un dépôt réalisé à 300 °C avec des débits de poudre de 20 et 60 g/min⁻¹. Dépôts de Zircone Yttriée (ZrO₂ - 8% mass. Y₂O₃) sur substrat Almen.

Les résultats de variation de courbure pour ces deux débits de poudre (figure IV.9.a) indiquent un lien entre épaisseur de couche déposée et courbure du matériau, avec une variation de courbure plus importante lorsque le débit de poudre augmente : $\Delta\kappa=0,1\pm0,016$ m⁻¹ pour 20 g.min⁻¹ contre $\Delta\kappa=0,2\pm0,017$ m⁻¹ pour 60 g.min⁻¹.

La figure IV.10.a montre l'évolution de la courbure lors de la phase de création du dépôt en fonction de l'épaisseur du dépôt créé (en supposant une création de dépôt homogène dans le temps). Une pente identique est observée pour les premiers microns de dépôt créés quelque soit le débit de poudre. Une différenciation des pentes est observée entre le cas 60 g.min⁻¹ et 20 g.min⁻¹ quand l'épaisseur déposée dépasse 40 μm.

a) Premières couches de dépôt créées

Un phénomène identique se produit donc lors de la formation des 40 premiers microns et ce, peu importe l'épaisseur des couches de dépôt créées et donc peu importe la vitesse de croissance du dépôt. Dans ces premiers instants, la création d'une interface entre le substrat et le dépôt se réalise et un bi-matériau en résulte. On peut donc supposer que cette épaisseur de 40 μm est une valeur seuil pour laquelle le système bi-matériau est établi et ce, peu importe l'épaisseur des couches créées (pour les conditions étudiées dans ces travaux).

La figure IV.10.b présente l'évolution de la courbure en fonction de l'épaisseur de dépôt créée pour différents couples de température (couples étudiés dans la partie précédente IV.3.1.2). Une évolution identique est observée pour une température de dépôt identique (250 °C) quelque soit la température de préchauffe appliquée. Modifier la température de dépôt influence l'épaisseur de dépôt seuil ou un changement de pente est observé. Ceci signifie que la valeur seuil atteinte par la variation de courbure lors de la formation des première couches est dépendante de la température de dépôt.

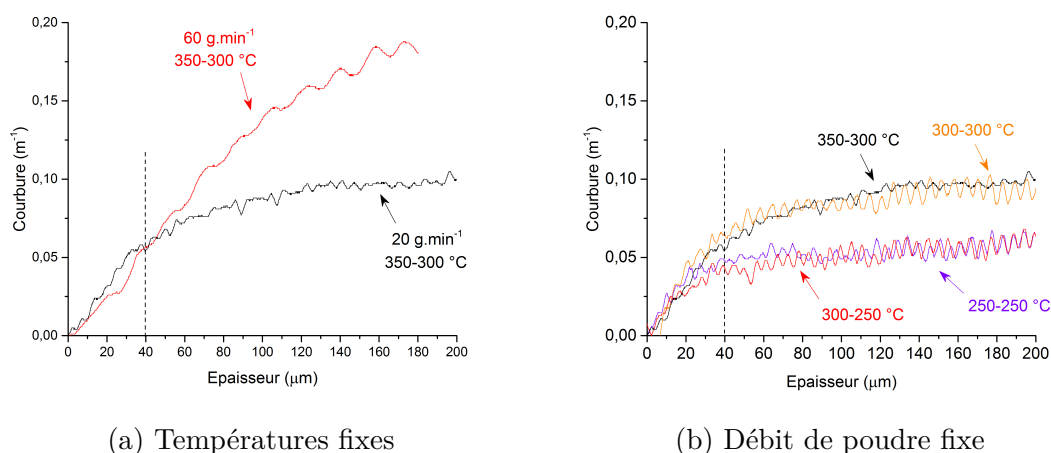


FIGURE IV.10 – Evolution de la courbure en fonction de l'épaisseur de dépôt pour une préchauffe à 350 °C suivie d'un dépôt réalisé à 300 °C avec des débits de poudre de 20 et 60 g/min⁻¹ (a) et pour différents couples de températures pour un débit de poudre de 20 g/min⁻¹(b). Dépôts de Zircone Yttrée (ZrO₂ - 8% mass. Y₂O₃) sur substrat Almen sablés.

Durant les premiers instants de création des premières couches, pour une épaisseur inférieure à 40 μm, et quel que soit le débit de poudre, les particules viennent s'étaler et se solidifier. Les phénomènes pouvant expliquer l'évolution de la courbure lors de ces premiers microns sont :

- La création d'une interface entre les deux matériaux menant à la formation d'un matériau bi-couches dont le module d'Young évolue avec l'épaisseur de dépôt créée.
- Avec le débit de 60 g.min⁻¹ de poudre, l'apport d'énergie est plus conséquent que celui avec le débit de 20 g.min⁻¹, et du fait du contact pratiquement direct entre les particules et le substrat lors de la création des premières couches, l'énergie thermique de ces particules peut diffuser rapidement vers le substrat et un échauffement local du substrat se produit. Cet échauffement va alors influencer les contraintes de sablages proches de la surface [90]. Avec l'augmentation d'épaisseur du dépôt, on peut supposer, qu'au-delà des 40 premiers microns, la résistance de contact thermique devient plus importante et limite cette diffusion de la chaleur vers le substrat.

Afin de vérifier la seconde théorie (un échauffement local du système), les courbes de température de la première zone sont comparées. Du fait de l'émissivité transitoire du matériau dans cette zone et donc de la difficulté d'établir l'émissivité à un instant t (voir partie II.4.1.5 page 93 du chapitre 2), les courbes brutes (avec une émissivité de 1) sont présentées. Les températures brutes sont inférieures aux températures réelles (car l'émissivité des matériaux est inférieure à 1) et la température brute du substrat est nettement plus faible du fait de sa plus faible valeur d'émissivité (de l'ordre de $\epsilon \simeq 0,2$ pour le substrat contre $\epsilon \simeq 0,8$ pour la zircone). L'hypothèse d'un changement d'émissivité du à la modification de la microstructure est ici écartée.

Une évolution identique de la température brute est observée en fonction du temps

(figure IV.11.a), cela signifie que la température du système est majoritairement contrôlée par le flux de gaz chauds de la torche plasma et non par la quantité de particules projetées. Cette affirmation est vérifiée lorsque l'on observe la température en fonction de l'épaisseur (figure IV.11.b) : l'évolution est plus lente dans le cas $60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ car à épaisseur identique de dépôt, le temps d'interaction substrat/torche est plus faible et donc le dépôt est plus froid. Dans notre configuration, le nombre de particules déposées n'est donc pas le facteur dominant de la thermique du système.

Cette expérience permet donc bien d'observer l'effet de la trempe d'un plus grand nombre de particules sans échauffement du système. L'hypothèse d'un effet thermique responsable de la forte variation observée dans la première zone (pour la création des premières couches de dépôt) du fait d'une relaxation des contraintes de sablage proches de la surface n'est donc pas vérifiée. Cependant l'hypothèse n'est pas infirmée, cet effet peut être limité dans son ampleur et le maximum de contraintes pouvant être relaxées par l'apport thermique local des particules est atteint peu importe le nombre de particules impactées.

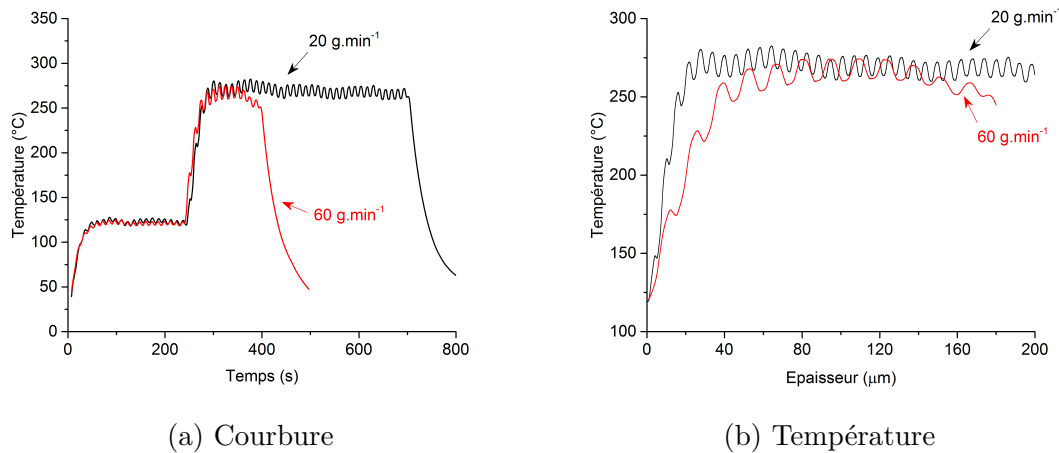


FIGURE IV.11 – Evolutions de la température avec une émissivité $\epsilon=1$ en fonction du temps (a) et de l'épaisseur de dépôt créé (b) pour une préchauffe à $350 \text{ }^\circ\text{C}$ suivie d'un dépôt réalisé à $300 \text{ }^\circ\text{C}$ avec des débits de poudre de 20 et $60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$. Dépôts de Zircone Yttriée ($\text{ZrO}_2 - 8\% \text{ mass. Y}_2\text{O}_3$) sur substrat Almen sablé.

b) Couches suivantes de dépôt créées

Au delà de $40 \text{ } \mu\text{m}$, le cas $60 \text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ présente une variation de courbure plus importante jusqu'à la réalisation du dépôt complet (figure IV.10.a). La solidification d'un plus grand nombre de particules par seconde mène à la formation de couche d'épaisseurs plus importantes dans un laps de temps plus court. A épaisseurs de dépôt identiques, l'évolution des courbures observées (figure IV.9) indiquent donc que construire le dépôt plus rapidement par couches plus épaisses induit des contraintes de trempe plus importantes. Il n'est cependant pas possible de conclure sur le facteur décisif : la vitesse de création des couches ou l'épaisseur des couches créées.

c) Refroidissement du système

La variation de courbure de refroidissement (figure IV.9) est identique dans les deux cas étudiés ($\Delta\mathcal{K}=0,2\pm 0,016\text{ m}^{-1}$). Cependant, du fait d'une courbure plus marquée lors de la création du dépôt, la courbure finale observée est différente entre les deux cas étudiés. Les contraintes en tension créées par la trempe des particules lors de la projection sont donc suffisamment importantes dans le cas $60\text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$ pour induire une courbure résiduelle positive alors que celle-ci est quasi nulle pour le débit $20\text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$.

IV.3.1.4 Conclusion

La création d'une interface dépôt/substrat induit une courbure plus importante en comparaison des couches de dépôt créées par la suite.

La valeur de cette variation de courbure lors de la création des premières couches (jusqu'à $40\text{ }\mu\text{m}$ de dépôt créés) dépend de la température de projection des particules mais non de leur flux. En effet, elle n'est pas dépendante de l'épaisseur des premières couches créées, cela signifie donc que le phénomène de trempe des particules n'est pas le phénomène prépondérant durant cette phase.

L'épaisseur des couches créées est un facteur impactant sur :

- L'amplitude de la variation de courbure du système et donc sur l'intensité des contraintes de trempe.
- La courbure finale du système et donc sur la valeur des contraintes résiduelles dans le dépôt.

La variation de courbure observée dans les premiers instants de la création d'un dépôt n'est pas représentative uniquement des contraintes de trempe des particules mais elle représente aussi la création d'une interface. Afin de comprendre la création de cette interface, nous proposons d'étudier les contraintes résiduelles par trou incrémental (cf. partie IV.3.3 page 146).

Avant cela, l'influence de l'épaisseur de dépôt sera discutée afin de permettre, in fine, une observation globale de l'évolution des contraintes en projection thermique.

IV.3.2 Influence de l'épaisseur du dépôt

Deux épaisseurs sont étudiées : 100 et $400\text{ }\mu\text{m}$ pour un même débit de poudre de $20\text{ g}\cdot\text{min}^{-1}$. Les échantillons ont subi un cycle de préchauffe suivi d'un cycle de dépôts, tous deux à $300\text{ }^\circ\text{C}$. Le refroidissement post projection est réalisé par convection naturelle. Les conditions de projection étant similaires, les courbures (figure IV.12) ont des évolutions quasi identiques, et les deux zones précédemment présentées (figure IV.9) sont à nouveau observées : les premiers microns de dépôt ($40\text{ }\mu\text{m}$) impliquent une courbure plus importante (zone 1) puis à mesure que l'épaisseur augmente, une courbure de pente plus faible et constante (zone 2) se dessine. Cette dernière traduit un apport progressif et additionnel

des contraintes de trempe au fur et à mesure de l'ajout de particules solidifiées.

La première zone ne semble donc pas uniquement le résultat de la trempe des particules et, de ce fait, n'est pas considérée dans le calcul des contraintes de trempe par la suite. Seule la seconde zone est prise en compte dans les calculs des contraintes de trempe afin de considérer uniquement les effets de trempe et éviter de surévaluer les valeurs. Ceci implique donc une sous-évaluation des contraintes de trempe (les contraintes de trempe de la première zone n'étant pas pris en compte) mais évite leur forte sur-évaluation.

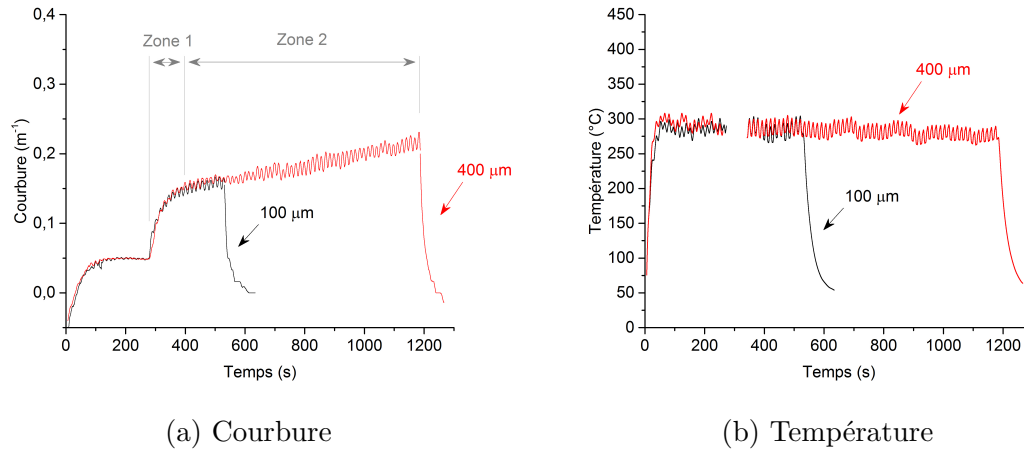


FIGURE IV.12 – Courbure lors des étapes de préchauffe (300 $^{\circ}C$) et de dépôt (300 $^{\circ}C$) de Zircone Yttriée ($ZrO_2 - 8\% \text{ mass. } Y_2O_3$) sur des éprouvettes Almen pour différentes épaisseurs de dépôt : 100 et 400 μm pour un même débit de poudre de 20 $g \cdot \text{min}^{-1}$.

La courbure après refroidissement pour les deux épaisseurs présente un même minimum à température ambiante. Ce minimum est identique à celui d'une préchauffe du substrat sans création de dépôt présenté en figure IV.5 page 134 : le système complet à température ambiante est systématiquement quasi plan (courbure nulle). Cela signifie que les contraintes de trempe générées dans le dépôt ne sont pas suffisamment conséquentes pour induire une courbure au système.

Les calculs des contraintes (équations IV.1) basés sur la courbure sont présentés en tableau IV.2. Les deux parties étudiées (trempe des particules et refroidissement du système) se basent sur deux phénomènes physiques différents, dans le cas où l'un de ces phénomènes est prépondérant, une contrainte résiduelle non nulle peut être obtenue. La contrainte de trempe résulte de la contribution de la trempe individuel de chaque particule lors de la formation du dépôt. Au contraire, le refroidissement est un phénomène global.

L'augmentation de l'épaisseur de dépôt implique un plus grand nombre de particules déposées et donc des contraintes de trempe plus importantes. La contrainte thermique est régie par les coefficients de dilatation des matériaux et est donc théoriquement identique dans les deux cas présentés. Les contraintes résiduelles qui sont la somme des deux contraintes précédentes indiquent une contrainte finale en compression dans le dépôt. Cette contrainte diminue à mesure que le nombre de particules impactées augmente (dépôts plus épais) et donc que les contraintes de trempe générées augmentent.

$$\sigma_Q = \frac{E_s}{6 \cdot (1 - \nu_s)} \cdot \frac{e_s (e_s + \beta^{5/4} e_d)}{e_d} \Delta \kappa_Q \quad \text{avec} \quad \beta = \frac{E_d}{E_s} \cdot \frac{(1 - \nu_s)}{(1 - \nu_d)}$$

$$\sigma_{Th} = \frac{E_d}{1 - \nu_d} \cdot (\alpha_s - \alpha_d) \cdot (T_{dépôt} - T_{amb})$$

$$\sigma_R = \sigma_Q + \sigma_{Th} \quad (IV.1)$$

TABLE IV.2 – Contraintes de trempe, thermiques et résiduelles calculées à partir des données de courbure de dépôts de 100 et 400 μm de Zircane Yttrée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrats Almen.

	$E_{dépôt}$	σ_Q	σ_{Th}	σ_R
100 μm	16 GPa	17 \pm 2 MPa	-71 \pm 4 MPa	-54 \pm 6 MPa
400 μm	21 GPa	70 \pm 4 MPa	-71 \pm 4 MPa	-1 \pm 8 MPa

La mesure des contraintes par trou incrémental (figure IV.13) met en évidence une faible contrainte résiduelle moyenne en compression dans les dépôts de 100 μm (-50 MPa) ce qui est en accord avec les calculs issus de l'étude de la courbure. Les calculs théoriques indiquent dans le cas d'un dépôt de 400 μm une contrainte résiduelle quasi nulle, ce qui est en désaccord avec les mesures par trou incrémental (figure IV.13) où l'on peut voir une contrainte plus en compression que dans le cas d'un dépôt de 100 μm .

L'augmentation d'épaisseur du dépôt semble augmenter les contraintes en compression proche de l'interface. Une différence de 50 MPa est observée à l'interface entre les deux épaisseurs étudiées.

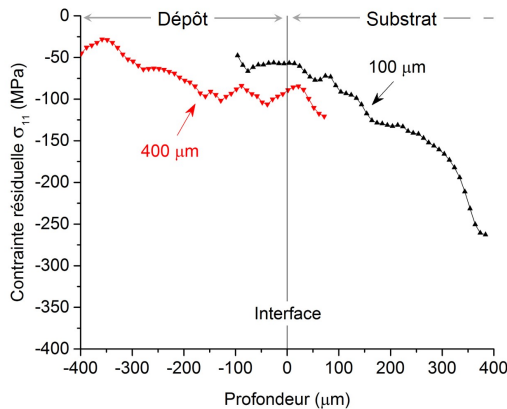


FIGURE IV.13 – Evolution type des contraintes σ_{11} en fonction de la profondeur pour des dépôts de 100 et 400 μm de Zircane Yttrée (ZrO_2 - 8% mass. Y_2O_3) sur substrats Almen. Mesures effectuées par trou incrémental ($E=113$ GPa).

Les contraintes de sablage semblent donc influencer la contrainte résiduelle du dépôt lorsque celui-ci présente une épaisseur suffisamment conséquente. Afin de comprendre plus en détail l'évolution du profil des contraintes, une étude comparative du profil de contraintes après les différentes étapes de la projection thermique est réalisée.

IV.3.3 Etude des profils de contraintes

Le pic de contrainte proche de la surface ($50 \mu\text{m}$) (figure IV.14) observé après sablage et préchauffe disparaît après création d'un dépôt. L'apport thermique des particules impactantes semble permettre l'élimination des contraintes surfaciques. Ceci peut expliquer la forte variation de courbure observée dans les premiers instants de la création du dépôt[90].

L'épaisseur de dépôt influence la répartition des contraintes dans le système complet avec une augmentation des valeurs en compression à l'interface (figure IV.14). Un dépôt de $100 \mu\text{m}$ présente une plus faible contrainte moyenne. Les calculs basés sur la mesure de courbure d'un échantillon semblent plus précis pour de faibles épaisseurs de dépôt et restent valides tant que les contraintes internes au substrat dues au sablage n'interfèrent pas. A mesure que l'épaisseur augmente, une augmentation des contraintes en compression à l'interface est observée du fait du glissement progressif de ces contraintes de sablage vers l'interface.

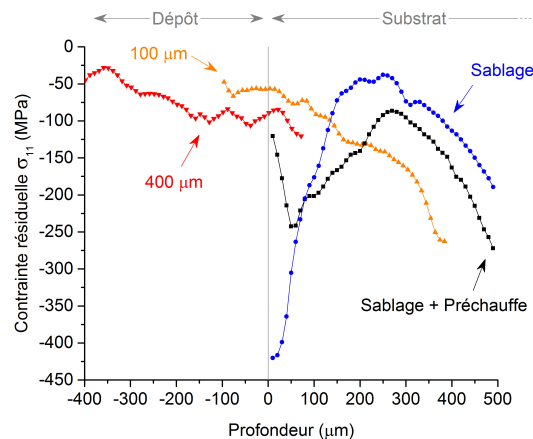


FIGURE IV.14 – Evolution type des contraintes σ_{11} en fonction de la profondeur pour des substrats sablés, sablés et préchauffés, avec un dépôts de 100 et $400 \mu\text{m}$ de Zircone Yttrée ($\text{ZrO}_2 - 8\% \text{ mass. Y}_2\text{O}_3$). Mesures effectuées par trou incrémental ($E=113 \text{ GPa}$).

IV.3.4 Conclusion

L'étude de la création d'un dépôt dans une configuration en rotation a permis de mettre en évidence les points suivants :

- La température de préchauffe influence la courbure du substrat en diminuant la contrainte surfacique induite par le procédé de sablage.
- La création des premières couches engendre une courbure plus importante que les

couches suivantes. Cette variation n'est pas induite par les contraintes issues de la trempe des particules : l'apport thermique local de ces particules semble cependant modifier de nouveau le profil des contraintes de sablage en éliminant le pic de rugosité sous-jacent à la surface du substrat.

- Le profil de contraintes du dépôt se voit influencé par les contraintes résiduelles du procédé de sablage lorsque l'épaisseur de dépôt est suffisamment importante.

L'étude des étapes clés de la projection thermique : sablage, préchauffe, création du dépôt et refroidissement a permis d'observer les variations de courbure associées à différents paramètres : température, débit de poudre (et donc l'épaisseur des passes créées) et épaisseur totale du dépôt. La figure IV.15 résume ces différentes influences.

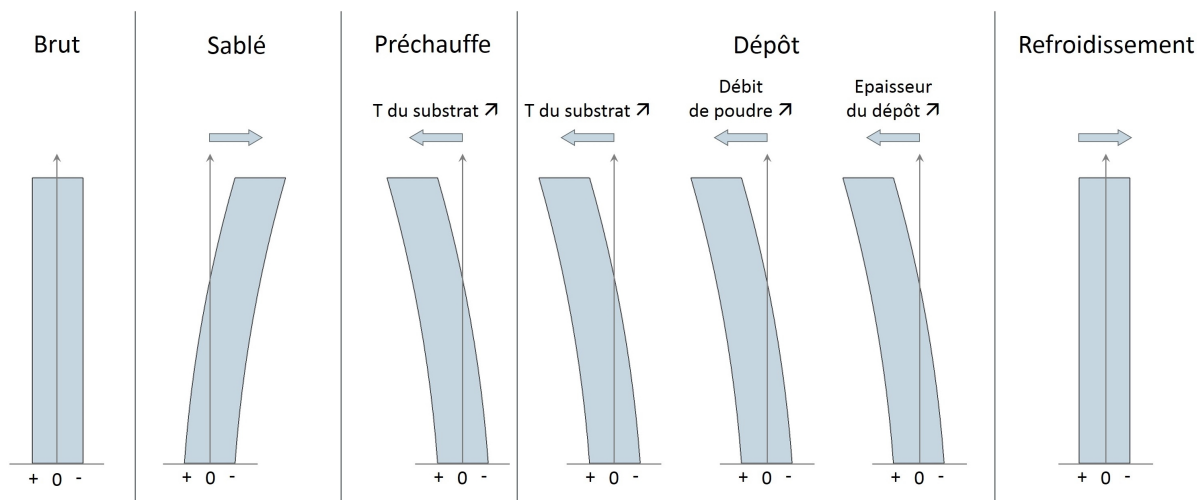


FIGURE IV.15 – Sens d'évolution et courbure finale de l'éprouvette pour une configuration en rotation selon différents paramètres.

Nous souhaitons maintenant proposer une étude comparative de cette cinématique (en rotation) avec une autre cinématique emblématique de la projection thermique : la cinématique XY (voir figure IV.1 page 131).

IV.4 Impact de la cinématique sur les contraintes résiduelles

Les deux cinématiques comparées pour cette étude sont présentées en partie IV.1 page 131, les paramètres de projection appliqués permettent de limiter au maximum les variations de températures de la cible tout en conservant des vitesses de construction des dépôts quasi identiques : $63,1 \mu\text{m.s}^{-1}$ et $66,5 \mu\text{m.s}^{-1}$.

Analysons tout d'abord les temps caractéristiques de la projection à la fois de préchauffe et de projection : la configuration XY nécessite des temps de mise en œuvre (préchauffe + dépôt) de $125 + 100$ secondes alors que la configuration en rotation nécessite $250 + 395$ secondes en moyenne.

Le mode de construction du dépôt est donc différent et la vitesse d'éclairement de la torche en surface du substrat est plus importante dans une configuration en rotation : $1,9 \text{ m.s}^{-1}$ contre $0,2 \text{ m.s}^{-1}$ dans la configuration XY.

Cependant, si l'on calcule le temps d'interaction torche/substrat total lors de la phase de dépôt, les éprouvettes sont en interaction avec le jet de plasma pendant $12,6 \text{ s}$ dans une configuration XY et $13,3 \text{ s}$ une configuration en rotation. Le dépôt est construit par couches d'épaisseurs plus faibles dans le cas en rotation. La figure IV.16 met en image ce phénomène : des temps d'interaction plus faibles sont observés pour la configuration en rotation pour un interval de temps donné. Les vitesses de croissance des dépôts sont donc identiques mais le procédé de création est différent.

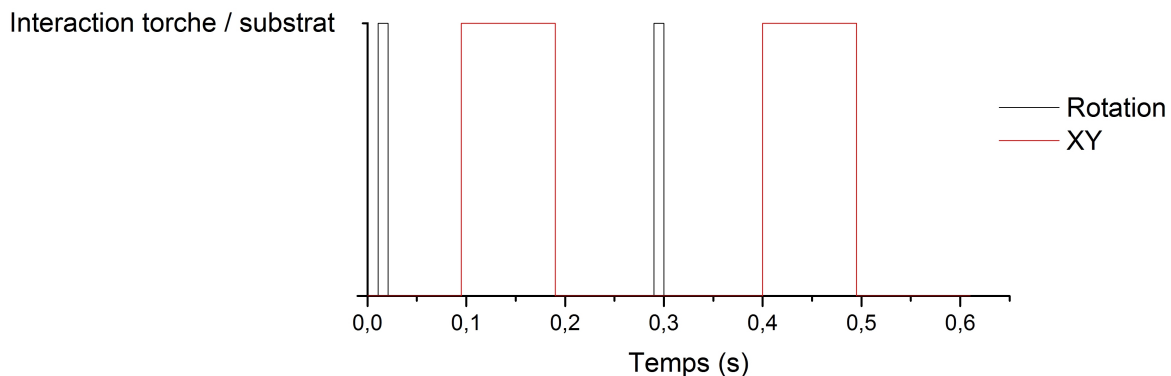


FIGURE IV.16 – Temps d'interaction substrat/torche pour deux interactions consécutives dans le cas des configurations XY et en rotation dans un interval de temps donné.

IV.4.1 Microstructures

Le comparatif des deux cinématiques est réalisé pour des dépôts de $200 \mu\text{m}$ construits avec des températures de préchauffe de $\sim 400 \text{ }^\circ\text{C}$ et de projection de $300 \text{ }^\circ\text{C}$. La température de préchauffe est supérieure à la température de dépôt afin de limiter la forte variation de courbure observée dans la partie précédente de cette étude pour le cas en rotation. Les

mêmes températures sont appliquées dans le cas XY afin d'observer les disparités entre les deux configurations.

Les micrographies MEB réalisées sur des dépôts en coupe (figure IV.17) permettent de mettre en évidence la présence de fissures interlamellaires dans le cas d'une configuration XY. Ces fissures sont engendrées par une accumulation de contraintes trop importantes dans une zone du dépôt [118] et vont engendrer une relaxation de contraintes lors de la création du dépôt. La courbure ainsi mesurée s'en trouve impactée et sous-représente les contraintes de trempe créées.

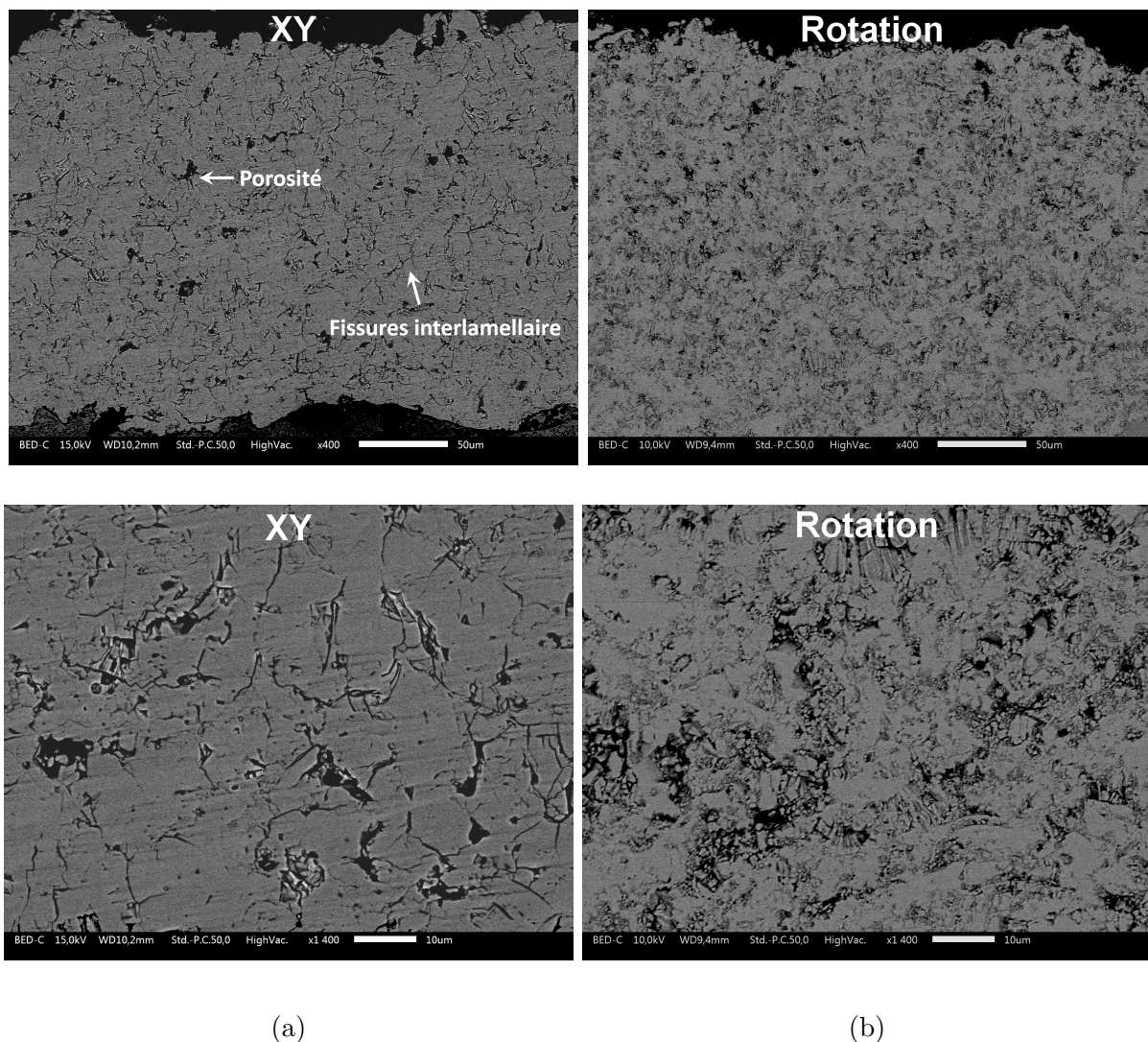


FIGURE IV.17 – Images MEB de la coupe transversale des dépôts pour les deux configurations étudiées : XY (a) et rotation (b).

IV.4.2 Mesures en ligne

La figure IV.18 met en image l'évolution de la courbure des échantillons, nous analysons l'évolution de la courbure et de la température pour les trois phases :

a) Préchauffe

Le temps de préchauffe est établi dans chaque cas afin de stabiliser la température et la courbure : ces temps sont établis à 125 s en configuration XY et 250 s en rotation.

Une plus faible asymptotique de la courbure lors du préchauffage est observée dans la configuration XY du fait d'une température de préchauffe plus faible que dans le cas rotatif (375 contre 425 °C). La préchauffe est réalisée à plus haute température que la phase de dépôt afin de limiter l'effet de l'apport thermique des particules lors de la réalisation des premières couches comme observé en figure IV.4 page 133. Ceci implique une courbure plus importante lors de la préchauffe et une diminution de la courbure dans les premiers instants de la création du dépôt du fait de la diminution de température.

b) Construction du dépôt

La génération de contraintes lors de la formation du dépôt dans la configuration en rotation se réalise dans un intervalle de temps beaucoup plus important (4 fois) et permet un très faible apport de contraintes de trempe (tableau IV.3).

Dans les premiers instants, une inflexion de courbure est observée du fait de la diminution de la température : la génération de contraintes des premières couches ne suffit pas à compenser la déflexion due au refroidissement. Par la suite, une faible pente est observée ($\Delta\kappa=0,028\pm 0,016 \text{ m}^{-1}$) synonyme de la création progressive de contraintes de trempe.

A l'inverse, une variation de courbure positive est observée lors de la formation du dépôt en configuration XY dès les premières couches et traduit la formation de contraintes de trempe plus importantes (tableau IV.3).

La variation de courbure plus marquée dans le cas XY rappelle l'évolution observée pour un débit de 60 g/min^{-1} dans la partie précédente (IV.3.1.3 page 139). L'épaisseur des couches déposées et de facto, la vitesse de construction du dépôt semble donc être un facteur prépondérant pour la variation de courbure quelque soit la cinématique.

c) Refroidissement

Au cours du refroidissement, la courbure se fait suivant la différence des coefficients de dilatation des matériaux. Le substrat métallique possède un coefficient de dilatation supérieur au dépôt céramique et la contrainte résultante dans le dépôt est en compression.

Le refroidissement post-dépôt (figure IV.18) révèle une courbure finale plus importante dans le cas XY (tout comme le cas 60 g/min^{-1}) du fait de l'existence de contraintes de trempe plus élevées préexistantes venant en opposition aux contraintes thermiques.

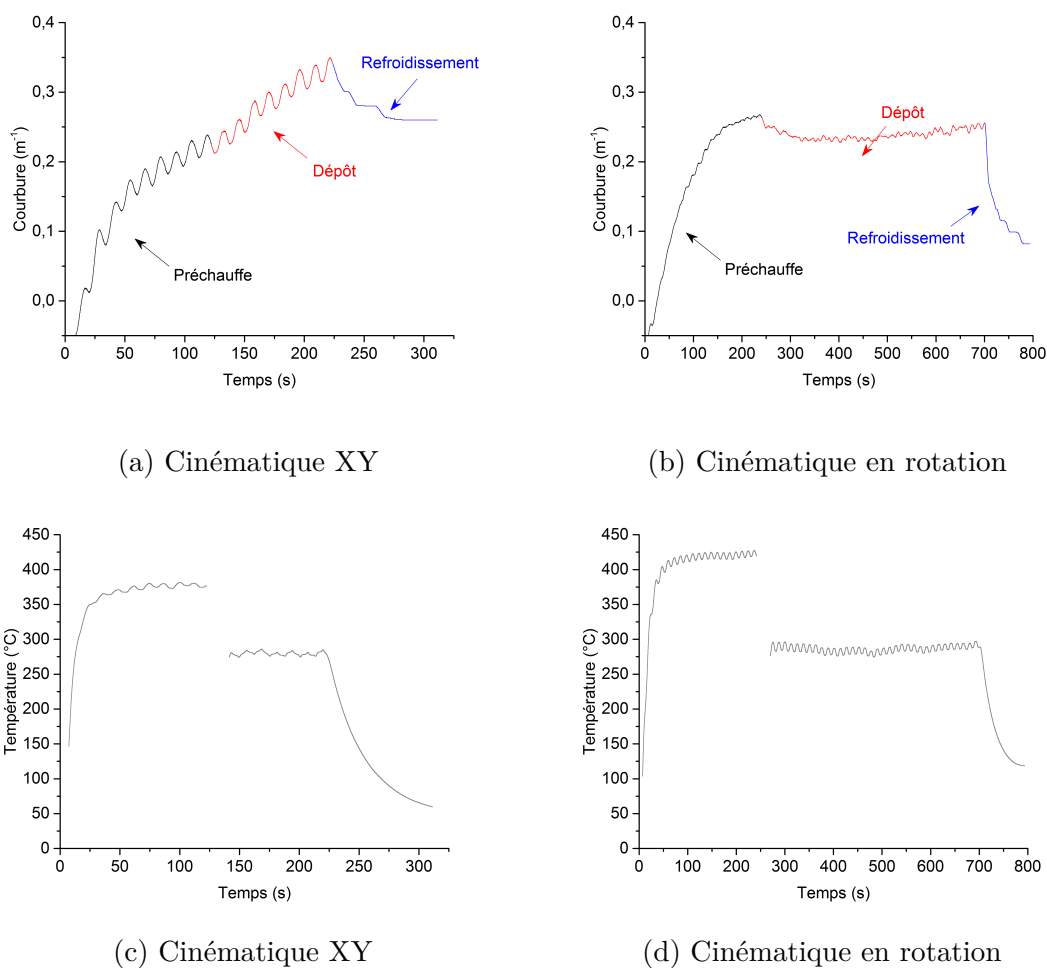


FIGURE IV.18 – Courbures d'éprouvettes Almen pour deux cinématiques différentes : XY (a) et rotation (b) à températures de préchauffe avoisinant 400 °C et température de dépôt de 300 °C. Les épaisseurs finales sont dans les deux cas de 200 μm .

TABLE IV.3 – Contraintes calculées par la méthode de mesure de la courbure pour la réalisation de dépôts de 200 μm réalisés à une température de 300 °C selon deux configurations : XY et rotation.

	$E_{\text{dépôt}}$	σ_Q	σ_{Th}	σ_R
XY	41 GPa	51 \pm 3 MPa	-83 \pm 4 MPa	-32 \pm 7 MPa
Rotation	19 GPa	10 \pm 2 MPa	-83 \pm 4 MPa	-73 \pm 6 MPa

Les calculs de la contrainte résiduelle moyenne des dépôts mettent en évidence l'influence du procédé de projection sur les contraintes de trempe et donc sur la contrainte résiduelle. Afin de confirmer cette observation, des mesures par trou incrémental ont été réalisées.

IV.4.3 Mesures post projection

Une étude du profil des contraintes résiduelles par trou incrémental sur les mêmes échantillons que la partie précédente (XY et rotation, figure IV.19.a) met en évidence les points suivants :

- Les valeurs obtenues par méthode de la courbure sont en accord avec les données expérimentales obtenues par trou incrémental, le dépôt présente un profil de contraintes en compression plus faible pour la cinématique XY.
- Une divergence des profils est observée dans le substrat à partir d'une profondeur de 100 μm . Cependant, il n'est pas possible de conclure sur la différence observée le temps de traitement thermique étant faible [119] en comparaison du temps nécessaire pour un recuit, aucune différence notable ne devrait apparaître.
- Les profils mesurés en configuration XY par Mellali dans ses travaux de thèse [24] ont un profil de contrainte identique à ceux mesurés pour une cinématique en XY (avec des conditions et matériaux de projection différents) et un sablage identique (figure IV.19.b).

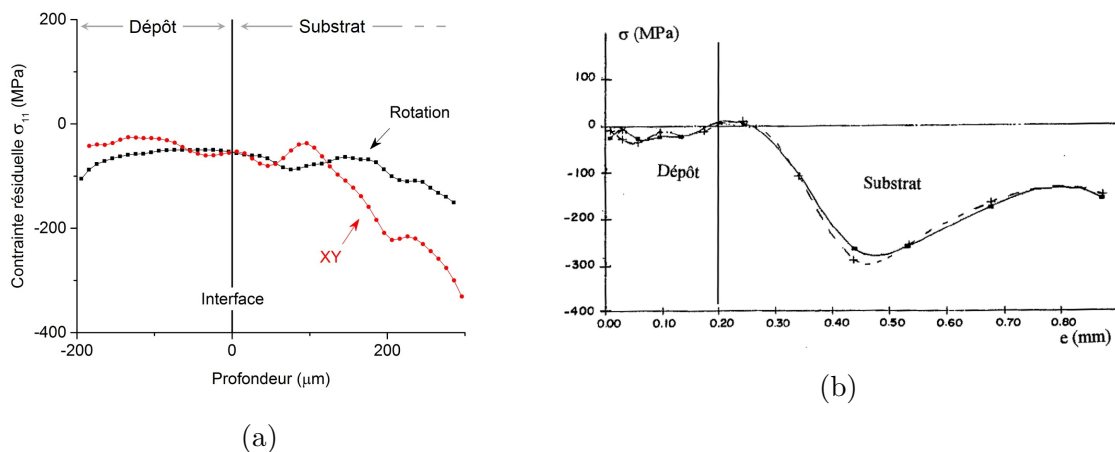


FIGURE IV.19 – (a) Profils de contraintes σ_{11} type obtenus par trou incrémental pour des dépôts de 200 μm de Zircone Yttrée ($\text{ZrO}_2 - 8\% \text{ mass. Y}_2\text{O}_3$) sur substrat Almen. (b) Profils de contraintes σ_{11} type obtenus par DRX pour des dépôts de 200 μm d'alumine sur substrat en fonte FT25 pour une cinématique en rotation [24]. Mesures effectuées par trou incrémental ($E=113 \text{ GPa}$).

Une configuration en rotation permet une construction plus lente du dépôt et un apport plus faible de contraintes de trempe. Ceci permet : de séparer les contributions de chacun des phénomènes (ce qui ne peut pas forcément être réalisé dans le cas XY où les phénomènes apparaissent fortement exacerbés) et d'obtenir un dépôt final avec des contraintes en compression plus importantes.

Conclusions

La réalisation d'une préchauffe du substrat par la torche plasma permet une réduction des contraintes surfaciques en compression induites par le procédé de sablage mais ne permet pas l'élimination des contraintes sous-jacentes à la surface où un maximum de contrainte en compression de l'ordre de -250 MPa subsiste. L'étape de construction du dépôt n'est donc pas réalisée sur un substrat exempt de contraintes.

L'étude de la phase de dépôt dans une configuration en rotation a permis de mettre en évidence une double influence lors de la création des premières couches :

- Un échauffement local due à l'apport thermique des particules dans les premiers instants de la réalisation du dépôt qui induit une courbure marquée synonyme de l'élimination du pic de contraintes de -250 MPa mentionné précédemment. La variation de courbure lors des premiers instants de la création du dépôt doit donc être dissociée des contraintes de trempe.
- La création d'une interface entre les deux matériaux où la rugosité du substrat va induire une accroche mécanique des particules améliorée et des contraintes de trempe plus importantes.

Ensuite, dans un second temps, la trempe des particules formant graduellement le dépôt va se traduire par une courbure de pente plus faible et un apport progressif des contraintes de trempe.

Les études présentées dans ce chapitre ont permis de mettre en évidence les différences entre deux cinématiques, une linéaire et la seconde en rotation. Pour une épaisseur et une vitesse de dépôt identique, les temps plus longs mis en jeu dans la configuration en rotation permettent un apport de contraintes de trempe moindre et une contrainte résiduelle en compression de plus forte intensité. L'étude par trou incrémental révèle une faible disparité entre les deux configurations avec une influence majeure de la contrainte de sablage.

Les équations employées dans une configuration XY afin de déterminer les contraintes liées à la formation d'un dépôt et à son refroidissement par projection thermique semblent donc s'appliquer dans un cas d'étude en rotation, cependant certains facteurs doivent être pris en compte : l'état de contrainte induit par sablage et l'épaisseur de dépôt réalisée. A mesure que ces deux facteurs augmentent, une dérive est observée et les calculs deviennent erronés principalement au niveau de l'interface.

Conclusions générales et perspectives

Conclusions générales

Ce travail a été consacré à l'étude de la création et de l'évolution des contraintes à chaque étape clef de la réalisation d'un dépôt de zircone yttrée ($ZrO_2 - 8\% Y_2O_3$) sur substrats Almen (SAE 1070). Pour réaliser des dépôts plasma, une préparation de surface du substrat est généralement réalisée par le procédé de sablage, la texture obtenue permet une meilleure accroche des particules lors de leur solidification en surface du substrat.

Une étude bibliographique met en évidence le faible nombre d'études consacrées aux contraintes mécaniques induites par le procédé de sablage et de leur influence sur le profil des contraintes résiduelles après création du dépôt. La plupart des études des contraintes induites par projection thermique proposées dans la littérature assument un état de contraintes nulles après préchauffe du substrat, la relaxation des contraintes de sablage par l'effet thermique étant supposée. A ce constat, s'ajoute l'étude de l'influence de la cinématique de projection sur les propriétés du dépôt créé. A notre connaissance, aucun travail de recherche ne propose d'étude sur la mesure in-situ des contraintes pour une cinématique en rotation.

Afin d'apporter des éléments de réponses aux lacunes bibliographiques, ce travail s'est construit selon deux objectifs : un objectif numérique, qui porte sur la création d'un modèle de simulation du procédé de sablage capable de retransmettre à la fois la texture de surface et les champs de contraintes mécaniques engendrés par le procédé ; et un objectif expérimental, qui porte sur l'étude des contraintes générées par le procédé de projection plasma dans une configuration en rotation.

Pour répondre au premier objectif : la création d'un modèle de simulation du procédé de sablage capable de retransmettre à la fois la texture de surface et les champs de contraintes mécaniques engendré par le procédé, trois étapes ont été effectuées :

1. Les constantes de la loi de plasticité de Johnson-Cook du substrat (SAE 1070) ont été déterminés par une comparaison entre données expérimentales et modèle de calcul dans le cas d'un impact d'une bille métallique sphérique de grand diamètre :

A	B	n	C	ϵ
1344	1050	0,532	0,17	0,083

2. Un second modèle consacré au grenailage et utilisant la loi de plasticité préalablement établie ou la loi isotrope a été comparé aux données bibliographiques afin d'observer la capacité du modèle à retranscrire la contrainte induite par la texturation de surface résultante du procédé de grenailage. Le modèle présente de forte divergence avec les données bibliographiques et ne permet pas dans l'état actuel de retranscrire les contraintes avec la loi de Johnson-Cook, mais permet l'obtention de profils cohérents avec la loi isotrope.
3. Un dernier modèle consacré au procédé de sablage a finalement été mis en œuvre. Le double objectif de ce modèle est l'obtention d'une surface dont la texture et le profil des contraintes dans l'épaisseur sont fidèles aux données expérimentales. Le modèle dans son état actuel permet l'obtention d'une rugosité proche des données expérimentales mais, tout comme dans le second modèle, de fortes divergences sur le profil des contraintes en profondeur sont observées. Le modèle thermomécanique choisi peut être mis en cause dans ce cas.

Pour répondre au second objectif (expérimental) : l'étude par la mesure in-situ des contraintes pour une cinématique en rotation, une étude pas à pas des différentes étapes menant à la création d'un dépôt a été réalisée. Pour cela, un dispositif de mesure de courbure in-situ dans une configuration en rotation a été mis au point. Ce dispositif électronique est en interaction avec le milieu plasma et donc avec des influences thermiques et la compatibilité électromagnétique du milieu. Un tel environnement a nécessité le choix de composants électroniques viables dans ce milieu et protégés dans une enceinte thermiquement stable.

Le profil de contraintes dans l'épaisseur obtenu par sablage présente une forte contrainte en compression capable d'induire une courbure du substrat. La préchauffe réalisée avant projection permet une relaxation partielle des contraintes surfaciques mais le profil sous-jacent à la surface n'est que faiblement relaxé. L'hypothèse d'un substrat sans contraintes avant création du dépôt adoptée dans la littérature n'est donc pas avérée dans notre cas d'étude. Une courbure nulle est observée pour un substrat préchauffé puis refroidi du fait de l'élimination des contraintes surfaciques.

Les équations empiriques liant variation de courbure et contraintes générées établies pour des cinématiques plan XY sont utilisables pour une cinématique en rotation si l'on fait abstraction de la forte variation de courbure des premières couches du dépôt. Elles restent valables pour de faibles épaisseurs de dépôt (centaine de microns), c'est à dire tant que la contrainte de sablage n'interfère pas avec le dépôt. En effet, le profil de contrainte induit par sablage tend à se déplacer dans le système à mesure que l'épaisseur de dépôt augmente menant à une contrainte à l'interface de plus en plus en compression.

La création des premières couches induit une variation de courbure plus importante que les couches suivantes, la cinématique en rotation permet la création de couches d'épaisseur plus faibles qu'un cas plan XY ce qui permet l'analyse de la variation de courbure dans ces premiers instants. Leur étude met en évidence l'impact de deux phénomènes : un échauffement due au transfert thermique des particules lors de leur refroidissement en surface du substrat et la création de contraintes de trempe due à leur refroidissement

rapide. Le phénomène d'échauffement fortement influent dans les premiers instants tend à diminuer son influence à mesure qu'un nouvel équilibre thermique est atteint ce qui permet aux contraintes de trempe de s'imposer progressivement comme facteur influent majeur de la variation de courbure.

Les résultats obtenus au cours de cette étude ont permis une meilleure compréhension de l'influence des étapes clés de la projection thermique sur la génération des contraintes. Ainsi le procédé de sablage souvent négligé apparaît comme crucial à mesure que le dépôt croît en épaisseur.

Perspectives

Du fait de l'aspect double modélisation/expérimental de la thèse, les perspectives seront divisées en deux catégories :

Aspect numérique

Le code Python reste simple et peut être amélioré :

- l'étude du procédé de sablage indique que la vitesse des projectiles est variable ce qui n'est pas le cas actuellement dans le code. Une vitesse uniforme peut engendrer une texturation de surface plus homogène qu'en réalité.
- bien qu'aléatoire, les projectiles restent orientés dans une direction ; l'impact en surface du substrat se réalise donc avec la même face du projectile modélisé, ajouter une orientation aléatoire dans le code favoriserait, à l'image de la réalité, une texturation plus hétérogène.

La non prise en compte des effets de fracturation des grains est aussi une limite au modèle, ce phénomène nécessite une consommation d'énergie potentielle du système non négligeable qui n'est alors pas allouée à la déformation du substrat. L'arrachement de matière répond au même principe.

A terme ce modèle peut s'implémenter dans un système plus vaste de modélisation de dépôts créés par projection thermique en proposant un substrat précontraint par sablage ce qui permet un résultat in-fine plus proche des données expérimentales.

Aspect expérimental

L'étude proposée se limite à un matériau pour le substrat et un matériau pour le dépôt, diversifier les matériaux et étudier les différences de variation de courbure et de contraintes pour des paramètres de sablage et de projection identiques ainsi que des épaisseurs plus importantes permettrait d'apporter des éléments de réponse supplémentaires.

Le cas d'étude proposé dans ces travaux se limite à une rugosité sélectionnée pour améliorer l'accroche des particules sur le substrat, changer les différentes vitesses de grains et donc les rugosités associées peut apporter des éléments de réponse sur la contrainte seuil de délamination d'un dépôt.

Dans l'état actuel de ces travaux de thèse, il est impossible d'établir le pourcentage de prédominance des deux effets (thermique et trempe) observés pour la création des premières couches ; dans cet objectif, de nouvelles associations de température de préchauffe et de projection sont nécessaires.

L'étude de l'influence de la cinématique avec une étude de l'influence du pas, de la vitesse de dépôt et du débit de poudre peuvent être envisagés.

Bibliographie

- [1] AWS Committee on Thermal Spraying. Spraying thermal : Practice, theory and applications. *American Welding Society*, 1985.
- [2] VV Sobolev, JM Guilemany, J Nutting, and S Joshi. *High velocity oxy-fuel spraying : theory, structure-property relationships and applications*. Maney London, 2004.
- [3] PA Sørensen, S Kiil, K Dam-Johansen, and CE Weinell. Anticorrosive coatings : a review. *Journal of Coatings Technology and Research*, 6(2) :135–176, 2009.
- [4] K Murakami and M Shimada. Development of thermal spray coatings with corrosion protection and antifouling properties. In *Thermal Spray 2009 : Proceedings of the International Thermal Spray Conference (eds.) BR Marple, MM Hyland, Y.-C. Lau, C.-J. Li, RS Lima, G. Montavon (pub.) ASM Int. Materials Park, OH, USA*, pages 1041–1044, 2009.
- [5] VK Kadyrov and OI Get'man. High-velocity flame spraying of powder aluminum protective coatings. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 40(3-4) :121–126, 2001.
- [6] A Feuerstein, J Knapp, T Taylor, A Ashary, A Bolcavage, and N Hitchman. Technical and economical aspects of current thermal barrier coating systems for gas turbine engines by thermal spray and ebpdv : a review. *Journal of Thermal Spray Technology*, 17(2) :199–213, 2008.
- [7] R Vaßen, MO Jarligo, T Steinke, DE Mack, and D Stöver. Overview on advanced thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, 205(4) :938–942, 2010.
- [8] T Sahraoui, NE Fenineche, G Montavon, and C Coddet. Alternative to chromium : characteristics and wear behavior of hvof coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty). *Journal of Materials Processing Technology*, 152(1) :43–55, 2004.
- [9] MH Sohi and F Ghadami. Comparative tribological study of air plasma sprayed wc-12% co coating versus conventional hard chromium electrodeposit. *Tribology International*, 43(5-6) :882–886, 2010.
- [10] Y Yang, N Oh, Y Liu, W Chen, S Oh, M Appleford, S Kim, K Kim, S Park, J Bumgardner, et al. Enhancing osseointegration using surface-modified titanium implants. *JOM*, 58(7) :71–76, 2006.

-
- [11] JL Ong, M Appleford, S Oh, Y Yang, WH Chen, JD Bumgardner, and WO Haggard. The characterization and development of bioactive hydroxyapatite coatings. *Jom*, 58(7) :67–69, 2006.
- [12] A Lekatou, E Regoutas, and AE Karantzalis. Corrosion behaviour of cermet-based coatings with a bond coat in 0.5 m h2so4. *Corrosion Science*, 50(12) :3389–3400, 2008.
- [13] L Pawlowski. *The science and engineering of thermal spray coatings*. John Wiley & Sons, 2008.
- [14] S Beauvais, V Guipont, M Jeandin, D Juve, D Treheux, A Robisson, and R Saenger. Influence of defect orientation on electrical insulating properties of plasma-sprayed alumina coatings. *Journal of electroceramics*, 15(1) :65–74, 2005.
- [15] A Geibel, L Froyen, L Delaey, and KU Leuven. Plasma spray forming : An alternate route for manufacturing free-standing components. *Journal of Thermal Spray Technology*, 5(4) :419–430, 1996.
- [16] S Shi and JY Hwang. Plasma spray fabrication of near-net-shape ceramic objects. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2(02) :145, 2003.
- [17] S Kuroda, T Fukushima, and S Kitahara. Generation mechanisms of residual stresses in plasma-sprayed coatings. *Vacuum*, 41(4-6) :1297–1299, 1990.
- [18] SC Gill and TW Clyne. Investigation of residual stress generation during thermal spraying by continuous curvature measurement. *Thin solid films*, 250(1-2) :172–180, 1994.
- [19] P Fuzet. *Etude expérimentale de l’ablation de matériaux composites sous impacts d’alumine liquide, modélisation et développement d’un moyen d’essai*. Phd thesis, Université de Limoges, 2011.
- [20] A Vardelle, C Moreau, and P Fauchais. The dynamics of deposit formation in thermal-spray processes. *Mrs Bulletin*, 25(7) :32–37, 2000.
- [21] G Simon. *Etude expérimentale de l’impact et de la solidification de gouttes céramiques et métalliques de tailles micrométrique et millimétrique sur différents types de substrats : Compréhension du mécanisme de formation des dépôts par projection thermique*. PhD thesis, Université de Limoges, 2010.
- [22] R Vert. *Elaboration par projection plasma d’un revêtement céramique sur un substrat métallique mince et de faible rugosité : usage d’une sous-couche d’adhérence nanostructurée*. Phd thesis, Université de Limoges, 2011.
- [23] P Fauchais, JV Heberlein, and MI Boulos. *Thermal spray fundamentals : from powder to part*. Springer New York, 2014.
- [24] M Mellali. *Influence de la rugosité et de la température de surface du substrat sur l’adhérence et les contraintes résiduelles au sein de dépôts d’alumine projetés par plasma*. PhD thesis, Limoges, 1994.

- [25] JF Bisson, B Gauthier, and C Moreau. Effect of plasma fluctuations on in-flight particle parameters. *Journal of thermal spray technology*, 12(1) :38–43, 2003.
- [26] E Noguès-Delbos. *Densification de dépôts de zircone yttrée projetés par plasma d’arc Ar-H₂ et N₂-H₂ pour leur utilisation dans l’industrie des semi-conducteurs*. PhD thesis, Université de Limoges, 2007.
- [27] M Vardelle. *Etude expérimentale des transferts de chaleurs, de quantité, de mouvement et de masse entre un plasma d’arc à la pression atmosphérique et des particules solides*. PhD thesis, 1987.
- [28] P Fauchais, M Vardelle, A Vardelle, and S Goutier. What do we know, what are the current limitations of suspension plasma spraying? *Journal of Thermal Spray Technology*, 24(7) :1120–1129, 2015.
- [29] S Chandra and P Fauchais. Formation of solid splats during thermal spray deposition. *Journal of Thermal Spray Technology*, 18(2) :148–180, 2009.
- [30] MP Planche, R Bolot, and C Coddet. In-flight characteristics of plasma sprayed alumina particles : measurements, modeling, and comparison. *Journal of thermal spray technology*, 12(1) :101–111, 2003.
- [31] J Badreddine. *Modélisation du grenailage ultrason pour des pièces à géométrie complexe*. PhD thesis, Troyes, 2014.
- [32] M Youssef. Simulation active du procédé du grenailage de précontrainte contrôlé. *S05 (Renc. I/R) Etude de l’impact et du choc des structures avec applications concernant les situations accidentelles (crash, impact, explosion)*, 2015.
- [33] <http://fracademic.com/dic.nsf/frwiki/731890>. 2019.
- [34] P Renaud. *Modélisation numérique du grenailage des pièces initialement cémentées ou carbonitrurées*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure d’arts et métiers-ENSAM, 2011.
- [35] H Wohlfahrt. The influence of peening conditions on the resulting distribution of residual stress. In *Proceedings of the Second International Conference on Shot Peening*, pages 316–331, 1984.
- [36] HY Miao. *Numerical and theoretical study of shot peening and stress peen forming process*. PhD thesis, École Polytechnique de Montréal, 2010.
- [37] J BARRALIS, L CASTEX, and G MAEDER. Précontraintes et traitements superficiels. *Techniques de l’ingénieur. Matériaux métalliques*, (M1180) :M1180–1, 1999.
- [38] D Gallitelli, V Boyer, M Gelineau, Y Colaitis, E Rouhaud, D Retraint, R Kubler, M Desvignes, and L Barrallier. Simulation of shot peening : From process parameters to residual stress fields in a structure. *Comptes Rendus de Mécanique*, 344(4-5) :355–374, 2016.

-
- [39] K Schiffner and C Droste. Simulation of residual stresses by shot peening. *Computers & structures*, 72(1-3) :329–340, 1999.
- [40] P Sanjurjo, C Rodriguez, I Penuelas, TE García, and FJ Belzunce. Influence of the target material constitutive model on the numerical simulation of a shot peening process. *Surface and Coatings Technology*, 258 :822–831, 2014.
- [41] SA Meguid, G Shagal, and JC Stranart. 3D FE analysis of peening of strain-rate sensitive materials using multiple impingement model. *International Journal of Impact Engineering*, 27(2) :119–134, 2002.
- [42] SM Hassani-Gangaraj, M Guagliano, and GH Farrahi. Finite element simulation of shot peening coverage with the special attention on surface nanocrystallization. *Procedia Engineering*, 10 :2464–2471, 2011.
- [43] T Kim, H Lee, S Jung, and JH Lee. A 3D FE model with plastic shot for evaluation of equi-biaxial peening residual stress due to multi-impacts. *Surface and Coatings Technology*, 206(13) :3125–3136, 2012.
- [44] J Zhang, S Lu, Z Zhou, T Wu, and G Xu. Modeling of multiple shots for analyzing shot peening controlled parameters on formed curvature radius. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 93(5-8) :1867–1876, 2017.
- [45] A Gariépy, S Larose, C Perron, and M Lévesque. Shot peening and peen forming finite element modelling—towards a quantitative method. *International Journal of Solids and Structures*, 48(20) :2859–2877, 2011.
- [46] Z Chen, F Yang, and SA Meguid. Realistic finite element simulations of arc-height development in shot-peened almen strips. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 136(4) :041002, 2014.
- [47] T Kim, H Lee, M Kim, and S Jung. A 3D FE model for evaluation of peening residual stress under angled multi-shot impacts. *Surface and Coatings Technology*, 206(19-20) :3981–3988, 2012.
- [48] S Bagherifard, R Ghelichi, and M Guagliano. A numerical model of severe shot peening (ssp) to predict the generation of a nanostructured surface layer of material. *Surface and Coatings Technology*, 204(24) :4081–4090, 2010.
- [49] H Dianyin, G Ye, M Fanchao, S Jun, W Yanfei, R Mengxi, and W Rongqiao. A unifying approach in simulating the shot peening process using a 3D random representative volume finite element model. *Chinese Journal of Aeronautics*, 30(4) :1592–1602, 2017.
- [50] L Antoinat. *Contribution à la caractérisation de la déformation et de la rupture dynamique de structures sous impact : Modélisations et approche expérimentale*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure d’arts et métiers-ENSAM, 2014.
- [51] GR Johnson and WH Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. 21(1983) :541–547, 1983.

- [52] PP Jeunechamps. *Simulation numérique, à l'aide d'algorithmes thermomécaniques implicites, de matériaux endommageables pouvant subir de grandes vitesses de déformation. Application aux structures aéronautiques soumises à impact*. PhD thesis, Liège, 2008.
- [53] TJ Holmquist and GR Johnson. Determination of constants and comparison of results for various constitutive models. *Le Journal de Physique IV*, 1(C3) :C3–853, 1991.
- [54] AH Astaræe, R Miresmaeili, S Bagherifard, M Guagliano, and M Aliofkhazraei. Incorporating the principles of shot peening for a better understanding of surface mechanical attrition treatment (smat) by simulations and experiments. *Materials & Design*, 116 :365–373, 2017.
- [55] X Kang, T Wang, and J Platts. Multiple impact modelling for shot peening and peen forming. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of engineering manufacture*, 224(5) :689–697, 2010.
- [56] HY Miao, S Larose, C Perron, and M Lévesque. An analytical approach to relate shot peening parameters to almen intensity. *Surface and Coatings Technology*, 205(7) :2055–2066, 2010.
- [57] GI Mylonas and G Labeas. Numerical modelling of shot peening process and corresponding products : residual stress, surface roughness and cold work prediction. *Surface and Coatings Technology*, 205(19) :4480–4494, 2011.
- [58] <http://shankmachining.com/what-is-the-difference-between-sand-blasting-and-shot-blasting/>. 2019.
- [59] M Mellali, A Grimaud, AC Leger, P Fauchais, and J Lu. Alumina grit blasting parameters for surface preparation in the plasma spraying operation. *Journal of Thermal spray technology*, 6(2) :217, 1997.
- [60] H Begg, M Riley, and H de Villiers Lovelock. Mechanization of the grit blasting process for thermal spray coating applications : a parameter study. *Journal of Thermal Spray Technology*, 25(1-2) :12–20, 2016.
- [61] M Mellali, A Grimaud, and P Fauchais. Parameters controlling the sand blasting of substrates for plasma spraying. ASM International, Materials Park, OH (United States), 1994.
- [62] U Bardi, L Carrafiello, R Groppetti, F Niccolai, G Rizzi, A Scrivani, and F Tedeschi. On the surface preparation of nickel superalloys before CoNiCrAlY deposition by thermal spray. *Surface and Coatings Technology*, 184(2-3) :156–162, 2004.
- [63] J Patru. *Modélisation du développement des contraintes résiduelles au sein de dépôts plasma de zircone et d'acier*. PhD thesis, Université de Limoges, 2005.
- [64] L Bianchi. *Projection par plasma d'arc et plasma inductif de dépôts céramiques : mécanismes de formation de la première couche et relation avec les propriétés mécaniques des dépôts*. PhD thesis, Université de Limoges, 1995.

-
- [65] AA Syed, A Denoirjean, B Hannover, P Fauchais, P Denoirjean, AA Khan, and JC Labbe. Influence of substrate surface conditions on the plasma sprayed ceramic and metallic particles flattening. *Surface and Coatings Technology*, 200(7) :2317–2331, 2005.
- [66] VV Kudinov, PY Pekshev, and VA Safiullin. Forming of the structure of plasma-sprayed materials. *High-Temperature Dust-Laden Jets in Plasma Technology*, pages 381–418, 1989.
- [67] SQ Armster, JP Delplanque, M Rein, and EJ Lavernia. Thermo–fluid mechanisms controlling droplet based materials processes. *International Materials Reviews*, 47(6) :265–301, 2002.
- [68] C Escure. Visualization of the impact of drops on a substrate in plasma spraying. In *Proceedings of the 2nd International Thermal Spray Conference*, pages 805–812, 2001.
- [69] M Fukumoto, T Yamaguchi, M Yamada, and T Yasui. Splash splat to disk splat transition behavior in plasma-sprayed metallic materials. *Journal of Thermal Spray Technology*, 16(5-6) :905–912, 2007.
- [70] A McDonald, C Moreau, and S Chandra. Thermal contact resistance between plasma-sprayed particles and flat surfaces. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 50(9-10) :1737–1749, 2007.
- [71] P Fauchais, A Vardelle, M Vardelle, and M Fukumoto. Knowledge concerning splat formation : an invited review. *Journal of Thermal Spray Technology*, 13(3) :337–360, 2004.
- [72] T Young. III. an essay on the cohesion of fluids. *Philosophical transactions of the royal society of London*, 95 :65–87, 1805.
- [73] J Madejski. Solidification of droplets on a cold surface. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 19(9) :1009–1013, 1976.
- [74] T Yoshida, T Okada, H Hamatani, and H Kumaoka. Integrated fabrication process for solid oxide fuel cells using novel plasma spraying. *Plasma Sources Science and Technology*, 1(3) :195, 1992.
- [75] M Pasandideh-Fard, R Bhola, S Chandra, and J Mostaghimi. Deposition of tin droplets on a steel plate : simulations and experiments. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 41(19) :2929–2945, 1998.
- [76] BT Richards, H Zhao, and HNG Wadley. Structure, composition, and defect control during plasma spray deposition of ytterbium silicate coatings. *Journal of materials science*, 50(24) :7939–7957, 2015.
- [77] H Gassot, V Ji, L Grandsire, A Le Goff, M Jeandin, T Junquera, JC Le Scornet, and V Guipont. Caractérisations mécaniques des dépôts de cuivre réalisés par projection thermique. Technical report, Institut de Physique Nucléaire d’Orsay, 2001.

- [78] M Mutter, G Mauer, R Mücke, R Vaßen, HC Back, and J Gibmeier. Investigations on the initial stress evolution during atmospheric plasma spraying of ysz by in situ curvature measurement. *Journal of Thermal Spray Technology*, 25(4) :672–683, 2016.
- [79] S Kuroda and TW Clyne. The quenching stress in thermally sprayed coatings. *Thin solid films*, 200(1) :49–66, 1991.
- [80] S Kuroda, T Fukushima, and S Kitahara. Significance of quenching stress in the cohesion and adhesion of thermally sprayed coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1(4) :325–332, 1992.
- [81] LL Shaw. Thermal residual stresses in plates and coatings composed of multi-layered and functionally graded materials. *Composites Part B : Engineering*, 29(3) :199–210, 1998.
- [82] M Mutter, G Mauer, R Mücke, O Guillon, and R Vaßen. Correlation of splat morphologies with porosity and residual stress in plasma-sprayed ysz coatings. *Surface and Coatings Technology*, 318 :157–169, 2017.
- [83] V Teixeira. Mechanical integrity in pvd coatings due to the presence of residual stresses. *Thin Solid Films*, 392(2) :276–281, 2001.
- [84] NP Padture, M Gell, and EH Jordan. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications. *Science*, 296(5566) :280–284, 2002.
- [85] BD Choules, K Kokini, and TA Taylor. Thermal fracture of ceramic thermal barrier coatings under high heat flux with time-dependent behavior. : Part 1. experimental results. *Materials Science and Engineering : A*, 299(1-2) :296–304, 2001.
- [86] NS Rossini, M Dassisti, KY Benyounis, and AG Olabi. Methods of measuring residual stresses in components. *Materials & Design*, 35 :572–588, 2012.
- [87] CH Hsueh and AG Evans. Residual stresses in meta/ceramic bonded strips. *Journal of the American Ceramic Society*, 68(5) :241–248, 1985.
- [88] S Kuroda, T Fukushima, and S Kitahara. Simultaneous measurement of coating thickness and deposition stress during thermal spraying. *Thin solid films*, 164 :157–163, 1988.
- [89] J Matejicek and S Sampath. In situ measurement of residual stresses and elastic moduli in thermal sprayed coatings : Part 1 : processing effects on properties of mo coatings. *Acta Materialia*, 51(3) :863–872, 2003.
- [90] J Matejicek, S Sampath, D Gilmore, and R Neiser. In situ measurement of residual stresses and elastic moduli in thermal sprayed coatings : Part 2 : processing effects on properties of mo coatings. *Acta Materialia*, 51(3) :873–885, 2003.
- [91] X Zhang, M Watanabe, and S Kuroda. Effects of processing conditions on the mechanical properties and deformation behaviors of plasma-sprayed thermal barrier

- coatings : Evaluation of residual stresses and mechanical properties of thermal barrier coatings on the basis of in situ curvature measurement under a wide range of spray parameters. *Acta Materialia*, 61(4) :1037–1047, 2013.
- [92] M Mutter, G Mauer, R Mücke, J Gibmeier, HC Back, and R Vassen. Stress formation within the first layer in plasma sprayed coatings. In *International Thermal Spray Conference and Exposition*, number FZJ-2015-03111. Werkstoffsynthese und Herstellungsverfahren, 2015.
- [93] GG Stoney. The tension of metallic films deposited by electrolysis. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 82(553) :172–175, 1909.
- [94] MR Ardigo, M Ahmed, and A Besnard. Stoney formula : Investigation of curvature measurements by optical profilometer. In *Advanced Materials Research*, volume 996, pages 361–366. Trans Tech Publ, 2014.
- [95] JD Schäfer, H Näfe, and F Aldinger. Macro-and microstress analysis in sol-gel derived pb (zr x ti 1- x) o 3 thin films. *Journal of Applied Physics*, 85(12) :8023–8031, 1999.
- [96] R Gadow, MJ Riegert-Escribano, and M Buchmann. Residual stress analysis in thermally sprayed layer composites, using the hole milling and drilling method. *Journal of thermal spray technology*, 14(1) :100–108, 2005.
- [97] <https://www.electronics-inc.com/products/almen-strips/a-n-c-strips/>. 2019.
- [98] <http://www.substech.com>. 2019.
- [99] <http://www.efunda.com>. 2019.
- [100] D Kirk. Principles of almen strip selection. *Shot Peener*, 27(1) :24–32, 2013.
- [101] Shot peening intensity measurement. *International Newsletter For Shot Peening-Surface Finishing Industry*, 6(4) :1–6, 1992/93.
- [102] SC Gill and TW Clyne. Stress distributions and material response in thermal spraying of metallic and ceramic deposits. *Metallurgical Transactions B*, 21(2) :377–385, 1990.
- [103] I Denry and JR Kelly. State of the art of zirconia for dental applications. *Dental materials*, 24(3) :299–307, 2008.
- [104] X Zhang, M Watanabe, and S Kuroda. Effects of residual stress on the mechanical properties of plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Engineering Fracture Mechanics*, 110 :314–327, 2013.
- [105] J Déjou. Les céramiques. *Société Francophone des Biomatériaux Dentaires (SFBD)* - www.unf3s.org, 2010.
- [106] L Torzuoli. Logiciel : Diamond.

- [107] C Ricca, A Ringuedé, M Cassir, C Adamo, and F Labat. A comprehensive dft investigation of bulk and low-index surfaces of zro2 polymorphs. *Journal of computational chemistry*, 36(1) :9–21, 2015.
- [108] Manuel de présentation du distributeur de poudre twin-140-h.
- [109] W Cao, R Fathallah, and L Castex. Correlation of almen arc height with residual stresses in shot peening process. *Materials science and Technology*, 11(9) :967–973, 1995.
- [110] M Guagliano. Relating almen intensity to residual stresses induced by shot peening : a numerical approach. *Journal of Materials Processing Technology*, 110(3) :277–286, 2001.
- [111] Abaqus/cae - 6.14 - user’s guide.
- [112] HK Farahani, M Ketabchi, and SH Zangeneh. Determination of johnson–cook plasticity model parameters for inconel718. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(11) :5284–5293, 2017.
- [113] E Nordin, K Ekström, and B Alfredsson. Experimental investigation of the strain rate dependence of the ss 2506 gear steel. In *Int. Conf. on Shot Peening*, volume 12, 2014.
- [114] IF Pariente and M Guagliano. About the role of residual stresses and surface work hardening on fatigue ΔK_{th} of a nitrided and shot peened low-alloy steel. *Surface and Coatings Technology*, 202(13) :3072–3080, 2008.
- [115] E Le Bourhis. *Glass : Mechanics and Technology/Eric Le. Bourhis*. Weinheim, WILEY-VCH Verlag Gmbh & Co. KGaA.–2008.–362 p.
- [116] H Liao, P Vaslin, Y Yang, and C Coddet. Determination of residual stress distribution from in situ curvature measurements for thermally sprayed wc/co coatings. *Journal of thermal spray technology*, 6(2) :235–241, 1997.
- [117] SV Shinde, EJ Gildersleeve V, CA Johnson, and S Sampath. Segmentation crack formation dynamics during air plasma spraying of zirconia. *Acta Materialia*, 183 :196–206, 2020.
- [118] J Yang, L Wang, D Li, X Zhong, H Zhao, and S Tao. Stress analysis and failure mechanisms of plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 26(5) :890–901, 2017.
- [119] J Hoffmeister, V Schulze, A Wanner, R Hessert, and G Koenig. Thermal relaxation of residual stresses induced by shot peening in in718. In *Proceedings of the 10th International Conference on Shot Peening, Tokyo, Japan*, pages 157–162, 2008.

Annexe A - Calculs d'erreur de courbure

Nomenclature

$\kappa_{1,2}$: courbure de l'échantillon

(l'indice faire référence au point de départ (1) ou final (2) de la pente étudiée)

R : rayon de courbure de l'échantillon

$f_{1,2}$: flèche de l'échantillon

d : longueur de l'échantillon

σ_Q : contrainte de trempe

E'_s : module d'Young modifié du substrat

$e_{s,d}$: épaisseur du substrat ou du dépôt

Erreur de mesure de la courbure

Soit l'équation de courbure suivante :

$$\kappa = \frac{1}{R} = \frac{2f}{f^2 + d^2}$$

La dérivée s'écrit :

$$\delta(\kappa) = \delta\left(\frac{2f}{f^2 + d^2}\right)$$

Si l'on utilise les logarithmes,

$$\ln(\kappa) = \ln(2f) - \ln(f^2 + d^2)$$

$$\frac{\delta \mathcal{K}}{\mathcal{K}} = \frac{\delta f}{f} - \frac{2\delta f}{f^2 + d^2} = \frac{(f^2 - 2f + d^2) \delta f}{f(f^2 + d^2)}$$

L'erreur de mesure de la courbure est donc établis comme suit :

$$\Delta \mathcal{K} = \mathcal{K} \frac{(f^2 - 2f + d^2)}{f(f^2 + d^2)} \Delta f$$

Erreur de mesure des contraintes

Soit les équations des contraintes de trempe :

$$\sigma_Q = \frac{E_s}{6 \cdot (1 - \nu_s)} \cdot \frac{e_s (e_s + \beta^{5/4} e_d)}{e_d} \Delta \mathcal{K}_Q \quad \text{avec} \quad \beta = \frac{E_d}{E_s} \cdot \frac{(1 - \nu_s)}{(1 - \nu_d)}$$

En utilisant les logarithmes, la dérivée est :

$$\Delta \sigma = \sigma \left(\frac{\Delta \mathcal{K}_2 + \Delta \mathcal{K}_1}{\mathcal{K}_2 - \mathcal{K}_1} \right)$$

En appliquant l'erreur de mesure de courbure, on obtient :

$$\Delta \sigma = \sigma \left(\frac{\frac{\mathcal{K}_1 (f_1^2 - 2f_1 + d^2) \Delta f_1}{f_1 (f_1^2 + d^2)} + \frac{\mathcal{K}_2 (f_2^2 - 2f_2 + d^2) \Delta f_2}{f_2 (f_2^2 + d^2)}}{\mathcal{K}_2 - \mathcal{K}_1} \right)$$

Annexe B - Code Python de répartition aléatoire d'éléments dans l'espace

```
1 """
2 Remplit une géométrie avec des billes.
3 """
4
5 def distance(elt_a, elt_b):
6     """
7     Distance entre 2 éléments.
8     sqrt((xa-xb)^2, (ya-yb)^2, (za-zb)^2)
9     """
10    import math
11
12    xa, ya, za = elt_a
13    xb, yb, zb = elt_b
14    d = math.sqrt(pow(xa - xb, 2.) + pow(ya - yb, 2.) + pow(za - zb,
15    2.))
16    return d
17
18 def get_element_status(existing_elements, element, element_size):
19    """
20    Indique le statut d'un éléments. Si l'élément est superposé à un
21    autre : "superposé". Si l'élément est ok : "ok"
22
23    Parameters
24    -----
25    existing_elements : list
26        Liste des éléments déjà présents.
27    element : liste
28        Élément à tester.
29    element_size : float
30        Taille de l'élément.
31    """
32    if len(existing_elements) == 0:
33        return "ok"
34    # On calcul la distance à tous les éléments et on vérifie que min
35    # () > taille de l'élément.
36    dmin = min([distance(elt_a=x, elt_b=element) for x in
37    existing_elements])
38    if dmin < 2. * element_size:
39        status = "superposé"
40    else:
41        status = "ok"
42    return status
```

```

40
41
42 def get_elements_position(geometry, n_elements, element_size, max_try,
43     precision, verbose):
44     """
45     Génère une liste de positions d'éléments. Les unités utilisées
46     pour geometry et element_size doivent être les mêmes. Si l'espace
47     devient très plein, il peut être difficile de remplir l'espace alé-
48     atoirement. On met une variable max_try pour limiter le nombre de
49     tirages aléatoires et éviter de tomber dans une boucle infinie.
50
51     Parameters
52     -----
53     geometry : list
54         Définit la géométrie dans laquelle on met les billes.
55         (xmin, xmax, ymin, ymax, zmin, zmax)
56     n_elements : int
57         Nombre d'éléments à placer dans la géométrie.
58     element_size: float
59         Taille de l'élément.
60     max_try: int
61         Nombre maximum de tirages aléatoires.
62     precision: int
63         Précision voulue sur le tirage.
64         Nombre de chiffres significatifs après la virgule.
65     verbose: int
66         Gère le niveau d'affichage.
67         0 -> mute
68         1 -> uniquement si l'on a réussi ou non
69         2 -> détails sur les éléments utilisés
70         3 -> info sur chaque tirage
71     """
72     import numpy as np
73
74     # Stockage des résultats
75     elts = []
76     n_try = 0
77
78     # Taille de la géométrie (-2*taille bille) pour ne pas chevaucher
79     sur les bords
80     delta_x = geometry[1] - geometry[0]
81     delta_y = geometry[3] - geometry[2]
82     delta_z = geometry[5] - geometry[4]
83     if verbose > 1:
84         txt = (
85             "Géométrie du problème\n"
86             "-----\n"

```

```
81         "Axe X : [{} , {}]\n"
82         "Axe y : [{} , {}]\n"
83         "Axe Z : [{} , {}]\n\n"
84         "Echantillon\n"
85         "-----\n"
86         "Nombre d'éléments demandé : {}\n"
87         "Taille des éléments : {}\n"
88         "Nombre de tirages max autorisé : {}\n"
89         "Nombre de chiffres après la virgule : {}\n"
90     ).format(
91     geometry[0], geometry[1], geometry[2], geometry[3],
geometry[4], geometry[5],
92     n_elements, element_size, max_try, precision)
93     print(txt)
94
95     while len(elts) < n_elements and n_try < max_try:
96         n_try += 1
97
98         # Tirage aléatoire dans [0, 1[ via une loi uniforme pour X, Y,
Z
99         x, y, z = np.random.rand(1, 3).tolist()[0]
100        # On se ramène de [0, 1[ à la taille de la géométrie
101        x = round(geometry[0] + delta_x * x, precision)
102        y = round(geometry[2] + delta_y * y, precision)
103        z = round(geometry[4] + delta_z * z, precision)
104        element = (x, y, z)
105
106        # Vérification de la superposition
107        status = get_element_status(existing_elements=elts, element=
element, element_size=element_size)
108        if verbose > 2:
109            txt = (
110                " Tirage aléatoire {}\n"
111                " Position ({} , {} , {})\n"
112                " Status {}"
113            ).format(n_try, x, y, z, status)
114            print(txt)
115            if status == "ok":
116                elts.append(element)
117
118        # Affichage des résultats
119        if verbose > 0:
120            if len(elts) == n_elements:
121                status = "objectif atteint"
122            else:
123                status = "objectif raté"
124            txt = (
```

```
125         "\nRésultat du tirage\n"
126         "-----\n"
127         "  Nombre d'éléments obtenus : {}\n"
128         "  Statut : {}\n").format(len(elts), status)
129     print(txt)
130     return elts
131
132 def XDeplacementObjet():
133
134
135     import section
136     import regionToolset
137     import displayGroupMdbToolset as dgm
138     import part
139     import material
140     import assembly
141     import step
142     import interaction
143     import load
144     import mesh
145     import optimization
146     import job
147     import sketch
148     import visualization
149     import xyPlot
150     import displayGroupOdbToolset as dgo
151     import connectorBehavior
152
153     #####
154     # Paramétrage du problème
155     xmin = -0.5
156     xmax = 0.5
157     ymin = 0
158     ymax = 16
159     zmin = 2
160     zmax = 1
161     n_elements = 70
162     element_size = 0.3 #rayon
163     precision = 4
164     max_try = 1000
165     model_name = "500-PubliTest"
166     element_name = "Bille"
167     verbose = 3
168     #####
169
170     # Lancement du traitement
171     elements = get_elements_position(
```

```
172     geometry=(xmin, xmax, ymin, ymax, zmin, zmax),
173     n_elements=n_elements,
174     element_size=element_size,
175     max_try=max_try,
176     precision=precision,
177     verbose=verbose)
178
179     a = mdb.models[model_name].rootAssembly
180     p = mdb.models[model_name].parts[element_name]
181     for i, elt in enumerate(elements):
182         name = '{}-{}'.format(element_name, i + 1)
183         a.Instance(name=name, part=p, dependent=ON)
184         a.translate(instanceList=(name, ), vector=elt)
185
186     if __name__ == "__main__":
187         XDisplacementObjet()
```


Residual stress measurement and simulation in thermal spray coatings - A study of grit blasting, kinematic and temperature influences

Abstract

Atmospheric Plasma Spraying (APS) process from plasma stream study to deposit formation and particles spreading is nowadays well known process. Literature studies allow knowledge over spraying conditions required to achieve a well bonded deposit with controlled homogeneity and density. However, these knowledge are not able to totally understand delamination or self damaging phenomena occurring sometimes into the systems created. In order to explain such phenomena, residual stresses study (i.e. thermal and mechanical deposit history) has to be carried. This PhD work aims to bring answers on this subject following three main axis of research :

- Offer a bibliographical state of the art of this problematic,
- Create a grit blasting process numerical model,
- Perform an experimental study of the stress development during thermal plasma spraying.

Keywords : Residual stress, Atmospheric Plasma Spraying (APS), Yttria-Stabilized Zirconia (YSZ), Finit Element, Grit blasting

Résumé

L'étude du procédé de projection plasma (APS), de l'écoulement diphasique à la formation du dépôt en passant par l'étude de l'étalement des particules à l'impact, est aujourd'hui connu. De ces nombreuses études, résulte une connaissance des paramètres et conditions menant à la formation d'un dépôt présentant une adhérence, une homogénéité et une compacité maîtrisées. Cependant, ces différentes études ne sont pas en mesure d'expliquer totalement la délamination et l'endommagement de certains dépôts. Afin d'expliquer ces phénomènes, l'étude des contraintes résiduelles et donc de l'histoire thermique et mécanique des dépôts s'impose. Dans cette optique, les travaux de cette thèse se sont articulés autour de trois objectifs distincts et complémentaires :

- Réaliser un état de l'art le plus exhaustif possible de cette problématique,
- Proposer un modèle numérique capable de rendre compte de l'état de surface et des contraintes induits par le procédé de sablage,
- Proposer une étude expérimentale du développement des contraintes lors de la réalisation d'un dépôt.

Mots-clef : Contrainte résiduelle, Projection plasma atmosphérique (APS), Zircone Yttrée (YSZ), Modélisation par éléments finis, Procédé de sablage