

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE SAAD DAHLEB
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

THESE DE DOCTORAT

Département : Génie Mécanique

Thème :

**Modélisation de la construction d'un dépôt par projection thermique :
De la formation d'une lamelle à l'empilement des couches**

Candidat: ZIRARI Mounir

Jury

Hadji	Mohamed	Professeur	Président	USDB
Benkhedda	Younes	Professeur	Examineur	USDB
Hanini	Salah	Professeur	Examineur	Univ.Médéa
Lebailli	Soltane	Professeur	Examineur	USTHB
Abdellah El Hadj	Abdellah	M.C.A	Co-Rapporteur	Univ.Médéa
Bacha	Nacer -Eddine	Professeur	Rapporteur	USDB

ملخص

إن خصائص التليبس بواسطة الرش بالبلازما مرتبطة أساسا ببنية الصفيحة الفردية و نوعية التأثير بين مختلف الصفائح, هذه البنية تستعمل في مجالات مختلفة, و تراقب بطرق التصلب السريع للصفائح المكونة للتليبس. يركز عمل البحث في الأطروحة على فهم أفضل لكيفية تشكل الطلاء بالرش بالبلازما. كما يعتمد في التحليل على الدراسة الرقمية لتكوين الصفائح المتتالية لتشكيل التليبس. كما استعملنا النموذج ثنائي البعد لدراسة رص , انتشار و تصلب القطرة من السيراميك على ركيزة معدنية وتطور درجة حرارتها, بالإضافة إلى بنية الصفيحة و تمزقها خلال طور الانتشار. كما استعملنا برنامج ANSYS لفك معادلات النموذج. كما إن المحاكاة الرقمية طبقت على قذف قطرات الالومين بأبعاد مليمترية على ركيزة من الفولاذ.و من أجل إثبات النتائج تمت المقارنة بأخرى تجريبية في نفس الشروط .

كلمات مفاتيح :
رش البلازما, تكوين الصفائح, المحاكاة الرقمية, العناصر المنتهية, الحجم المائع, التصلب السريع.

Résumé

Les propriétés des dépôts réalisés par projection plasma sont essentiellement liées à la structure d'une lamelle individuelle et à la qualité du contact entre les différentes lamelles déjà déposées. Cette structure est, dans une large mesure, contrôlée par le processus de solidification rapide des lamelles constituant le dépôt.

Les travaux de la thèse se situent dans le cadre d'une meilleure compréhension de la construction d'un revêtement par projection plasma. Ils portent sur l'étude numérique de la formation des lamelles dont l'empilement sur le substrat conduit au revêtement. Le modèle, bidimensionnel, permet d'étudier l'impact, l'étalement et la solidification d'une goutte céramique sur un substrat métallique et l'évolution de la température du substrat. Il prédit la morphologie de la lamelle et les éclaboussures éventuelles lors de la phase d'étalement. Les équations du modèle sont résolues avec le code ANSYS. Les simulations numériques ont d'abord été appliquées à l'impact de gouttes d'alumine de taille millimétrique, sur substrats lisse en acier. Une étude préliminaire a permis de déterminer les dimensions optimales du maillage dans la goutte et dans le substrat. Puis, l'effet des différents paramètres d'impact de la goutte (température, vitesse) ; de ceux du substrat (température) et de ceux de l'interface (angle de contact) sur la formation de la lamelle a été étudié. Les résultats ont été comparés à des résultats expérimentaux obtenus dans les mêmes conditions.

Mots clés :

Projection Plasma, Formation de lamelles, simulation numérique, élément finie, volume of fluide (VOF), solidification rapide.

Abstract

The properties of the deposits made by plasma spraying are essentially related to the structure of a single splash and quality of contact between the various splash has already been filed. This structure is to a large extent controlled by the process of rapid solidification of the lamellae constituting the deposit. The works of the thesis are in a better understanding of the construction of a coating by plasma spraying. They focus on the numerical study of the formation of splash whose stack on the substrate leads to the coating. The model, two-dimensional, can study the impact, spreading and solidification of a drop on a ceramic substrate metal and the evolution of the temperature of the substrate. He predicted the morphology of the flap and splash at any phase of spreading. The model equations are solved with the code ANSYS. Numerical simulations were first applied to the impact of drops of millimeter-sized alumina on steel substrates smooth. A preliminary study to determine the optimum size of the mesh in the drop and the substrate. Then, the effect of different impact parameters of the drop (temperature, speed); those of the substrate (temperature) and those of the interface (contact angle) on the formation of the flap was investigated. The results were compared with experimental results obtained under the same conditions.

Key words:

Plasma Projection, splash formation s, Numerical simulation, finite element, volume of fluid (VOF), rapid solidification.

Liste des Symboles :

<i>Lettres latines</i>	<i>Lettres grecques :</i>
C_p capacité calorifique, $J.kg^{-1}.K^{-1}$	Φ_i fonction de présence des fluides
c_p chaleur spécifique, $J.kg^{-1}.K^{-1}$	σ tension superficielle, $N.m^{-1}$
c_p^{ea} chaleur spécifique équivalente, $J.kg^{-1}.K^{-1}$	μ viscosité dynamique, $Pa.s$
$c_{p,l}$ chaleur spécifique du liquidus, $J.kg^{-1}.K^{-1}$	Φ Variable généralisée
$c_{p,s}$ chaleur spécifique du solidus, $J.kg^{-1}.K^{-1}$	C_0 Coefficient d'advection transitoire
$H(T)$ Enthalpie par unité de masse, $J.kg^{-1}$	Γ_0 Coefficient de diffusion
L_f chaleur latente, $J.kg^{-1}$	S_0 Termes source
C fonction couleur	ρ masse volumique, $kg.m^{-3}$
Φ_i fonction de présence des fluides	
T_f température de fusion, K	
T_s température de transition vitreuse, K	
T Température, K	
S_c terme source, $J.kg^{-1}$	
t temps, s	
f_s fraction solide	
f_l fraction liquide	
g accélération de la pesanteur, $(9.81) m.s^{-2}$	
K conductivité thermique, $W.m^{-1}.K^{-1}$	
V vitesse, $m.s^{-1}$	
P pression, $N.m^{-2}$	
F_{TS} Force de La tension superficielle, N	
f Front de changement de phase	
s solide	
l liquid	
n la normale à l'interface	

Sommaire

	Page
Introduction Générale et état de l'art	01
Chapitre I Etude Bibliographique	05
1.. Déposition Par Projection Thermique Procédé Et Modèles	05
1.1. Introduction	05
1.2. Description du procédé de déposition par projection plasma	06
1.2.1 La torche à plasma	06
1.2.2 L'alimentation en poudres du jet plasma	07
1.2.3 Projection Thermique	07
1.2.3.1 Projection par flamme	08
1.2.3.1.a Flamme poudre	08
1.2.3.1.b Flamme fil	09
1.2.3.1.c Flamme hypersonique	09
1.2.4 Canon à détonation	09
1.2.5 Projection par arc électrique	10
1.2.5.1. Arc-fil	10
1.2.6 Projection plasma	10
1.3. Interaction plasma-particules	13
1.3.1 L'injection des particules	13
1.3.2 Dispersion du jet de poudre	14
1.3.3 Transferts thermiques plasma-particules	18
1.3.4 Influence de l'état de fusion des particules	19
1.4 Description de la construction du dépôt	22
1.4.1 Température de transition	25
1.4.2 Taux d'étalement	26
1.4.3 Adhérence du dépôt	29
1.4.4 Morphologie des particules écrasées	30
1.4.5 Solidification et empilement des lamelles	31
Conclusion	32
Chapitre II : Modèle D'Etalement Et Traitement Numérique	33
2.1. Modèle dynamique	33
2.1.2 Méthodes de calcul d'interface	36
2.1.2.1 Modèle à un fluide	38
2.1.2.2 Modélisation de la tension de surface	39
2.1.3 Technique de suivi d'interface	41

2.1.3.1	VOF-PLIC ou VOF-CIAM (reconstruction d'interface)	41
2.1.3.2	TVD (sans reconstruction d'interface)	43
2.2	Modèle thermique	44
2.2.1	Transfert de chaleur avec changement de phase	44
2.2.1.1	Méthode à grille mobile : Méthode de suivi de fron	44
2.2.1.2	Méthode à grille fixe	45
2.2.1.2.1	Méthode d'enthalpie	45
2.2.1.2.1	Méthode de la chaleur spécifique équivalente	46
2.2.2	Modèle thermique utilisé	47
2.3	Résolution numérique	47
2.4	Résolution des équations par éléments finis	49
2.4.1	Introduction :Méthode des éléments finis	49
2.4.2	Mise en œuvre de la méthode des éléments finis	50
2.4.2.1	Formulation variationnelle forte	50
2.4.2.2	Formulation variationnelle faible	50
2.4.3	Forme généralisée des équations du système et discrétisation	51
2.4.3.1	Terme temporelle	52
2.4.3.2	Terme d'advection	54
2.4.3.2.1	L'approche MSU(Monotone stream line Upwind)	54
2.4.3.2.2	La méthode SUPG (Stream line Upwind/Petro-Galarkin)	56
2.4.3.2.3	L'approche COLG(Colloquée de Galarkin)	57
2.4.3.3	Terme de Diffusion	57
2.4.1.4	Termes source	58
	Chapitre 3	63
	Résultats De La Mise en œuvre numérique	63
	Introduction	63
3.1.	Matériaux utilisés	64
3.1.1.	L'alumine	64
3.2	Propriétés Des Particules à L'impact	65
3.3	L'impact d'une particule d'alumine totalement fondue	67
3.4.	L'impact d'une particule d'alumine partiellement fondue	71
3.5.	Impact oblique des particules totalement et partiellement fondue	75
	Conclusion	79
3.6	Influence de l'environnement du jet sur la morphologie et le refroidissement de l'étalement d'une particule d'alumine sur substrat rigide	81
	Introduction	81
3.6.1	Résultats de simulation	83
	effet de la température de jet sur le facteur d'impact	83
	effet de la température de jet sur le refroidissement et la morphologie des lamelles	83

	effet de la température de jet sur la pression d'impact sur le substrat	88
	Conclusion	89
3.7	l'état de fusion et l'impacts successifs de deux gouttes	90
	Introduction	90
3.7.1	Résultats de simulation et discussions	93
	morphologie et refroidissement	93
	Contrôle de l'adhérence du dépôt	98
	L'évacuation de la chaleur vers le substrat	103
	Conclusion	106
	Conclusion Générale	107
	Bibliographie	109

Introduction Générale et état de L'art

La projection thermique regroupe des technologies de traitement de surface dans lesquelles un matériau finement divisé est projeté à grande vitesse et dans un état fondu ou semi fondu sur la pièce à recouvrir. Une caractéristique de ce type de dépôt est sa microstructure lamellaire qui résulte de l'empilement des gouttelettes projetées sur des lamelles déjà déposées et re-solidifiées. À l'impact, le matériau liquide se répand sur la surface et se solidifie avec une vitesse de trempe de l'ordre de $10^6 - 10^8$ m/s. La phase d'étalement se poursuit tant que l'énergie cinétique de la particule qui frappe la surface, n'est pas complètement convertie en énergie visqueuse et tension de surface. Ce pendant des contraintes mécanique (aspérités de la surface) et thermique (front de solidification qui progresse plus rapidement que le liquide) peuvent limiter la phase d'étalement de la goutte. Une gouttelette impacte sur la surface plane de substrat, se déforme et s'écarte à une prétendue crêpe ou à la forme éclatée

Le succès et la durée de vie de ces dépôts dépendent, en grande part, de la qualité de l'adhérence entre le dépôt et le substrat ou entre les lamelles qui constituent le dépôt et qui sont formées par l'impact des particules de poudre qui s'écrasent sur le substrat. Ces propriétés d'adhérence et de cohésion ainsi que les propriétés thermo-physiques (thermiques, électriques, mécanique) sont liées à la morphologie des lamelles individuelles et à la qualité du contact entre ces lamelles et le substrat.

La morphologie finale de l'impact dépend du diamètre de gouttelette, de la température, de la vitesse, et de l'état fondu [1.2]. Les études expérimentales se sont concentrées sur l'impact des gouttelettes fondues sur un substrat lisse ou rugueux. Escure et autres [3] étudient l'impact des gouttelettes liquides d'alumine sur différents substrats. Le paramètre de Sommerfeld a été employé pour décrire le comportement d'impact, tel que le dépôt, et l'éclaboussement.

Ahmed et Rangel [4] ont étudié numériquement l'impact et la solidification d'une gouttelette en aluminium sur les substrats rugueux, en utilisant un modèle axisymétrique bidimensionnel. Leurs résultats prouvent que l'impact de gouttelette sur un substrat rugueux est presque toujours accompagné par l'éclaboussement. Cependant, le degré d'éclaboussement diminue avec l'augmentation de la rugosité.

Sikalo et autres [5] ont étudiés les gouttelettes impactant sur un substrat avec de faibles angles d'impact et faibles nombres de Weber. De même les effets de l'angle et de la

viscosité d'impact sur le comportement d'impact de gouttelette ont été étudié par Kang et NG [6] ou ils ont quantifié le comportement de propagation de différents impacts à différentes inclinaisons de substrat en utilisant le facteur de diffusion d'allongement. D'où ils ont obtenues Les équations quadratiques adaptées pour le comportement de propagation.

Les particules fondues qui impactent sur la surface à revêtir s'étalent en 1 à 2 μ s et solidifient en 2 à 10 μ s, la solidification commençant avant la fin de l'étalement. L'impact d'une particule suivante n'intervient en général qu'au bout de 10 à 100 μ s [3]. L'empilement successif des lamelles forme le dépôt. La lamelle constitue donc, la brique fondamentale dans la construction du dépôt.

Fukanuma [7] a présenté une formule qui décrit le processus d'aplatissement d'une gouttelette sur une surface approximative, et a conclu que le rapport d'aplatissement diminué dans le temps avec l'augmentation de la rugosité.

Xu et autres [8] avaient utilisé la photographie à vitesse élevée pour étudier l'éclaboussement de corona dû à l'impact d'une gouttelette liquide sur un substrat sec et lisse. Ils ont découvert que la pression de gaz environnante décroissante empêche l'éclaboussement. Et la pression de seuil est une fonction de la vitesse d'impact, du poids moléculaire du gaz, et de la viscosité liquide. Ils ont conclus aussi que la compressibilité du gaz est responsable de l'éclaboussement.

La formation d'une lamelle dépend à la fois de paramètres liés à la particule en vol (sa taille, sa vitesse, sa température, son état de fusion à l'impact, et ses propriétés thermo-physiques) et de paramètres liés au substrat (ses propriétés, son état de surface, sa température de préchauffage et la présence éventuelle d'oxydes sur sa surface)

Des travaux expérimentaux ont été consacrés à l'étude d'une lamelle individuelle pour mieux comprendre les différents mécanismes qui régissent sa formation (étalement et solidification) afin d'établir des corrélations entre les différents paramètres opératoires du procédé de projection, la microstructure du dépôt et ses propriétés macroscopiques [10]. Ils ont montré que la température de préchauffage du substrat semblait jouer un rôle déterminant sur la morphologie de la lamelle et ont conduit à définir une température de préchauffage du substrat dite « température de transition morphologique », au dessus de laquelle la lamelle adopte une forme de disque régulier [10] alors qu'en deçà, elle présente généralement une forme déchiquetée.

Des simulations numériques ont été effectuées pour étudier les phénomènes importants et complexes pendant l'impact de gouttelette dans le jet thermique. Zhang

[9,10] a proposé un modèle théorique basé sur le volume de fluide (VOF) pour la propagation de gouttelette et la solidification considérant la tension superficielle, la solidification et la résistance thermique de contact. Le rapport splat-flattening a été décrit en fonction des nombres de Reynolds, de Weber, de Prandtl et de Jakob. Zhang et autres [11] ont étudié la morphologie de l'impact et la re-solidification de substrat numériquement et expérimentalement et ont constaté que la taille, la vitesse, et la température, de gouttelette d'un part et le matériau de substrat et leur température jouent les rôles significatifs dans la morphologie de l'impact et le taux de solidification.

Zhao et autres [12] et Pasandideh-Fard et autres [13] ont proposé des modèles détaillés en résolvant l'équation de Navier-Stokes couplée à l'équation d'énergie. Leurs prévisions théoriques de la propagation de gouttelette étaient en bon accord avec les données expérimentales. Cependant, les procédures numériques adoptées dans ces modèles étaient informatique chères. De tels modèles détaillés sont plus utiles pour obtenir une compréhension fondamentale profonde sur les processus physiques impliqués dans le phénomène d'impact.

Pour le mouvement d'interface de solidification et morphologie de splat pour une gouttelette fondue impactant sur une surface inclinée. Bussmann et autres [14] ont développé un modèle tridimensionnel basé sur un code VOF où la force de tension superficielle a été simulée comme force de volume et les angles de contact mesuré ont été fournis comme état de frontière pour ses simulations.

Zhang et Zheng [15 10] ont développé un modèle numérique basé sur le procédé réglé de niveau pour étudier la déformation et la solidification de gouttelette dans deux et trois dimensions. Ils ont simulé aussi l'impact oblique d'une gouttelette d'eau de 2 millimètres à 1 m/s sur une pente 45° et l'impact d'une gouttelette sur un bord pointu. Et les résultats numériques ont été comparés aux images expérimentales. Pasandideh-Fard et autres [16] ont prolongé l'étude au modèle tridimensionnel développé par Bussmann et autres.[14] ou la méthode d'enthalpie a été employé pour résoudre le problème de solidification. Le dépôt des gouttelettes de bidon sur une surface d'acier inoxydable a été étudié en utilisant des expériences et des simulations numériques. Les résultats de simulation étaient bien conformes aux images expérimentales. Mostaghimi et autres [2] ont montré que le rapport d'aplatissement est lié au nombre de Reynolds et, au nombre de Weber. Cependant, l'effet de la solidification sur la propagation de gouttelette peut être négligé quand le rapport du nombre de Stefan au nombre de Prandtl est beaucoup plus petit que l'unité.

Dans cette étude on s'intéresse à la modélisation et la simulation numérique de l'impacte dynamique couplé a la refroidissement avec solidification des gouttelettes d'alliage d'aluminium fondu 380(Al 85,5%, silicium 8,5%, Cu 4%, Fe 2%) de 3.92.mm de diamètre, impacts avec une vitesses de 3 m/s; sur une substrat de surfaces 50,8 par 6,35 millimètres d'épaisseur faites d'acier à outils H13.

Par ailleurs, les vitesses de refroidissement des lamelles peuvent atteindre, voire dépasser 10^8 K/s, vitesse caractéristique d'une solidification rapide. Cette dernière combinée à un bon contact lamelle-substrat favorise la croissance de grains fins à travers l'épaisseur de la lamelle parallèlement à la direction du flux thermique, ce qui confère au dépôt des propriétés microstructurales spécifiques. Il s'avère donc nécessaire de comprendre les phénomènes physiques qui interviennent lors de la solidification rapide : impacte oblique d'une lamelle partiellement fondue, l'empilement sur une lamelle partiellement fondue, Or, ces phénomènes ne sont pas pris en compte dans les études numériques proposées dans la littérature.

C'est dans ce contexte que se situe notre étude numérique avec l'objectif d'intégrer au mieux les paramètres clés agissant sur la solidification d'une lamelle dans des conditions de projection plasma : température du substrat, température de jet.

Afin de pouvoir comparer nos calculs issus d'un algorithme proposé, implémenté dans un code de calcule, pour traité le couplage dynamique, et transfert de chaleur avec changement de phase, à des données expérimentales, nous avons choisi l'alumine comme matériau projeté car beaucoup de travaux lui ont été consacrés. Pour se faire .l'étude sera menée en 3 étapes séquentielles:

- l'étude de la formation d'une lamelle après l'impact de la goutte sur le substrat, avec l'analyse de l'effet de l'impacte oblique des gouttes partiellement fondue.
- l'étude de l'influence de la température de jet sur la morphologie des lamelles formé
- l'étude de l'impacte successif de deux goutte ainsi que l'étude de l'influence des gouttes partiellement fondue sur le processus d'empilement.

Le modèle numérique sera présenté d'abord, suivi des résultats de simulation et des discussions.

Chapitre 1

Etude Bibliographique

1. DEPOSITION PAR PROJECTION THERMIQUE PROCEDE ET MODELES

1.1 Introduction

La projection thermique consiste à déposer une couche de matériau exogène sur la surface d'un substrat en vue d'en améliorer les propriétés mécaniques ou thermiques (voire électriques) de surface.

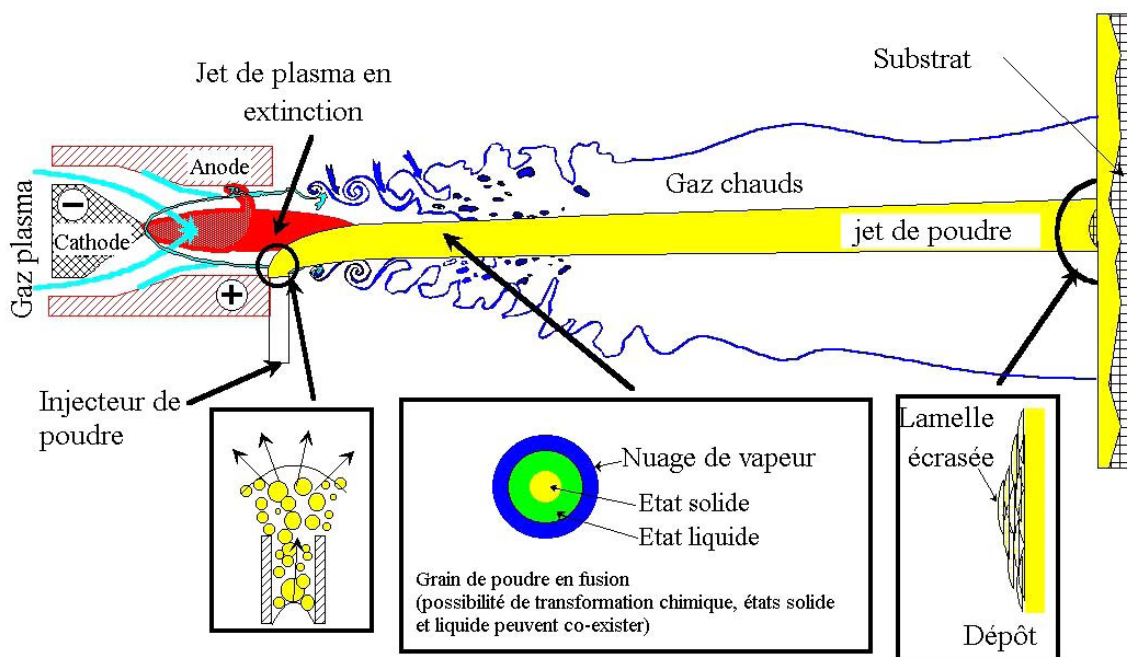


Figure 1-1 : Schéma de principe de la projection par plasma d'arc soufflé.

Dans cette étude, la source d'énergie est une torche à plasma d'arc soufflé. Le procédé consiste à injecter une poudre dans la flamme ou jet plasma au voisinage de la sortie de tuyère. En traversant les zones chaudes du jet, les grains fondent de façon totale ou partielle et sont accélérés vers le substrat où ils s'écrasent et se solidifient pour former le dépôt (Figure 1-1).

Le plasma permet des températures de gaz élevées (5000K), et assure la fusion de céramiques ou de matériaux réfractaires. Il permet également de choisir entre différents gaz ou mélanges de gaz plasmagènes afin d'adapter leurs propriétés physico-chimiques au traitement envisagé.

1.2 Description du procédé de déposition par projection plasma

1.2.1. La torche à plasma

Dans la plupart des cas, la torche à plasma constituée d'une tuyère anode et d'une pointe cathode, fonctionne dans l'air à la pression atmosphérique. Ce procédé est appelé APS (Atmospheric Plasma spraying) [17,18].

La différence de potentiel aux bornes de la cathode et de l'anode provoque l'éclatement d'un arc entre la pointe de la cathode et la paroi de l'anode (Figure 1-2). Cet arc est ensuite entretenu par le courant de forte intensité. La partie du gaz chauffée par effet Joule forme un volume de gaz ionisée ou plasma appelé colonne d'arc. Cette colonne d'arc quitte la torche en formant un dard [19] ou cœur du jet.

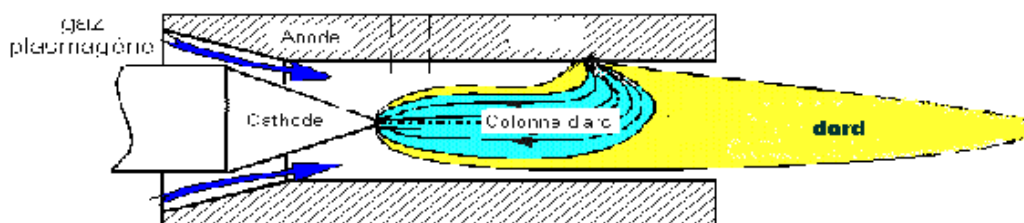


Figure 1-2 : Schéma type de la formation de l'arc dans la tuyère plasma [20]

Les jets de plasma d'arc atteignent des températures s'étendant de 8000 K à 15000 K pour des enthalpies massiques de l'ordre de 104 kJ/kg à 108 kJ/kg. Les gaz quittent la torche animés de vitesses de l'ordre de 500 à 2500 m/s [21].

Le gaz plasmagène est injecté en vortex ou axialement le long de la cathode. Plusieurs types de gaz sont couramment utilisés parmi lesquels l'argon, l'azote, l'hydrogène et l'hélium.

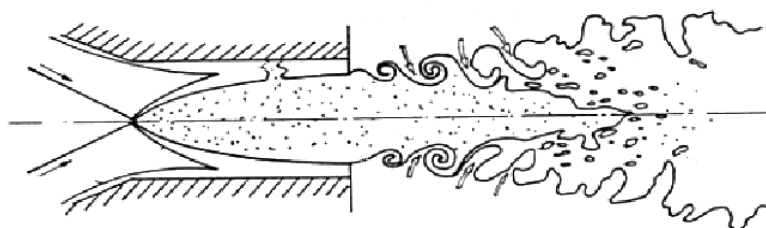


Figure 1-3 : Schéma type de l'engouffrement de l'air dans la flamme plasma [19].

Le jet plasma pénètre dans l'air environnant froid et au repos. Dès la sortie du jet, à la frontière entre les deux fluides de vitesses et masses volumiques différentes, apparaissent des tourbillons d'instabilité dit de Kelvin-Helmholtz [19]. Ces tourbillons s'étendent en aval du jet en provoquant la transition de l'écoulement du régime laminaire au régime turbulent (Figure 1-3).

1.2.2 L'alimentation en poudres du jet plasma

La technologie d'injection des poudres résulte d'une longue mise au point empirique à plusieurs cycles successifs de prédiction correction. Les particules sont introduites dans le plasma par un tube appelé "injecteur" dans lequel circule un gaz porteur. Le diamètre interne de ce type d'injecteur est de l'ordre de 1,6 à 2 mm. Il est habituellement disposé perpendiculairement au jet, mais peut être incliné de quelques degrés afin de forcer les particules à pénétrer à contre-courant et ainsi à séjourner plus longtemps dans le plasma.

Suivant les cas (poudre plus ou moins réfractaire), l'injecteur peut être disposé quelques millimètres à l'intérieur de l'anode (mode interne) ou à l'extérieur (mode externe) [22].

L'état de la particule en vol évolue selon sa nature, sa morphologie, sa trajectoire, son échauffement et de sa vitesse, c'est à dire selon le type de plasma considéré, du mode d'injection, et du temps de séjour dans le jet. Les paramètres d'injection de la poudre dans le jet de plasma déterminent donc les trajectoires et le traitement thermique des particules.

1.2.3 Projection thermique

Les procédés de projection thermique conventionnels consistent à projeter, à l'aide d'un gaz vecteur, un matériau d'apport, métallique ou non métallique, sous forme de poudre, de fil ou de baguette totalement ou partiellement fondue à condition que sa température de fusion soit inférieure d'au moins 573 K de sa température d'ébullition ou de décomposition pour qu'il ne se vaporise pas ou ne se décompose pas avant d'atteindre le substrat [23].

Lorsque les matériaux à projeter sont conditionnés sous forme de fil ou de tige, leur extrémité fondue est atomisée par un courant gazeux et projetée sous forme de gouttes fondues.

Ces procédés peuvent être regroupés en deux familles selon la source de chaleur utilisée pour fondre le matériau: flamme ou arc électrique.

1.2.3.1 Projection par flamme

Cette technologie utilise l'énergie de la combustion d'un carburant gazeux (acétylène par exemple) avec de l'oxygène. Les températures atteintes par une flamme oxyacétylénique sont de l'ordre de 3300 K ; les matériaux dont la température de fusion est inférieure à 2573 K peuvent être projetés sous forme de poudres. Les matériaux utilisés sous forme de fil ou de tige (en général des métaux, des alliages et certaines céramiques) peuvent être projetés si leur température de fusion est inférieure à 3173 K.

On distingue en général 3 techniques qui relèvent de cette technologie : projection par flamme, projection par flamme hypersonique et projection par canon à détonation. De plus, pour la projection par flamme, on différencie la projection dite « flamme poudre » de celle dite « flamme fil » d'après le conditionnement du matériau.

1.2.3.1.a Flamme poudre :

Le matériau d'apport est introduit sous forme de poudre dans la flamme oxycombustible où il est accéléré grâce à l'énergie cinétique transmise essentiellement par le gaz porteur ou le gaz de soufflage de combustion. Les torches sont équipées d'un récipient de stockage de poudre, soit intégré à la torche soit séparé. La poudre à projeter peut être un métal pur, un alliage, un composite, un cermet ou certaines céramiques à bas point de fusion. La température de fusion des matériaux utilisés doit être inférieure à 0,6 à 0,7 la température de la flamme ($T_{\text{fusion}} = 0,6-0,7 T_{\text{flamme}}$) En raison de la faible vitesse d'impact des particules projetées, de l'ordre de 30 à 50 m/s, les dépôts obtenus ont une faible adhérence (de l'ordre de 20 à 40 MPa) et une porosité relativement élevée (10 à 20%). Les matériaux les plus utilisés sont les alliages auto fusibles (alliages à base de Ni ou Co contenant du bore et/ou du silicium et les alliages à bas point de fusion. Pour les alliages auto-fusibles, la refusion et la liaison du dépôt avec le substrat, sont obtenues par un post-traitement de chauffage après projection. Les dépôts refondus sont denses et presque sans porosité. De plus, les oxydes sont éliminés grâce au bore et au silicium sur lesquels l'oxygène se fixe préférentiellement et qui diffusent ensuite vers la surface du fait du gradient de température [23].

1.2.3.1.b Flamme fil

Le matériau est conditionné sous forme de fil ou de tige et entraîné dans la flamme par des rouleaux placés à l'arrière de la torche. Ces rouleaux sont actionnés par un moteur électrique ou un moteur pneumatique. Une fois l'extrémité de la tige ou du fil fondue dans la flamme, un courant d'air comprimé l'atomise et projette les particules sur la surface du substrat à une vitesse pouvant atteindre 150 m/s. Les taux horaires de déposition varient de 1 à 30 kg/h selon le type du matériau projeté et le diamètre des fils ou des baguettes utilisés. La température de fusion des matériaux peut atteindre 0,95 de la température de la flamme ($T_{\text{fusion}} = 0,95 T_{\text{flamme}}$). L'épaisseur des dépôts varie de quelques dixièmes de millimètres à quelques millimètres. Cette technique permet de projeter des métaux (Zn, Al, Cu, Sn, Ni, Mo), des aciers et des alliages à base de Zn, Cu et de Ni sous forme de fils et quelques céramiques (Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$, ZrO_2 avec stabilisants) sous forme de cordons ou de baguettes.

1.2.3.1.c Flamme hypersonique (communément désignée par l'acronyme anglais HVOF (High Velocity Oxyfuel Flame)

Ce procédé utilise la combustion sous pression d'un carburant sous forme gazeuse (propane, propylène, acétylène, hydrogène) ou liquide (kérosène) avec de l'oxygène ou éventuellement de l'air en particulier pour le kérosène. Les gaz de combustion pénètrent dans la chambre de combustion à des pressions allant jusqu'à 1 MPa ce qui augmente légèrement la température de combustion [PRONER A., Techniques de l'ingénieur]. La chambre est refroidie par une circulation d'eau. La flamme est ensuite accélérée dans une tuyère et acquière à la sortie de celle-ci une vitesse supersonique. La poudre à projeter est soit propulsée sous pression dans l'axe du jet (injection en amont de la tuyère) soit injectée au voisinage en aval de la tuyère à une pression proche de la pression atmosphérique. Les vitesses acquises par les particules peuvent atteindre 600 à 700 m/s et les dépôts réalisés présentent une bonne adhérence (de 70 à 100 MPa) et une faible porosité (2%). Les matériaux projetés sont essentiellement des cermets (WC-Co , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$), des métaux, des alliages métalliques autofusibles ou non [24].

1.2.4 Canon à détonation

Dans ce procédé, le matériau est projeté grâce à l'énergie de détonation d'un mélange gazeux qui est le plus communément, un mélange oxygène-acétylène. Le mélange

est injecté dans le canon en même temps que la poudre d'apport véhiculée par un gaz inerte. Le canon est constitué d'un long cylindre fermé à une de ses extrémités et refroidi à l'eau. L'onde de détonation, créée par une étincelle dans le mélange détonnant, chauffe et accélère les particules, injectées à mi-longueur du canon, jusqu'à la sortie du canon où elles sont éjectées à une vitesse élevée (jusqu'à 900-1300 m/s) vers la surface du substrat à traiter. Entre chaque tir le tube est balayé par un jet de gaz neutre (azote). Au maximum dix tirs peuvent être effectués par seconde. L'énergie cinétique élevée des particules à l'impact sur le substrat conduit à l'édification d'un revêtement dense et adhérent (porosité inférieure à 1% et adhérence supérieure à 80 MPa). Les matériaux généralement utilisés sont les carbures de chrome ou de tungstène avec un liant métallique (Ni, Co) [24].

1.2.5 Projection par arc électrique

1.2.5.1 Arc-fil

Le principe de cette technique consiste à amorcer un arc électrique entre deux électrodes consommables sous forme de fil. La tension appliquée entre ces deux fils varie entre 18 et 40 V pour des intensités de courant comprises entre 100 et 500 A. L'arc généré fait fondre l'extrémité des fils. Une circulation de gaz comprimé (généralement de l'air) permet d'atomiser la partie fondue des fils. La température de l'arc peut dépasser 6000 K dans l'air à pression ambiante, ce qui contribue à un chauffage excessif des particules et une vaporisation importante des gouttelettes. L'utilisation d'air comprimé comme gaz d'atomisation conduit également à l'oxydation des gouttelettes métalliques surchauffées. Ce procédé permet d'obtenir des dépôts épais de 0,5 à 3 mm avec une adhérence de 20 à 40 MPa. Il permet de déposer des matériaux métalliques ductiles tels que le zinc, l'aluminium ou le cuivre [10] mais également des superalliages non ductiles avec des qualités de dépôt comparables à ceux obtenues par projection plasma, ainsi que des dépôts métalliques renforcés par des particules céramiques non fondues grâce à la technologie des fils fourrés.

1.2.6 Projection plasma

Ce procédé utilise des matériaux métalliques, céramiques ou cermets sous forme de poudre avec des particules de taille inférieure à 100 μ m. Ces particules sont déposées dans un état fondu ou semi fondu sur des substrats préalablement préparés. La source de chaleur est un jet de plasma produit par arc électrique ou une décharge radiofréquence [23]. Dans le cas d'un arc électrique : le plasma est créé par une décharge électrique en courant

continu entre deux électrodes coaxiales. La cathode est une tige d'extrémité conique en tungstène thorié, et l'anode, en forme de tuyère, est en cuivre, éventuellement chemisée de tungstène. Ces deux électrodes sont refroidies par eau sous une pression de 1,5 MPa environ.

L'arc électrique qui s'établit entre la cathode et la surface de l'anode, entre lesquelles circule le gaz plasmagène, est amorcé par une décharge haute fréquence (quelques MHz) et haute tension (quelques milliers de Volts) et entretenu par une source de courant à basse tension (inférieure à 200 V à vide) mais dont le courant peut atteindre 900 A. Le mélange gazeux qui constitue le gaz plasmagène est généralement constitué d'un gaz primaire (argon ou azote) qui assure le débit massique de l'écoulement et d'un gaz secondaire de conductivité thermique élevée (hydrogène ou hélium) qui permet d'améliorer le transfert thermique aux particules.

Lorsque la température dépasse 8000 K il y a ionisation du gaz plasmagène et formation d'un milieu conducteur qui entretient une colonne d'arc entre l'extrémité de la cathode et l'anode.

La vitesse du jet plasma à la sortie de la tuyère est élevée (de l'ordre de 600 à 2000 m/s) mais reste subsonique en raison de la température du jet plasma (8000 à 14000 K). Les particules solides sont introduites perpendiculairement dans le jet plasma à l'aide d'un gaz porteur et sont accélérées et fondues (ou partiellement fondues) dans l'écoulement. La gamme de vitesse des particules, pour un même matériau et pour une distribution granulométrique comprise entre 25 et 45 μm , varie de quelques dizaines de m/s jusqu'à 300 m/s selon les conditions opératoires et les trajectoires suivies par les particules dans le jet de plasma. Les puissances dissipées dans les torches sont comprises entre 20 à 60 kW. La projection s'effectue en général à l'air libre, à la pression atmosphérique (air plasma spraying : APS) et l'inclusion d'oxydes dans les dépôts métalliques réalisés par cette technique, est inévitable.

Afin de réduire le taux d'oxydation de ces dépôts, on adopte la technique de projection sous gaz inerte (inert plasma spraying : IPS) ou sous une pression en dessous de la pression atmosphérique (10 à 50 kPa) (vacuum plasma spraying : VPS) [24].

Le procédé IPS consiste à réaliser des dépôts par projection plasma dans une chambre remplie d'un gaz inerte (généralement de l'argon) à la pression atmosphérique. Ceci permet d'une part de diminuer le refroidissement du jet du à la dissociation de l'oxygène de l'air et donc d'augmenter le transfert d'énergie vers les particules grâce à des jets plus longs et plus gros comparés à ceux obtenus à l'air libre et d'autre part, d'éviter l'oxydation

des particules métalliques. Il est nécessaire d'utiliser des volumes de chambre de 20 à 30 m³ pour éviter l'utilisation d'une double paroi avec refroidissement par circulation d'eau.

Dans le procédé VPS, la projection se déroule sous pression réduite (10 à 50 kPa).

Réduire la pression de travail revient à allonger fortement (quelques dizaines de centimètres) la longueur du jet mais aussi à diminuer sa température (4000 à 5000 K à 10 kPa). La diminution de la pression se traduit par une augmentation du libre parcours moyen des atomes et des molécules du plasma, ce qui réduit le transfert de quantité de mouvement et de chaleur aux particules car on est plus dans le domaine des milieux continus. La technique VPS est surtout utilisée pour obtenir des dépôts métalliques denses avec une meilleure adhérence. En effet, une pression partielle d'oxygène réduite autorise le maintien du dépôt et du substrat à des températures élevées (jusqu'à 1173 K pendant le tir pour des superalliages) et favorise ainsi l'amélioration de l'adhérence du dépôt par diffusion. Cette technique peut être aussi utilisée pour déposer des cermets à base de carbure.

Le procédé VPS est essentiellement réservé à la projection des superalliages, et des alliages de titane, alors que l'IPS traite de certains carbures et des borures.

Le procédé de projection plasma peut aussi utiliser une torche plasma à couplage inductif (ICPT) ; elle est caractérisée, principalement, par un diamètre interne de torche plus important que celui des torches à plasmas d'arc: 20 et 50 mm contre 5 à 7 mm. Cette augmentation de la section de torche, se traduit par une diminution de la vitesse des gaz, en première approximation inversement proportionnelle au carré du diamètre de la tuyère ; la vitesse des gaz est alors de l'ordre de 100 m/s et la vitesse des particules à l'impact d'environ 60 m/s. Par contre leur temps de séjour dans l'écoulement plasma est plus élevé. Ceci permet de fondre des particules dont les diamètres vont jusqu'à 200 µm. Les particules sont injectées axialement à l'aide d'un injecteur refroidi par circulation d'eau [3,31].

La projection plasma permet de réaliser des dépôts épais (de 50 à 3000 µm) de 300 µm en moyenne. Ils sont utilisés pour leur résistance à la corrosion, à l'usure, leur conduction électrique, magnétique et ionique et leur capacité de barrières thermiques et ont de nombreux domaines d'applications : mécanique, aéronautique, électronique, automobile, médicale, marine, etc.

Le tableau I-1 ci-dessous résume et compare les principales caractéristiques des techniques de projection thermique.

Caractéristique	flamme poudre	flamme fil	Arc électrique	APS	HVOF	Canon à détonation
Source de chaleur	Flamme	Flamme	Arc électrique	Plasma	Flamme	Flamme
Température de la source (K)	3400	3400	10000 -20000	8000 - 14000	2400-3100	3300
Vitesse des particules (m/s)	40	150	200	50-300	400-600	600-1200
Adhérence(MPa)	20-40	20-40	40	40-70	50-80	50-80

Tableau 1-1 : Caractéristiques moyennes des différents procédés de projection thermique[FAUCHAIS P., 2004][23].

Les données du tableau I-1 montrent que la technique de projection plasma présente un bon compromis température de la source / vitesse des particules. Les vitesses acquises par les particules qui sont fondues en grande majorité (si les conditions opératoires sont adéquates) permettent un bon étalement des gouttes sur le substrat et une adhérence de dépôt supérieure à 40 MPa.

1.3 Interaction plasma-particules

1.3.1 L'injection des particules.

Un gaz porteur (usuellement argon) achemine de fines poudres ($10 \mu\text{m} < d_p < 100 \mu\text{m}$) à travers l'injecteur jusqu'au cœur du plasma où elles sont accélérées et fondues avant d'impacter à forte vitesse la pièce à revêtir. L'injecteur est d'ordinaire perpendiculaire au jet de plasma, de diamètre interne réduit (1,2mm à 2mm) afin de limiter la dispersion du jet de poudre. Il peut être incliné par rapport à la normale à l'axe du jet de manière à optimiser le temps de séjour des particules dans le plasma. La position de la sortie d'injecteur par rapport à la sortie de tuyère et à l'axe de la torche est également importante puisqu'elle va définir (avec le débit de gaz porteur) la trajectoire du jet de poudre et donc le traitement thermique des particules par le plasma. Le débit du gaz porteur contrôle la quantité de mouvement des particules en sortie d'injecteur et détermine la trajectoire moyenne des particules dans le plasma. Il doit être l'objet d'un réglage particulier en fonction de la granulométrie de la poudre, du diamètre de l'injecteur, de sa localisation (interne ou externe à l'anode, position par rapport à l'axe du jet plasma) et de la quantité de mouvement du jet de plasma, afin de permettre un séjour optimal des particules dans le plasma et d'obtenir le meilleur rendement de projection. A débit trop faible, la quantité de

mouvement transférée aux grains de poudre est insuffisante pour qu'ils soient correctement traités et ils restent en périphérie du jet, dans les zones froides du plasma. A débit trop élevé, les grains de poudre traversent le plasma et poursuivent leur trajectoire dans les zones froides diamétralement opposées, sans être suffisamment chauffés et accélérés (figure I-4). Pour la plupart des poudres, la trajectoire est optimale lorsque la déviation angulaire avec le jet de plasma est de l'ordre de 3° à 4° (FAUCHAIS ET AL, 2001) [25].

1.3.2 Dispersion du jet de poudre

Le plasma ainsi que le gaz porteur joue un rôle important sur la distribution des particules en vol qui doivent être traitées par la zone centrale du plasma. La vitesse d'injection des particules doit être ajustée en fonction de la quantité de mouvement p imposée aux particules par le plasma.

$$p = s.\rho .v^2 \quad (1-1)$$

Avec s la surface apparente de la particule (m^2), ρ la masse spécifique du plasma ($kg.m^{-3}$) et v sa vitesse ($m.s^{-1}$). $\rho.v$ représente le flux de masse.

Ceci permet de s'assurer que le plus grand nombre possible de particules ait un temps de séjour optimal (accélération et chauffage) dans le plasma (DUSSOUBS ET AL, 2000 ;WANG ET AL, 2004) [26]. La vitesse des particules, pour un injecteur de diamètre 1,6mm et une granulométrie [+15 ; -21 μm] est de 30 $m.s^{-1}$ lorsque le débit du gaz porteur d'argon est de 4,5 $L.mn^{-1}$, (VARDELLE, 1987) [26], dans les même conditions, elle est de 23 $m.s^{-1}$ pour une granulométrie [+45 ; -90 μm].

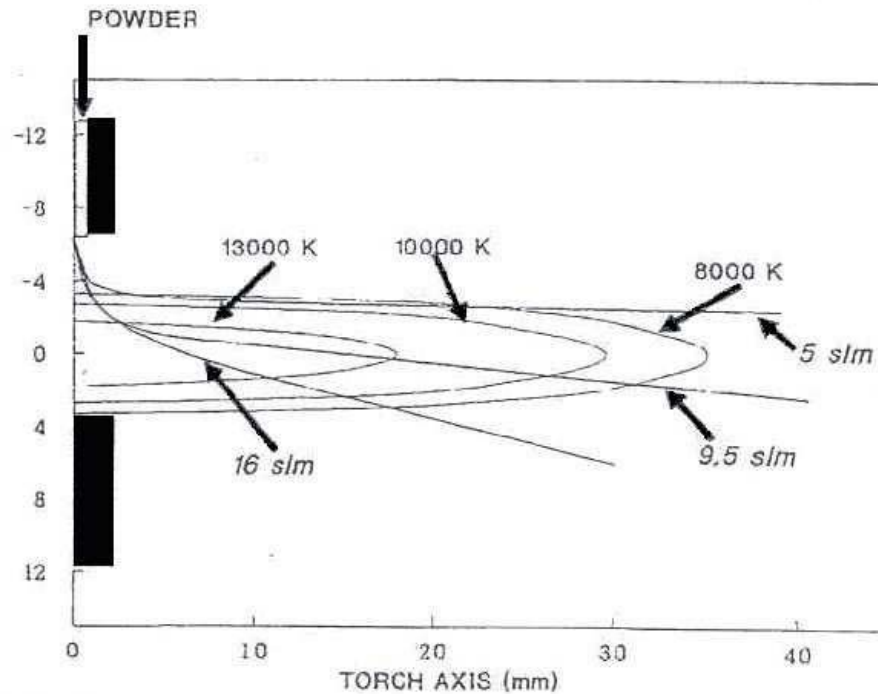


Figure 1-4 : injection et déviation du jet de poudre dans le plasma : trajectoires de particules de zircone yttrée (8% wt), [+8 ; -25 μ m] en fonction du débit du gaz porteur d'argon (VARDELLE ET AL, 1993) [26,29].

Bien que le flux de particules suive une trajectoire moyenne, la dispersion de la poudre dans le jet de plasma est inévitable : la distribution radiale du flux de particules dans le jet de plasma est gaussienne, plus ou moins excentrée par rapport à l'axe du jet (VARDELLE ET AL, 2000) [26]. Plusieurs phénomènes contribuent à cette dispersion. Il a été montré que les fines particules doivent être injectées beaucoup plus rapidement que les particules de masse plus élevée pour qu'elles suivent des trajectoires similaires (VARDELLE, 1980) [26]. De plus, la quantité de mouvement d'une particule dépend de sa masse (fonction de sa masse spécifique et de son volume d_p^3 avec d_p , diamètre de la particule), le traitement cinétique des particules évolue donc selon le cube leur diamètre. Ainsi, la classe granulométrique de la poudre utilisée doit être suffisamment resserrée ($\frac{d_p^{max}}{d_p^{min}} = 2$ est un bon compromis entre une distribution serrée et le coût de la poudre) afin de limiter la dispersion. Les rapports de diamètres des classes granulométriques telles que [+22 ; -45 μ m] ou [+45 ; -90 μ m] sont de 2. D'autres classes telles que [+5 ; -25 μ m] sont moins favorables à un traitement cinétique homogène : le rapport des diamètres extrêmes étant de 5, le rapport des masses est de 125, ce qui favorise la dispersion du jet de poudre dans le plasma. De plus, la turbulence du gaz porteur dans l'injecteur conduit les particules à se heurter entre elles et à impacter les parois de l'injecteur ($Re > 2000$, en général), ce qui

implique une trajectoire divergente et ce, d'autant plus que les particules sont petites et de masse spécifique faible (comme l'alumine). Ainsi, la dispersion angulaire du jet de poudre en sortie d'injecteur peut atteindre 30° (VARDELLE et Al, 1993).

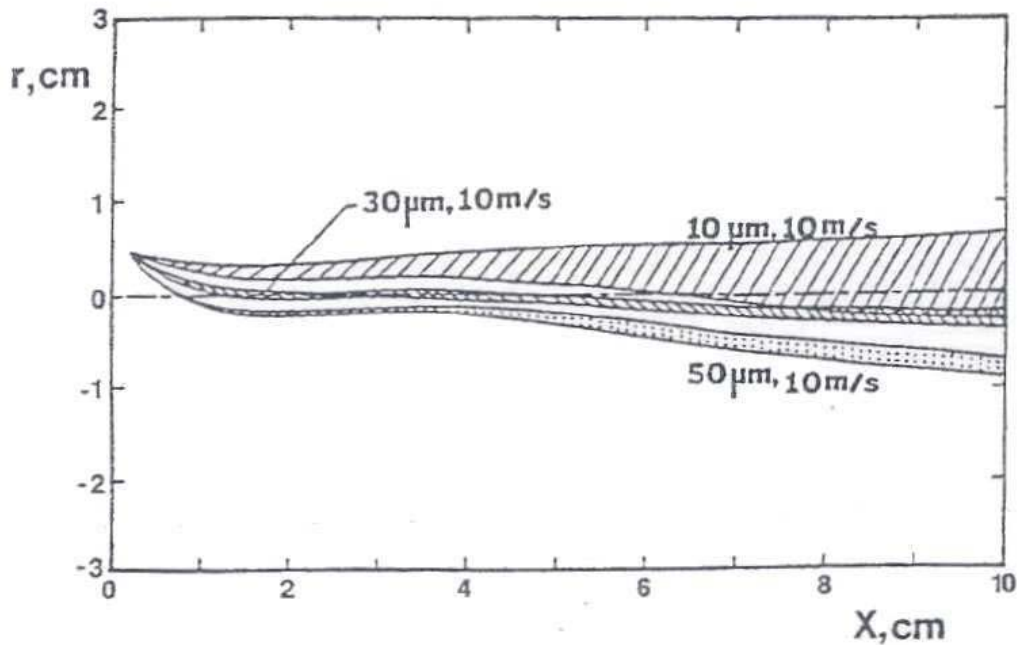


Figure 1-5 : Injection et déviation du jet de poudre dans le plasma : modélisation de la trajectoire de particules d'alumine en fonction de la granulométrie (PFENDER, 1989) [26].

Les poudres de zircone de faible granulométrie [$+5$; $-25\ \mu\text{m}$] garantissent une bonne fusion des particules par le plasma et permettent d'obtenir des dépôts denses, ce qui est indispensable pour la réalisation d'électrolytes solides (RENOUARD-VALLET, 2004) [26]. Les poudres de classe supérieure [$+22$; $45\ \mu\text{m}$] sont un bon compromis entre une bonne coulabilité et une fusion homogène. (BIANCHI, 1995 ; BARADEL, 1999) [26]. Les poudres de granulométries élevées [$+45$; $-90\ \mu\text{m}$] et [$+10$; $110\ \mu\text{m}$] sont couramment utilisées pour l'industrialisation des barrières thermiques en raison de leur moindre coût et de la nécessité d'avoir des dépôts relativement poreux pour cette application.

La forte turbulence de l'écoulement du plasma provoque également la dispersion des particules les plus fines (cf. figure I-5). Il est possible d'obtenir une dispersion réduite et axisymétrique et une trajectoire plus proche du centre du jet en utilisant deux injecteurs diamétralement opposés et de deux distributeurs (WANG ET AL, 2004) [26]. Mais cette technique reste cependant limitée et peut ne pas apporter entière satisfaction (DUSSOUBS ET AL, 2000) [26].

Le seul moyen de resserrer efficacement le jet de poudre est d'utiliser un injecteur à double flux (RENOUARD-VALLET, 2004) [26]. Ce nouveau type d'injecteur est basé sur un système de confinement du jet de particules par un gaz de collimation. La poudre est injectée dans un tube central et autour de ce tube, un gaz est injecté pour faire office de gaz de confinement.

De plus les fluctuations périodiques de la tension d'arc induisent des fluctuations de puissance (FINCKE ET AL, 1995) [26] qui affectent la trajectoire des particules. En effet, le temps de séjour des particules dans le plasma est de l'ordre de la milliseconde (PAWLOWSKI, 1995 ; USSOUBS, 1998) [26]. Les temps caractéristiques des fluctuations d'un plasma pendant une projection sont plus longs que ce temps de résidence, sauf pour les fluctuations du pied d'arc qui opèrent à une fréquence plus élevée et ont une influence sur le parcours des particules, entraînant de fortes dispersions de leur traitement par le plasma. Ce phénomène est principalement dû aux variations de $\rho.v^2$ dans le plasma (DUSSOUBS ET AL, 2000) [26]. Lors de leur injection, les particules traversent plus ou moins le plasma. Leur quantité de mouvement est constante alors que celle du plasma varie : les trajectoires sont donc différentes puisque les traitements cinétiques sont différents. Le problème est alors l'inertie des particules qui atteignent le plasma. Selon leur vitesse, les particules voient de 2 à 10 " bouffées " de plasma chaud. La figure I-6 résume les temps caractéristiques de la projection.

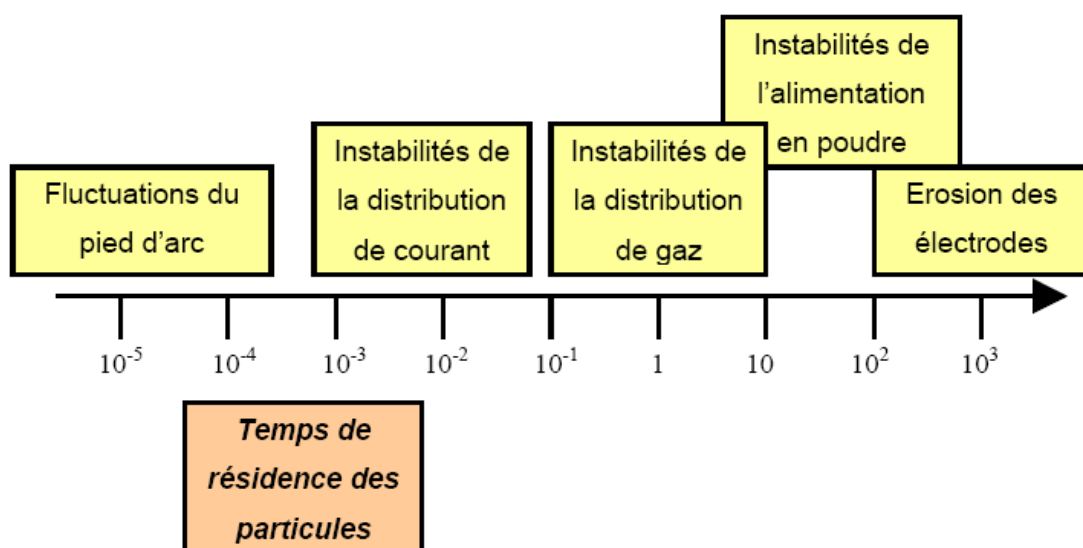


Figure 1-6 : Echelles de temps des instabilités du plasma par rapport à la durée de traitement thermocinétique des particules (DUSSOUBS, 1998) [19].

1.3.3 Transferts thermiques plasma-particules.

Les particules sont fondues au sein du plasma par divers mécanismes de transfert de chaleur, un bon transfert thermique conduisant à un état de fusion complet de la particule est déterminant pour la réalisation de dépôts denses.

Dans le plasma, autour de chaque particule, apparaît une couche limite thermique, caractérisée par un important gradient de température de l'ordre de 3000K à 10000K, au sein de laquelle se développent des phénomènes de convection et conduction, mécanismes principaux de l'échauffement de la particule. On introduit ici, le nombre de Nusselt, Nu (-), décrivant l'influence relative de ces deux mécanismes :

$$Nu = \frac{h \cdot d_p}{k} \quad (1-2)$$

Avec h , coefficient de transfert thermique plasma-particules ($W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}$), k , conductivité thermique du plasma ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$).

Mais les mécanismes du transfert thermique entre le plasma et les particules doivent également tenir compte :

- des gradients thermiques importants entre le plasma et la particule,
- de la couche de vapeur entourant la particule et produisant un effet tampon,
- de l'effet Knudsen non négligeable dès que le diamètre des particules est inférieur à $30\mu m$ car le libre parcours moyen dans le plasma est seulement de quelques microns. (PFENDER, 1989).

Le nombre de Biot, Bi (-), est souvent utilisé pour estimer l'état de fusion et les gradient thermiques au sein d'une particule.

$$Bi = \frac{\bar{k}}{k_p} \quad (1-3)$$

Avec \bar{k} , conductivité thermique moyenne du plasma et k_p , conductivité thermique de la particule.

Si $Bi < 0,01$, alors la particule chauffe de façon isotherme, sans présenter de gradients thermiques dans son volume. C'est le cas des matériaux conduisant bien la chaleur (métaux, alliages, carbures).

Pour $Bi > 0,01$, les gradients thermiques doivent être considérés (PAWLOWSKI, 1995).

Il se peut que les développements de ces gradients thermiques conduisent à un échauffement excessif des particules préjudiciable à la projection thermique. En effet,

l'accumulation de chaleur en surface peut évaporer la superficie de la particule (sur une épaisseur de quelques microns) et réduire le rendement du procédé (défini comme le rapport de masse déposée sur la masse utilisée). De plus, ces vapeurs refroidissent le plasma (essentiellement par rayonnement (BOULOS ET AL, 1994) [22]) et freinent le transfert thermique plasma-particules (PAWLOWSKI, 1995) [26].

Remarque importante : le nombre de Biot est utilisé pour déterminer si la température de la particule peut être considérée comme uniforme. Ceci n'est vrai que si la particule ne comporte qu'une phase. Si la particule est fondue superficiellement, il existe une grande différence de température entre la surface et le front de fusion, de plus, une température superficielle supérieure à la température de fusion du matériau ne garantit pas la fusion complète de la particule (surtout dans le cas de poudres céramiques). Le pourcentage de matière fondue de la particule dépend de sa taille, de sa diffusivité thermique, de la chaleur latente de fusion et du temps de résidence dans le plasma (ZHANG ET AL, 2003) [26].

Ainsi, la dispersion des trajectoires des particules dans le jet de plasma, l'étendue de la classe granulométrique, les propriétés thermiques du matériau projeté impliquent des traitements thermiques différents suivant la particule considérée et sa trajectoire dans le plasma. Ce sont autant de facteurs pouvant conduire à une fusion partielle des particules en vol qui provoque la présence de particules partiellement ou totalement infondues dans le dépôt.

La distance de tir est également un paramètre important pour la qualité du dépôt. Elle doit être sujette à un réglage de manière à établir un compromis entre le risque des particules à se refroidir trop avant l'impact (parcours des particules de la sortie d'injecteur jusqu'au substrat trop long) et un échauffement exagéré de la surface à revêtir (sortie de torche trop rapprochée du substrat). En effet, le flux thermique transféré au substrat par le plasma croît exponentiellement avec l'inverse de la distance de tir (MONERIE-MOULIN, 1993) [26].

1.3.4 Influence de l'état de fusion des particules :

La loi d'étalement de MADJESKI n'est plus valable si les particules sont partiellement fondues, la présence d'un cœur solide s'accompagnant de la formation de noyaux solides au centre des lamelles, ou si avant impact une couche solide se forme en surface. SAMADI et al [25] montrent ainsi que les lamelles présentent des morphologies différentes suivant la température et la vitesse d'impact des particules (Figure 1-7).

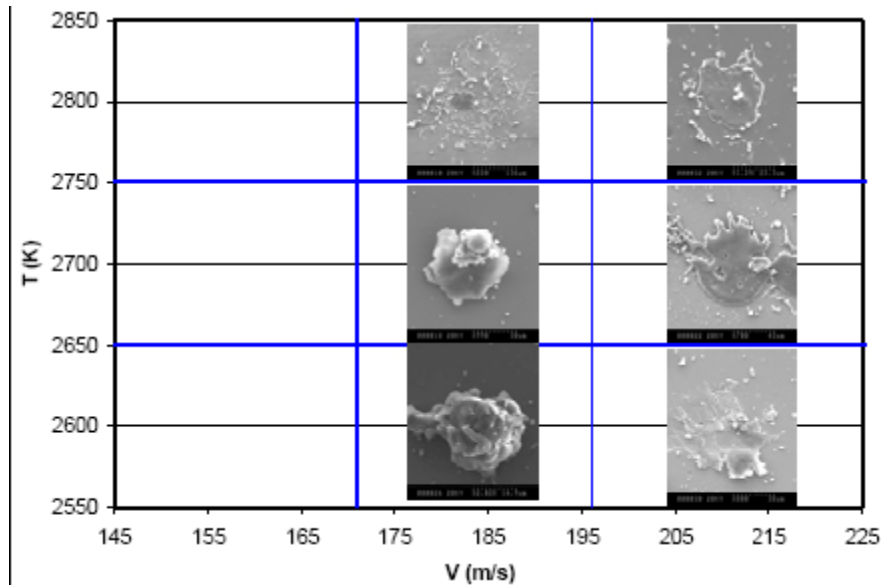


Figure 1-7 : Morphologie de lamelles de $MgAl_2O_4$ [20-35 μm] en fonction de la température et de la vitesse des particules à l'impact (mesurées avec le DPV2000) [25].

L'état de fusion des particules à l'impact dépend de leur mode de fabrication et leur traitement dans le jet de plasma. Pour des poudres agglomérées frittées, les particules peuvent être, après projection, complètement fondues, fondues avec une poche de gaz à cœur, fondues en surface et conserver leur structure agglomérée à cœur ou infondues. DIEZ et al [27] ont proposé différents mécanismes d'étalement de particules agglomérées frittées d'yttrine (Figure 1-8) après examen microstructural des dépôts obtenus. Pour une particule fondue à cœur creux, si son pourtour reste liquide avant étalement, le gaz piégé s'en échappe à l'impact et les lamelles obtenues sont denses (cas 1). Si, à l'inverse, la particule est suffisamment refroidie dans l'air ambiant pour qu'une pellicule solide se forme, son comportement à l'impact est totalement différent (cas 2-3-4) et dépend essentiellement de l'épaisseur de la pellicule solide : plus cette dernière est épaisse et moins la particule s'étale. Il y a alors création de porosité au sein des dépôts. Si les particules sont totalement resolidifiées avant impact (cas 4), elles peuvent soit rebondir et

ne pas participer à la formation du dépôt soit être piégées dans le dépôt. Pour une particule partiellement fondue, en absence de refroidissement de la surface liquide (cas 5), la particule s'étale pour former une lamelle avec à cœur un noyau solide conservant la structure agglomérée de la poudre initiale qui peut éclater à l'impact suivant la solidité des agglomérats. Pour une particule partiellement fondue et resolidifiée (cas 6-7), son mode de déformation à l'impact dépend des épaisseurs relatives de la pellicule solide et de la couche liquide intermédiaire.

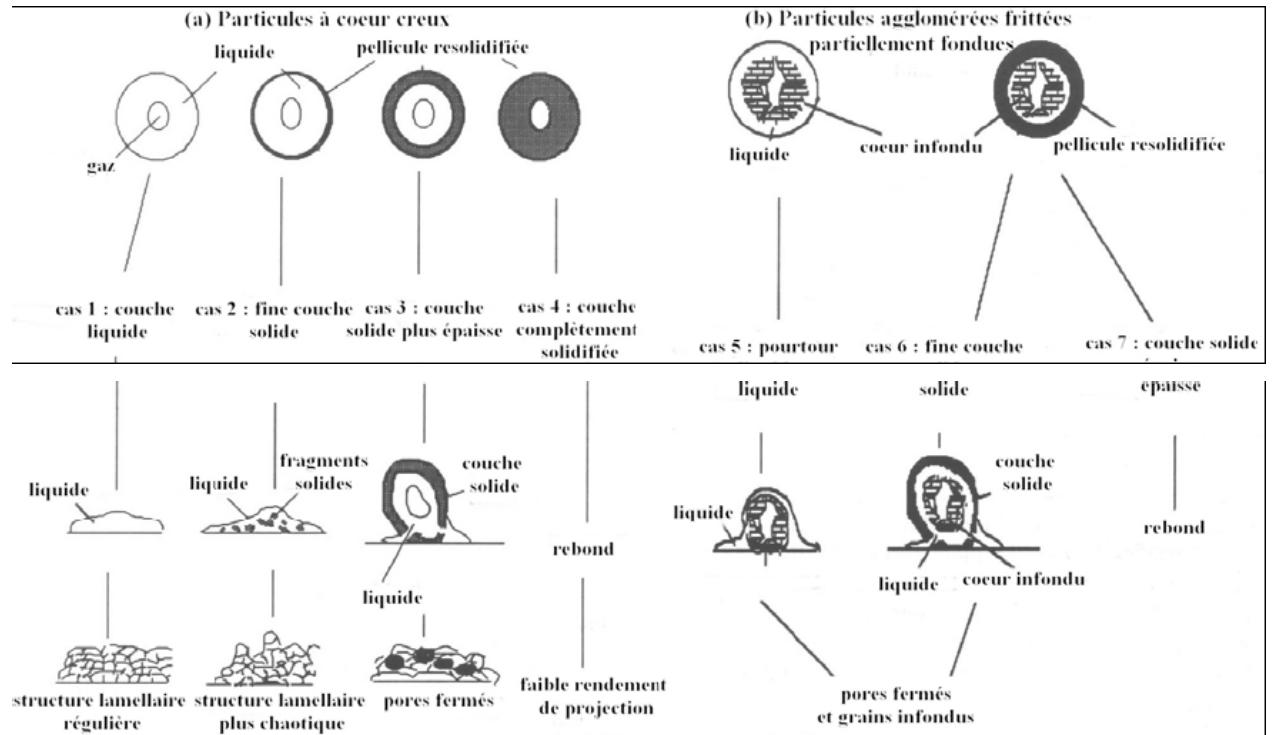


Figure 1-8 : Comportement de particules agglomérées frittées : (a) fondues à cœur creux, (b) partiellement fondues à l'impact sur le substrat. Adapté de DIEZ et al [27].

SOLONENKO et al [26,28] ont observé expérimentalement ces comportements à l'impact pour des particules de zircone yttrée partiellement fondues et/ou présentant un cœur creux (Figure 1-9). Dans ce dernier cas, une vitesse de particules élevée et un pourtour bien fondu (faible viscosité) conduisent à la formation de lamelles déchiquetées même au dessus de la température de transition T_t (Figure 1-9b) alors qu'en dessous, l'éjection de matière se produit également au centre de la lamelle perpendiculairement au substrat (creux au centre de la lamelle sur la Figure 1-9c).

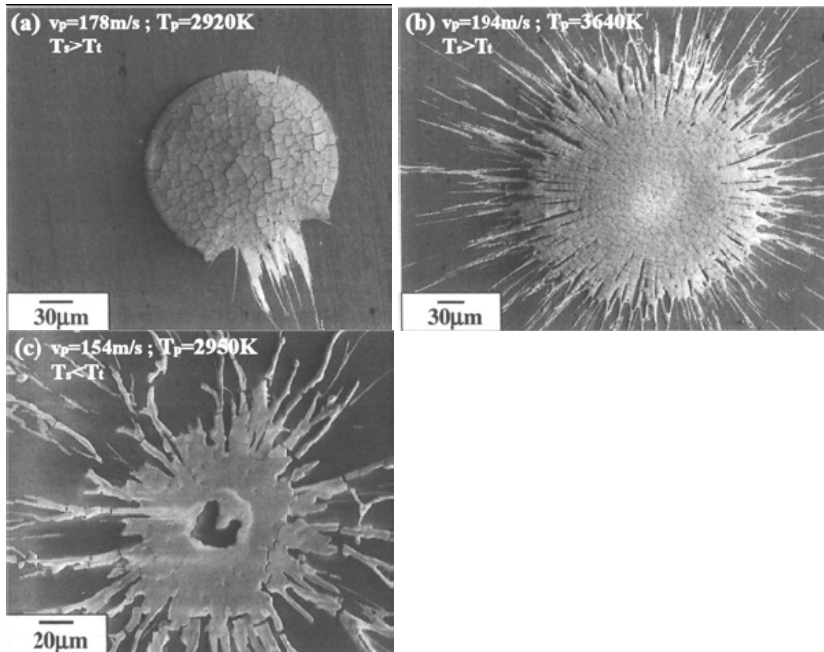


Figure 1-9 : Morphologie de lamelles de zircone yttrée obtenues après projection plasma de particules à cœur creux sur un substrat poli en acier avec $T_s > T_t$ (a, b) ou en verre avec $T_s < T_t$ (c) [26].

1.4 Description de la construction du dépôt

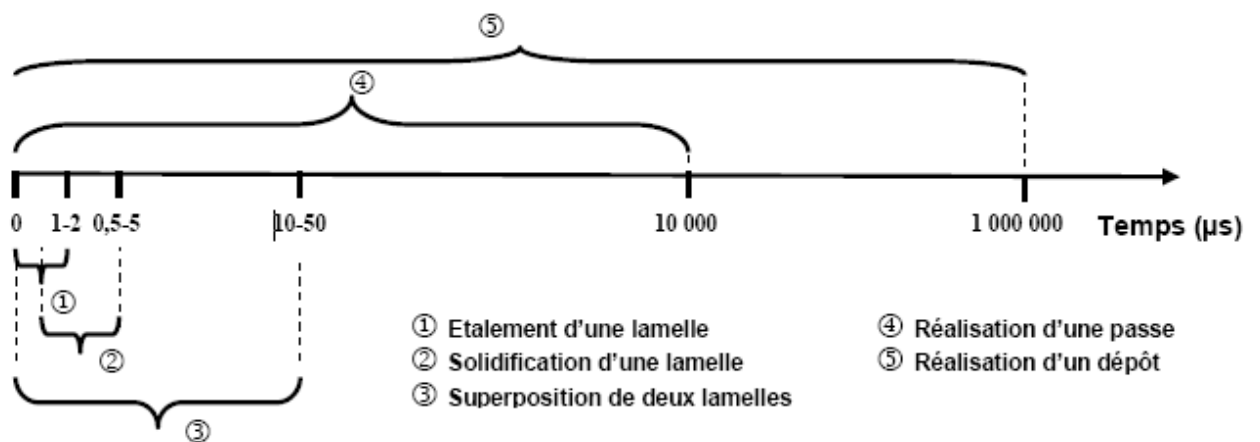
Classiquement, les particules, après avoir été fondues et accélérées dans la flamme, s'écrasent sur le substrat sous une forme lamellaire. Cet étalement est lié au transfert de l'énergie cinétique en énergie d'écoulement visqueux et en énergie de tension de surface. Le passage des particules fondues en vol aux lamelles solidifiées sur le substrat peut être divisé en trois étapes qui peuvent être corrélées entre elles en fonction de la cinétique de refroidissement de la lamelle : l'impact initial, l'étalement de la particule et sa solidification par refroidissement par conduction. La plus grande difficulté réside dans l'enchaînement de cette séquence. Dans le cas idéal, les lamelles prennent une forme de disque lorsqu'elles sont projetées sur un substrat poli porté à une température supérieure à une température critique appelée température de transition.

Les revêtements élaborés par projection plasma se caractérisent en général par leur structure lamellaire, ces lamelles sont générées par l'étalement et la solidification des particules de poudre fondues et accélérées par le plasma. L'étalement et la solidification d'une particule s'effectuent indépendamment des autres : la particule sur laquelle percute une nouvelle particule est généralement solidifiée. La durée séparant l'impact de lamelles au même endroit sur le substrat est de l'ordre de 10 μs , soit plus de dix fois le temps de

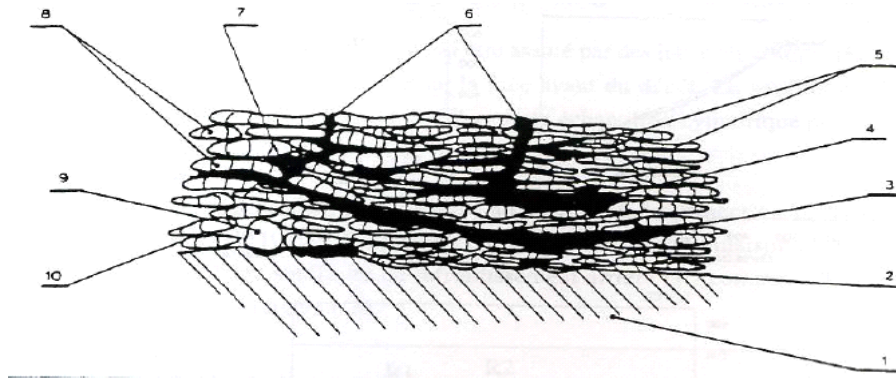
solidification d'une lamelle [24 29]. Cet empilement confère aux dépôts une structure lamellaire particulière anisotrope et hétérogène de lamelles individuelles.

Les temps pour qu'une nouvelle lamelle impacte au même point sont fonction du débit masse de poudre ($1 \text{ à } 8 \text{ kg.h}^{-1}$), du rendement de dépôt ($\approx 50\%$), de la granulométrie moyenne et de la masse spécifique des particules, de la vitesse de déplacement relative de la torche et de la cible (de $10 \text{ à } 300 \text{ cm.s}^{-1}$). Ces paramètres régissent également la durée d'une passe. En moyenne l'épaisseur d'une passe est constituée de 3 à 15 particules empilées (chacune d'environ $1 \mu\text{m}$ d'épaisseur) [24 30].

La durée de réalisation d'une passe est fonction de la taille de la pièce à revêtir dont la longueur peut varier, par exemple, de 1 cm à 15 m. La Figure I-10 donne un aperçu global de ces temps caractéristiques.



**Figure 1-10: Comparaison en échelle logarithmique des temps
 Caractéristiques de la construction du dépôt [26,28]**



1- Substrat rugueux. 2- Défaut d'adhérence à l'interface. 3- Microfissuration parallèle à la surface due aux contraintes thermiques. 4- Stratification. 5- Microfissures inter lamellaires. 6- Microfissures perpendiculaires à la surface. 7- Porosité ouverte. 8- microfissures intra lamellaires dues aux contraintes de trempe. 9- Particule infondue. 10- occlusion de gaz.

Figure 1-11: Schéma type de la microstructure d'un dépôt élaboré par projection plasma.

Macroscopiquement, la construction du dépôt est régie par les déplacements combinés de la torche (translation) et du substrat (rotation, par exemple). Le revêtement est ainsi constitué d'un certain nombre de passes (une passe est effectuée lors d'une demi-période du déplacement de la torche). Chaque passe est le résultat de la juxtaposition et du recouvrement plus ou moins important de cordons de dépôts.

L'étalement des particules est donc l'une des étapes les plus importantes de la projection plasma. La structure de la lamelle est déterminante pour la structure (adhésion et propriétés) du dépôt. Il faut cependant différencier les comportements d'étalement en fonction de la rugosité du substrat. Sur substrat lisse (substrat poli miroir – $R_a < 0,05$), les particules arrivent fondues au contact du substrat à des vitesses de l'ordre de plusieurs centaines de mètres par seconde [24,31] : ces vitesses élevées et la viscosité réduite des particules liquides favorisent leur étalement sur le substrat pour former un film liquide dont l'épaisseur est de l'ordre de quelques micromètres. Sur un substrat rugueux (substrat sablé – $R_a > 0,5$), l'étalement est totalement différent et la morphologie des lamelles dépend essentiellement de la topologie du substrat, de ses aspérités. L'impact et l'étalement d'une particule fondue ne sont pas des phénomènes très reproductibles [24,32]. Le schéma de la Figure 1-11 résume l'ensemble des défauts observés sur un dépôt élaboré par projection plasma [33].

La phase d'étalement est déterminante pour la qualité des dépôts, elle est conditionnée par la tension de surface, la mouillabilité du substrat par les particules liquides incidentes. Une bonne mouillabilité étant requise pour la réalisation de dépôts de qualité. L'état d'oxydation du substrat et sa rugosité influent de façon sensible sur la mouillabilité du substrat [34].

1.4.1 Température de transition

Sur un substrat lisse et pour une température superficielle du substrat supérieure à 300°C, des particules d'alumine correctement fondues s'étalent en disque quelle que soit la vitesse incidente ($< 300\text{m.s}^{-1}$). En dessous de 100°C, les lamelles sont éclatées, difformes [35]. Plusieurs études proposent des explications à l'éclaboussement des particules (solidification rapide de la base de la lamelle, désorption des adsorbats [36] et des condensats présents sur le substrat à l'impact, mauvaise mouillabilité [37]. Sans que le phénomène soit réellement compris [32]), l'obtention de lamelles circulaires est favorisée par un préchauffage du substrat. Ce qui introduit la notion de température de transition T_t au delà de laquelle les lamelles réalisées sont circulaires, ce qui témoigne d'un bon contact avec le substrat sur la majorité de sa surface, sauf vers le bord [38].

La contrainte de trempe augmente lorsque la température du substrat augmente. Cette remarque est valable pour la majorité des matériaux (Figure 1-12). Cependant, à partir d'une certaine température, les particules métalliques fluent, ce qui relaxe les contraintes internes[39].

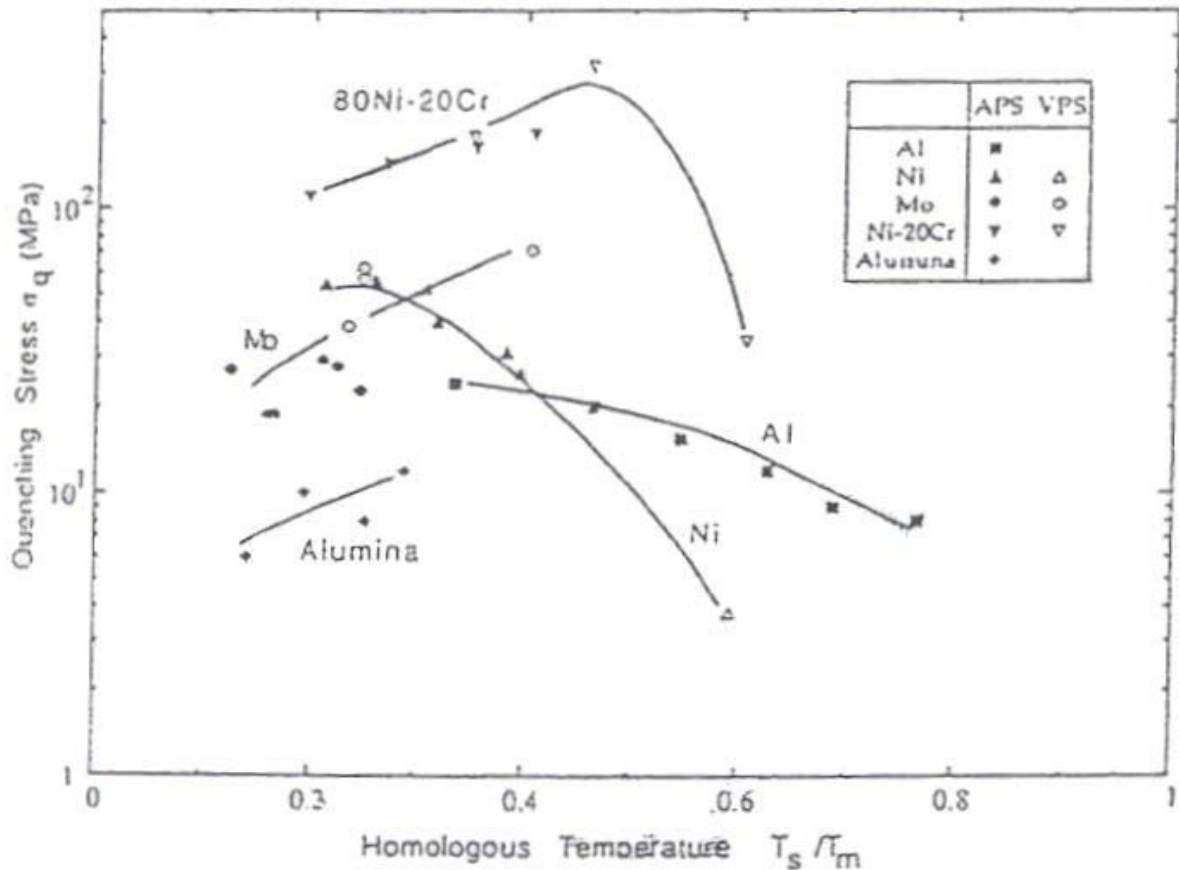


Figure 1-12 : Influence de la température du substrat sur la contrainte de trempe [39]

Selon la référence [40], le préchauffage du substrat au-delà de T_i engendre la formation de pics d'oxydes à l'échelle nanométrique en surface ce qui augmentent considérablement le nombre de points de contact entre les lamelles et le substrat. Ceci a pour effet d'accroître la mouillabilité du substrat au-delà de T_i et de diminuer la résistance thermique lamelle/substrat.

1.4.2 Taux d'étalement

Sur un substrat lisse, lorsque la température du substrat est supérieure à T_i , l'étalement de la particule est quantifié par le taux d'étalement ξ , défini comme le rapport du diamètre de la lamelle sur le diamètre de la particule incidente .

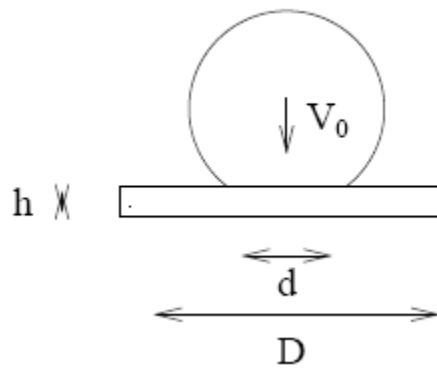


Figure 1.13 schéma d'étalement d'une goutte [41]

$$\xi = \frac{D}{d} = \frac{2}{d} \sqrt{\frac{A}{\pi}} \quad \text{I.4}$$

Avec D , le diamètre de la lamelle, d , le diamètre de la particule, A , la surface de la lamelle. Le diamètre D des lamelles est mesuré après déposition par observation microscopique

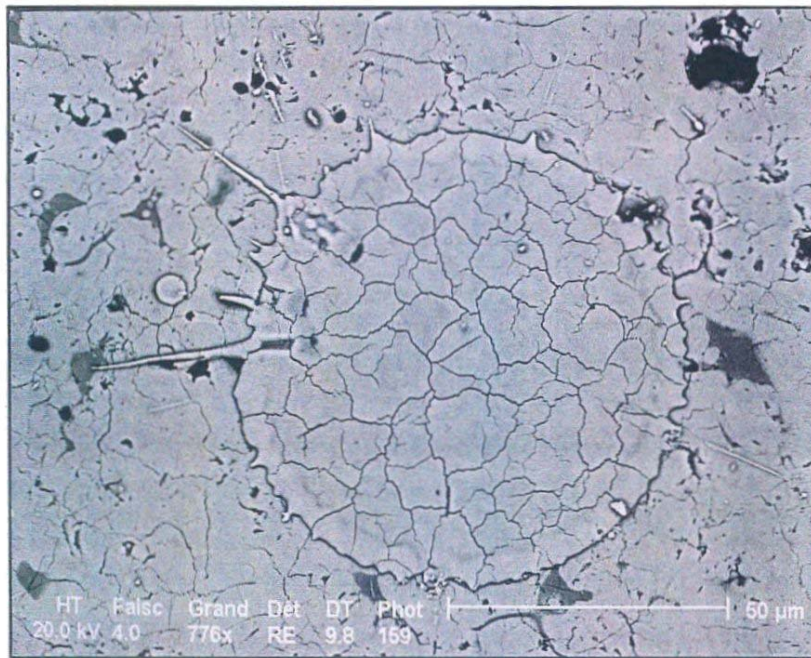


Figure 1-14 : Micrographie de lamelles de zircone sur substrat lisse, $T > T_t$ [24,38]

En tenant compte des forces de visqueuses et de surface. Madejski, 1976 [42] a résolu les équations de la déformation radiale d'un cylindre liquide et sa solidification sur un substrat lisse. Il a caractérisé l'étalement des lamelles par les nombres de Reynolds et de Weber de la particule incidente .

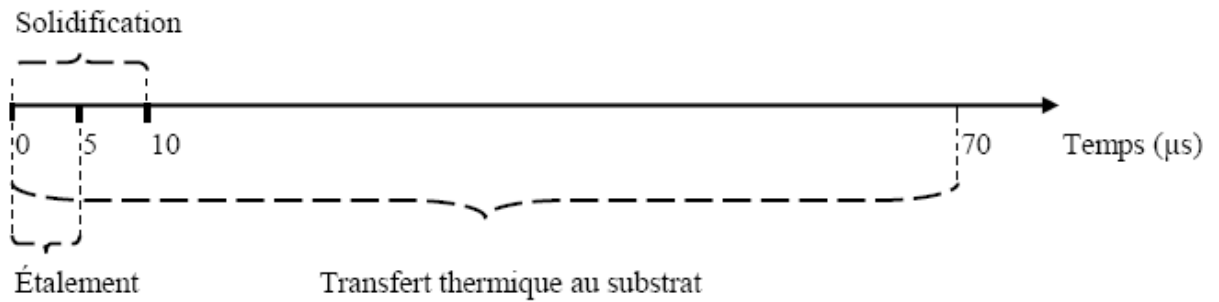


Figure 1-15 : Représentation linéaire des différentes échelles de temps caractéristiques des phases d'étalement et de refroidissement de la lamelle d'alumine impactant à 200m.s^{-1} et 2800K sur un substrat lisse d'acier inoxydable préchauffé à 500K .

D'après les résultats obtenus, l'étalement d'une particule d'alumine de $50\mu\text{m}$ de diamètre impactant à une vitesse de 200 m.s^{-1} sur de l'acier préchauffé à 500 K s'effectue en $5\mu\text{s}$. A la fin de l'étalement, la lamelle est presque solidifiée. La solidification est totale à $10\mu\text{s}$ et l'équilibre thermique avec le substrat (annulation des gradients thermiques) est atteint en $70\mu\text{s}$ (Figure 1-15). Ces résultats numériques peuvent être mis en parallèle avec l'étude expérimentale de Bianchi et al, 1994 [37]. Ces auteurs ont établi qu'une particule de zirconium projetée sur de l'acier préchauffé à 473K s'étale complètement (en moins de $1,5\mu\text{s}$) mais que la solidification commence avant la fin de l'étalement.

Bianchi, 1995 [38] a étudié la morphologie de lamelles de zirconium sur substrat acier lisse inoxydable 304L préchauffé à 75°C (température inférieure à T_t). L'image microscopique (Figure 1-16) illustre la morphologie des lamelles, quand la température du substrat est inférieure à T_t , les lamelles sont déchiquetées et la matière est éjectée du centre vers la périphérie de la lamelle.



**Figure 1-16 : Micrographies de lamelles de zircone obtenues par impact
D'une gouttelette liquide sur substrat lisse, $T < T_t$ [38]**

1.4.3 Adhérence du dépôt

L'adhérence des lamelles sur substrat lisse est d'excellente qualité lorsqu'un composé intermédiaire se forme à l'interface ou que la structure cristalline s'adapte. Dans le cas des dépôts élaborés par projection plasma, l'adhérence est générée essentiellement par trois types de liaisons :

- accrochage mécanique,
- liaison chimique,
- liaison métallique.

L'accrochage mécanique semble être le principal mécanisme qui engendre l'adhésion des lamelles sur le substrat [43]. Cependant le préchauffage du substrat améliore le contact entre la lamelle et la surface. En effet, si sur un substrat froid l'adhésion d'un dépôt de zircone atteint au mieux 30MPa, l'adhésion du même substrat préchauffé permet de dépasser 60MPa. [38,30]. La rugosité (Ra) du substrat est obtenue par sablage de la surface et sa valeur est essentiellement fonction de la taille de l'abrasif. Il est important que la hauteur des aspérités soit adaptée à la taille des lamelles. Un sablage trop long ou avec un abrasif usagé peut être préjudiciable à l'adhésion en raison de l'incrustation de résidus de sablage [44]. L'opération de sablage, généralement indispensable à l'adhésion du dépôt, est à l'origine de l'apparition d'un champ superficiel de contrainte dans le substrat. Les impacts de l'abrasif sur la pièce créent une forte compression de surface, affectent le niveau de contrainte sur plusieurs centaines de microns (Figure 1-17), atteignent des

valeurs de plusieurs centaines de MPa. De tels niveaux de contrainte déforment les pièces dont la rigidité est réduite même lorsque le sablage est effectué des deux côtés. Il est possible de relaxer les contraintes de sablage en faisant un traitement thermique de recuit de recristallisation de la pièce [45].

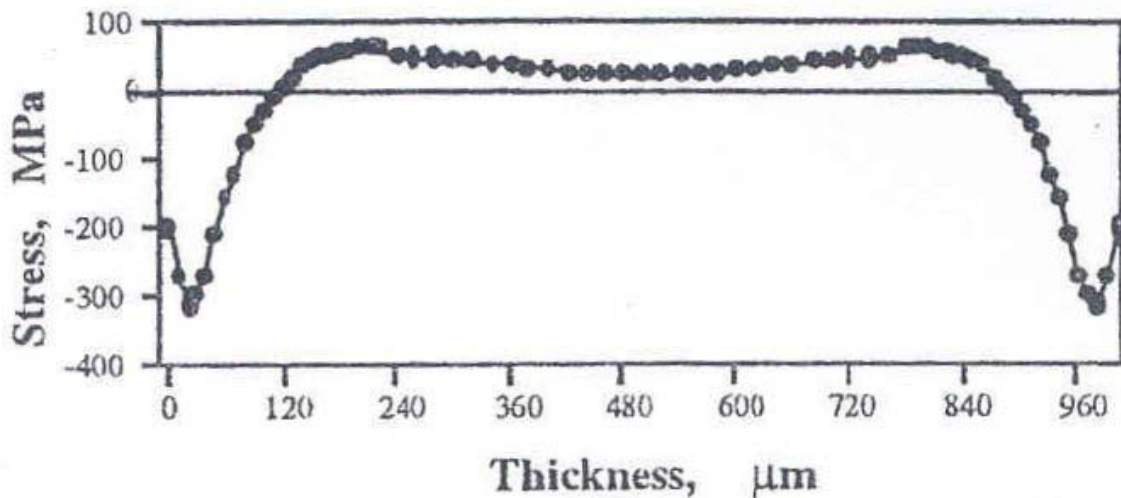


Figure 1-17 : Profil type de contraintes dans un substrat AISI 304L sablé sur ses deux faces [46].

1.4.4 Morphologie des particules écrasées

Après avoir été fondues, totalement ou partiellement, et accélérées par le plasma, les particules, lors de leur impact, subissent un choc qui entraîne leur déformation et leur aplatissement sous forme de lamelles [47,48]. Celles-ci sont fréquemment désignées par le terme anglais « splat » que l'on trouvera dans la suite du texte. Cet étalement est lié au transfert de l'énergie cinétique en énergie d'écoulement visqueux et en énergie de tension de surface [47,49, 50]. L'étalement des particules projetées par plasma a été largement étudié par des méthodes théoriques, numériques ou expérimentales. Tous ces travaux sont basés sur l'évaluation du degré d'étalement (ζ qui représente le rapport des diamètres respectifs de la particule en vol et de la lamelle) afin de déterminer les comportements d'étalement des particules projetées. D'autres travaux ont été réalisés pour examiner les effets de la température [47,51, 52], de la rugosité [47,53, 54] et des propriétés thermiques de substrat [55] sur l'étalement et la solidification des particules. L'effet de la mouillabilité de particule sur le substrat a été aussi évalué [56], la mouillabilité dépendant notamment des caractéristiques du substrat (rugosité, porosité, composition chimiques, état cristallin, ...). Sur un substrat lisse ($R_a < 0,05 \mu\text{m}$), avec un matériau projeté dont les propriétés des

particules à l'impact sont similaires, deux morphologies principales des lamelles ont été observées [57] : des lamelles circulaires ou « éclaboussées ». Fakumoto et al. [58] ont montré que les splats « éclaboussés » se forment sur substrat froid ; lorsque la température du substrat augmente et passe au delà d'une température dite « de transition T_t », les lamelles prennent une forme circulaire. La température de transition semble dépendre de la désorption de condensats et adsorbats gazeux ainsi que de la mouillabilité du substrat [59]. Sur des substrats métalliques, lorsque la température passe très au-delà de T_t , on retrouve une morphologie « éclaboussée » [60, 61, 62] : il existe donc une température optimale du substrat qui, pour un couple substrat/dépôt donné, est toujours déterminée expérimentalement.

1.4.5 Solidification et empilement des lamelles

Les vitesses de refroidissement, mesurées par pyrométrie bichromatique pour des particules de zircone ou d'alumine, sont très rapides et proches de 107 à 108 K/s [63]. Les faibles épaisseurs des lamelles ($\sim 1\mu\text{m}$) ainsi que les coefficients d'échanges thermiques estimés supérieurs à $10^5 \text{ W.m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ laissent supposer à McPherson [64], que, dans le cas de la projection plasma, le mode de refroidissement est en général limité par le transfert thermique à l'interface. Ce transfert thermique est influencé par la résistance thermique de contact et l'épaisseur de la lamelle, alors que la nature du substrat est sans importance [63]. Le transfert de chaleur se fait perpendiculairement au substrat ce qui entraîne la formation d'une structure colonnaire caractéristique des dépôts réalisés par projection thermique [63, 65]. Les premières lamelles solidifiées subissent un réchauffement induit par l'écrasement de la particule suivante au même endroit [65]. La chaleur est diffusée rapidement dans le substrat ou les couches déjà déposées à une vitesse qui dépend de nombreux paramètres (nature des matériaux, structure du dépôt, température de préchauffage du substrat, système de refroidissement, épaisseur du cordon de projection...) [66, 67]. Ce mode de construction lamellaire génère des microporosités, des fissurations inter et intralamellaires ainsi que des zones de contact imparfait au niveau des empilements lamelle - lamelle et lamelle - substrat qui influent sur les propriétés d'usage des matériaux revêtus

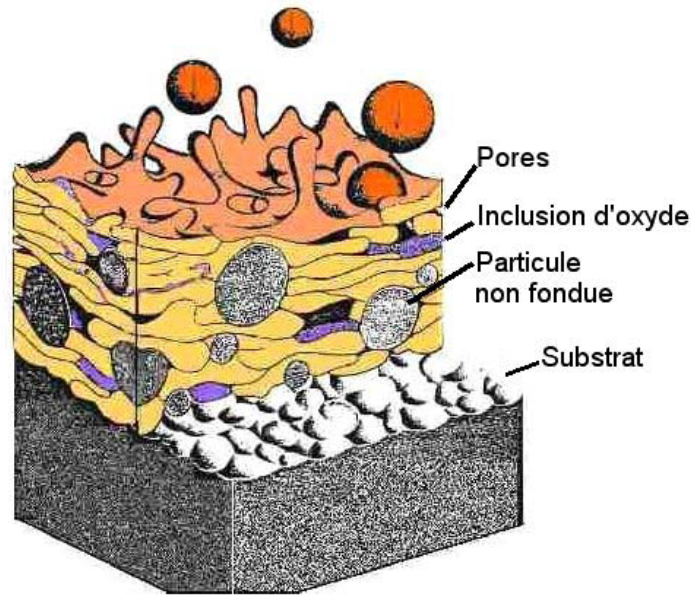


Figure 1-18 : Schéma d'un dépôt en croissance

Conclusion

Si nous prenons en compte la littérature, l'une des raisons du développement considérable des traitements superficiels au sens large est la recherche de solutions aux problèmes de tribologie. Ces problèmes faisant intervenir des interactions physicochimiques ou non, c'est à dire que les problèmes de tribologie peuvent se transformer en problèmes de tribochimie.

Un des handicaps majeurs rencontrés par cette science est que la résistance à l'usure n'est pas une propriété intrinsèque des matériaux ou des couples de matériaux qui constituent un système tribologique. Autrement dit la notion de bon traitement universellement anti-usure est une utopie.

En sus des caractéristiques propres aux matériaux choisis pour élaborer les revêtements, les dépôts réalisés par projection thermique possèdent des caractéristiques plus ou moins favorables selon l'application envisagée. La plus marquante est sans doute est l'état de fusion des particules, ainsi que l'angle d'impacte qui génère des microporosités, des fissurations inter et intra lamellaires ainsi que des zones de contact imparfait au niveau des empilements lamelle - lamelle et lamelle - substrat qui influent sur les propriétés d'usage des matériaux revêtus. Il serait donc intéressant de réaliser une étude numérique de l'impact et la solidification des gouttes sur substrat, ou nos objectifs seront plus liés à la compréhension et au contrôle des mécanismes intervenant lors de la projection thermique, et nous nous attacherons à l'étude du comportement de l'étalement sur le substrat des particules dans différentes conditions d'états de fusion.

Chapitre 2

Modèle D'Étalement Et Traitement Numérique

La simulation numérique d'impact d'une goutte sur un substrat fait appel à la résolution de plusieurs équations qui couplent les aspects thermiques et dynamique. Dans ce chapitre nous allons décrire les équations et les méthodes numériques qui permettent de les résoudre.

2.1. Modèle dynamique

Bien que les expériences concernant les impacts de gouttes aient pris de l'ampleur depuis les premiers travaux de Worthington. La diversité des écoulements, les temps caractéristiques très courts et les échelles spatiales très petites rendent les manipulations difficiles à réaliser. De plus; le caractère aléatoire de l'impact est difficile à contrôler (vitesse d'impact ; température...). C'est pour quoi l'outil numérique devient rapidement indispensable afin de considérer les échelles de temps et d'espace qui nous concernent. de nombreuses études ont été réalisées en ce sens adoptant des techniques diverses ; par application du principe fondamental de la dynamique ; le bilan des forces au sein de chaque fluide newtonien exprime la vitesse en fonction des paramètres du système .

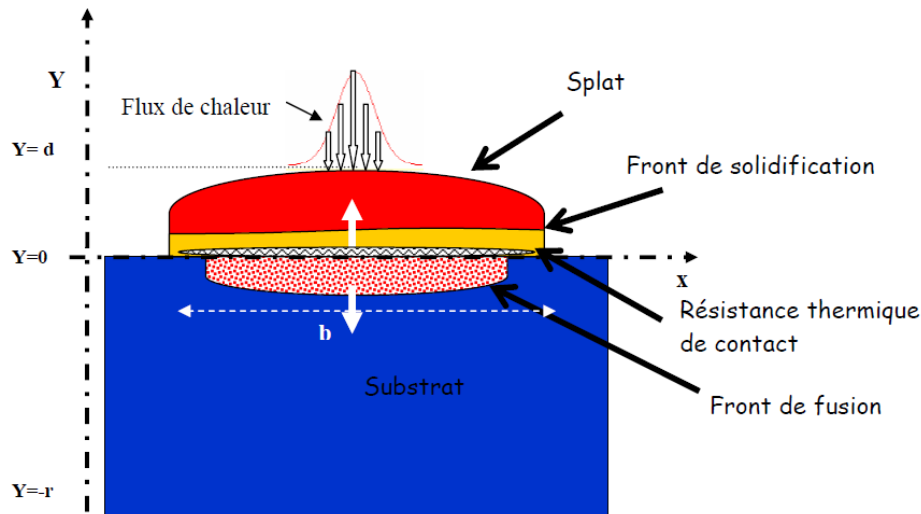


Figure 2.1 Schéma de principe des échanges thermiques entre la goutte, en cours de gel, et le substrat selon [68,69].

Le problème considéré est l'écoulement de deux fluides incompressibles non miscibles. Pour un maillage structuré fixe non conforme à l'interface, la formulation eulérienne régissant l'écoulement diphasique dans les deux phases est composée des équations de Navier-Stokes (2.2), couplées avec la condition d'incompressibilité (2.1).

$$\nabla \cdot u = 0 \quad 2.1$$

$$\rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + \nabla \cdot (uu) \right) = -\nabla p + \rho g + \nabla \cdot (\mu [\nabla u + \nabla^T u]) + F_{TS} \quad 2.2$$

Où ρ et μ sont respectivement la masse volumique de la phase concernée.

A cette équation de base sont ajoutés différents termes pour prendre en compte les divers aspects de notre problème. Le terme F_{TS} est lié à la notion d'interface de deux fluides non miscibles. Afin de prendre en compte le caractère diphasique fluide-air de l'impact de goutte, l'interface des phases immiscibles est modélisée par une équation définie grâce à la conservation des flux de matière, donc de la masse. Soit V' la vitesse locale de l'interface de normale n_i et $\rho_1 u_1$ et $\rho_2 u_2$ les équations de mouvement associées aux fluides 1 et 2 par conservation de masse :

$$\rho_1(\mathbf{u}_1 \cdot \mathbf{n}_i - \mathbf{V}' \cdot \mathbf{n}_i) = \rho_2(\mathbf{u}_2 \cdot \mathbf{n}_i - \mathbf{V}' \cdot \mathbf{n}_i) \quad 2.3$$

cette équation permet de traduire la continuité du champ de vitesse normale à l'interface mais ne prend pas en compte la présence de la tension superficielle dans cette zone. A l'équation 2.2 est donc ajouté un terme qui correspond à la force issue de la tension superficielle, soit :

$$F_{TS} = \sigma \kappa \delta n_i \quad 2.4$$

ou σ , κ et δ sont respectivement le coefficient de tension superficielle, la courbure moyenne locale de l'interface et la fonction Dirac puisque l'interface est considérée comme un saut de propriétés physiques.

ces équations sont valables dans chaque phase fluide prise séparément. Afin de déterminer le champ de vitesse dans tout le domaine, il est nécessaire de résoudre une équation supplémentaire qui prend en compte la présence de l'un ou l'autre des fluides en chaque zone du domaine. ce type de modèle ou tout est résolu par les mêmes équations avec prise en compte de la présence des fluides est appelé modèle à un fluide ou mésoscopique.

2.1.2 Méthodes de calcul d'interface :

La résolution des problèmes diphasiques avec des fluides non miscibles pose le problème de la présence d'une interface séparant les fluides. Pour déterminer entièrement l'écoulement, il est nécessaire :

- de résoudre les équations du mouvement dans les deux phases,
- de représenter l'interface dans l'espace,
- de caractériser le mouvement de l'interface, sachant que sa dynamique est étroitement liée à celle des fluides environnants.

Le choix d'une méthode numérique dépend étroitement du type de problème considéré. Les méthodes les plus employées pour simuler les écoulements diphasiques en présence d'interfaces recourent à une discrétisation des équations du mouvement sur un maillage. Parmi ces méthodes distinguons :

- ✚ Méthodes à maillage mobile : elles utilisent un maillage qui s'adapte aux contours de l'interface. Il est nécessaire d'avoir des éléments de maillage aux frontières régulières, l'utilisation de frontières irrégulières engendre des erreurs numériques. Un remaillage est nécessaire pour suivre les mouvements de l'interface au cours du temps. Or la complexité des algorithmes de remaillage est telle qu'il est difficile de simuler des écoulements dans lesquels se produisent de forts changements de topologie de l'interface. Ce type de méthode est utilisé pour étudier des écoulements à surface libre comme les phénomènes de l'impact et de solidification [70].
- ✚ Méthodes à maillage fixe : elles emploient un maillage fixe en utilisant une adaptation locale du maillage dans chaque cellule contenant une portion d'interface [71]. C'est donc l'interface qui est en mouvement dans une grille immobile qui peut être structurée, ou non structurée. On distingue parmi les différentes méthodes, celles des marqueurs de surface et celles de suivi de volume. La première approche a été introduite par Harlow et Welch [72], elle est dite MAC « Marker and Cells », elle utilise des points virtuels pour marquer toute une région qui ne contient qu'un seul fluide. Les points marqueurs sont transportés de façon passive par l'écoulement, en général à l'aide d'une méthode lagrangienne. Cette méthode MAC est historiquement la première à avoir permis l'étude des écoulements à surface libre complexe tels que l'impact d'une goutte sur un film liquide [73]. La difficulté de ces méthodes tient à ce qu'il faut constamment redistribuer les points marqueurs dans les régions où l'écoulement a provoqué leur dispersion afin de conserver une bonne précision dans le calcul. Il est ainsi nécessaire de stocker les coordonnées de chacun des points marqueurs, ce qui en limite le nombre.

Il est difficile avec ces méthodes de reconnecter les interfaces de façon automatique. Les algorithmes de redistribution des points marqueurs qui assurent la rupture ou la coalescence des interfaces peuvent être complexes. La deuxième approche de suivi de volume utilise une description implicite de l'interface. Celle-ci est représentée explicitement comme une surface qui traverse le maillage, et elle est caractérisée à l'aide d'une fonction de phase. Par calcul de l'évolution de cette fonction, l'interface est déterminée en fonction du temps. Pour ce faire deux méthodes existent :

- **Méthode Volume de Fluide VOF (Volume Of Fluid) :** [74,75] utilise la fonction de phase comme la fraction volumique d'un fluide par rapport à l'autre [76]. La fraction volumique dans la cellule (i, j) est défini par :

$$c_{i,j} = \left(\frac{1}{h}\right)^2 \iint_{o\ o}^{h\ h} X(x,y) dx. dy \quad 2.5$$

où $X(x,y)$ est la fonction caractéristique, elle est égale 1 dans un fluide et 0 dans l'autre. Dans chacune des cellules contenant uniquement du fluide 1 ou uniquement du fluide 2, la fraction volumique est égale respectivement à 1 ou 0. Par contre dans les cellules traversées par l'interface, la fraction volumique est strictement comprise entre zéro et un. Il est nécessaire de déterminer la position de l'interface à chaque instant à partir du champ de fraction volumique pendant l'étape de reconstruction de l'interface.

- **Méthodes de ligne de niveau ("level set"),** utilise la fonction de phase comme la distance par rapport à l'interface [77]. Cette méthode a été introduite par Osher et Sethian [77], elle représente l'interface comme une ligne de niveau d'une fonction ϕ en fonction du temps et de l'espace. L'évolution au cours du temps de la fonction ϕ est régie par l'équation hyperbolique :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + u \cdot \nabla \phi = 0 \quad 2.6$$

où u est la vitesse du fluide.

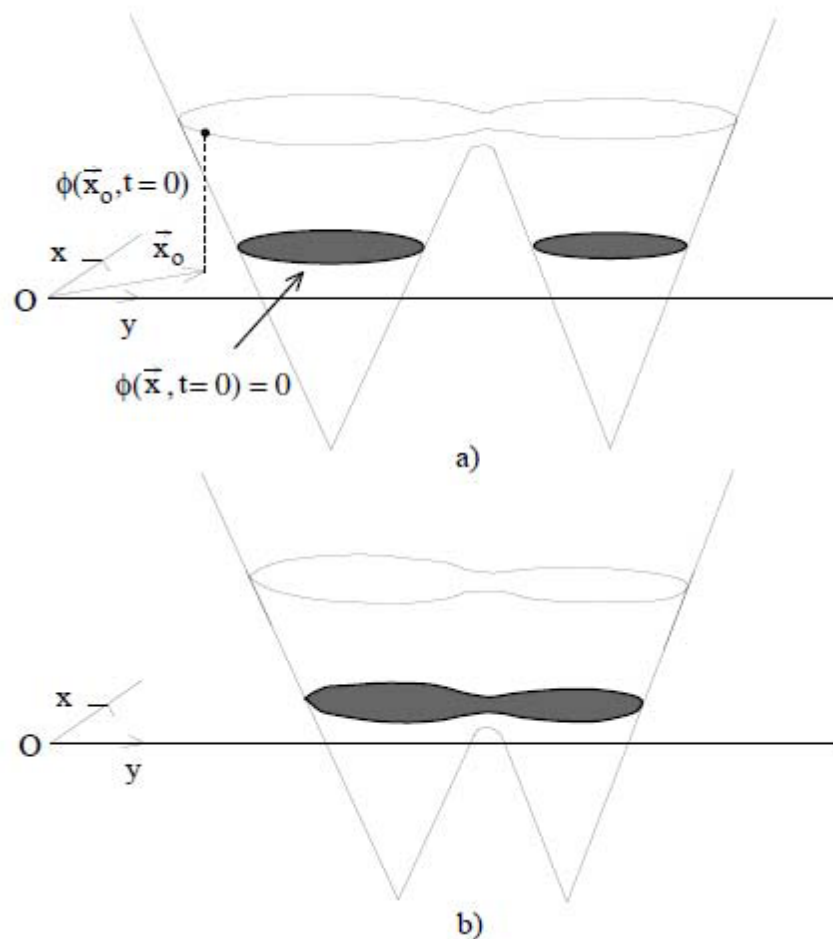


Figure 2.2: Changement de topologie de l'interface dans "level set"

Les interfaces sont définies par la fonction ϕ . a) $t = 0$. En gris, deux sous domaines non connexes, b) $t = \Delta t$, la topologie a changé. Il n'existe plus qu'une seule interface et un seul domaine connexe [78]. L'avantage de cette dernière méthode est d'être facilement généralisable au cas tridimensionnel, et aussi aux changements de topologie et les reconnections d'interfaces s'effectuent de façon automatique, Figure 2.2 [78].

2.1.2.1 Modèle à un fluide :

Ce modèle a été choisi car il s'adapte bien à la discrétisation sur maillage fixe cartésien utilisé lors des simulations sans se préoccuper de la position de l'interface par rapport au

maillage. Ce type de modèle a été utilisé par plusieurs auteurs pour simuler la déposition sur substrat sec [Pasandideh- Fard] [69] ou l'impact sur film liquide [Gueyffier] [70]. il convient donc de définir une fonction qui détermine géométriquement la position des phase dans le domaine

soient ϕ_1 et ϕ_2 les fonctions phase définies par :

$\phi_1(x,y,z,t)=1$ dans les zones contenant le fluide 1

$\phi_1(x,y,z,t)=0$ dans les zones ne contenant pas le fluide 1

$\phi_2(x,y,z,t)=1$ dans les zones contenant le fluide 2

$\phi_2(x,y,z,t)=0$ dans les zones ne contenant pas le fluide 2

les fluides étant immiscibles, il vient tout naturellement que $\phi_2(x,y,z,t)=1-\phi_1(x,y,z,t)$.

par continuité des vitesses à l'interface, la vitesse locale de l'interface V vérifie :

$$V = u_1 \cdot n_i = u_2 \cdot n_i \quad 2.7$$

les fonctions phase ϕ_1 et ϕ_2 se déplacent en fonction de la vitesse de l'interface V :

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} + V \cdot \nabla \phi = 0 \quad 2.8$$

cette équation d'advection définit le transport de chaque phase dans le domaine. en particulier à l'interface ou intervient le saut de phase de 1 à 0 .

au lieu d'utiliser deux fonctions de phase ϕ_1 et ϕ_2 il est plus intéressant d'introduire une fraction volumétrique qui répond aux mêmes lois et définie sur tout le domaine [Vincent] [79].

$$\frac{\partial C}{\partial t} + V \cdot \nabla C = 0 \quad 2.9$$

Cette fraction volumique appelée fonction couleur et note C prend pour valeur 1 dans la fluide qui compose la goutte et 0 dans l'air .Les caractéristiques physiques des milieux s'expriment en fonction de la présence de chaque fluide :

$$\rho = \rho_1 + (\rho_2 - \rho_1)C \quad 2.10$$

$$\mu = \mu_1 + (\mu_2 - \mu_1)C \quad 2.11$$

a l'aide du modèle à un fluide et de la définition de la fonction couleur, la tension superficielle peut être exprimée seulement en fonction de C.

2.1.2.2 Modélisation de la tension de surface :

La tension superficielle est une force qui agit sous la déformation de l'interface. Elle est donc proportionnelle à la courbure de l'interface :

$$F_{TS}(M) = \sigma \kappa(M) u_i(M) \quad 2.12$$

la géométrie de l'interface n'est pas une donnée du problème. Le fait d'exprimer le problème par un modèle à un fluide permet de s'affranchir de cette donnée. Il est donc nécessaire de pouvoir exprimer la courbure κ grâce aux autres variables. Afin de déterminer la tension superficielle. Une méthode [Brackbill][79] consiste à sommer les forces de tension tangentielle à l'interface sur le contour ds d'un volume élémentaire, puis à exprimer la tension superficielle comme intégrale curviligne sur ds des termes $\sigma t(M)$ où t est une force de surface tangentielle à l'interface et $M \in ds$. A l'aide de cette définition, la courbure moyenne est égale à l'opposé de la divergence de la normale à l'interface. On obtient donc :

$$F_{TS}(M) = -\sigma (\nabla \cdot n_i)(M) n_i \quad 2.13$$

De plus, la normale à l'interface est également fonction de la couleur C :

$$n_i = \frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \quad 2.14$$

Enfin, le terme de tension superficielle s'exprime seulement en fonction du coefficient de tension et de la fonction couleur C :

$$F_{TS}(M) = \sigma \nabla \left(\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \right) \cdot \frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \quad 2.15$$

au finale , le systèmes d'équation à résoudre est le suivant :

$$\left\{ \begin{array}{l} \nabla \cdot u = 0 \\ \frac{\partial C}{\partial t} + V \cdot \nabla C = 0 \\ \rho \left(\frac{\partial(\rho u)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho u u) \right) = -\nabla p + \rho g + \nabla \cdot (\mu [\nabla u + \nabla^T u]) - \sigma \nabla \left(\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \right) \cdot \frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \end{array} \right. \quad 2.16$$

ce système permet de résoudre les inconnues (u,p,C) par une expression volumique des équations de mouvement en incompressible avec prise en compte des forces inter faciales sans la détermination explicite de la géométrie de la courbure de l'interface

2.1.3 Technique de suivi d'interface :

Les écoulements considérés dans cette étude mettent en présence deux fluides non miscibles. Il existe donc une interface de discontinuité qui sépare ces deux fluides newtoniens Incompressibles (ou newtoniens généralisés incompressibles). L'interface est reconstruite à partir du changement des propriétés physiques. Un des inconvénients de la méthode vient de la non connaissance explicite de la position de l'interface. On retrouve pour ces méthodes eulériennes deux grandes familles, les méthodes de suivi de front et les méthodes de suivi en volume, plus Communément appelées méthodes VOF, qui nous intéressent ici. ou On trouve principalement deux méthodes pour résoudre l'équation de transport de la fonction couleur, une méthode avec reconstruction d'interface et l'autre sans reconstruction d'interface. Ces méthodes sont détaillées ci-après.

2.1.3.1 VOF-PLIC ou VOF-CIAM (reconstruction d'interface) :

La fonction couleur C représente le volume de fluide occupé dans chaque cellule de calcul. Si la fraction volumique dans une cellule est comprise entre 0 et 1, cela signifie que l'interface est située dans cette cellule, et que l'on connaît la part de volume occupée par le fluide.

La résolution de l'équation de transport sur C se fait en positionnant l'interface puis en l'advection à partir des caractéristiques de l'écoulement[80,81].

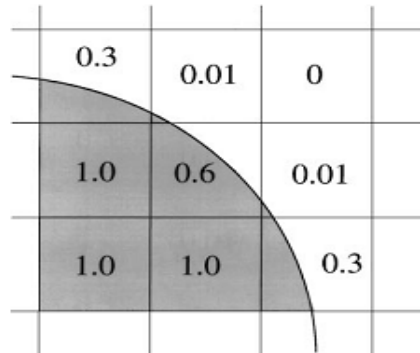


Figure 2.3: Exemple de fraction volumique associée à une interface sur un maillage discret (tiré de Scardovelli and Zaleski 1999)

La méthode de reconstruction par calcul de l'interface affine par morceaux, appelée méthode VOF-CIAM en français ou VOF-PLIC en anglais (Piecewise Linear interface Calculation), se décompose en trois phases : la reconstruction de l'interface (orientation de la normale et positionnement dans la cellule), le transport lagrangien de l'interface et le calcul de la nouvelle fraction volumique. L'interface est alors approchée par un segment (pour les cas 2-D) ou par un plan (pour les cas 3-D).

La reconstruction de l'interface est basée sur le fait que la surface plane contenue dans une cellule est complètement déterminée par la normale à l'interface et la fraction volumique de la cellule étudiée. L'orientation de la normale est tout d'abord estimée à partir du gradient de la fraction volumique, ce qui revient, en 2-D, à une approximation par différences finies à 9 points. Une fois la normale orientée, on peut alors positionner l'interface, à l'aide de la fraction volumique. Il faut pour cela trouver une parallèle à la droite définie par la normale qui permet de positionner le segment donnant la fraction volumique correcte.

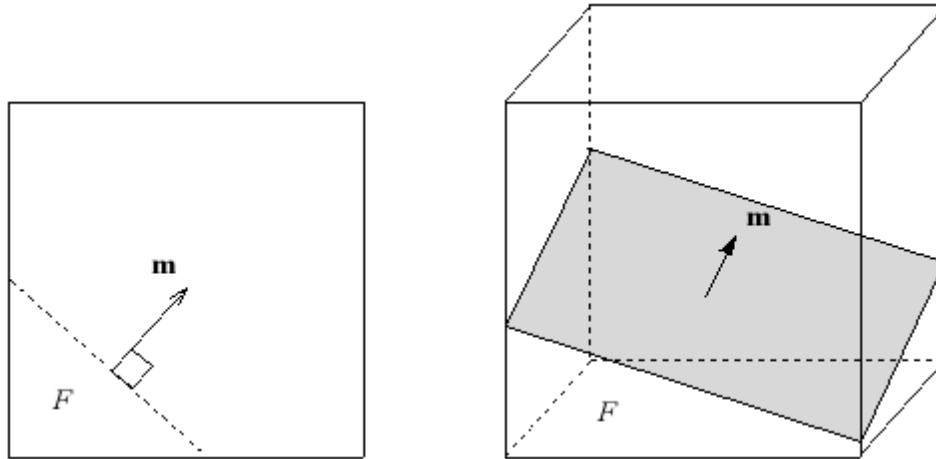


Figure 2.4 : Positionnement de l'interface en fonction de son orientation et de la fraction volumique (tiré de Breil, 2001)

Un inconvénient de cette méthode est que les segments ainsi calculés ne sont pas raccordés aux segments des cellules voisines. Il est possible d'imposer la continuité de l'interface mais au détriment de l'avantage principal des méthodes VOF qui est la conservation du volume.

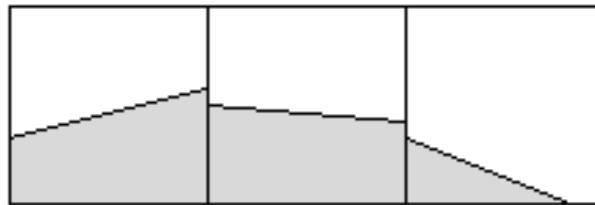


Figure 2-5 : Exemple de reconstruction d'interface sans raccordement des segments

Enfin on peut advecter l'interface, chaque point de l'interface se déplaçant à une vitesse dont chaque composante est issue de l'interpolation linéaire sur les côtés de la cellule (entre 0 et h). L'utilisation d'une condition de C.F.L.=0.5 permet de limiter le pas de temps pour que l'interface se déplace au maximum d'une demi-maille. Une fois l'interface déplacée, on peut enfin calculer la nouvelle fraction volumique dans la maille, et passer au pas de temps suivant.

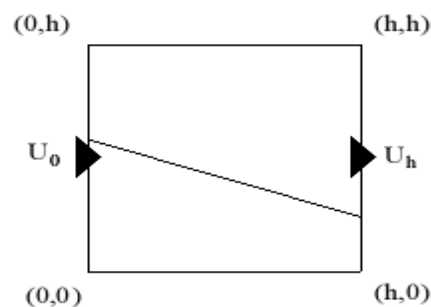


Figure 2.6 : Advection des segments représentant l'interface

2.1.3.2. TVD (sans reconstruction d'interface) :

Cette méthode fait partie elle aussi des méthodes V.O.F., puisqu'elle est basée sur la fonction couleur, advectée dans l'écoulement. Cette fois-ci, il n'y a pas de reconstruction explicite de l'interface, l'interface entre les deux milieux étant simplement repérée par la discontinuité de C , entre 0 et 1. Dans la pratique, la surface est caractérisée par $C = 0.5$.

Un schéma classique de type UPWIND par exemple sera trop diffusif et la discontinuité va s'estomper ; Des schémas d'ordre plus élevé ne permettent pas pour autant de mieux résoudre ce problème, la forte discontinuité à l'interface donnant des oscillations numériques trop importantes ; Les schémas Total Variation Diminuant (TVD) permettent une bonne reproduction du transport d'une discontinuité telle que l'interface entre les deux fluides. Le nombre d'oscillations est limité, et la diffusion numérique de la discontinuité est limitée aux trois cellules voisines de l'interface.

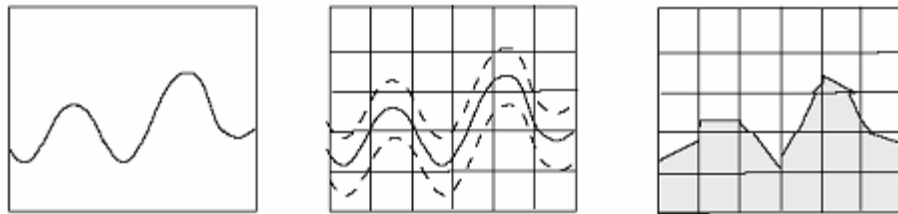


Figure 2.7 : Différentes méthodes de suivi d'interface : (a) méthode VOF-TVD, (b) méthode VOF-PLIC.

Ces schémas de discrétisation sont détaillés par Vincent et Caltagirone (1999). La simulation de la propagation d'une fonction échelon met en évidence la capacité du schéma TVD à résoudre le transport d'une fonction présentant une forte discontinuité. Là où des schémas classiques de type "upwind" sont trop diffusifs et où des schémas d'ordre plus élevés donnent de fortes oscillations.

2.2 Modèle thermique :

Les modèles de transfert thermique unidimensionnel couplés aux modèles qui décrivent l'étalement de la matière sur le substrat traitent le refroidissement et la solidification des lamelles comme un problème uniquement thermique. Ce sont des modèles simples comparés aux modèles de l'écoulement de la phase fluide comme ceux développés par Mostaghimi et al qui traitent la

formation des lamelles de façon très élargie pour prédire leurs morphologies, ainsi que l'effet des différents paramètres sur cette dernière.

Ce paragraphe est consacré pour les modèles physiques nécessaires à l'étude du phénomène couplé, de l'étalement et la solidification de particules, métallique ou céramique, lors d'un procédé de projection thermique.

2.2 .1 Transfert de chaleur avec changement de phase :

les premiers publications sur le changement de phase remontent à Stefan (1891)[82].C'est pourquoi la dénomination « problème de Stefan » pour un problème de changement de phase est toujours utilisée même pour des formulations plus complexes que le problème initial. Dans le problème de Stefan ,le changement de phase est considéré une transformation isotherme instantanée .Depuis une vingtaine d'année ,de multiples méthodes numériques ont été proposées dans la littérature pour résoudre le problème de Stefan [83]. En générale, ces méthodes cherchent à approcher la position du front de solidification /fusion au cours du temps, et se divisent alors en deux catégories principales:

-Les méthodes à grille mobile ou déformable: aussi appelées méthodes de suivi de front (front tracking).

-les méthodes à grille spatiale fixe/ qui regroupent par exemple la méthode de la chaleur spécifique équivalente, la méthode de la source de chaleur fictive et la méthode d'enthalpie.

2.2.1.1 Méthode à grille mobile : Méthode de suivi de front :

Les méthodes à maillage déformable se fondent sur la formulation classique de Stefan définie de la manière suivante [84]:

-dans le domaine occupé par la phase liquide l

$$\rho_l c_{pl} \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \cdot (\lambda_l \nabla T) = 0 \quad 2.17$$

dans le domaine occupé par la phase solide s

$$\rho_s c_{ps} \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \cdot (\lambda_s \nabla T) = 0 \quad 2.18$$

à l'interface liquide-solide $\Gamma(x,t)$

$$\rho L_f g_n = \lambda_s \frac{\partial T}{\partial n} - \lambda_l \frac{\partial T}{\partial n} \quad 2.19$$

Dans les équations ci-dessus, n représente la normale à l'interface. $\Gamma(x,t) = 0$

Et g_n la composante normale de la vitesse de déplacement de l'interface Liquide/Solide. la formulation par élément finie d'un tel problème fait alors appel à des techniques de maillage évolutif. Le maillage est régénéré à chaque instant afin qu'une de ses lignes (ou surface) se superpose à ce front. Parmi ces méthodes, on citera celles qui utilisent des transformations de coordonnées pour résoudre le problème dans un espace de coordonnées à maillage régulier [85] [85,86,70]. Dans le cadre de résolution des problèmes de fusion/solidification, ces méthodes ne s'appliquent qu'aux cas de changement de phase isotherme (corps purs) dans le cas contraire (aciers, alliages) l'interface solide-liquide n'est pas une surface de discontinuité franche, mais s'apparente alors, à l'échelle macroscopique, à une zone pâteuse où coexistent les phases liquide et solide. Dans ce cas, les méthodes à maillage fixe sont préférables.

2.2.1.2 Méthode à grille fixe :

les méthodes à grille (maillage) fixe sont fondées sur une formulation d'enthalpie de l'équation de conservation de l'énergie, et utilisent la fraction liquide locale pour suivre le déplacement du front de solidification à travers le maillage statique.

2.2.1.2.1 Méthode d'enthalpie:

La méthode d'enthalpie à maillage fixe est devenue un standard des modélisations des changements de phase liquide-solide. Elle a été décrite en détails, entre autres, par Voller et al. [87] sous ses différentes formes. Voller a, en outre, écrit cette méthode dans sa forme la plus utilisée jusqu'à aujourd'hui. [88]

L'équation d'énergie est écrite à la fois dans la phase liquide et la phase solide, et pour déterminer la progression de l'interface Γ , le modèle de conduction prend en compte la chaleur latente. Cette formulation requiert un algorithme de suivi du front particulièrement fin.

La fonction d'enthalpie massique $H(T)$ est introduite (Fig.2.8). Elle inclut la chaleur latente par unité de masse L_f et est définie comme suit :

$$H(T) = \int_{T_{ref}}^T c_p(T) dT + f_l L_f \quad 2.20$$

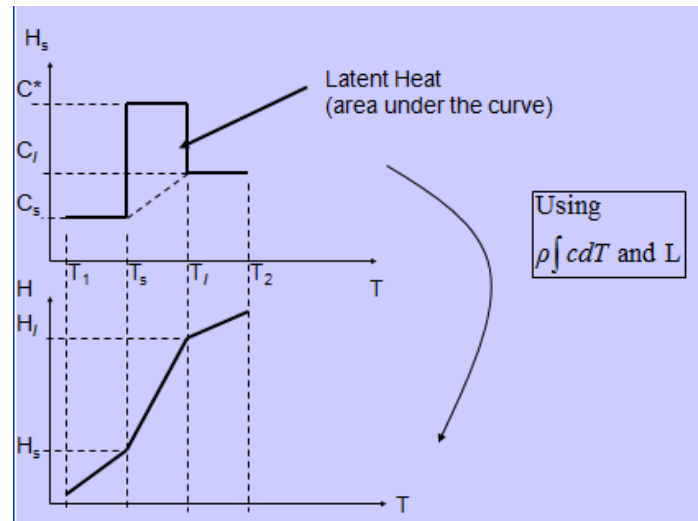


Figure 2.8 Evolution de l'enthalpie en fonction de la température

La conservation de l'énergie s'exprime alors [89].

$$\frac{\partial(\rho H)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho H v) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q \quad 2.21$$

qu'on peut réécrire, en utilisant la conservation de la masse, sous forme :

$$\rho \frac{\partial(H)}{\partial t} + \rho v \cdot \nabla H = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q \quad 2.22$$

soit encore en terme de température [89] :

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho c_p v \cdot \nabla T = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q + \rho L_f \frac{df_s}{dt} \quad 2.23$$

2.2.1.2.2 Méthode de la chaleur spécifique équivalente :

La formulation en capacité calorifique équivalente consiste à prendre en compte la chaleur latente directement dans la capacité calorifique c_p [89]. Ainsi, si le chemin de Solidification n'est fonction que de la température, on peut formellement définir une chaleur spécifique équivalente:

$$\frac{\partial \rho H}{\partial t} = \rho c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L_f \frac{df_s}{dT} \frac{dT}{dt} = \rho c_p^{eq} \frac{\partial T}{\partial t} \quad 2.24$$

la chaleur spécifique équivalente c_p^{eq} est ainsi définie :

$$\rho c_p^{eq} = \rho c_p - \rho L_f \frac{df_s}{dT} \quad 2.24$$

Cette méthode permet d'exprimer le problème thermique en température, en résolvant :

$$\rho c_p^{eq} \frac{\partial(T)}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q \quad 2.25$$

le changement de phase est alors traité comme une non linéarité de propriétés physique.

2.2.2 Modèle thermique utilisé :

Le modèle de transferts thermiques que nous avons adopté est basé sur une formulation a chaleur spécifique équivalente, d'un fluide en mouvement qui va permettre donc de contrôler les conversion d'énergie dans le système. Le modèle de transferts thermiques a chaleur spécifique équivalente convient particulièrement bien aux modèles à domaines fixes, puis qu'elle ne nécessite pas d'imposer explicitement la condition de changement de phase à l'interface solide-liquide. D'autre part, c'est aussi la formulation la plus adaptée à la résolution numérique des problèmes à changement de phase anisotherme.

$$\rho c_p^{eq} \left(\frac{\partial(T)}{\partial t} + (V \cdot \nabla) T \right) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q \quad 2.26$$

2.3 Résolution numérique :

Lors de l'impact d'une goutte sur un substrat sec, du point de vue de la dynamique (problème isotherme), la compétition entre les différents mécanismes agissant sur la phase d'étalement conduit à des régimes d'étalement très différents: étalement simple (formation de splats), étalement et rebond ou éclatement (splashing). Quand il s'agit d'introduire le transfert de chaleur avec le substrat et plus particulièrement le processus de solidification, le problème devient d'autant plus complexe que les temps caractéristiques ne sont pas assez différents pour pouvoir découpler les deux processus et le nombre de paramètres augmente significativement.

De plus les modèles de solidification utilisés jusqu'alors sont des modèles à l'équilibre [90] ne permettant pas de prendre en compte des conditions de solidification rapide.

Il existe deux types de méthodologies différentes pour résoudre les problèmes diphasiques. La première, dite approche lagrangienne, consiste à discrétiser un seul des deux fluides en présence, et considérer l'interface des deux fluides comme condition limite du problème. Les équations de Navier-Stokes dans ce domaine permettent le mouvement de ce milieu sans prendre en compte l'autre fluide. Ce la nécessite un maillage adaptatif qui suit les déformations de l'interface. L'intérêt de ce type de méthode est de fournir avec précision l'évolution de la surface libre en fonction du temps et grâce à un maillage évolutif, de raffiner localement pour améliorer la précision des phénomènes liés à l'interface. Les inconvénients de cette méthodologie résident dans le cout et le temps de calcul nécessaire à la reconstruction de l'interface et des conditions limites du système à chaque pas de temps. De plus ,cette méthodologie n'est pas bien adaptée aux problèmes de rupture de fluide que l'on rencontre par exemple lors du splash qui génère des gouttes secondaire.

L'autre méthodologie est dite eulérienne. Elle consiste à discrétiser les équations sur le domaine entier qui englobe les deux fluides. Les conditions limites sont externes et n'ont pas de lien avec l'interface entre les deux fluides. L'avantage de cette méthode est de s'adapter parfaitement au maillage cartésien uniforme fixe, elle est donc moins couteuse que la précédente. De plus, les phénomènes de rupture d'interface ne se posent pas de problème de structure dans ce type de méthodologie. Des simulations numériques ont été réalisées grâce à ce principe sur l'impact séquentiel de deux gouttes, la seconde s'écrasant sur une lamelle stabilisée formée par la

première[91] ;Ce pendant, de part sa nature ,cette méthode nécessite de déterminer la position et la géométrie de l'interface ,grâce à l'équation couleur .

le modèle numérique proposé et qui sera implémenté dans un code numérique ,consiste à résoudre les équations de Navier-Stokes, couplées avec les conditions d'incompressibilité ainsi que la conservation d'énergie thermique, discrétisées au moyen d'une méthode d'élément finis ,et un algorithme de volume de fluide (VOF) [BUSSMANN M., 2002 ; NICHOLS B. D., 1980] est utilisé pour suivre la surface libre du fluide, dans un domaine a maillage fixe. La résistance thermique de contact à l'interface lamelle-substrat est, aussi supposée nulle, ce qui correspond à un transfert de chaleur maximum entre la particule et le substrat, ainsi que particule – jet et jet-substrat.

finalement, le systèmes d'équation du problème couplé à résoudre par la méthode eulérienne est le suivant :

$$\left\{ \begin{array}{l} \nabla \cdot \mathbf{u} = 0 \\ \frac{\partial C}{\partial t} + \mathbf{V} \cdot \nabla C = 0 \\ \rho \left(\frac{\partial(\rho \mathbf{u})}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u} \mathbf{u}) \right) = -\nabla p + \rho \mathbf{g} + \nabla \cdot (\mu [\nabla \mathbf{u} + \nabla^T \mathbf{u}]) - \sigma \nabla \left(\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \right) \cdot \frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \\ \rho c_p^{ea} \left(\frac{\partial T}{\partial t} + (\mathbf{u} \cdot \nabla) T \right) = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + Q \end{array} \right. \quad 2.27$$

La spécificité de notre modèle est que ,a chaque pas de temps, les caractéristiques physiques des matériaux et précisément la viscosité dynamique ,qui est considéré comme constante dans chaque phase (liquide ou solide)pour tous les modèles proposé dans la littérature, alors que dans notre cas nous prenant en compte la variation dans phase pâteuse, par le recalcule en fonction de la variation de température, ainsi que la position spatiale par la fonction couleur :

$$Var_i = C \cdot Var_{goutte} + (1 - C) \cdot Var_{air}$$

Où Var correspond à la viscosité, la conductivité, etc.

2.4 Résolution des équations par éléments finis :

2.4.1 Introduction : Méthodes des éléments finis

La méthode des éléments finis est fondée sur deux idées principales : une méthode d'interpolation et une méthode vibrationnelle.

Etant donné un domaine continu et une fonction u solutions de $L(u) = 0$,

- a) la méthode d'interpolation fournira une fonction proche de u construite à partir d'un nombre fini de réels
- b) la méthode vibrationnelle remplacera $L(u) = 0$ par un nombre fini d'équations.

Si l'on suppose la fonction approchée connue en un certain nombre de points de l'élément, elle est évaluée en n'importe quel point de l'élément par interpolation.

La restriction de la fonction approchée à un élément K (quadratique) du maillage, notée ϕ_h^k , est de la forme [92]:

$$\phi_h^k(x, y) = \sum_{i=1}^{N_k} \phi_i N_i(x, y) \quad 2.28$$

Où ϕ_i désigne la valeur de la fonction approchée ϕ_h au point x_i de coordonnées (x_i, y_i) , N_i la fonction d'interpolation associée à x_i , N_k le nombre de fonctions utilisées pour l'élément K .

Les coefficients ϕ_i de cette combinaison linéaire sont les inconnues ou degré de liberté du problème discret. Les fonctions d'interpolation sont les fonctions de base d'un espace vectoriel de dimension finie N_h dans lequel on cherche à priori la solution discrète ϕ_h .

Afin de déterminer les inconnus du problème discret, une méthode de résidus pondérés est utilisée : on minimise l'erreur commise est minimisée en remplaçant dans les équations aux dérivées partielles la fonction exacte par la fonction approchée. Pour cela, on projette l'erreur sur un espace de fonction ϕ_h à préciser.

La méthode de Galerkin est un cas particulier de la méthode des résidus pondérés, l'espace de projection est le même que l'espace d'approximation de la solution du problème, autrement dit $\phi_h = N_h$.

2.4.2 Mise en œuvre de la méthode des éléments finis

2.4.2.1 Formulation variationnelle forte :

La formulation forte d'un problème aux conditions aux limites s'écrit alors comme suit:
Trouver $u(x) \in U_S$ tel que [25,26] :

$$\mathcal{L}(u) - \mathcal{F} = 0 \quad \forall x \in \Omega \quad B(u) = u_0 \quad \forall x \in \Gamma_{u_0} \quad 2.29$$

On note que l'espace U_S dans lequel nous recherchons la fonction u , doit être défini judicieusement.

2.4.2.2 Formulation variationnelle faible:

La formulation variationnelle faible peut être obtenue par les étapes suivantes :

1. approcher la solution u , partout dans le domaine Ω , par \tilde{u} tel que [92,93] :

$$\tilde{u} = \sum_{i=1}^n N_i \tilde{u}_i \quad 2.30$$

Où $N_i = N_i(x, y)$ désignent les fonctions de forme et \tilde{u}_i des valeurs nodales indéterminées.

2. introduire (II.30) dans (II.29) il en résulte une erreur ou un résidu ε tel que :

$$\varepsilon = \mathcal{L}(\tilde{u}) - \mathcal{F} \neq 0 \quad 2.31$$

Où $\varepsilon = 0$, $\tilde{u} = u$ c.à.d lorsqu'une solution exacte existe.

3. obtenir une valeur nulle de ε en introduisant une fonction de point arbitraire W tel que :

$$\int_{\Omega} W_k (\mathcal{L}(\tilde{u}) - \mathcal{F}) d\Omega = 0, k = 1, 2 \dots N \quad 2.32$$

Où N Nombre d'inconnues indépendants du système (II.29).

En formulation de Galerkin les fonctions tests sont assimilées aux fonctions de forme.

On pose

$$W_k = N_k \Rightarrow \int_{\Omega} N_k \cdot \mathcal{L}(\sum_{i=1}^n N_i \tilde{u}_i) d\Omega = 0 \quad 2.33$$

On dit que $u \in H_0^1(\Omega)$ est une solution faible de (II.32 ?) si :

$$\forall v \in H_0^1(\Omega) : a(\tilde{u}, v) = \int_{\Omega} f v d\Omega \quad 2.34$$

$a(\tilde{u}, v)$ est la forme bilinéaire associée à \mathcal{L} Soit Ω un ouvert borné de \mathbb{R}^d et $\partial\Omega$ est régulier. On

Considère alors le problème :

$$Lu=f \text{ sur } \Omega \text{ et } u=0 \text{ sur } \partial\Omega \quad 2.35$$

2.4.3 forme généralisée des équations du système et discrétisation [94] :

Les équations du système sont écrites sous la forme généralisée suivante :

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho c_{\phi} \phi) + \frac{\partial}{\partial x} (\rho V_x C_{\phi} \phi) + \frac{\partial}{\partial y} (\rho V_y C_{\phi} \phi) = \frac{\partial}{\partial x} \left(\Gamma_{\phi} \frac{\partial \phi}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\Gamma_{\phi} \frac{\partial \phi}{\partial y} \right) + S_{\phi} \quad 2.36$$

Ou :

ϕ : Variable généralisée

C_{ϕ} : Coefficient d'advection transitoire.

Γ_{ϕ} : Coefficient de diffusion.

S_{ϕ} : Termes source.

Le tableau (2.1) regroupe les expressions des différents termes dans les différentes équations du système.

Variable ϕ	coefficient d'advection C_ϕ :	Diffusivité Γ_ϕ	Termes source S_ϕ
V_x	1	μ	$-\frac{\partial P}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial x} \left(\mu \frac{\partial U}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\mu \frac{\partial V}{\partial y} \right) - \sigma \nabla \left(\frac{\nabla C}{\ \nabla C\ } \right) \cdot \frac{\nabla C}{\ \nabla C\ }$
V_y	1	μ	$-\frac{\partial P}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial x} \left(\mu \frac{\partial U}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\mu \frac{\partial V}{\partial y} \right) - \sigma \nabla \left(\frac{\nabla C}{\ \nabla C\ } \right) \cdot \frac{\nabla C}{\ \nabla C\ }$
T	1	$\frac{K}{\rho C^e}$	$\frac{Q}{\rho C^e}$
ρ	1	0	0

Tableau 2.1 : Expression des coefficients d'échange et des termes sources pour les différentes variables

La discrétisation de ces équations permet de convertir les équations aux dérivées partielles en équations algébriques qui sont alors résolues par les méthodes numériques traditionnelles.

Le procédé de discrétisation par EF consiste à écrire, après intégration, l'équation généralisée, sous forme matricielle élémentaire [27] .

$$([A_e^{transient}] + [A_e^{advection}] + [A_e^{diffusion}])\{\phi_e\} = \{S_e^\phi\} \quad 2.37$$

Pour les intégrales élémentaire, La méthode Galerkin des résiduels pesés est employé.

2.4.3.1 Terme temporelle :

Le premier des contributions de la matrice élémentaire est le terme de transition. Sa forme générale est simplement[94] :

$$[A_e^{transient}] = \int W^e \frac{(\partial \rho C_\phi \phi)^e}{\partial t} d(Vol) \quad 2.38$$

Avec :

W^e :La fonction pesante pour l'élément, qui est également la fonction de forme.

Pour le nœud i:

$$\int W_i^e \frac{(\partial \rho C_\phi \phi)}{\partial t} d(Vol) = \int W_i^e \rho C_\phi W_j^e d(Vol) \frac{\partial \phi_j^e}{\partial t} + \int W_i^e \frac{\partial(\rho C_\phi)}{\partial t} W_j^e d(Vol) \phi_j^e \quad 2.39$$

Les indices inférieurs i et j indiquent le nombre de nœud. Si la deuxième partie de l'équation II.38 est négligée, la matrice de masse peut être exprimée comme:

$$M_{ij} = \int W_i^e \rho C_\phi W_j^e d(Vol) \quad 2.40$$

Si l'approximation localisée de masse est employée.

$$M_{ij} = \delta_{ij} \int W_i^e \rho C_\phi d(Vol) \quad 2.41$$

Ou:

δ_{ij} = delta de Kronecker (0 si $i \neq j$, 1 si $i = j$)

Il y a deux méthodes d'intégration temporelles : Newmark et (backward difference) différence en arrière.

La méthode d'intégration de temps de Newmark ou, la formulation implicite de base nodale, exprime l'étape de temps courant comme la nième étape de fois et l'expression comporte les résultats précédents d'une étape de temps.

$$(\rho \phi)_n = (\rho \phi)_{n-1} + \Delta t \left(\delta \left(\frac{\partial(\rho \phi)}{\partial t} \right)_n + (1 - \delta) \left(\frac{\partial(\rho \phi)}{\partial t} \right)_{n-1} \right) \quad 2.42$$

ou:

δ = coefficient d'intégration en temps pour la méthode Newmark

L'équation 2.41 est écrite comme suite:

$$\left(\frac{\partial(\rho \phi)}{\partial t} \right)_n = \frac{1}{\Delta t \delta} (\rho \phi)_n - \frac{1}{\Delta t \delta} (\rho \phi)_{n-1} + \left(1 - \frac{1}{\delta} \right) \left(\frac{\partial(\rho \phi)}{\partial t} \right)_{n-1} \quad 2.43$$

pour la méthode de différence en arrière, l'étape de temps courant est la nième étape de fois et l'expression comporte les deux résultats précédents d'étape de temps.

$$\frac{\partial(\rho\phi)}{\partial t} = \frac{(\rho\phi)_{n-2}}{2\Delta t} - \frac{4(\rho\phi)_{n-1}}{2\Delta t} + \frac{3(\rho\phi)_n}{2\Delta t} \quad 2.44$$

Pour la méthode (VOF) l'équation ci-dessus est modifiée lorsque les résultats à une étape précédente de temps sont nécessaires:

$$\frac{\partial(\rho\phi)}{\partial t} = \frac{(\rho\phi)_n}{\Delta t} - \frac{(\rho\phi)_{n-1}}{\Delta t} \quad 2.45$$

L'arrangement de premier ordre ci-dessus de différence de temps est choisi pour être conforme à l'algorithme courant d'advection de VOF.

La nième étape de fois produit une contribution à la diagonale de la matrice élémentaire, alors que les dérivés de l'étape précédente de temps forment des contributions au terme source

2.4.3.2 Terme d'advection:

il ya trois approches pour la discrétisation du terme d'advection. L'approche dite ligne de courant monotone upwind (MSU), La ligne profilée upwind/Petro-Galerkin (SUPG), et les approches colloquées de Galerkin (COLG).

2.4.3.2.1 Monotone Streamline Upwind Approach (MSU):

Le terme d'advection est manipulé par une approche de ligne de courant monotone basée sur l'idée que le transport pur d'advection est le long des lignes caractéristiques. Il est utile de penser à la formulation de transport d'advection en termes de quantité étant transportée dans un domaine connu de vitesse. Voir Le Schéma II.10: " l' Approche des ligne de courant D'Upwind ".

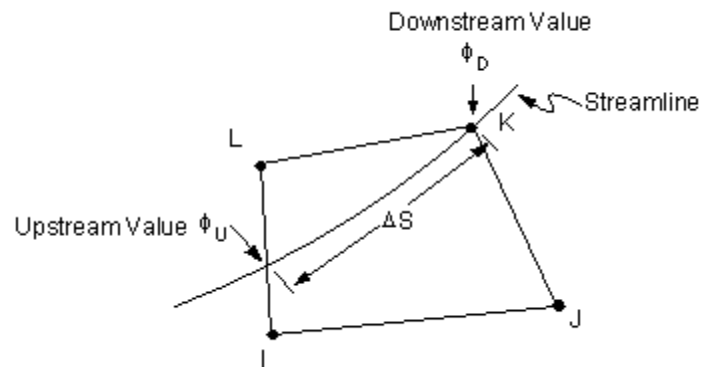


figure 2.9 l'approche de ligne de courant d'Upwind

Le champ de vitesse lui-même peut être envisagé partout comme ensemble de tangente de lignes profilées aux vecteurs de vitesse. Les limites d'advection peuvent donc être exprimées en termes de vitesses aérodynamiques.

Dans le transport pur d'advection, on suppose qu'aucun transfert ne se produit à travers les lignes caractéristiques, c.-à-d. tout le transfert se produit le long des lignes profilées. Par conséquent on peut supposer que le terme d'advection, s'écrit [94] :

$$\frac{\partial(\rho C_\phi V_x \phi)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho C_\phi V_y \phi)}{\partial y} = \frac{\partial(\rho C_\phi V_s \phi)}{\partial s} \quad 2.46$$

Une fois exprimé le long d'une ligne profilée, et donc constant dans tout l'élément, on peut écrire:

$$[A_e^{advection}] = \frac{d(\rho C_\phi V_s \phi)}{ds} \int W^e d(Vol) \quad 2.47$$

Cette formulation est faite pour chaque élément, dont chacun aura seulement un nœud qui obtient des contributions de l'intérieur de l'élément. Le dérivé est calculé en utilisant une différence simple:

$$\frac{d(\rho C_\phi V_s)}{ds} = \frac{(\rho C_\phi V_s)_U - (\rho C_\phi V_s)_D}{Ds} \quad 2.48$$

ou:

D = Indice de la valeur au niveau du nœud aval

U = indice de la valeur prise à l'endroit où la rationalisation dans le nœud sous le vent pénètre dans l'élément

Δs = la distance du point situé en amont à l'aval du nœud.

La valeur à l'endroit ascendant est inconnue mais peut être exprimée en termes de valeurs nodales inconnues qu'il est entre l'amont et l'aval. Voir le schéma 7.1

Le processus consiste à cycler par tous pour l'élément et identifier les nœuds arrière. Le calcul effectué est basé sur les vitesses, pour voir d'où elle est venue la ligne profilée dans le nœud. Des facteurs pesants sont calculés, basé sur la proximité de l'endroit d'upwind aux nœuds voisins

2.4.3.2.2 La méthode SUPG (Stream line Upwind/Petro-Galerkin) :

L'approche de SUPG se compose d'une discrétisation de Galerkin du terme d'advection et d'un additionnel de diffusion-un terme de perturbation qui agit seulement dans la direction d'advection [94] :

$$\begin{aligned} [A_e^{advection}] &= \int W^e \left\{ \frac{\partial(\rho V_x C_\phi \phi)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho V_y C_\phi \phi)}{\partial y} \right\} d(Vol) + \\ C_{2\tau} \int \frac{zh}{2U_{mag}} \left\{ \frac{V_x \partial W^e}{\partial x} + \frac{V_y \partial W^e}{\partial y} \right\} \left\{ \frac{V_x \partial(\rho C_\phi \phi)}{\partial x} + \frac{V_y \partial(\rho C_\phi \phi)}{\partial y} \right\} d(Vol) \end{aligned} \quad 2.49$$

Ou:

$C_{2\tau}$ = coefficient global réglé à 1,0

h = longueur d'élément le long de la direction d'advection

$$U_{mag} = \sqrt{V_x^2 + V_y^2}$$

$$Z = \begin{cases} 1 & \text{si } 0 \leq Pe < 3 \\ \frac{Pe}{3} & \text{si } Pe \geq 3 \end{cases}$$

$$Pe = \frac{\rho C_\phi U_{mag} h}{2\Gamma_\phi} = \text{Nombre de Peclet}$$

Il est clair que pour l'approche de SUPG la maille est raffinée, les termes de perturbation tend à zéro et la formulation de Galerkin approche à l'exactitude du second degré. et donc le terme de perturbation fournit la stabilité nécessaire qui est absente dans la discrétisation pure de Galerkin.

2.4.3.2.3 Approche Colloquée De Galerkin (COLG):

L'approche de COLG emploie le même arrangement de discrétisation avec l'approche de SUPG avec un concept colloqué. Dans cet arrangement, un deuxième ensemble de vitesses, (les vitesses nodales élément-élément-based) qui sont faites pour satisfaire l'équation de continuité, tandis que les vitesses traditionnelles sont faites pour satisfaire les équations de quantité de mouvement[94].

$$[A_e^{advection}] = \int W^e \left\{ \frac{\partial(\rho V_x C_\theta \phi)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho V_y C_\theta \phi)}{\partial y} \right\} d(Vol) + C_{2\tau} \int \frac{Zh}{2U_{mag}^e} \left\{ \frac{V_x^e \partial W^e}{\partial x} + \frac{V_y^e \partial W^e}{\partial y} \right\} \left\{ \frac{V_x^e \partial(\rho C_\theta \phi)}{\partial x} + \frac{V_y^e \partial(\rho C_\theta \phi)}{\partial y} \right\} d(Vol) \quad 2.50$$

Dans cette approche, l'équation de pression est dérivée à partir des vitesses nodales (élément-element-based), et elle est généralement asymétrique. La conservation exacte soit préservée même sur les mailles brutes.

2.4.3.3 Terme de Diffusion :

L'expression pour les termes de diffusion vient d'une intégration au-dessus du domaine de problème après la multiplication par la fonction pesante[94].

$$Diffusion\ contribution = \int W^e \frac{\partial}{\partial x} \left(\Gamma_\phi \frac{\partial \phi}{\partial x} \right) d(Vol) + \int W^e \frac{\partial}{\partial y} \left(\Gamma_\phi \frac{\partial \phi}{\partial y} \right) d(Vol) \quad 2.51$$

Toutes les variables en x ou y sont traitées de mode semblable. Par conséquent, l'illustration est avec le terme dans la direction de x. Une intégration par partie est appliquée[94] :

$$\int W^e \frac{\partial}{\partial x} \left(\Gamma_\phi \frac{\partial \phi}{\partial x} \right) d(Vol) = \int \frac{\partial W^e}{\partial x} \Gamma_\phi \frac{\partial \phi}{\partial x} d(Vol) \quad 2.52$$

Une fois que la dérivé du ϕ est remplacé par les valeurs nodales et les dérivés de peser fonctionnent, les valeurs nodales seront enlevées des intégrales

$$\frac{\partial \phi}{\partial x} = W_x^e \phi \quad 2.53$$

$$W_x^e = \frac{\partial W^e}{\partial x} \quad 2.54$$

La matrice de diffusion peut maintenant être exprimée comme:

$$[A_e^{Diffusion}] = \int (W_x^e \Gamma_\phi W_x^e + W_y^e \Gamma_\phi W_y^e) d(Vol) \quad 2.55$$

2.4.3.4 Termes source :

L'évaluation des termes de source se fait comme suite [94]:

$$S_\phi^e = \int W^e S_\phi d(Vol) \quad 2.56$$

Enfinement la figure 2.3 schématise les étapes proposées pour résoudre le système dans le temps.

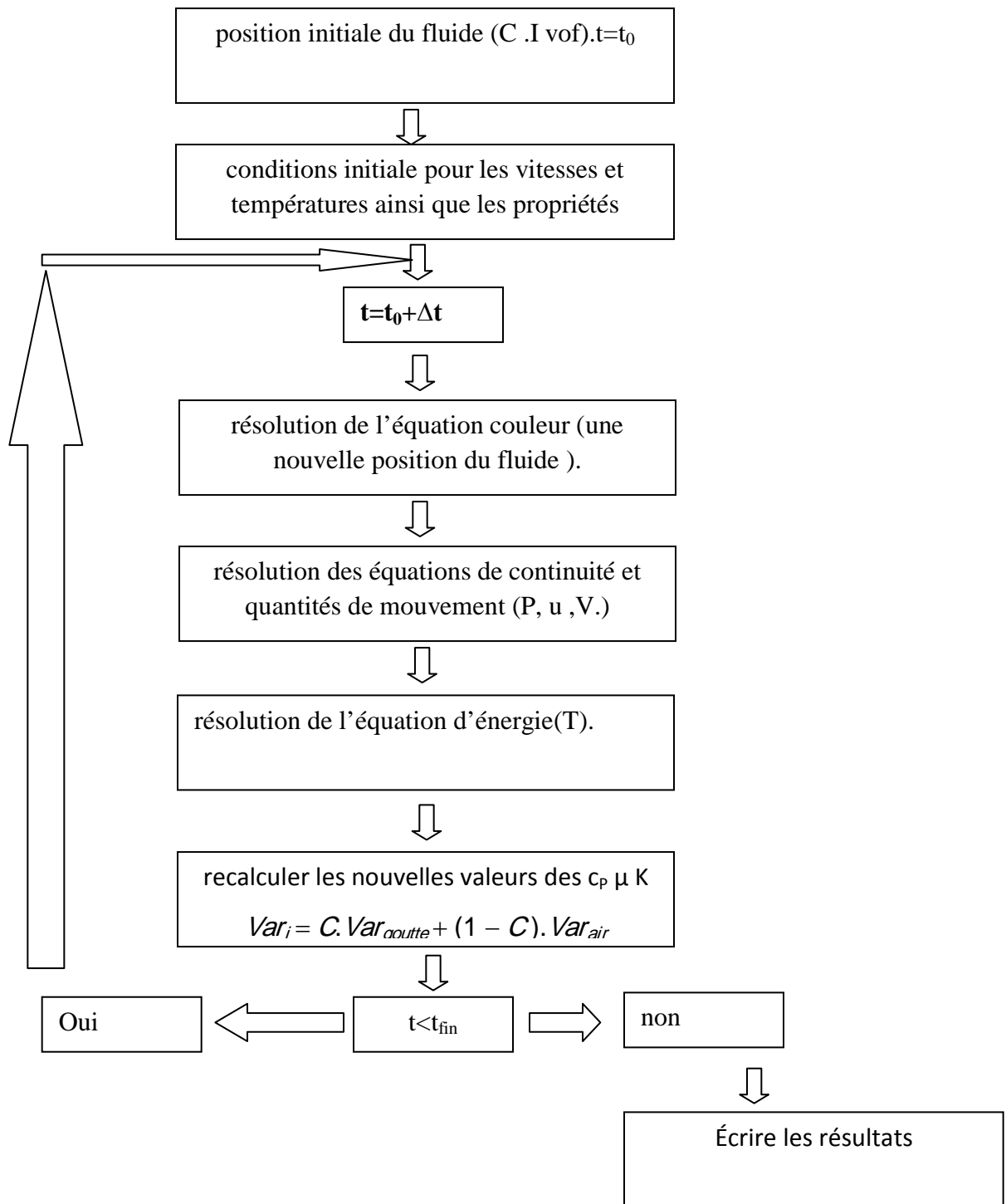


Figure 2.10 La stratégie de calcul pour la résolution du système d'équation dans le temps

Chapitre 3

Résultats De La Mise en œuvre numérique

Introduction :

L'industrie de la projection plasma est confrontée à des besoins croissants de performance et à des exigences de plus en plus sévères. La réponse à ces contraintes impose une meilleure compréhension des phénomènes impliqués dans le processus de projection plasma (fluctuations du pied d'arc, phénomène de dispersion des particules de poudres, interaction particule-plasma, impact des particules sur le substrat, ...), ainsi que de meilleurs outils de diagnostic et de prévision (contrôle en ligne et modèle numérique).

De nombreux modèles et simulations numériques tentent de prédire la forme des lamelles. Le plus souvent les auteurs font l'hypothèse que les phénomènes d'étalement et de solidification ne sont pas simultanés, et supposent que la vitesse du front de solidification à travers la lamelle est plus faible que la vitesse d'étalement de la goutte sur le substrat [95].

Les travaux de Kudinov et al. [96] aboutissent à un classement qualitatif d'une trentaine de morphologies différentes de particules d'alumine étalées en fonction de leur vitesse et température au moment de l'impact sur une surface lisse (Figure III-1). Une gouttelette totalement fondue s'étalerait correctement avec une vitesse faible (cas 1) et éclaterait au moment de l'impact sous l'action des forces de surface avec une vitesse élevée (cas 6). Ce phénomène étant appelé éclaboussure à l'étalement ou suivant l'appellation anglo-saxonne utilisée par la suite « flattening splashing ». Dans le cas d'une particule partiellement fondue, le noyau solide resterait piégé au centre de la lamelle (cas 30) ou serait éjecté conduisant à une lamelle de forme annulaire (cas 17).

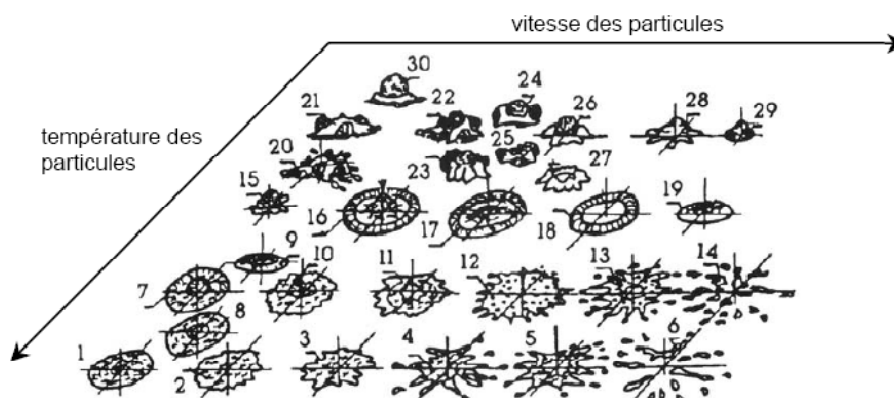


Figure 3.1 Influence de vitesse et température des particules d'alumine projetées par Plasma avant impact sur la morphologie des lamelles [96]

Cependant, dans cette première étape de l'étude nous proposons de simuler et d'étudier le refroidissement et la dynamique de l'impacte d'une particule en aluminium déposée sur un substrat en acier, Figure 3.2.

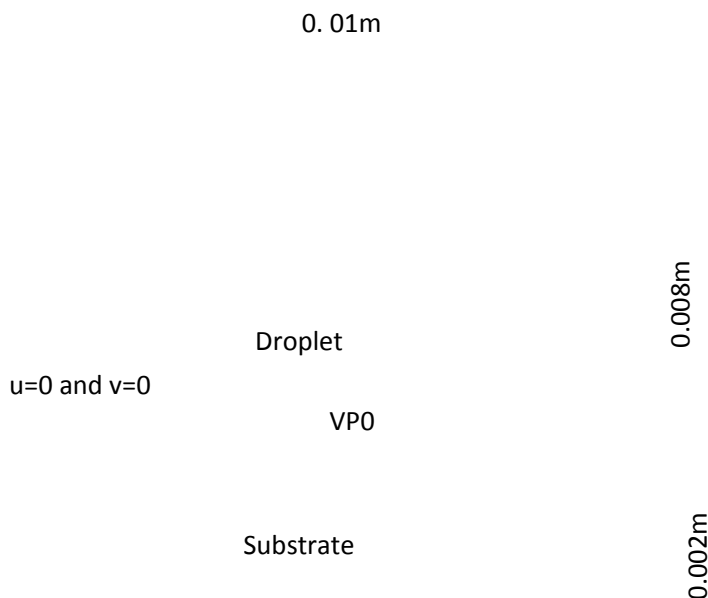


Figure 3.2 Domaine physique de l'impact de la goutte 3.92mm de diamètre sur substrat

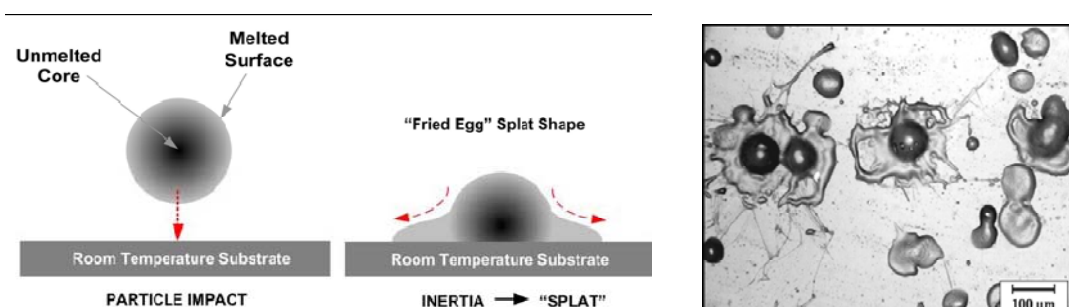


Figure 3.3 a) Le schéma du processus de formation d'un "fried-egg", (b) HVOF a pulvérisé les splats Nylon-11 sur une plaque en verre.

3.1 Matériaux utilisés

Dans cette étude numérique, nous nous sommes intéressés à des particules d'alumine fondues dans un jet plasma et projetées sur un substrat métallique (acier d'outil H13). Le choix de l'alumine a été orienté par les nombreuses études déjà menées ou en cours dans des laboratoires, telle que les travaux expérimentaux de Minxia Xue, Yoav Heichal, Sanjeev Chandra et Javad Mostaghimi [97] qui ont été consacrés à l'étude de formation d'une lamelle individuelle d'alumine sur substrat en acier ; et qui sera l'objet d'identification de nos résultats.

3.1.1. L'alumine

Parmi les performances mécaniques et thermiques, que présente l'alumine on cite :

- ❖ une bonne tenue mécanique aux températures élevées, et une chaleur latente de fusion importante de l'ordre de $1,09 \cdot 10^6$ J/kg ;
- ❖ une bonne résistivité électrique $> 10^{12}$ Ohm.m [98] ;
- ❖ une dureté HV sous une charge de 1 N de 9,21 GPa [98] ;
- ❖ une bonne résistance à l'usure : un dépôt d'alumine par projection plasma présente un taux d'usure de l'ordre de $4 \cdot 10^{-5}$ mm³/Nm, à l'abrasion par une bille de SiC de 6 mm de diamètre et sous une charge de 5 N à température ambiante, ce taux d'usure augmente jusqu'à $3 \cdot 10^{-3}$ mm³/Nm lorsque la température augmente à 400°C [98] ;
- ❖ une bonne résistance chimique aux acides concentrés et dilués, aux alcalins, aux halogènes et aux métaux et une bonne résistance à l'oxydation.

Ces performances font de ce matériau l'objet de nombreuses applications dans des domaines très variés :

- Les applications mécaniques, l'alumine est l'abrasif le plus répandu à côté du carbure de silicium. Elle est utilisée aussi contre l'usure et la corrosion par des particules solides [98]
- Les applications réfractaires : résistances aux hautes températures : l'alumine sert à protéger l'acier contre la corrosion à haute température [98]
- Les applications médicales : le caractère biocompatible de l'alumine permet son utilisation dans la fabrication des prothèses en orthopédie [98]
- Les applications électriques et électroniques : l'alumine est employée dans la fabrication des bougies d'allumage pour automobile (toutes premières applications automobiles) et dans de nombreux produits d'isolation. Elle est l'isolant de nombreux ozoniseurs. Dans l'électronique, le principal produit est le substrat isolant sur lequel sont déposés des circuits conducteurs ou résistifs, voire capacitifs ou inductifs [98].
- Les applications optiques : les films d'alumine permettent la réalisation de guide d'onde optique dans le visible et l'infrarouge et permettent aussi de protéger des capteurs solaires [98].

3.2 PROPRIETES DES PARTICULES A L'IMPACT

Pour les données nécessaires au calcul, la masse spécifique (ρ) de la particule et substrat ainsi que de leurs viscosités (μ), des fonctions empiriques de leur variation en fonction de T, en utilisant les équations suivantes :

Pour l'alumine :

$$\rho = 2.79.10^3 [1 - 4.22.10^{-5} (T - T_f)] \quad 3-1 [98, 99, 100]$$

$$\mu = 2.87.10^{-9} T \cdot \exp(2.05.10^4 / T) \quad 3-2 [98, 99, 100]$$

Pour l'acier

$$\rho = 0.9246.10^4 - 1.481T + 1.425(T / 100) \quad 3-3 [98, 99, 100]$$

$$\mu = 0.3162.10^{-3} \cdot \exp(5.004.10^3 / T) \quad 3-4 [98, 99, 100]$$

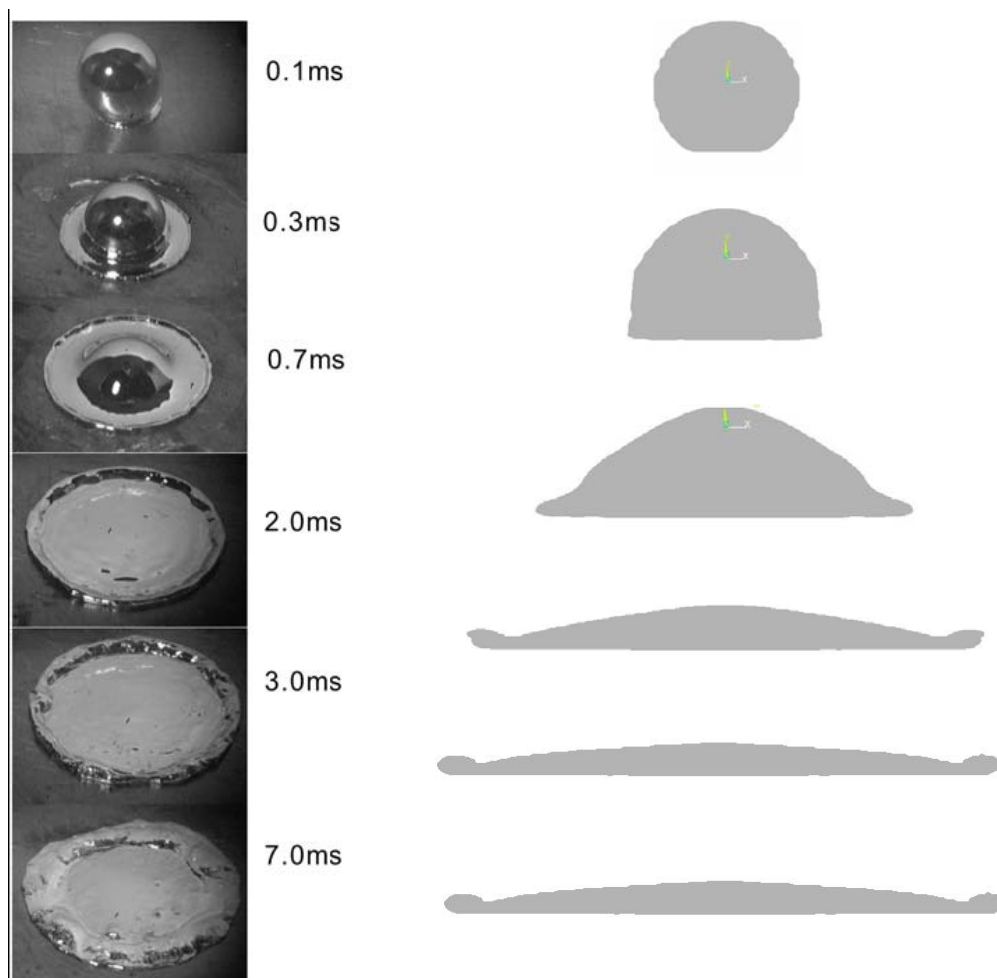
Les Equation 3-3 et 3-4 concernent, plus exactement, le fer pur mais ont été adoptées pour l'acier 316L compte tenu des valeurs voisines de densité et de la viscosité entre le fer et l'acier 316L liquide. Ainsi que pour le calcul numérique on a utilisé les propriétés thermo physique suivantes [97].

Propriétés	Alliage d'aluminium	Acier H13
Densité [kg/m ³]	2570	7800
Température de fusion [°C]	570	-
Chaleur de fusion [J/ (kg)]	389	-
Viscosité cinématique [m ² /s]	°C 78 4.5E-7 2000 4.E-7	-
conductivité Thermique liquide [W/ (m K)]	70	—
chaleur spécifique liquide [J/ (kg K)]	1000	—
tension superficielle [N/m]	1.07	—
conductivité Thermique solide [W/(m K)]	°c 100 144.5 200 147.5 300 152.5 400 148.0	°c 27 17.6 204 23.4 427 25.1 649 26.8
chaleur spécifique [J/(kg K)]	°c 300 980 300 1050 479 1150	°c 20 460 500 550 600 590

Tableau 3.1 Propriétés Thermo physique d'alliage d'Aluminium et l'acier H13. [97]

3.3 L'impact d'une particule d'alumine totalement fondue :

Sur la Figure 3.1.2 a et b qui représente les résultats expérimentales et de simulation de l'impact séquentiel d'une gouttelette en aluminium de 3,92 mm initialement à une température de 630°C Sur un substrat rugueuse d'acier à outils à 200°C avec 3 m/s de vitesse d'impact. On peut constaté que le comportement dynamique de la gouttelette dans l'ensemble donne un bon accord à celui des images expérimentales ;d'où après la première 0.1ms la gouttelette se propage symétriquement part rapport au point d'impact ; cependant, la forme convexe abaisse la pente dans le temps en glissant lentement sur le substrat jusqu'à l'étalement totale ,il faut noté Que le liquide suit la topographie de la surface, et sur la surface rugueuse, l'écoulement est perturbé verticalement.cad, Lorsque le liquide s'écoule sur la surface il tend à suivre la forme de la surface. Plus la surface est rugueuse plus le liquide a de difficulté à suivre ces formes. Ainsi le liquide qui s'écoule perpendiculairement à ces obstacles est projeté verticalement du fait de son inertie.



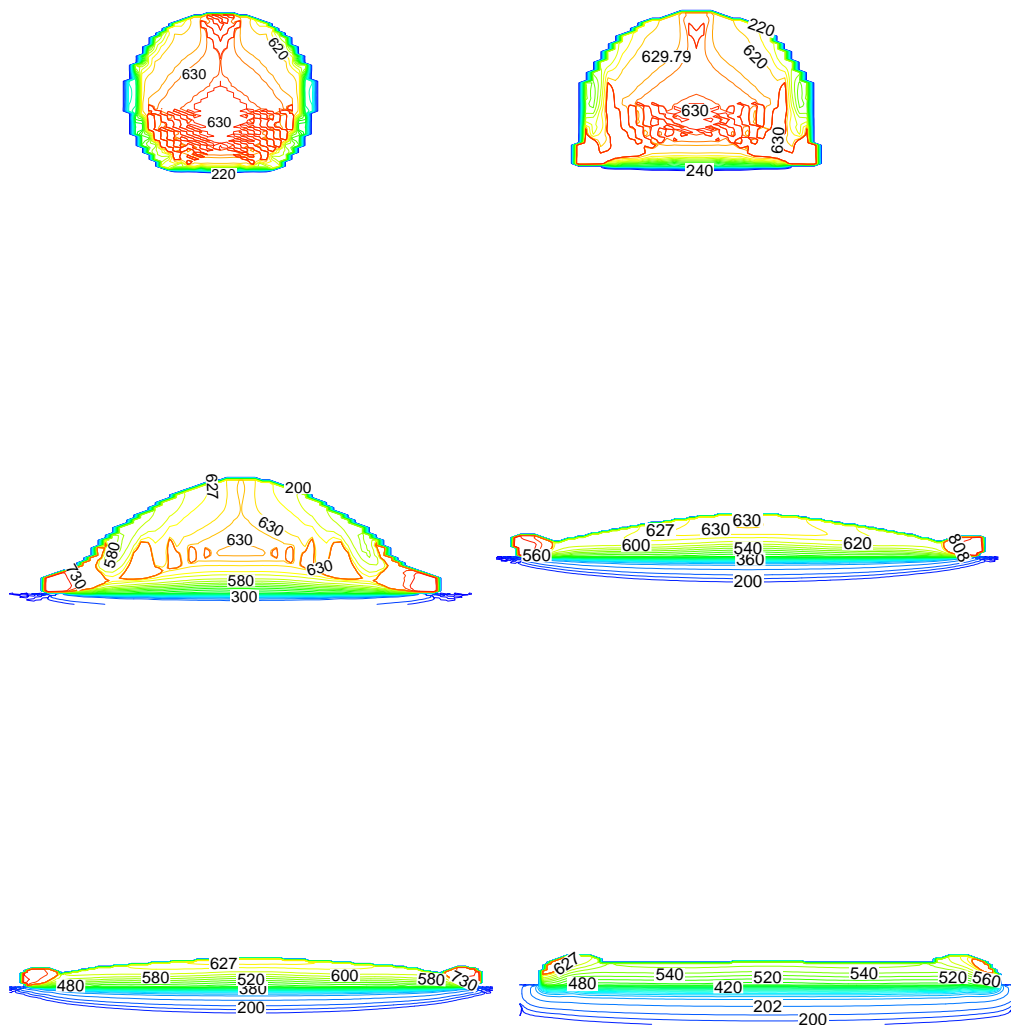
a) Experiment [97]($Ra = 0.5 \mu\text{m}$) b) Simulation ($Ra = 0.5 \mu\text{m}$)

Figure 3.1.2 Impact séquentielle d'une goutte d'alumine de 3,92 mm de diamètre sur un substrat en acier H13 à 200 °c avec une vitesse de 3m/s

Sur La Figure 3.1.3 qui représente la distribution de température pendant l'impact de la gouttelette ou le modèle de transfert thermique utilisé a permis d'observé que les " doigts " à la périphérie de lamelle formé ont solidifié en retard et ont arrangé sur des aspérités approximatives de substrat. ceci est dû au flux radial et à la séparation à grande vitesse du principal bord de lamelle (splat) qui a réparti au dessus des aspérités de substrat ;

Les résultats numériques ont également indiqué que le centre d'un lamelle (splat) typiquement s'est bien conformé à la topographie fondamentale de substrat due à la pression de stagnation et

de taux de cisaillement de l'écoulement qui a dirigé en pente rapide vers la surface encourageant le fluide pour couler dans les cavités extérieures.



D'autre part de mettre en évidence l'existence de gradients thermiques à la surface de l'acier au contact de la gouttelette ; dans il est claire l'apparitions des zones de bonne et de

mauvaise contacte à l'interface particule/substrat ; décrites par C.J. Li et al. [101]; Ces « zones affectées thermiquement » (ZAT) clairement identifiées à la Figure 3.1.5 témoignent d'un phénomène de modification de la cristallinité [c'est-à-dire atteignant une température comprise entre T_g (température de transition vitreuse, 300°C) et T_f (température de fusion, 1100°C), est de l'ordre de $56\ \mu\text{m}$.] dans l'acier qui se produisant lors de la phase d'étalement/solidification de la particule d'alumine.

Donc on peut dire que, aux tous premiers instants suivants le premier contact de la goutte avec la cible, la température du substrat au point d'impact augmente rapidement et la Résistance thermique diminue. Après un étalement partiel, la surface de contact entre le substrat et la goutte augmente, alors que la température du substrat reste quasi-constante. Pour les positions dans le substrat au-dessous de $3.39\ \mu\text{m}$ la température du substrat augmente beaucoup plus lentement alors que la température de surface de la goutte s'abaisse ; donc la résistance de contact associée augmente, qui favorise la diffusion thermique radiale dans la lamelle .

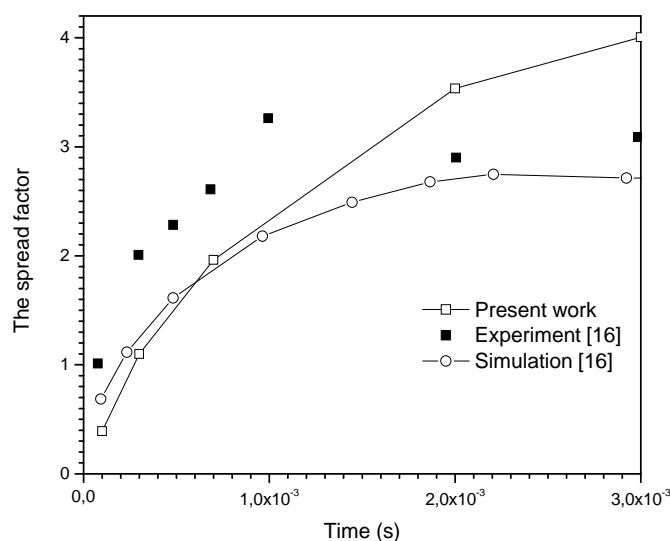


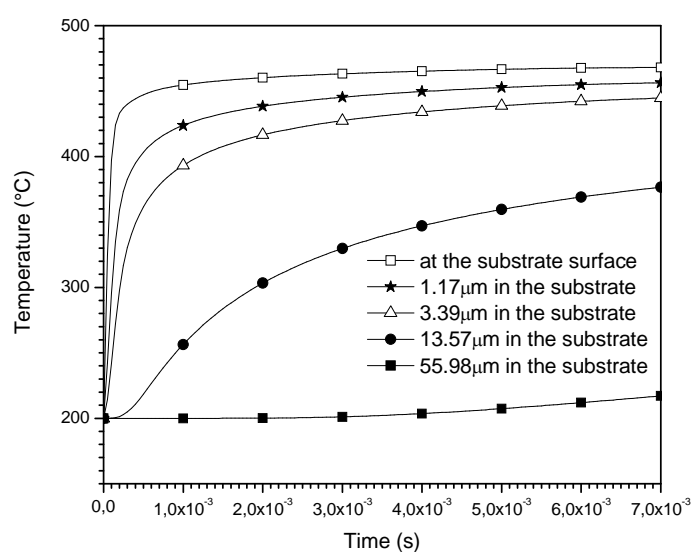
Figure 3.1.4: Facteur d'impacte de goutte d'alumine (3.92 mm de diamètre) avec une vitesse d'impact de 3m/s sur une substrat rigide

La Figure 3.1. 4, compare le facteur d'étalement de la goutte d'alumine dans le modèle proposé et dans celui expérimentale et théorique de Minxia Xue , Yoav Heichal , Sanjeev Chandra et Javad Mostaghimi [97].

L'étalement et la forme de la goutte sont semblables au cours de l'impact. À l'instant $t = 0.7$ ms, la goutte se stabilise et prend la forme de l'étalement final.

Les résultats du modèle présenté sont très proches de ceux expérimentaux, obtenus par Javad Mostaghimi [97] ; comparé à leur modèle théorique.

On peut dire que dans leurs modèle ils on négligé l'effet de la solidification sur les forces visqueuse avant l'étalement alors que dans notre modèle les forces de viscosité sont corriger après chaque pas de temps sous l'effet de transfert de chaleur dans la particule.



**Figure 3.1.5 Résultats de simulation pour les profils de température dans
Le temps pour cinq position dans le substrat d'acier**

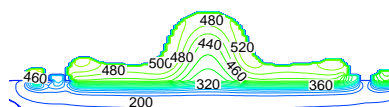
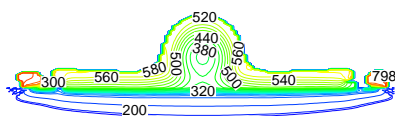
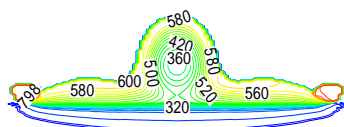
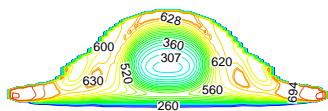
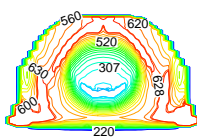
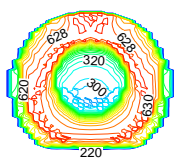
3.4 L'impact d'une particule d'alumine partiellement fondue

Les particules non fondues sont toujours présente dans un procédé de revêtement, et qui proviennent principalement de la distribution granulométrique de la poudre et de la distribution des vitesses en sortie d'injecteur, ce qui fait que dans la deuxième partie de cette étude l'impact de la goutte d'aluminium partiellement fondue a été simulée avec succès ou dans la Figure III.1.6 qui représente la distribution de température pendant l'impact on constats que la goutte est rapidement solidifie ; et le métal non fondue a empêcher la particule de glisser sur la surface du substrat ,qui est exprimé par un faible coefficient d'étalement sur la Figure 3.1.7 ; donc on peu

dire que le cisaillement d'amincissant et la distribution de la température interne affecte principalement le rapport d'étalement de gouttelette, et donc la forme finale du lamelle .

la Figure 3.1.9 témoignent l'augmentation de la zone affectée thermiquement » (ZAT) qui est supérieure à $56 \mu\text{m}$, du fait que la pression de stagnation est plus élevée Figure 3.1.8 ,d'où une bonne interaction goutte/substrat ,qui favorise le transfert de chaleur transversale vers le substrat et non pas radialement dans la lamelle.il faut noté ici que la pression d'impacte sur la figure 8 est augmenté de trois fois lorsque la particule est 70 % non fondue se qui favorise la collision du lamelle sur substrat.

On peut dire donc que l'état partiellement fondu est plus efficace pour l'amélioration de l'adhérence d'un dépôt



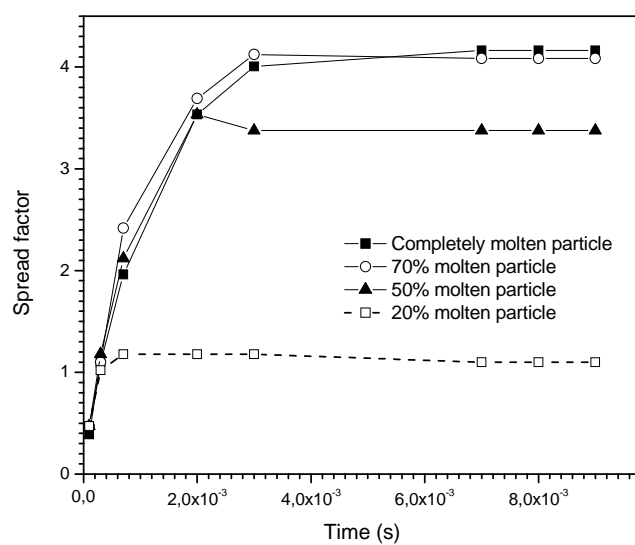
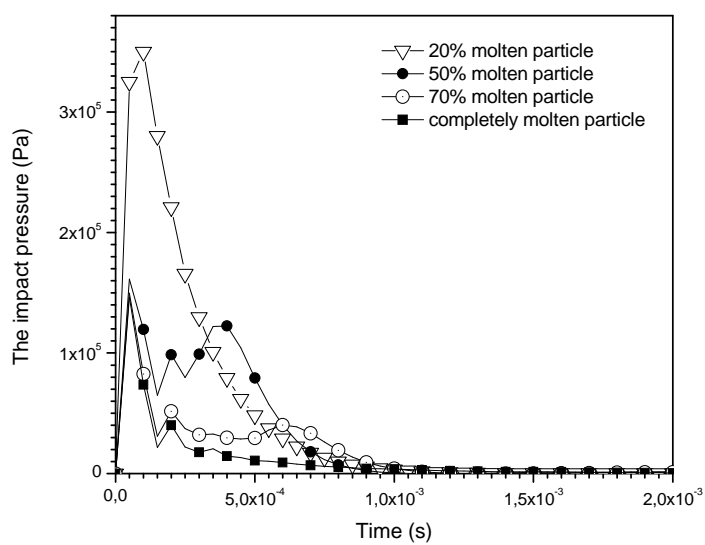
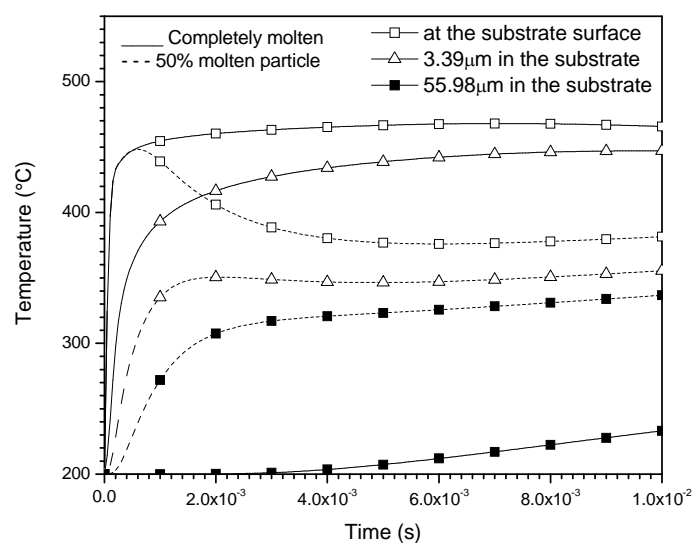


Figure 3.1.7 Facteur d'impact pour différents états de fusion



**Figure 3.1.8 Pression au point d'impact de la particule pour
Différentes états de fusion**



**Figure 3.1.9 Résultats de simulation pour les profils de température dans
Le temps pour trois position dans le substrat d'acier pour les
Deux cas totalement et partiellement fondue**

III.5 Impact oblique des particules totalement et partiellement fondue :

dans cette étude, une goutte d'alumine partiellement fondue, et de diamètre de 3.92 mm ,impact obliquement de 15° ,sur une substrat d'acier H13 préchauffé à 200°c ,avec une vitesse de 3 m/s .

La figure 3.1.11 montre une comparaison entre l'impacte verticale et oblique de 15°, pour les différents temps de l'étalement d'une particule partiellement fondue ; ou on constate l'apparitions d'éclaboussement qui rayonnant à partir du bord de la lamelle à l'instant $t=3\text{ms}$; par contre pour le cas de l'impacte oblique de 15°, l'éclatement apparaisse avant $t=3\text{ms}$ et qui tendent à se concentrer d'un côté de la lamelle dans la direction de propagation de particules. La direction de propagation de particules est la direction de la vitesse tangentielle de particule(ou du composant de vitesse parallèle à la surface de substrat) lors de l'impact sur substrat.

Le développement d'éclaboussement peut être donc provoqué par le comportement de solidification de la gouttelette sur substrat ; ou un grand gradient de la température entre la lamelle et le substrat cause un taux plus élevé de conduction de la chaleur vers le substrat qui a comme conséquence des couches inférieures de la lamelle étant solidifié presque immédiatement. Cependant, les couches supérieures de la particule demeurent toujours dans un état liquide, et sous l'effet de l'énergie cinétique de l'impact les couches liquides propagent radialement ; les couches inférieures de la lamelle ont une plus basse température, ayant pour résultat une viscosité liquide plus élevée. Ceci empêche l'écoulement et le processus de propagation. Cependant, les couches supérieures sont plus chaudes, moins visqueuses et par conséquent plus fluidisé.

sur la Figure (3.1.10) nous représentant une comparaison des facteurs d'impact des particules partiellement et totalement fondue lors de l'impact verticale et incliné de 15° , nous constatant que la surface de contact est minimum pour les particules partiellement fondue, de fait que la particule est rapidement solidifiée, ainsi que lorsque l'impact est oblique, le facteur d'impact est inférieur à celui qui correspond à l'impact vertical ce qui justifier les remarque du paragraphe précédente.

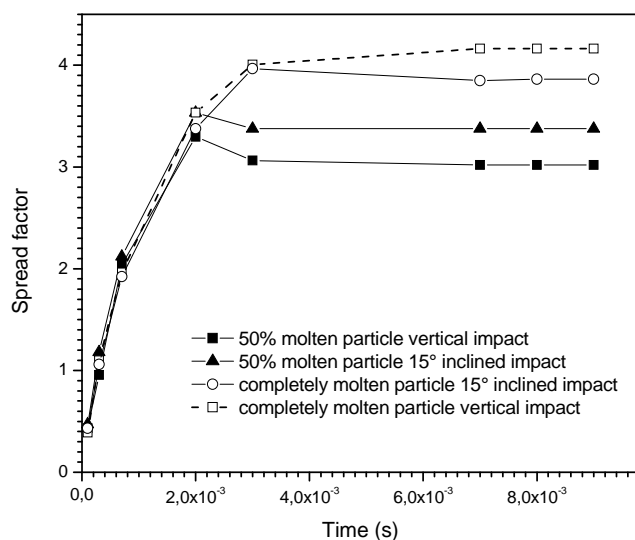
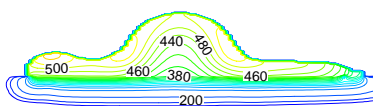
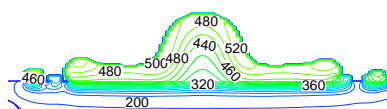
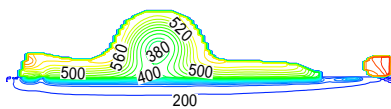
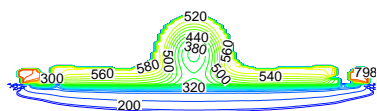
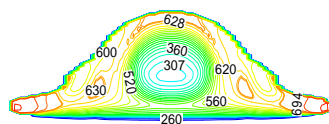
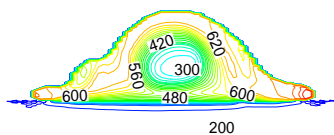


Figure 3.1.10 Comparaison des facteurs d'impact des particules partiellement et totalement fondue lors de l'impact verticale et incliné de 15°



Par comparaison entre la variation de la température de Simulation dans le substrat lors de l'impact vertical et incliné de 15° d'une goutte d'alumine partiellement fondue ,sur la Figure 3.1.12 on observe un comportement identique pendant les premier moment de l'impact .on note cependant que dans un second temps on constate un comportement relativement similaire dans l'allure de variation mais les valeurs des températures pour le cas d'un impact incliné atteint des valeurs plus élevée que le cas d'un impact verticale . En effet, la goutte pour le premier cas et durant l'étalement, fournit plus de chaleur au substrat, et celui-ci continue de s'échauffer localement. La goutte se refroidit donc plus vite et solidifie plus rapidement au niveau du contact avec le substrat. En fin de simulation, la température de contact dans le substrat, en dessous du point d'impact de la goutte diminue. En effet, une fois solidifiée, la matière ne fournit plus d'énergie au substrat, et la chaleur se répartit dans ce milieu de façon homogène, ce qui abaisse localement la température.

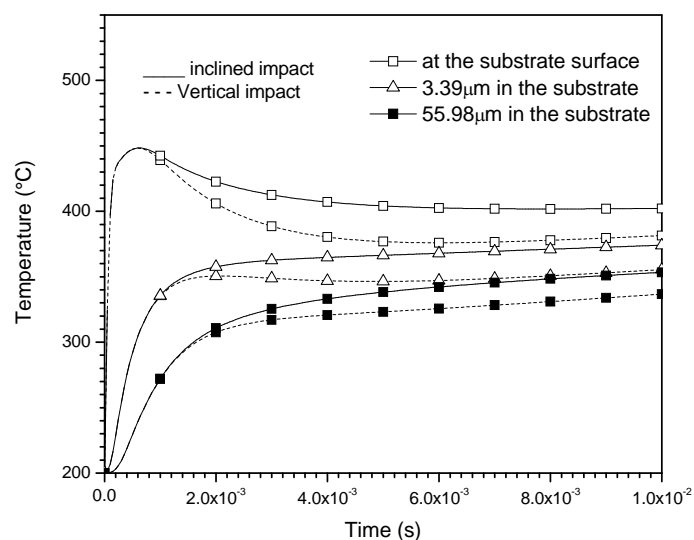


Figure 3.1.12 Comparaison entre la variation de la température de Simulation pour trois positions dans le substrat lors de l'impact vertical et incliné de 15° d'une goutte d'alumine Partiellement fondue

Sur la figure 3.1.13 nous représentons une comparaison entre la variation de pression dans le temps au dessous du point d'impact verticale et inclinée de 15° d'une particule partiellement et totalement fondue. En effet pendant l'impact la goutte s'écrase sur la surface du substrat en générant une forte pression d'où une résistance thermique de contact minimale jusqu'à ce que la pression retombe, et alors la résistance thermique de contact augmente. Cependant nous constatons que la pression générée dans les cas partiellement fondue que soit verticale ou inclinée est nettement supérieure dans le temps d'application, ce qui permet de transférer une quantité d'énergie plus élevée vers le substrat, est donc les particules dans ce cas sont rapidement refroidies ; La dynamique a donc une influence non négligeable sur les phénomènes thermiques.

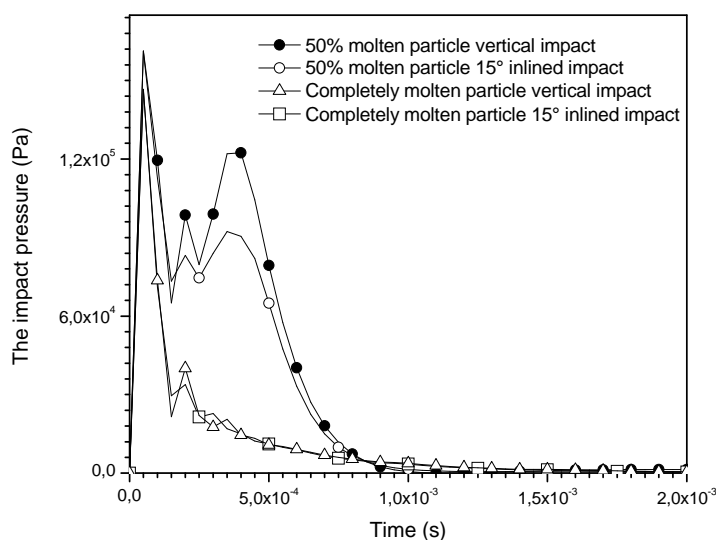


Figure 3.1.13 Comparaison entre la variation de pression dans le temps au point d'impact verticale et inclinée de 15° d'une particule partiellement et totalement fondue

Conclusion :

La projection des gouttelettes métalliques ou céramiques sur une cible est une technique largement utilisée dans l'industrie. Cependant les phénomènes qui interviennent à l'échelle des gouttes ne sont pas très bien maîtrisés puisque l'état de fusion, la solidification ainsi que la refusions éventuelle par interaction particule substrat sont difficiles à analyser expérimentalement en raison des échelles de temps et d'espace de l'ordre respectivement de la

microseconde et du micromètre. Il est donc nécessaire de faire appel à des outils numériques complexes pour prendre en compte les divers aspects thermiques et mécaniques.

Cette partie de l'étude expose donc l'état de l'art relativement à l'impact d'une goutte sur une cible. Particulièrement sur les études des phénomènes associés. Il rend compte de la modélisation Numérique employée pour rendre la complexité de l'évolution de gouttes durant l'impact et au moment de l'étalement, tout en résolvant l'écoulement du fluide et la thermique couplée à la solidification dans la goutte, ainsi que dans le substrat et le milieu environnant. La configuration du domaine étudié est le 2D cartésien afin de permettre des comparaisons avec la littérature.

Le problème majeur pour injecter les poudres dans le jet est de vaincre l'opposition du plasma à leur pénétration qui est due à la quantité de mouvement imposée par plasma aux particules. Ces dernières doivent donc acquérir dans l'injecteur une quantité de mouvement suffisante et adaptée à leur granulométrie. Si cette quantité de mouvement est trop faible, les particules suivent les zones froides périphériques du plasma et ne sont que partiellement fondues à leur arrivée, avec un angle d'attaque oblique sur le substrat.

a cette effet les résultats de simulation examinant le comportement des particules partiellement fondues avec impact oblique étudié dans cette partie montre que :

- L'état de fusion de la goutte et leur direction initiale à l'impact influencent la rapidité de formation d'une lamelle finale. Les phénomènes thermiques et mécaniques peuvent modifier cette évolution, par l'intervention de la solidification du métal.
- La solidification est liée au transfert de chaleur entre la lamelle et le substrat, ce transfert dépend de la qualité du contact lamelle-substrat traduite par une surface du substrat effectivement couverte par le liquide ; cependant l'état de fusion réduite couplée à l'impact oblique infect négativement cette surface de contact thermique, par contre la particule engendre une énergie interne minimale, dans ce cas cette dernière caractéristique conduit à une vitesse de refroidissement élevée, synonyme d'une solidification rapide avec une morphologie lamellaire non totalement étalée.
- La pression d'impact de la particule influence l'adhérence à la paroi, cependant les particules partiellement fondues génèrent une pression relativement importante par leur temps d'application, donc l'état de fusion influencent la qualité de l'adhérence substrat/dépôt.

3.6 Influence de l'environnement du jet sur la morphologie et le refroidissement de l'étalement d'une particule d'alumine sur substrat rigide

Introduction :

Les études numériques et expérimentales effectuées montrent que les interactions entre les particules dans le plasma sont négligeables [102] sauf dans le cas de surcharge ou 'dense loading' [103] ce qui en projection classique, suivant la taille des particules correspond à des débits masse de poudre entre 4 et 8 kg.h⁻¹; les transferts plasma/particules restent toujours des phénomènes importants.

La qualité d'un dépôt dépend essentiellement de l'état de fusion et de la vitesse des particules au moment de leur impact sur le substrat. Le plasma doit donc fournir aux particules injectées les quantités de chaleur et de mouvement nécessaires à leur fusion et à leur accélération [104].

Engelke [105] a proposé une relation simplifiée liant l'état de la fusion des particules par le jet et les paramètres caractérisant la torche à plasma. Ou il a montré que l'état de fusion des particules est fonction de temps de séjour des particules dans le jet plasma, des températures rencontrées ainsi que de la conductivité thermique moyenne du plasma. Ces valeurs dépendent elles-mêmes de la nature des gaz plasmagènes et de l'enthalpie fournie au plasma. Récemment, d'autres auteurs ont abouti aux mêmes conclusions [106, 107].

Le transfert thermique plasma-particule est principalement dû aux mécanismes suivants [108, 109]: la conduction et la convection thermique dans la couche limite, le bombardement électronique, l'absorption de rayonnement et les réactions chimiques. En l'absence de réaction chimique, c'est le chauffage par conduction-convection dans la couche limite qui joue le rôle principal et les effets de rayonnement sont négligeables [110]. Cependant, ces mécanismes peuvent être perturbés par l'évaporation, la charge électrostatique des particules, l'effet de raréfaction et l'état de la couche limite thermique.

Le mode de fabrication des poudres à projeter rentre aussi en compte dans l'efficacité du transfert thermique. La propagation de chaleur est plus importante pour les poudres peu denses (fabriquées par agglomération par exemple) que pour les poudres denses. Les transferts de quantité de mouvement, les forces qui contrôlent la trajectoire des particules dans le jet de plasma sont les suivantes [111] :

- ✚ la force de traînée visqueuse est la force la plus importante. Elle varie en fonction de l'évaporation de la particule et des effets de non-continuité dans la couche limite. Lors de la variation de l'état de la couche limite entourant la particule, le terme de Basset intervient et ne représente pas plus de 10% de la force de traînée,
- ✚ la force de masse ajoutée est liée au volume du fluide déplacé par la particule,
- ✚ la force de thermophorèse est liée aux gradients de température dans la couche limite induisant des gradients de concentration,
- ✚ la force de gravité.

En général ces dernières trois forces sont négligeables devant la force de traînée. Ces forces peuvent être modifiées dans le jet de plasma par le gradient thermique important dans la couche limite, la charge électrostatique de la particule, son évaporation, la morphologie des poudres et la turbulence du jet. Cette dernière, qui se traduit par des tourbillons orientés de manière aléatoire, entraîne pour les petites particules ($< 20 \mu\text{m}$), une déviation de leur trajectoire [112]. dans le procédé de projection thermique, le gaz environnant peut atteindre une haute température dans la proximité du substrat figure III.2.1 cependant, ce paramètre n'est pas étudié dans les précédent recherche .de ce fait, il est nécessaire d'étudier la formation de lamelle sous différentes température environnantes de gaz autour de la particule.

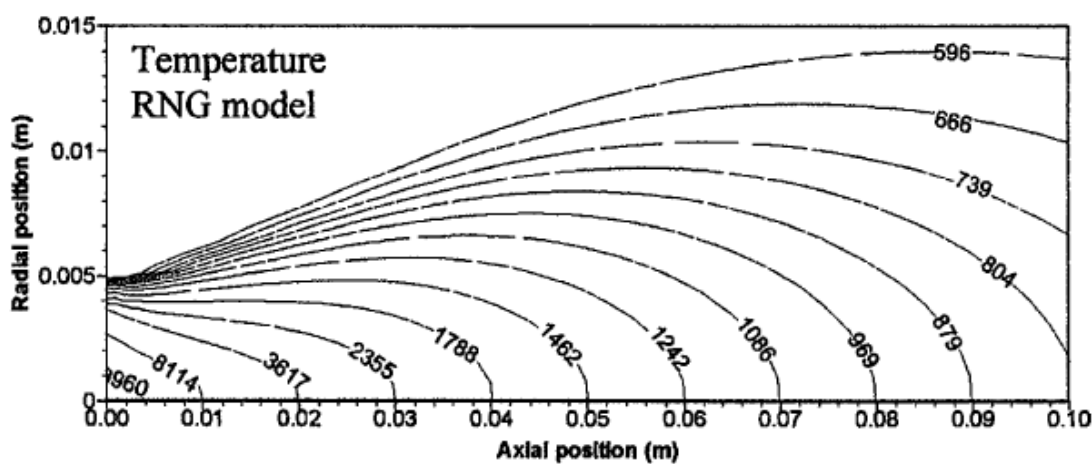


Figure 3.2.1 Exemple des contours de température dans un jet de plasma (Ar-H₂-Air) [113]

3.6.1 Résultats de simulation:

Les résultats des simulations numériques sont présentés pour différentes température de jet. On considère d'abord l'impact d'une seule goutte sur un substrat avec une température d'environnement de 300°C, sur la Figure 3.2.3 la particule fondue s'écrase sur le substrat, elle prend une forme lamellaire par étalement latéral du liquide sous les pressions présentes dans la particule. L'énergie cinétique de la particule se transforme en déformation visqueuse et en énergie de surface à la fin de l'écrasement. L'écrasement de la particule peut être divisé en trois étapes, impact initial, étalement de la particule et enfin refroidissement et solidification ;ou au cours de la phase d'expansion rapide, une partie de l'énergie cinétique et de l'énergie de surface est dissipée par des processus visqueux, est suivie d'une phase de contraction pendant laquelle le bourrelet à l'extrémité de la lamelle se rétracte sous l'effet des forces capillaires ;ce qui traduit que la tension superficielle solide/gaz est supérieur à la somme des tension solide/liquide et liquide /gaz .

❖ effet de la température de jet sur le facteur d'impact

La Figure 3.2.2 montre l'évolution du facteur d'impact dans le temps pour des températures de gaz varies de 300°C à 800°C ;ou en constate que pour des température de gaz environnent varie de 300° à 500°C l'allure est presque identique ou la forme finale du lamelle ($\zeta=4$) est atteinte rapidement ($t=3\text{ms}$) ;alors que pour des températures varies de 600°C à 800°C ;l'étape d'étalement est atteinte après un temps, relativement supérieur (7.2ms). ainsi que la valeur du facteur d'impact varie inversement proportionnelle avec la température, pour prendre la valeur de 1 à une température de 800 °C de l'environnement. en dit que tant qu'en est au dessous de la température de fusion de la particule d'alumine (575 °C), l'étalement est parfait.

❖ effet de la température de jet sur le refroidissement et la morphologie des lamelles.

Sur les Figure III.2.4 et 5 est représenté la variation spatiale de la température au cours de la dynamique de l'impact et l'étalement d'une particule d'alumine initialement à une température de 630°C et qui impact avec une vitesse de 3 m/s sur un substrat en acier H13.

En effet lorsque la température du jet environnent l'impact augmente ; en augmente le transfert de chaleur vers la particule, par conséquent l'énergie interne augmente, cette dernière est

convertie en inertie, qui devient suffisamment élevée, il devient plus facile au liquide de s'élever au dessus de la surface du substrat, ce qui conduit à la formation d'une couronne.

L'influence de la viscosité sur les résultats de l'impact est primordiale. En changeant la viscosité du fluide, le travail des forces de frottement visqueux est modifié. Les gouttes, lors de l'impact sont donc plus ou moins freinées, et l'énergie cinétique d'impact est davantage dissipée lorsque la viscosité est plus grande. alors que dans le cas ou la température du jet environnant augmente d'un part et d'autre part la faible conductivité thermique du substrat en acier H13, fait que la viscosité du lamelle est toujours faible (état pâteux), qui vas donc diminuer le freinage des couches du lamelle.

L'étude du paragraphe précédent a montré que l'état de l'environnement de goutte influence le comportement de la dynamique et par conséquent la structure du revêtement.

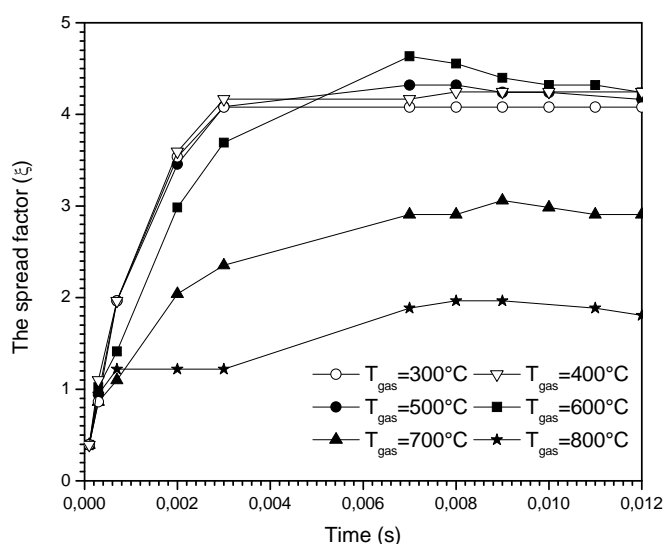
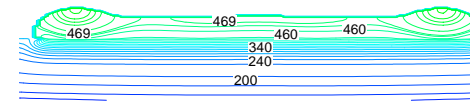
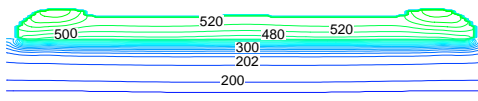
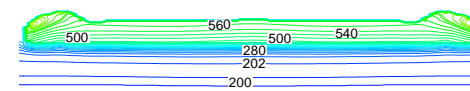
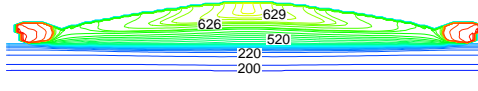
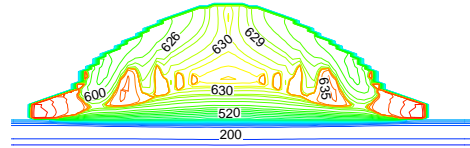
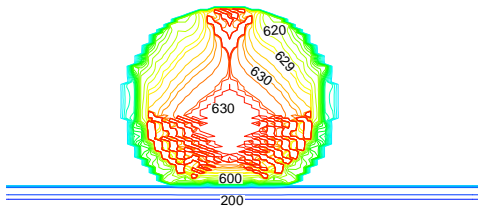
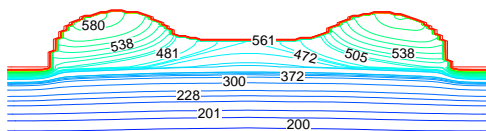
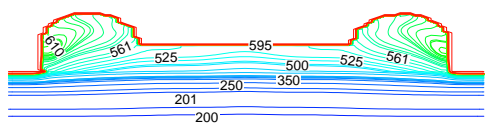
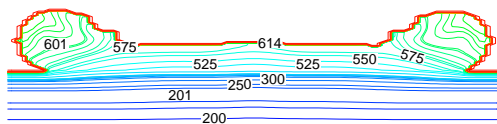
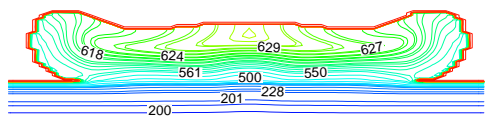
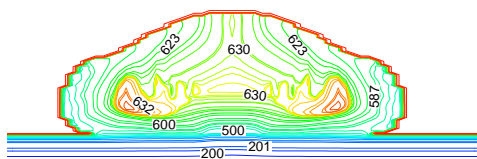
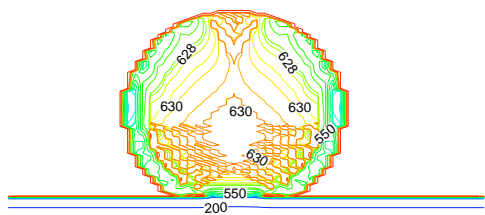
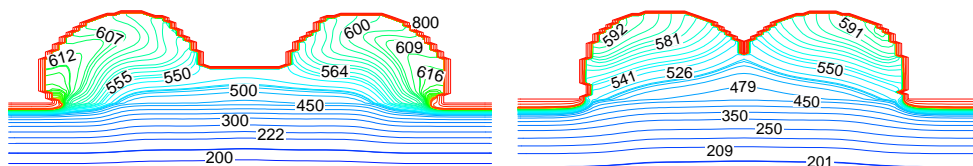
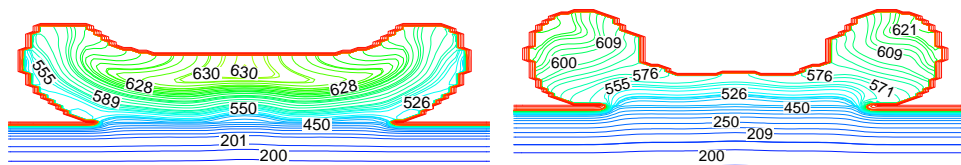
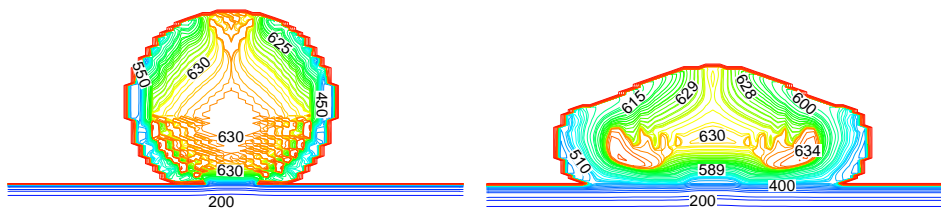


Figure 3.2.2: Facteur d'impact pour les différentes températures du gaz







❖ effet de la température de jet sur la pression d'impact sur le substrat :

la Figure 3.2.6 représente la montrent la distribution de la pression à l'instant 0.3 ms, 0.7 ms de l'impact de la goutte sur le substrat et à l'instant 2 ms, pour deux environnements différents 300°C et 800 °c .La pression de la goutte sur le substrat atteint 18 kPa pour une température de 300°C ,à la même instant la pression atteint 45 kPas pour une température de 800 °c et qui est favorable pour l'accrochage mécanique et donc une bonne adhérence de lamelle sur substrat , qui permet un contact plus ou moins important entre les deux milieux ; mais malheureusement le refroidissement de la goutte à travers le substrat est toujours sans changement pour les deux cas ,représenté sur la Figure 3.2.7;a cause du faible conductivité thermique de l'acier.

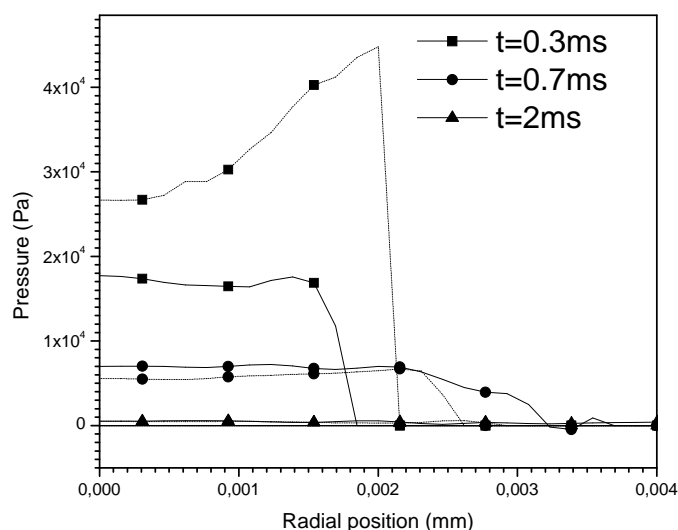


Figure 3.2.6 Distribution de pression de la particule le long du substrat

300°C (—) and 800°C (-----)

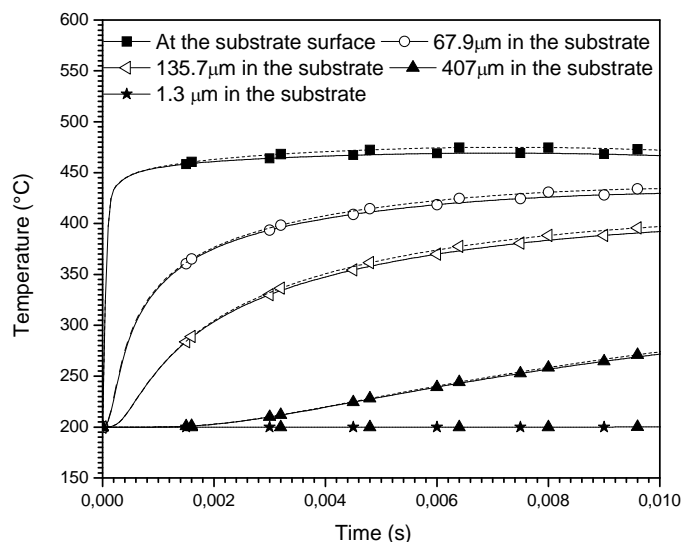


Figure 3.2.7 Résultats de simulation présentant l'histoire de température pour cinq locations au dessous du point d'impact et dans le substrat pour une température de gaz de 300°C (—) et 800°C (-----)

Conclusion

Les dépôts d'alumine projetés par plasma ont de nombreuses utilisations : Barrières thermiques, isolation électrique.etc. Leurs propriétés thermo physiques dépendent fortement de la microstructure des dépôts et de leur adhérence à l'interface céramique-métal. cette partie de travail a été principalement consacré à l'étude par simulation numérique de l'influence de l'environnement sur leurs propriétés thermique et dynamique reliées à l'impact sur le substrat cible ;d'où nous pouvons conclure que l'étalement de lamelle et par conséquent la qualité du dépôt est bon tant que la température de l'environnement est au-dessous de celle de fusion .dans le cas contraire le système accumule de l'énergie ce qui interdit la progression de la solidification et fini par refondre.

3.7 L'état de fusion et l'impact successif de deux gouttes

Introduction

L'étalement des particules (de l'ordre de la microseconde) est un phénomène complexe notamment quand la solidification de lamelles commence avant l'étalement complet. Les phénomènes intervenant dans cette étape sont gouvernés par plusieurs facteurs qui peuvent être classés en 2 groupes : les propriétés des particules à l'impact (le diamètre, la morphologie, la vitesse, la température, l'état physico-chimique etc....) et l'état de la surface du substrat où des particules sont déjà étalées (la rugosité, la température, les propriétés thermiques, l'oxydation etc....) [114].

Plusieurs études expérimentales ont été effectuées (98% sur les surfaces lisses) pour comprendre l'influence des propriétés des particules à l'impact sur leur écrasement [115] et la formation des splats [115, 116, 117, 118]. D'autres travaux ont été réalisés pour examiner les effets de la température [119, 120, 121], de la rugosité [122, 123] et des propriétés thermiques du substrat [124] sur l'étalement et la solidification des particules. L'effet de la mouillabilité de la particule sur le substrat a été aussi évalué [125]. Il faut noter que la mouillabilité dépend de la rugosité et de la porosité de substrat ainsi que de la composition chimiques et de l'état cristallin des particules et du substrat.

Sur un substrat lisse ($R_a < 0.05 \mu\text{m}$), avec un matériau projeté dont les propriétés des particules à l'impact sont similaires, deux morphologies principales des lamelles ont été observées : des lamelles circulaires ou éclaboussés, remarquées pour la première fois par Turner et Budgen en 1926 [126]. Les travaux [127, 128] ont montré que la température du substrat était le paramètre principal qui déterminait la formation de l'un ou l'autre de ces morphologies. Les lamelles éclaboussées se forment sur substrat froid ; lorsque la température du substrat augmente et passe au delà de la température appelée 'température de transition T_t ' par Fukumoto et al. [129], les lamelles prennent une forme circulaire. La température de transition semble dépendre de la désorption de condensats et adsorbats ainsi que de la mouillabilité des particules liquides [130, 131]. Sur des substrats métalliques, lorsque la température passe très delà de T_t , on retrouve une morphologie éclaboussée [128,132].

Sur les substrats 304L préchauffés à 573 et 773 K pour des durées entre 0 et 900 secondes, Bianchi [133] a montré que les lamelles éclaboussées de zircone et d'alumine se forment quand

l'épaisseur de l'oxyde dépasse une cinquantaine de nanomètre. L'adhérence optimale de dépôts de zirconium a été trouvée pour des temps plus brefs (environ 300 s) mais à 773 K. L'adhérence des dépôts d'alumine a été mesurée par Pech et al. [134,135] sur les substrats C40E (1040) oxydés et elle diminue avec le taux d'hématite (Fe_2O_3) sur les substrats du fait de la fragilité de la couche de l'hématite. La couche d'oxyde n'est cependant pas toujours nuisible pour l'adhésion du dépôt. Le dépôt d'alumine, élaboré après la formation de Fe_xO en préchauffant C40E (1040) dans un environnement riche en CO_2 , montre des valeurs d'adhésion supérieures à 50 MPa [136]. Ces valeurs élevées sont justifiées par l'interaction chimique présente dans $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ [136] ainsi que par la rugosité importante des cristaux de Fe_xO [137]. Pour des couches d'oxyde inférieures à 30 nm, la fusion due à l'impact des particules et aux réactions chimiques peut provoquer une amélioration considérable de l'adhérence, c'est le cas d' Al_2O_3 sur TiO_2 [138, 139].

La solidification ainsi que la refusions éventuelle par projection de gouttes sur les précédentes sont difficiles à analyser expérimentalement en raison des échelles de temps et d'espace de l'ordre respectivement de la microseconde et du micron. Pour cela il faut faire appel à des outils numériques complexes pour prendre en compte les divers aspects physiques de l'étalement. Dans cette vision nous avons proposé d'étudier numériquement l'impact successif sur un substrat lisse de deux gouttes d'alumine identiques au même point décalées de Δt dans le temps. Le substrat est de l'acier H13 à température initiale $T_s=200$ °c, les gouttes d'alumines sont de diamètre $D_i=3.92$ mm, et une vitesse d'impact, 3 m/s ; avec quatre cas type des états de fusion des gouttes ; comme il est schématisé sur la figure (3.3.1).

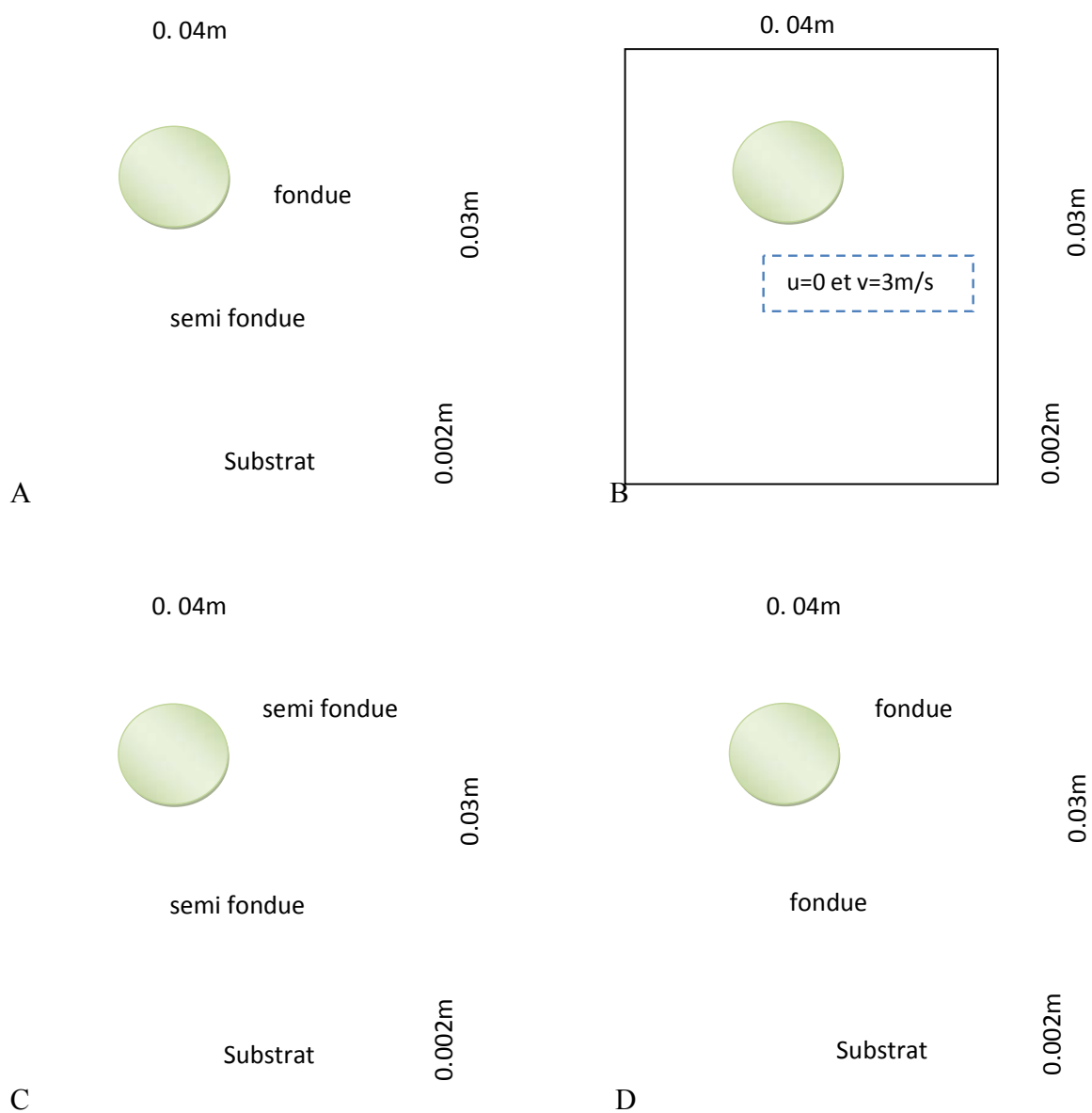


Figure 3.3.1 Représentation schématique des cas étudiés

3 7.1 Résultats de simulation et discussions:

➤ morphologie et refroidissement

L'intervalle entre les deux gouttes est 7ms. un temps suffisant pour l'étalement de la première goutte et par conséquent le système a plus de temps pour diffuser la chaleur vers le substrat.

Ainsi, lors de l'impact de la première goutte, la solidification est initiée très rapidement pour la couche près de substrat, mais le système accumule de l'énergie ce qui interdit la progression de la solidification et finit par refondre la zone solidifiée lors de l'impact de la première goutte

L'analyse du champ de température depuis l'arrivée de la seconde goutte sur la première qui est en phase d'étalement contribue à augmenter l'énergie cinétique de l'ensemble et ce qui va donc impliquer une augmentation de l'énergie interne ;et par conséquent le front de solidification peut régresser par refusions partielles du système; d'autre part et de fait que le substrat en acier qui possède une très faible conductivité thermique ,et donc accumule l'énergie et ralentit le refroidissement de la lamelle ;ces derniers possèdent donc toujours une énergie cinétique significative par rapport à son énergie de surface ;ce qui favorise le phénomène d'éclaboussement de la lamelle. Il faut noter aussi que lorsque la deuxième goutte impacte, la couche d'air emprisonnée au dessous est soumise à une compression (à forte pression) qui peut être la deuxième cause de déformation de la surface libre.

A partir de ces observations des résultats numériques des Figures 3.3.2 ,3 ,4 et 5 nous remarquons que :

- L'éclaboussement et la formation des bulles ont été plus importants pour les particules Dans les cas A B et D
- L'étalement sans éclaboussement avec une hauteur minimum sur l'axe d'impact est observé pour le cas C.
- La diminution de la masse de la goutte par éclaboussement est plus importante dans le cas D
- La vitesse de refroidissement a été plus importante pour le cas C.

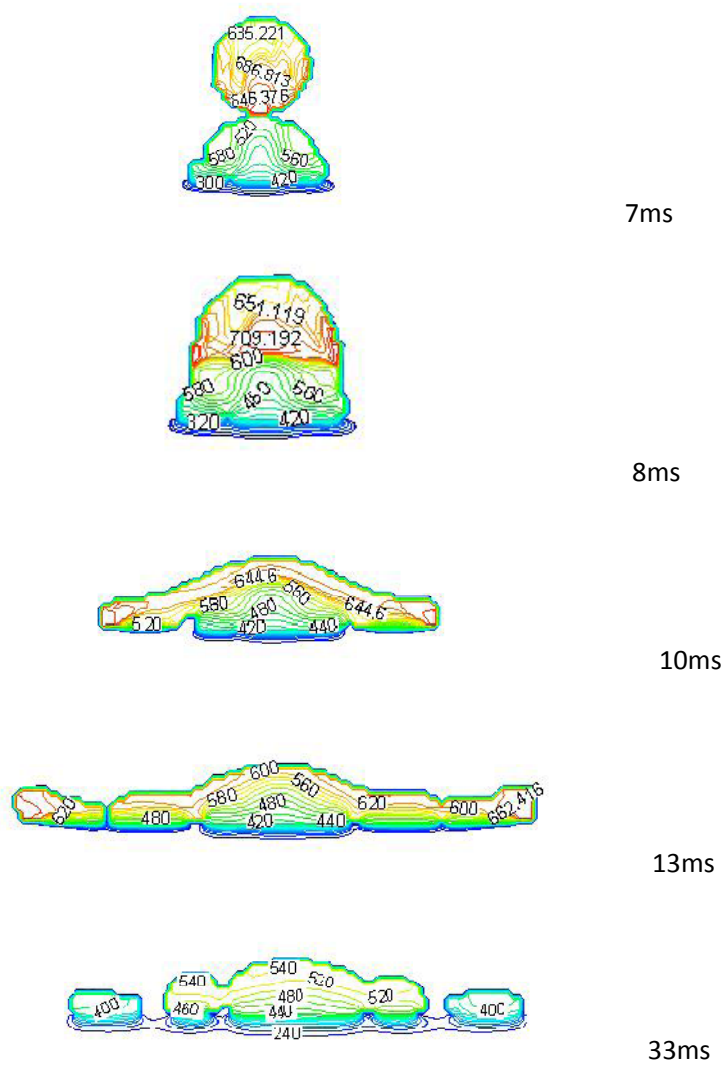
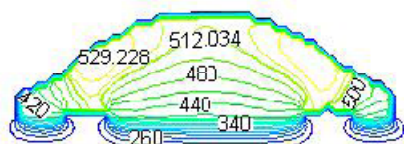
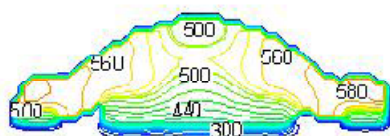
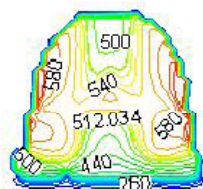
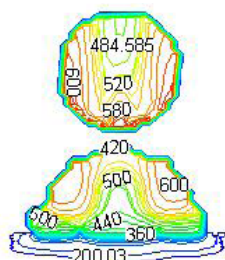
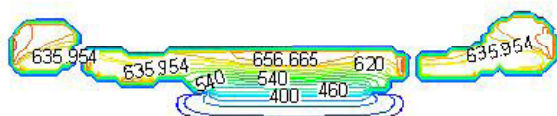
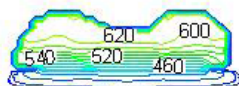


Figure 3.3.2 Représentation spatiale de la distribution de température d'impacts successifs de deux gouttes cas A







➤ **Contrôle de l'adhérence du dépôt :**

pour quantifier l'influence de l'état de fusion sur la qualité d'adhérence du dépôt on a tracé sur les Figure 3.3.6 et 7 la variation de la pression d'impact sur le point central à l'interface pour les différents cas étudiés ; on constate que Lors de premier impact sur le substrat, la goutte partiellement fondue (A et C), engendre une pression relativement supérieure ($p_{\max}=550$ kPas) à celle totalement fondue ($p_{\max}=360$ kPas), ce qui permet un contact plus important entre les deux milieux. Alors que lors de l'arrivée de la deuxième goutte, c'est les cas D et B qui engendrent une pression importante (110kPas) relativement au cas A et C (30kPas), ainsi que l'impact sur une surface rigide, qui est le cas du premier impact provoque une pression nettement supérieure à celle de la deuxième arrivée, où la surface est mouillée.

Cependant malgré cette forte pression engendrée dans les cas B et D, on constate que les temps d'applications de cette pression sont très courts, Ainsi l'éclatement fort des lamelles.

On peut dire donc que l'état de fusion élevé de la première particule a diminué le temps d'application de la pression, et la seconde particule devient vite instable, par conséquent, augmenterait le temps de refroidissement et donc favoriserait l'éclatement.

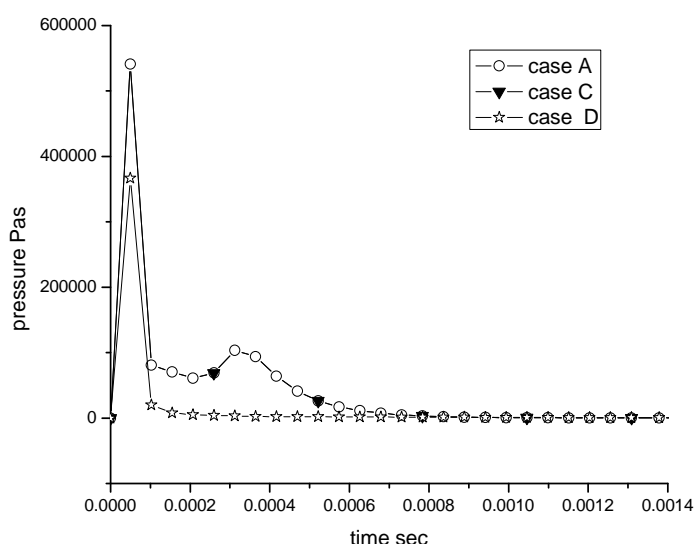


Figure 3.3.6 Variation de pression sur le point d'impact lors du premier impact

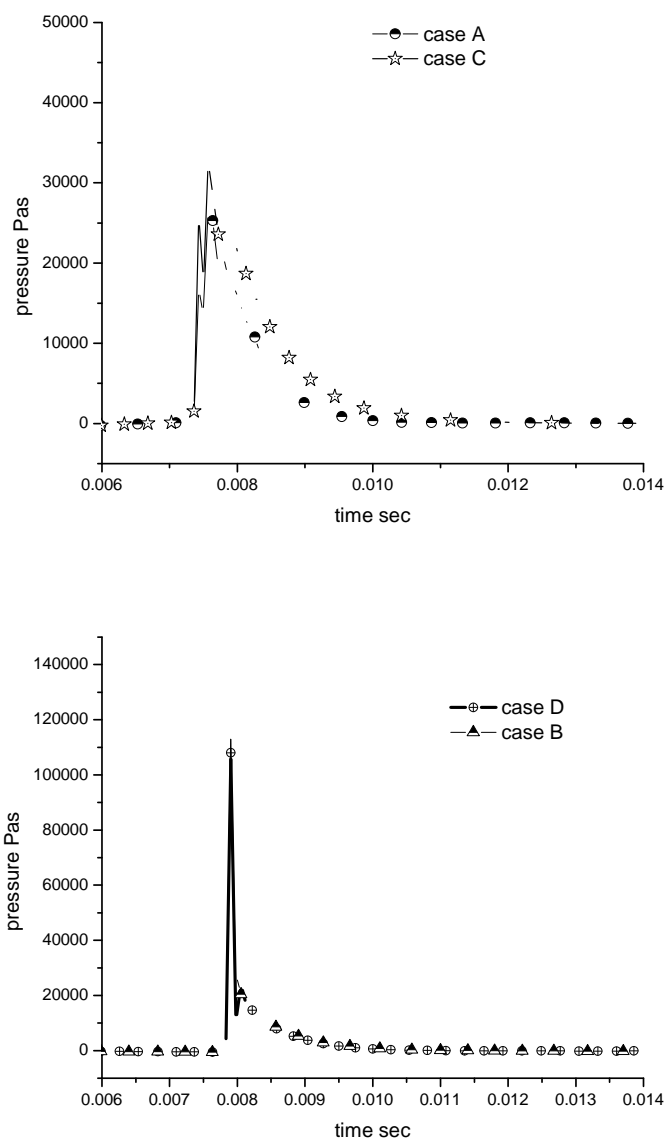


Figure 3.3.7 Variation de pression sur le point d'impact lors de l'arrivé de la deuxième goutte

sachant que la pression lors de l'impact modifier la surface de contact et donc la résistance thermique associée ;et dans le but de mieux comprendre l'effet de pression dans les cas étudié ,nous présentons sur les Figures 3.3.8 ,9,10,et 11 la distribution de la pression à l'interface des deux milieux et pour des séquences de temps différentes .en plus de ce que à était

monter dans le paragraphe précédent , on constate pour la surface infectée par la pression dans les cas D et B (de forte éclatement) ,3.2 mm est nettement supérieur à celui des cas A et C ou il est égale à 1.3mm.et c'est à l'instant de l'arrivée de la deuxième particule.de plus pour le cas D la distribution de pression sur la surface de contact représente une discontinuité entre 0.0012mm et 0.0015mm ,après une chute brusque de la pression et une augmentation brusque ,cette discontinuité qui traduira l'instant de l'éclatement du lamelle et la perte de masse déféctueux pour un revêtement .

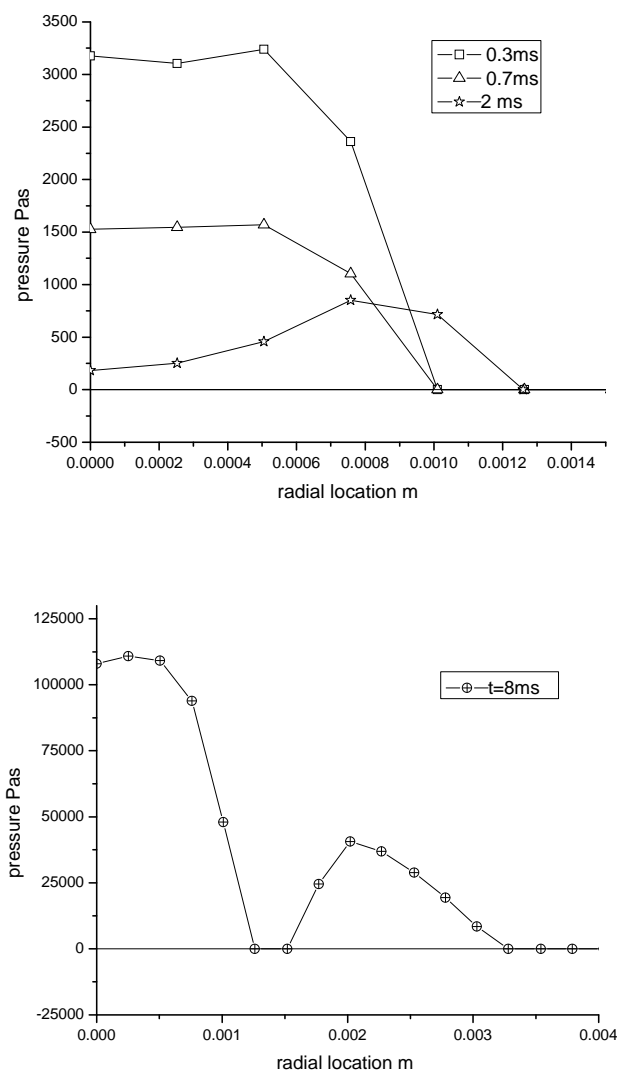


Figure 3.3.8 Distribution de la pression de contact à l'interface le long du rayon de la lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successif cas D

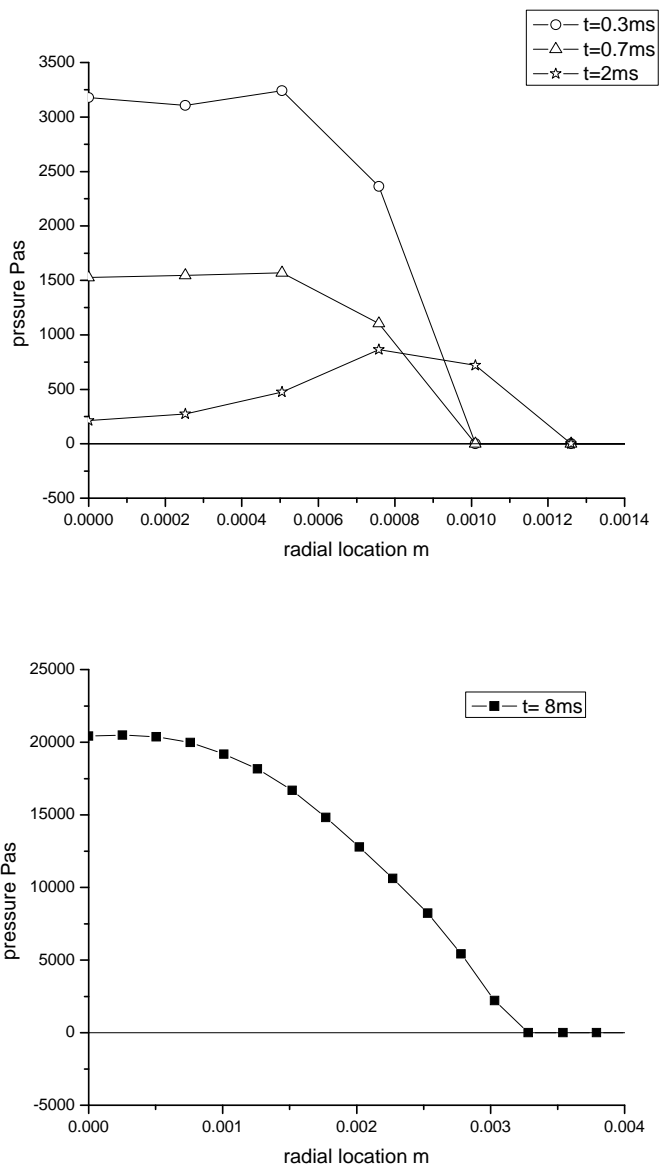


Figure 3.3.9 Distribution de la pression de contact à l'interface le long du rayon de la lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successif cas B

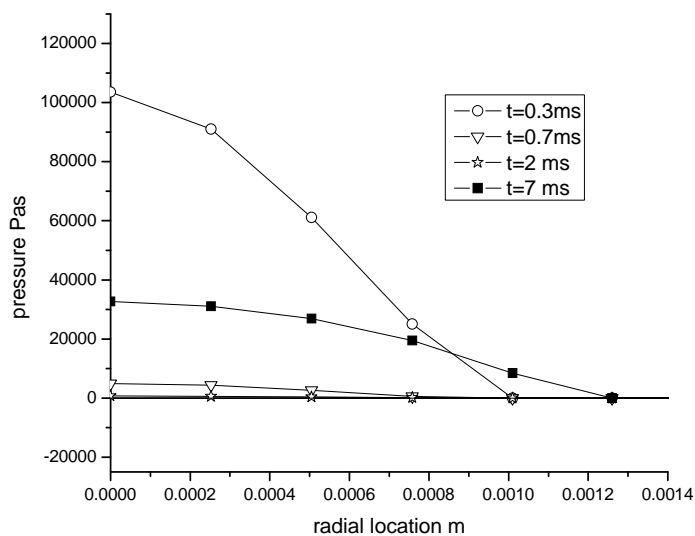


Figure 3.3.10 Distribution de la pression de contact à l'interface le long du rayon de la lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successif cas C

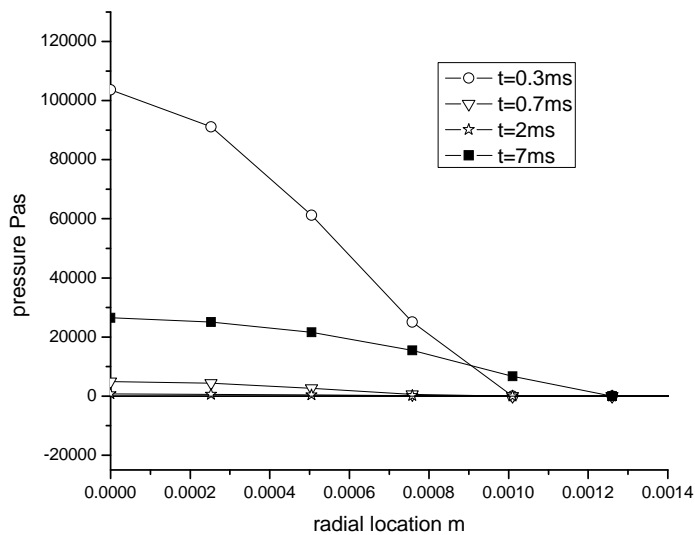


Figure 3.3.11 Distribution de la pression de contact à l'interface le long du rayon de la lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successif, cas A

➤ **L'évacuation de la chaleur vers le substrat:**

La température du substrat dans notre cas est le résultat d'un équilibre entre le flux thermique transférés au substrat par la lamelle et le jet. Les Figure 3.3.12, 13, 14,15 et 16 montres l'évolution des températures dans le substrat en dessous du point d'impact de la goutte en fonction du temps. Ces températures sont prises au niveau de la surface du substrat ($y = 0$), et à des locations sur la cote z en dessous de la surface du substrat.

Aux tous premiers instants qui suivent le premier contact de la goutte avec la cible, la température du substrat au point d'impact augmente rapidement et par la même vitesse pour les quatre cas ; on peut dire que la température du substrat est principalement régie par l'impact de la première goutte.

À l'instant $t=2\text{ms}$ on constate que la vitesse de propagation de la chaleur pour les cas D et B est identique, et supérieur à celle des cas A et C qui représente eux aussi une même vitesse. On peut dire que lors de l'étalement de la première particule l'état de fusion élevé des cas D et B fait diminuer la résistance thermique à l'interface liquide-solide, qui favorise l'évacuation de chaleur vers le substrat.

Le changement dans la quantité de chaleur évacué apparue à l'instant $t=11\text{ms}$, qui correspond à l'impact de la deuxième goutte qui provoque une remontée de la température du substrat. Une Partie de l'énergie disponible dans la deuxième goutte va contribuer à l'augmentation de la température de la première goutte. Cette énergie n'est donc pas totalement transférée au substrat. Les températures de substrat sont donc moins élevées dans les cas A et C que dans le cas D .par contre dans le cas B la température est diminuée du faite que la deuxième particule partiellement fondue transporte moins d'énergie.

Ses résultats de simulation montrent que la température du cas D augmente plus rapidement ce qui fait que la lamelle se refroidit plus rapidement par conduction qui favorise la formation et la propagation du front de solidification dans la partie inférieure de la lamelle, d'autre part une énergie cinétique élevée des couches supérieures, et donc favoriserait l'éclatement. Dans le cas opposé C, où la vitesse de refroidissement est lente, diminuerait ce phénomène d'éclatement.

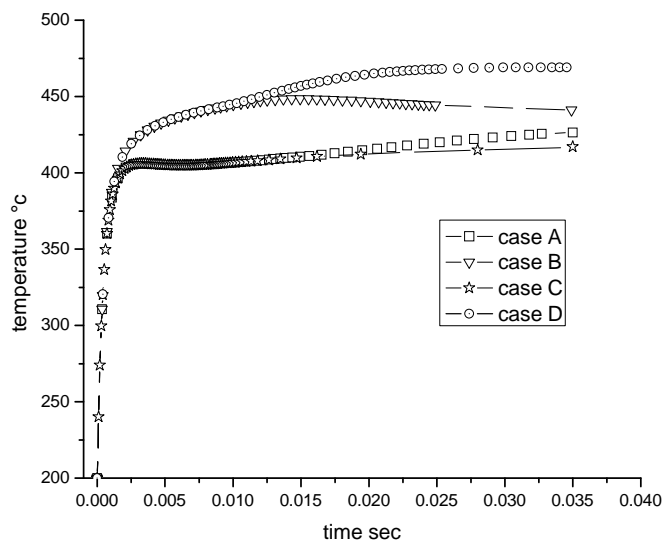


Figure 3.3.12 Histoires de température à la surface de substrat pour les quatre cas étudié

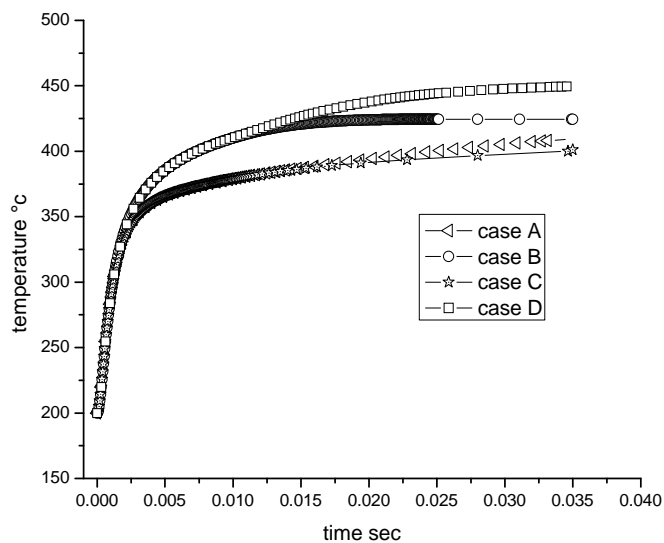
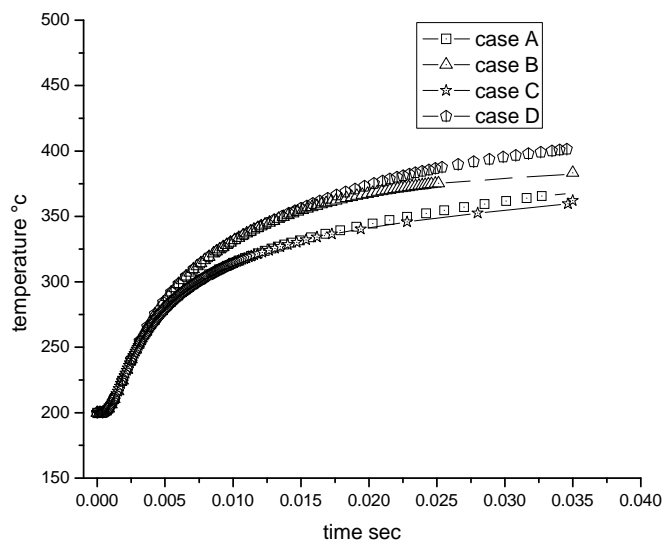
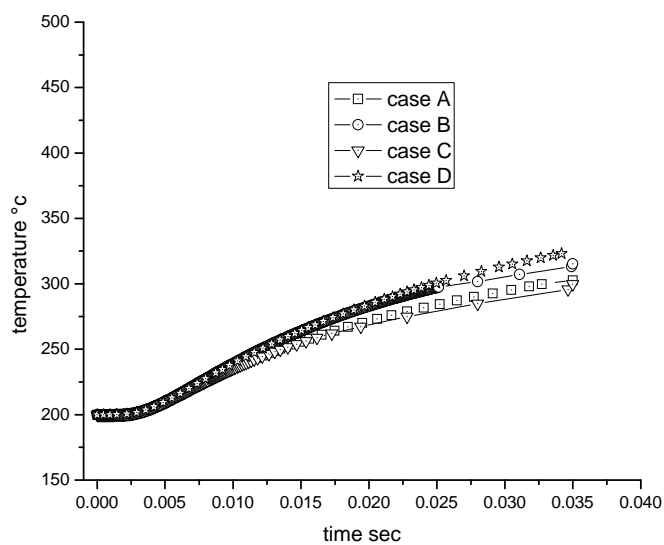


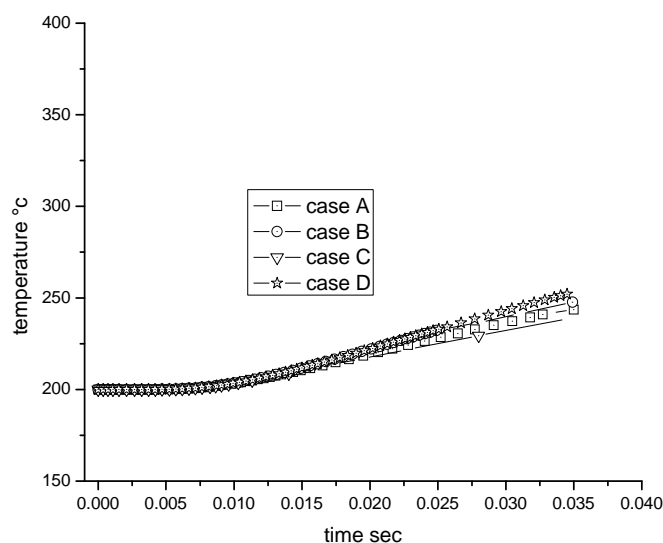
Figure 3.3.13 Histoires de température à 61µm dans le substrat pour les quatre cas étudié



**Figure 3.3.14 Histoires de température à 213.7µm dans le substrat
Pour les quatre cas étudié**



**Figure 3.3.15 Histoires de température à 488.5 µm dans le substrat
Pour les quatre cas étudié**



**Figure 3.3.16 Histoires de température 854.9 μm dans le substrat
Pour les quatre cas étudié**

Conclusion :

Un dépôt réalisé par projection plasma résulte d'un empilement successif de lamelles individuelles qui constituent l'élément fondamental de la construction du dépôt. Cette partie du travail expose donc l'état de l'art relativement à l'impact successif de deux gouttes sur une cible ; Particulièrement sur les études des phénomènes associés à l'état de fusion des particules.

L'analyse des résultats montre que l'impact de la deuxième goutte transmet de la chaleur à la première lamelle sous une pression, un phénomène qui joue un rôle décisif sur la morphologie finale des lamelles ; ainsi que l'énergie cinétique initiale est convertie plus ou moins rapidement en forces visqueuses et en énergie de surface. Auxquels s'ajoute la solidification qui freine l'étalement de la goutte.

Un temps d'étalement qui est moins rapide pour les particule partiellement fondue ,que celui des autres gouttes, à fait que l'étalement et la solidification est plus normale pour les particules partiellement fondue que les autres gouttes qui éclate plus ou moins ,en fonction de l'énergie totale initiale, cependant lorsque la goutte atteint une température inférieure à la température de fusion ce qui contribue à figer plus rapidement la matière et diminue l'énergie cinétique du système ce qui diminue la vitesse d'étalement.

Conclusion Générale

Les dépôts d'alumine projetés par plasma ont de nombreuses utilisations : barrières thermiques, isolation électrique... Leurs propriétés thermo physiques dépendent fortement de la microstructure des dépôts et de leur adhérence à l'interface céramique-métal.

Ce travail a été principalement consacré à la simulation numérique par la méthode EF/VOF

Des phénomènes de la projection par plasma de dépôts d'alumine, à l'étude de leurs propriétés morphologiques et thermique reliées à l'impact et la solidification rapide d'une lamelle sur le substrat cible.

Dans un premier chapitre, nous avons étudié la projection thermique, ses paramètres et ses caractéristiques, avec un état de l'art sur le sujet de l'impact d'une goutte sur substrat et les études sur la physique associée. Les phénomènes hydrodynamiques et thermique qui interviennent dans le comportement d'une particule fluide isolée qui sont nombreux et suscitent encore de nos jours des interrogations. Outre la vitesse, le diamètre de la goutte et ses caractéristiques, l'interface entre la goutte et le substrat et avec l'air sont des propriétés intrinsèques qui définissent le comportement de déposition ou d'éclaboussure. Mais l'impact oblique des particules partiellement fondue, l'interaction thermique et dynamique entre particule, environnement du jet et le substrat, ainsi que l'impact de plusieurs gouttes et leurs état de fusion ont été peu étudiés expérimentalement et numériquement.

Le chapitre II a été consacré à la description des modèles et méthodes employées pour prendre en compte le caractère le caractère diphasique de l'évolution de gouttes dans l'air, tout en résolvant l'écoulement de chaque fluide et la thermique couplée à la solidification dans la goutte. La configuration du domaine a été choisie en 2D cartésien.

Dans le chapitre III, les simulations sont réalisées en 2D cartésien tout d'abord sur un cas de validation afin d'assurer le bon fonctionnement de la simulation, puis sur l'impact oblique des gouttes partiellement fondues, les résultats présentés montrent que les deux paramètres jouent un rôle important sur la morphologie finale de la lamelle, l'énergie cinétique initiale est convertie plus rapidement en énergie de surface et en travail de forces visqueuses, lorsque l'énergie interne initiale est basse, ainsi que l'impact oblique diminue la pression d'étalement et par conséquent la surface de contact.

Afin d'optimiser la température de l'environnement au voisinage de l'étalement, une étude a été réalisée pour plusieurs températures du jet, il apparaît qu'une refusions de la particule, par reculement du front de solidification, qui est le résultat direct de l'effet de l'interaction jet particule ; et une température comprise entre celle de transition et de fusion donne une morphologie normale de la lamelle.

suite à cette étude, des simulations sur l'impact successif de goutte ont été réalisées dans le but d'étudier l'influence de l'état de fusion des particule sur le comportement de l'empilement de deux gouttes ,en effet lorsqu'une particule fluide rencontre le film liquide encore en mouvement, génère une grand pression dans l'ensemble ce qui augmente l'énergie cinétique de l'étalement, qui s'oppose à une énergie de tension faible, induit à l'éclatement (éclaboussement) du lamelle ,dans le cas contraire l'arriver d'une particule fluide sur un film partiellement solidifié, l'apport d'énergie s'oppose à la solidification ce qui permis un étalement normale sans éclaboussement.

Les perspectives de ce travail concernent la mise en place de la simulation en 3D de l'impact de gouttes, bien que cela nécessite une taille mémoire conséquente. Cependant, l'analyse 2D des phénomènes a permis de donner un ordre de grandeur des dimensions de maillage à respecter ainsi que de localiser les zones où l'on devra porter notre attention.

Bibliographie

- [1] Pershin V, Lufitha M, Chandra S, Mostaghimi J (2003) *Therm Spray Technol* 12:370
- [2] Ghafouri-Azar R, Mostaghimi J, Chandra S, Charmchi M (2003) *J Therm Spray Technol* 12:53
- [3] Escure C., Vardelle M., Vardelle A., and Fauchais P., (2001)"Visualization of the Impact of Drops on a Substrate in Plasma Spraying Deposition and Splashing Modes", *Thermal Spray, New Surface for a New Millenium*, C.C. Berndt, K.A. Khor, and E.F. Lugscheider, ed., ASM International, Materials Park, OH, pp. 805-12.
- [4] A.M. Ahmed, R.H. Rangel, V.V. Sobolev, J.M. Guilemany, In-Flight Oxidation of Composite Powder Particles During, *Thermal Spraying, Heat and Mass Transfer*, 44, 2001,pp4667-4677
- [5] Sikalo, S., Wilhelm, H.D., Roisman, I.V., Jakirlić, S., and Tropea, C., (2005). Dynamic contact angle of spreading droplets: Experiments and simulations, *Physics of fluids*, 17, 6, 062103: 1-13.
- [6] C.W. Kang, H.W. Ng .Splat morphology and spreading behavior due to oblique impact of droplets onto substrates in plasma spray coating process, *Surface & Coatings Technology* 200 (2006) 5462 – 5477
- [7] Xu L, Zhang W, Nagel SR. Drop splashing on a dry smooth surface. *Phys Rev Lett* 2005;94(18) No. 184505.
- [8] H. Fukanuma, in: C.C. Berndt (Ed.), *Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems*, Cincinnati, U.S.A., October 7– 11, 1996, 9th National Thermal Spray, Conference proceeding, ASM International, 1996, p. 647.
- [9] Zhang H., Wang X.Y., Zheng L. L., Sampath S., (2004)"Numerical simulation of nucleation, solidification, and microstructure formation in thermal spraying", *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, Vol. 47, pp. 2191–2203.
- [10] Yamina MEBDOUA (2008)" Etude Numérique des Phénomènes Thermiques Contrôlant la Solidification d'une Lamelle en Projection Thermique : Application à la Formation du Dépôt "Thèse de doctorat de L'Université de Limoges.
- [11] Zhang H., Wang X. Y., Zheng L. L., Jiang X. Y., (2001) "Studies of splat morphology and rapid solidification during thermal spraying", *Int. J. Heat Mass Transfer*, Vol. 44, pp. 4579-4592.
- [12] Z. Zhao, D. Poulidakos, J. Fukai, Heat transfer and fluid dynamics during the collision of a liquid droplet on a substrate—I. Modeling, *Int. J. Heat Mass Transfer* 39 (1996) 2771–2789.
- [13] Pasandideh-Fard M, Chandra S, Mostaghimi J (2002) *Int J Heat Mass Transfer* 45:2229
- [14] Bussmann M, Mostaghimi J, Chandra S (1999) *Phys Fluids* 11:1406

- [15] Zhang H., Wang X. Y., Zheng L. L., Jiang X. Y., (2001)"Studies of splat morphology and rapid solidification during thermal spraying", *Int. J. Heat Mass Transfer*, Vol. 44, pp. 4579-4592.
- [16] Pasandideh-Fard M, Pershin V, Chandra S, Mostaghimi J (2002) *J Therm Spray Technol* 11:206
- [17] P. FAUCHAIS, A. VARDELLE, B. DUSSOUBS, (2001) Quo Vadis Thermal Spraying, *J. of Thermal Spray Technology* 10 (1),p. 44 – 46,
- [18] PLANCHE M.P., FAUCHAIS P., COUDERT J.F., BETOULE O., VALLETOUX H. (1994)"Comparison of D.C. plasma jet velocity distributions for different plasma gas mixtures : Ar-H₂, Ar-He, Ar-He-H₂", *Proceedings of the 7th National Thermal Spray Conference*, June 1994, Boston, Massachusetts, p. 349-354.
- [19] DUSSOUBS B. (1998)"Modélisation tridimensionnelle du procédé de projection plasma : influence des conditions de la poudre et des paramètres de projection sur le traitement et la répartition des particules dans l'écoulement", Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [20] S. VACQUIE, J.F. COUDERT, M.AUBES, J. CHAPELLE, A. GLEIZES, R. HAUG, B. JUTTNER, A LEFORT, P. PROULX, JC VERITE, L'arc électrique, (Ed.) EYROLLES, 2000, pages 56-57.
- [21] P. FAUCHAIS, A. VARDELLE, B. DUSSOUBS, (2001) Quo Vadis Thermal Spraying, *J. of Thermal Spray Technology* 10 (1),p. 44 – 46.
- [22] BOULOS M.I., FAUCHAIS P., PFENDER E. (1994) "Thermal Plasmas Fundamentals and Applications", Vol.1, Plenum Press, New York. ISBN 0-306-44607-3.
- [23] M. Khalid FATAOUI"Développement de modèles thermomécaniques de construction de dépôts obtenus par projection thermique.Modèle mécano thermique de l'étalement de la gouttelette". Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [24] Yamina MEBDOUA (2008)" Etude Numérique des Phénomènes Thermiques Contrôlant la Solidification d'une Lamelle en Projection Thermique : Application à la Formation du Dépôt " Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [25] Vincent DEBOUT(2007) "Contribution à l'Etude des Propriétés Optiques de Dépôts Plasma de Zircone Yttrée : Influences de leurs Caractéristiques Microstructurales et Physico-chimiques" Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [26] Julien PATRU(2005)"Modélisation du Développement des Contraintes Résiduelles au Sein de Dépôts Plasma de Zircone et d'Acier" Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [27] Diez P. et Smith R. W. (1993)"The Influence of Powder Agglomeration Methods on Plasma Sprayed Yttria Coatings", *Journal of Thermal Spray Technology*, 2, (2), pp.165-178.
- [28] SOLONENKO O.P., KUDINOV, V.V., SMIRNOV, A.V., CHEREPANOV, A.N., POPOV, V.N., MIKHALCHENKO, A.A., KARTAIEV, E.V.(2006) "Micro-metallurgy of splats: Theory", computer simulation and experiment *JSME International Journal, Series B: Fluids and Thermal Engineering*. Volume 48, Issue 3, 15 February 2006, Pages 366-380.
- [29] VARDELLE A., MOREAU C., FAUCHAIS P.(2000) "The dynamic of deposit formation in thermal spray processes", *MRS Bulletin*, 25 (2000), pp. 32-37.

- [30] J. PATRU (2005) "Modélisation du Développement des Contraintes Résiduelles au Sein de Dépôts Plasma de Zircon et d'Acier " Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [31] FAUCHAIS P., FUKUMOTO M., VARDELLE A., VARDELLE M. (2003) "Knowledge concerning splat formation: an invited review", *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 13,(3), pp. 337-360.
- [32] CEDELLE J., VARDELLE M., PATEYRON B., FAUCHAIS P. (2004) "Experimental investigation of the splashing processes at impact in plasma sprayed coating formation", *Thermal Spray Solutions, Advances in technology and application*, Osaka, Japan. ISBN 3-87155-792-7.
- [33] PAWLOWSKI L., (1995) "The science and engineering of thermal spray coatings", Pub. John Wiley & Sons. Chichester, ISBN: 0 471 95253 2.
- [34] AMADA S., IMAKAWA I., AOKI S. (2002) "Splat profile of impinging droplets on rough substrate", *Proceedings of the International Thermal Spray Conference*, (Ed.) C. Moreau and B. Marple, ASM International, Material Park, Ohio, USA. P 857-861.
- [35] BIANCHI L., LEGER A.C., VARDELLE M., VARDELLE A., FAUCHAIS P. (1997) "Splat formation and cooling of plasma-sprayed zirconia", *Thin Solid Films*, 305, p. 35-47.
- [36] LI C.J., LI J.L., WANG W.B. (1998) "The effect of substrate preheating and surface organic covering on splat formation", *Thermal Spray Meeting the Challenges of the 21st Century*, (Ed.) C. Coddet, (Pub.) ASM International, Material Park, Oh., USA, pp. 473-480.
- [37] BIANCHI L., BLEIN F., LUCCHESI P., VARDELLE M., VARDELLE A., FAUCHAIS P. (1994) "Effect of particle velocity and substrate temperature on alumina and zirconia splat formation", *Thermal Spray Industrial Applications*, (Ed.) C. C. Berndt et S. Sampath, (Pub.) ASM International, Material Park, Oh., USA, pp.569-574.
- [38] BIANCHI L. (1995) "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", Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [39] CLYNE T.W., GILL S.C. (1996) "Residual stresses in thermal spray coatings and their effect on interfacial adhesion: A review of recent work", *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 5, (4), Dec. 1996, pp. 401-418.
- [40] CEDELLE J., VARDELLE M., PATEYRON B., FAUCHAIS P., FUKUMOTO M., OHGITANI I. (2005) "Plasma-sprayed particles: Impact imaging and flattening particle 175 thermal history", *Conference Proceedings – lectures and poster*, International Thermal Spray Conference & Exposition, Basel, Switzerland.
- [41] PASANDIDEH-FARD M., MOSTAGHIMI J. (1996) "Droplet impact and solidification in a thermal spray process : droplet-substrate interaction", *Thermal spray : Practical Solutions for Engineering Problems*, C. C. Berndt (Ed.), Pub. ASM International, Material Park, Ohio-USA, p. 637-646.
- [42] MADEJSKI, J. "Solidification of Droplets on a Cold Surface" (1976) *J. Heat Mass Transfer*, 19, pp. 1009-1013.
- [43] AMADA S., HARUYAMA M., OHYAGI T., TOMOYASU K. (2001) "Wettability effect on the flattening ratio of molten metal droplets", *Surface and Coatings Technology*, 138, p.211-219.

- [44] MELLALI A., GRIMAUD A., FAUCHAIS P.(1996)“Parameters controlling the sand blasting of substrates for plasma spraying”, *Surface and Coating Technology*, 81, p. 217-227.
- [45] DE SMET G. (1963)“La pratique des traitements thermiques des métaux industriels”, Ed.Dunod, Paris.
- [46] LIAO H., VASLIN P., YANG Y., CODDET C. (1997) “Determination of residual stress distribution from in situ curvature measurements for thermally sprayed WC-Co coatings”, *Journal of Thermal Spray Technology*, 6, (2), pp.235-241.
- [47] Stéphane VALETTE (2004) “Influence de la préoxydation d’un acier sur l’adhérence de son revêtement en alumine déposé par voie plasma thermique” Thèse de doctorat, Université de Limoges.
- [48] MELLALI M.(1994)Influence de la rugosité et de la température du substrat sur l’adhérence et les contraintes résiduelles au sein de dépôts d’alumine projetés par plasma. Thèse de doctorat d’université. Université de Limoges, , 292 p.
- [49] MADJESKI J. Solidification of droplets on a cold surface. *International Journal of Heat Mass Transfert*, 19, 1976, p. 325-332.
- [50] BENNET T., POULIKAKOS. Splat-quench solidification : estimating the maximum spreading of droplet impacting a solid surface. *Journal of Materials Science*, 28, 1993, p. 963-970.
- [51] SAMPATH S., JIANG X.Y, MATEJICEK J., LEGER A.C., VARDELLE A. Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part I: Case study for partially stabilized zirconia, *Material Science and Engineering A*, 272, 1999, p. 181-188.
- [52] JIANG X., MATEJICEK J., SAMPATH S. Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part II: Case study for molybdenum, *Material Science and Engineering A*, 272, 1999, p. 189-198.
- [53] GAWNE D. T., GRIFFITHS B. J., DONG G. The influence of pretreatment on the adhesion of ceramic coatings on steel, *Trans IMF*, 6, 75, 1997, p. 205-207.
- [54] MOREAU C., GOUGEON P., LAMONTAGNE M. Influence of Substrate preparation on the flattening and cooling of plasma-sprayed particles, *Journal of Thermal Spray Technology*, 4, 1995, p. 25-33.
- [55] COLLINGS E. W., MARKWORTH A. J., McCOY J. K., SAUNDERS J. H. Splatquench solidification of freely falling liquid-metal drops by impact on a planar substrate, *Journal of Material Science*, 25, 1990, p. 3677-3682.
- [56] FUKUMOTO M., NISHIOKA E., MATSUBARA T. Effect of interface wetting on flattening of freely fallen metal droplet onto flat substrate surface, in *Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research*, (ed.) C.C. Brendt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 2000, p. 759-765.
- [57] SYED A.A. Co-projection d’alumine et d’acier par plasma d’arc. Thèse de doctorat d’université. Université de Limoges, 2004, 300p.
- [58] FUKUMOTO M., KATOH S., OKANE I. Splat behavior of plasma sprayed particles on flat substrate surface, in *Thermal Spraying Current Status and Future Trends*, (ed.) A. Ohmori, (pub.) High Temp. Soc. of Japan, 1, 1995, p. 353-359.
- [59] FUKUMOTO M., HAMADA K., SHIIBA M. Dependence of thermal sprayed particle/substrate interface microstructure on substrate temperature, in *Thermal Spray:*

- Advancing the Science & Applying the Technology, (ed.) C. Moreau, B. Marple, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 2003, p. 1047-1052.
- [60] BIANCHI L., LEGER A. C., VARDELLE M., VARDELLE A., FAUCHAIS P. Splat formation and cooling of plasma sprayed zirconia, *Thin Solid Films*, 1997, 305, p. 35-47.
- [61] BIANCHI L., DENOIRJEAN A., BLEIN F., FAUCHAIS P. Microstructural investigation of plasma-sprayed ceramic splats, *Thin Solid Films*, 1997, 299, p. 125-135.
- [62] FUKUMOTO M., NISHIOKA E., NISHIYAMA T. New criterion for splashing in flattening of thermal sprayed particles on to flat substrate surface. *Surface and Coatings Technology*, 2002, 161, p. 103-110.
- [63] BIANCHI L. Projection par plasma d'arc et plasma inductif de dépôt céramiques : mécanisme de formation de la première couche et relation avec les propriétés mécaniques des dépôts. Thèse de doctorat de l'université de Limoges, 1995, 197 p.
- [64] McPHERSON R. The relationship between the mechanism of formation, microstructure and properties of plasma sprayed coatings. *Thin Solid Films*, 83, 1981, p. 297-310.
- [65] KURODA S., DENDO T., KITAHARA, S. Quenching stress in plasma Sprayed Coating and its Correlation with the Deposit Microstructure. *Journal of Thermal Spray Technology*, 4,1, 1995, p.75-84.
- [66] HADDADI A., GRIMAUD A., DENOIRJEAN A., NARDOU F., FAUCHAIS P. Crystalline growth within alumina and zirconia coatings with coating temperature control during spraying, in *Thermal Spray : Practical Solutions for Engineering Problems*, (ed.) C.C. Berndt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1996, p. 615-622.
- [67] HADDADI A., NARDOU F., FAUCHAIS P., GRIMAUD A., LEGER A. C. Influence of substrate and coating temperature on columnar growth within plasma sprayed zirconia and alumina, in *Thermal Spray : A United Forum for Scientific and Technological Advances*, (ed.) C.C. Berndt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1997, p. 671-680.
- [68] Salwa Bennaoua(2008) Thèse de l'université de Tunis
- [69] Khalid FATAOUI, Bernard PATEYRON, Nicolas CALVÉ, Mohammed EL GANAOUI
MODÈLE D'ÉTALEMENT D'UNE GOUTTE EN PROJECTION PLASMA :
APPLICATION AU REVETEMENT DE MATERIAUX THERMIQUEMENT
DEGRADABLES, SPCTS UMR6638 CNRS Université de Limoges
- [70] D. GUEYFFIER k S. ZALESKI. " Formation de digitations lors de l'impact d'une goutte sur un film liquide". *C. R. Acad. Sci. Série II b*, vol. 326, p. 839-844, 1998.
- [71] J. GLIMM, O. ME BRYAN, R. MENIKOFF, AND D.H. SHARP. Front tracking applied to Rayleigh-Taylor instability. *SIAM J. Sci. Stat. Comput.*, 7 :230-251, 1986.
- [72] F. H. HARLOW AND J. E. WELSH. " Numerical calculation of time-dependent viscous incompressible flow with free surface". *Phys. Fluids*, 8 :2182-2189, 1965.
- [73] F. H. HARLOW AND J. P. SHANNON. " The splash of a liquid drop". *J. Appl. Phys.*, 38 (10) :3855-3866, 1967.
- [74] S. ZALESKI, J. LI, and S. SUCCI. Two-dimensional Navier-Stokes simulation of deformation and breakup of liquid patches. *Phys. Rev. Lett.*, 75 :244-247, 1995. 184
- [75] D. GUEYFFIER, A. NADIM, J. Li, R. SCARDOVELLI, and S. ZALESKI. "Volume of fluid interface tracking with smoothed surface stress methods for three-dimensional flows." *J. Comput. Phys.*, 152 (2) :421-456, July 1999.
- [76] C. W. HIRT AND B. D. NICHOLLS. " Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries". *J. Comput. Phys.*, 39 :201-225, 1981.

- [77] S. OSHER AND J. A. SETHIAN. " Fronts propagating with curvature-dependent speed : Algorithms based on Hamilton-Jacobi formulations". J. Comput. Phys., 79 :12-49, 1988.
- [78] DENIS GUEYFRER " Etude de l'impact de gouttes sur un film liquide mince. Développement de la corolle et formation de projections", thèse à paris, 2000.
- [79] Hugues MASSE,(2000) "COUPLAGES THERMOMECHANIQUES LORS DE LA SOLIDIFICATION DE MATERIAUX POLYMERES" thèse de doctorat à L'UNIVERSITE BORDEAUX I.
- [80] D.L. Youngs, Time-dependent multimaterial flow with large fluid distortion, in: K.W Morton, M.J. Baines (Eds.), Numer. Methods Fluid Dynamics, Academic Press, New York, 1982.
- [81] D.L. Youngs, K.W. Morton, and M.J. Baines. (1982) Time-dependant multimaterial flow with large fluid distorsion. In Numerical Method for Fluid Dynamics, Academic Press, New York,.
- [82] Fadhel BEN ETTOUIL(2008)" Modélisation rapide du traitement de poudres en projection par plasma d'arc" thèse de doctorat à Université de Limoges.
- [83] Makhlof Hamide(2008) "Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers" thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
- [84] F. Ben Ettouil, B. Pateyron, H. Ageorges, M. El Ganaoui, P. Fauchais, O. Mazhorova Fast modeling of phase change in a particle injected within a d.c. plasma jet J. Thermal Spray Technology, 16, 2007, 744-750
- [85] M.Rappaz,M.Bellet ,and M.Deville.(2003) Numerical Modeling in Materials science and Engineering. Springer series in Computational Mathematics,Springer-verlag edition.
- [86] M.Lacroix. (1989) Computation of heat transfer during melting of a pure substance from an isothermal wall. Numerical Heat transfer,15:191-210.
- [87] V.R.Voller,C.R.Swaminathan,and B.G.Thomas.(1990)Fixed grid techniques for phase change problems :Areview.Numerical Heat transfer Part B,17 :155-169 .
- [88] V.R.Voller.(1990)Fast implicit finite difference method for the analysis of phase change problems.IMA Journal of Numerical Analysis ,30:875-898.
- [89] M.Rappaz,M.Bellet,and M.Deville.(2003) Numerical Modeling in Materials Science and Engineering. Springer series in Computational Mathematics,Springer-verlag edition,
- [90] Z. Zhao, D. Poulidakos and J. Fukai, (1996) 'Heat transfer and fluid dynamics during the collision of a liquid droplet on a substrate,' /Int. J. Heat Mass Transfer./ Part I- odelling. 39. 13: 2771-2789.
- [91] Ghafouri-Azar R., Shakeri S., Chandra S., and Mostaghimi J., (2002) "*Numerical Simulation of Offset Deposition for Sequential Tin Droplets*", Proc. of Int. Thermal Spray Conference Essen, E. Lugscheider (ed.), DVS Düsseldorf, Germany, pp. 972-978.
- [92] Lahcen AIT MOUDID (2007)"Couplage Fluide-Structure pour la simulation numérique des écoulements fluides dans une conduite `a parois rigides ou élastiques, en présence d'obstacles ou non". thèse de doctorat à L'Université d'Artois.
- [93] O. Pironneau: "Méthodes des éléments finis pour les fluides", Masson (1988).
- [94] Manual of Ansys ver 11, Ansys.inc, USA
- [95] M. Pasandideh-Fard, S. D. Aziz, S. Chandra, J. Mostaghimi, Numerical simulation of thermal spray coating formation, in Proceedings of the 1st International Thermal Spray Conference, p 125-134, Montréal, Quebec, May 8-11, (Ed.) C.C. Berndt, (Pub.) ASM International Materials Park OH, USA, (2000)

- [96] V. V. Kudinov, P. Y. Pekshev, V. A. Safiullin, Forming of the structure of plasma sprayed materials, in High Temp. Dust. Laden Jets, (Ed.) Solonenko et Fedorchenko, (Pub.) Brill Academic Publishers, p 381-418, (1989)
- [97] Minxia Xue , Yoav Heichal , Sanjeev Chandra , Javad Mostaghimi.(2006) ” Modeling the impact of a molten metal droplet on a solid surface using variable interfacial thermal contact resistance” J Mater Sci (2007) 42:9–18, DOI 10.1007/s10853-006-1129-x, Springer Science+Business Media, LLC 2006
- [98] Yamina MEBDOUA(2008) ” Etude Numérique des Phénomènes Thermiques Contrôlant la Solidification d’une Lamelle en Projection Thermique : Application à la Formation du Dépôt” Thèse de doctorat à l’Université de Limoges.
- [99] Syed Asif Ansar(2004) ”Co-projection d’alumine et d’acier inoxydable par plasma d’arc” Thèse de doctorat à l’Université de Limoges.
- [100] 351 W.C. Smith, T.J. Jewett, S. Sampath, W.D. Swank, J.R. Fincke, Plasma processing of functionally graded materials- Part I: Process diagnostics, in Thermal Spray: A United Forum for Scientific and Technological Advances, (ed.) C.C Berndt, (ed.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1997, pp 599-605.
- [101] LI (C.J.), LI (J.L.), WANG (W.B.).– The effect of substrate preheating and surface organic covering on splat formation. Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conf., Nice, France (25-29 May, 1998), C. Coddet (ed.), ASM-Int., Materials Park, OH, USA (1998), p. 473-480.
- [102] C. Bonet, Thermal plasma processing, Chemical Engineering Progress, 1976, pp 63-69.
- [103] J. Mostaghimi, P. Proulx, M. I. Boulos, Modeling of the thermal treatment of powders in a plasma jet under dense loading conditions, in Proc. International Symposium on Plasma Chemistry 8, (ed.) K. Akasaki, A. Kinburn, (pub.) University of Tokyo, 1, 1987, pp13-19.
- [104] P. Fauchais, A. Vardelle, Heat, mass and momentum transfer in coating formation by plasma spraying, Int.J. Therm. Sci., 39, 2000, pp 852-870.
- [105] J. L. Engelke, Heat transfer to particles in plasma, in A. I. Ch. E. meeting, Los Angeles, USA, 1962.
- [106] B. Pateyron, M.F. Elchinger, G. Delluc, P. Fauchais, Thermodynamic and transport properties of Ar-H₂ and Ar-He plasma gases used for spraying at atmospheric pressure: Properties of mixtures, Plasma Chem. and Plasma Proc., 12 (4), 1992, pp 421.
- [107] S. Janisson, A. Vardelle, J. F. Coudert, E. Meillot, B. Pateyron, P. Fauchais, Plasma spraying using Ar-He-H₂ gas mixtures, J. Thermal Spray Technology, 8 (4), 1999, pp 545-552.
- [108] N.J.Themelis,(1995)Transport and chemical rate phenomena, (pub.) Gordon and Breach,.
- [109] E. Pfender,(1997) Heat transfer in thermal plasmas, in Proc. Julian Szekely Memorial Symposium on Materials Processing, Cambridge, Massachusetts, 5-8 October 1997, (ed.) H.Y. Sohn, J.W. Evans, D. Apelian, (Pub) TMS.
- [110] A. Vardelle,(1987) Etude numérique des transferts de chaleur, de quantité de mouvement et de masse entre un plasma d’arc à pression atmosphérique et des particules solides, Thèse de Doctorat, Université de Limoges, France, n° d’Ordre 29-87.
- [111] B. Dussoubs,(1998) Modélisation tri-dimensionnelle du procédés de projection plasma : influence des conditions d’injection de la poudre et des paramètres de projection sur le traitement et la répartition des particules dans l’écoulement, Thèse de Doctorat, Université de Limoges, France, N° d’Ordre 23-1998, [112] A. Vardelle, P. Fauchais, B. Dussoubs, N.J. Themelis, Heat Generation and Particle Injection in a Thermal Plasma

- Torch, *Plasma Chem. and Plasma Proc.*, 18 (4), (1998), pp 551-578.155 P. Fauchais, A. Vardelle, B. Dussoub, Quo vadis thermal spraying?, *J. Thermal Spray Technology*, 10 (1),2001, pp 44-66.
- [113] A. Abdellah El-hadj, N. Ait Messaoudène, (2005)“ Comparison between Two Turbulence Models and Analysis of the Effect of the Substrate Movement on the Flow Field of a Plasma Jet”, *Plasma Chemistry and Plasma Processing*, Vol. 25, No. 6, pp. 699-722.
- [114] P. Fauchais, M. Fukumoto, A. Vardelle, M. Vardelle, (2003) Knowledge concerning splat formation : An invited review, *J. Thermal Spray Technology*.
- [115] M. Vardelle, A. Vardelle, A. C. Leger, P Fauchais, D. Gobin,(1994) Influence of particle parameters at impact on splat formation and solidification in plasma spraying processes, *J. Thermal Spray Technology*, 4 (1), pp 50-58.
- [116] J. M. Houben,(1988) Relation of the adhesion of plasma sprayed coatings to the process parameters: size, velocity and heat content of the spray particles, Thèse de Doctorat, Technische Universiteit, Eindhoven, Pays-Bas.
- [117] S. J. Yankee, B. J. Pletka,(1993) Effect of plasma spray processing variations on particle melting and splat spreading of hydroxylapatite and alumina, *J. Thermal Spray Technology*, 2 (3), , pp 271-283.
- [118] N. Sakakibara, H. Tsukurda, A. Notomi,(2000) The splat morphology of plasma sprayed particle and the relation to coating property, in *Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research*, (ed.) C.C. Brendt, (pub.)ASM International, Materials Park, OH, USA, pp 753-758.
- [119] S. Sampath, X.Y. Jiang, J. Matejcek, A.C. Leger, A. Vardelle,(1999)Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part I: Case study for partially stabilized zirconia, *Material Science and Engineering A*, 272, pp 181-188.
- [120] X. Jiang, J. Matejcek, S. Sampath, Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part II: Case study for molybdenum, *Material Science and Engineering A*, 272, 1999, pp 189-198.
- [121] N. Z. Mehdizadeh, S. Chandra, J. Mostaghimi,(2003) Adhesion of tin droplets impinging on a stainless steel plate: effect of substrate temperature and roughness, *Science and Technology of Advanced Materials*.
- [122] C. Moreau, P. Gougeon, M. Lamontagne,(1995) Influence of Substrate preparation on the flattening and cooling of plasma-sprayed particles, *J. Thermal Spray Technology*, 4 (1), pp 25-33.
- [123] D. T. Gawne, B. J. Griffiths, G. Dong,(1997)The influence of pretreatment on the adhesion of ceramic coatings on steel, *Trans IMF*, 75 (6), pp 205-207.
- [124] E. W. Collings, A. J. Markworth, J. K. McCoy, J. H. Saunders,(1990) Splat-quench solidification of freely falling liquid-metal drops by impact on a planar substrate, *J. Material Science*, 25, pp 3677-3682.
- [125] M. Fukumoto, E. Nishioka, T. Matsubara, (2000) Effect of interface wetting on flattening of freely fallen metal droplet onto flat substrate surface, in *Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research*, (ed.) C.C.Brendt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, pp 759-765.
- [126] T. H. Turner, N. F. Budgen, *Metal Spraying*, (pub.) Charles Griffen, London, 1926.
- [127] M. Fukumoto, Y. Huang, M. Ohwatari, (1998) Flattening mechanism in thermal sprayed particles impinging on flat surface, in *Thermal Spray : Meeting the Challenges of 21st*

- Century, (ed.) C. Coddet, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, pp 401-406.
- [128] L. Bianchi, A. C. Leger, M. Vardelle, A. Vardelle, P. Fauchais,(1997)Splat formation and cooling of plasmasprayed zirconia, *Thin Solid Films*, 305, pp 35-47.
- [129] M. Fumumoto, S. Katoh, I. Okane,(1995)Splat behavior of plasma sprayed particles on flat substrate surface, in *Thermal Spraying Current Status and Future Trends*, (ed.) A. Ohmori, (pub.) High Temp. Soc. of Japan, 1, pp 353-359.
- [130] P. Fauchais, M. Fukumoto, A. Vardelle, M. Vardelle,(2003) Knowledge concerning splat formation: An invited review, *J. Thermal Spray Technology*.
- [131] M. Fukumoto, K. Hamada, M. Shiiba,(2003)Dependence of thermal sprayed particle/substrate interface microstructure on substrate temperature, in *Thermal Spray: Advancing the Science & Applying the Technology*, (ed.) C. Moreau, B. Marple, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, pp 1047-1052.
- [132] L. Bianchi, A. Denoirjean, F. Blein, P. Fauchais,(1997) Microstructural investigation of plasma-sprayed ceramic splats, *Thin Solid Films*, 299, 125-135.
- [133] L. Bianchi,(1995) 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, Thèse de Doctorat, Université de Limoges, France, N° d'Ordre: 95-41.
- [134] J. Pech, B. Hannoyer, A. Denoirjean, P. Fauchais,(2000) Influence of Substrate preheating monitoring on alumina splat formation in dc plasma process, in *Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research*, (ed.) C.C. Berndt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, pp 759-765.
- [135] J. Pech,(1999) Préoxydation générée par jet de plasma d'arc soufflé. Relation entre surface, oxidation et adherence de depots, Thèse de Doctorat, Université de Rouen, France.
- [136] A. Maitre, A. Denoirjean, P. Fauchais, P. Lefort,(2002) Plasma-jet coating of preoxidized XC38 steel : influence of the nature of the oxide layer, *Physical Chemistry Chemical Physics*, 4, pp 3887-3893.
- [137] S. Vallete, A. Denoirjean, P. Lefort, P. Fauchais,(2003) Influence of d.c. plasma preheating of oxide layers formed in furnace on the adhesion/cohesion of these layers and the alumina coatings sprayed on XC 38, in *Progress in Plasma Processing of Materials*, (ed.) P. Fauchais, J. Amouroux, (pub.) Begell House, NY, USA , pp 475-486.
- [138] T. Chraska, A.H. King,(2002) Effect of different substrate conditions upon interface with plasma sprayed zirconia. A TEM study, *Surface and Coatings Technology*, 157 (2-3), pp 238-246.
- [139] T. Haure, A. Denoirjean, P. Tristan, H. Hidalgo, C. Leniniven, J. Desmaison, P. Fauchais, (2001) Alumina duplex coatings by multiprocesses : air plasma spraying and plasma enhanced chemical vepor deposition, in *Thermal Spray : New Surfaces for a New Millennium*, (ed.) C. C. Berndt, K. A. Khor, E. F. Lugscheider, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, pp 613-619.

Liste des figures

Figure	Page
Figure 1-1 : Schéma de principe de la projection par plasma d'arc soufflé.	5
Figure 1-2 : Schéma type de la formation de l'arc dans la tuyère plasma	6
Figure 1-3 : Schéma type de l'engouffrement de l'air dans la flamme plasma	6
Figure 1-4 : injection et déviation du jet de poudre dans le plasma	15
Figure 1-5 : Injection et déviation du jet de poudre dans le plasma : modélisation de la trajectoire de particules d'alumine en fonction de la granulométrie	16
Figure 1-6 : Echelles de temps des instabilités du plasma par rapport à la durée de traitement thermocinétique des particules	17
Figure 1-7 : Morphologie de lamelles de $MgAl_2O_4$ [20-35 μm] en fonction de la température et de la vitesse des particules à l'impact (mesurées avec le DPV2000)	20
Figure 1-8 : Comportement de particules agglomérées frittées : (a) fondues à cœur creux, (b) partiellement fondues à l'impact sur le substrat	21
Figure 1-9 : Morphologie de lamelles de zircone yttrée obtenues après projection plasma de particules à cœur creux sur un substrat poli en acier avec $T_s > T_t$ (a, b) ou en verre avec $T_s < T_t$ (c)	22
Figure 1-10: Comparaison en échelle logarithmique des temps caractéristiques de la construction du dépôt	23
Figure 1-11: Schéma type de la microstructure d'un dépôt élaboré par projection plasma	24
Figure 1-12 : Influence de la température du substrat sur la contrainte de trempe	26
Figure 1.13 schéma d'étalement d'une goutte	27
Figure 1-14 : Micrographie de lamelles de zircone sur substrat lisse, $T > T_t$	27
Figure 1-15 : Représentation linéaire des différentes échelles de temps caractéristiques des phases d'étalement et de refroidissement de la lamelle d'alumine impactant à $200m.s^{-1}$ et 2800K sur un substrat lisse d'acier inoxydable préchauffé à 500K.	28
Figure 1-16 : Micrographies de lamelles de zircone obtenues par impact d'une gouttelette liquide sur substrat lisse, $T < T_t$	29
Figure 1-17 : Profil type de contraintes dans un substrat AISI 304L sablé sur ses deux faces	30
Figure 1-18 : Schéma d'un dépôt en croissance	32
Figure 2.1 : Schéma de principe des échanges thermiques entre la goutte, en cours de gel, et le substrat	34
Figure 2.2: Changement de topologie de l'interface dans "level set"	38
Figure 2.3: Exemple de fraction volumique associée à une interface sur un maillage	42

discret

Figure 2.4 : Positionnement de l'interface en fonction de son orientation et de la fraction volumique	43
Figure 2-5 : Exemple de reconstruction d'interface sans raccordement des segments.	43
Figure 2.6 : Advection des segments représentant l'interface	43
Figure 2.7 : Différentes méthodes de suivi d'interface : (a) méthode VOF-TVD, (b) méthode VOF-PLIC.	44
Figure 2.8 Evolution de l'enthalpie en fonction de la température	47
Figure 2.9 L'approche de ligne de courant d'Upwind	57
Figure 2.10 La stratégie de calcul pour la résolution du système d'équation dans le temps	61
Figure 3-1 : Influence de vitesse et température des particules d'alumine projetées par plasma avant impact sur la morphologie des lamelles	63
Figure 3.2: Domaine physique de l'impact de la goutte 3.92mm de diamètre sur substrat	63
Figure 3.3 a) Le schéma du processus de formation d'un "fried-egg", (b) HVOF a pulvérisé les splats Nylon-11 sur une plaque en verre.	64
Figure 3.1.2 Impact séquentielle d'une goutte d'alumine de 3,92 mm de diamètre sur une substrat en acier H13 à 200 °c avec une vitesse de 3m/s	68
Figure 3.1.3 Représentation spatiale de la distribution de température de goutte d'alumine (3.92 mm de diamètre) avec une vitesse d'impact de 3m/s sur un substrat rigide	69
Figure 3.1.4 Facteur d'impact de goutte d'alumine (3.92 mm de diamètre) avec une vitesse d'impact de 3m/s sur une substrat rigide	70
Figure 3.1.5 Résultats de simulation pour les profils de température dans le temps pour cinq position dans le substrat d'acier	71
Figure 3.1.6 Représentation des contours de température pendant l'étalement d'une goutte d'alumine 50% partiellement fondue (3.92 mm de diamètre)	73
Figure 3.1.7 Facteur d'impact pour différents états de fusion	74
Figure 3.1.8 Pression au point d'impact de la particule pour différents états de fusion	74
Figure 3.1.9 Résultats de simulation pour les profils de température dans le temps pour trois position dans le substrat d'acier pour les deux cas totalement et partiellement fondue	75
Figure 3.1.10 Comparaison des facteurs d'impact des particules partiellement et totalement fondue lors de l'impact verticale et incliné de 15°	76
Figure 3.1.11 comparaison de la distribution de température pendant l'impact vertical et incliné de 15° d'une d'alumine	77

Figure 3.1.12 Comparaison entre la variation de la température de Simulation pour trois positions dans le substrat lors de l'impact vertical et incliné de 15° d'une goutte d'alumine partiellement fondue	78
Figure 3.1.13: comparaison entre la variation de pression dans le temps au point d'impact verticale et incliné de 15° d'une particule partiellement et totalement fondue	79
Figure 3.2.1 Exemple des contours de température dans un jet de plasma (Ar-H ₂ - air)	82
Figure 3.2.2 Facteur d'impact les différentes températures du gaz	84
Figure 3.2.3 Représentation spatial de la distribution de température de la goutte d'alumine (3.92 mm de diamètre) pour une température environnante de 300°C	85
Figure 3.2.4 Représentation spatial de la distribution de température de la goutte d'alumine (3.92 mm de diamètre) pour une température environnante de 700°C	86
Figure 3.2.5 Représentation spatial de la distribution de température de la goutte d'alumine (3.92 mm de diamètre) pour une température environnante de 800°C	87
Figure 3.2.6 Distribution de pression de la particule le long du substrat 300°C (—) and 800°C (-----)	88
Figure 3.2.7 Résultats de simulation présentant l'histoire de température pour cinq locations au dessous du point d'impact et dans le substrat pour une température de gaz de 300°C (—) et 800°C (-----)	89
Figure 3.3.1 Représentation schématique des cas étudiés	92
Figure 3.3.2 Représentation spatiale de la distribution de température d'impacts successifs de deux gouttes cas A	94
Figure 3.3.3 Représentation spatiale de la distribution de température d'impacts successifs de deux gouttes cas B	95
Figure 3.3.4 Représentation spatiale de la distribution de température d'impacts successifs de deux gouttes cas C	96
Figure 3.3.5 Représentation spatiale de la distribution de température d'impacts successifs de deux gouttes cas D	97
Figure 3.3.6 Variation de pression sur le point d'impact lors du premier impact	98
Figure 3.3.7 Variation de pression sur le point d'impact lors de l'arrivé de la deuxième goutte	99
Figure 3.3.8 Distribution de la pression de contacte à l'interface le long du rayon de la lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successif cas D	100
Figure 3.3.9 Distribution de la pression de contacte à l'interface le long du rayon de la lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successif cas B	101

Figure 3.3.10 Distribution de la pression de contact à l'interface le long du rayon de la lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successive cas C	102
Figure 3.3.11 Distribution de la pression de contact à l'interface le long du rayon du lamelle sur un substrat lisse au courts du l'impact successif, cas A	102
Figure 3.3.12 Histoires de température à la surface de substrat pour les quatre cas étudié	104
Figure 3.3.13 Histoires de température à 61 μm dans le substrat pour les quatre cas étudié	104
figure 3.3.14 Histoires de température à 213.7 μm dans le substrat pour les quatre cas étudié	105
Figure 3.3.15 Histoires de température à 488.5 μm dans le substrat pour les quatre cas étudié	105
Figure 3.3.16 histoires de température 854.9 μm dans le substrat pour les quatre cas étudié	106

Liste des tableaux

Tableau	Page
Tableau 1-1 : Caractéristiques moyennes des différents procédés de projection thermique	13
Tableau 2.1: Expression des coefficients d'échange et des termes sources pour les différentes variables	54
Tableau 3.1: Propriétés Thermo physique d'alliage d'Aluminium et l'acier H13	66