REPUBLIQUE **A**LGERIENNE **D**EMOCRATIQUE **E**T **P**OPULAIRE

Ministère **D**e **L**'enseignement **S**upérieur **E**t **D**e **L**a **R**echerche

Scientifique

UNIVERSITE DR. YAHIA FARES DE MEDEA



Faculté des Sciences et de la Technologie

Département de Génie de la matière

Projet de fin d'étude en vue de l'obtention du diplôme de master

En Génie mécanique

Option: Conception Mécanique

THEME :

Etude de l'influence de l'oxydation des substrats sur la formation de lamelle pour un dépôt d'aluminium

Présenté par :

Baham Ould Mohamed Mahmou

Herbane Mohamed El Amine

Dirigé par :

Dr :Zirari Mounir

Promotion : 2014 - 2015

Remerciements

Nous remercions notre dieu tout puissant « **ALLAH** » de nous avoir permis et aider à accomplir ce travail en nous assurant l'attente de notre objectif et arriver à notre but.

Nous tenons à remercier particulièrement monsieur **ZIRARI MOUNIR** notre promoteur pour ses conseils, son assistance, son suivi et son soutient pour mener à tenir nos différents travaux de notre mémoire de fin d'étude.

Nous témoignons de notre gratitude à l'ensemble des enseignants de l'université Dr. YAHIA FARES de Médéa, et particulièrement les enseignants de département de génie-mécanique.

Merci à tous ceux qui, à un moment ou un autre, nous ont apporté leur savoir faire

Tous nos remerciements vont à messieurs les membres du jury qui nous ont honorés par leur présence et leur sens du savoir.

Bahame Mouhamed

&

Herbane Mouhamed El Amine

Dédicaces

A mes chers parents

Aucune dédicace ne saurait être assez éloquente pour exprimer ce que vous méritez pour tous les sacrifices que vous n'avez cessé de me donner depuis ma naissance, durant mon enfance et même à l'âge adulte. Vos prières et bénédictions m'ont été d'un grand secours pour mener à bien mes études.

A ma tante Nadia

Malgré la distance, vous êtes toujours dans mon cœur. Je vous remercie pour votre hospitalité sans égal, votre affection si sincère et votre soutien dans mes moments difficiles. Je vous dédie ce travail en témoignage de mon profond amour. Puisse Dieu, le tout puissant, te préserver et vous accorder santé, longue vie et bonheur.

A mes frères Yanis et Walid

Les mots ne suffisent guère pour exprimer l'attachement, l'amour et l'affection que je porte pour vous. Mes anges gardien et mes fidèles accompagnants dans les moments les plus délicats de cette vie mystérieuse. Je vous souhaite un avenir plein de joie, de bonheur, de réussite et de sérénité.

A tous les membres de ma famille, petits et grands, sans particulier « HERBANE & MENIA »

A tout mes cousins et cousines.

A tout les professeurs et enseignants qui ont pour ma bonne formation depuis mes débuts jusqu'à la fin de mon cursus universitaire.

A tout mes amis collègues sans exception que je ne peux pas les citer tous …

A tout les amis de la promo.

Herbane Mouhamed El Amine

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail à
mes très chères parents, pour leurs soutient moral et financier et d'être la lu-mière de ma vie, qui m'ont toujours encouragé pour terminer mes études, en leur espérant une longue vie et que dieu les gardes.

- *A mes très chers frères. .*
- *A mes grands-parents et que dieu les garde.*
- *A mes tantes et mes oncles.*
- *A toute ma famille de près ou de loin sans exception.*
- *A mes chers amis .*
- *A tous mes amis de près ou de loin sans exception.*
- *A mon promoteur Mr. Monsieur*

ZIRARI MONIRE,

baham mohamed mahmoud

sommaire

Introduction générale..... 1

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIE

I.1. Introduction..... 3

I.2.La projection thermique..... 6

I.2.1 La projection par flamme..... 7

I. 2.1.1.La projection flamme –poudre..... 7

I.2.1.2. La projection flamme de cordons flexibles..... 8

I.2.1.3. La projection supersonique par combustion..... 9

- le procédé HVOF..... 9
- le procédé HVAF..... 9

I.2.1.4.Le canon à détonation..... 10

I.2.2.La projection par arc électrique..... 11

I.2.2.1. La projection arc-fil..... 11

I.2.2.2 La projection par plasma d'arc soufflé..... 12

I.3.La projection plasma..... 12

I.3.1.Fonctionnement de la torche à plasma d'arc..... 13

I.3.1.1.Amorçage de l'arc..... 14

I.3.1.2.Le gaz plasmagène..... 14

I.3.1.3.L'injection des gaz plasmagènes..... 17

I.3.2.Formation du jet plasma..... 19

I.3.3.Ecoulement du jet plasma..... 20

I.3.4.Traitement des particules dans le jet plasma..... 21

I.3.4.1.Injection de la poudre..... 22

I.3.4.2.Transfert de chaleur, de masse et de quantité de mouvement plasma-particules..... 25

I.3.4.2.1.Transfert de quantité de chaleur..... 26

I.3.4.2.Transfert de quantité de mouvement 29

I.4.Ecrasement des particules sur le substrat 32

- l'impact 32
- l'étalement 32

I.5.La solidification des lamelles..... 33

I.6.Impact et formation du dépôt..... 33

I.7.Oxydation des substrats..... 37

I.7.1.Oxydation du dépôt en croissance..... 38

I.7.2.Corrélation entre les phénomènes d'oxydation et la formation des lamelles..... 38

I.8.Conclusion..... 40

CHAPITRE II : MODELISATION MATHEMATIQUE

II.1. Introduction..... 41

II.2 model dynamique..... 41

II.2.1.Modèle à un fluide 42

II.2.2. Modélisation de la tension de surface..... 43

II.2.3. Technique de suivi d'interface 44

II.2.4. La Méthode VOF CIAM..... 45

II..2.5. Les méthodes de suivi de volume..... 45

II.3. Modèle thermique..... 46
II.3.1. Transfert de chaleur avec changement de phase..... 46
II.3.2.Méthode a grille mobile..... 46
II.3.3. Méthode à grille fixe..... 47
II.3.4.Méthode d'enthalpie..... 47
II.3.5Méthode de la chaleur spécifique équivalente 48
II.3.6 Modèle thermique utilisé..... 49
II.4.conclusion..... 50
CHAPITRE III : MODELISATION NUMERIQUE
III.1. Introduction..... 51
III.2. Méthodes des éléments finis..... 51
III.3. Mise en œuvre de la méthode des éléments finis..... 52
III.3.1. Formulation variationnelle forte 52
III.3.2 Formulation variationelle faible..... 52
III.4. forme généralisée des équations du système et discrétisation..... 53
III.4.1. Terme temporelle..... 54
III.4.2. Terme d'advection..... 56
III.4.2.1. Monotone Streamline Upwind Approach (MSU..... 56
III.4.2.2. La méthode SUPG (Stream line Upwind/Petro-Galerkin) 58
III.4.2.3. Approche Colloquée De Galerkin (COLG)..... 59
III.4.3. Terme de Diffusion 59
III.4.4. Termes source..... 60
III.5.Conclusion 61
Chapitre IV:resultats et discutions
IV.1. Introduction..... 62
IV.2. Schéma de logiciel ANSYS 62
IV.3. Matériaux utilisé 63
IV.3.1. L'aluminium 63
IV.3.2. les prospérités des mâtereaux utilisé dans la simulation..... 64
IV.4. Identification..... 65
IV.5. Impact d'une particule d'aluminium..... 65
IV.6. Oxydation de la surface des substrats métalliques..... 70
IV.6.1. configuration et conditions d'étalement avec une couche d'oxydation..... 71
- Premier cas..... 72
- Deuxième cas..... 75
- Troisième cas..... 79

IV.7. Comparaison des résultats..... 83
IV.7.1. Comparaison des facteurs d'étalements pour chaque cas..... 83
IV.7.2. Comparaison des températures a l'interface pour chaque cas..... 84
IV.7.3. Comparaison des pressions a l'interface pour chaque cas 85
IV.8. Conclusion..... 86
Conclusion Générale..... 87

Résumé

Le succès et la durée de vie des dépôts plasma 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-physique (thermiques, électrique, mécanique) sont liées a la morphologie des lamelles individuelles et a la qualité du contacte entre ces lamelles et le substrat .L'expérience montre qu'il ya toujours possibilité de formation d'une couche mince, par oxydation sur la surface de substrat. Par ce projet de fin d'étude, l'analyse numérique par EF/VOF de l'étalement et la solidification dune particule en aluminium sur substrat en acier montre que la présence d'oxydation sur substrats joue un rôle important sur la formation de lamelle.

Mots Clés : Dépôt, lamelle, substrat, oxydation, VOF, changement de phase, chaleur spécifique équivalente, éléments finis, simulation numérique, ANSYS .

الملخص

نجاح ومدة حياة مخلفات البلازما تعتمد بصفة كبيرة علي نوعية الارتباط بين المخلفات والأساس أو بين الصفحات التي تشكل المخلفات والمشكلة من تصادم جسيمات الدقيقة التي تطحن علي أساس خواص هذا الارتباط والتشابك بالإضافة إلي الخصائص الفيزياؤو حرارية (الحراري,كهربائي ,ميكانيكي)مرتبط مورفولوجي بالصفحات الفردية ونوعية اتصال بين الصفحات بالأساس.

التجربة تشيرا لي أن هناك دائما إمكانية تشكل طبقة رقيقة بواسطة الأكسدة علي مساحة الأساس.عبر هذا المشروع لنهاية الدراسة التحليل الرقمي بواسطة تأثير أكسدة الأساس علي تشكيل الصفحات.

الكلمات الرئيسية:مخلفات.الصفحات,الأساس,الأكسدة,مرحلة التغيير,الحرارة النوعية,العناصر المنتهية,المحاكاة الرقمية.

summary:

Success and the life of plasma deposits depend, to a large extent, the quality of the adhesion between the deposit and the substrate or between the layers which constitute the warehouse and which are formed by the impact of the powder particles which crash on the substrate. These adhesion and cohesion properties and thermo-physical properties (thermal, electrical, mechanical) are related to the morphology of individual lamellae and the quality of the contact between said blades and the substrate.

Experience shows that it is always the possibility of forming a thin layer by oxidation on the substrate surface. In this final project we study numerically offering the influence of substrate oxidation on the formation of lamellae.

keywords: deposit, lamella, substratum ,oxidation, VOF, ,phase change, equivalent specific heat, finite element ,numerical simulation, ANSYS

Liste de figure

Figure .I.1. Classification des technologies de projection thermique..... 4

figure .I.2. Schéma de principe de la projection thermique..... 5
Figure .I.3. Principe de la projection thermique..... 6
Figure .I.4. schéma du procédé HVOV 9
Figure .I.5. schéma du procédé canon a détonation 10
Figure .I.6 schéma du procédé arc fil 12
Figure .I.7. Schéma d'une torche de projection type F4 de SULZER-METCO 13
Figure .I.8. Conductivité thermique en fonction de la température pour différents gaz plasmagènes..... 15
Figure .I.9. Viscosité en fonction de la température pour différents gaz Plasmagènes..... 16
Figure .I.10. Enthalpie en fonction de la température pour différents gaz Plasmagènes..... 17
Figure .I.11.schéma des différents modes d'injection du gaz plasmagènes dans une torche de projection plasma..... 18
Figure .I.12.Schéma de la dynamique de l'arc et de l'écoulement du jet dans une torche plasma à courant continu..... 19
Figure .I.13.Schéma des forces qui s'exercent sur le pied d'arc et la colonne d'arc..... 20
Figure .I.14.Ecoulement du jet plasma dans le gaz environnant : 1 Ecoulement laminaire ,2 Début de développement de turbulence ,3 Ecoulement cisaillé turbulent, 4Ecoulement pleinement développé..... 21
Figure .I.15.Trajectoire moyenne de particules de zircone (8 % pds Y_2O_3) dans un jet plasma Ar-H_2 (75 slm Ar, 15 slm H_2, diamètre interne de la tuyère 8mm, I= 450 A, V= 71, p= 60 %, poudre +8-25 μm, di injecteur 1,6 mm) 23
Figure I.16.Trajectoire moyenne des particules de zircone stabilisé (7,5% pds CaO, FC-15+5 μm) dans un jet plasma dans les mêmes conditions que la Figure 17 (Ar-H_2 (75slm Ar, 15 slm H_2), diamètre interne de la tuyère 8mm, I= 450 A,..... 24

Figure .I.17.Paramètres caractéristiques de la dispersion de la poudre à la sortie de l'injecteur..... 25

Figure .I.18. Rapport des différentes forces à la forces de trainé en fonction du diamètre d'une particule de zircone dans un plasma Ar-25%H_2 de température 5000 K et pour une vitesse relative plasma particule de 500 m.s-1..... 31
Figure .I.19. Influence de vitesse et température des particules d'alumine projetées par plasma avant impact sur la morphologie des lamelles..... 35
Figure .I.20. Morphologies de lamelles obtenues sur un substrat en acier..... 37
Figure .I.21. Schémas des lamelles étalées sur le substrat. Système non-mouillant (a) et système mouillant (b)..... 39
Figure .II.1. La méthode lagrangienne et la méthode eulérienne..... 44

Figure. II.2. Positionnement de l'interface à partir de la normale et de fraction volumique..... 45

Figure. II.3. Différentes méthodes de suivi de volume appliquées à une interface Quelconque..... 45

Figure .II.4.Evolution de l'enthalpie en fonction de la température..... 48

Figure .III.1. l'approche de ligne de courant d'Upwind..... 57
Figure .III.2. La stratégie de calcul pour la résolution du système d'équation dans le temps..... 61

Figure .IV.1. schéma représente le code de calcul d'un logiciel ANSYS..... 62

Figure .IV.2. configuration géométrique et conditions d'étalement de l'identification..... 65

Figure .IV.3. Impact séquentielle d'une goutte d'aluminium de 3,92 mm de diamètre avec une vitesse de 2.6m/s et une température de 620℃ sur un substrat non-oxydé en acier initialement a 200℃ .a:résultats expérimental d'Arvind Kumar b : notre résultats de calcule..... 66

Figure .IV.4. facteurs d'étalement..... 67
Figure .IV.5. la variation dans le temps de la pression d'impact à l'interface particule / substrat..... 67

Figure I.V.6. profiles de température en fonction de temps pour quatre position au long de substrats verticalement..... 68

Figure .IV7. distribution de la température lors de l'impact d'une particule d'aluminium initialement avec une vitesse de 2.6m/s et une température de 620℃ sur un substrat initialement a 200℃..... 69

Figure .IV.8. Schéma représentant le contact lamelle/substrat après l'oxydation de la Surface.. 70

Figure .IV. 9. Configuration géométrique et conditions d'étalement de L'étalement avec la présence d'une couche d'oxydation..... 71

Figure .IV.10. Dynamique de L'étalement pour une épaisseur de la couche d'oxydation de 0.1mm..... 72
Figure .IV.11. Facteur d'étalement pour le cas d'une épaisseur de 0.1mm..... 73

Figure .IV.12. profiles de température avec le temps dans le substrat Pour le cas d'une épaisseur de 0.1mm..... 73

Figure .IV.13. la variation de la pression au point d'impact Pour le cas d'une épaisseur de 0.1mm..... 74

Figure .IV. 14. Dynamique de L'étalement pour une épaisseur de la couche d'oxydation de 0.025mm..... 75

Figure .IV.15. Facteur d'étalement Pour le cas d'une épaisseur de 0.025mm..... 76

Figure .IV.16. profiles de température dans le temps pour quatre positions dans le substrat Pour le cas d'une épaisseur de 0.025 mm 77
Figure .IV.17. la variation de la pression d'impact a l'interface particule / substrat oxydé..... 78

Figure .IV.18. Dynamique de L'étalement pour une épaisseur de la couche d'oxydation de 0.3mm..... 79

Figure .IV.19. Facteur d'étalement Pour le cas d'une épaisseur de 0.3mm..... 80
Figure .IV.20. profiles de température avec le temps dans le substrat Pour le cas d'une épaisseur de 0.3mm..... 81

Figure .IV.21. la variation de la pression au point d'impact Pour le cas d'une épaisseur de 0.3mm..... 82

Liste de figure

Figure .IV.22.facteurs d'étalements..... 83

Figure .IV.23. l'évolution des températures des quatre cas étudier..... 84

Figure .IV.24.pression a l'interface des quatre cas..... 85

A	:	l'aire de la particule perpendiculaire à l'écoulement	m^2
B	:	surface d'échange	m^2
C_D	:	Le coefficient de traînée	(-)
C_{ds}	:	Coefficient d'émission de la surface (C_{ds} = 1 pour un corps noir, C_{ds}<<1 corps brillant)	
C_P	:	La chaleur spécifique	$J.k\ .kg^{-1}.k^{-1}$
$C_\emptyset$	:	Coefficient d'advection transitoire.	
$C_{2\tau}$	:	Coefficient global réglé à 1,0.	
D	:	l'indice de la valeur on niveau du nœud aval.	
dt	:	Temps élémentaire en	s
d_p	:	Le diamètre de la particule	m
$\frac{dt}{dx}$	:	Gradient de température en x en	$K.m^{-1}$
dQ	:	Énergie élémentaire en	J
E	:	l'émissivité de la particule	(-)
F_D	:	La force de traînée exercée par le fluide sur la particule	N
h	:	le coefficient de transfert thermique	$W.m^{-2}.K^{-1}$
H	:	longueur d'élément le long de la direction d'advection	m
$\bar{k}$	:	La conductivité moyenne intégrée	$W.m^{-1}.k^{-1}$
K	:	Nombre de Sommerfeld à l'impact	
K_f	:	Paramètre de splashing d'étalement	
K_{th}	:	La conductivité thermique	$W.m^{-1}.k^{-1}$
K_n	:	Le nombre de Knudsen,	
K_p	:	La conductivité thermique du matériau	$W.m^{-1}.k^{-1}$
Nu	:	le nombre de Nusselt	(-)
P	:	La masse volumique du fluide	$kg.m^{-1}$
P_r	:	Le nombre adimensionnel de Prandtl (de l'ordre de 0,5 à1).	$kg.m^{-1}$
R_e	:	Nombre de reynolds	
$S_\emptyset$	:	Termes source.	

T_P	:	La température du plasma loin de la particule	k^{-1}
Ts	:	La température de la particule	k
t_s	:	Température de surface du corps	K
T_∞	:	La température du plasma	K
T_α	:	La température ambiante	K
U	:	la composante axiale de la vitesse du gaz	$m.s^{-1}$
U_P	:	La composante axiale de la vitesse de la particule	$m.s^{-1}$
U_R	:	Permet également de définir le nombre de Reynolds des particules	$m.s^{-1}$
μ	:	la viscosité du plasma	$kg.m^{-1}.s^{-1}$
V	:	La composante radiale de la vitesse du gaz	$m.s^{-1}$
V_r	:	La vitesse relative fluide/particule	$m.s^{-1}$
V_p	:	La composante radiale de la vitesse de la particule	$m.s^{-1}$
W^e	:	La fonction pesante pour l'élément,	
W_e	:	Nombre de Weber	
Z	:	section en	m
Δs	:	La distance du point situé en amont à l'aval du nœud	m
$\emptyset$	:	Variable généralisée	
Δ	:	coefficient d'intégration en temps pour la méthode Newmark	
λ	:	Le libre parcours moyen	m
γ	:	le terme correctif.	
$\Gamma_\emptyset$	:	Coefficient de diffusion.	
σ	:	Constante de Stephan Boltzmann	5.67 10-8 $W.m^{2.}.K^{-4}$
σ_s	:	La constante de Stephan-Boltzmann	$W.m^{-2}.K^{-3}$
ρ_g:	:	La masse volumique du gaz	$kg.m^{-3}$
ε	:	Degré d'étalement	
ε_m	:	est le degré d'étalement maximum	

Introduction générale

L'étude de l'étalement d'une goutte impactant une surface a depuis longtemps intéressé de nombreuses équipes de recherche, que ce soit pour les imprimantes dites à jet d'encre, la peinture au pistolet, les gouttes de pluie, et entre autres, la projection thermique, objet de cette étude.

Dans le domaine de la projection thermique, procédé permettant de projeter des particules dans un état fondu ou semi fondu pour élaborer un dépôt, l'étalement de ces particules sur la surface du substrat influence fortement les caractéristiques du dépôt .En effet, du fait des cinétiques d'étalement et de refroidissement des particules impactant le substrat, le dépôt est constitué d'un empilement successif de lamelles. Une des qualités premières d'un revêtement est une bonne adhérence, la première couche de lamelles est donc essentielle à sa durée de vie. L'interface doit être la plus continue possible, c'est-à-dire exempt de vide, fissures, cavités .Pour étudier la formation de cette couche, la première étape consiste à observer, sur un substrat lisse non encore recouvert, le comportement à l'impact d'une particule.

De nombreuses études furent menées sur le procédé de projection thermique, et ont permis de trouver des conditions de fonctionnement en vue d'obtenir un dépôt adhérent, de structure convenable, de par sa compacité et son homogénéité. Néanmoins, ces études, où seule la forme finale de la lamelle était examinée, n'ont pu permettre une bonne compréhension du comportement de la goutte suivant les différentes conditions d'impact. Puis le développement de modèles a permis d'émettre des hypothèses sur l'étalement de la particule et le processus d'éjection .Pour confirmer la véracité de ces modèles, l'obtention de résultats expérimentaux devint nécessaire. Cependant, dans le procédé de projection thermique, les particules projetées ont un diamètre de quelques microns et les vitesses d'impact sont de l'ordre de plusieurs dizaines à plusieurs centaines de mètres par seconde. L'étalement de la particule et sa solidification se produisent en quelques microsecondes .Il est alors très difficile de suivre l'étalement de la particule sur la surface même avec la plus rapide des caméras qui a actuellement une fréquence d'acquisition d'une image/µs. La recherche s'est alors orientée vers l'observation de l'impact de particules de taille millimétrique Les observations sont alors plus simples car les temps d'étalement sont de l'ordre de la milliseconde. Du fait de l'augmentation de la taille de la particule, les résultats obtenus à l'échelle millimétrique ne sont peut-être pas directement transposables à l'échelle micrométrique. [1-2]
Dans cette étude ou s'intéresse à la modélisation et la simulation numérique de l'impact dynamique couplé au refroidissement avec solidification, et en première lieu en choisi des particules en aluminium .Au deuxième lieu nous étudions l'influence de l'oxydation des substrats sur la formation de la malle.

Notre travail est présenté en quatre chapitres :

Le premier chapitre est conscient à la définition des paramètres influence sur la formation des dépôts de l'injection des particules dans le jet j'jusqu'à la formation de la malle c'est à dire la projection thermique est ces différentes procédés, l'écoulement du jet plasma ainsi que l'impact, l'étalement et la solidification de la lamelle.

Dans Le deuxième chapitre nous exposons les différant méthodes et modèle mathématique utilise pour expliquer le physique des écoulements diphasique des fluides non miscible. est consacré à la présentation des équations des modèles dynamique et thermique du problème étudié.

Le troisième chapitre est dédié à la résolution numérique et les méthodes de calcul.

Dans le quatrième chapitre nous avons présenté les résultats de simulation numérique avec leurs interprétations en se basant sur l'étude de la formation d'une lamelle après l'impact et la solidification des gouttes.

I.1. Introduction

La projection thermique est une technologie, développée par Schoop et Guenther en 1917 pour élaborer des dépôts métalliques de zinc en utilisant comme source de chaleur une flamme oxyacétylénique. Cependant, son impact technologique ne s'est manifeste qu'a partir de la deuxième moitie du XX^{ème} siècle, avec la deuxième guerre mondiale et le développement de l'industrie aérospatiale qui ont entraine le perfectionnement de cette technique puis l'apparition de technologies plus évoluées comme le D.-GUNTM et la projection plasma utilisant un arc électrique.

Les études techniques sur la projection thermique se sont intensifiées des 1962 et en 1973 était développée la projection thermique par plasma sous vide partiel. Durant les décennies 1980 et 1990, de grands progrès ont été fait avec le développement des techniques HVOF (High Velocity Oxyfuel Flame) et HVAF (High Velocity Air-fuel Flame) pour des applications industrielles, en particulier dans les secteurs de l'aérospatial, l'aéronautique, le militaire et la défense, l'énergétique, la pétrochimie, de l'acier, des textiles, de l'agriculture et de l'industrie médicale. En 2006, le marche des dépôts céramiques de haute performance, élabores par projection thermique aux Etats Unis était de 1,3 milliards de dollars et pourrait augmenter en 2012 a 1,9 milliards de dollars. 65% des dépôts céramiques dits épais (> 50 µm) ont été obtenus par projection thermique. La plus grande partie de ces revêtements est utilisée pour protéger des pièces de moteurs (environ 64 %), dans des outils de coupe (17 %) et comme protection contre l'usure (14,6 %)[3].

Actuellement les techniques les plus utilisées pour la réalisation des dépôts par projection thermique sont :

- la flamme oxyacétylénique,
- la torche à détonation ou D-Gun^{TM}
- la torche flamme à grande vitesse, (HVOF ou HVAF),
- l'arc électrique en utilisant deux fils consommables,
- la torche à plasma,
- l'arc transféré- (PTA : plasma transfered arc)

Chacune de ces techniques diffère principalement par la source d'énergie utilisée pour le traitement du matériau à déposer, comme le montre la Figure I-1. Les techniques de projection par plasma et par flamme oxyacétylénique

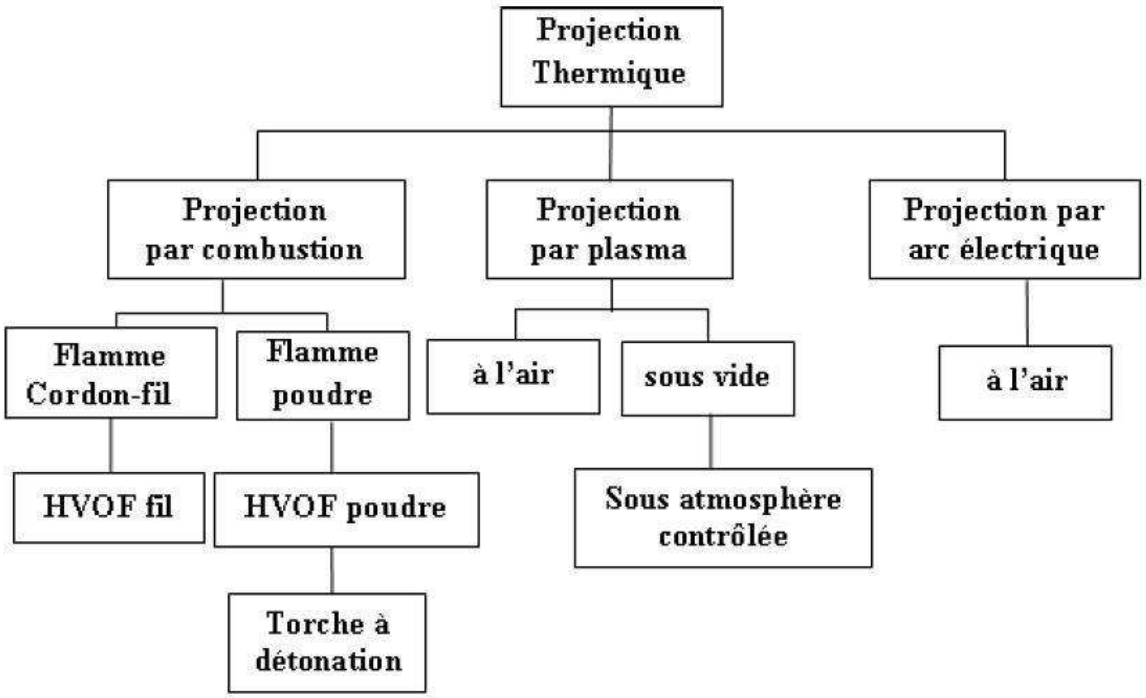


Figure I-1. Classification des technologies de projection thermique.

Quelque puisse être la technique de projection thermique, sauf le PTA, les dépôts élabores sont formes par un empilement de particules plus ou moins fondues et accélérées dans l'écoulement et qui s'étalent sur la pièce a revêtir

(figure1)

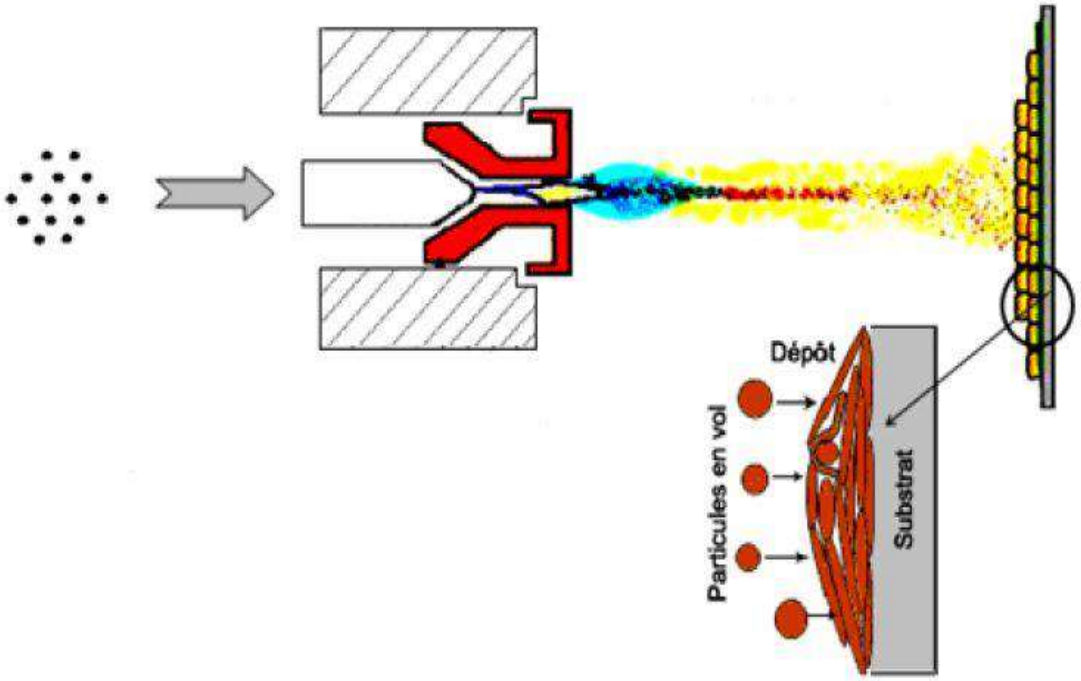


figure I.2 Schéma de principe de la projection thermique. [**4**].

I.2.La projection thermique

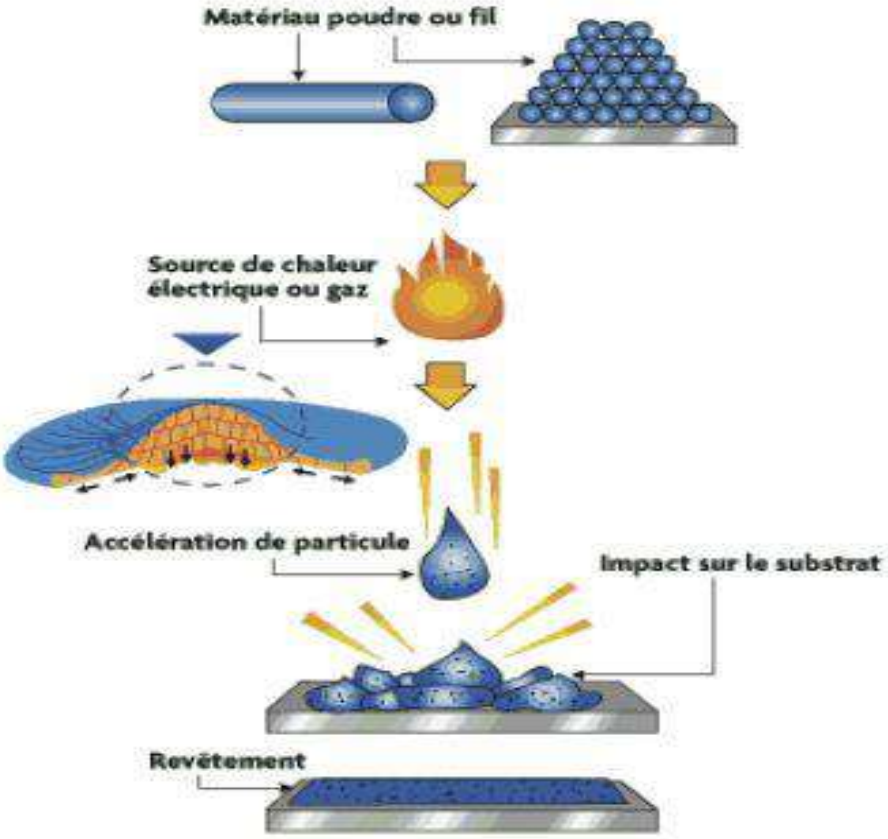


Figure I-3 : Principe de la projection thermique[5].

I.2.1 La projection par flamme

Dans cette technique, l'énergie chimique produite par la combustion d'un mélange gazeux a la pression atmosphérique est utilisée pour projeter le revêtement. La flamme est produite par un mélange d'oxygène et d'un gaz combustible (en général l'acétylène, le propane, le propylène ou le méthyle-acétylène), dans des proportions de gaz combustible/oxygène qui dépendent du type de flamme et des températures souhaitées (jusqu'a 3200 °C avec l'acétylène) [6].
Cette technique est utilisée pour élaborer des dépôts a partir des matériaux polymériques, métalliques, céramiques et cermets, ainsi que les alliages auto fusibles qui sont très utilises (alliages a base Ni ou Co contenant des éléments d'addition tels que B > 1 %, Si 2 a 5 %, Cr 10 a 20 %, et pouvant être charges en carbures jusqu'a 70 %). Les matériaux peuvent être sous forme de poudres,
de fil, de tiges ou de cordons, les particules sont projetées sur le substrat a une vitesse inferieure a 100 m.s-1, en maintenant une distance torche/substrat comprise entre 60 et 250 mm.

I. 2.1.1.La projection flamme –poudre :

Dans ce procède la poudre utilisée pour élaborer les dépôts est injectée dans la flamme soit a l'aide d'un venturi place entre le réservoir de poudre et la chambre a combustion du pistolet, et utilisant une partie de l'oxygène servant a la combustion, soit avec un distributeur externe en utilisant un gaz porteur neutre comme l'argon, qui n'intervient pas dans la réaction de combustion.
Dans les deux cas, la poudre est transportée jusqu'a la buse du pistolet, traitée par la flamme et projetée sur le substrat soit par les gaz de combustion, soit dans la majorité des cas, par un jet d'air qui accélère les particules.
La vitesse des particules projetées est faible, inferieure a 100 m/s, et la distance entre la buse et le substrat est comprise entre 100 et 200 mm pour la projection de métaux et entre 70 et 100 mm pour certaines céramiques. Ce procède permet d'élaborer des dépôts de quelques centaines de µm a quelques mm d'épaisseur, sans échauffement important du substrat. La projection d'aciers, d'alliages a bas point de fusion, de certaines céramiques ou de polymères

est possible en utilisant ce procède. Il est apprécie pour son cout très abordable (cout des installations inferieur a 15.000 €) et est utilise dans l'industrie pour des applications telles que l'isolation thermique ou électrique, la résistance a l'usure, a la corrosion, sur des pièces neuves ou usagées.

I.2.1.2. La projection flamme de cordons flexibles:

Ce procède permet de projeter des petites particules agglomérées et incluses dans un cordon souple avance doucement au cœur de la flamme, ce qui leur permet d'atteindre une température (Tp) proche de celle-là de la flamme
(Tp ≈0,95 T flame), et de projeter des particules céramiques. De plus,
l'utilisation des cordons évite les problèmes de colmatage des systèmes de distribution des particules. Les pistolets de projection, flamme cordon, comportent deux parties, une partie chalumeau dans laquelle le matériau d'apport est fondu et pulvérise et une partie entrainement du cordon.
La partie chalumeau comprend un mélangeur de gaz, ou l'oxygène et le
combustible sont combines avant de passer dans les injecteurs de la buse.
Normalement, le mélangeur de gaz est court (généralement inferieur a 50 mm) et les injecteurs ont une géométrie conique, avec un diamètre de sortie de gaz inferieur a 1mm afin de réduire le risque de retour de la flamme ou "flash back", qui se produit lorsque la vitesse d'alimentation des gaz combustibles devient inferieure a celle de propagation de la flamme.
La partie entrainement du cordon est animée soit par des turbines a air, soit par des moteurs électriques. Le système d'entrainement par moteur électrique permet une avance régulière du cordon, grâce a un couple moteur constant, et ceci quelles que soient les variations de traction du fil en amont du pistolet. L'avantage du système d'avance par turbine est son poids et son cout plus faibles.
La vitesse des particules projetées est inferieure a 150 m.s-1 et la distance entre la buse et substrat est comprise entre 100 et 200 mm. Les épaisseurs déposées peuvent aller de quelques centaines de µm a quelques millimètres. En général, les dépôts obtenus au moyen de ce procède présentent une bonne adhérence (20 – 40 MPa mesurée par essais de traction) et de structures homogènes

I.2.1.3. La projection supersonique par combustion :

La particularité de cette technique réside dans la vitesse élevée (300 à 600 m.s-1) des particules projetées par l'échappement des gaz de combustion issus d'une chambre à pression élevée (0,5 à 1 MPa).

- **le procédé HVOF :** High Velocity Oxy-fuel Flame, il utilise la combustion à l'oxygène d'un carburant gazeux tel que : propane, propylène, tétrène, méthane ou l'hydrogène ou liquide : généralement du kérosène.

- **le procédé HVAF** : High Velocity Air-fuel Flame, la combustion est assurée par un mélange kérosène-air comprimé.

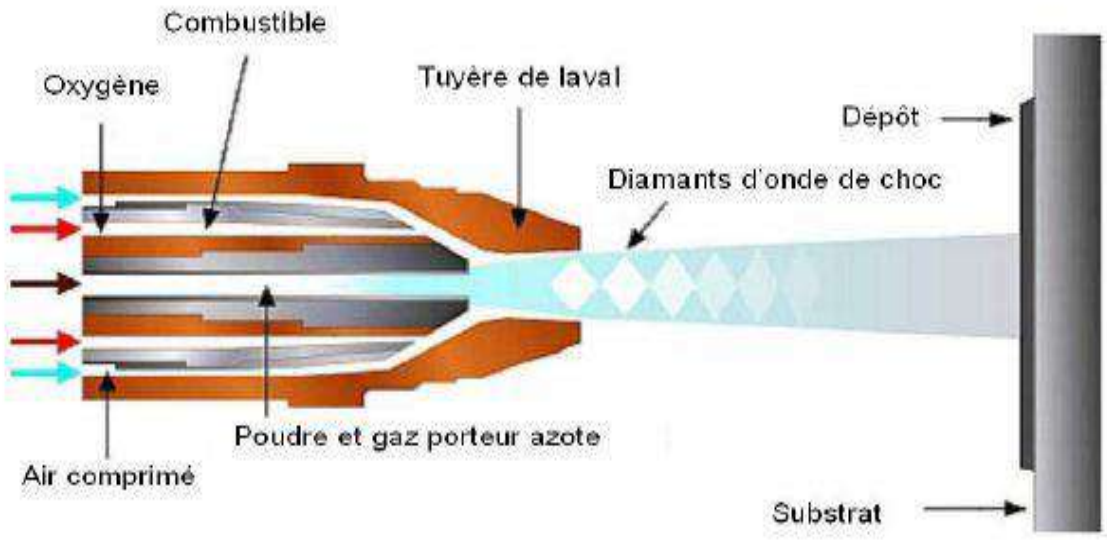


Figure I-4 schéma du procédé HVOV. [7]

I.2.1.4.Le canon à détonation :

Le matériau d'apport, sous forme de poudre, et le gaz de combustion (oxygène et acétylène) sont introduits pratiquement en même temps dans un tube (tube de détonation) fermé à une extrémité. Grâce à une étincelle le mélange de gaz explose créant une onde de choc maintenue par la combustion. L'évacuation du gaz brulé, l'introduction du gaz explosif frais ne permet de renouveler l'explosion que jusqu'à 8 fois par seconde. Les particules de poudres sont ainsi chauffées et éjectées à une grande vitesse (jusqu'à 1200 m.s-1) par l'onde de choc créée qui se déplace à des vitesses pouvant atteindre 2900 m.s-1. Les dépôts obtenus sont compacts (porosité inférieure à 1 %), de bonne adhérence (généralement supérieure à 80 MPa) et de faible rugosité (Ra = ± 3 µm). Les taux de dépôt horaires sont compris entre 3 et 5 kg.h-1 et l'épaisseur de dépôt est généralement inférieure à 0,2 mm. Ce procédé présente des contraintes aux niveaux des installations (dimensions, bruit de plus de 140 dB,…) ce qui réserve son utilisation à des sites spécialisés.

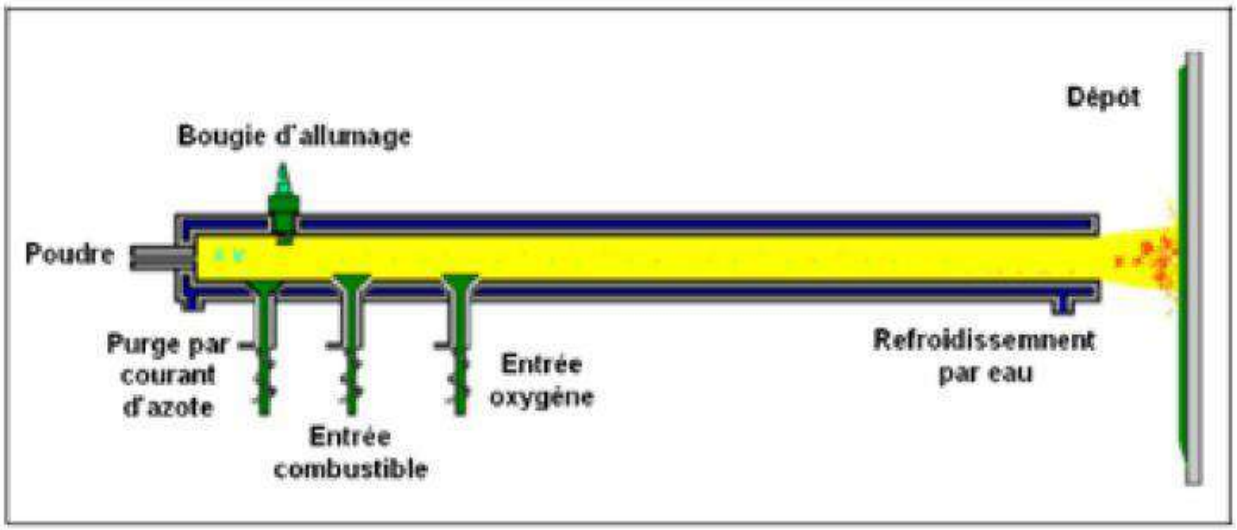


Figure I-5 schéma du procédé canon a détonation[8].

I.2.2.La projection par arc électrique :

Deux procédés de projection thermique utilisent un arc électrique comme source d'énergie :

I.2.2.1. La projection 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 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.

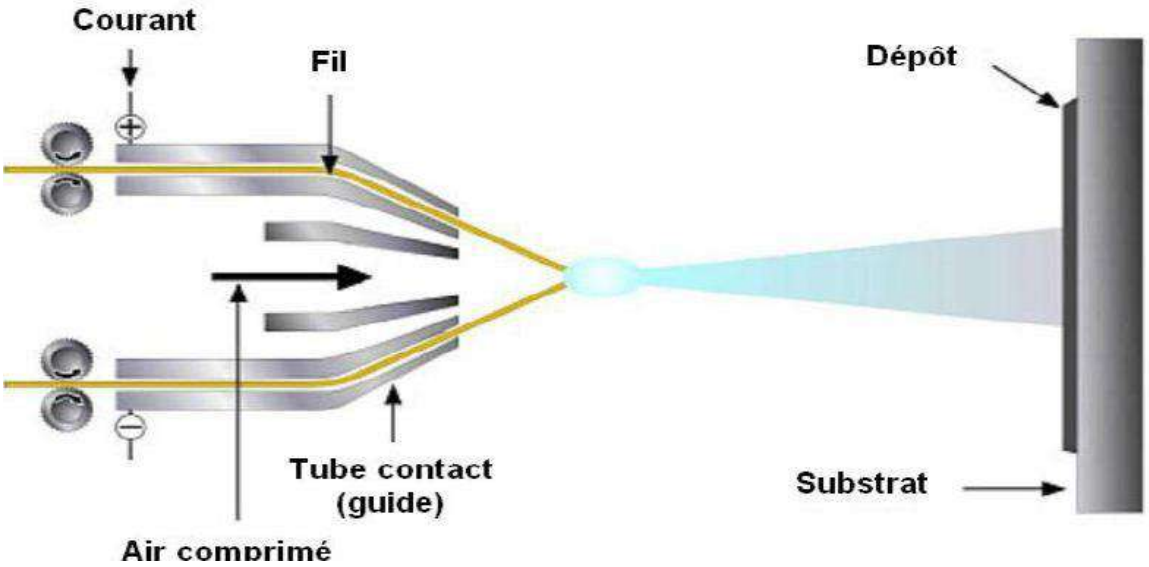


Figure I-6 schéma du procédé arc fil[**9**].

I.2.2.2 La projection par plasma d'arc soufflé :

Où cette fois-ci le matériau à projeter se présente sous la forme d'une poudre pulvérulente constituée de particules de tailles généralement comprises entre 1*0* à *100 µm* de diamètre. D'autres techniques, comme celle dénommées SPS pour '' Suspension Plasma Spraying'' sont actuellement développées pour projeter des particules de taille nanométrique, pour l'obtention de revêtement finement structuré. La poudre est d'abord mélangée à un liquide pour former une suspension, puis injectée sous forme de grosses gouttes *(~300 µm)* dans le jet de plasma et ce pour lui permettre de pénétrer dans l'écoulement

I.3.La projection plasma :

Ce procédé utilise des matériaux métalliques, céramiques ou cermets sous forme de poudre avec des particules de taille inférieure à 100 µm. 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.

I.3.1.Fonctionnement de la torche à plasma d'arc :

Une torche à plasma d'arc soufflé permet de produire un flux fortement enthalpique (densité d'énergie : 10^6 - 10^7 J/m^3) grâce à la dissipation par effet Joule dans un flux gazeux de l'énergie fournie par un arc électrique. En effet, lorsque l'arc électrique s'établit entre la cathode et l'anode concentrique servant de tuyère, une partie de son énergie est transférée à l'écoulement gazeux et permet l'ionisation partielle du gaz (densité électronique > 10^{22} m^{-3}) et la création d'un écoulement plasma. Les températures de cet écoulement sont supérieures à 6000 K ; elles s'accompagnent d'une forte diminution de la densité du gaz (environ 30 fois moins importante que celle d'un gaz froid) ; et des vitesses d'écoulement subsoniques mais pouvant atteindre 1800 m.s^{-1} ou plus en sortie de tuyère selon les conditions expérimentales. En règle générale, une torche plasma est essentiellement constituée d'une cathode en tungstène théorie (2% en masse de thorine) thermo-émissive et d'une anode en cuivre, avec éventuellement un insert en tungstène pour protéger la tuyère et limiter son érosion. Ces électrodes sont refroidies par circulation d'eau sous pression (0,15 à 0,2 MPa) afin d'évacuer l'énergie thermique reçu en surface (environ 40 à 50% de la puissance électrique fournie à l'arc) par l'arc électrique.

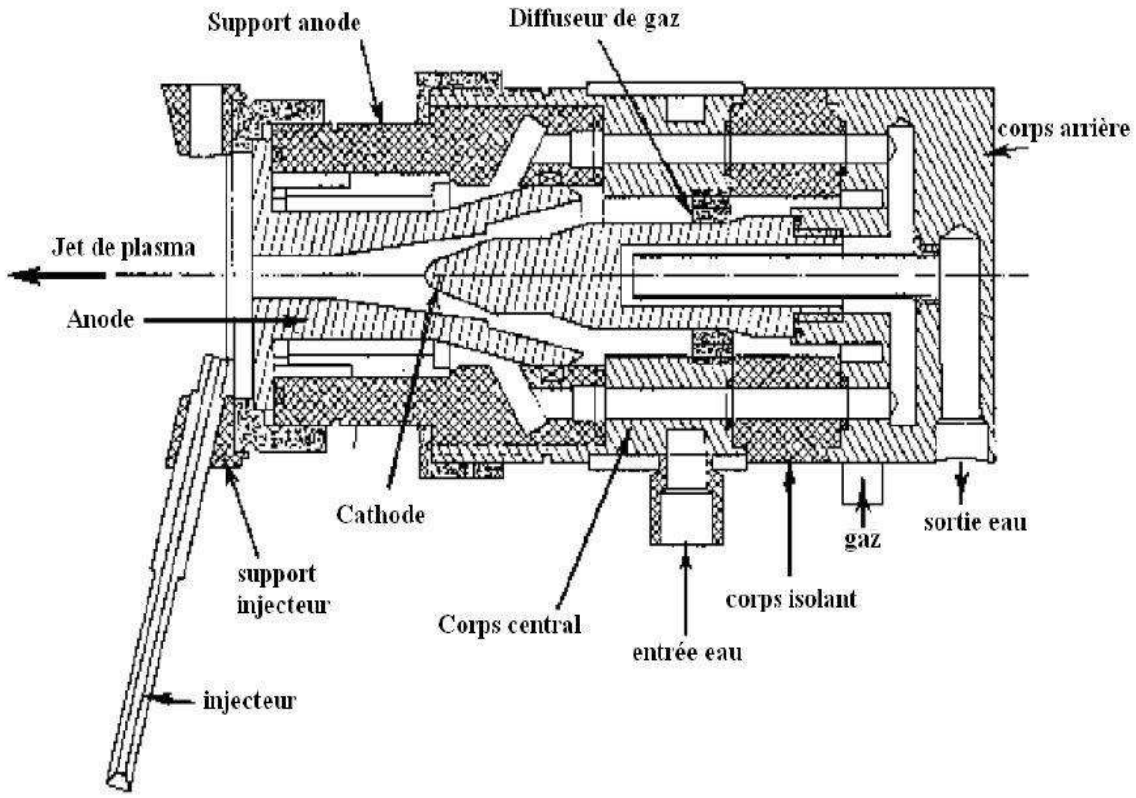


Figure I-7 Schéma d'une torche de projection type F4 de SULZER-METCO[10].

I.3.1.1.Amorçage de l'arc

L'amorçage de l'arc est assuré par une surtension, supérieure à une tension critique appelée tension de claquage, appliquée entre les deux électrodes.

La valeur de cette tension de claquage dépend de la nature du gaz plasmagène, de la pression et la distance inter-électrodes.

Cette surtension (6 à 10 kV) est appliquée à l'aide d'un circuit haute fréquence (plusieurs MHz) en série ou en parallèle avec l'arc et le générateur de courant. L'argon est souvent utilisé à l'amorçage car il érode peu les électrodes et qu'il s'ionise à plus faible énergie que les autres gaz plasmagènes (N2, H2, He).

I.3.1.2.Le gaz plasmagène

Le gaz plasmagène est généralement constitué de deux gaz, le premier est un gaz lourd qui donne sa quantité de mouvement aux particules injectées. Le choix est alors limité à l'argon (40 g/mole) ou à l'azote moléculaire (28 g/mole). Les torches utilisées (développée au laboratoire ou industrielle comme la PTF4 de Sulzer Metco) étant conçues pour travailler à l'argon comme gaz primaire nous ne considérerons que ce gaz. Comme nous l'avons vu au paragraphe précédent la tension « utile » qui va être disponible dans le jet de plasma est $\int_0^1 E(Z).dz$ où lest la longueur de la colonne d'arc. Le champ électrique dépend fortement des pertes de la colonne d'arc. Plus celles-ci augmentent plus l'arc se constricte pour les limiter, accroissant par ce biais le champ électrique E. Les pertes latérales dépendent principalement d'une part du diamètre interne de la tuyère (plus il diminue plus elles augmentent, pour un courant donné) et d'autre part de la conductivité thermique du gaz plasmagène. Cette dernière est de loin la plus faible de toutes avec 'argon.

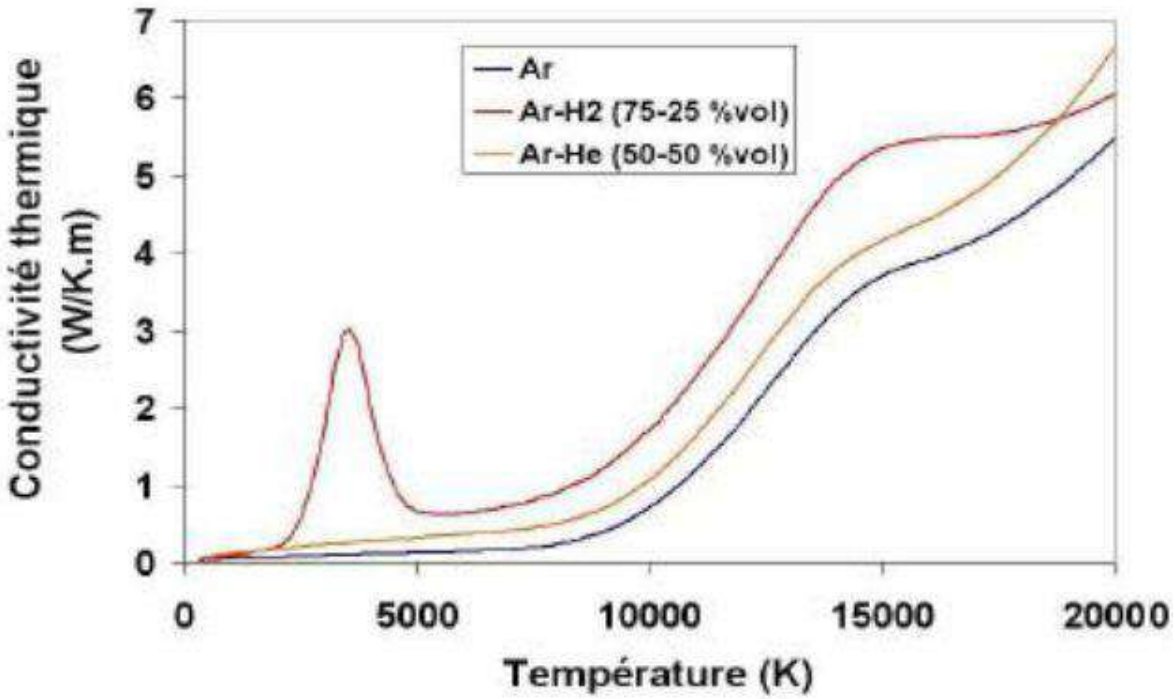


Figure I-8 Conductivité thermique en fonction de la température pour différents gaz plasmagènes.

Pour ce dernier, cela implique des champs dans la colonne d'arc de quelques centaines de V/m limitant ainsi la tension utile à 10-15 V pour une tuyère de 6 ou 7 mm de diamètre interne. C'est pourquoi on utilise des mélanges Ar-H2 ou Ar-He, chacun ayant des avantages et des inconvénients. La tension moyenne dans l'arc est alors, suivant les conditions de fonctionnement, d'une trentaine de volts pour Ar pur, une quarantaine de volts
Pour Ar-He et une bonne soixantaine pour Ar-H2. Cependant dans ce dernier cas, le courant est limité à environ 600-650 A car la constriction au niveau pied cathodique par l'hydrogène entraîne l'usure plus rapide de la cathode au-delà de ce courant. Par contre avec l'Ar ou l'Ar-He on peut atteindre 900 A voire 1000 A. De plus l'He accroît la viscosité du mélange au-delà de 10000 K (cf. FigureI.9) ce qui permet, pour des vitesses d'écoulement proches, d'obtenir des jets de plasma un peu plus larges et un peu plus longs avec ce mélange.

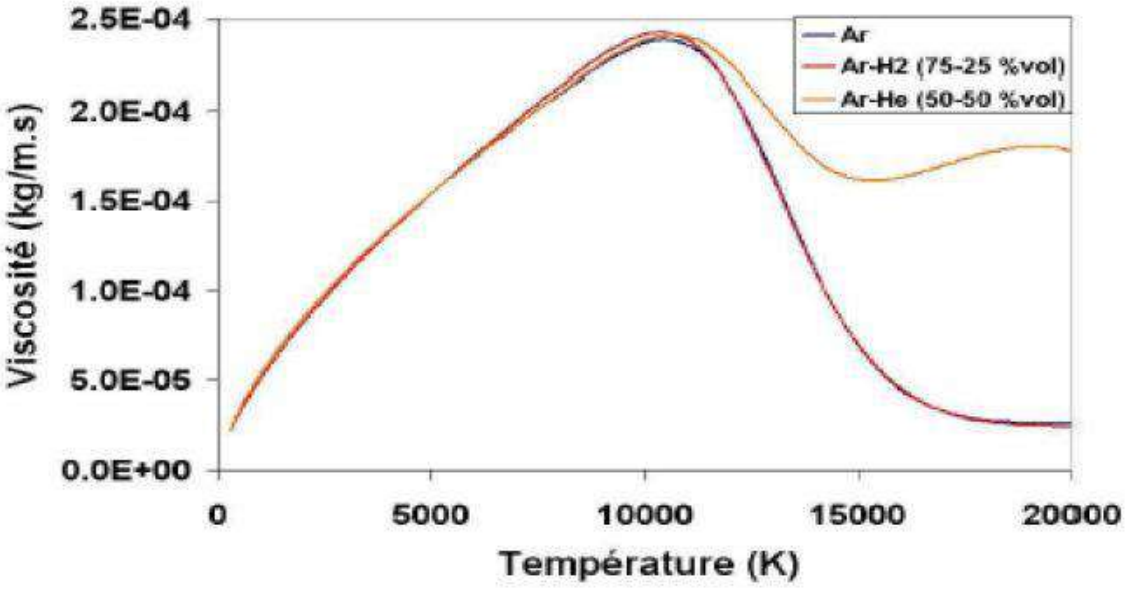


Figure I.9. Viscosité en fonction de la température pour différents gaz Plasmagènes.

L'enthalpie, h, des gaz plasmagènes nous apporte également des informations intéressantes sur le comportement des jets de plasma. Rappelons que h est l'énergie dissipée dans le plasma divisée par le débit massique de gaz :$\frac{P-Q_{eau}}{\dot{m}}$(J/kg).

Comme nous pouvons le voir sur la Figure I–9 elle est d'autant plus élevée pour une température donnée que l'on passe de l'argon pur, à l'Ar-He puis à l'Ar-H2. Mais ces courbes montrent également un point important : au-delà de 10000 K, l'augmentation du degré d'ionisation avec la température entraîne une variation importante d'enthalpie et pour accroître la température de 2000 K il faut pratiquement doubler l'enthalpie.

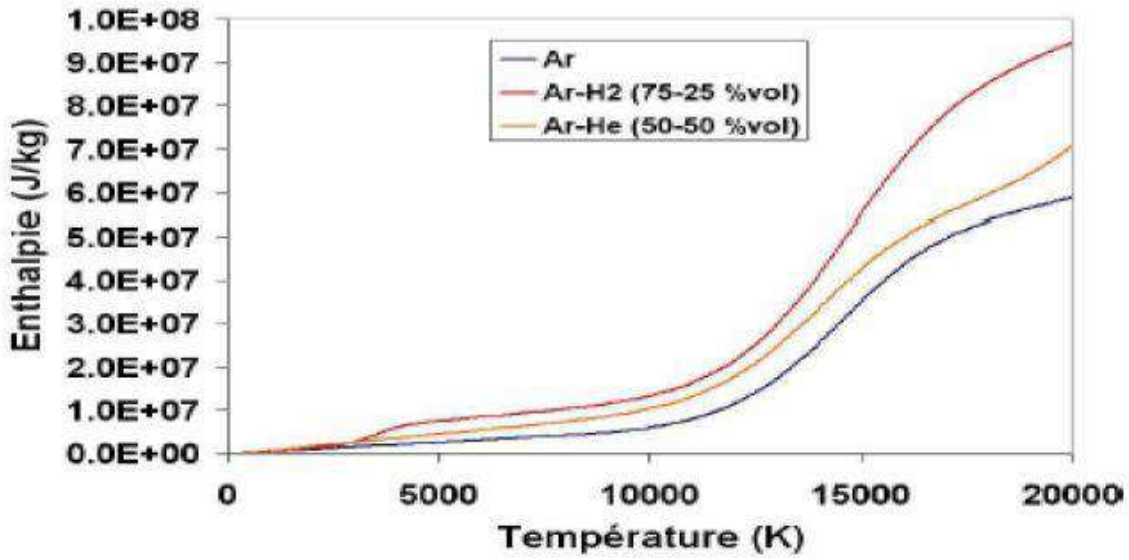


Figure I.10 Enthalpie en fonction de la température pour différents gaz Plasmagènes.

I.3.1.3.L'injection des gaz plasmagènes :

Les électrons émis par la cathode sont accélérés par le champ électrique et créent le plasma dont la rapide expansion pompe une partie des gaz plasmagènes. L'injection des gaz plasmagènes peut être

- **axiale** : parallèle à l'axe de la cathode,
- **radiale :** normale à l'axe de la cathode,
- **ou en vortex :** gaz injectés de manière radiale avec une composante de rotation.

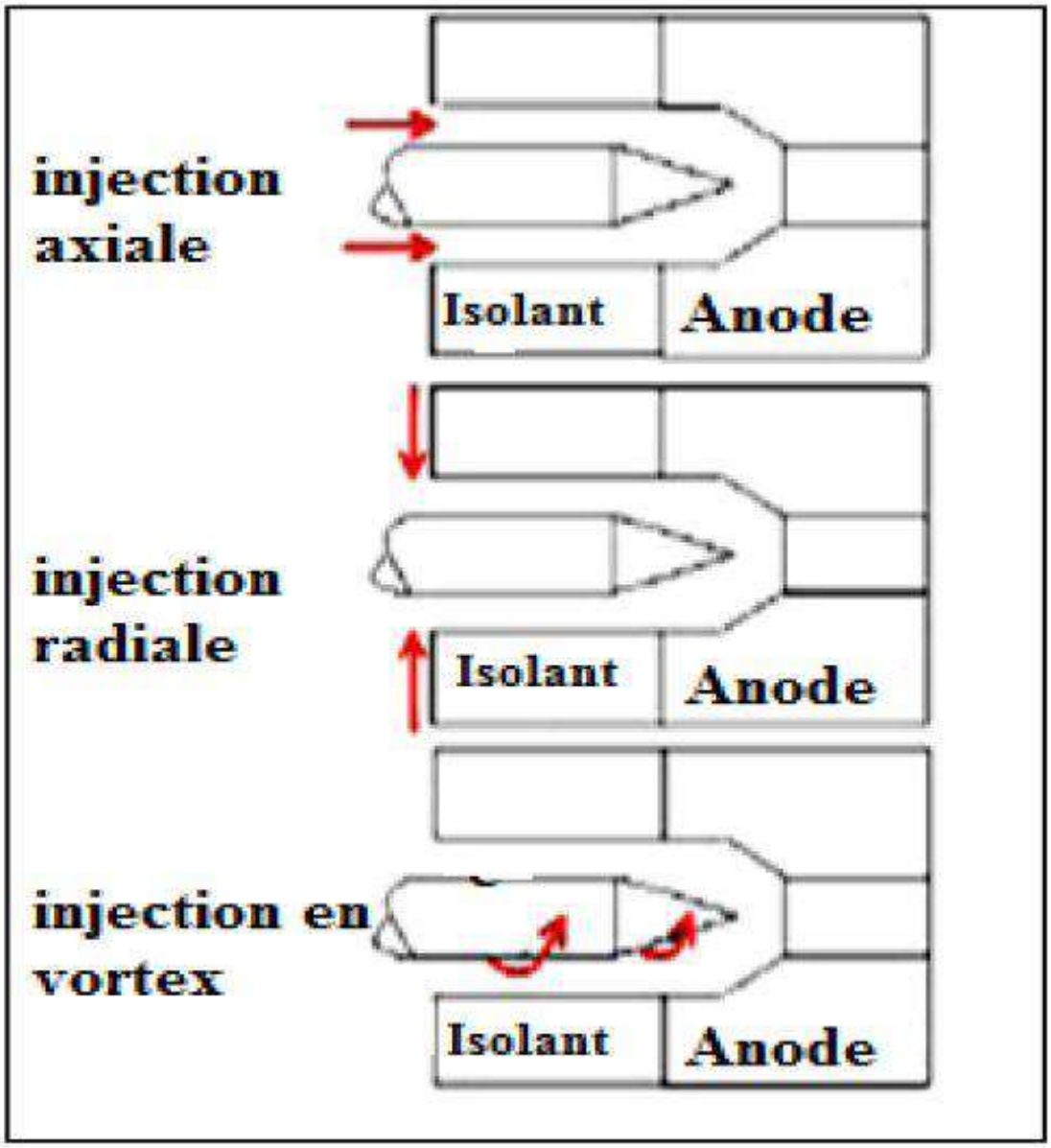


Figure I.11.schéma des différents modes d'injection du gaz plasmagènes dans une torche de projection plasma

I.3.2.Formation du jet plasma

Dans une torche plasma à arc soufflé, l'arc électrique éclate entre la pointe de la cathode et la paroi de l'anode. L'énergie électrique est convertie en énergie thermique par effet Joule dans le gaz qui est ainsi chauffé et ionisé et forme alors un volume de plasma appelé colonne d'arc. Le courant électrique circule dans cette colonne, entre la pointe de la cathode et un point de l'anode appelé pied d'arc.

Une couche limite chaude de température supérieure à 6000 K se développe autour de la colonne d'arc tandis qu'une partie du gaz plasmagène, s'écoule le long de l'anode. Une couche limite froide (Figure I-12), gaine la colonne d'arc et assure sa stabilité.

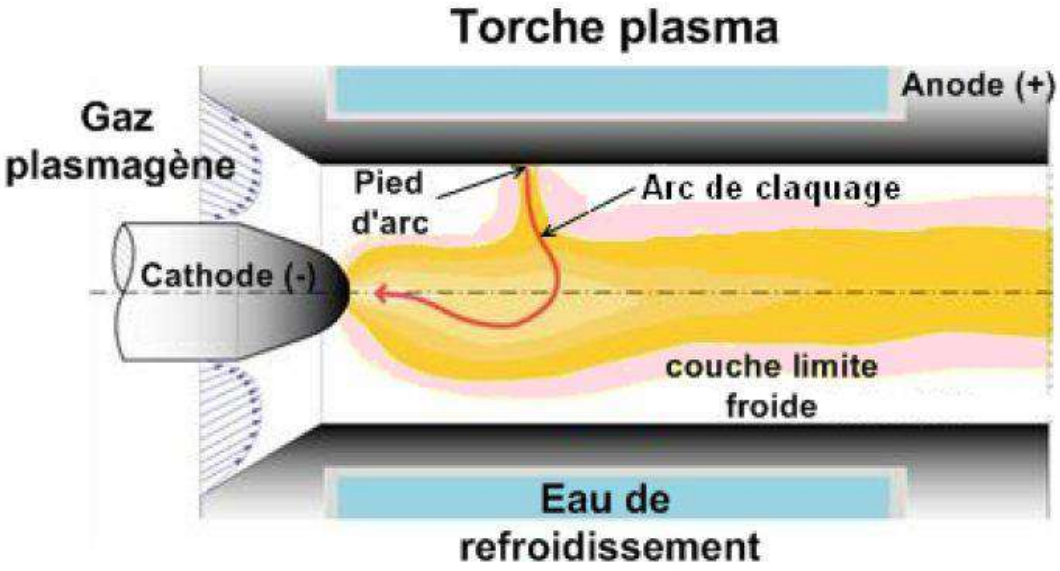


Figure I.12.Schéma de la dynamique de l'arc et de l'écoulement du jet dans une torche plasma à courant continu[11].

La boucle de plasma de connexion à l'anode, caractérisée par une température supérieure à la température d'ionisation (T > 8000 K) et sa faible densité massique (environ 1/30 de celle du gaz froid), est soumise à des forces dynamiques liées à l'écoulement gazeux et aux forces électromagnétiques de Laplace (souvent dites de Lorentz) dues à l'interaction entre le courant d'arc et son champ magnétique.

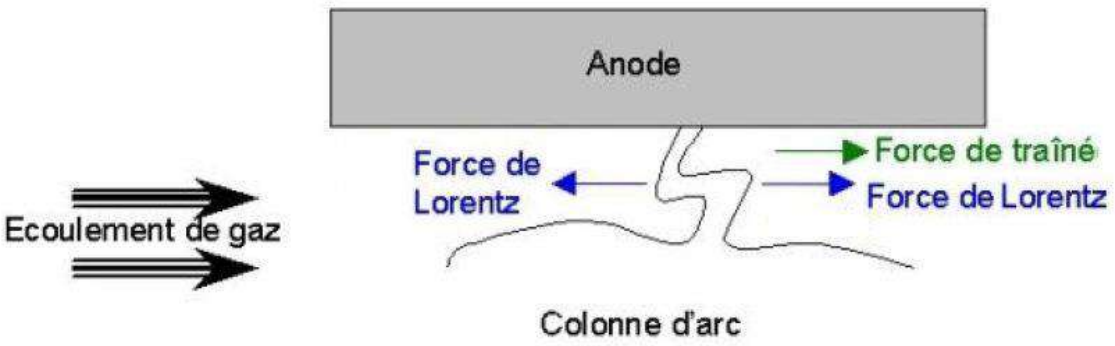


Figure I.13.Schéma des forces qui s'exercent sur le pied d'arc et la colonne d'arc

I.3.3.Ecoulement du jet plasma :

La Figure I-14 schématise l'écoulement du jet plasma dans l'atmosphère. Le jet formé dans la chambre d'arc (zone 1) sort avec une grande vitesse (500 à 2500 m.s-1) et entre en contact avec le gaz environnant froid et au repos (zone 2). La différence de vitesse entre le jet et les gaz froids environnants engendre, à la frontière du jet, la formation de tourbillons d'instabilités, appelés "tourbillons de Kelvin-Helmotz". Ces tourbillons grossissent en se déplaçant vers l'aval et l'écoulement devient turbulent. Ils engouffrent le gaz ambiant sous forme de bulles qui gardent, dans un premier temps, une masse volumique et une inertie supérieures (plus d'un ordre de grandeur) à celles du gaz plasmagène. Ces bulles, progressivement chauffées par le plasma, se cassent dans le jet en structures de plus en plus petites et augmentent le caractère turbulent au sein de l'écoulement (zone 3). Lorsque ces turbulences atteignent l'axe du jet, celui-ci perd son caractère laminaire. Il devient alors pleinement turbulent et l'entraînement croissant du gaz ambiant contribue à réduire sa vitesse et son enthalpie (zone 4).

Le plasma est donc sujet à diverses instabilités dont les temps caractéristiques diffèrent de plusieurs ordres de grandeur. Le plasma peut être observé à deux échelles de temps différentes :

- Entre 10^{-3} s et 10^{-4} s, le jet est fluctuant, du fait des instabilités du pied d'arc. L'effet non Négligeable de ces fluctuations sur le traitement thermocinétique des particules a été étudié par

- Entre 10-^{1}s et quelques secondes, le jet de plasma est globalement stable. C'est en général ce que L'on considère pour déterminer les transferts plasma-particules contrôlant la projection

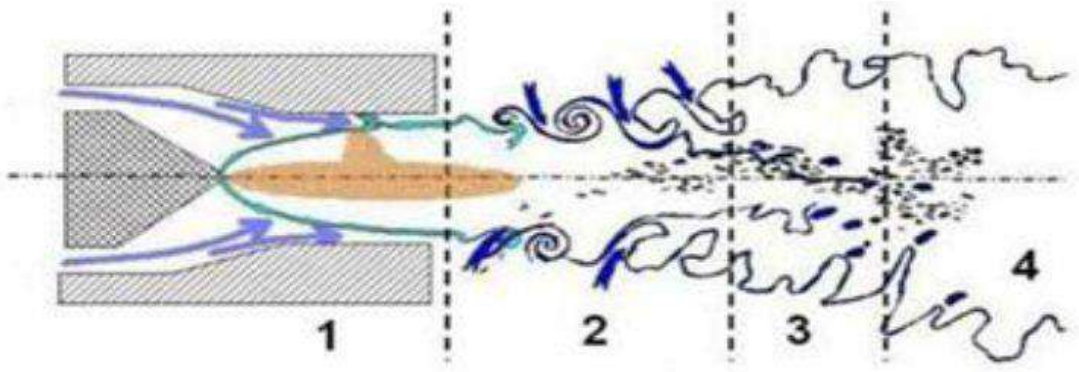


Figure I.14.Ecoulement du jet plasma dans le gaz environnant : 1 Ecoulement laminaire ,2 Début de développement de turbulence ,3 Ecoulement cisaillé turbulent, 4Ecoulement pleinement développé.

I.3.4.Traitement des particules dans le jet plasma

Le traitement des particules dans le jet plasma met en jeu l'ensemble des transferts de quantité de mouvement, de masse et de chaleur entre le plasma et les particules. Ces transferts sont fonction des paramètres du plasma (champs de température et de vitesse de l'écoulement, mélange plasmagène, …) et des paramètres des particules ou particules (propriétés thermiques, distribution de taille, morphologie, …).

I.3.4.1.Injection de la poudre

En projection plasma, le matériau à projeter, finement divisé, est généralement injecté dans le jet en sortie de la tuyère par un injecteur perpendiculaire ou incliné relativement à l'axe de la torche. Un gaz porteur (argon ou hélium) assure le transport de la poudre du distributeur au point d'injection.

Plusieurs techniques sont utilisées pour introduire la poudre dans le jet plasma, elles diffèrent essentiellement par la position du point d'injection et l'angle d'inclinaison de l'injecteur sur l'axe du jet plasma [12]. Dans tous les cas, une attention particulière doit être accordée à la vitesse d'injection des particules, afin assurer leur pénétration dans la zone la plus chaude du jet plasma et leur donner une trajectoire la plus proche possible de l'axe. En effet, il faut s'assurer que la quantité de mouvement du particule mp.vp soit du même ordre de grandeur que celle imposée par le plasma (Sp.ρ.v2) où Sp est la section droite du particule et $\rho.v^2$ la densité de quantité de mouvement du plasma. Laquelle varie fortement le long de la trajectoire de la particule dans le jet. Pour des conditions opératoires données (diamètre de tuyère, énergie, nature et débit de gaz plasma, …) la quantité de mouvement moyenne des particules injectées doit être adaptée à celle du jet plasma pour augmenter leur temps de séjour dans la zone la plus chaude du jet plasma. En effet, quand la quantité de mouvement d'une particule est faible, elle ne pénètre pas dans le jet, et dans le cas contraire (quantité de mouvement trop élevée) elle traverse le jet. Ce résultat est illustré par la Figure I-15 qui montre différentes trajectoires moyennes de particules de zircone en fonction du débit du gaz

porteur (l'argon dans le cas présent).

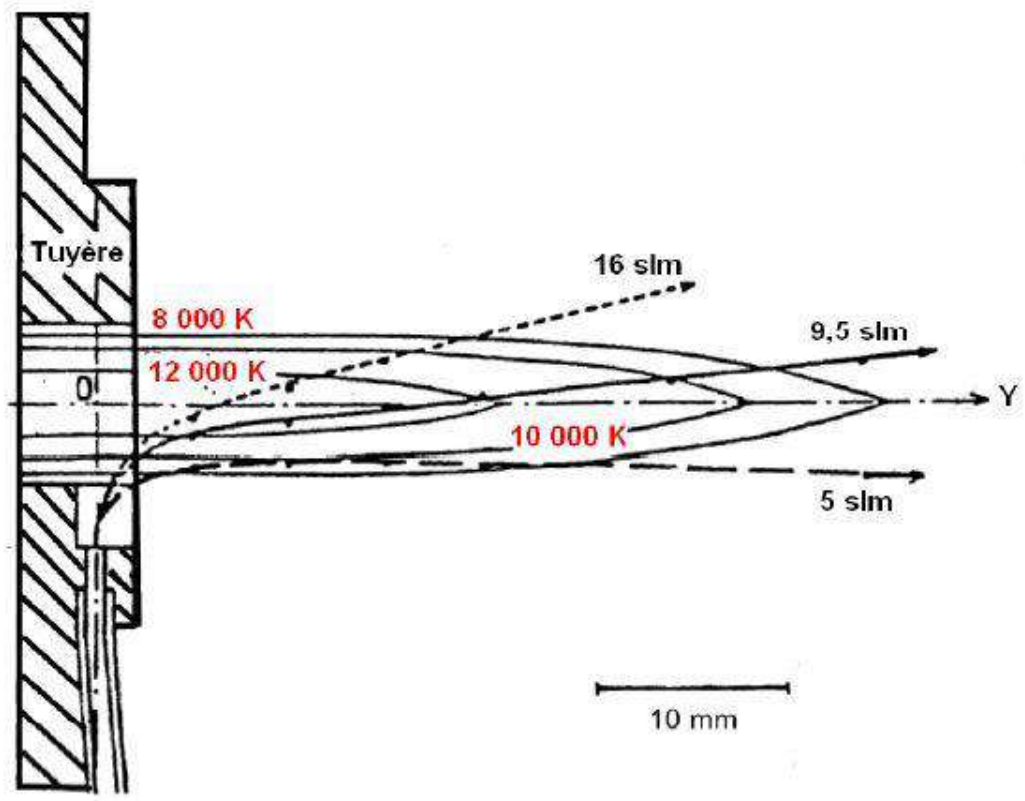


Figure I.15.Trajectoire moyenne de particules de zircone (8 % pds Y2O3) dans un jet plasma Ar-H2 (75 slm Ar, 15 slm H2, diamètre interne de la tuyère 8mm, I= 450 A, V= 71, p= 60 %, poudre +8-25 µm, di injecteur 1,6 mm) [6]

La Figure I.16. compare les trajectoires des particules avec respectivement un injecteur interne à 3 mm de la sortie de la tuyère ou externe placé à 5 mm de la sortie de la tuyère. Avec le même débit de gaz porteur, la trajectoire est optimale dans le premier cas, alors que les particules traversent le jet dans le deuxième cas. Ceci s'explique par l'expansion du jet en sortie de tuyère ce qui diminue sa densité de quantité de mouvement $\rho.v^2$.

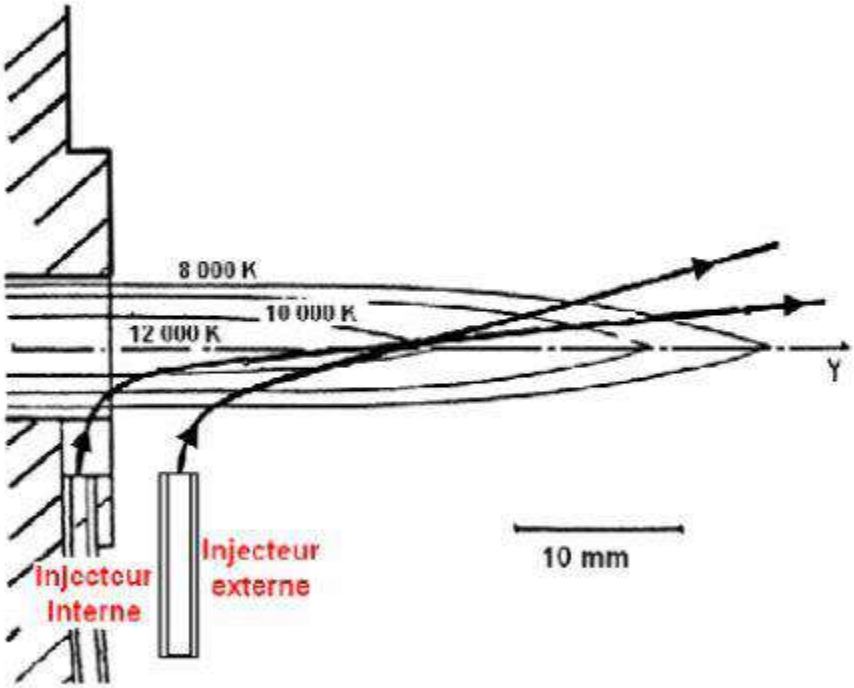


Figure I.16.Trajectoire moyenne des particules de zircone stabilisé (7,5% pds CaO, FC -15+5 µm) dans un jet plasma dans les mêmes conditions que la Figure 17 (Ar-H2 (75 slm Ar, 15 slm H2), diamètre interne de la tuyère 8mm, I= 450 A,

A la sortie de l'injecteur une particule peut être caractérisée par quatre paramètres :

- l'amplitude du vecteur vitesse,
- l'angle δ du vecteur vitesse et de l'axe de l'injecteur qui définit en général un cône d'environ 20°,
- l'angle Φ du plan défini par le vecteur vitesse et l'axe de l'injecteur dans l'intervalle de 0° à 360°, (voir Figure I-17) ;
- la masse de la particule qui, rappelons le, varie comme le cube de son diamètre.

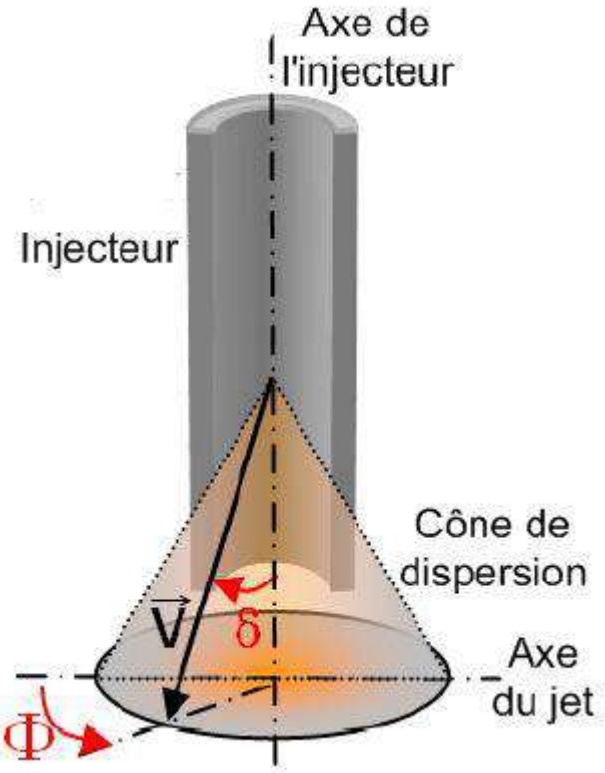


Figure I.17.Paramètres caractéristiques de la dispersion de la poudre à la sortie de l'injecteur

I.3.4.2.Transfert de chaleur, de masse et de quantité de mouvement plasma-particules

La couche limite qui se développe autour de la particule se caractérise par un gradient important de température, la différence de température entre le gaz et la surface du particule peut atteindre 10^4 K [13], ce qui se traduit par des phénomènes de diffusion dans la couche limite et implique un écart à l'équilibre chimique fonction de l'ordre de grandeur des vitesses des réactions chimiques et de la vitesse de diffusion. Deux cas extrêmes peuvent être envisagés :

- la couche limite est en équilibre : quand les vitesses des réactions chimiques sont grandes devant les vitesses de diffusion, le gaz est sensiblement en équilibre.

Les concentrations dans la couche limite ne dépendent alors que de la température et de la pression, le pouvoir catalytique de la paroi n'intervient pas puisque les concentrations à la paroi sont celles de l'équilibre.

- la couche limite est figée : dans ce cas les vitesses des réactions chimiques sont faibles devant celles de diffusion, ainsi le pouvoir catalytique de la paroi intervient il de façon importante par les conditions qu'il impose pour les concentrations, notamment des espèces chargées.

I.3.4.2.1.Transfert de quantité de chaleur :

C'est le transfert thermique qui permet au plasma de chauffer et de fondre les particules en vol. Différents mécanismes influencent ce transfert thermique :

- le gradient de température à l'intérieur de la couche limite thermique
- l'évaporation du matériau
- la conduction de chaleur à l'intérieur de la particule
- l'effet de raréfaction dans le cas de petites particules
- la forme et l'état de surface de la particule

Différentes études ont montré que le chauffage par conduction-convection dans la couche limite thermique, duquel on soustrait les pertes radiatives des particules vers l'environnement extérieur, était le mécanisme prépondérant. Il dépend donc essentiellement de la température locale du jet de plasma et de sa conductivité thermique

$Q=h.\pi.d_p^2.(T_\infty - T_s)-\pi.d_p^2.\varepsilon.\sigma_s(T_s^4 - T_\alpha^4)$

Avec :

h : le coefficient de transfert thermique ($W.m^{-2}.K^{-1}$)

T_∞: La température du plasma (K)

T_s :La température de la particule (K)

T_α :La température ambiante (K)

E : l'émissivité de la particule (-)

d_p :Le diamètre de la particule (m)

σ_s :La constante de Stephan-Boltzmann ($W.m^{-2}.K^{-3}$)

Ceci a donné lieu à de nombreuses corrélations qui amènent à considérer principalement le transfert conductif donné par l'équation I.20, par exemple en considérant une conductivité moyenne intégrée comme. Le choix de la conductivité thermique moyenne intégrée pour le plasma se justifie du fait des gradients thermiques considérables existants au niveau de la couche limite de la particule, ce qui rend délicat le calcul des propriétés thermiques du plasma au voisinage de cette dernière.

$$\overline{K} = \frac{1}{T_p - T_S}\int_{T_s}^{T_p} k(s).\,ds$$

Avec

$\overline{K}$:La conductivité moyenne intégrée ($W.m^{-1}.k^{-1}$)

T_S :La température de surface de la particule (k^{-1})

T_p:La température du plasma loin de la particule (k^{-1})

Le flux thermique convecto - conductif est décrit par le nombre de Nusselt par le biais de l'équation:

$$N_u = (2 + 0{,}6.R_e^{1/2}.Pr^{1/3}).\frac{h.d_p}{\bar{k}}$$

N_u :le nombre de Nusselt (-)

R_e < 200

P_r :Le nombre adimensionnel de Prandtl (de l'ordre de 0,5 à1)

Ou

$$P_r = \frac{\mu.c_p}{\bar{k}}$$

Avec

μ :la viscosité du plasma($kg.m^{-1}.s^{-1}$)

c_p : La chaleur spécifique($J.kg^{-1}.k^{-1}$)

$\bar{k}$:La conductivité moyenne intégrée(w.m^{-1}.k^{-1})

Lorsque R_e tend vers 0, la vitesse des particules est quasiment égale à celle du plasma et N_u =2.

Le régime est, alors, un régime de conduction pure. Les phénomènes de propagation de la chaleur dans la particule sont à prendre en considération, dès que le nombre de Biot (B_i **)** est supérieur à 0,03. Ceci est le cas avec de la zircone, matériau céramique réfractaire, dans un plasma Ar-H2 quand celui-ci contient plus de10% en volume d'H2. Le nombre de Biot correspond au rapport de la conductivité thermique moyenne intégrée du plasma $\bar{k}$ sur la conductivité thermique du matériau K_p . La propagation de la chaleur est d'autant plus facile que B_i est grand.

$B_i=\frac{d_p.R}{K_{th}}=\frac{\bar{k}}{k_p}$

Avec :

h : Le coefficient d'échange thermique particule/plasma (W.m^{-2}.k^{-1}),

d_p:Le diamètre de la particule (m),

k_{th}:La conductivité thermique (W.m^{-1}.k^{-1}),

$\bar{k}$:La conductivité moyenne intégrée (W.m^{-1}.k^{-1}),

K_p : La conductivité thermique du matériau (W.m^{-1}.k^{-1})

La température de la particule est uniforme lorsque $k_p >> k$ et donc $B_i < 0,01$.

Lorsque B_i est supérieur à 0,01, il existe alors une différence de température entre le coeur de la particule et sa surface. Pour un matériau avec un Kp élevé, l'équation de la chaleur devient

$h.\pi.d_p^2.(T_\infty - T_s)=\frac{1}{6}\pi.\rho_p.d_p^3.\frac{dT_p}{dt}$

Où :

le terme de gauche est la chaleur transférée par le plasma et celui de droite la chaleur absorbée par la particule.

Il faut également tenir compte de l'effet Knudsen et d'évaporation de la particule qui peuvent réduire très sensiblement le transfert thermique entre le plasma et celle-ci suivant sa taille. De plus, les petites particules qui possèdent une inertie dynamique moins forte que celle des

grosses particules, se retrouvent dispersées dans le jet du fait des turbulences. Elles subissent des phénomènes de surfusion et vaporisation pour celles qui passent au coeur du jet. Les nuages de vapeur autour des particules lors de leur vaporisation affectent le taux de transfert de chaleur entre plasma et particules (phénomène important pour les matériaux Réfractaires tels que la zircone).

Ces modèles montrent la nécessité de choisir le gaz plasmagène pour obtenir le transfert de chaleur recherché, en trouvant un compromis tant sur la vitesse de l'écoulement (qui joue sur le temps de séjour des particules) que sur le coefficient de transfert thermique (qui augmente quand le pourcentage en hydrogène est plus élevé). Enfin, il faut tenir compte de la distribution en taille des particules pour avoir une idée de leur distribution de vitesses et de leur traitement thermique[14].

I.3.4.2.Transfert de quantité de mouvement :

Les forces qui s'exercent sur les particules dans le jet plasma et qui régissent leurs trajectoires sont principalement :

- la force de traînée : c'est la force la plus importante, elle peut être modifiée par l'évaporation de la particule et des effets de non continuité de la couche limite. Elle est donnée par :

  $$F_d = -\frac{1}{2} C_d \pi \frac{{d_p}^2}{4} \rho_\infty |V_\infty - V_p| . (V_\infty - V_p)$$

- la force de masse ajoutée : elle traduit l'accélération du fluide environnant due à l'accélération de la particule. Elle est exercée par le volume du fluide déplacé par la particule :

$$F_{ma} = -\frac{\pi}{6} {d_p}^2 . \rho_\infty . \frac{dV_\infty}{dt}$$

- la force liée à la rotation de la particule, résultat d'un gradient de vitesse de mouvement relatif jet plasma-particule :

$$F_r = -\frac{d_{p.\pi}^3}{8} . \rho_\infty . \omega_P (V_\infty - V_P)$$

- Le terme d'histoire de Basset : lié à l'état transitoire du gaz (effet de sillage) qui entoure la particule :

$$F_B = -\frac{3}{2}\,\rho_\infty . d_p^2 \sqrt{\pi u_\infty} \int_{-\infty}^{t} \left(\frac{dv_\infty}{d\tau} - \frac{dv_{p(\tau)}}{d\tau}\right) \frac{d\tau}{\sqrt{1-\tau}}$$

- Selon Lee et Pfender [15] pour un plasma *:*

$$F_b = -\frac{K_b}{4}\sqrt{\pi} \int_0^t d_p^0 \,.\, \rho_\infty \sqrt{U_\infty} \left(\frac{dV_\infty}{d\tau} - \frac{dV_p(\tau)}{d\tau}\right) \frac{d\tau}{\sqrt{1-\tau}}$$

KB est une constante fonction de l'accélération relative plasma-particule, généralement KB = 6. Le terme d'histoire de Basset intervient lorsque l'état de la couche limite autour de la particule varie très rapidement et ne peut plus être considéré en équilibre quasistatique.

- La force de thermophorèse : liée au gradient de température dans la couche limite qui y induit des gradients de concentration.

$$\boldsymbol{F_{th}} = \frac{12\pi . \mu_\infty . \vartheta_\infty . \frac{d_P}{2} . \frac{C_s}{T_\infty}}{\left(\mathbf{1} + \mathbf{6}\boldsymbol{C_m}\frac{\lambda}{\boldsymbol{d_p}}\right)\left(\mathbf{1} + \mathbf{2}\frac{\boldsymbol{K_\infty}}{\boldsymbol{K_p}} + \mathbf{4}\boldsymbol{C_t}.\frac{\lambda}{\boldsymbol{d_p}}\right)}$$

où λ est le libre parcours moyen des molécules de fluide, Ct est la distance de saut pour les conditions limites de vitesse, Cs est le coefficient de glissement thermique. D'après Brock et Talbot:

Cs=1,17, Ct=2,18, Cm=1.14

la force de gravité :

$$F_g = -\frac{\pi d_p^3}{6}(\rho_p - \rho_g).g$$

La Figure I-18 illustre l'évolution du rapport des différentes forces relativement à celle de traînée, en fonction du diamètre d'une particule de zircone dans un plasma Ar-H2 25% vol.à 5000 K avec une vitesse relative plasma-particule de 500 m.s-1. Il est à noter que la force de traîné est de loin la plus importante dans les conditions plasma, la force de Basset, qui est la force la plus importante après la force de traînée, ne dépasse pas plus de 10 % de cette dernière. Toutes les autres forces ont un module inférieur à 1 % de celui de la force de traînée.

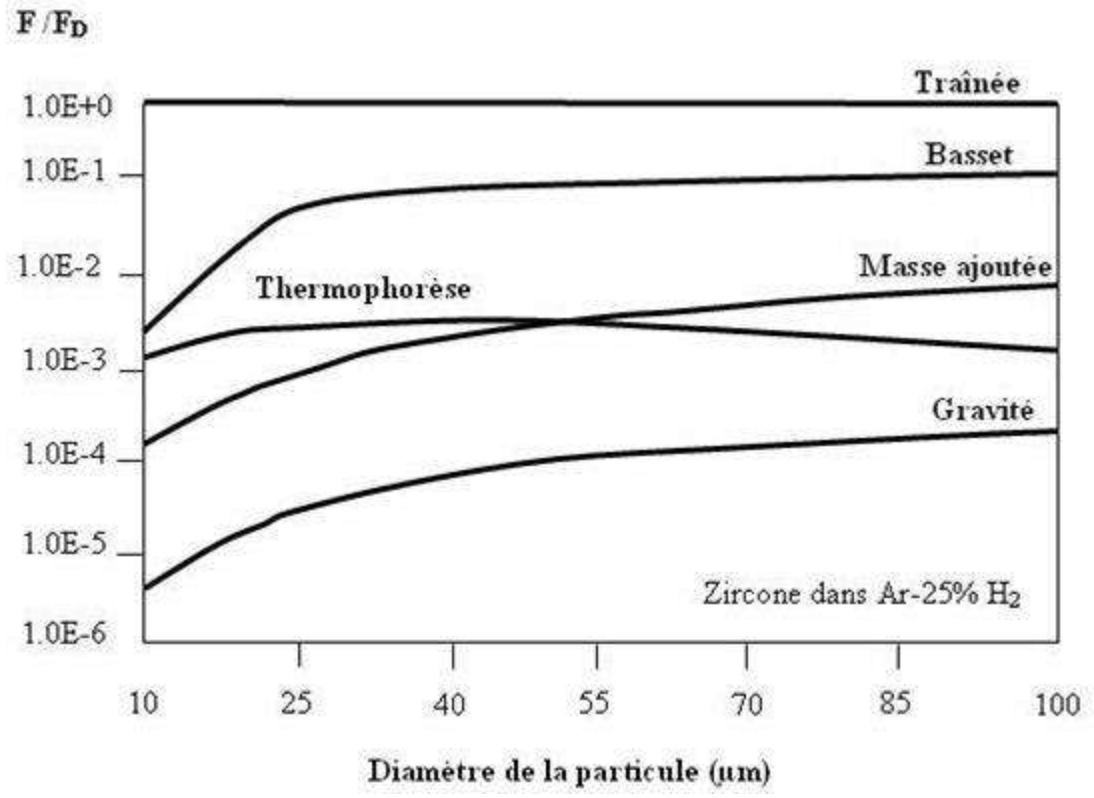


Figure I-18 : Rapport des différentes forces à la forces de trainé en fonction du diamètre d'une particule de zircone dans un plasma Ar-25%H2 de température 5000 K et pour une vitesse relative plasma particule de 500 m.s-1

La spécificité du traitement d'une particule dans un plasma tient en grande partie aux variations très importantes de température et donc de propriétés du gaz dans la couche limite thermique qui se développe autour de celle-ci. Elle est prise en compte par un facteur de correction apporté au coefficient CD. Dans la littérature se trouve en particulier :

- La corrélation de Lewis et Gauvin, pour un plasma d'argon *:*

$$C_D = C_{DF}.\left(\frac{V_f}{V_\infty}\right)^{0,15}$$

- La corrélation de Le :

$$C_D = C_{DF}.\left(\frac{\mu_\infty \rho_\infty}{\mu_s \rho_s}\right)^{0,15}$$

- Vardelle [15]. utilisent les propriétés du gaz intégrées entre la

température de surface de la particule (Ts) et la température du plasma au delà de la couche limite thermique entourant la particule (T∞) :

$$\bar{\varphi} = \frac{1}{T_\infty - T_S}\int_{T_s}^{T_\infty} \varphi(T).dT$$

I.4.Ecrasement des particules sur le substrat :

Lorsqu'une particule fondue s'écrase sur le substrat, elle prend une forme Lamellaire grâce à l'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.

- **l'impact :**

A l'impact (une étape de l'ordre de quelques dizaines de nanosecondes) sur une surface lisse, il a été observé pour des particules d'alumine que l'éclaboussement d'impact (impact splashing) se passe toujours si leur nombre de Sommerfeld K est supérieur à 70 et parfois quand 10<K<70. Cet éclaboussement croît en fonction de K et fait éjecter de petites gouttelettes perpendiculairement à la surface du substrat sur une distance voisine de 3 mm, c'est-à-dire hors de la couche limite ce qui fait que la plupart sont entraînées par le gaz plasmagène

- **l'étalement :**

Madjeski a obtenu, une équation différentielle compliquée qui n'a pas de solution analytique. Il a simplifié le modèle en supposant que la solidification ne commence que lorsque

l'étalement de la lamelle est terminé et que l'énergie cinétique de la particule se transforme principalement en travail de dissipation visqueuse. Le degré d'étalement dans ce cas, peut être calculé à partir de l'équation suivante qui dépend des nombres de Weber et de Reynolds :

$$\frac{3\varepsilon^2 m}{w_e} + \frac{1}{R_e}\left(\frac{\varepsilon_m}{1.2941}\right)^5 = 1$$

Cette formule peut être simplifiée, pour un nombre de Reynolds Re > 100, et un nombre de Weber

We > 1000 et se réduit alors à :

$$\varepsilon_m = 1.2941 R_e^{0.2}$$

Où $\varepsilon_m$est le degré d'étalement maximum

I.5.La solidification des lamelles :

La solidification des lamelles (une étape de l'ordre de quelques microsecondes) dépend du flux de chaleur des particules vers le substrat. Ce dernier est lié au contact ou à la résistance de contact entre la lamelle et le substrat. Il dépend également des propriétés thermiques du substrat et de la particule étalée. Le contact effectif lamelle-substrat varie Avec la quantité des condensats et adsorbats à la surface, la porosité et la rugosité de la surface. Le refroidissement rapide de lamelle étalée favorise la nucléation hétérogène

I.6.Impact et formation du dépôt

En projection plasma, les dépôts sont formés de couches successives de lamelles écrasées qui se chevauchent .

Les conditions opératoires déterminent la microstructure et les propriétés du dépôt formé dont la cohésion et la tenue sont assurées par les contacts inter-lamellaires et lamelle-substrat. Plusieurs travaux expérimentaux et de modélisation ont été dédiés à une meilleure compréhension des phénomènes d'impact et de solidification d'une particule fondue totalement ou partiellement sur une surface.

Ces études montrent que le phénomène d'étalement est contrôlé par les paramètres de la particule (état de fusion, température, vitesse, oxydation, …) et les paramètres substrat

(température, rugosité, état d'oxydation …). Lorsqu'une particule fondue entre en contact avec le substrat, son énergie cinétique est dissipée sous l'effet des forces de viscosité et de tension de surface, elle forme
alors une lamelle. La phase d'étalement peut être perturbée par la solidification et sur les aspérités de la surface du substrat. Cette phase du processus régit la qualité finale du dépôt (propriétés thermomécaniques) et la formation plus ou moins importante de porosité.
Les travaux de Madejski [16] sont cités dans presque tous les articles traitant de ce problème. Le premier, il a étudié le degré d'aplatissement et l'étalement de la gouttelette sur une surface, en se fondant sur un bilan d'énergie et en tenant compte des effets de la solidification, les équations finales ayant été résolues numériquement. Toutefois, il a supposé que la vitesse de solidification était suffisamment faible par rapport à la vitesse d'impact pour découpler les deux phénomènes.
Les travaux de Kudinov et al. [17] 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 I-18). 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 anglosaxonne
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). Cependant, les paramètres du substrat n'ont pas été pris en compte dans cette étude.

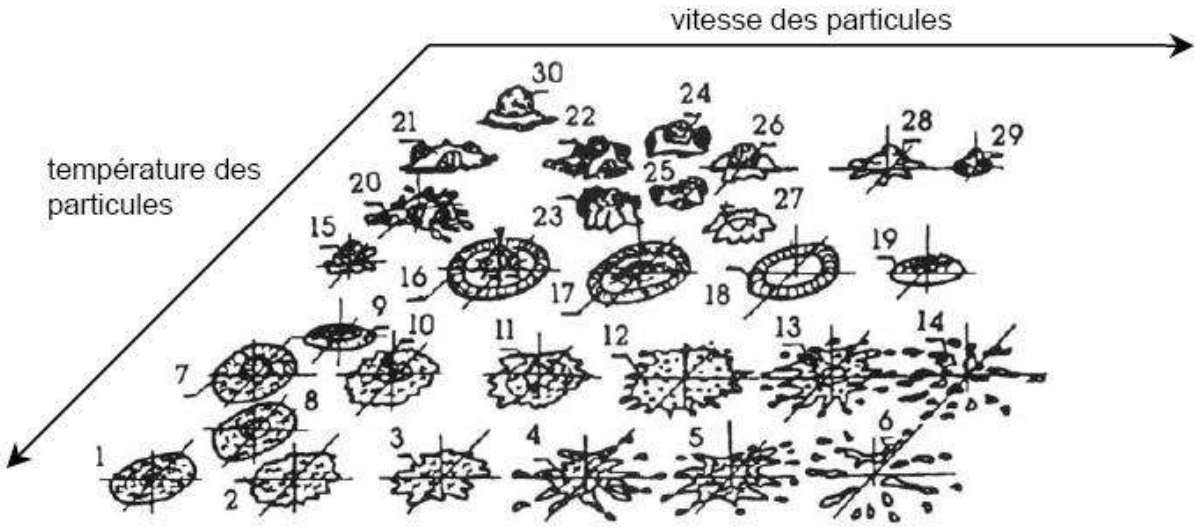


Figure I-19 : Influence de vitesse et température des particules d'alumine projetées par plasma avant impact sur la morphologie des lamelles

D'autres études montrent que le comportement des particules immédiatement après l'impact (quelques nanosecondes) peut être caractérisé par le facteur de Sommerfield K, exprimé par :

$K = We^{0,5}.Re_P^{0,25}$

où Re est le nombre de Reynolds de la particule,

$\mathrm{Re} = \frac{\rho_p d_p v_p^2}{\sigma_p}$

σ_p étant la tension de surface liquide vapeur (J.m-2) Escure et al. ont étudié l'impact des particules fondues d'alumine sur des substrats pour différentes températures et rugosités. Ils montrent que l'étalement est moins bon sur une surface froide que sur une surface chaude et qu'une rugosité importante peut favoriser le flattening splashing. Cependant, quelle que soit la température de la cible, le phénomène de splashing à l'impact est observé systématiquement pour des valeurs du nombre de Sommerfeld supérieures à une valeur critique 30 < Kc < 60. Ce qui est à comparer aux impacts de gouttelettes d'eau pour lesquels la valeur

critique est Kc =58. Cedelle [18] a utilisé deux dispositifs expérimentaux différents pour étudier le comportement à l'impact d'une particule projetée par plasma. Le premier permet la génération d'une goutte millimétrique calibrée par plasma inductif et l'acquisition de la

température de surface du substrat puis de la goutte lors de son impact. Le deuxième permet d'étudier l'impact d'une particule de quelques dizaines de micromètres projetée par plasma d'arc . Il est constitué d'un pyromètre bichromatique et deux caméras rapides.

Il permet de visualiser des phénomènes d'étalement perpendiculairement et parallèlement au substrat à des échelles de temps de l'ordre de la microseconde et des échelles d'espace de l'ordre de la centaine de micromètres. Il a été montré que le préchauffage d'un substrat au-delà d'une température appelé température de transition Tt engendrait la formation de pics d'oxydes à l'échelle nanométrique en surface de l'acier inoxydable 304L. Ceci est illustré par la microscopie à force atomique (AFM) de la Figure I-19, où les pics sont caractérisés par un coefficient de dissymétrie (« Skewness ») positif. Ces pics
augmentent considérablement le nombre de points de contact entre chaque lamelle et le substrat. Ce qui a pour effet d'accroître la mouillabilité du substrat lorsque la température de ce dernier est supérieure à Tt et d'éliminer les adsorbats et les condensats en surface. La résistance thermique entre lamelle et substrat est alors diminuée de plus d'un ordre de grandeur. Ce qui favorise la formation de lamelles circulaires sur substrat lisse, contrairement au cas où le substrat est maintenu à température ambiante ce qui entraîne la formation de lamelles déchiquetées. De même, les vitesses de trempe de lamelles millimétriques de nickel produites par l'impact de gouttes millimétriques ont été mesurées en fonction de la température de préchauffage du substrat. Les lamelles déchiquetées, étalées sur substrat froid (température ambiante) présentent des vitesses de refroidissement relativement faibles (de l'ordre de 104 $K.s^{-1}$). Sur un substrat chaud(température supérieure à Tt), les lamelles circulaires, de forme régulière ont, quant à elles, des vitesses de refroidissement beaucoup plus élevées (5.104 à 7,5.104K.s-1). Le contact thermique est donc aussi amélioré lorsque Tt > T.

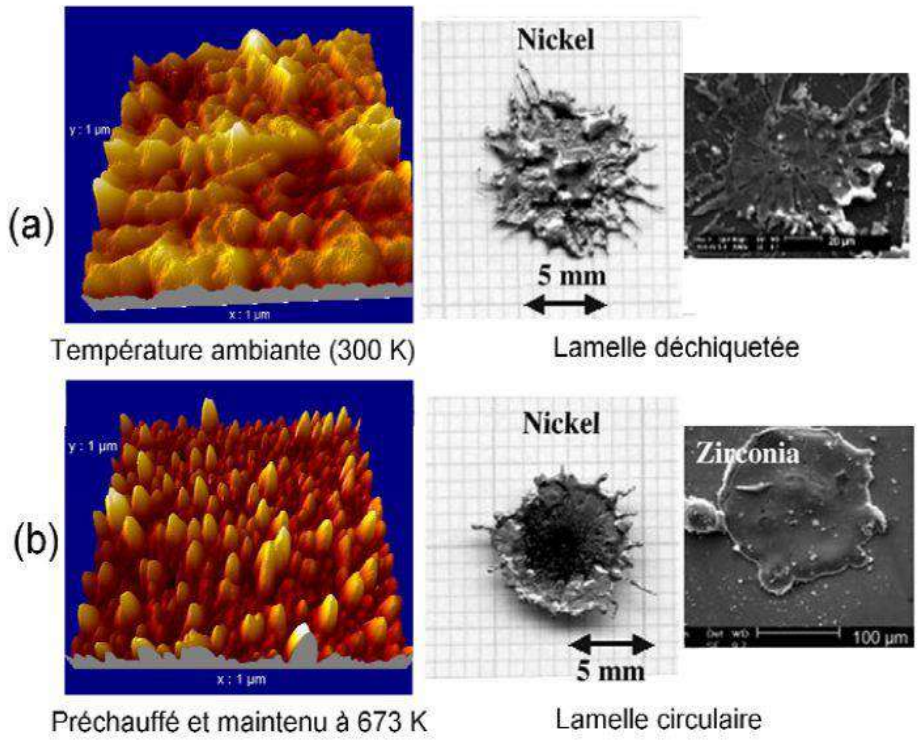


Figure I-20 : Morphologies de lamelles obtenues sur un substrat en acier

I.7.Oxydation des substrats

Les études montrent que le préchauffage des substrats améliore l'étalement des particules et l'adhésion des dépôts. Lorsque le préchauffage des substrats est obtenu en utilisant le jet plasma, la transmission thermique se fait principalement par convection et conduction (le rayonnement du plasma étant négligeable) . A l'aide de mesures par diffraction Rayleigh au voisinage du substrat, le coefficient de transfert thermique entre le jet plasma et le substrat a été calculé : sa valeur est comprise entre 200 et 1200 W.m-2.K-1 [19].

Le préchauffage des substrats métalliques par le jet plasma sous atmosphère ambiante peut provoquer l'oxydation de leur surface, influençant les propriétés des dépôts, essentiellement l'adhésion sur les substrats . Il a été montré que les espèces oxydantes dans le jet ainsi que celle de l'atmosphère autour du substrat favorisent l'oxydation de surface. Les caractéristiques de la couche d'oxyde sont liées à la nature du substrat, à son environnement, ainsi qu'à la vitesse, à la température et au temps de préchauffage [20].

I.7.1.Oxydation du dépôt en croissance

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

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

Pratiquement l'oxydation de dépôt se poursuit jusqu'au passage suivant devant la torche. L'oxyde dans le dépôt provient de l'interaction de sa surface (souvent maintenue de 450 à 700 K) avec l'atmosphère ambiante ou avec les espèces oxydantes du jet plasma avant l'étalement des autres lamelles sur la surface. L'oxydation introduite dans le dépôt au cours de cette étape est plus importante que celui lors de l'étalement des splats car le temps qui sépare deux passages consécutifs de la torche au même endroit et qui dépend principalement de la taille et la géométrie du substrat est nettement plus élevé. [21].

I.7.2.Corrélation entre les phénomènes d'oxydation et la formation des lamelles

L'oxydation des particules lors de leur séjour dans le jet plasma et leur oxydation à la surface du substrat influencent l'étalement des particules en agissant sur leur tension de surface Ceci peut modifier la zone de contact lamelle-substrat (Figure I.21) et donc le coefficient de flux de chaleur (h) donné par l'Équation suivant.

$h = 0{,}5hc\ (1+\cos\theta)$

avec : θ :angle de contact, h_c :coefficient de flux de chaleur à $\theta=0$



Figure I.21. :Schémas des lamelles étalées sur le substrat. Système non-mouillant (a) et système mouillant (b).

On peut noter que l'amélioration de la mouillabilité des particules sur le substrat (réduction de θ), accroît la zone de contact et donc le transfert de chaleur lamelle-substrat. Il a aussi été montré que l'épaisseur de la lamelle est fonction de l'angle de contact à l'impact, les autres paramètres étant maintenus constants . Ces phénomènes contribuent à augmenter la vitesse de refroidissement de la lamelle et à obtenir des lamelles circulaires.
en travaillant avec différents métaux, ont montré que la faible tension de surface des particules favorise la réduction de l'éclaboussement des lamelles lors de leur étalement.
L'oxydation du substrat peut modifier les propriétés thermiques, la structure cristalline et sa rugosité de surface. Tous ces paramètres ont des effets prononcés sur l'étalement des lamelles
La mouillabilité des particules sur le substrat est dépendante de chacun de ces paramètres, elle est aussi liée à l'oxydation .
L'interdépendance de tous ces paramètres rend difficile l'évaluation de leur poids respectifs face à l'étalement des splats. L'influence de la couche de l'oxyde est caractérisée non seulement par la morphologie et l'étalement des lamelles mais aussi par les propriétés des dépôts, notamment leur adhésion sur les substrats

Sur les substrats 304L préchauffés à 573 et 773 K pour des durées entre 0 et 900 secondes, 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 zircone 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 sur les substrats C40E (1040) oxydés et elle diminue avec le taux d'hématite (Fe2O3) 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

FexO en préchauffant C40E (1040) dans un environnement riche en CO2, montre des valeurs d'adhésion supérieures à 50 MPa. Ces valeurs élevées sont justifiées par l'interaction chimique présente dans FeO.Al2O3 ainsi que par la rugosité importante des cristaux de FexO. 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'Al2O3 sur TiO2 .

I.8.Conclusion

Cette étude sur la formation des dépôts par projection thermique met en évidence leurs applications et les 'axes de développement. La réalisation d'un dépôt à partir d'une poudre à base d'un alliage d'aluminium nécessite une étude très soignée des conditions de fabrication de la poudre.

Dans ce travail nos objectifs seront plus liés à la compréhension et au contrôle des mécanismes intervenant lors de la projection thermique et nous attacherons à l'étude l'étalement de la gouttelette sur le substrat oxyder.

II.1. Introduction

Dans ce chapitre nous allons décrire les équations et les méthodes numériques qui expliquent le phénomène physique de l'étalement avec solidification des particules sur substrat. Pour résoudre un problème de la simulation numérique d'impact d'une goutte sur un substrat fait appel à la résolution des équations mathématique (thermique et dynamique). [A]

II.2 model dynamique

De nombreuses études ont été réalisées, en adoptantdes techniques diverses, pour comprendre les phénomènes qui gouvernent l'impact de gouttes... 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 :

$$\nabla . u = 0 \qquad \text{II.1}$$

$$\rho\left(\frac{\partial u}{\partial t} + \nabla .(uu)\right) = -\nabla p + \rho g + \nabla .\left(\mu\left[\nabla u + \nabla^T u\right]\right) + F_{TS} \qquad \text{II.2}$$

Ou 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 fluide non miscibles. A fin 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[22] :

$$\rho_1(u_1\, n_i - V') = \rho_2(u_2\, n_i - V') \qquad \text{II.3}$$

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 :

$$F_{TS} = \sigma\kappa\delta n_i \qquad \text{II.4}$$

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.

II.2.1.Modèle à un fluide :

Ce type de modèle a été utilisé par plusieurs auteurs pour simuler la déposition sur substrat sec ou l'impact sur film liquide [22]. Il convient donc de définir une fonction qui détermine géométriquement la position des phases dans le domaine. Soient φ1 et φ2 les fonctions phase définies par :

$Ø_1(x,y,z,t)=1$ dans les zones contenant le fluide 1

$Ø_1(x,y,z,t)=0$ dans les zones ne contenant pas le fluide 1

$Ø_2(x,y,z,t)=1$ dans les zones contenant le fluide 2

$Ø_2(x,y,z,t)=0$ dans les zones ne contenant pas le fluide 2

Les fluides étant immiscibles, il vient tout naturellement que : $Ø_2(x,y,z,t)=1- Ø_1(x,y,z,t)$.

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

$$V=u_1.n_i= u_2.n_i \qquad \text{II.5}$$

Les fonctions phase φ_1 et φ_2 se déplacent en fonction de la vitesse de l'interface V. Cette évolution peut être décrite par une équation cinématique qui relie les fonctions à V : Cette équation d'advection définit le transport de chaque phase dans le domaine, en particulier à l'interface où 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 volumique qui répond aux mêmes lois et définie sur tout le domaine.

$$\frac{\partial C}{\partial t} + V.\nabla C = 0 \qquad \text{II.6}$$

Cette fraction volumique appelée fonction couleur et notée C prend pour valeur 1 dans le fluide qui compose la goutte et 0 dans l'air. Cette fonction scalaire représente le volume occupé par le fluide dans une cellule de calcul, donc une maille pleine de fluide a une valeur de un et une maille vide zéro. Si la valeur de la fraction volumique est comprise entre ces deux valeurs, cela indique la présence de l'interface et on connaitra directement la proportion occupée par le fluide.

Les caractéristiques physiques des milieux s'expriment en fonction de la présence de chaque fluide :

$$\rho= \rho_1+(\rho_2- \rho_1)C \qquad \text{II.7}$$

$$\mu= \mu_1+ (\mu_2- \mu_1)C \qquad \text{II.8}$$

A l'aide de ce modèle et de la définition de la fonction couleur, la tension superficielle peut être exprimée seulement en fonction de C.

II.2.2. Modélisation de la tension de surface :[A]

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

$$F_{TS}(M) = \sigma\kappa(M)u_i(M) \qquad \text{II.9}$$

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 consiste à sommer les forces de tension tangentielles à l'interface sur le contour ds d'un volume élémentaire, puis à exprimer la tension superficielle comme intégrale curviligne sur ds des termes σ(M) où t est une force de surface tangentielle à l'interface et M ∈ ds. A l'aide de cette définition, la courbure moyenne k est égale à l'opposé de la divergence de la normale à l'interface. On obtient donc :

$$F_{TS}(M) = -\sigma(\nabla . n_i)(M)n_i \qquad \text{II.10}$$

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

$$n_i = \frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \qquad \text{II.11}$$

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

$$F_{TS}(M) = \sigma\nabla\left(\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|}\right).\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \qquad \text{II.12}$$

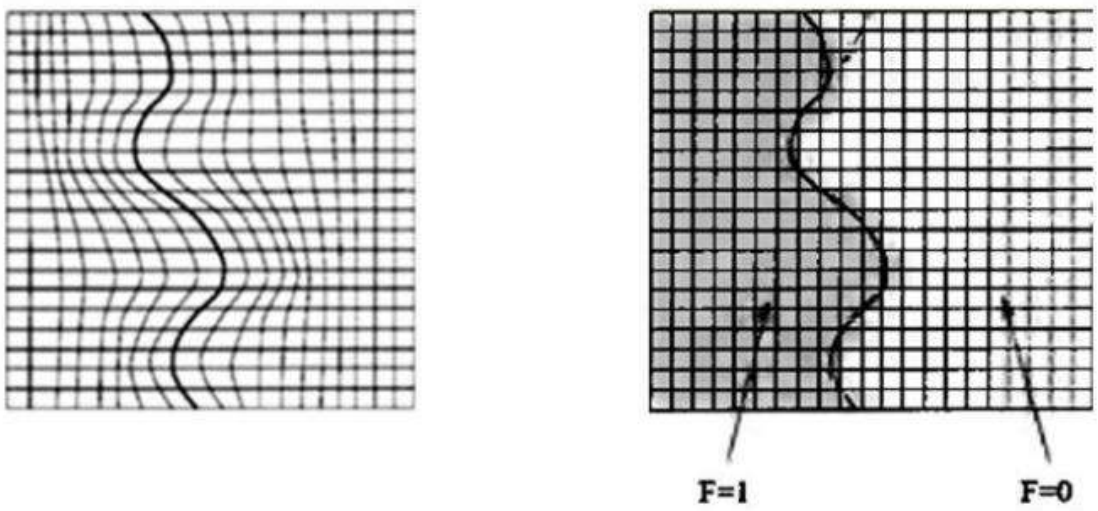
au finale , le systèmes d'équation à résoudre est le suivant :

$$\begin{cases} \nabla.u = 0 \\ \dfrac{\partial C}{\partial t} + V.\nabla C = 0 \\ \rho\left(\dfrac{\partial(\rho u)}{\partial t} + \nabla.(\rho u u)\right) = -\nabla p + \rho g + \nabla.\left(\mu\left[\nabla u + \nabla^T u\right]\right) - \sigma\nabla\left(\dfrac{\nabla C}{\|\nabla C\|}\right).\dfrac{\nabla C}{\|\nabla C\|} \end{cases} \quad \text{II.13}$$

Ce système permet de résoudre les inconnues (u, ρ, 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. A la notion de la tension superficielle s'ajoute celle de l'angle de contact. Cet aspect est difficile à analyser, tant d'un point de vue expérimental que numérique. La prise en compte de l'angle de contact reste encore très peu utilisée car difficile à mettre en œuvre numériquement, mais des considérations théoriques montrent que sous certaines gammes de nombres de Reynolds et de Weber, l'angle de contact a peu d'influence [23].

II.2.3. Technique de suivi d'interface :

Les techniques de calcul d'interfaces peuvent être très différentes en fonction du problème à résoudre, et se divisent généralement en deux principales familles (figure II. 1) en fonction de maillage que l'on va utiliser : la méthode lagrangienne (sur maillage mobile) et la méthode et la Méthode Eulérienne (Maillage fixe) [24].



Méthode lagrangienne Méthode Eulérienne (Maillage Mobile) (Maillage fixe)

Figure .II.1: La méthode lagrangienne et la méthode eulérienne

II.2.4. La Méthode VOF CIAM :

Nous utilisons la méthode VOF CIAM qui est une méthode de Construction de l'interface affine par morceaux. VOF CIAM se décompose en trois parties : on doit tout d'abord reconstruire la représentation de la surface libre à partir de la fraction volumique ensuite on transporte l'interface a l'aide d'une méthode lagrangienne et enfin on calcule le nouveau champ de fraction volumique. L'interface est alors approchée par un segment en 2D comme on peut le voir sur la figure (II.2). La force de la méthode VOF CIAM est la reconstruction de l'interface qui se fait-on fonction de son orientation et de la fraction volumique. Ainsi ; par rapport à des méthodes qui utilisent des schémas de discrétisation (schémas UPWIND, QUICK, TVD..), on élimine totalement le phénomène de diffusion numérique, et par rapport à d'autre méthodes VOF (VOF SLIC) on suit l'interface de façon plus précise.

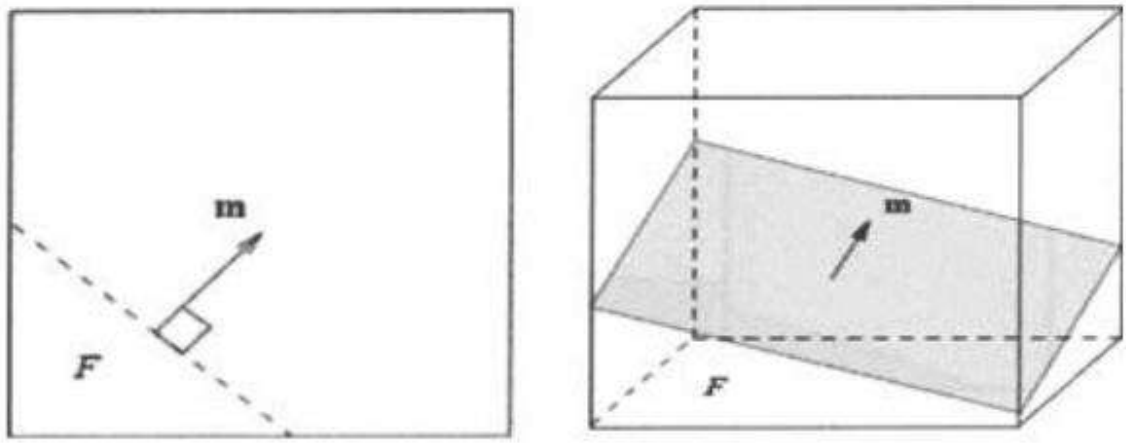


Figure. II.2: Positionnement de l'interface à partir de la normale et de fraction volumique

II..2.5. Les méthodes de suivi de volume :

Dans les méthodes de suivi de volume, le fluide est utilisé comme marqueur en utilisant Une fonction de présence. C'est là que se situe le principal défaut de ces méthodes car la position De l'interface n'est pas connue explicitement

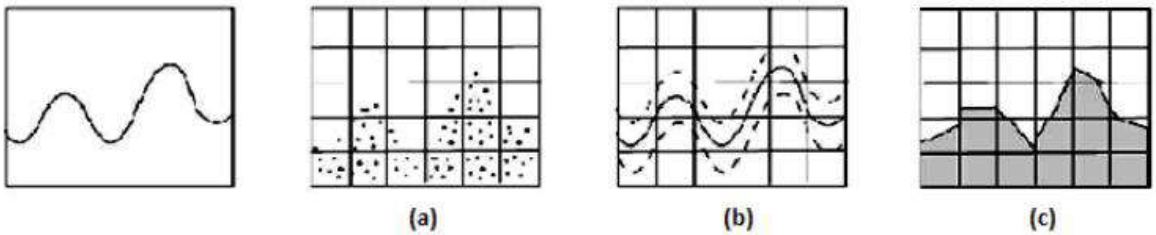


Fig. II.3: Différentes méthodes de suivi de volume appliquées à une interface quelconque

II.3. Modèle thermique :

Les modèles de transfert thermique unidimensionnel couplés aux modèles qui décrivent L'étalement de la matière sur le substrat traite 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 des 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.

II.3.1. Transfert de chaleur avec changement de phase :

les premiers publications sur le changement de phase remontent à Stefan (1891)[25].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 [26]. 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.

II.3.2.Méthode a grille mobile :

les méthodes à maillage déformable se fondent sur la formulation classique de Stefan définie de la manière suivante[27]:

-dans le domaine occupé par la phase liquide *l*

$$\rho_l c_{pl} \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla.(\lambda_l \nabla T) = 0 \qquad \text{II.14}$$

dans le domaine occupé par la phase solide *s*

$$\rho_s c_{ps} \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla.(\lambda_s \nabla T) = 0 \qquad \text{II.15}$$

à l'interface liquide-solide Γ(x,t)

$$\rho L_f \vartheta_n = \lambda_s \frac{\partial T}{\partial n} - \lambda_l \frac{\partial T}{\partial n} \qquad \text{II.16}$$

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

Et ϑ_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 cordonnées pour résoudre le problème dans un espace de coordonnées à maillage régulier [28] .Dans le cadre de résolution des problème 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 ou coexistent les phases liquide et solide .Dans ce cas , les méthodes à maillage fixe sont préférables .

II.3.3. Méthode à grille fixe :

les méthodes à grille (maillage) fixe sont ondées 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.

II.3.4.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.[29] sous ses différentes formes. Voller a, en outre, écrit cette méthode dans sa forme la plus utilisée jusqu'à aujourd'hui. [30]

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.II.4).Elle inclut la chaleur latente par unité de masse L_f et est définie comme suit :

$$H(T) = \int_{T_{ref}}^{T} c_p(T)dT + f_l L_l \qquad \text{II.17}$$

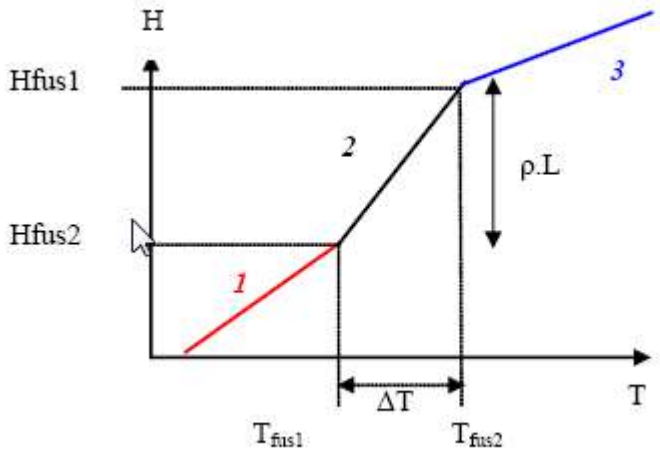


Figure II.4.Evolution de l'enthalpie en fonction de la température

La conservation de l'énergie s'exprime alors [31].

$$\frac{\partial(\rho H)}{\partial t} + \nabla.(\rho H v) = \nabla.(\lambda \nabla T) + Q \qquad \text{II.18}$$

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

$$\rho \frac{\partial(H)}{\partial t} + \rho v.\nabla.H = \nabla.(\lambda \nabla T) + Q \qquad \text{II.19}$$

soit encore en terme de température:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho c_p v.\nabla.T = \nabla.(\lambda \nabla T) + Q + \rho L_f \frac{df_s}{dt} \qquad \text{II.20}$$

II.3.5Méthode 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 [31]. Ainsi, si le chemin de

solidification n'est fonction que de la température, on peut formellement définir une chaleur spécifique équivalente:

$$\frac{\partial \rho H}{\partial t} = \rho c_p . \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L_f \frac{df_s}{dT}\frac{dT}{dt} = \rho c_p^{eq} \frac{\partial T}{\partial t} \qquad \text{II.22}$$

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

$$\rho c_p^{eq} = \rho c_p - \rho L_f \frac{df_s}{dT} \qquad \text{II.23}$$

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

$$\rho c_p^{ea} \frac{\partial (T)}{\partial t} = \nabla . (\lambda \nabla T) + Q \qquad \text{II.24}$$

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

II.3.6 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.

$$\rho c_p^{ea} \left(\frac{\partial (T)}{\partial t} + (V . \nabla) T \right) = \nabla . (\lambda \nabla T) + Q \qquad \text{II.25}$$

II.4.conclusion

A la fin de ce chapitre nous avons fait un aperçu sur les méthodes numérique utilisées pour le traitement des problèmes thermiques et dynamique. Ainsi que une présentation de la méthode de volume de fluide (VOFCIAM) que nous utilisons pour simuler le transport de l'interface, et les modèles de contrôle de la solidification.

III.1. Introduction :

Les équations décrites au troisième chapitre sont des équations différentielles aux dérivées partielles non linéaires, elliptiques et couplées. En raison de leur complexité, ces équations sont résolues à l'aide d'une méthode numérique. Plusieurs méthodes numériques sont disponibles dans la littérature. Il existe plusieurs méthodes numériques (éléments finis, différences finies - volumes finies, méthode des éléments frontières) qui permettent de trouver une solution avec la discrétisation du domaine et la résolution d'équation avec un grand nombre d'inconnues.

III.2. Méthodes des éléments finis

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

Etant donnés un domaine continu et une fonction u solution de L(u) = 0 ,

• a) la méthode d'interpolation fournira une fonction proche de u construite `a partir d'un nombre finis 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 `a un élément K (quadratique) du maillage, notée $\emptyset_h^k$, est de la forme [32]:

$$\emptyset_h^k(x,y) = \sum_{i=1}^{Nk} \emptyset_i N_i(x,y) \qquad \text{III.1}$$

Ou $\emptyset_i$ désigne la valeur de la fonction approchée $\emptyset_h$ au point xi de coordonnées (xi, yi), N_i la fonction d'interpolation associée à x_i, N_k le nombre de fonctions utilisées pour l'élément K.

Les coefficients $\emptyset_i$ 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 Nh dans lequel on cherche à priori la solution discrète$\emptyset_h$.

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$\emptyset_h$ 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 $\emptyset_h = N_h$.

III.3. Mise en œuvre de la méthode des éléments finis [B]

III.3.1. Formulation variationnelle forte :

La formulation forte d'un problème aux conditions aux limites s'´ecrit alors comme suit :

Trouver u(x) $u(x)$ ∈ espace des solutions U_S tel que [32-33] :

$:\mathcal{L}(u) - \mathcal{F} = 0 \ \forall x \in \Omega \ B(u) = u_0 \ \forall x \ \in \Gamma_{u0}$ III.2

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

III.3.2 Formulation variationelle 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 [34] :

$$\tilde{u} = \sum_{i=1}^{n} N_i \tilde{u}_i \quad \text{III.3}$$

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

2. introduire (III.3) dans (III.2) il en résulte une erreur ou un résidu ε tel que :

$$\varepsilon = \mathcal{L}(\tilde{u}) - \mathcal{F} \neq 0 \quad \text{III.4}$$

Ou ε = 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:

$$\int_{\Omega} W_k(\mathcal{L}(\tilde{u}) - \mathcal{F}) d\Omega = 0, k = 1,2 \ldots N \quad \text{III.5}$$

Ou N Nombre d'inconnues indépendants du système (III.2).

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

On pose

$$W_k = N_k \implies \int_{\Omega} N_k . \mathcal{L}(\sum_{i=1}^{n} N_i \tilde{u}_i) d\Omega = 0 \quad \text{III.6}$$

On dit que $u \in H_0^1(\Omega)$ est une solution faible de (III.5 ?) si :

$$\forall v \in H_0^1(\Omega) : a(\tilde{u}, v) = \int_{\Omega} f v d\Omega \quad \text{III.7}$$

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

$$Lu=f \text{ sur } \Omega \quad \text{et} \quad u=0 \text{ sur } \partial\Omega \qquad \text{III.8}$$

III.4. forme généralisée des équations du système et discrétisation [45] :

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

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho c_{\emptyset}\emptyset) + \frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x C_{\emptyset}\emptyset) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_y C_{\emptyset}\emptyset) = \frac{\partial}{\partial x}\left(\Gamma_{\phi}\frac{\partial \emptyset}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\Gamma_{\phi}\frac{\partial \emptyset}{\partial y}\right) + S_{\emptyset} \qquad \text{III.9}$$

Ou :

$\emptyset$: Variable généralisée

$C_{\emptyset}$: Coefficient d'advection transitoire.

Γ_{ϕ} : Coefficient de diffusion.

$S_{\emptyset}$: Termes source.

Le tableau (3.1) regroupe les expressions des différents termes dans les différentes équations du système.

Variable ϕ	coefficient d'advection $C_{\emptyset}$:	**Diffusivité Γ_{ϕ}**	**Termes source S_{ϕ}**
V_x	1	μ	$-\frac{\partial P}{\partial x}+\frac{\partial}{\partial x}\left(\mu\frac{\partial U}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\mu\frac{\partial V}{\partial y}\right)-\sigma\nabla\left(\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|}\right).\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|}$
V_y	1	μ	$-\frac{\partial P}{\partial y}+\frac{\partial}{\partial x}\left(\mu\frac{\partial U}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\mu\frac{\partial V}{\partial y}\right)-\sigma\nabla\left(\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|}\right).\frac{\nabla C}{\|\nabla C\|}$
T	1	$\frac{K}{c_p^{ea}}$	$\frac{Q}{c_p^{ea}}$
ρ	1	0	0

Tableau 4.1 : Expression des coefficients d'échange et des termes sources pour les différentes variables[34].

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 a écrire, après intégration, l'équation généralisée, sous forme matricielle élémentaire

$$\left(\left[A_e^{transient}\right]+\left[A_e^{advection}\right]+\left[A_e^{diffusion}\right]\right)\{\emptyset_e\}=\{S_e^{\emptyset}\} \qquad \text{III.10}$$

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

III.4.1. Terme temporelle :

Le premier des contributions de la matrice élémentaire est le terme de transition. Sa forme générale est simplement [34] :

$$\left[A_e^{transient}\right]=\int W^e\frac{\left(\partial\rho C_{\emptyset}\emptyset\right)^e}{\partial t}d(Vol) \qquad \text{III.11}$$

Avec :

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

Pour le nœud i:

$$\int W_i^e \frac{(\partial \rho C_\emptyset \emptyset)}{\partial t} d(Vol) = \int W_i^e \rho C_\emptyset W_j^e d(Vol) \frac{\partial \emptyset_j^e}{\partial t} + \int W_i^e \frac{\partial (\rho C_\emptyset)}{\partial t} W_j^e d(Vol) \emptyset_j^e \quad \text{III.12}$$

Les indices inférieurs i et j indiquent le nombre de nœud. Si la deuxième partie de l'équation III.11 est négligée, la matrice de masse peut être exprimée comme:

$$M_{ij} = \int W_i^e \rho C_\emptyset W_j^e d(Vol) \quad \text{III.13}$$

Si l'approximation localisée de masse est employée.

$$M_{ij} = \delta_{ij} \int W_i^e \rho C_\emptyset d(Vol) \quad \text{III.14}$$

Ou:

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

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

$$(\rho\emptyset)_n = (\rho\emptyset)_{n-1} + \Delta t \left(\delta \left(\frac{\partial (\rho\emptyset)}{\partial t} \right)_n + (1-\delta) \left(\frac{\partial (\rho\emptyset)}{\partial t} \right)_{n-1} \right) \quad \text{III.15}$$

ou:

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

L'équation (III.14) est écrite comme suite:

$$\left(\frac{\partial (\rho\emptyset)}{\partial t} \right)_n = \frac{1}{\Delta t \delta} (\rho\emptyset)_n - \frac{1}{\Delta t \delta} (\rho\emptyset)_{n-1} + \left(1 - \frac{1}{\delta} \right) \left(\frac{\partial (\rho\emptyset)}{\partial t} \right)_{n-1} \quad \text{III.16}$$

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.

$$\frac{\partial (\rho\emptyset)}{\partial t} = \frac{(\rho\emptyset)_{n-2}}{2\Delta t} - \frac{4(\rho\emptyset)_{n-1}}{2\Delta t} + \frac{3(\rho\emptyset)_n}{2\Delta t} \quad \text{III.17}$$

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

$$\frac{\partial(\rho\emptyset)}{\partial t} = \frac{(\rho\emptyset)_n}{\Delta t} - \frac{(\rho\emptyset)_{n-1}}{\Delta t} \qquad \text{III.18}$$

L'arrangement de premier ordre ci-dessus de différence de temps est choisi pour être conformé 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

III.4.2. 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).

III.4.2.1. 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 III.2: " l'Approche des ligne de courant D'Upwind ".

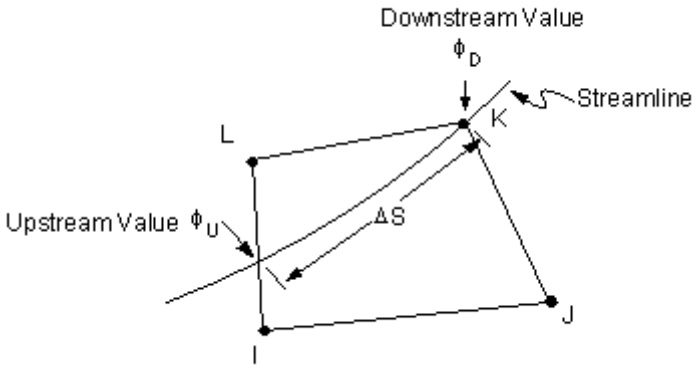


Figure III.1 l'approche de ligne de courant d'Upwind[34].

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 [41] :

$$\frac{\partial(\rho C_\emptyset V_x \emptyset)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho C_\emptyset V_y \emptyset)}{\partial y} = \frac{\partial(\rho C_\emptyset V_s \emptyset)}{\partial s} \qquad \text{III.19}$$

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

$$\left[A_e^{advection}\right] = \frac{d(\rho C_\emptyset V_S \emptyset)}{dS} \int W^e d(Vol) \qquad \text{III.20}$$

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:

$$\frac{d(\rho C_\emptyset V_s)}{ds} = \frac{(\rho C_\emptyset V_s \emptyset)_U - (\rho C_\emptyset V_s \emptyset)_D}{Ds} \qquad \text{III.21}$$

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

III.4.2.2. 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 [41] :

$$\left[A_e^{advection}\right] = \int W^e \left\{\frac{\partial(\rho V_x C_\emptyset \emptyset)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho V_y C_\emptyset \emptyset)}{\partial y}\right\} d(Vol) + C_{2\tau} \int \frac{Zh}{2U_{mag}} \left\{\frac{V_x \partial W^e}{\partial x} + \frac{V_y \partial W^e}{\partial y}\right\} \left\{\frac{V_x \partial(\rho C_\emptyset \emptyset)}{\partial x} + \frac{V_y \partial(\rho C_\emptyset \emptyset)}{\partial y}\right\} d(Vol) \quad \text{III.22}$$

ou:

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

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

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

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

$$Pe = \frac{\rho C_\emptyset U_{mag} h}{2\Gamma_\phi} = Peclet\ number$$

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.

III.4.2.3. 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 [34].

$$\left[A_e^{advection}\right] = \int W^e \left\{\frac{\partial(\rho V_x C_\emptyset \emptyset)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho V_y C_\emptyset \emptyset)}{\partial y}\right\} d(Vol) + C_{2\tau} \int \frac{Zh}{2U_{mag}^e} \left\{\frac{V_x^e \partial W^e}{\partial x} + \frac{V_y^e \partial W^e}{\partial y}\right\} \left\{\frac{V_x^e \partial(\rho C_\emptyset \emptyset)}{\partial x} + \frac{V_y^e \partial(\rho C_\emptyset \emptyset)}{\partial y}\right\} d(Vol) \quad \text{III.23}$$

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

III.4.3. 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 [34].

$$Diffusion\ contribution = \int W^e \frac{\partial}{\partial x}\left(\Gamma_\phi \frac{\partial \emptyset}{\partial x}\right) d(Vol) + \int W^e \frac{\partial}{\partial y}\left(\Gamma_\phi \frac{\partial \emptyset}{\partial y}\right) d(Vol) \quad \text{III.24}$$

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 [34] :

$$\int W^e \frac{\partial}{\partial x}\left(\Gamma_\phi \frac{\partial \emptyset}{\partial x}\right) d(Vol) = \int \frac{\partial W^e}{\partial x} \Gamma_\emptyset \frac{\partial \emptyset}{\partial x} \mathrm{d(Vol)} \quad \text{III.25}$$

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

$$\frac{\partial \emptyset}{\partial x} = W_x^e \emptyset \quad \text{III.26}$$

$$W_x^e = \frac{\partial W^e}{\partial x} \quad \text{III.27}$$

La matrice de diffusion peut maintenant être exprimée comme:

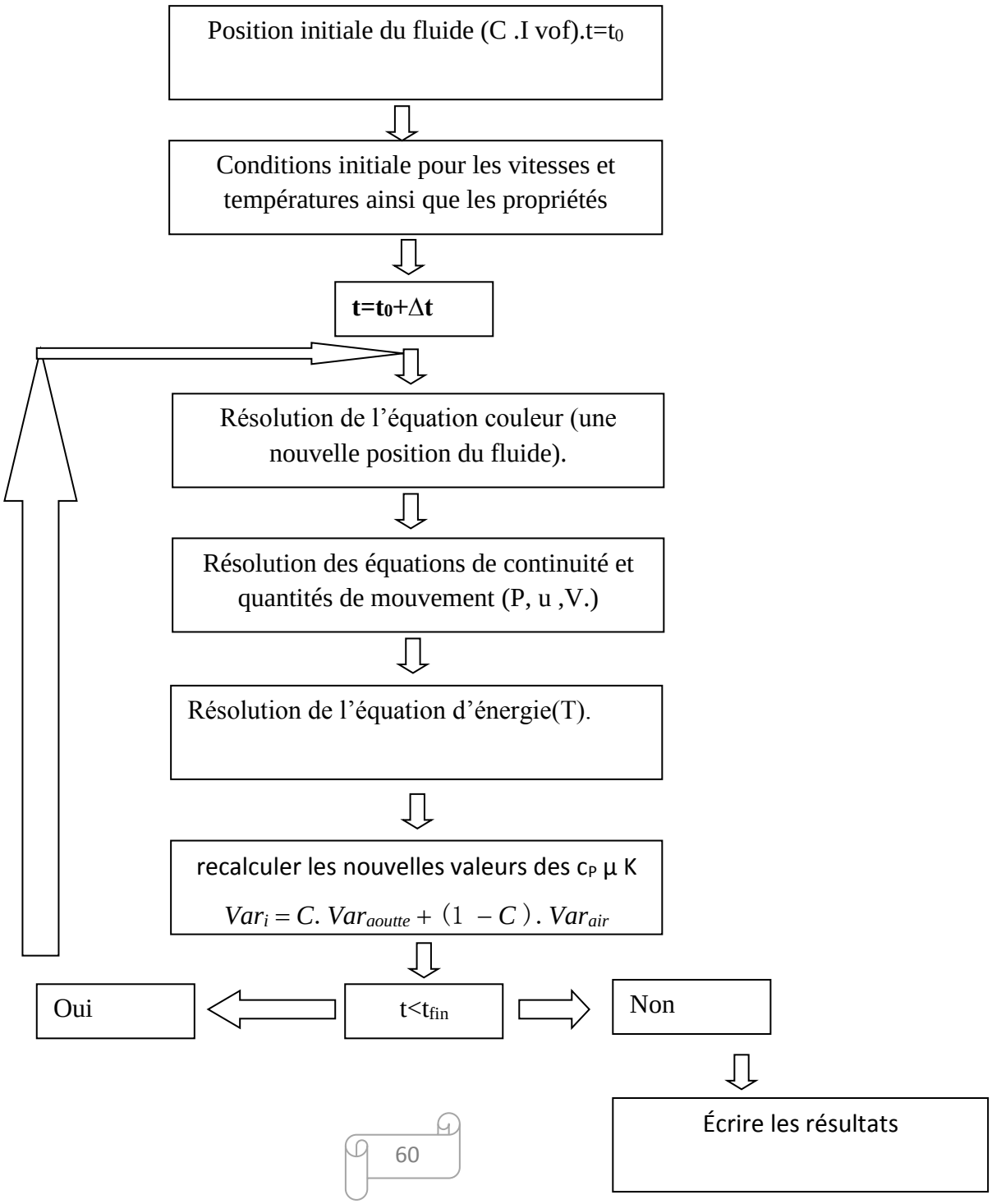
$$\left[A_e^{Diffusion}\right] = \int \left(W_x^e \Gamma_\phi W_x^e + W_y^e \Gamma_\phi W_y^e\right) d(Vol) \qquad \text{III.28}$$

III.4.4. Termes source :

L'évaluation des termes de source se fait comme suite [34]:

$$S_\emptyset^e = \int W^e S_\emptyset d(Vol) \qquad \text{III.29}$$

Finalement la figure III.2 schématise les étapes proposées pour résoudre le système dans le temps.



Figue III.2. La stratégie de calcul pour la résolution du système d'équation dans le temps

III.5.Conclusion :

Ce chapitre a été consacré principalement a la résolution des éléments finis ainsi la mise en œuvre de la méthode des éléments finis, puis la forme généralisée des équations de système et discrétisation ; et enfin la stratégie de calcul pour la résolution du système dans le temps.
L'étape suivante consiste à réaliser la simulation de l'impact d'une goutte sur substrat sec et non oxydé puis la simulation de l'impacte d'une goutte sur substrat d'acier oxydé on varie l'épaisseur de la couche d'oxydation pour voir son influence sur la formation de lamelle.

IV.1. Introduction :

Dans ce chapitre, nous présentant les résultats d'étude de la simulation numériques d'impact d'une goutte d'aluminium sur un substrat d'acier comparer avec celle de ; **Arvind Kumar [35]**d'autre part, la simulations numériques d'impact de goutte d'aluminium sur un substrat d'acier oxyder , passons par une variation d'épaisseur de la couche d'oxyde d'acier (Fe_2O_3) , pour analyser l'influence de l'oxydation sur la formation de lamelle .

IV.2. Schéma de logiciel ANSYS :



Figure IV–1 : schéma représente le code de calcul d'un logiciel ANSYS

IV.3. Matériaux utilisé :

Dans cette étude numérique, nous nous sommes intéressés à des particules d'aluminium fondues dans un jet plasma et projetées sur un substrat acier.
Sur substrat métallique, la composition et l'épaisseur de la couche d'oxyde qui croit en surface et dont la croissance progresse avec la température de préchauffage du substrat, joue un rôle important dans le processus de formation des lamelles. Afin d'étudier l'effet des différents types d'oxydes

IV.3.1. L'aluminium :

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

- ✓ Une bonne tenue mécanique aux températures élevées, et une chaleur latente de fusion importante de l'ordre de $1.09.10^{6}$j/kg.
- ✓ Une bonne résistivité électrique >1012 Ohm.m [36].
- ✓ Une dureté HV sons une charge de 1N de 9.21 Gpa [36].
- ✓ Une bonne résistance à l'usure : un dépôt d'aluminium par projection plasma présente un taux d'usure de l'ordre de 4.10^{-5} mm^3/Nm, à l'abrasion par une bille de sic de 6mm de diamètre et sous une charge de 5N à température ambiante ce taux d'usure augmente jusqu'à $3.10^{-3}mm^3$/Nm lorsque la température augmente à 400°C.
- ✓ Une bonne résistance chimique aux acides concentrés et dilués, aux halogènes et aux métaux et une bonne résistance a l'oxydation.

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

- ✓ Les applications mécaniques, l'aluminium est l'abrasif le plus répandu de silicium. Elle est utilisée aussi contre l'usure et la corrosion par des particules solides.
- ✓ Les applications réfractaires, résistance aux hautes températures ; l'aluminium sert à protéger l'acier contre la corrosion a hautes température.
- ✓ Les applications médicaux ; le caractère biocompatible de l'aluminium permet son utilisation dans la fabrication des prothèses en orthopédie.
- ✓ Les applications électrique et électronique : l'aluminium et utilisée dans la fabrication des bougies d'allumage pour automobile et dans de nombreux produits d'isolation.
- ✓ Les application optique : les films d'aluminium permettent la réalisation de guide d'onde optique dans le visible et l'infrarouge et permettent aussi de protéger des capteurs solaires [36]

IV.3.2. le tableau Suivent récapitule les prospérités des mâtereaux utilisé dans la simulation

Propriétés	Particule : Alumine	Substrat: Acier	Couche d'oxydation	unité
Densité	2570	7800	5240	(Kg/m³)
Viscosité (liquide)	°c 0 10^5 700 $1.0345*10^{-3}$		-	(m²/s)
Conductivité thermique	70	26	2.9	(W/m K)
Chaleur spécifique liquide	1000		670	(J/Kg K)
Conductivité thermique solide	°c 400 144 500 147 630 70			(W/m K)
Chaleur spécifique	°c 100 400 300 500 400 800 570 1050 580 1038	°c 20 460 200 502 500 550		(J/Kg K)

Tableau IV.1. Les prospérités des mâtereaux utilisés

IV.4. Identification :

Pour l'identification, ou l'objective est de justifie le model utilisé; nous proposons pour cette première partie de notre travail de comparer nos résultats de simulation d'impact de goutte sur substrat dans les mêmes conditions des travaux numérique et expérimental de **Arvind Kumar.**

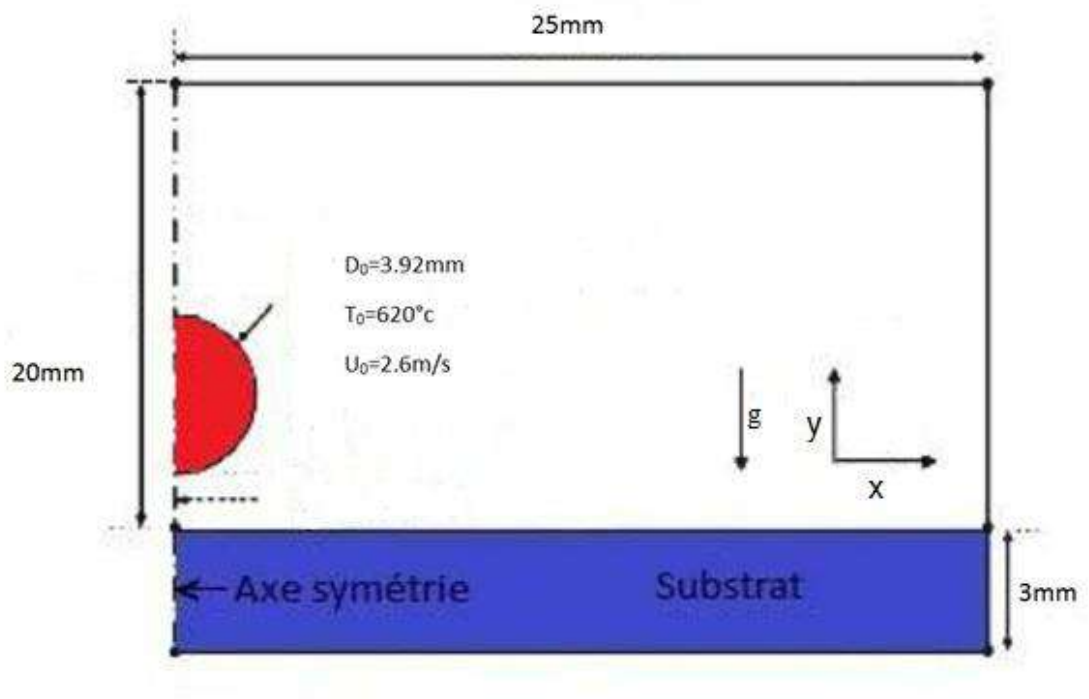


Figure IV– 2 : configuration géométrique et conditions d'étalement de

L'identification

IV.5. Impact d'une particule d'aluminium:

La figure IV-2 représente les résultats expérimentaux et de simulation de la dynamique d'étalement d'une particule en aluminium d'un diamètre de 3.92mm initialement à une température de 620 C° et une vitesse de 2.6 m/s sur un substrat en acier d'outil initialement à 200 C°. La gouttelette commence à se propagée à 0.03 ms, symétriquement par rapport au point d'impacts, il faut noter que pour les deux résultats la déformation suit la topographie de la surface.

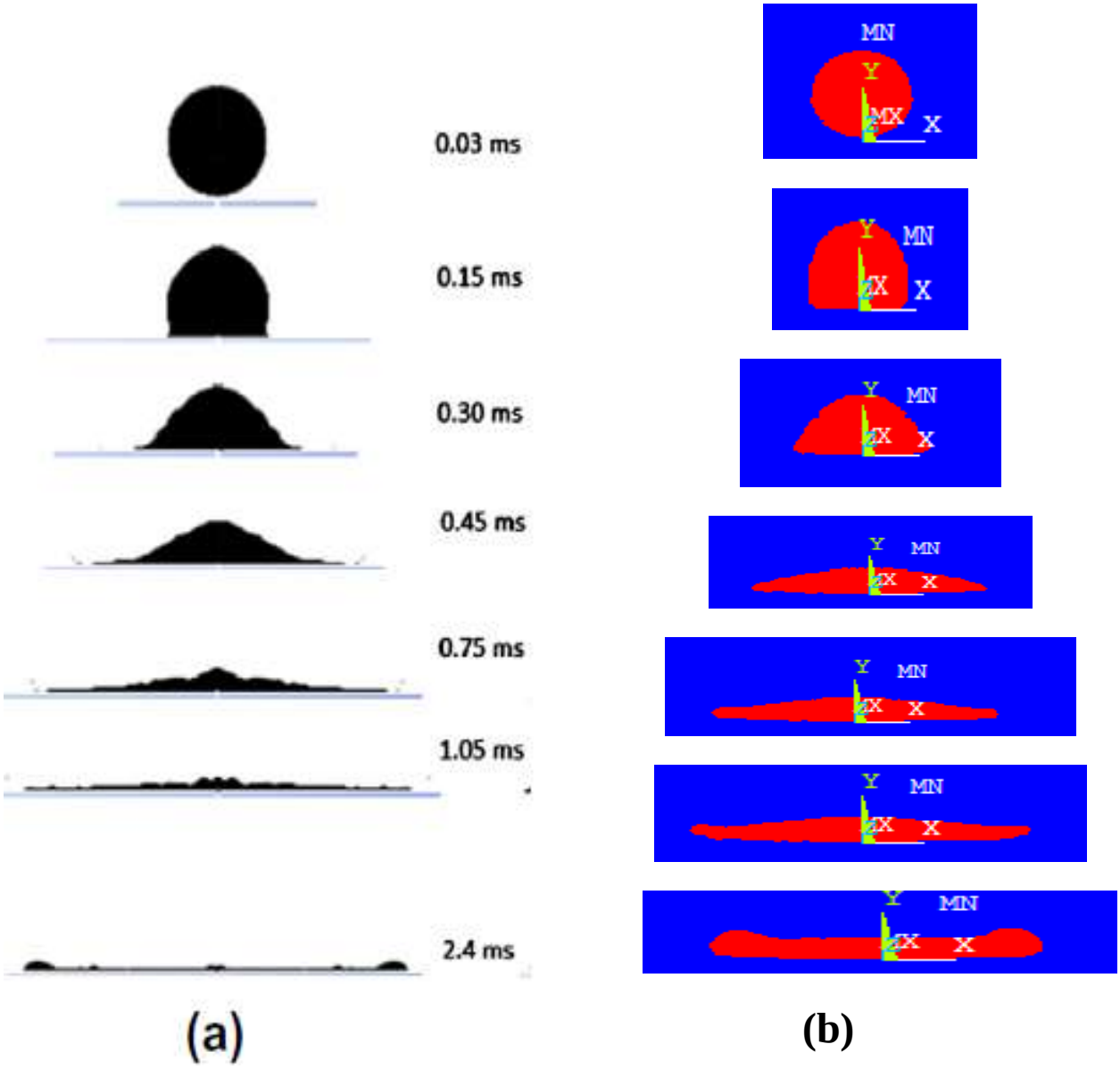


Figure (IV.3) Impact séquentielle d'une goutte d'aluminium de 3,92 mm de diamètre avec une vitesse de 2.6m/s et une température de 620℃ sur un substrat non-oxydé en acier initialement a 200℃ .
a:résultats expérimental d'Arvind Kumar[35]
b : notre résultats de calcule

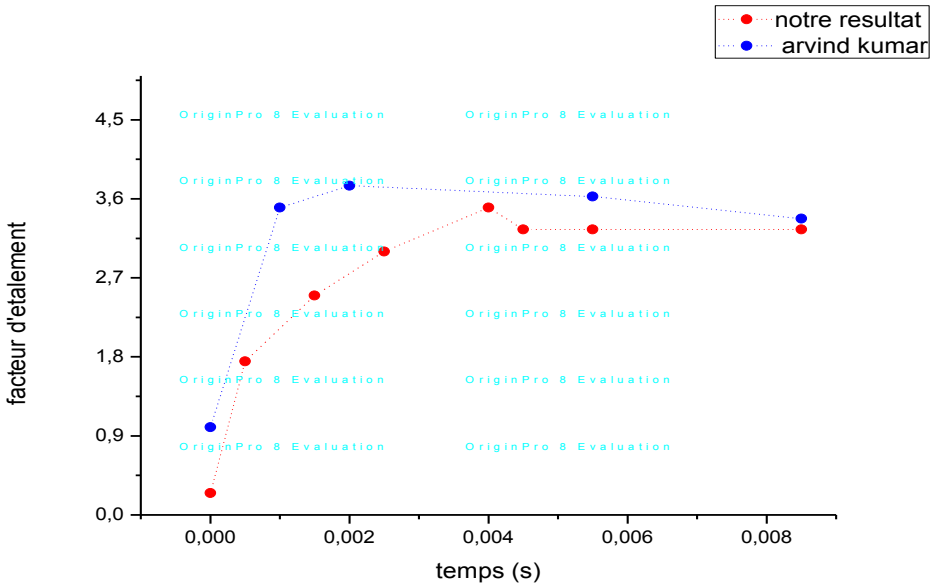


Figure IV- 4 : facteurs d'étalement.

Sur la figure IV- 4, qui est une représentation comparative des facteurs d'étalement pendant Le temps d'étalement de la particule pour les deux cas on trouve presque la même dynamique d'étalement, ainsi que le dimension finale du lamelle formée qui correspond à un facteur de 3.4 pour les deux cas .

Finalement on peut dire que les deux modèles donnent presque les mêmes résultats.

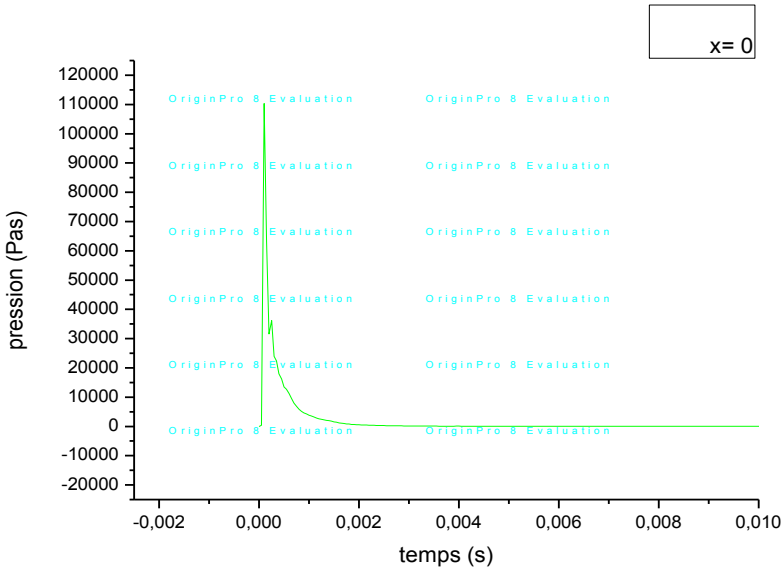


Figure IV-5: la variation dans le temps de la pression d'impact à l'interface particule / substrat

La figure IV-5 qui représente la variation de la pression d'impact au fil de temps, on remarque que la goutte s'écrase sur la surface de substrat en générant une forte pression (115KPas), nécessaire et suffisante pour un bon accrochage mécanique.

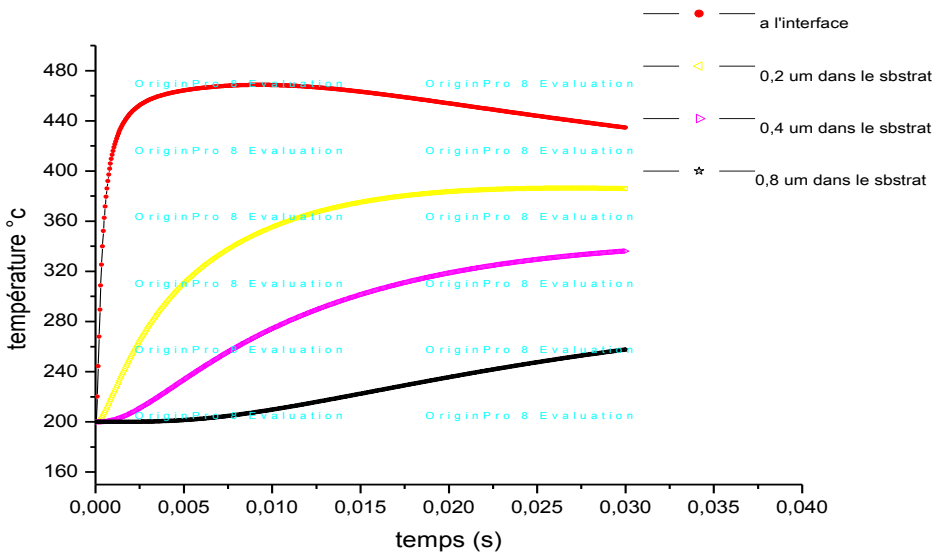


Figure IV-6 : profiles de température en fonction de temps pour quatre position au long de substrats verticalement

La figure IV-6- représente un comportement identique sur le substrat dés le moment de l'impact jusqu'à la fin d'étalement , on note cependant un comportement relativement similaire dans l'allure de variation, mais la valeur de température pour le point de contact est plus élevées par rapport au autres point qui le suit .

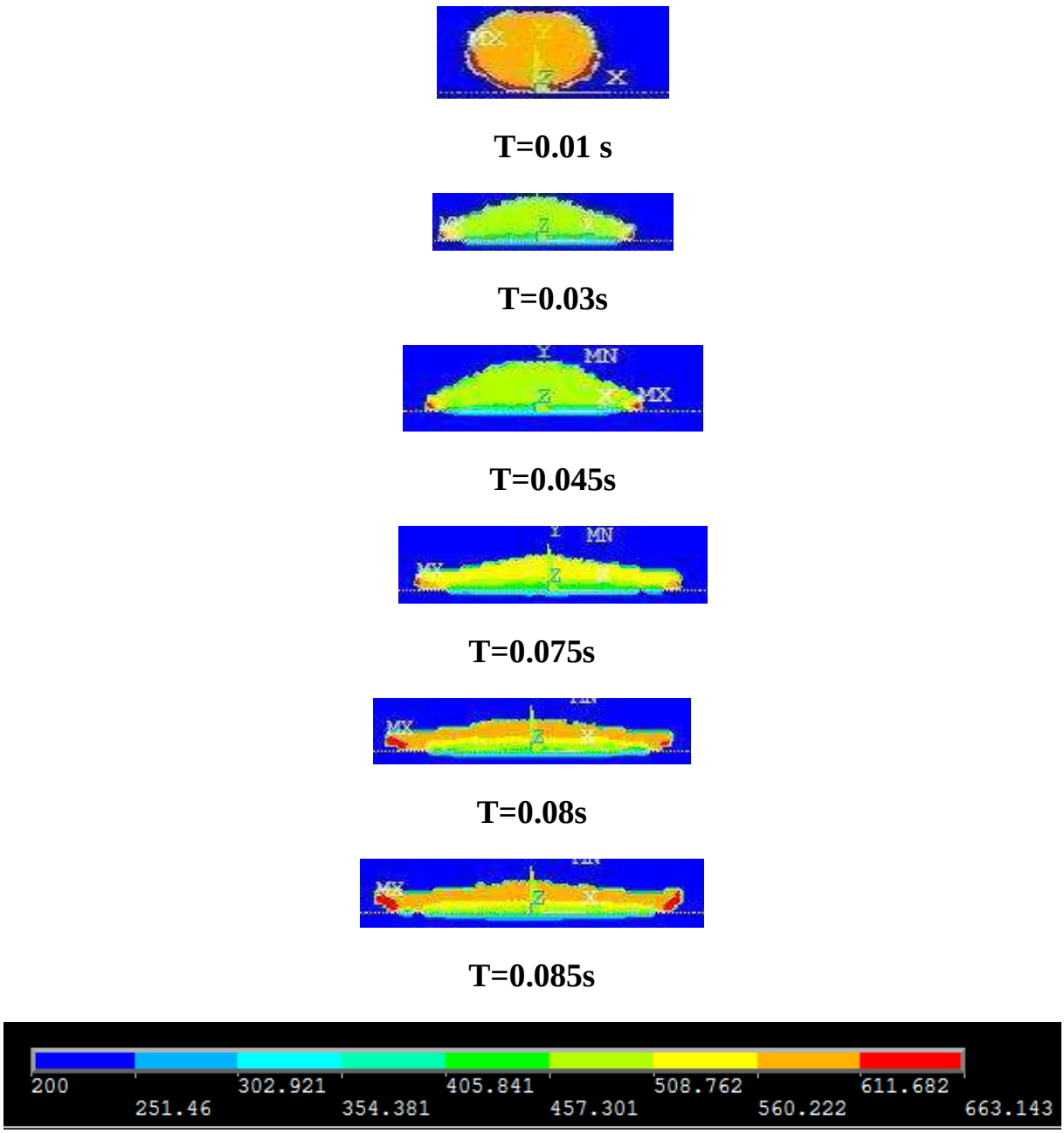


Figure IV-7: distribution de la température lors de l'impact d'une particule d'aluminium initialement avec une vitesse de 2.6m/s et une température de 620℃ sur un substrat initialement a 200℃.

La figure(IV-7) représente la distribution de température pendant l'impact de la gouttelette ou le modèle de transfert thermique utilisé a permis d'observé que les

extrémités de lamelle enregistre un retard de refroidissement et de solidification , Ceci est dû au flux radial et à la viscosété d'aluminium .

IV.6. Oxydation de la surface des substrats métalliques :

La formation d'une couche d'oxyde, composée principalement de Fe_2O_3 et à la surface du substrat d'acier été prise en compte dans cette étude de deux façons différentes en modifiant l'épaisseur de la couche

- **résistance thermique de contact additionnelle**

La formation d'une couche d'oxyde d'épaisseur e_{ox} est supposée contribuer à augmenter la résistance thermique de contact lamelle-substrat d'une quantité égale à $R_{thox}= e_{ox}/k_{ox}$ où k_{ox} est la conductivité thermique de l'oxyde formé à la surface du substrat, et e_{ox} l'épaisseur de cette couche. Que e_{ox} est de l'ordre de 0.01mm et que la conductivité thermique k_{ox} de cette couche est égale à 2,9 W/m.K, valeur faible comparée à celle de la conductivité thermique de l'acier (26 W/m.K).

Nous prenons comme valeur de la conductivité thermique de la couche d'oxyde celle de l'oxyde de fer Fe2O3qui est majoritaire dans cette couche .Ses propriétés physiques utilisées dans les calculs sont présentées dans le tableau IV.1.

Matériau	Conductivité thermique (W/m.K)	Masse volumique (kg/m^3)	Chaleur spécifique (J/kg.K)
Fe_2O_3	2,9	5240	670

Tableau IV.2:Propriétés physiques de Fe_2O_3 utilisé dans les calculs

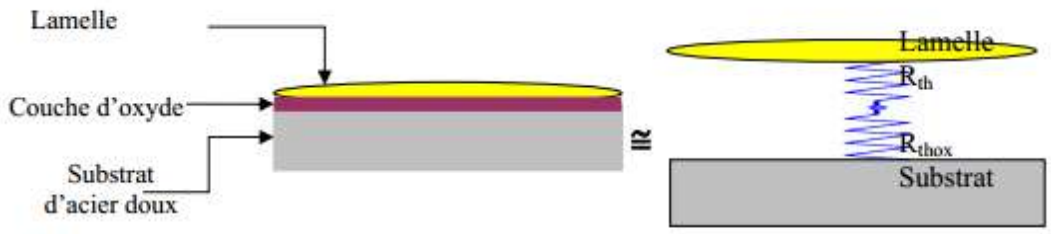


Figure IV.8: Schéma représentant le contact lamelle/substrat après l'oxydation de la Surface.

IV.6.1. configuration et conditions d'étalement avec une couche d'oxydation :

Nous avons tenu compte dans cette partie numérique de la formation d'une couche d'oxyde constituée principalement, après préchauffage au-delà de la température de transition, de l'oxyde de fer Fe2O3 à la surface de l'acier. La couche d'oxyde en effet augmente en épaisseur lorsque les substrats sont préchauffés. Cette épaisseur est de l'ordre de 0.01 à 0.03 mm dans le cas du substrat d'acier préchauffé à 620 °c, et de l'ordre de 0.1 mm dans celui de l'acier. Nous avons introduit cette couche d'oxyde dans les calculs de solidification des lamelles d'aluminium projetées sur des substrats métalliques

Pour les calculs, nous avons fixé :

- la température initiale de la gouttelette considérant une particule d'aluminium T=620°c
- la température initiale du substrat T=200°c
- vitesse le la gouttelette 2.6m/s

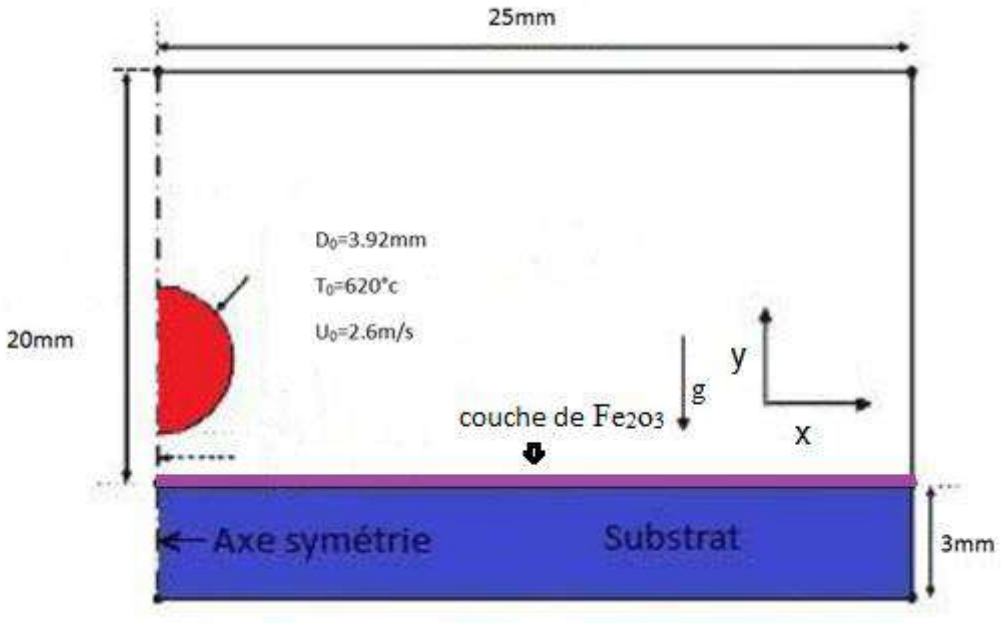
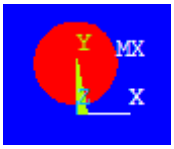


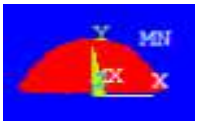
Figure (IV– 9). Configuration géométrique et conditions d'étalement de

L'étalement avec la présence d'une couche d'oxydation

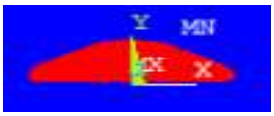
➢ **Premier cas**



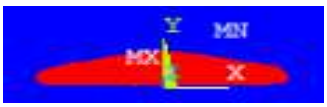
T=0.0005s



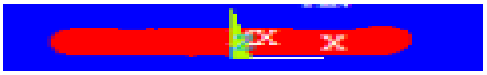
T=0.0015s



T=0.0025s



T=0.003s



T=0.004s

Figure (IV.10) Dynamique de L'étalement pour une épaisseur de la couche d'oxydation de 0.1mm

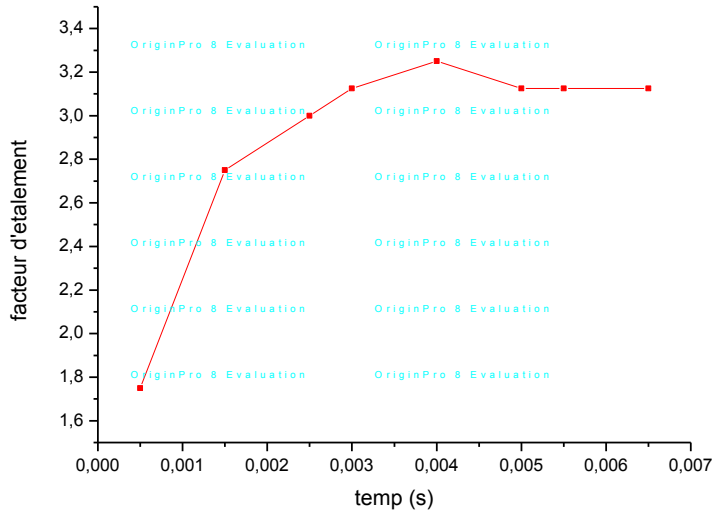


Figure (IV– 11). Facteur d'étalement pour le cas d'une épaisseur de 0.1mm

L'étalement et la forme de la goutte sont semblables au cours de l'impact. À l'instant t = 0.5ms ,la goutte s'étale encore et commence à prendre la forme d'une lamelle, après l'instant t=4ms la goutte se stabilise et prend la forme de lamelle finale. On peut dire que l'effet de la solidification avec un front transversal influe sur les forces visqueuses qui sont corrigées après chaque pas de temps par l'évacuation de chaleur à travers le substrat.

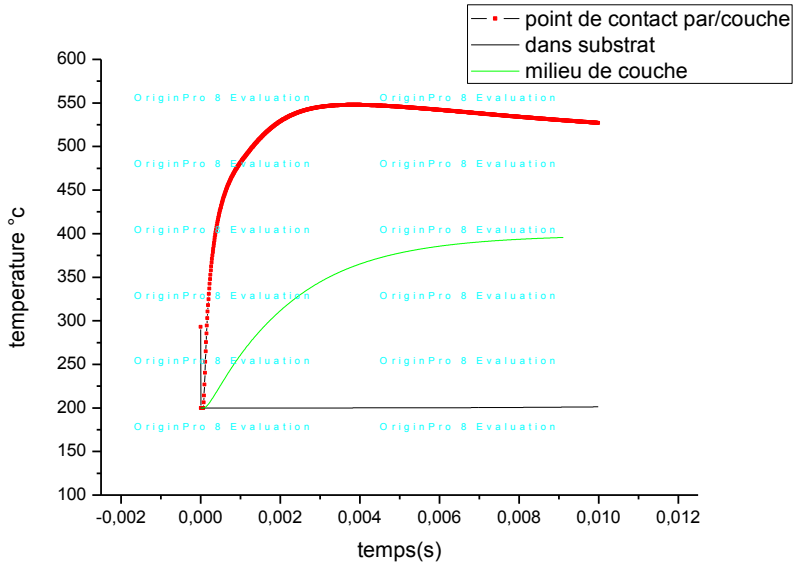


Figure IV-12 : profiles de température avec le temps dans le substrat

Pour le cas d'une épaisseur de 0.1mm

La figure IV-12 représente un ensemble de courbes de la variation de température pendant l'étalement à des positions dans le substrat (point de contacte ; aux milieux de la couche d'oxydation et le point le plus bas). En remarque que la température dans la couche augmente rapidement à une température de 550°C qui provoque un faible écart de température comparé au premier cas, par conséquent et relativement un mauvais refroidissement tout au court de l'étalement.

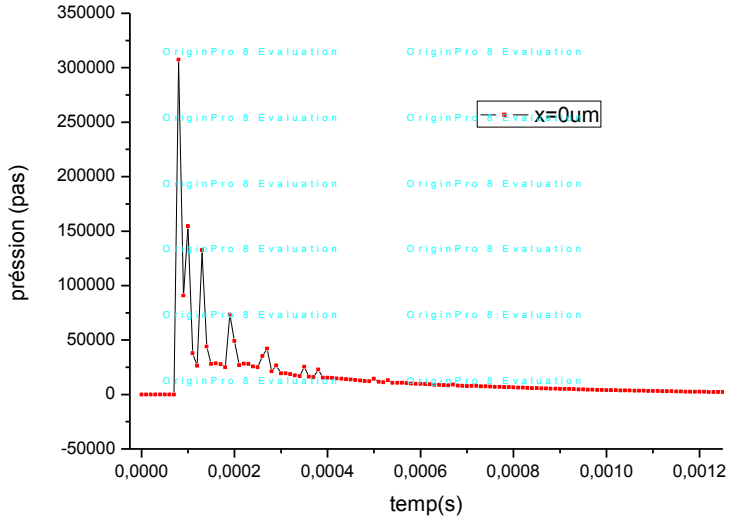
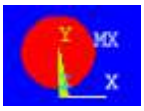


Figure IV-13: la variation de la pression au point d'impact

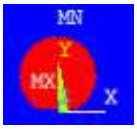
Pour le cas d'une épaisseur de 0.1mm

Sur la figure IV-13 qui représente la variation de la pression d'impact dans le temps pour le point de contact, on remarque que la goutte s'écrase sur la surface de substrat en générant une forte pression (325kPas),nettement supérieure à la valeur nécessaire à l'accrochage mécanique.

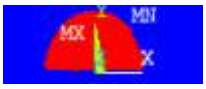
➢ **Deuxième cas**



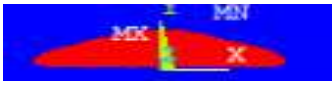
T=0s



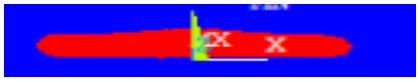
T=0.00015s



T=0.0005s



T=0.0015s



T=0.003s

Figure (IV. 14) Dynamique de L'étalement pour une épaisseur de la couche d'oxydation de 0.025mm

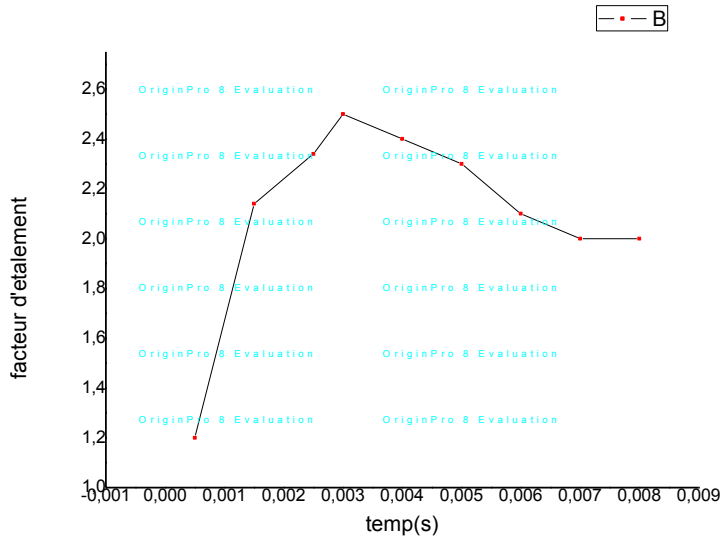


Figure (IV– 15). Facteur d'étalement Pour le cas d'une épaisseur de 0.025mm

L'étalement et la forme de la goutte sont semblables au cours de l'impact. À l'instant t = 0.5ms, la goutte s'étale encore plus rapidement et se commence à prendre la forme d'une lamelle, après l'instant t=3ms la goutte se stabilise et prend la forme de l'étalement finale On peut voir clairement l'effet des forces visqueuse qui sont corriger après chaque pas de temps sous l'effet de transfert de chaleur dans la particule et la solidification ,avec un front transversal .

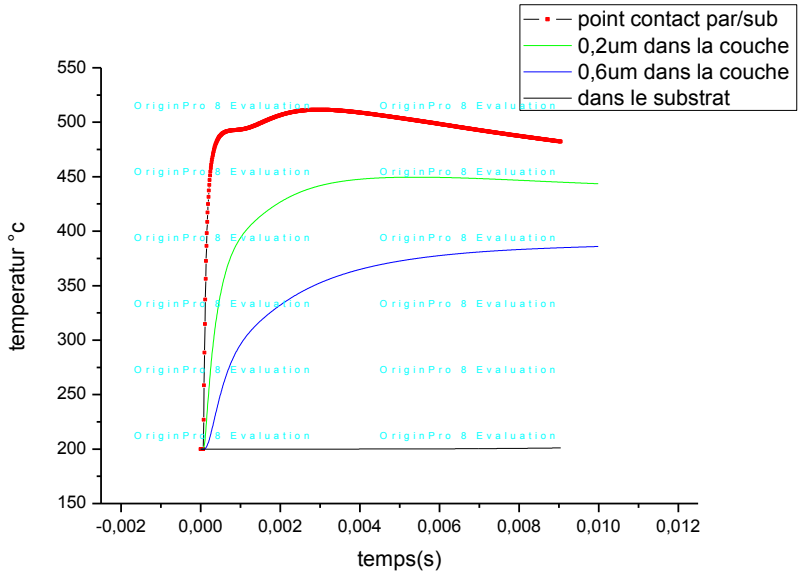


Figure IV-16 : profiles de température dans le temps pour quatre positions dans le substrat Pour le cas d'une épaisseur de 0.025 mm

La figure IV-16 représente Le profil de température dans le substrat d'acier oxydé sur lequel est injectée une goutte d'aluminium, avec trois graphes chacune représente les températures des déférents points. On remarque que la couche d'oxydation de 0.025mm subie et absorbe toute la chaleur de la particule tandis que l'acier garde sa température initiale t=200 °C,

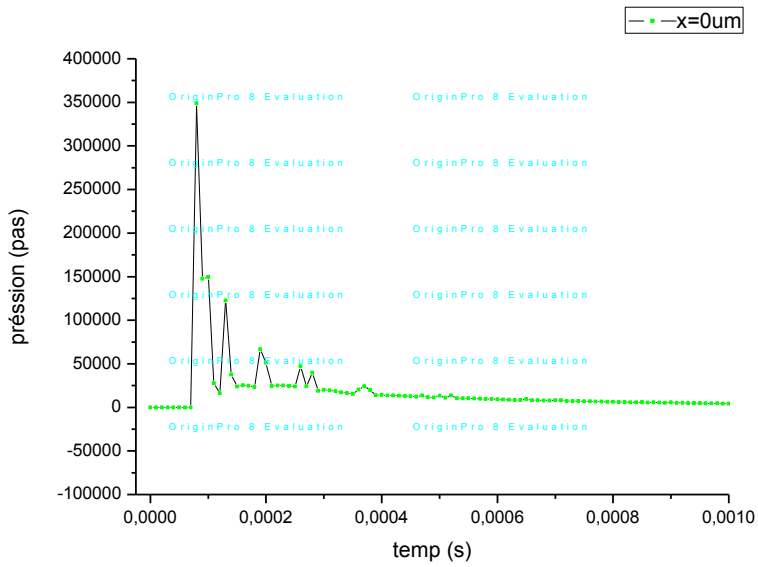
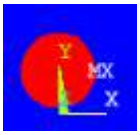


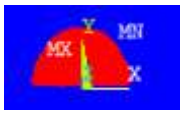
Figure IV-17: la variation de la pression d'impact a l'interface particule / substrat oxydé Pour le cas d'une épaisseur de 0.025mm

La figure IV-17: représente la variation de la pression d'impact sur le point de contact, on remarque que la goutte s'écrase sur la surface de substrat en générant une forte pression jusqu'à (350kPas) beaucoup plus supérieure à la valeur nécessaire à l'accrochage mécanique.

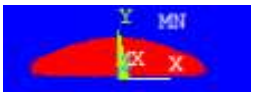
➢ **Troisième cas**



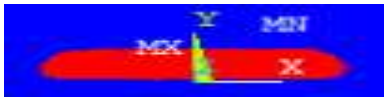
T=0.0001s



T=0.0005s



T=0.0015s



T=0.003s



T=0.004s

Figure (IV.18) Dynamique de L'étalement pour une épaisseur de la couche d'oxydation de 0.3mm

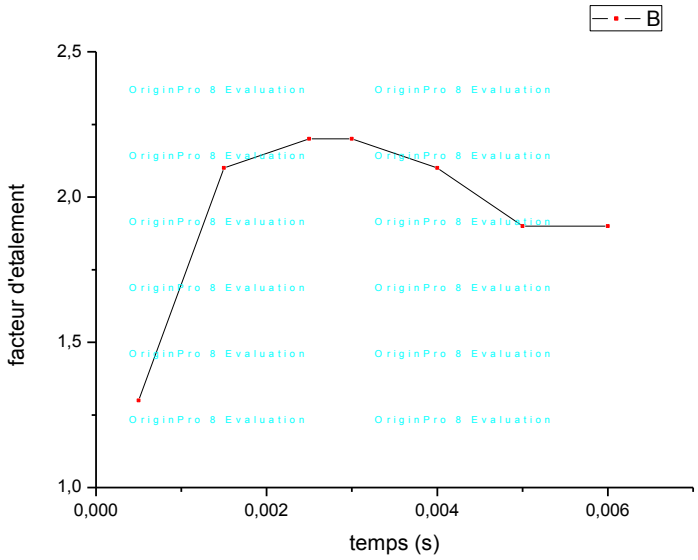


Figure IV-19 . Facteur d'étalement Pour le cas d'une épaisseur de 0.3mm

La Figure IV-19 L'étalement et la forme de la goutte sont semblables au cours de l'impact. À l'instant t =0.5ms ,la goutte s'étale encore et commence à prendre la forme d'une lamelle, après l'instant t=2.5ms la goutte se stabilise et prend la forme de lamelle finale. On peut dire que l'effet de la solidification avec un front transversal influe sur les forces visqueuses qui sont corrigées après chaque pas de temps par l'évacuation de chaleur à travers le substrat.

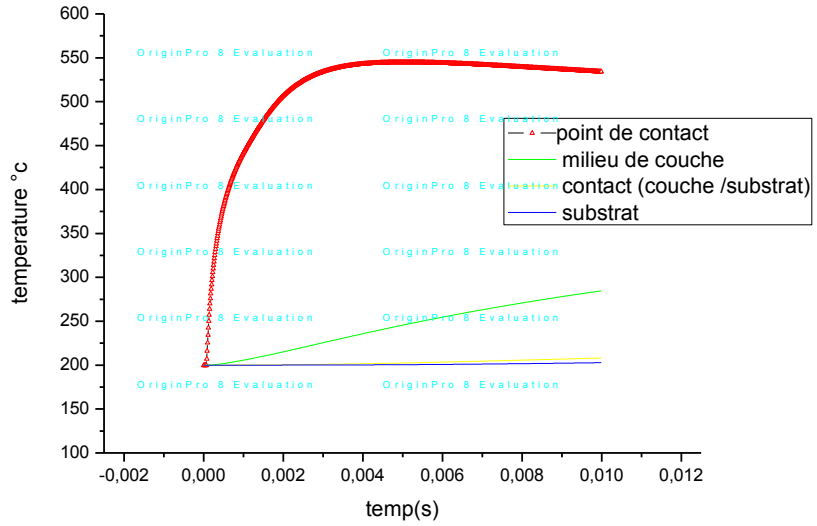


Figure IV-20 : profiles de température avec le temps dans le substrat

Pour le cas d'une épaisseur de 0.3mm

La figure IV-20- représente Le profil de température dans le substrat d'acier oxydé sur lequel se formera lamelle d'alumine, avec trois graphes chaque un représente les températures des points déférents. On remarque que la couche d'oxydation 0.3 influx directement sur la propagation et le transfert de chaleur de tel façon ou le sommet de l'acier n'enregistre aucune augmentation de température et garde celle de l'état initiale T= 200 °C

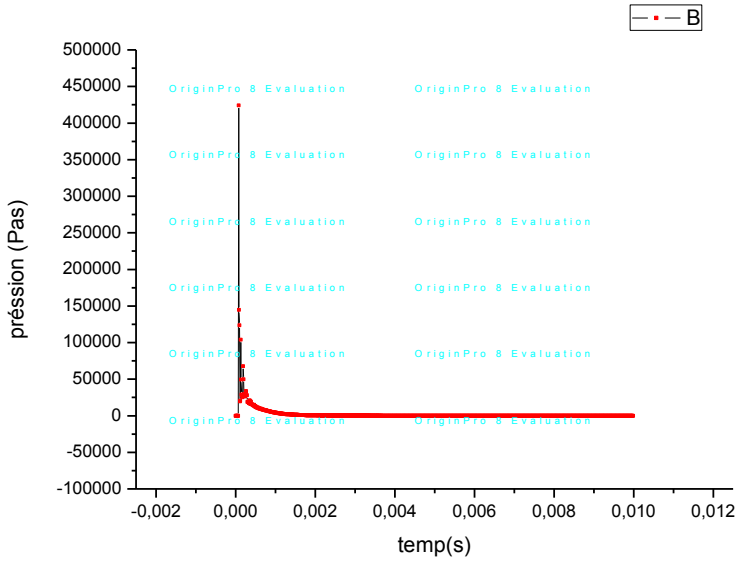


Figure IV-21: la variation de la pression au point d'impact Pour le cas d'une épaisseur de 0.3mm

La figure IV-21: représente la variation de la pression d'impact pour le point de contact, on remarque que la goutte s'écrase sur la surface de substrat en générant une forte pression (425kPas), nettement supérieure à la valeur nécessaire à l'accrochage mécanique.

IV.7. Comparaison des résultats :

IV.7.1. Comparaison des facteurs d'étalements pour chaque cas

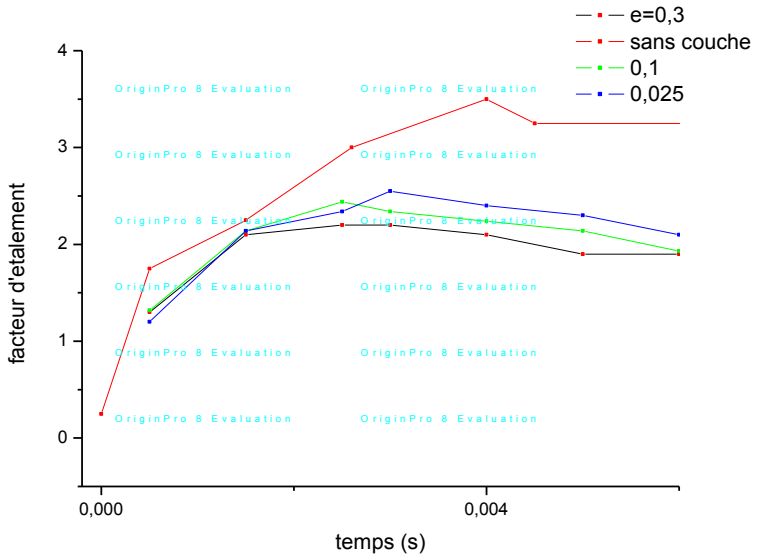


Figure IV-22:facteurs d'étalements

La figure IV-22 contient des courbes que chaque un d'entres eux représente l'évolution des facteurs d'étalement de nos quatre cas étudier (substrat sans oxydation et substrats oxydé avec variation d'épaisseurs e_1=0.1mm, e_2=0.025mm, e_3=0.3mm) ; on voit que pour :

Premier cas sans oxydation : le facteur d'étalement commence de 0.2 et atteint le 3.5 puis il rechute a 3.2 et puis il reste constant

Deuxième cas oxydation de e=0.1mm : le facteur d'étalement arrive jusqu'à 3.1 puis il décent a 3.0 et reste constant

Troisième cas Oxydation de e=0.025mm : le facteur d'étalement frôle les 2.5

Quatrième cas Oxydation de e=0.3mm : le facteur d'étalement commence de 1.2 et s'évolue pour arrivé jusqu'à 2.0 ensuit il rechute a 1.7 enfin il reste constant

Donc on remarque que l'épaisseur de l'oxydation influx d'une manière directe sur le facteur d'étalement tel que l'augmentation d'épaisseurs de la couche d'oxydation provoque la diminution de facteur d'étalement comme le montre la figure IV-19

IV.7.2. Comparaison des températures a l'interface pour chaque cas :

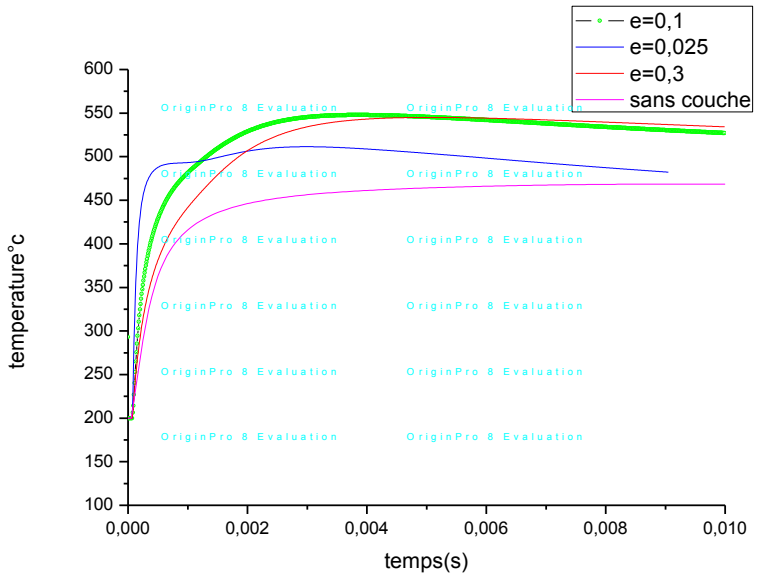


Figure IV-23:l'évolution des températures des quatre cas étudier

La figure IV-23 représente l'évolution des températures au point d'impact pour chaque cas étudié, pour voir la différence entre eux et l'influence de l'oxydation et l'épaisseur de l'oxydation sur l'évolution des températures

D'après les résultats des graphes on voie que le substrat sans oxydation a la courbe la moine élevé, et la température max est atteinte en présence des couche avec un épaisseur considérable (e=0.1 et e=0.3) et pour la couche e=0.025 reste au milieu.

Donc on comprend que la présence et l'augmentation d'épaisseur de la couche d'oxydation influx sur l'évolution de température.

L'oxydation provoque l'augmentation de température.

IV.7.3. Comparaison des pressions a l'interface pour chaque cas :

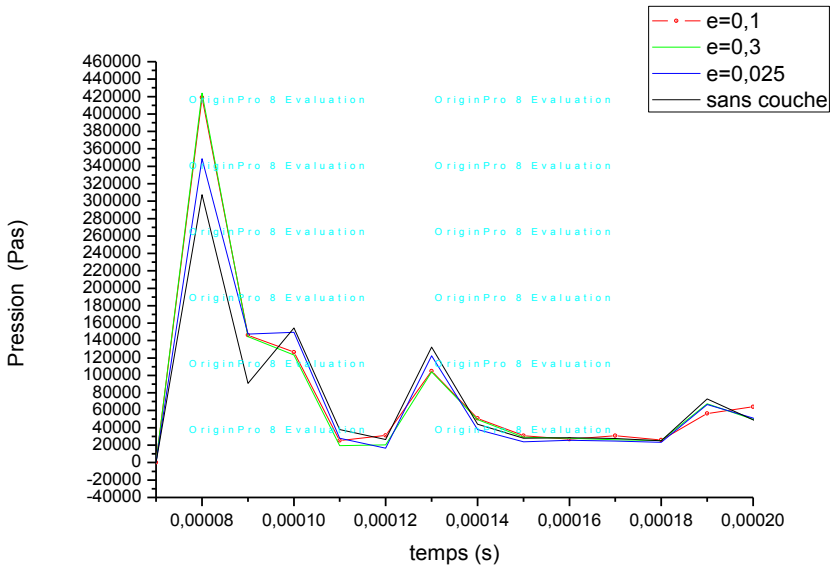


Figure IV-24:pression a l'interface des quatre cas

La figure IV-24. Représente les graphes de changement de pression de notre travaille de chaque cas (sans oxydation et avec oxydation e_1, e_2 et e_3)

Après l'analyse des graphes on voie clairement que le substrat sans oxydation subie le moin de pression que les autres substrats qui contient de l'oxydation (avec une valeur de 10.kpas)

Par contre les autres substrats oxydé on un taux de pression plus élevé qui atteins les 420000 (pas)

Donc un substrat non oxydé subie moins de pression que les substrats oxydés ce qui veut dire que l'oxydation augmente la pression.

IV.8. Conclusion :

Les résultats issus du modèle numérique présentés dans le chapitre prédisent montre l'effet des différents paramètres mis en jeu sur le processus d'étalement et de la solidification des lamelles d'aluminium déposées sur des substrats métalliques (acier). L'ensemble de ces résultats permet de montré que la présence d'une couche d'oxydation infecte directement la vitesse de solidification par l'augmentation de la résistance thermique d'une part dû à la faible conductivité de la couche et d'autre part par l'ajout d'une deuxième résistance frontale.

L'épaisseur de la lamelle, et l'état de surface du substrat en tenant compte de la couche d'oxyde qui se forme à la surface des substrats métalliques après polissage et préchauffage.

Il a été numériquement montré que la présence de couche d'oxydation joue un rôle déterminant sur le transfert de chaleur dans le système lamelle-substrat.

Apres l'analyse de résultat de simulation ou peut conclure :

- La couche d'oxydation formée sur le substrat et sont épaisseur joue un rôle très important sur l'étalement de lamelle.
- L'épaisseur a un point critique (e=0.1mm) ou il n'influx plus sur la pression a l'interface de substrat.
- Dans le cas du substrat en acier, la couche d'oxyde altère le transfert thermique lamelle-substrat et entraîne une solidification plus lente des lamelles.
- La formation des lamelles est plus parfaite sur les substrats sans couche d'oxyde.

Conclusion Générale :

Ce mémoire a pour but l'investigation du transfert thermique avec changement de phase entre une particule fondue déposé sur un substrat solide. En effet, la Microstructure d'un dépôt élaboré par projection plasma est en grande part contrôlée Par le processus de solidification des lamelles individuelles qui le constituent. Ce travail s'intéresse à l'expérience numérique de la formation de lamelle ou ce procédé possèdent une grande importance dans l'industrie; parmi les matériaux utilisés dans ce procédé on cite l'aluminium; un matériau fortement utilisé dans les barrières thermiques, l'isolation électrique…. ;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 dynamiques. Notre travail fait partie de l'ensemble de ces travaux.

On a abordé dans le premier chapitre un bref rappel des différentes techniques de projection thermique, nous avons décrit ce qu'est le procédé de la projection par plasma d'arc soufflé. Ceci nous a conduit à examiner les principaux phénomènes qui régissent la formation du jet de plasma, le processus de traitement de la poudre dans l'écoulement et la construction du dépôt par accumulation de lamelles obtenues par l'impact de gouttelettes de matière fondues, de leur écrasement et de leur solidification sur le substrat.

Dans Le deuxième et troisième chapitre, on a décrit les équations et les méthodes Numériques qui expliquent le phénomène physique de l'étalement avec solidification des particules sur substrat.

Dans le dernier chapitre, on a fait la simulation en 2D cartésien sur un cas de validation afin d'assurer le bon fonctionnement de la simulation, puis l'impacte d'une goutte sur un substrat oxydé ; passons par des variations d'épaisseur de couche , les résultats obtenues montrent que ce paramètre joue un rôle très important sur la formation de lamelle.

Cependant on constate que l'épaisseur de l'oxydation influx d'une manière directe sur le facteur d'étalement tel que l'augmentation d'épaisseurs de la couche d'oxydation provoque la diminution de facteur d'étalement tel que au premier cas (substrat sans oxydation) le facteur d'étalement atteint le 3.2 pour se stabiliser a 3.2 , on ajoutant la couche d'oxydation e_1,e_2,e_3, on obtient les résultats suivant : sommé de la courbe 3.1 ; 2.5 ; 1.2 et valeur finale 3.0 ; 2.0 ; 1.7 respectivement.

Et on constat aussi que la présence et l'augmentation d'épaisseur de la couche d'oxydation influx sur l'évolution de température ; mais on arrivons a un épaisseur critique (e=0.1) l'oxydation n'aura aucune influence sur l'évolution de température.

Enfin, un substrat non oxydé subie moins de pression que les substrats oxydés ce qui veut dire que l'oxydation augmente la pression avec la présence d'une épaisseur critique (e_1=0.1) l'épaisseur supérieur de « e_1 » n'influx pas sur la pression a l'interface.

REFERENCES

[1] **Ahmed K, McCallum D, Sheldon DF**, *Multiphase micro-drop interaction in inkjet printing of 3D structures for tactile maps,* Modern Physics Letters B. (2005), volume 19, issue 28-29, pp. 1699-1702.

[2**]** **Bolleddula D, Berchielli A, and Aliseda A**, Impact of a heterogeneous liquid droplet on a dry surface: Application to the pharmaceutical industry, Advances in Colloid and Interface Science, (2010), volume 159, pp. 144-159

[3] **A. MCWILLIAMS**, High-performance ceramic coatings: Markets and Technologies, Business Communications Company Inc.-BCC research, 2007

[4] **vargas-fabio** ,Élaboration de couches céramiques épaisses à structures micrométriques et nanométriques par projections thermiques pour des applications tribologiques

[5] **S. NOUROUZI**, "Contribution à l'étude du procédé arc-fil pour la réalisation de dépôts métalliques durs résistants à l'usure abrasive", thèse de l'Université de Limoges, 2004.

[6] **P. FAUCHAIS, A. VARDELLE**, Heat, mass and momentum transfer in coating formation by plasma spraying. Int. J. Therm. Sci., 39 (2000) pp.852-870.

[7] **A. PRONER**, "Revêtements par projection thermique", Techniques de l'ingenieur, M1645, 1999.

[8] **Mohamed Bouneder** : Modélisation des transferts de chaleur et de masse dans les poudres composites métal/céramique en projection thermique : Application à la projection par plasma d'arc soufflé argon hydrogène 2006

[9]**Fauchais P., Grimaud A**., Vardelle A., Vardelle M., "La projection plasma revue", Ann. Phys. Fr., Vol.14, pp. 261-310, (1989).

[10] **M. Fadhel BEN ETTOUIL** : Modélisation rapide du traitement de poudres en projection par plasma d'arc 2008.

[11] **S. A. Wutzke, E. Pfender,** E. R. G. Eckert, Study of electric arc behaviour with superimposed flow, IAAA Journal, 5 (4), p 707-713-, (1967)

[12] **Vincent DEBOUT** Contribution à l'Etude des Propriétés Optiques de Dépôts Plasma de Zircone Yttriée : Influences de leurs Caractéristiques Microstructurales et Physico-chimiques 2007 et MOREAU ET AL, 1987.

[13] **J.F. Coudert,, C. Delalondre**, , P. Roumilhac, , O. Simonin, , P. Fauchais, Modeling and experimental study of a transferred arc stabilized with argon and flowing in a controlled-atmosphere chamber filled withargon at atmospheric pressure, Plasma Chemistry and Plasma Processing, 13 (3), p 399-432, (1993)

[14] **C. Baudry, A. Vardelle, G**. Mariaux, M. Abbaoui, , A. Lefort, E. Meillot, Numerical modeling of a DC non-transferred plasma torch: Movement of the arc anode attachment and resulting anode erosion, High Temperature Material Processes, 9 (1), p 1-15, (2005)

[15] **K. Fataoui**, Développement de modèles thermomécaniques de construction de depots obtenus par projection thermique. Modèle mécano thermique de l'étalement de la gouttelette, Thèse co-tutelle Université de Limoges et Université Chouaib Doukkali d'El Jadida (Maroc) (2007)

[16] **Mohamed Bouneder** : Modélisation des transferts de chaleur et de masse dans les poudres composites métal/céramique en projection thermique : Application à la projection par plasma d'arc soufflé argon hydrogène 2006

REFERENCES

[17] **A. Vardelle, C. Moreau**, P. Fauchais, Deposit formation dynamics, MRS Bulletin, 2000, July, pp 32-37.

[18] ben-ettouil-fadhel, Modélisation rapide du traitement de poudres en projection par plasma d'arc

[19]**M. Fukumoto**, Y. Huang, M. Ohwatari, 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, 1998, pp 401-406.

[20] **S. Sampath, X.** Jiang, Splat formation and microstructure development during plasma spraying: Deposition temperature effects, Materials Science and Engineering A, 304-306, 2001, pp 144-150

[21] **O. Lagnoux**, Projection de poudres métalliques par plasma d'arc soufflé à l'air libre – Etudes de l'entraînement de l'air et de son influence sur l'oxydation des poudres en vol et des dépôts, Thèse de Doctorat, Université de Limoges, France, N° d'Ordre 47-1999, 1999

[22] **Stéphanie Delage Santacreu**, Méthode de raffinement de maillage adaptatif hybride pour le suivi de fronts dans les écoulements incompressibles, thèse de doctorat, université de Bordeaux I, N°d'ordre : 3191(2006).

[23] **Rabindra BHOLA**, Impact and freezing of molten Tin droplets on solid surface, Thesis submitted in conformity with the requirements for the degree of Master, Department of Mechanical and Industrial Engineering, University of Toronto, Canada, 1997.

[24] **B. Ramaswamy & M. Kawahra**. Lagrangian fintie element analysis applied to viscousfree surface fliud flou. Int. J.Numer. Methods fluids, vol.7, p.953-984, 1987.

[25] **F .Ben ettouil**" Modélisation raide du traitement de poudres en projection par plasma d'arc " thèse de doctorat a Université de Limoges(2008).

[26] **H. Makhlouf** " Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers " thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de paris(2008).

[27] **F. Ben Ettouil**, B. Pateyron, H Ageorges, M.El Ganaoui, P. Fauchais, O.Mazhorova Fast modeling of pahse change in a particle injected within a.d.c.plasma jet J. thermal Spray technology, 16,2007,744-750

[28] H. Makhlouf " Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers " thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de paris(2008).

[29] V.R.Voller. Fast implicit finite difference method for the analysis of phase change problems.IMA Journal of Numerical Analysis, 30:875-898(1990).

[30] M.Rappaz, M.Bellet, and M.Deville. Numerical Modeling in Materials science and Engineering. Springer series in Coputational Mathematics, Springer-verlag edition(2003)

REFERENCES

[31] M.Rappaz, M.Bellet, and M.Deville. Numerical Modeling in Materials science and Engineering. Springer series in Coputational Mathematics, Springer-verlag edition. (2003)

[32] D.Vincent «Contribution à l'Etude des Propriétés Optiques de Dépôts Plasma de Zircone Yttriée : Influences de leurs Caractéristiques Microstructurales et Physico-chimiques » Thèse de doctorat, Université de Limoges.(2007)

[33] Patru «Modélisation du Développement des Contraintes Résiduelles au Sein de Dépôts Plasma de Zircone et d'Acier» Thèse de doctorat, Université de Limoges.(2005)

[34] Manual of Ansys ver 11, Ansys.inc, USA

[35] Arvind Kumar, Sai Gu*: Modeling impingement of hollow metal droplets onto a flat surface,International Journal of Heat and Fluid Flow 37 (2012) 189–195

[36] 378 J. Madejski, Solidification of droplets on a cold surface, Int. J. Heat and Mass Transfer, 19, 1976, pp 1009- 1013.

[A] Docteur Zirari Mounir

[B] Thése de doctorat en physique deM^{m}. Kriba Ilhem Rafika Univercite de el hadje lakhdar de batna