RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITÉ Dr : YAHIA FARES DE MÉDÉA
FACULTÉ DES SCIENCES ET DE LA TECHNOLOGIE
DÉPARTEMENT DE GÉNIE DE LA MATIÈRE

Mémoire de fin d'étude

Pour l'obtention du diplôme de Master En Génie Mécanique

option Conception Mécanique

Théme

Etude de l'influence de l'oxydation des substrats sur la formation des lamelles dans un dépôt d'aluminium

Proposé et dirigé par : *Dr.Zirari Mounir*

Présenté par: *Mr.Bouabdellah Mohamed*

Promotion: 2011-2012

Remerciements

- ***Avant tout nous remercions Allah de nous avoir accorde des connaissances de la science et de nous avoir aides à réaliser ce travail.***

- ***Mes vifs remerciements aux membres du jury d'avoir acceptent de juger mon travail.***

- ***Mon vif remerciement a mon encadreur Dr Zirari Mounir***

- ***Je n'oublierai pas la sympathie et le soutien de toutes les personnes que j'ai pu côtoyer au cours de ces années.***

- ***Mes vifs remerciements aux enseignants qui travaillent dans le laboratoire de recherche.***

Dédicaces

- ***Je dédie ce travail***

- ***A mes très chers parents qui m'ont aide durant toutes mes études.***

- ***A mes chers frères et chère sœur et aussi à toute la famille Bouabdellah, Allaoua ainsi que tous mes proches.***

- ***A tous mes amis sans exception.***

Table des matières

Introduction générale & Objectif

Introduction générale 01

Objectif 02

Chapitre1 : Etude bibliographique

Introduction 03

1. Dépôts plasma 03

2. Généralités sur la projection plasma 04

2.1. La production du plasma 05

2.1.1. Fonctionnement d'une torche à plasma d'arc soufflé 05

2.1.2. Composition du jet de plasma 07

2.2. L'étape de projection 08

2.2.1. Injection des particules 08

2.2.2. Interactions plasma – particules 10

2.3. Construction des dépôts 11

2.3.1. Morphologie des particules écrasées 12

2.3.2. Solidification et empilement des lamelles 13

2.4. Interfaces et microstructure des dépôts 13

2.4.1. Oxydation des substrats métalliques 13

2.4.2. Microstructure des dépôts d'alumine 14

3. Oxydation du fer et des aciers sous oxygène et dioxyde de carbone 15

3.1. Les différents oxydes de fer 15

3.2. Oxydation du fer 17

3.2.1. Aspects thermodynamiques 17

3.2.2. Aspects cinétiques 20

4. Morphologie du revêtement 22

4.1. Analyse microstructurale de la région interfaciale par M.E.T 24

Conclusion 26

Chapitre2 : modèle mathématique et traitement numérique

Introduction 27

2.1. Modèle dynamique 27

2.1.2. Méthodes de calcul d'interface 29

2.1.2.1. Modèle à un fluide 32

2.1.2.2. Modélisation de la tension de surface 34

2.1.3. Technique de suivi d'interface 35

2.1.3.1. VOF-PLIC ou VOF-CIAM (reconstruction d'interface) 36

2.1.3.2. TVD (sans reconstruction d'interface) 38

2.2. Modèle thermique 39

2.2.1. Transfert de chaleur avec changement de phase 40

2.2.1.1. Méthode à grille mobile : Méthode de suivi de front 40

2.2.1.2. Méthode à grille fixe 41

2.2.1.2.1. Méthode d'enthalpie 41

2.2.1.2.2. Méthode de la chaleur spécifique équivalente 43

2.2.2. Modèle thermique utilisé 43

2.3. Résolution numérique 44

2.4. Résolution des équations par éléments finis 46

2.4.1. Introduction : Méthodes des éléments finis 46

2.4.2. Mise en œuvre de la méthode des éléments finis 47

2.4.2.1. Formulation variationnelle forte 47

2.4.2.2. Formulation variationelle faible 48

2.4.3. Forme généralisée des équations du système et discrétisation 49

2.4.3.1. Terme temporelle 51

2.4.3.2. Terme d'advection 53

2.4.3.2.1. Monotone Streamline Upwind Approach (MSU) 53

2.4.3.2.2. La méthode SUPG (Stream line Upwind/Petro-Galerkin) 55

2.4.3.2.3. Approche Colloquée De Galerkin (COLG) 56

2.4.3.3. Terme de Diffusion 56

2.4.3.4. Termes source 57

Conclusion 58

Chapitre3 : résultats et discussions

Introduction 59
3.1. Matériaux utilisés 60
3.1.1. L'alumine 60
3.2. Propriétés des particules à l'impact 62
3.3. L'impact d'une particule d'alumine totalement fondue sur les substrats oxydé et non-oxydé 64
3.4. Distribution de la pression le long du substrat 69
Conclusion 73
Conclusion générale 74
Références bibliographiques 75

Liste des figures

Figure 1.1 : Accrochage mécanique des particules sur les aspérités de surface 03
Figure 1.2 : Schéma de principe de la projection par plasma d'arc soufflé 05
Figure 1.3 : Développement d'un arc dans une tuyère 06
Figure 1.4 : Phénomène d'engouffrement de l'air dans un jet plasma 07
Figure 1.5 : Variation de la conductivité thermique des mélanges Ar-H2 en fonction de la température 08
Figure 1.6 : Diagramme de phase fer-oxygène à 10^5 Pa 16
Figure 1.7 : Stabilité oxydes de fer selon la pression d'oxygène et la température 17
Figure 1.8 : Stabilité des oxydes de fer en fonction du rapport $\frac{P_{co}}{P_{co2}}$ et de la température 20
Figure 1.9 : Micrographie optique du revêtement d'alumine 23
Figure 1.10 : Observation M.E.B. de la fracture du dépôt d'alumine 23
Figure 1.11 : Cliché M.E.B. de la surface du dépôt d'alumine 24
Figure 1.12 : Observation en section transverse par MET de la région interfaciale d'un Echantillon 24
Figure 1.13 : Observation au MEB du dépôt d'alumine 25
Figure 2.1 : Schéma de principe des échanges thermiques entre la goutte, en cours de gel, et le substrat selon 27
Figure 2.2 : Changement de topologie de l'interface dans (level set) 32
Figure 2.3 : Exemple de fraction volumique associée à une interface sur un maillage discret (tiré de Scardovelli and Zaleski 1999) 36
Figure 2.4 : Positionnement de l'interface en fonction de son orientation Et de la fraction volumique (tiré de Breil, 2001) 37
Figure 2.5 : Exemple de reconstruction d'interface sans raccordement des segments 37
Figure 2.6 : Advection des segments représentant l'interface 38
Figure 2.7 : Différentes méthodes de suivi d'interface : (a) méthode VOF-TVD, (b) méthode VOF-PLIC 39
Figure 2.8 : Evolution de l'enthalpie en fonction de la température 42
Figure 2.9 : l'approche de ligne de courant d'Upwind 53

Figure 3. 1 : Influence de vitesse et température des particules d'alumine projetées par Plasma avant impact sur la morphologie des lamelles 60

Figure 3. 1.2 : Impact séquentiel d'une particule d'alumine de 3.92mm de diamètre avec une vitesse initiale 3m/s et une température de 630℃ sur un substrat non-oxydé en acier H13 initialement a 200℃ 65

Figure 3.1.3a : distribution de la température lors de l'impact d'une particule d'aluminium initialement avec une vitesse de 3m/s et une température de 630℃ sur un substrat non-oxydé en acier H13 initialement a 200℃ 66

Figure 3.1.3b : distribution de la température lors de l'impact d'une particule d'aluminium initialement avec une vitesse de 3m/s et une température de 630℃ sur un substrat oxydé en acier H13 initialement a 200℃ 67

Figure 3.1.4: Facteur d'étalement d'une goutte d'alumine (3.92mm de diamètre). 68

Figure 3.1.5: profiles de température dans le temps pour cinq position dans le substrat. 69

Figure 3.1.6: variation de la pression le long du substrat. 70

Figure 3.1.7: Pression d'impact pour différentes états de fusion. 71

Figure 3.1.8: Facteur d'étalement pour différentes états de fusion. 72

Liste des tableaux

Tableau 2.1 Expression des coefficients d'échange et des termes sources pour les différentes variables 50

Tableau 3.1 Propriétés Thermo physique d'alliage d'Aluminium, Oxyde de fer et l'acier H13 64

Références bibliographiques

Introduction générale

[1] Fauchais P., 2004, J. Phys. D: Appl. Phys. 37, pp. R86- R108.

Chapitre1: Etudes bibliographiques

[1] MAITRE A., DENOIRJEAN A., FAUCHAIS P., LEFORT P. Plasma-jet coating of preoxidized XC38 steel: influence of the nature of the oxide layer. Physical Chemistry Chemical Physics, 4, 15, 2002, p. 3887-3893.

[2] BIANCHI L. Projection par plasma d'arc et plasma inductif de dépôt céramiques : mécanisme de formation de la première couche et relation avec les propriétés mécaniques des dépôts. Thèse de doctorat d'université. Université de Limoges, 1995, 197 p.

[3] MELLALI M. Influence de la rugosité et de la température du substrat sur l'adhérence et les contraintes résiduelles au sein de dépôts d'alumine projetés par plasma. Thèse de doctorat d'université. Université de Limoges, 1994, 292 p.

[4] PLANCHE M.P. Contribution à l'étude des fluctuations dans une torche à plasma. Application à la dynamique de l'arc et aux mesures de vitesses d'écoulement. Thèse de doctorat d'université. Limoges : Université de Limoges, 1995, 140 p.

[5] SAMPATH S., HERMAN H. Rapid solidification and microstructure development during plasma spray deposition, Journal of Thermal Spray Technology, 1996, 5, 4, p. 445-456.

[6] PLANCHE M.P., BOLOT R., LANDEMARRE O., CODDET C. Comparison between experimental and numerical results obtained on in-flight particles characteristics, Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, (ed.) C. Codet, (Pub.) ASM International OH-USA, 1998, p. 355-360.

[7] HRABOVSKY M., KONRAD M., KOPECKY V., HLINA J. Fluctuations of light intensity in thermal plasma jet generated by water stabilized d.c. arc torch, Proc. of the International Symposium of Plasma Chemistry, (ed.) J.V.

Heberlein, D.W. Erine, J.T. Roberts, (Pub.) University of Minneapolis, MN, USA, 1995, p. 1627-1632.

[8] PFENDER E., FINCKE J., SPORES R. Entrainment of cold gas into thermal plasma jets, Plasma Chemistry and Plasma Processing, 1991, 11, 4, p. 529-543.

[9] PATEYRON B., DELLUC G., ELCHINGER M.F., FAUCHAIS P. Study of the Behaviour of the heat conductivity and transport properties of a single reacting system: H2-air and H2-air-Ar. Dilution effect in spraying process at atmospheric pressure, J. of High Temperature Chem. Proc., 1992, 1, 3, p. 325-332.

[10] PECH J. Préoxydation générée par jet de plasma d'arc soufflé. Relation entre surface, oxydation et adhérence de dépôts. Thèse de doctorat d'université. Rouen. Université de Rouen, 1999, 174 p.

[11] SYED A.A. Co-projection d'alumine et d'acier par plasma d'arc. Thèse de doctorat d'université. Université de Limoges, 2004, 300p.

[12] VARDELLE M., VARDELLE A., FAUCHAIS P. Spray parameters and particle Behavior relationship during plasma spraying, J. Thermal Spray Technology, 2, 1, 1993, p. 79-92.

[13] VARDELLE M., VARDELLE A., FAUCHAIS P., Li K.I., DUSSOUBS B., THEMELIS N.J. Controlling particle injection in plasma spraying, J. Thermal Spray Technology, 10, 2, 2001, p. 267-284.

[14] FINKE J.R., SWANK W.D., HAGGARD D.C. The influence of injector geometry and carrier gas flow rate on spray pattern, in Thermal Spray: A United Forum for Scientific and Technological Advances, (ed.) C.C. Berndt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1997, p. 335-402.

[15] FINKE J.R., SWANK W.D., HAGGARD D.C. More on the influence of injector Geometry and carrier gas flow rate on spray pattern, in Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research, (ed.) C.C. Berndt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 2000, p. 9-14.

[16] JOSHI S.V., SRIVASTAVA M.P., Plasma spraying of WC-Co part II: experimental study of particle deposition and coating microstructure, Journal of Thermal Spray Technology, 2, 2, 1993, p. 133-136.

[17] SWANCK W.D., FINCKE J.R., HAGGARD D.C. Behavior of Ni-Al particles in argon: helium plasma jets, Journal of Thermal Spray Technology, 2, 3, 1993, p. 243-250.

[18] VARDELLE A., FAUCHAIS P., DUSSOUBS B., THEMELIS N.J. Heat generation and particle injection in a thermal plasma torch, Plasma Chemistry and Plasma Processing, 18, 4, 1998, p. 551-574.

[19] FAUCHAIS P., VARDELLE A. Heat, mass and momentum transfer in coating Formation by plasma spraying. International Journal of Thermal Science, 39, 2000, p 852-870.

[20] DUSSOUBS B., Modélisation tridimensionnelle des procédés de projection plasma : influence des conditions d'injection de la poudre et du paramètre de projection sur le traitement et la répartition des particules dans l'écoulement, Thèse de doctorat d'université. Université de Limoges, 1998, 300p.

[21] VARDELLE A., Etude numérique des transferts de chaleur, de quantité de mouvement et de masse entre un plasma d'arc à pression atmosphérique et des particules solides. Thèse de doctorat d'université. Université de Limoges, 1987, p.

[22] FAUCHAIS P., VARDELLE A., DUSSOUBS B., Quo Vadis thermal spraying? J. Thermal Spray Technology, 10, 1, 2001, p 44-66.

[23] MADJESKI J. Solidification of droplets on a cold surface. International Journal of Heat Mass Transfert, 19, 1976, p. 325-332.

[24] BENNET T., POULIKAKOS. Splat-quench solidification: estimating the maximum spreading of droplet impacting a solid surface. Journal of Materials Science, 28, 1993, p. 963-970.

[25] SAMPATH S., JIANG X.Y, MATEJICEK J., LEGER A.C., VARDELLE A. Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma- 146 - sprayed coatings Part I: Case study for partially stabilized zirconia, Material Science and Engineering A, 272, 1999, p. 181-188.

[26] JIANG X., MATEJICEK J., SAMPATH S. Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed

coatings Part II: Case study for molybdenum, Material Science and Engineering A, 272, 1999, p. 189-198.

[27] GAWNE D. T., GRIFFITHS B. J., DONG G. The influence of pretreatment on the adhesion of ceramic coatings on steel, Trans IMF, 6, 75, 1997, p. 205-207.

[28] MOREAU C., GOUGEON P., LAMONTAGNE M. Influence of Substrate preparation on the flattening and cooling of plasma-sprayed particles, Journal of Thermal Spray Technology, 4, 1995, p. 25-33.

[29] COLLINGS E. W., MARKWORTH A. J., McCoy J. K., SAUNDERS J. H. Splat quench solidification of freely falling liquid-metal drops by impact on a planar substrate, Journal of Material Science, 25, 1990, p. 3677-3682.

[30] FUKUMOTO M., NISHIOKA E., MATSUBARA T. Effect of interface wetting on Flattening of freely fallen metal droplet onto flat substrate surface, in Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research, (ed.) C.C. Brendt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 2000, p. 759-765.

[31] FUKUMOTO M., KATOH S., OKANE I. Splat behavior of plasma sprayed particles on flat substrate surface, in Thermal Spraying Current Status and Future Trends, (ed.) A. Ohmori, (pub.) High Temp. Soc. of Japan, 1, 1995, p. 353-359.

[32] FUKUMOTO M., HAMADA K., SHIIBA M. Dependence of thermal sprayed Particle/substrate interface microstructure on substrate temperature, in Thermal Spray: Advancing the Science & Applying the Technology, (ed.) C. Moreau, B. Marple, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 2003, p. 1047-1052.

[33] BIANCHI L., LEGER A. C., VARDELLE M., VARDELLE A., FAUCHAIS P. Splat formation and cooling of plasma sprayed zirconia, Thin Solid Films, 1997, 305, p. 35-47.

[34] BIANCHI L., DENOIRJEAN A., BLEIN F., FAUCHAIS P. Microstructural Investigation of plasma-sprayed ceramic splats, Thin Solid Films, 1997, 299, p. 125-135.

[35] FUKUMOTO M., NISHIOKA E., NISHIYAMA T. New criterion for splashing in Flattening of thermal sprayed particles onto flat substrate surface. Surface and Coatings Technology, 2002, 161, p. 103–110.

[36] McPHERSON R. The relationship between the mechanism of formation, microstructure and properties of plasma sprayed coatings. Thin Solid Films, 83, 1981, p. 297-310.

[37] KURODA S., DENDO T., KITAHARA, S. Quenching stress in plasma Sprayed Coating and its Correlation with the Deposit Microstructure. Journal of Thermal Spray Technology, 4, 1, 1995, p.75-84.

[38] GUILEMANY J. M., NUTTING J., DOUGAN M.J. A Transmission Electron Microscopy Study of the Microstructures Present in Alumina Coatings Produced by Plasma Spraying. Journal of Thermal Spray Technology, 6, 4, 1997, p.425-429.

[39] CHEN H. C., PFENDER E., DZUR B., NUTSCH G. Microstructural Characterization of Radio Frequency and Direct Current Plasma-Sprayed Al2O3 Coatings. Journal of Thermal Spray Technology, 9, 2, 2000, p.264-273.

[40] GUILEMANY J. M., NUTTING J., PORTILLO J., URBAN M. The structure of an interlayer used to improve the adhesion of plasma sprayed Al2O3 coatings on to a steel substrate. High Température Surface Engineering, 1996, p. 275-281.

[41] HAURE T. Couches multifonctionnelles par procédé multi technique. Thèse de doctorat d'université. Université de Limoges, 2003, 205 p.

[42] HADDADI A., GRIMAUD A., DENOIRJEAN A., NARDOU F., FAUCHAIS P. Crystalline growth within alumina and zirconia coatings with coating temperature control during spraying, in Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems, (ed.) C.C. Berndt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1996, p. 615-622.

[43] HADDADI A., NARDOU F., FAUCHAIS P., GRIMAUD A., LEGER A. C. Influence of substrate and coating temperature on columnar growth within plasma sprayed zirconia and alumina, in Thermal Spray : A United Forum for Scientific and Technological Advances, (ed.) C.C. Berndt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1997, p. 671-680.

[44] MELLALI M., FAUCHAIS P., GRIMAUD A. Influence of substrat roughness and temperature on the adhesion/cohesion of alumina coatings. Surface and Coatings Technology, 81, 1996, p.275-286.

[45] PECH J., HANNOYER B. Influence of oxide layer promoted by d.c. plasma preheating on the adhesion coating and role of the initial surface pretreatment. Surface and Interface Analysis, 30, 1, 2000, p. 585-588.

[46] CHANG Y. N., WEI F. I. High-temperature oxidation of low-alloy steels. Journal of Materials Science, 24, 1, 1989, p. 14-22.

[47] BENARD J. Oxydation des métaux. ed. Gauthier-Villars. Paris : 1964, Tome II, p 513.

[48] MAITRE A, LEFORT P. Représentation thermodynamique des systèmes solides réactifs : Application à la réduction carburante de divers oxydes. L'actualité chimique, 1999, p. 35-41.

[49] CHASE M. W., DAVIES C. A., DONNEY J.R., FRURIP D. J., Mc DONALD R. A., SYVERUD A. N. JANAF Thermo mechanical tables, 3rd edition, ed. American Ceramics Society and Institute of physic for the N.B.S., New York, 1986.

[50] SMELTZER W. W. Kinetics of wüstite scale formation on iron. Acta Metallurgica, 8, 1960, p; 377-383.

[51] PETTIT F., YINGER R., WAGNER J. B. Jr. Mechanism of oxidation of iron in CO-CO2 mixtures. Acta Metallurgica, 8, 1960, p. 617-623.

[52] GIESEN A., HERZLER J., ROTH P. High temperature oxidation of iron atoms by CO2. Physical Chemistry Chemical Physics, 4, 15, 2002, p. 3665-3668.

[53] YAN C., OETERS F. Kinetics of iron oxidation with CO2 between 1300 and 1450°C. Steel Research, 65, 9, 1994, p. 355-361.

[54] BREDESEN R. KOFSTAD P. On the oxidation of iron in carbon dioxide + carbon monoxide gas mixtures: I. Scale morphology and reaction kinetics. Oxidation of Metals, 34, 5-6, 1990, p. 361-379.

[55] BREDESEN R. KOFSTAD P. On the oxidation of iron in carbon dioxide + carbon monoxide gas mixtures: III. Coupled linear parabolic kinetics. Oxidation of Metals, 36, 1-2, 1991, p. 27-56.

[56] BREDESEN R. KOFSTAD P. On the oxidation of iron in carbon dioxide + carbon monoxide gas mixtures: III. Coupled linear parabolic kinetics. Oxidation of Metals, 36, 1-2, 1991, p. 27-56.

[57] Stéphane VALETTE Influence de la préoxydation d'un acier sur l'adhérence de son revêtement en alumine déposé par voie plasma thermique, thèse de doctorat, L'UNIVERSITE DE LIMOGES(2004).

Chapitre2: Modèle mathématique et traitement numérique

[1] Zirari Mounir (Modélisation de la construction d'un dépôt par projection thermique : de la formation d'une lamelle a l'empilement des couches) thèse de doctorat, université de Saad dahleb, blida;Algerie.

[2] Salwa Bennaoua(2008) Thèse de l'université de Tunis.

[3] Khalid FATAOUI, Bernard PATEYRON, Nicolas CALVÉ, Mohammed EL GANAOUI MODÈLE D'ÉTALEMENT D'UNE GOUTTE EN PROJECTION PLASMA : APPLICATION AU REVETEMENT DE MATERIAUX THERMIQUEMENT DEGRADABLES, SPCTS UMR6638 CNRS Université de Limoges

[4] D. GUEYFFIER k S. ZALESKI. " Formation de digitations lors de l'impact d'une goutte sur un film liquide". C. R. Acad. Sci. Série II b, vol. 326, p. 839-844, 1998.

[5] J. GLIMM, O. ME BRYAN, R. MENIKOFF, AND D.H. SHARP. Front tracking applied to Rayleigh-Taylor instability. SIAM J. Sci. Stat. Comput., 7:230-251, 1986.

[6] F. H. HARLOW AND J. E. WELSH. «Numerical calculation of time-dependent viscous incompressible flow with free surface". Phys. Fluids, 8:2182-2189, 1965.

[7] F. H. HARLOW AND J. P. SHANNON. «The splash of a liquid drop". J. Appl. Phys., 38 (10):3855-3866, 1967.

[8] S. ZALESKI, J. LI, and S. SUCCI. Two-dimensional Navier-Stokes simulation of deformation and breakup of liquid patches. Phys. Rev. Lett., 75:244-247, 1995. 184.

[9] D. GUEYFFIER, A. NADIM, J. Li, R. SCARDOVELLI, and S. ZALESKI. "Volume of fluid interface tracking with smoothed surface stress methods for three-dimensional flows." J. Comput. Phys., 152 (2):421-456, July 1999.

[10] C. W. HIRT AND B. D. NICHOLLS. «Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries". J. Comput. Phys., 39:201-225, 1981.

[11] S. OSHER AND J. A. SETHIAN. «Fronts propagating with curvature-dependent speed: Algorithms based on Hamilton-Jacobi formulations". J. Comput. Phys., 79 :12-49, 1988.

[12] DENIS GUEYFRER " Etude de l'impact de gouttes sur un film liquide mince. Développement de la corolle et formation de projections", thèse à paris, 2000.

[13] Hugues MASSE, (2000) "COUPLAGES THERMOMECANIQUES LORS DE LA SOLIDIFICATION DE MATERIAUX POLYMERES" thèse de doctorat à L'UNIVERSITE BORDEAUX I.

[14] D.L. Youngs, Time-dependent multimaterials flow with large fluid distortion, in: K.W Morton, M.J. Baines (Eds.), Numer. Methods Fluid Dynamics, Academic Press, New York, 1982.

[15] D.L. Young's, K.W. Morton, and M.J. Baines. (1982) Time-dependant multimaterial flow with large fluid distorsion. In Numerical Method for Fluid Dynamics, Academic Press, New York.

[16] Fadhel BEN ETTOUIL(2008)" Modélisation rapide du traitement de poudres en projection par plasma d'arc" thèse de doctorat à Université de Limoges.

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

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

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

[20] M.Lacroix. (1989) Computation of heat transfer during melting of a pure substance from an isothermal wall. Numerical Heat transfer, 15:191-210.

[21] V.R.Voller, C.R.Swaminathan, and B.G.Thomas. (1990)Fixed grid techniques for phase change problems: Areview.Numerical Heat transfer Part B, 17:155-169.

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

[23] M.Rappaz, M.Bellet, and M.Deville. (2003) Numerical Modeling in Materials Science and Engineering. Springer series in Computational Mathematics, Springer-verlag edition,

[24] Z. Zhao, D. Poulikakos and J. Fukai, (1996) 'Heat transfer and fluid dynamics during the collision of a liquid droplet on a substrate,' /Int. J. Heat Mass Transfer. / Part I- odelling. 39. 13: 2771-2789.

[25] Ghafouri-Azar R., Shakeri S., Chandra S., and Mostaghimi J., (2002) "*Numerical Simulation of Offset Deposition for Sequential Tin Droplets*", Proc. of Int. Thermal Spray Conference Essen, E. Lugscheider (ed.), DVS Düsseldorf, Germany, pp. 972-978.

[26] Lahcen AIT MOUDID (2007)"Couplage Fluide-Structure pour la simulation numérique des écoulements fluides dans une conduite `a parois rigides ou élastiques, en présence d'obstacles ou non". Thèse de doctorat à L'Université d'Artois.

[27] O. Pironneau: "Méthodes des éléments finis pour les fluides", Masson (1988).

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

Chapitre3: Resultants et discussions

[1] M. Pasandideh-Fard, S. D. Aziz, S. Chandra, J. Mostaghimi, Numerical simulation of thermal spray coating formation, in Proceedings of the 1st International Thermal Spray Conference, p 125-134, Montréal, Quebec, May 8-11, (Ed.) C.C. Berndt, (Pub.) ASM International Materials Park OH, USA, (2000)

[2] V. V. Kudinov, P. Y. Pekshev, V. A. Safiullin, Forming of the structure of plasma sprayed materials, in High Temp. Dust. Laden Jets, (Ed.) Solonenko et Fedorchenko, (Pub.) Brill Academic Publishers, p 381-418, (1989)

[3] Minxia Xue , Yoav Heichal , Sanjeev Chandra , Javad Mostaghimi.(2006)" Modeling the impact of a molten metal droplet on a solid surface using variable interfacial thermal contact resistance" J Mater Sci (2007) 42:9–18, DOI 10.1007/s10853-006-1129-x, Springer Science+Business Media, LLC 2006

[4] Yamina MEBDOUA(2008)" Etude Numérique des Phénomènes Thermiques Contrôlant la Solidification d'une Lamelle en Projection Thermique : Application à la Formation du Dépôt" Thèse de doctorat à l'Université de Limoges.

[5] Zirari Mounir (2010) Modélisation de la construction d'un dépôt par projection thermique : De la formation d'une lamelle à l'empilement des couches Thèse de doctorat à l'Université de SAAD DAHLEB BLIDA.

Références Bibliographiques

Liste des Symboles

Lettres latines :

Cp capacité calorifique, J.kg-1.K-1

c_p chaleur spécifique, J.kg-1.K-1

$c^e{}_p{}^a$ chaleur spécifique équivalente, J.kg-1.K-1

c_{Pl} chaleur spécifique du liquidus, J.kg-1.K-1

c_{Ps} chaleur spécifique du solidus, J.kg-1.K-1

H(T) Enthalpie par unité de masse, J. kg-1

Lf chaleur latente, J.kg-1

C fonction couleur

Φ_i fonction de présence des fluides

Tf température de fusion, K

Ts température de transition vitreuse, K

T Température, K

Sc terme source, J.kg-1

t temps, s

*f*s fraction solide

fi fraction liquide

g accélération de la pesanteur, (9.81) *m.s-2*

K conductivité thermique, *W.m-1.K-1*

V vitesse, *m.s-1*

P pression,N.m

F_{TS} Force de La tension superficielle, N

f Front de changement de phase

Lettres grecques :

Φ_i fonction de présence des fluides

σ tension superficielle, *N.m-1*

μ viscosité dynamique, *Pa.s*

$\emptyset$ Variable généralisée

$C_\emptyset$ Coefficient d'advection transitoire

Γ_ϕ Coefficient de diffusion

S_ϕ Termes source

ρ masse volumique, *kg.m-3*

s solide l liquid n la normale à l'interface	

Résume

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 (thermique, électrique, mécanique) sont liées a la morphologie des lamelles individuelles et a la qualité du contact 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 étude nous proposant d'étudier numériquement l'influence de l'oxydation des substrats sur la formation des lamelles.

Mots clés :

Dépôts, lamelles, substrat, oxydation, volume of fluide (VOF), changement de phase, chaleur spécifique équivalente, élément finie, simulation, numérique, ANSYS.

Abstract

The success and lifetime of plasma deposition depend, in large part, on the quality of the adhesion between the deposit and the substrate or between the slpats which form the deposit and which are formed by the impact of the powder particles which crashing on the substrate. These properties of adhesion and cohesion as well as the thermo-physical properties (thermal, electrical, mechanical) are related to the morphology of individual slpats and the quality of contact between the blades and the substrate.

Experience shows that there is always the possibility of forming a thin film by oxidation of the substrate surface. For this project we study end offering study numerically the influence of substrate oxidation on the formation of slpats.

Key words:

Deposits, splash, substrate oxidation, volume of fluid (VOF), phase change, specific heat equivalently, finite element, Toy, Digital, ANSYS.

ملخص

نجاح و مدة الحياة ترسب البلازما تعتمد إلى حد كبير، على نوعية من التصاق بين الودائع والركيزة أو بين الشرائح التي تشكل الودائع والتي تتشكل من تأثير الجزيئات مسحوق التي تحطمها على الركيزة وترتبط هذه الخصائص من الالتصاق والتماسك فضلا عن الخصائص الفيزيائية الحرارية (الحرارية والكهربائية والميكانيكية) إلى مورفولوجية صفحات التشكل من رش الفرد نوعية الاتصال بين لوحي وبالركيزة.

التجربة تبين أن هناك دائما إمكانية تشكيل طبقة رقيقة عن طريق الأكسدة من سطح الركيزة لهذه الدراسة النهائية للمشروع نقترح عدديا للتحقيق تأثير الأكسدة الركيزة حول تشكيل صفحات.

كلمات مفاتيح

الودائع صفحات، الركيزة، الأكسدة، حجم السائل، تغير المرحلة، الحرارة النوعية ما يعادلها، العناصر المحدودة، المحاكاة، الرقمية، ANSYS.

Introduction Générale & Objectif

Introduction générale :

La projection plasma est une technique de traitement de surface appartenant au groupe de la projection thermique. Ces procédés sont caractérisés par le fait qu'ils produisent des revêtements de surface par dépôt de fines particules, métalliques ou non dans un état fondu ou à une température proche de leur point de fusion [1]. Les secteurs d'application de ces techniques sont très vastes : l'aéronautique, l'industrie automobile, l'électroménager. Les besoins croissants de revêtement de plus en plus compétitifs et sophistiqués ont cependant rendu nécessaire un effort constant de recherche et développement dans le domaine de la compréhension des phénomènes mis en jeu lors de la génération des dépôts. Ces démarches sont essentiellement basées d'une part, sur l'étude des jets de plasma et des particules en vol dans le jet, et d'autre part sur l'étude des propriétés microscopiques et macroscopiques des revêtements.

Le premier chapitre de ce mémoire est consacré au bibliographique des différents volets de l'étude : quelques généralités sur une présentation du procédé de dépôt d'alumine par projection plasma sous air, l'oxydation du fer, l'étude morphologique du revêtement et du procédé de dépôt et la caractérisation des interfaces.

Le deuxième chapitre, on a décrit des modèles et méthodes employées pour prendre en compte le caractère le caractère diphasique de l'évolution de goutte dans l'air, tout en résolvant l'écoulement de chaque fluide et la thermique couplée a la solidification de la goutte.

Dans le dernier chapitre, de ce mémoire se focalise sur l'impact d'une particule d'aluminium totalement fondue et distribution de la pression pour proposer enfin un nouveau protocole de revêtement sur acier.

Objectif :

Dans cette étude on s'intéresse à la modélisation et la simulation numérique de l'impact dynamique couple avec la solidification (thermique) des gouttelettes d'un alliage d'aluminium de 3,92 mm de diamètre impacte avec une vitesse initiale de 3m/s sur un substrat oxyde possèdent les dimensions suivante, une longueur de 50mm et une épaisseur de 6mm.

Le but principal de ce travail est l'étude de la formation d'une lamelle après l'impact de la goutte sur le substrat avec l'analyse de l'effet de l'impact des particules de poudre qui s'écrasent sur le substrat, ainsi que l'étude de l'influence de l'oxydation des substrats sur la formation des lamelles.

Chapitre 1 : Etudes Bibliographiques

Introduction :

La projection plasma, fait appel à les raisons de leur utilisation sont diverses : diminution de la corrosion sèche ou humide, meilleure résistance à la friction, au frottement, à la fatigue et au vieillissement …, mais les performances des systèmes revêtus dépendent dans tous les cas de l'adhésion du revêtement sur le substrat.

1. Dépôts plasma :

Dans le cas de la projection plasma, les travaux [2,3] montrent qu'en fait l'adhésion sur un substrat plan non rugueux est soit de type liaison de Van der Waals, ce qui implique un état de propreté de la surface impeccable, mais qui cependant, dans tous les cas, correspond à une liaison faible, soit de type diffusionnel si le substrat et le dépôt, alors en général métallique, peuvent être maintenus à une température élevée pendant le tir, ce qui implique de projeter en atmosphère contrôlée, sinon sous vide partiel [3]. Il y a alors toujours formation d'une couche d'oxyde plus ou moins épaisse sur le métal.

Lorsque les surfaces sont rugueuses, l'accrochage est essentiellement de type Mécanique quand la rugosité doit être adaptée à la taille des particules projetées [3]. En effet, lorsque la lamelle écrasée entoure le pic, elle le serre lorsqu'elle se contracte pendant son refroidissement (Figure 1.1), ceci d'autant plus si le substrat est maintenu à température ordinaire, ce qui ne permet pas ni la diffusion ni la formation d'un composé intermédiaire [3].

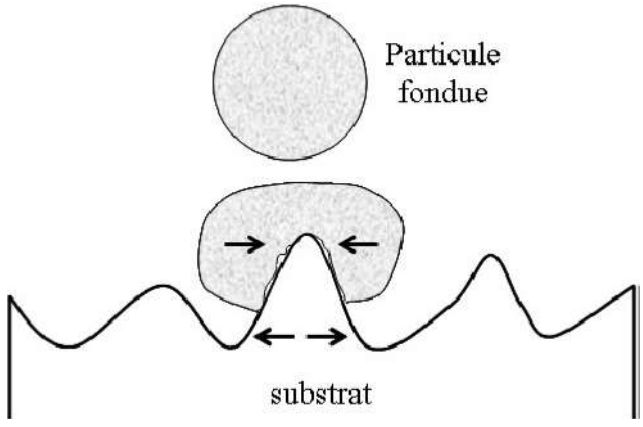


Figure 1.1: Accrochage mécanique des particules sur les aspérités de surface [3]

2. Généralités sur la projection plasma :

La projection thermique par plasma d'arc soufflé est un procédé de traitement de Surface permettant de réaliser des dépôts par apports de matière sur des substrats très divers : métallique, céramique, plastique, et même sur des matériaux tels que les verres, le papier ou le bois.

Les matériaux à déposer sont injectés sous forme de poudre (diamètre moyen de 30 à 90 µm) dans le jet de plasma dans le but d'obtenir des dépôts denses et adhérents. Les particules sont ensuite accélérées et fondues dans le jet, puis elles viennent s'écraser sur le substrat. Le dépôt est construit par empilement successif des lamelles : c'est une consolidation d'un grand nombre de lamelles individuelles solidifiées [4]. Sa qualité finale est conditionnée par le passage des grains de poudre de l'état solide à l'état fondu dans le jet plasma. En effet, il est primordial que la majorité des particules soient au moins dans un état plastique lors de leur Impact sur le substrat, mais il ne faut pas qu'elles soient à des températures trop élevées car au moment de leur impact, les gouttes risquent d'éclater [5].

La (Figure 1.2) représente le principe du procédé de projection par plasma d'arc soufflé. Le procédé peut se décomposer en quatre phases importantes :

- génération de la source thermique, c'est-à-dire du jet de plasma, grâce à une torche à plasma,
- injection des poudres dans l'écoulement plasmagène à l'aide d'un injecteur interne et/ou externe,
- transfert thermique et de quantité de mouvement avec éventuellement réaction des particules dans le jet plasma (interaction plasma-particules),
- impact des gouttes sur un substrat préalablement préparé, formation des lamelles (lamelles) et empilement de ces dernières c'est-à-dire génération du dépôt.

Chaque phase du procédé plasma est critique du point de vue de la construction du

Dépôt. Cela nécessite par conséquent une très bonne compréhension des mécanismes et des phénomènes intervenant durant la projection.

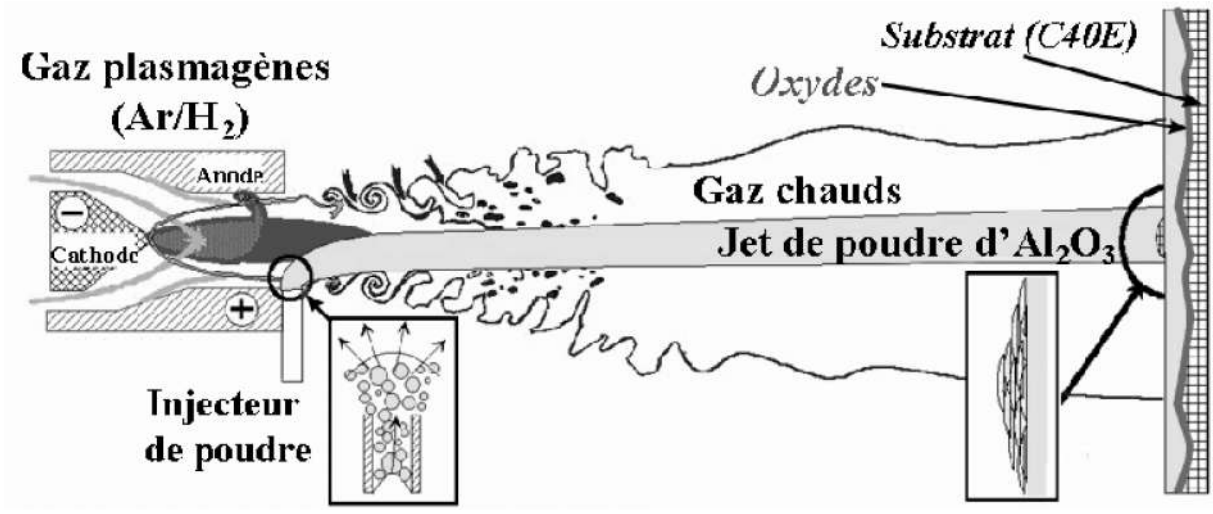


Figure 1.2: Schéma de principe de la projection par plasma d'arc soufflé d'après [1]

2.1. La production du plasma :

2.1.1. Fonctionnement d'une torche à plasma d'arc soufflé

Le jet plasma est obtenu par dissociation moléculaire et/ou ionisation d'un mélange de gaz dit plasmagène (généralement Ar-H2) à l'aide d'un arc électrique (Figure 1.3). Celui-ci éclate entre la pointe d'une cathode conique en tungstène théorie, et la paroi d'une anode en cuivre concentrique à la cathode. Le développement de l'arc est représenté à la (Figure 1.3) ci-dessous.

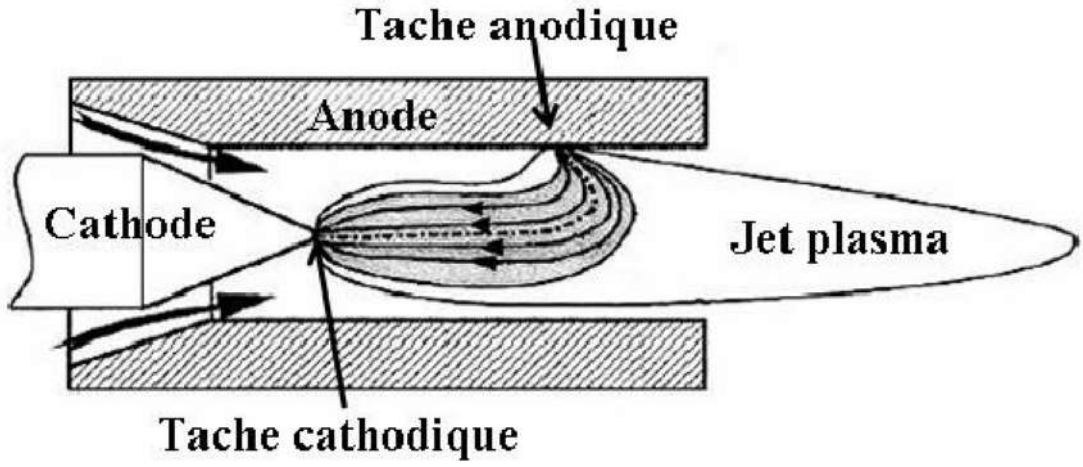


Figure 1.3: Développement d'un arc dans une tuyère d'après [4]

L'arc peut se décomposer en différentes zones qui sont :

- la région proche de la cathode (zone ou tache cathodique) qui est le lieu d'émission des électrons nécessaires au fonctionnement de l'arc électrique ;
- la région proche de l'anode (zone ou tache anodique), qui assure la connexion entre le plasma et la tuyère à travers les couches limites thermique et électrique, et qui joue un rôle important pour assurer la continuité de passage du courant ;
- la colonne d'arc qui est composée de deux parties : d'une part une zone de développement, caractérisée par un écoulement laminaire et par une expansion de l'arc, conditionnée par la géométrie en pointe de cathode et le mode d'injection des gaz, et d'autre part une zone de développement de la turbulence jusqu'au lieu d'accrochage de la tache anodique sur la tuyère.

Les différentes études sur les fluctuations de tension [6, 7] montrent que le traitement thermique des particules, leur vitesse et leur température de surface peuvent être affectés par les fluctuations du pied d'arc. De plus, l'écoulement « piston » ainsi généré participe à l'entraînement de l'atmosphère ambiante.

Le phénomène d'entraînement de l'air ou du gaz environnant dans le plasma est du type engouffrement, c'est-à-dire très différent de la turbulence classique : dès la sortie de tuyère, des anneaux de vortex liés aux différences de vitesse entre le jet et

le gaz froid environnant se forment en périphérie du jet de plasma. Chaque anneau est alors entraîné par le jet et les anneaux successifs coalescent en aval du jet entraînant la formation d'une turbulence de très grande amplitude et dont une des composantes de vitesse turbulente est d'un ordre de grandeur plus élevé que les autres. Ceci cause l'engouffrement de l'air dans le plasma (Figure 1.4).

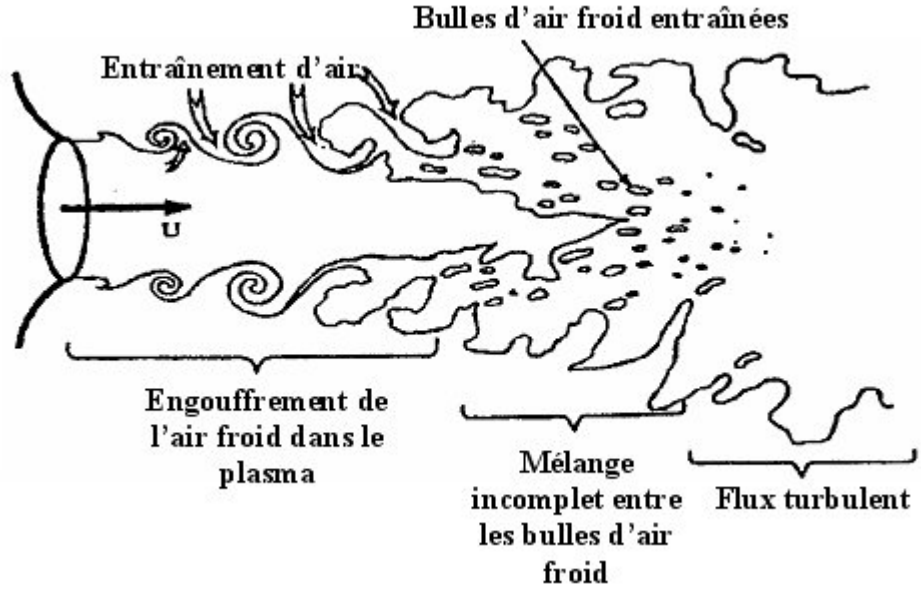


Figure 1.4: Phénomène d'engouffrement de l'air dans un jet plasma d'après [4]

Le pompage de l'air joue un rôle majeur dans le refroidissement du jet et dans les Phénomènes d'oxydation des particules en vol et durant le préchauffage des substrats métalliques [8,9].

2.1.2. Composition du jet de plasma

Le plasma thermique est par définition un milieu gazeux, partiellement ionisé et conducteur de l'électricité. Il résulte de l'ionisation partielle du gaz par l'arc électrique et est constitué d'un mélange de molécules, d'atomes, d'ions, de radicaux libres et d'électrons. A des pressions de l'ordre de celle de l'atmosphère, il présente des températures situées entre 4000K et 15000K [10]. Après la dissociation (de 3000 à 5000 K pour H2 et O2, et de 6000 à8000 K pour N2) ou l'ionisation (de 8000 à 16000 K pour Ar, H, N et O, et de 12000 à 26000 K pour He), l'enthalpie et la vitesse du plasma augmentent considérablement [10, 11]. Ainsi, la chaleur spécifique (Cp) et la

conductivité thermique (k) du gaz plasmagène qui sont fonction de T approchent leurs valeurs maximales pour une pression constante [10, 11].

Le dihydrogène H2 a les valeurs les plus élevées de (k) aux températures 3000 et 12000 K comme le montre la représentation de la (Figure 1.5). Ce gaz est donc souvent utilisé pour améliorer le transfert de chaleur plasma-particules. La vitesse du jet plasma est principalement contrôlée par la masse molaire des gaz. L'argon, possédant une masse molaire importante, il est le gaz plasmagène le plus utilisé [11].

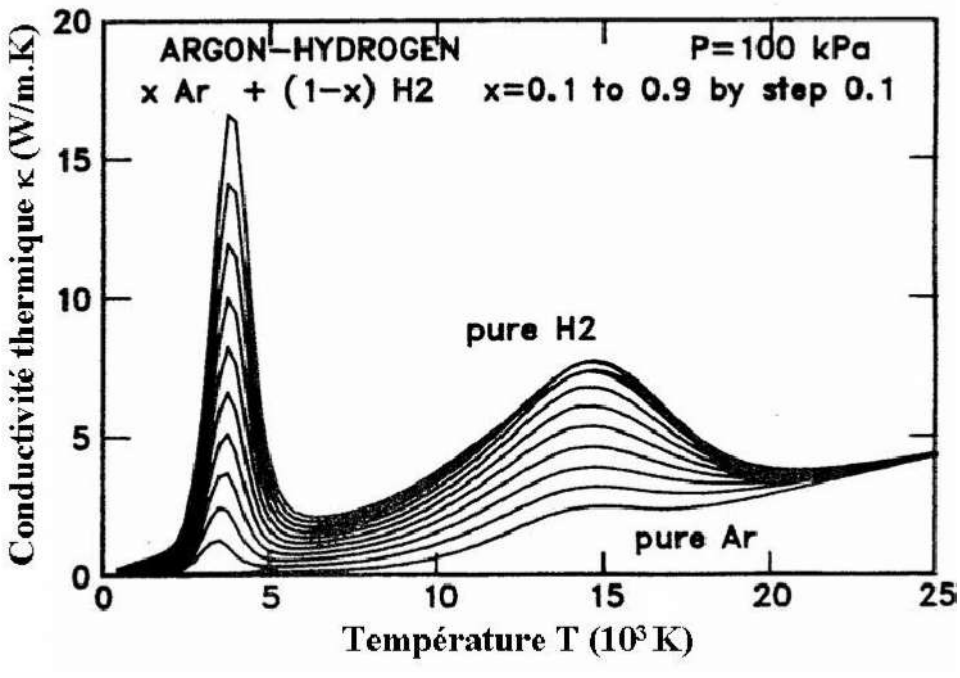


Figure 1.5: Variation de la conductivité thermique des mélanges Ar-H_2 en fonction de la température d'après [11]

2.2. L'étape de projection :

2 .2.1.Injection des particules

L'injection des particules est un paramètre clé dans la maîtrise des dépôts plasma. En effet, une bonne qualité de dépôts est obtenue si les particules qui s'écrasent sur le substrat ont été convenablement accélérées et sont dans un état fondu ou proche. Les poudres sont introduites à l'aide d'un tube de diamètre interne de 1,5 à 2 mm en

général perpendiculairement à l'axe du jet de plasma, soit en interne (c'est-à-dire à l'intérieur de la tuyère en aval du pied d'arc) soit en externe (c'est-à-dire en sortie de tuyère). Lorsque l'injection se fait à 60° d'inclinaison, Vardelle et al. [12, 13] Ont observé un problème de collage des particules fondues sur la tuyère et l'extrémité de l'injecteur.

La poudre est amenée vers la sortie de l'injecteur grâce à un gaz porteur dont le Débit varie en moyenne de 2 à 8 NL/min. Le gaz employé est de l'argon. Le débit de gaz porteur contrôle la quantité de mouvement des particules en sortie de l'injecteur et conditionne leur pénétration dans le jet.

A l'intérieur de l'injecteur, les particules entrent en collision entre elles et avec les parois du tube [12–15]. Ces collisions ont deux conséquences : elles uniformisent la vitesse d'injection des particules, qui devient quasiment indépendante de leur diamètre, mais aussi elles entraînent une divergence de trajectoire des grains de poudre en sortie d'injecteur, divergence qui sera d'autant plus importante que les particules seront plus petites. De ce fait, les trajectoires très différentes les unes par rapport aux autres vont entraîner une accélération et un chauffage des particules très différents.

De plus, la quantité de mouvement des particules variant en fonction de leur taille, le débit massique du gaz porteur doit être ajusté pour qu'un maximum de particules pénètrent dans le plasma et pour qu'elles y aient un chauffage et une accélération optimales. Les études expérimentales ont souligné qu'une faible variation des paramètres d'injection pouvait provoquer des modifications très importantes du traitement de la poudre et donc la microstructure du dépôt [14-16].

La divergence des trajectoires impose que l'injection de la poudre se fasse le plus près possible du jet de plasma mais il faut tout de même éviter la fusion du tube et l'obstruction de la sortie de l'injecteur par des grains de poudre fondus et collés. Il ressort des études antérieures que les réglages sont optimaux si la trajectoire moyenne des particules fait un angle de 3 - 4 ° avec l'axe du jet de plasma [12, 17].

L'injection des particules dans le jet de plasma conditionne ainsi les trajectoires

des particules et donc leur traitement. Le but est qu'un maximum de particules pénètrent dans le jet et suivent la trajectoire idéale sur laquelle les transferts plasma - particules (de chaleur, de quantité de mouvement) seront les mieux adaptés [18].

2.2.2. Interactions plasma – particules

Le transfert de quantité de mouvement du plasma aux particules est relativement Complexe [19] car l'injection des particules modifie l'écoulement du plasma, par effet de charge par exemple [2]. Les transferts de quantité de mouvement, peuvent faire l'objet de calculs évaluant les forces en jeu [20] :

- la force « de traînée visqueuse » est la force la plus importante. Elle varie en fonction de l'évaporation de la particule et des effets de non-continuité dans la couche limite ;
- la force « de masse » ajoutée (liée au volume du fluide déplacé par la particule) ;
- la force « de thermophorèse » est liée aux gradients de température dans la couche limite induisant des gradients de concentration ;
- la force de gravité.

Il est admis que l'ensemble plasma – particule est un milieu très dilué (compte tenu des temps de séjour très faibles des particules dans le plasma), et donc que la force agissant sur la particule se réduit à un terme représentant la force de traînée [2, 11].

Le transfert thermique plasma-particule est principalement dû aux phénomènes suivants [21] : la conduction et la convection thermique dans la couche limite, le bombardement électronique, l'absorption de rayonnement et les réactions chimiques. En l'absence de réaction chimique, c'est le chauffage par conduction-convection dans la couche limite qui joue le rôle principal et les effets de rayonnement sont négligeables [11].

Un chauffage excessif des particules dans le plasma conduit à la formation d'un nuage de vapeur à leur périphérie nuisible au transfert thermique plasma – particule

[21]. On a ainsi montré que si le nombre de Biot est supérieur à 0,03 (rapport des conductivités thermiques moyennes du plasma k à celle de la particule part Kpart en W.m-1.K-1), la particule n'a pas la possibilité d'évacuer vers l'intérieur la chaleur transmise par le plasma et sa surface peut atteindre des températures très supérieures à la température de fusion (proche de la température de vaporisation) alors que le cœur de la particule est toujours solide [11]. Ce phénomène est notamment important pour la plupart des matériaux réfractaires qui sont de mauvais conducteurs de la chaleur.

Bien que l'hydrogène favorise le phénomène d'évaporation, du fait de sa conductivité thermique élevée dans la gamme de température des plasmas, il est le gaz qui permet le meilleur transfert thermique [2] et ainsi le meilleur traitement des particules céramiques. C'est pourquoi il est généralement utilisé en mélange avec de l'argon, dans des proportions n'excédant que rarement 25% en volume, pour améliorer la conductivité du plasma tout en évitant l'évaporation. Ainsi les céramiques sont projetées avec des plasmas d'argon-hydrogène [2]. Le mode de fabrication des poudres à projeter entre aussi en compte dans L'efficacité du transfert thermique. La propagation de chaleur est plus importante pour les poudres de densité apparente faible (fabriquées par agglomération par exemple) que pour les poudres compactes [11].

L'état de la particule en vol est donc dépendant de sa nature, de sa trajectoire, et de sa vitesse, c'est-à-dire de son temps de séjour dans le plasma et du type de plasma considéré. Ainsi, la vitesse moyenne et la température de surface de particules d'alumine (fondues broyées de granulométrie -22 +45 µm) traitées par plasma d'arc (avec une tuyère de7 mm, un mélange Ar-H2 et I = 500A), et sont respectivement de 250 m/s et 2800 K [2].

2.3. Construction des dépôts

Le dépôt réalisé par projection plasma est constitué par l'empilement des particules qui s'écrasent à grande vitesse sur la pièce à recouvrir, préalablement préparée. Ce

dépôt présente une structure lamellaire hétérogène constituée par un empilement de particules individuelles plus ou moins bien fondues [22].

2.3.1. Morphologie des particules écrasées

Après avoir été fondues, totalement ou partiellement, et accélérées par le plasma, les particules, lors de leur impact, subissent un choc qui entraîne leur déformation et leur aplatissement sous forme de lamelles [3]. Celles-ci sont fréquemment désignées par le terme anglais « splat » que l'on trouvera dans la suite du texte. Cet étalement est lié au transfert de l'énergie cinétique en énergie d'écoulement visqueux et en énergie de tension de surface [23, 24].

L'étalement des particules projetées par plasma a été largement étudié par des méthodes théoriques, numériques ou expérimentales. Tous ces travaux sont basés sur l'évaluation du degré d'étalement (ξ qui représente le rapport des diamètres respectifs de la particule en vol et de la lamelle) afin de déterminer les comportements d'étalement des particules projetées.

D'autres travaux ont été réalisés pour examiner les effets de la température [25, 26], de la rugosité [27, 28] et des propriétés thermiques de substrat [29] sur l'étalement et la solidification des particules. L'effet de la mouillabilité de particule sur le substrat a été aussi évalué [30], la mouillabilité dépendant notamment des caractéristiques du substrat (rugosité, porosité, composition chimiques, état cristallin, …).

Sur un substrat lisse (Ra < 0,05 µm), avec un matériau projeté dont les propriétés des particules à l'impact sont similaires, deux morphologies principales des lamelles ont été observées [11] : des lamelles circulaires ou « éclaboussées ». Fakumoto et al. [31] ont montré que les splats « éclaboussés » se forment sur substrat froid ; lorsque la température du substrat augmente et passe au delà d'une température dite « de transition Tt », les lamelles prennent une forme circulaire. La température de transition semble dépendre de la désorption de condensats et adsorbats gazeux ainsi que de la mouillabilité du substrat [32]. Sur des substrats métalliques, lorsque la température passe très au-delà de Tt, on retrouve une morphologie « éclaboussée »

[33, 34, 35] : il existe donc une température optimale du substrat qui, pour un couple substrat/dépôt donné, est toujours déterminée expérimentalement.

2.3.2. Solidification et empilement des lamelles

Les vitesses de refroidissement, mesurées par pyrométrie dichromatique pour des Particules de zircone ou d'alumine, sont très rapides et proches de 107 à 108 K/s [2]. Les faibles épaisseurs des lamelles (~ 1 µm) ainsi que les coefficients d'échanges thermiques estimés supérieurs à 105 W.m-2 K-1 laissent supposer à McPherson [36], que, dans le cas de la projection plasma, le mode de refroidissement est en général limité par le transfert thermique à l'interface. Ce transfert thermique est influencé par la résistance thermique de contact et l'épaisseur de la lamelle, alors que la nature du substrat est sans importance [2]. Le transfert de chaleur se fait perpendiculairement au substrat ce qui entraîne la formation d'une structure colonnaire caractéristique des dépôts réalisés par projection thermique [2, 37-41]. Les premières lamelles solidifiées subissent un réchauffement induit par l'écrasement de la particule suivante au même endroit [37]. La chaleur est diffusée rapidement dans le substrat ou les couches déjà déposées à une vitesse qui dépend de nombreux paramètres (nature des matériaux, structure du dépôt, température de préchauffage du substrat, système de refroidissement, épaisseur du cordon de projection…) [42, 43]. La microstructure des dépôts par projection plasma est décrite dans le paragraphe 2.4.2.

Ce mode de construction lamellaire génère des microporosités, des fissurations inter et intralamellaires ainsi que des zones de contact imparfait au niveau des empilements lamelle - lamelle et lamelle - substrat qui influent sur les propriétés d'usage des matériaux revêtus.

2.4. Interfaces et microstructure des dépôts

2.4.1. Oxydation des substrats métalliques

Le préchauffage des substrats jusqu'à la température de transition Tt (paragraphe 2.3.1) est réalisé à l'aide du jet plasma et le transfert thermique se fait essentiellement par convection et conduction (le rayonnement du plasma étant négligeable) [2, 44]. Cette étape peut provoquer l'oxydation de surface des

échantillons surtout dans le cas des métaux et des alliages, ce qui modifie la composition et la morphologie superficielle du substrat, avec d'importantes conséquences en termes d'adhésion des dépôts. Ainsi Pech et al. [10, 45] Ont montré que le préchauffage sous air de l'acier C40E forme une double couche d'oxydes de fer (magnétite / hématite) et que l'adhérence des dépôts d'alumine chute d'autant plus fortement que le taux d'hématite augmente.
L'oxydation des substrats métalliques joue également un rôle sur l'étalement des lamelles. Ainsi, sur les substrats 304L (alliage Fer-Chrome-Nickel) préchauffés à 573 et 773K pour des durées entre 0 et 90 secondes, les lamelles éclaboussées de zircone et d'alumine se forment quand l'épaisseur de l'oxyde (spinelle mixte Fe3Cr3O8) dépasse une cinquantaine de nanomètres [2].

La couche d'oxyde n'est cependant pas toujours nuisible pour l'adhésion du dépôt. Le dépôt d'alumine, élaboré après la formation de Fe1-xO par préoxydation en four de l'acier C40E dans un environnement riche en CO_2, possède des valeurs d'adhésion supérieures à 50 MPa [1]. Ce résultat, dont la justification n'a pas été prouvée, constitue d'ailleurs l'origine du présent travail, ainsi que présenté en introduction.

On retiendra donc que le préchauffage des aciers, indispensable au bon étalement des lamelles, introduit un composé supplémentaire à l'interface substrat/dépôt, dont l'influence va jusqu'à modifier la microstructure des dépôts au niveau des premières lamelles.

2.4.2. Microstructure des dépôts d'alumine

Les vitesses de refroidissement très rapides (surtout sur des substrats métalliques) conditionnent la structure des lamelles. Dans le cas des dépôts d'alumine effectués par projection plasma sur des substrats métalliques, à l'interface lamelle-substrat, la microstructure prédominante observée est l'alumine amorphe ou bien nanocristallisée. En effet, la vitesse de refroidissement très élevée empêche la nucléation de phases ordonnées d'alumine [38, 39]. Il a été signalé, à cette interface, des zones d'interdiffusion d'éléments du substrat et d'alumine [39], lorsque le

substrat a fondu en surface au moment de l'impact de la particule d'alumine, mais ce point non encore véritablement établi, constitue un axe important du présent travail.

Lorsque l'on s'éloigne du contact lamelle-substrat, la structure du splat change graduellement. En effet, la zone d'alumine amorphe possède une diffusivité thermique beaucoup plus faible que le substrat. Elle agit alors comme une barrière thermique ce qui diminue de la vitesse de refroidissement, au fur et à mesure que l'on s'éloigne du substrat, ce qui permet une cristallisation du dépôt [37-39].

3. Oxydation du fer et des aciers sous oxygène et dioxyde de carbone

3.1. Les différents oxydes de fer

Le diagramme de phase Fe-O présenté à la (Figure 1.6) [46], montre les domaines d'existence des trois variétés d'oxyde de fer pour les températures supérieures à 400°C ; la wüstite (Fe1-xO), la magnétite (Fe_3O_4) et l'hématite (Fe_2O_3). En dessous de 570°C, seule la magnétite et l'hématite sont présentes. La wüstite et la magnétite, qui jouent un rôle important dans la suite de ce travail font l'objet d'une étude bibliographique particulière.

Au cours de l'oxydation du fer pur dans l'oxygène entre 200 et 570°C, il se forme une Double couche d'oxyde de fer composée d'une couche interne de Fe_3O_4 et une couche externe d'hématite [10]. Au-dessus de 570°C, les trois variétés d'oxydes coexistent : une couche de wüstite adhérente au substrat recouverte de magnétite et une couche externe de Fe_2O_3 [46].

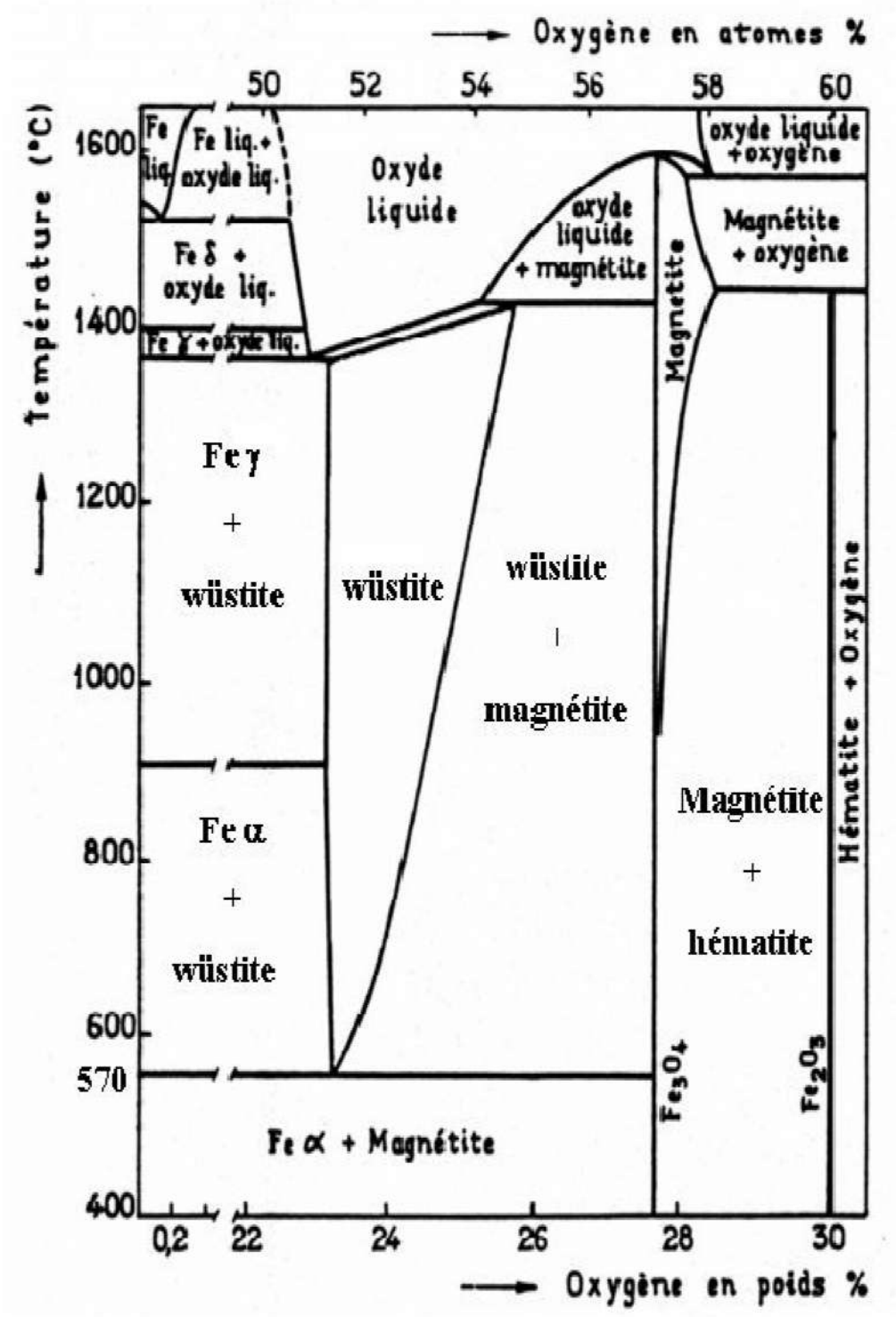


Figure 1.6: Diagramme de phase fer-oxygène à 10^5 Pa d'après [46]

3.2. Oxydation du fer

3.2.1. Aspects thermodynamiques

La composition de l'oxyde formé dépend fortement de la pression d'oxygène comme illustrée au diagramme (p, T) de la (Figure 1.7), qui donne les domaines de stabilité des différents oxydes de fer pour chaque température en fonction de la pression d'oxygène [1]. On peut constater que pour une température de 1300 K, l'hématite (Fe_2O_3) est présente lorsque $Po_4 \geq$ 4Pa, le domaine d'existence de (Fe_3O_4) est $8.10^{-7} \leq Po_2 \leq$ 4Pa et celui de la wüstite $8.10^{-11} \leq Po_2 \leq 8.10^{-7}$Pa. La synthèse de l'oxyde de plus faible degré d'oxydation nécessite donc de très faibles pressions d'oxygène qui ne sont couramment obtenues qu'en utilisant des mélanges oxydo-réducteurs tels queH_2O / H_2 ou bien CO_2 / CO. C'est ce dernier cas que nous allons détailler dans la suite.

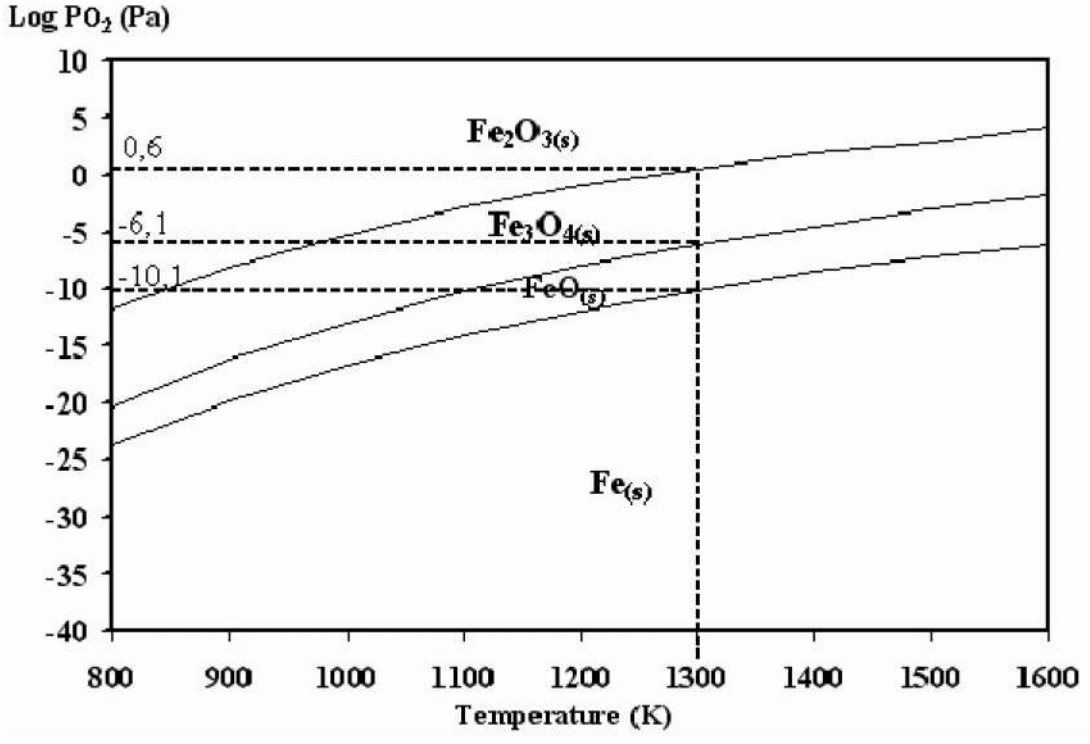


Figure 1.7: Stabilité oxydes de fer selon la pression d'oxygène et la température d'après [1]

Pour les mélanges CO2/CO, les réactions à considérer au-dessus de 570°C sont les suivantes [47] en admettant le monoxyde de fer stoechiométrique pour les calculs :

$$Fe_{(s)} + CO_{2\,(g)} = FeO_{(s)} + CO_{(g)} \qquad (2)$$

ET

$$3FeO_{(s)} + CO_{2\,(g)} = Fe_3O_{4\,(s)} + CO_{(g)} \qquad (3)$$

Pour une réaction r la variation d'enthalpie libre de la réaction ($\Delta rG\,(T)$) s'exprime comme la somme des enthalpies libres molaires ($Gi(T)$) de chaque élément rapporté à leurs coefficients stoechiométriques, soit pour la réaction (2) :

$$\Delta_r G_2(T) = G_{FeO}(T) + G_{CO}(T) - G_{CO2}(T) - G_{Fe}(T) \qquad (4)$$

Avec

$$G_i(T) = H_i(T) - T \cdot S_i\,(T) = H_i°(T) - H_i°(298{,}15) + \Delta H_f°(298{,}15) - T \cdot S_i\,(T) \qquad (5)$$

Où $Hi°(298{,}15)$, $\Delta Hi°(298{,}15)$ sont respectivement l'enthalpie standard de formation à 298,15K et la variation d'enthalpie standard de formation entre 0 et 298,15 K [48]. Ces données thermodynamiques sont fournies pour chaque variété et à différentes températures dans les tables de référence [49]. De plus, la constante de réaction K(T) et l'enthalpie libre standard de réaction $\Delta rG°(T)$ d'une réaction r sont liées par la relation :

$$\text{Log } k(T) = -\frac{\Sigma \upsilon i\, Gi(T)}{RT\ln 10} = \frac{\Delta rG(T)}{RT\ln 10} \qquad (6)$$

Et pour la réaction(2), on a :

$$k_2(T) = \frac{P_{co}}{P_{co2}} \quad (7)$$

D'où

$$\text{Log}\ \frac{P_{co}}{P_{co2}} = \log k_2(T) \quad (8)$$

Et ainsi pour la réaction(2) :

$$\text{Log}\ \frac{P_{co}}{P_{co2}} = -\frac{\Delta rG2(T)}{RT\ln 10} \quad (9)$$

Lorsque l'on considère la réaction (3), on obtient les relations suivantes :

$$ArG3(T) = GFe_3o_4(T) + GCO(T) - 3GFeO\ (T) - GCO_2(T) \quad (10)$$

et le rapport des pressions s'exprime en fonction de la température comme suit :

$$\text{Log}\ \frac{P_{co}}{P_{co2}} = -\frac{\Delta rG3(T)}{RT\ln 10} \quad (11)$$

Il est ainsi possible de déterminer, à l'aide des tables de données thermodynamiques [49], les enthalpies (Gi(T)) de chaque élément ainsi que les enthalpies libres des réactions (2) et (3). Les courbes $\text{Log}\frac{P_{co}}{P_{co2}} = f(T)$ de ce système sont tracées à la (Figure 1.8), et permettent de déterminer les domaines de stabilité des oxydes en fonction du rapport $\frac{P_{co}}{P_{co2}}$.

On voit ainsi qu'à 1300K, le domaine de stabilité du monoxyde de fer correspond à une plage très large de mélanges CO/CO2 allant de 5 à 84% de monoxyde de carbone.

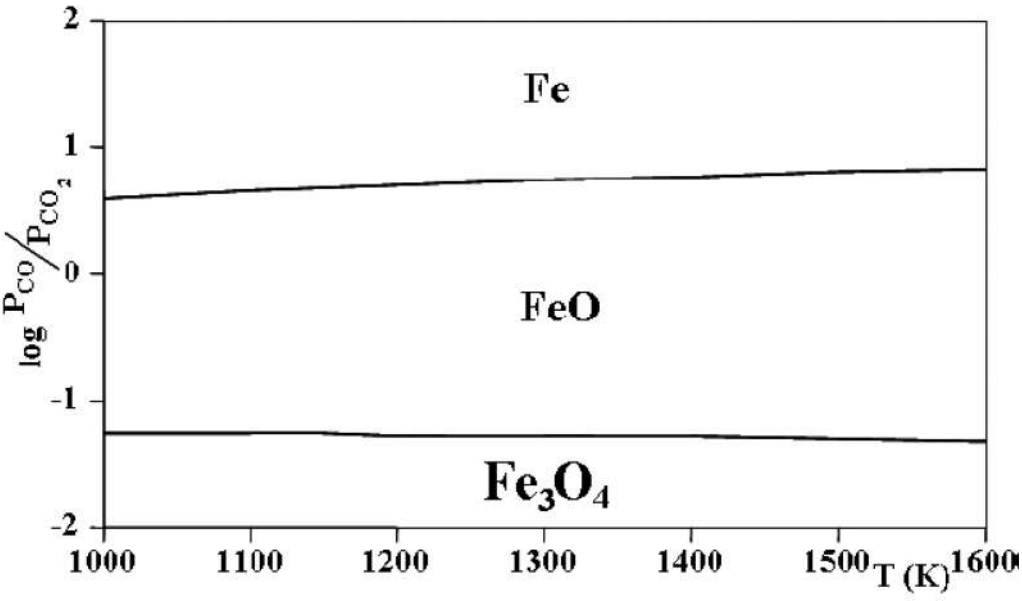


Figure 1.8: Stabilité des oxydes de fer en fonction du rapport $\frac{P_{co}}{P_{co2}}$ et de la température [1].

3.2.2. Aspects cinétiques

L'oxydation du fer pur sous atmosphère de dioxyde de carbone ou du mélange gazeux CO/CO2 a fait l'objet d'un nombre considérable de travaux [50-56], notamment ceux de Smeltzer [50] et de Kofstad [54-56] qui ont porté sur l'oxydation du fer pur dans CO2 pur. Ces deux auteurs ont mis en évidence que seule la wüstite est formée lorsque la réaction se produit sous atmosphère pure de CO2. La contradiction avec les résultats thermodynamiques présentés à la (Figure 1.8) est évidente. La justification donnée par Kofstad [56] reprenant celle de Smeltzer [50] est que la valeur de l'activité de l'oxygène (a_0*= P^*CO2/ P^*CO) à l'interface oxyde-gaz, ne correspond pas à celle nécessaire à la formation de magnétite. Ils définissent ao* selon la réaction à l'interface externe de formation de la wüstite :

$$CO_2(g) = O_O + V'_{Fe} + 2h^* + CO(g) \qquad (12)$$

Où, selon la notation de Kröger-Vink [56], OO représente un anion O2- à sa place dans le réseau de la wüstite, VFe une lacune d'ion Fe2+, et h* un trou positif. A

1000°C l'activité de l'oxygène à l'interface oxyde-gaz s'exprime selon l'expression [56] :

$$\text{Log } a_o^* = \log\left[\frac{P^*_{CO2}}{P^*_{CO}}\right] = \frac{11.595}{1-x} - 12.554 \quad (13)$$

Où P* CO2, et P* CO sont les pressions partielles des gaz à l'interface oxyde-gaz, et 1-x est l'écart à la stoechiométrie de la wüstite à la surface externe.

La seule présence de Fe3O4 détectée sous forme de précipités (pour des températures de traitement de 1200°C) par ces auteurs est attribuée à une vitesse de refroidissement trop faible ce qui conduit à la décomposition de la wüstite en magnétite (et wüstite stoechiométrique FeO) dont le mécanisme est détaillé au paragraphe de ce chapitre.

La réaction d'oxydation du fer sous CO2 ou dans les mélange CO/CO2, qui répond à l'équation

$$(1-x)\,Fe + CO_2 \rightarrow Fe_{1-x}O + CO \quad (14)$$

Suit une cinétique d'oxydation linéaire dans les premiers instants puis une loi parabolique pour des temps d'exposition plus longs. Smeltzer [50] conclut que l'oxydation linéaire est cinétiquement limitée par la vitesse d'incorporation dans le réseau de la wüstite d'oxygène chimisorbée (températures inférieures à 910°C, éq. (15)), et par la vitesse de dissociation du dioxyde de carbone (éq. (16)) ou l'incorporation d'oxygène dans la wüstite aux températures plus élevées selon les étapes élémentaires suivantes :

$$O - s = O_O + V'_{Fe} + 2h^* \quad (15)$$

Ou

$$CO_2 - s = CO + O - s \quad (16)$$

Où –s représente un site de sorption. La diffusion cationique du fer dans le réseau de la wüstite, au cours de cette période linéaire, est rapide par rapport à la réaction militante interraciale externe.

Lorsque l'épaisseur de wüstite augmente, la cinétique devient parabolique ce qui S'interprète comme résultant d'un changement d'étape limitante. C'est alors la diffusion des cations au travers de la couche d'oxyde qui limite la réaction [51, 52, 53-56]. Dans les mélanges CO/CO2, que la vitesse d'oxydation soit linéaire ou parabolique, les constantes de vitesse diminuent avec la pression totale des gaz [56] ou avec celle de CO2 [50, 51, 56].

4. Morphologie du revêtement :

Une section polie d'un dépôt, réalisé sur une couche de wüstite de 1,2 µm d'épaisseur ayant subi un préchauffage de 90 secondes à 350°C, a été observée par microscopie optique afin d'examiner sa microstructure (Figure 1.9). Cette micrographie nous renseigne sur la répartition générale assez homogène des pores et la construction lamellaire du revêtement qui résulte de l'empilement successif des splats. Cependant, elle ne permet pas de mettre clairement en évidence les contacts interlamellaires.

Une micrographie MEB (Figure 1.10) d'une zone de fracture d'un dépôt illustre bien en revanche la structure colonnaire des splats et met en évidence la présence de porosité inter et intra lamellaire, ainsi qu'une microfissuration inter splat témoin d'un bon contact entre les lamelles. Ceci est confirmé par le cliché de la surface du dépôt de la (Figure 1.11), où la lamelle des splats est bien visible.

La présence de la couche d'oxyde de fer n'influe donc pas sur la morphologie lamellaire et colonnaire du cœur du dépôt habituellement observée [37-40].

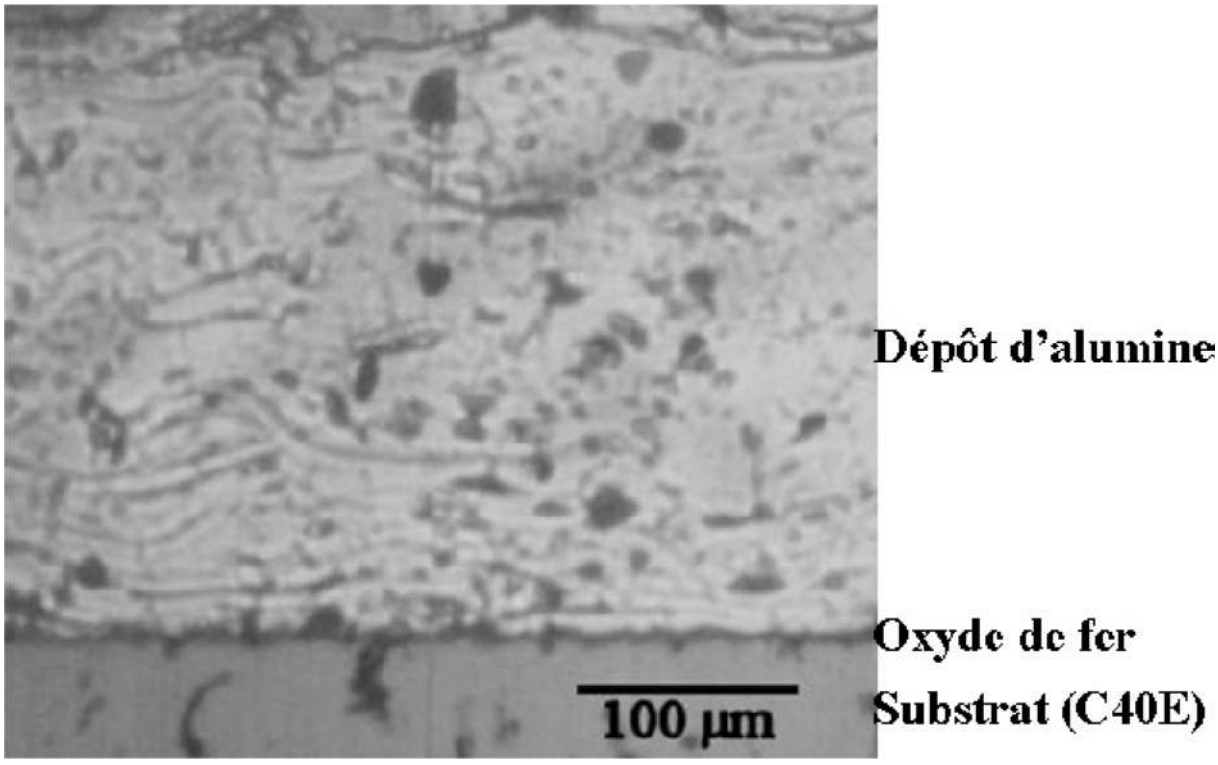


Figure 1.9: Micrographie optique du revêtement d'alumine [57].

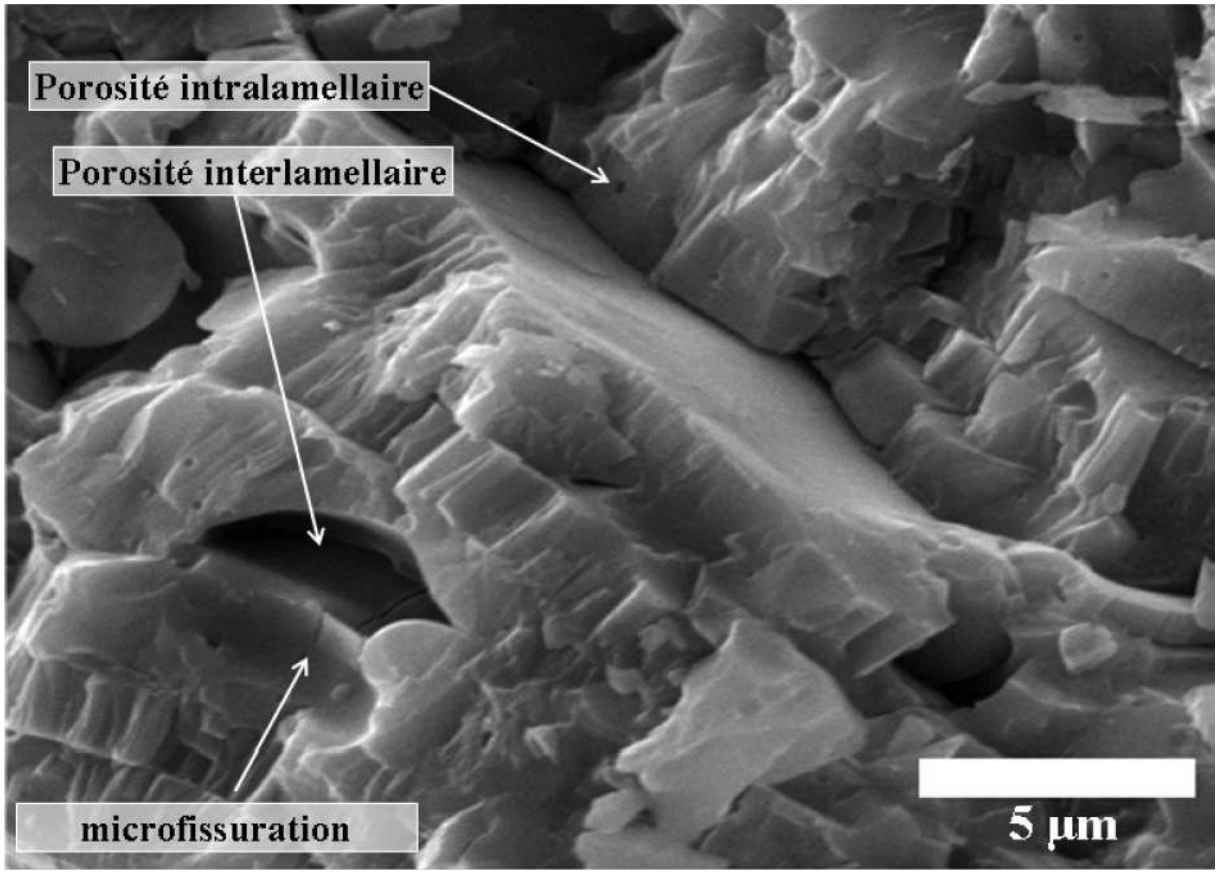


Figure 1.10: Observation M.E.B. de la fracture du dépôt d'alumine [57].

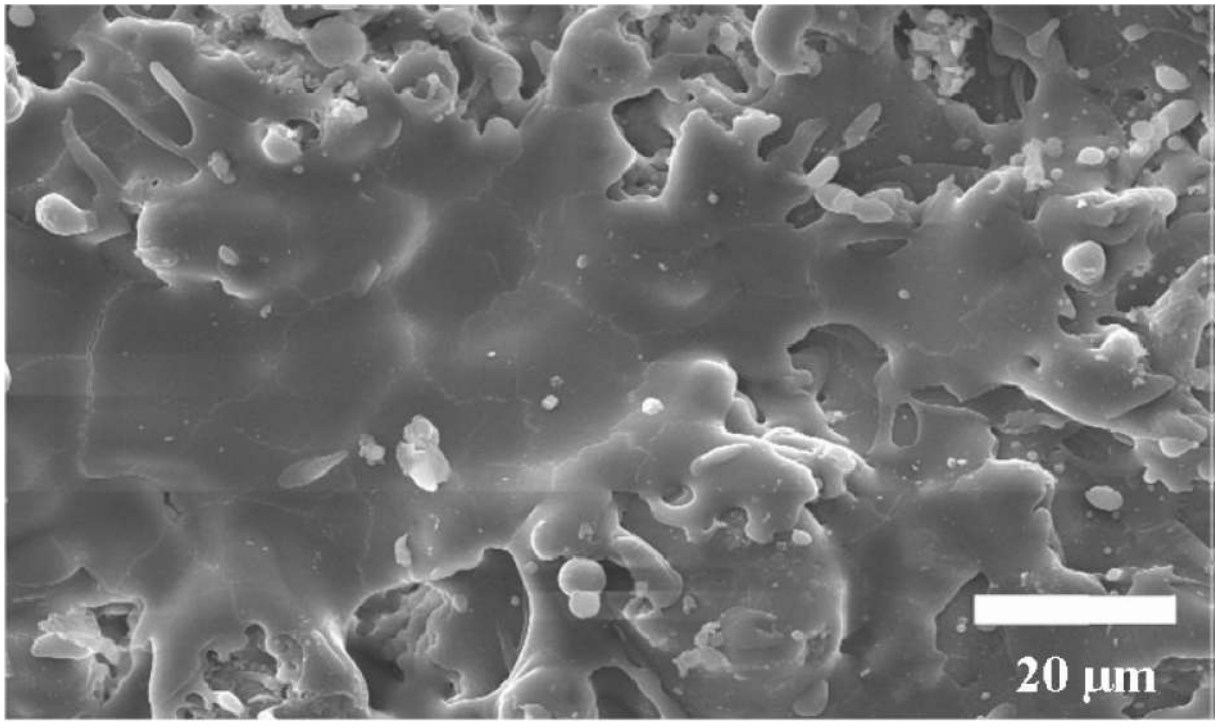


Figure 1.11: Cliché M.E.B. de la surface du dépôt d'alumine [57].

4.1. Analyse microstructurale de la région interfaciale par M.E.T.

La (Figure 1.12), réalisée au microscope électronique à transmission, montre une vue générale de la zone interfaciale entre le substrat (acier C40E), la couche intermédiaire d'oxyde de fer (synthétisée en four pendant 15 minutes à 1000°C sous 10^5 Pa de CO2) et le dépôt d'alumine (réalisé après un préchauffage de 350°C pendant 90 s). Les deux interfaces acier/oxyde de fer et oxyde de fer/alumine sont abruptes et ne présentent aucune fissure. Les zones claires qui sont présentes à l'interface oxyde de fer/alumine, sont la conséquence d'un amincissement préférentiel de l'alumine lors de la préparation de l'échantillon.



Figure 1.12: Observation en section transverse par MET de la région interfaciale d'un Echantillon [57].

Cette vue générale (Figure 1.12) à faible grandissement permet de retrouver les deux morphologies de cristaux d'oxyde de fer mises en évidence précédemment au MEB (Figure1.13), à savoir : des grains relativement « plats » et d'autres en forme de « pyramides ». Nous avons voulu savoir si ces deux morphologies de grains correspondaient à des microstructures de croissance distinctes.

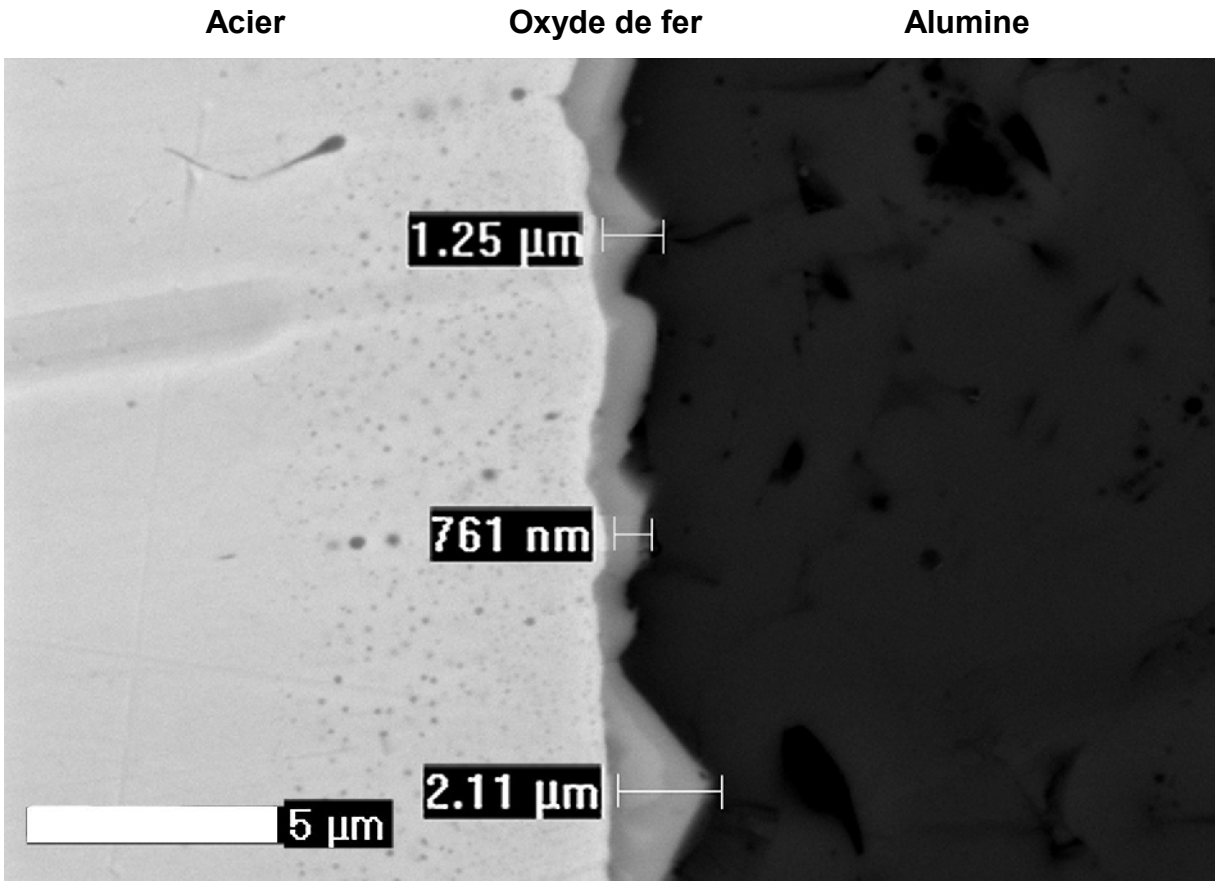


Figure 1.13: Observation au MEB du dépôt d'alumine [57].

Conclusion :

Cette étude bibliographique sur la formation des lamelles par projection plasma met en évidence leurs applications et leurs axes de développement. La réalisation d'un dépôt à partir d'une poudre nécessite une étude très soignée des conditions de fabrication de la poudre. Dans ce travail, nos objectifs seront plus lies a la compréhension et au contrôle des mécanismes intervenant lors de la projection plasma et nous nous attacherons a l'étude êta l'optimisation du procède en étudiant le comportement thermomécanique des particules dans le jet plasma ainsi que l'étalement sur le substrat oxydé dans différentes conditions. Ces paramètres seront corrèles a la croissance des dépôts et a leurs propriétés. Les interactions entre différents matériaux sont donc possibles sur le substrat lors de la construction de lamelles.

Chapitre 2 : Modèle mathématique et traitement numérique

Introduction :

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

2.1. Modèle dynamique :

Bien que les expériences concernant les impacts de gouttes aient pris de l'ampleur depuis les premiers travaux de Worthington. La diversité des écoulements, les temps caractéristiques très courts et les échelles spatiales très petites rendent les manipulations difficiles à réaliser. De plus; le caractère aléatoire de l'impact est difficile à contrôler (vitesse d'impact ; température...).

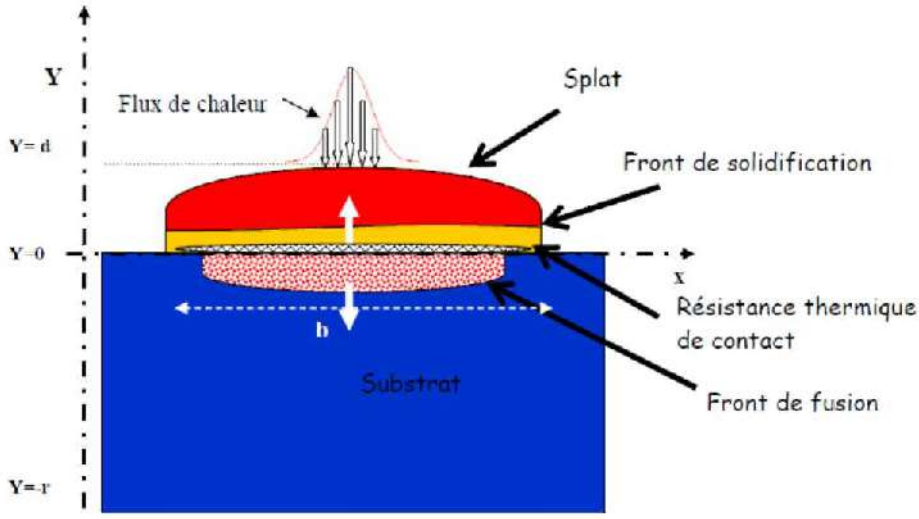


Figure 2.1: Schéma de principe des échanges thermiques entre la goutte, en cours de gel, et le substrat selon [1].

C'est pour quoi l'outil numérique devient rapidement indispensable afin de considérer les échelles de temps et d'espace qui nous concernent de nombreuses études ont été réalisé en ce sens adoptant des techniques diverses ; par application

du principe fondamental de la dynamique ; le bilan des forces au sein de chaque fluide newtonien exprime la vitesse en fonction des paramètres du système.

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

$$\nabla . \mathcal{U} = 0 \tag{2.1}$$

$$\rho\left(\frac{\partial \mathcal{U}}{\partial t} + \nabla(\mathcal{U}\mathcal{U})\right) = -\nabla \mathrm{p} + \rho g + \nabla(\mathcal{U}[\nabla\mathcal{U} + \nabla^T \mathcal{U}]) + F_{TS} \tag{2.2}$$

Ou ρ et $\mathcal{U}$ sont respectivement la masse volumique de la phase concernée. A cette équation de base sont ajoutés différents termes pour prendre en compte les divers aspects de notre problème. Le terme F_{TS} est lié à la notion d'interface de deux fluides non miscibles. 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 :

$$\rho_1 (u_1 . n_i - V') = \rho_2 (u_2 . n_i - V') \tag{2.3}$$

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

$$F_{TS} = \sigma k \delta n i \tag{2.4}$$

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

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

2.1.2. Méthodes de calcul d'interface :

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

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

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

- **Méthodes à maillage mobile :**

Elles utilisent un maillage qui s'adapte aux contours de l'interface. Il est nécessaire d'avoir des éléments de maillage aux frontières régulières, l'utilisation de frontières irrégulières engendre des erreurs numériques. Un remaillage est nécessaire pour suivre les mouvements de l'interface au cours du temps. Or la complexité des algorithmes de remaillage est telle qu'il est difficile de simuler des écoulements dans

lesquels se produisent de forts changements de topologie de l'interface. Ce type de méthode est utilisé pour étudier des écoulements à surface libre comme les phénomènes de l'impact et de solidification [4].

- **Méthodes à maillage fixe :**

Elles emploient un maillage fixe en utilisant une adaptation locale du maillage dans chaque cellule contenant une portion d'interface [5]. C'est donc l'interface qui est en mouvement dans une grille immobile qui peut être structurée, ou non structurée. On distingue parmi les différentes méthodes, celles des marqueurs de surface et celles de suivi de volume. La première approche a été introduite par Harlow et Welch [6], elle est dite MAC « Marker and Cells », elle utilise des points virtuels pour marquer toute une région qui ne contient qu'un seul fluide. Les points marqueurs sont transportés de façon passive par l'écoulement, en général à l'aide d'une méthode lagrangienne. Cette méthode MAC est historiquement la première à avoir permis l'étude des écoulements à surface libre complexe tels que l'impact d'une goutte sur un film liquide [7]. La difficulté de ces méthodes tient à ce qu'il faut constamment redistribuer les points marqueurs dans les régions où l'écoulement a provoqué leur dispersion afin de conserver une bonne précision dans le calcul. Il est ainsi nécessaire de stocker les coordonnées de chacun des points marqueurs, ce qui en limite le nombre.

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

- **Méthode Volume de Fluide VOF (Volume Of Fluid) :**

[8,9] utilise la fonction de phase comme la fraction volumique d'un fluide par rapport à l'autre [10]. La fraction volumique dans la cellule (i, j) est défini par :

$$C_{ij=(\frac{1}{h})^2 \int_0^h \quad \int_0^h X(x,y)\,dx\,dy} \tag{2.5}$$

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

- **Méthodes de ligne de niveau ("level set") :**

Utilise la fonction de phase comme la distance par rapport à l'interface [11]. Cette méthode a été introduite par Osher et Sethian [11], elle représente l'interface comme une ligne de niveau d'une fonction 9 en fonction du temps et de l'espace. L'évolution au cours du temps de la fonction 9 est régie par l'équation hyperbolique :

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} + \mathcal{U}.\nabla\varphi = 0 \tag{2.6}$$

Où $\mathcal{U}$ est la vitesse du fluide.

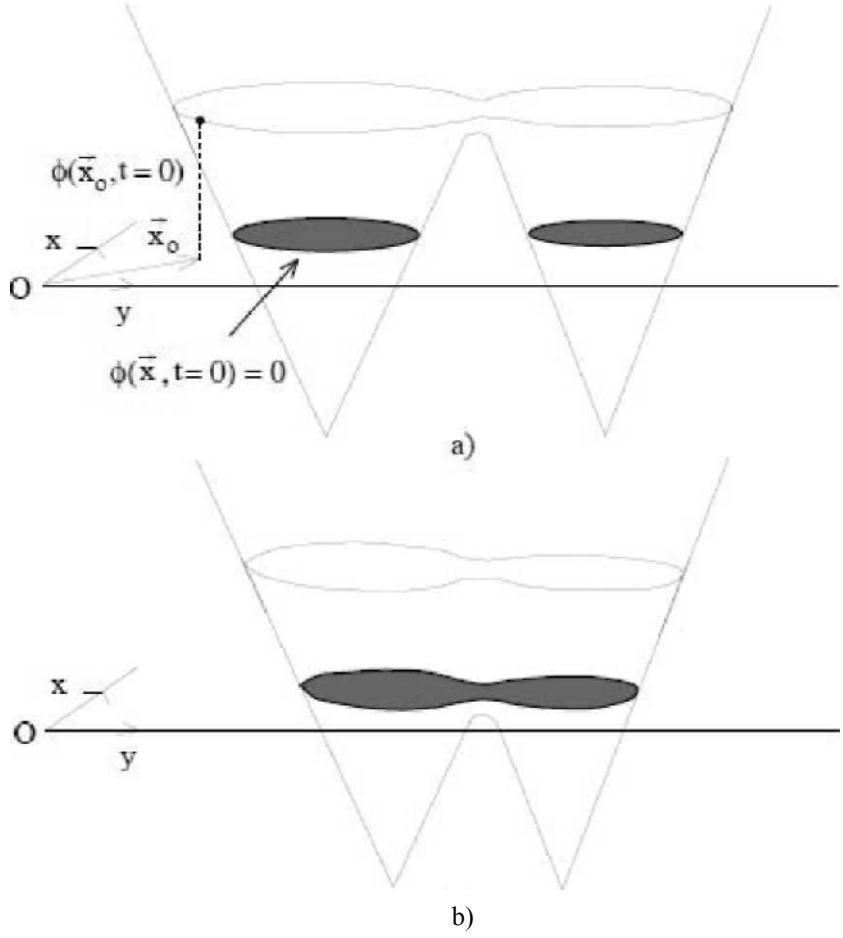


Figure 2.2: Changement de topologie de l'interface dans "level set"

Les interfaces sont définies par la fonction φ . a) t = 0. En gris, deux sous domaines non connexes, b) t=Δt, la topologie a changé. Il n'existe plus qu'une seule interface et un seul domaine connexe [12].L'avantage de cette dernière méthode est d'être facilement généralisable au cas tridimensionnel, et aussi aux changements de topologie et les reconnexions d'interfaces s'effectuent de façon automatique, Figure 2.2 [12].

2.1.2.1. Modèle à un fluide :

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

simuler la déposition sur substrat sec [Pasandideh- Fard] [3] ou l'impact sur film liquide [Gueyffier] [4].il convient donc de définir une fonction qui détermine géométriquement la position de la phase dans le domaine. Soient φ_1 et $\varphi_2$les fonctions phase définies par :

φ_1 (x, y, z, t)=1 dans les zones contenant le fluide 1

φ_1 (x, y, z, t)=0 dans les zones ne contenant pas le fluide 1

φ_2 (x, y, z, t)=1 dans les zones contenant le fluide 2

φ_2 (x, y, z, t)=0 dans les zones ne contenant pas le fluide 2

Les fluides étant immiscibles, il vient tout naturellement que φ_2(x, y, z, t)=1- φ_1(x, y, z, t). Par continuité des vitesses à l'interface, la vitesse locale de l'interface V vérifie :

$$V' = u_1.n_i = u_2.n_i \tag{2.7}$$

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

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} + V.\nabla\varphi = 0 \tag{2.8}$$

Cette équation d'advection définit le transport de chaque phase dans le domaine. En particulier à l'interface ou intervient le saut de phase de 1 à 0. Au lieu d'utiliser deux fonctions de phase φ_1 et φ_2 il est plus intéressant d'introduire une fraction volumétrique qui répond aux mêmes lois et définie sur tout le domaine [Vincent][13].

$$\frac{\partial c}{\partial t} + V.\nabla c = 0 \tag{2.9}$$

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

$$\rho = \rho_1 + (\rho_2 - \rho_1)c \tag{2.10}$$

$$u = u_1 + (u_2 - u_1)c \quad (2.11)$$

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

2.1.2.2. Modélisation de la tension de surface :

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

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

La géométrie de l'interface n'est pas une donnée du problème Le fait d'exprimer le problème par un modèle à un fluide permet de s'affranchir de cette donnée. il est donc nécessaire de pouvoir exprimer la courbure k grâce aux autres variables. Afin de déterminer la tension superficielle. Une méthode[Brackbill][13] 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 σt(M) ou t est une force de surface tangentielle à l'interface et M ϵ ds. A l'aide de cette définition, la courbure moyenne neĸes t égale à l'opposé de la divergence de la normale à l'interface. On obtient donc :

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

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

$$n_i = \frac{\nabla c}{\|\nabla c\|} \quad (2.14)$$

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

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

Au finale, le système d'équation à résoudre est le suivant :

$$\nabla . \mathcal{U} = 0$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} + V . \nabla c = 0 \qquad (2.16)$$

$$\rho\left(\frac{\partial \mathcal{U}}{\partial t} + \nabla(\mathcal{U}\mathcal{U})\right] = -\nabla \mathrm{p} + \rho g + \nabla(\mathcal{U}[\nabla \mathcal{U} + \nabla^T \mathcal{U}]) - \sigma \nabla\left(\frac{\nabla c}{\| \nabla c \|}\right)\frac{\nabla c}{\| \nabla c \|}$$

Ce système permet de résoudre les inconnues ($\mathcal{U}$, p, C) par une expression volumique des équations de mouvement en incompressible avec prise en compte des forces inter faciales sans la détermination explicite de la géométrie de la courbure de l'interface.

2.1.3. Technique de suivi d'interface :

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

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

La fonction couleur C représente le volume de fluide occupé dans chaque cellule de calcul. Si la fraction volumique dans une cellule est comprise entre 0 et 1, cela signifie que l'interface est située dans cette cellule, et que l'on connaît la part de volume occupée par le fluide. La résolution de l'équation de transport sur C se fait en positionnant l'interface puis en l'advection à partir des caractéristiques de l'écoulement [14,15].

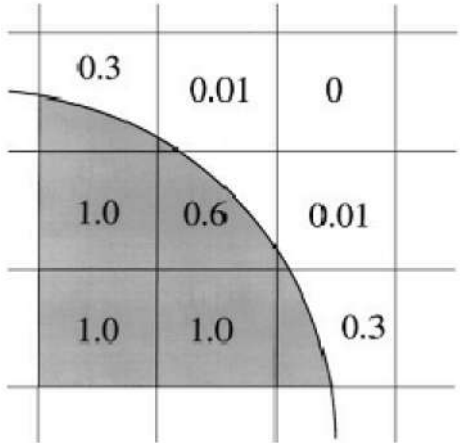


Figure 2.3: Exemple de fraction volumique associée à une interface sur un maillage discret (tiré de Scardovelli and Zaleski 1999)

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

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

une parallèle à la droite définie par la normale qui permet de positionner le segment donnant la fraction volumique correcte.

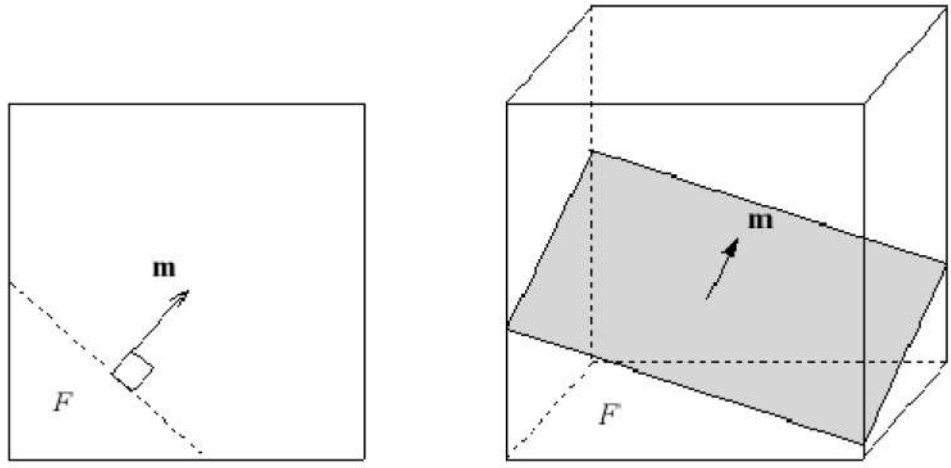


Figure 2.4: Positionnement de l'interface en fonction de son orientation Et de la fraction volumique (tiré de Breil, 2001)

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

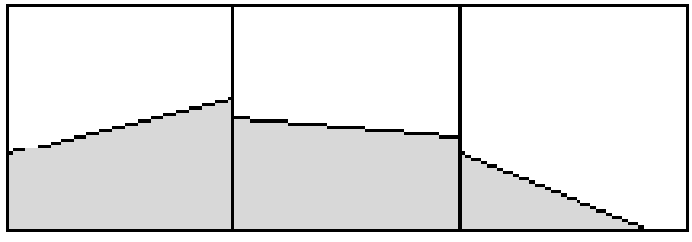


Figure 2.5: Exemple de reconstruction d'interface sans raccordement des segments

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

fois l'interface déplacée, on peut enfin calculer la nouvelle fraction volumique dans la maille, et passer au pas de temps suivant.

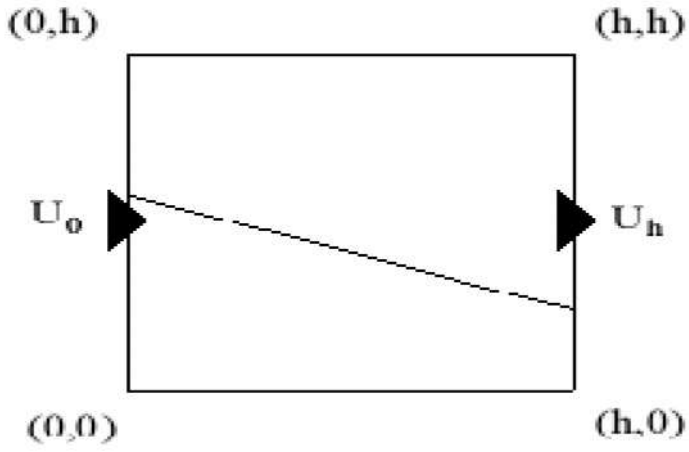


Figure 2.6: Advection des segments représentant l'interface

2.1.3.2. TVD (sans reconstruction d'interface) :

Cette méthode fait partie elle aussi des méthodes V.O.F., puisqu'elle est basée sur la fonction couleur, advectée dans l'écoulement. Cette fois-ci, il n'y a pas de reconstruction explicite de l'interface, l'interface entre les deux milieux étant simplement repérée par la discontinuité de C, entre 0 et 1. Dans la pratique, la surface est caractérisée par C = 0.5. Un schéma classique de type UPWIND par exemple sera trop diffusif et la discontinuité va s'estomper ; Des schémas d'ordre plus élevé ne permettent pas pour autant de mieux résoudre ce problème, la forte discontinuité à l'interface donnant des oscillations numériques trop importantes ; Les schémas Total Variation Diminuant (TVD) permettent une bonne reproduction du transport d'une discontinuité telle que l'interface entre les deux fluides. Le nombre d'oscillations est limité, et la diffusion numérique de la discontinuité est limitée aux trois cellules voisines de l'interface.

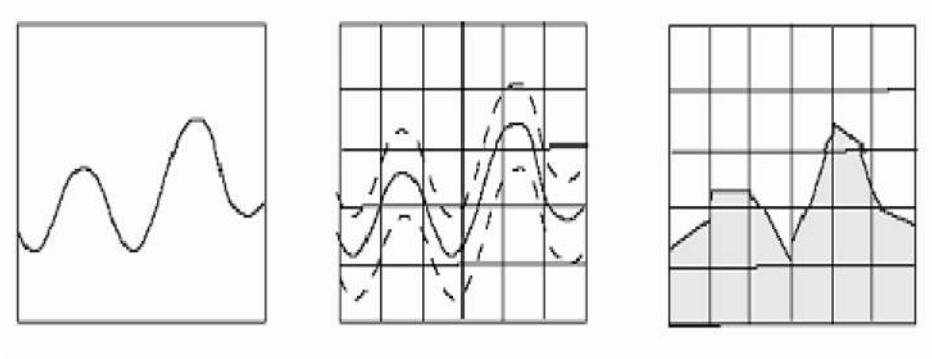


Figure 2.7: Différentes méthodes de suivi d'interface : (a) méthode VOF-TVD, (b) méthode VOF-PLIC.

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

2.2. Modèle thermique :

Les modèles de transfert thermique unidimensionnel couplés aux modèles qui décrivent L'étalement de la matière sur le substrat 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 pour les modèles physiques nécessaires à l'étude du phénomène couplé, de l'étalement et la solidification de particules, métallique ou céramique, lors d'un procédé de projection thermique.

2.2.1. Transfert de chaleur avec changement de phase :

Les premiers publications sur le changement de phase remontent à Stefan (1891) [16].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 [17]. En générale, ces méthodes cherchent à approcher la position du front de solidification /fusion au cours du temps, et se divisent alors en deux catégories principales:

- Les méthodes à grille mobile ou déformable: aussi appelées méthodes de suivi de front (front tracking).
- les méthodes à grille spatiale fixe/ qui regroupent par exemple la méthode de la chaleur spécifique équivalente, la méthode de la source de chaleur fictive et la méthode d'enthalpie.

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

Les méthodes à maillage déformable se fondent sur la formulation classique de Stefan définie de la manière suivante [18]:

Dans le domaine occupé par la phase liquide *l*

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

Dans le domaine occupé par la phase solide *s*

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

À l'interface liquide-solide Γ(x, t)

$$\rho l_f \vartheta_n = \lambda_s \frac{\partial T}{\partial n} - \lambda_s \frac{\partial T}{\partial n} \quad (2.19)$$

Dans les équations ci- dessus, n représente la normale à l'interface.0 (,)= Γ*xt*

Et $\vartheta_n$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 [19] [19, 20,4]. Dans le cadre de résolution des problèmes de fusion/solidification, ces méthodes ne s'appliquent qu'aux cas de changement de phase isotherme (corps purs) dans le cas contraire (aciers, alliages) l'interface solide-liquide n'est pas une surface de discontinuité franche, mais s'apparente alors, à l'échelle macroscopique, à une zone pâteuse ou coexistent les phases liquide et solide .Dans ce cas, les méthodes à maillage fixe sont préférables.

2.2.1.2. Méthode à grille fixe :

Les méthodes à grille (maillage) fixe sont 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.

2.2.1.2.1. Méthode d'enthalpie:

La méthode d'enthalpie à maillage fixe est devenue un standard des modélisations des changements de phase liquide-solide .Elle a été décrite en détails, entre autres, par Voller et al. [21] sous ses différentes formes. Voller a, en outre, écrit cette méthode dans sa forme la plus utilisée jusqu'à aujourd'hui. [22]

L'équation d'énergie est écrite à la fois dans la phase liquide et la phase solide, et pour déterminer la progression de l'interface Γ, le modèle de conduction prend en compte la chaleur latente .cette formulation requiert un algorithme de suivi du front particulièrement fin. La fonction d'enthalpie massique H(T) est introduite (Fig.2.8).Elle inclut la chaleur latente par unité de masse L_f et est définie comme suit :

$$H(T) = \int_{Tref}^{T} T(dT) + f_l L_l \qquad (2.20)$$

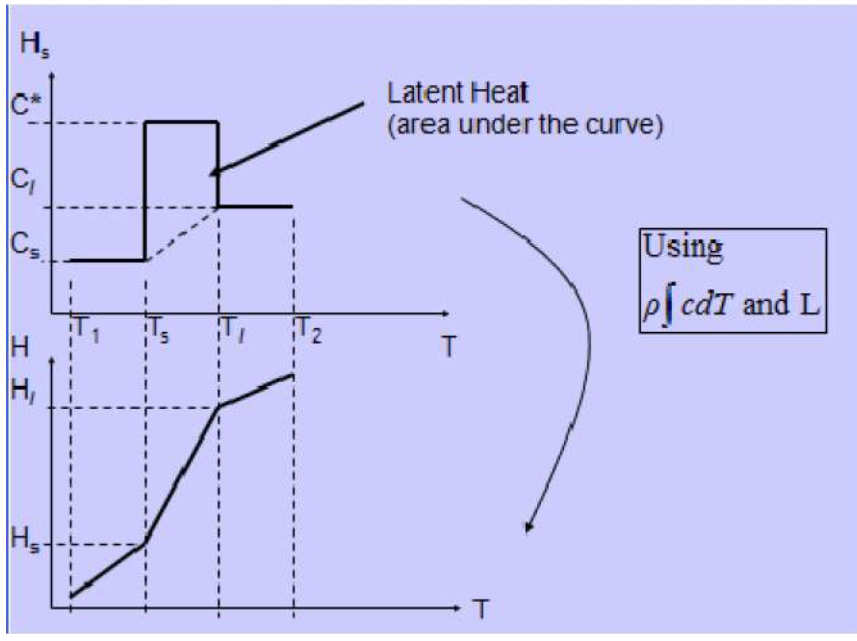


Figure 2.8: Evolution de l'enthalpie en fonction de la température

La conservation de l'énergie s'exprime alors [23].

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

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

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

Soit encore en termes de température [23] :

$$\rho c_p \frac{\partial(T)}{\partial t} + \rho c_p \upsilon . \nabla . \mathrm{T} = \nabla . (\lambda \nabla \mathrm{T}) + \mathrm{Q} + \rho l_f \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (2.23)$$

2.2.1.2.2. Méthode de la chaleur spécifique équivalente :

La formulation en capacité calorifique équivalente consiste à prendre en compte la chaleur latente directement dans la capacité calorifique c_p [23]. Ainsi, si le chemin de Solidification n'est fonction que de la température, on peut formellement définir une chaleur spécifique équivalente:

$$\frac{\partial \rho H}{\partial t} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} - \rho l_f \frac{\partial f_s}{\partial t} \frac{\partial T}{\partial t} = \rho c_p^{eq} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.24)$$

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

$$\rho c_p^{eq} = \rho c_p - \rho l_f \frac{\partial f_s}{\partial t}$$

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

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

Le changement de phase est alors traité comme un non linéarité de propriétés physique.

2.2.2. Modèle thermique utilisé :

Le modèle de transferts thermiques que nous avons adopté est basé sur une formulation à chaleur spécifique équivalente, d'un fluide en mouvement qui va

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

$$\rho c_p^{eq}\left(\frac{\partial T}{\partial t} + (u.\nabla)T\right) = \nabla.(\lambda\nabla T) + Q \qquad (2.26)$$

2.3. Résolution numérique :

Lors de l'impact d'une goutte sur un substrat sec, du point de vue de la dynamique (problème isotherme), la compétition entre les différents mécanismes agissant sur la phase d'étalement conduit à des régimes d'étalement très différents: étalement simple (formation de spalts), étalement et rebond ou éclatement (splashing). Quand il s'agit d'introduire le transfert de chaleur avec le substrat et plus particulièrement le processus de solidification, le problème devient d'autant plus complexe que les temps caractéristiques ne sont pas assez différents pour pouvoir découpler les deux processus et le nombre de paramètres augmente significativement. De plus les modèles de solidification utilisés jusqu'alors sont des modèles à l'équilibre [90] ne permettant pas de prendre en compte des conditions de solidification rapide.

Il existe deux types de méthodologies différentes pour résoudre les problèmes diphasiques. La première, dite approche lagrangienne, consiste a discrétiser un seul des deux fluides en présence, et considérer l'interface des deux fluides comme condition limite du problème. Les équations de Navier-Stokes dans ce domaine permettent le mouvement de ce milieu sans prendre en compte l'autre fluide. Ce la nécessite un maillage adaptatif qui suit les déformations de l'interface. L'intérêt de ce type de méthode est de fournir avec précision l'évolution de la surface libre en fonction du temps et grâce à un maillage évolutif, de raffiner localement pour améliorer la précision des phénomènes liés à l'interface. Les inconvénients de cette méthodologie résident dans le cout et le temps de calcul nécessaire à la

reconstruction de l'interface et des conditions limites du système à chaque pas de temps. De plus, cette méthodologie n'est pas bien adaptée aux problèmes de rupture de fluide que l'on rencontre par exemple lors du splash qui génère des gouttes secondaire.

L'autre méthodologie est dite eulérienne. Elle consiste à discrétisé les équations sur le domaine entier qui englobe les deux fluides. Les conditions limites sont externes et n'ont pas de lien avec l'interface entre les deux fluides. L'avantage de cette méthode est de s'adapter parfaitement au maillage cartésien uniforme fixe, elle est donc moins couteuse que la précédente. De plus, les phénomènes de rupture d'interface ne ce posent pas de problème de structure dans ce type de méthodologie. Des simulations numériques ont été réalisées grâces à ce principe sur l'impact séquentiel de deux gouttes, la seconde s'écrasant sur une lamelle stabilisée formée par la première [25] ; Ce pendant, de part sa nature, cette méthode nécessite de déterminer la position et la géométrie de l'interface, grâce à l'équation couleur.

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

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

$$\nabla . \mathcal{U} = 0$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} + V . \nabla c = 0$$

$$\rho\left(\frac{\partial \mathcal{U}}{\partial t} + \nabla(\mathcal{U}\mathcal{U})\right) = -\nabla \mathrm{p} + \rho g + \nabla(\mathcal{U}[\nabla \mathcal{U} + \nabla^T \mathcal{U}]) - \sigma \nabla\left(\frac{\nabla c}{\|\nabla c\|}\right)\frac{\nabla c}{\|\nabla c\|} \qquad (2.27)$$

$$\rho c_p^{eq}\left(\frac{\partial T}{\partial t}+(u.\nabla)T\right)=\nabla.(\lambda\nabla T)+Q$$

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

$$VAR_i = c\,VAR_{goutte} + (1\text{-}c)\,VAR_{air}$$

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

2.4. Résolution des équations par éléments finis :

2.4.1. Introduction : Méthodes des éléments finis

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

Etant donnés un domaine continu et une fonction u solutions 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 à un élément K (quadratique) du maillage, notéeϕ_h^k , est de la forme [26]:

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

Ou ϕ_i désigne la valeur de la fonction approchée ϕ_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 ϕ_i de cette combinaison linéaire sont les inconnues ou degré de liberté du problème discret. Les fonctions d'interpolation sont les fonctions de base d'un espace vectoriel de dimension finie Nh dans lequel on cherche à priori la solution discrèteϕ_h.

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

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

2.4.2. Mise en œuvre de la méthode des éléments finis

2.4.2.1. Formulation variationnelle forte :

La formulation forte d'un problème aux conditions aux limites s''ecrit alors comme suit: Trouver $u(x)$ $u(x)$ ∈ espace des solutions U_S tel que [25,26] :

$$L(u) - F = 0 \qquad \forall\, x\epsilon\Omega \qquad B(u) = u_0 \qquad \forall\, x\epsilon\Gamma_{u0} \tag{2.29}$$

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

2.4.2.2. 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 u' tel que [26,27] :

$$u = \sum_{i=1}^{n} N_i u'_i \tag{2.30}$$

Ou $N_i = N_i(x, y)$ désignent les fonctions de forme et u'_i des valeurs nodales indéterminées.

2. introduire (2.30) dans (2.29) il en résulte une erreur ou un résidu ε tel que :

$$\varepsilon = L(u') - F \neq 0 \tag{2.31}$$

Ou $\varepsilon = 0$, $u' = u$ 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 :

$$\int_{\Omega} W_k(L(u') - F)d\Omega = 0 \qquad , \qquad \mathrm{k} = 1,2 \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \mathrm{N} \tag{2.32}$$

Ou N Nombre d'inconnues indépendants du système (2.29).

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

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

On dit que $u \in H_0^1(\Omega)$ est une solution faible de (2.32) si :

$$\forall\, x \epsilon H_0^1(\Omega) \;; \mathrm{a}\,(\mathrm{u}', \mathrm{v}) = \int_\Omega \mathrm{f} v d\Omega \quad (2.34)$$

a $(\mathrm{u}', \mathrm{v})$ Est la forme bilinéaire associée à L Soit un ouvert borné de R^d $\partial\Omega$ est régulier. On Considère alors le problème :

$$L(u) = F \text{ Sur } \Omega \text{ et } u = 0 \text{ sur } \partial\Omega \quad (2.35)$$

2.4.3. Forme généralisée des équations du système et discrétisation:

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

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho c_\emptyset \emptyset) + \frac{\partial}{\partial t}(\rho V_x c_\emptyset \emptyset) + \frac{\partial}{\partial t}(\rho V_y c_\emptyset \emptyset) = \frac{\partial}{\partial x}\left(\Gamma_\emptyset \frac{\partial \emptyset}{\partial \mathrm{x}}\right) + \frac{\partial}{\partial x}\left(\Gamma_\emptyset \frac{\partial \emptyset}{\partial \mathrm{y}}\right) + \mathrm{S}_\emptyset \quad (2.36)$$

Ou :

$\emptyset$: Variable généralisée.

$c_\emptyset$: Coefficient d'advection transitoire.

$\Gamma_\emptyset$: Coefficient de diffusion.

$\mathrm{S}_\emptyset$: Termes source.

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

Variable $\emptyset$	Coefficient d'advection transitoire $c_\emptyset$	Coefficient de diffusion $\Gamma_\emptyset$	Termes source $S_\emptyset$
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	$\frac{K}{\rho c_p^{eq}}$	$\frac{Q}{\rho c_p^{eq}}$
ρ	1	0	0

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

La discrétisation de ces équations permet de convertir les équations aux dérivées partielles en équations algébriques qui sont alors résolues par les méthodes numériques traditionnelles. Le procédé de discrétisation par EF consiste à écrire, après intégration, l'équation généralisée, sous forme matricielle élémentaire [27].

$$([A_e^{TRANSIENT}]+[A_e^{ADVECTION}]+[A_e^{DIFFUSION}])(\phi_e)=\{S_e^{\phi}\} \qquad (2.37)$$

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

2.4.3.1. Terme temporelle :

Le premier des contributions de la matrice élémentaire est le terme de transition. Sa forme générale est simplement [28] :

$$[A_e^{TRANSIENT}] = \int W_i^e \frac{(\partial \rho c_\emptyset \emptyset)^e}{\partial t} d(vol) \quad (2.38)$$

Avec

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

Pour le nœud i:

$$\int W_i^e \frac{(\partial \rho c_\emptyset \emptyset)^e}{\partial t} d(vol) = \int W_i^e \rho c_\emptyset W_j^e d(vol) \frac{\partial \emptyset_j^e}{\partial t} + \int W_i^e \frac{\partial (\rho c_\emptyset)}{\partial t} W_j^e d(vol) \emptyset_j^e \quad (2.39)$$

Les indices inférieurs i et j indiquent le nombre de nœud. Si la deuxième partie de l'équation 2.39 est négligée, la matrice de masse peut être exprimée comme:

$$M_{ij} = \int W_i^e \rho c_\emptyset W_j^e d(vol) \quad (2.40)$$

Si l'approximation localisée de masse est employée.

$$M_{ij} = \delta_{ij} \int W_i^e \rho c_\emptyset \, d(vol) \quad (2.41)$$

Ou:

δ_{ij} : Delta de Kronecker $(0 \text{ Si } i \neq j, 1 \text{ Si } i = j)$

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

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

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

Ou:

δ : Coefficient d'intégration en temps pour la méthode Newmark

L'équation 2.42 est écrite comme suite:

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

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

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

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

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

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

2.4.3.2. Terme d'advection:

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

2.4.3.2.1. Monotone Streamline Upwind Approach (MSU):

Le terme d'advection est manipulé par une approche de ligne de courant monotone basée sur l'idée que le transport pur d'advection est le long des lignes caractéristiques. Il est utile de penser à la formulation de transport d'advection en termes de quantité étant transportée dans un domaine connu de vitesse. Voir Le Schéma 2.9: " l'Approché des lignes de courant D'Upwind ".

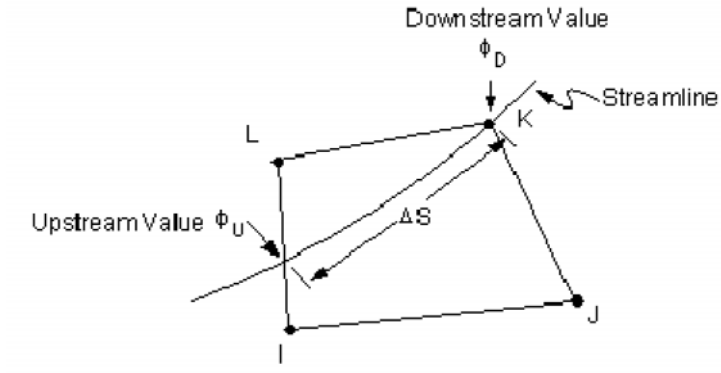


Figure 2.9: l'approche de ligne de courant d'Upwind

Le champ de vitesse lui-même peut être envisagé partout comme ensemble de tangente de lignes profilées aux vecteurs de vitesse. Les limites d'advection peuvent donc être exprimées en termes de vitesses aérodynamiques. Dans le transport pur d'advection, on suppose qu'aucun transfert ne se produit à travers les lignes

caractéristiques, c.-à-d. tout le transfert se produit le long des lignes profilées. Par conséquent on peut supposer que le terme d'advection, s'écrit [28] :

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

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

$$[A_e^{ADVECTION}] = \frac{d(\rho V_s c_\emptyset \emptyset)}{ds} \int W^e \, d(vol) \quad (2.47)$$

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

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

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.

Ds : La distance du point situé en amont à l'aval du nœud.

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

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

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

L'approche de SUPG se compose d'une discrétisation de Galerkin du terme d'advection et d'un additionnel de diffusion-un terme de perturbation qui agit seulement dans la direction d'advection [28] :

$$[A_e^{ADVECTION}] = \int W^e \frac{\partial(\rho V_x c_\emptyset \emptyset)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho V_y c_\emptyset \emptyset)}{\partial y}) \, d(vol) + C_{2\tau} \int \frac{Zh}{2U_{mag}} (\frac{V_x \partial W^e}{\partial x} + \frac{V_y \partial W^e}{\partial y})(V_x \frac{\partial}{\partial x}(\rho c_\emptyset \emptyset) + (V_y \frac{\partial}{\partial y}(\rho c_\emptyset \emptyset)) d(vol) \quad (2.49)$$

Ou:

$C_{2\tau}$: Coefficient global réglé à 1,0

h : Longueur d'élément le long de la direction d'advection

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

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

$Pe = \frac{\rho c_\square U_{mag} h}{2\Gamma_\square}$ Nombre de Peclet

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

2.4.3.2.3. Approche Colloquée De Galerkin (COLG):

L'approche de COLG emploie le même arrangement de discrétisation avec l'approche de SUPG avec un concept colloqué. Dans cet arrangement, un deuxième ensemble de vitesses, (les vitesses nodales élément-élément-based) qui sont faites pour satisfaire l'équation de continuité, tandis que les vitesses traditionnelles sont faites pour satisfaire les équations de quantité de mouvement [28].

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

2.4.3.3. Terme de Diffusion :

L'expression pour les termes de diffusion vient d'une intégration au-dessus du domaine de problème après la multiplication par la fonction pesante [28].

$$\textit{Diffusion contribution} = \int W^e \frac{\partial}{\partial x}\left(\Gamma_{\square} \frac{\partial \square}{\partial x}\right) d(vol) + \int W^e \frac{\partial}{\partial y}\left(\Gamma_{\square} \frac{\partial \square}{\partial y}\right) d(vol) \qquad (2.50)$$

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 [28] :

$$\int W^e \frac{\partial}{\partial x}\left(\Gamma_{\square} \frac{\partial \square}{\partial x}\right) d(vol) = \int \frac{\partial W^e}{\partial x}\left(\Gamma_{\square} \frac{\partial \square}{\partial x}\right) d(vol) \qquad (2.51)$$

Une fois que la dérivée du □ est remplacée par les valeurs nodales et les dérivée de peser fonctionnent, les valeurs nodales seront enlevées des intégrales.

$$\frac{\partial \square}{\partial x} = W_x^e \square \qquad (2.52)$$

$$W_x^e = \frac{\partial W^e}{\partial x} \qquad (2.53)$$

La matrice de diffusion peut maintenant être exprimée comme:

$$[A_e^{DIFFUSION}] = \int (W_x^e \Gamma_{\square} W_x^e + W_y^e \Gamma_{\square} W_y^e) d(vol) \quad (2.54)$$

2.4.3.4. Termes source :

L'évaluation des termes de source se fait comme suite [28]:

$$S_x^{\phi} = \int W^e S_{\square} d(vol) \quad (2.55)$$

Conclusion :

Ce deuxième chapitre été consacre principalement a la modélisation mathématique du problème, et comme on un écoulement de deux fluides incompressible non miscibles avec un transfert de chaleur, alors on a introduit les équations de la dynamique des fluides réunies avec les équations du transfert de chaleur. La résolution de ces équations nécessite principalement deux méthodes, la première méthode est la méthode des éléments finis et le deuxième est la méthode VOF (volume of fluid), pour cela on fait appel à la simulation numérique parce que la résolution de ce système d'équation nécessite beaucoup de temps.

Chapitre 3 : Résultats et discussions

Introduction :

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

De nombreux modèles et simulations numériques tentent de prédire la forme des lamelles. Le plus souvent les auteurs font l'hypothèse que les phénomènes d'étalement et de solidification ne sont pas simultanés, et supposent que la vitesse du front de solidification à travers la lamelle est plus faible que la vitesse d'étalement de la goutte sur le substrat [1].

Les travaux de Kudinov et al. [2] 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 3.1). Une gouttelette totalement fondue s'étalerait correctement avec une vitesse faible et éclaterait au moment de l'impact sous l'action des forces de surface avec une vitesse élevée. Ce phénomène étant appelé éclaboussure à l'étalement ou suivant l'appellation anglo-saxonne utilisée par la suite « flattening splashing ». Dans le cas d'une particule partiellement fondue, le noyau solide resterait piégé au centre de la lamelle ou serait éjecté conduisant à une lamelle de forme annulaire.

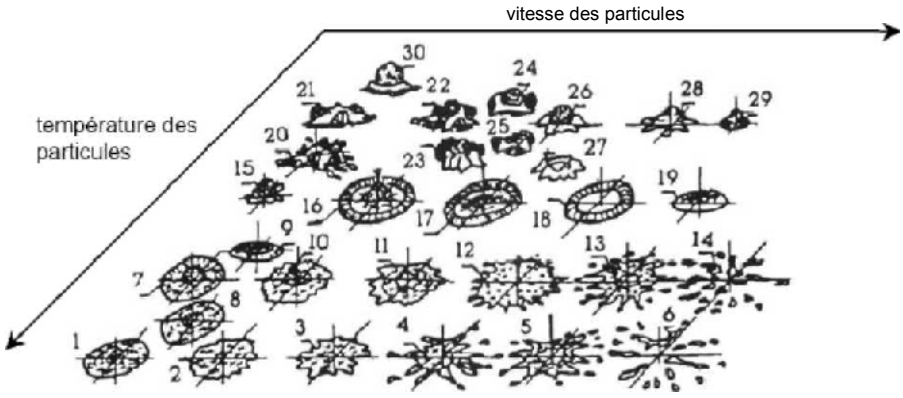


Figure 3. 1: Influence de vitesse et température des particules d'alumine projetées par Plasma avant impact sur la morphologie des lamelles [2]

Cependant, dans cette première étape de l'étude nous proposants de simulé et étudier le refroidissement et la dynamique de l'impacte d'une particule en aluminium déposée sur une couche d'oxyde de fer d'un substrat en acier, Figure 3.1.2.

3.1. Matériaux utilisés

Dans cette étude numérique, nous nous sommes intéressés à des particules d'alumine fondues dans un jet plasma et projetées sur un couche de l'oxyde de fer de substrat métallique(acier d'outille H13) Le choix de l'alumine a été orienté par les nombreuses études déjà menées ou en cours dans des laboratoires, telle que les travaux expérimentaux de Mebdoua Yamine, Minxia Xue ,Yoav Heichal ,Sanjeev Chandra et Javad Mostaghimi [3]qui ont été consacrés à l'étude de formation d'une lamelle individuelle d'alumine sur substrat en acier ;et qui sera l'objet d'identification de nos résultats.

3.1.1. L'alumine

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

- 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 [4].
- une dureté HV sous une charge de 1 N de 9,21 GPa [4] ;
- Une bonne résistance à l'usure : un dépôt d'alumine par projection plasma présente un taux d'usure de l'ordre de 4.10^{-5} mm³/Nm, à l'abrasion par une bille de Sic de 6 mm de diamètre et sous une charge de 5 N à température ambiante, ce taux d'usure augmente jusqu'à 3.10^{3} mm³/Nm lorsque la température augmente à 400°C [4] ;

- Une bonne résistance chimique aux acides concentrés et dilués, aux alcalins, aux Halogènes et aux métaux et une bonne résistance à l'oxydation.

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

- Les applications mécaniques, l'alumine est l'abrasif le plus répandu à coté du carbure de silicium. Elle est utilisée aussi contre l'usure et la corrosion par des particules solides [4]
- Les applications réfractaires : résistances aux hautes températures : l'alumine sert à protéger l'acier contre la corrosion à haute température [4]
- Les applications médicales : le caractère biocompatible de l'alumine permet son utilisation dans la fabrication des prothèses en orthopédie [4]
- Les applications électriques et électroniques : l'alumine est employée dans la fabrication des bougies d'allumage pour automobile (toutes premières applications automobiles) et dans de nombreux produits d'isolation. Elle est l'isolant de nombreux ozoniseurs. Dans l'électronique, le principal produit est le substrat isolant sur lequel sont déposés des circuits conducteurs ou résistifs, voire capacitifs ou inductifs [4].
- Les applications optiques : les films d'alumine permettent la réalisation de guide d'onde optique dans le visible et l'infrarouge et permettent aussi de protéger des capteurs solaires [4].

3.2. Propriétés des particules à l'impact

Pour l'alumine :

$$\rho = 2{,}79.10^{3}[1 - 4{,}22.10^{-5}(T - T_f)] \quad (3\text{-}1)$$

$$\mu = 2{,}87.10^{-9}T_{exp}(2{,}05.\frac{10^4}{T}) \quad (3\text{-}2)$$

Pour l'acier

$$\rho = 0{,}9246.10^{4} - 1{,}481T + 1{,}425(\frac{T}{100})^{2} \quad (3\text{-}3)$$

$$\mu = 0{,}3162.10^{-3}exp^{(5{,}004.\frac{10^3}{T})} \quad (3\text{-}4)$$

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

Propriétés	Aluminium	Acier d'outil	Oxyde de fer
Densités (Kg/m³)	2750	7800	5240
Température de fusion en °C	570	-	-
Chaleur de fusion (J/Kg)	389	-	-
Viscosité cinématique en (m²/s)	°C 0 $4.5E^{-7}$ 700 $4E^{-7}$	-	-
Conductivité thermique liquide (W/m K)	70	-	-
Chaleur spécifique liquide (J/Kg K)	1000	-	-
Tension superficielle (N/m)	1.07	-	-
	°C 100 144.5	°C 27 17.6	

Conductivité thermique solide (W/m K)	200	147.5	204	23.4	2.9
	300	152.5	427	25.1	
	400	148	649	26.8	
Chaleur spécifique (J/Kg K)	℃		℃		670
	300	980	20	460	
	400	1050	500	550	
	479	1150	600	590	

Tableau 3.1: Propriétés Thermo physique d'alliage d'Aluminium, Oxyde de fer et l'acier H13. [3]

3.3. L'impact d'une particule d'alumine totalement fondue sur les substrats oxydé et non-oxydé:

La figure (3.1) représente les résultats de simulation de l'impact d'une particule en aluminium d'un diamètre de 3.92mm initialement a une température de 630℃ et une vitesse de 3m/s sur un substrat en acier H13 d'outil initialement a 200℃ . La gouttelette commence a se propagée a 0.1 ms symétriquement par rapport au point d'impact, le liquide suit la topographie de la surface

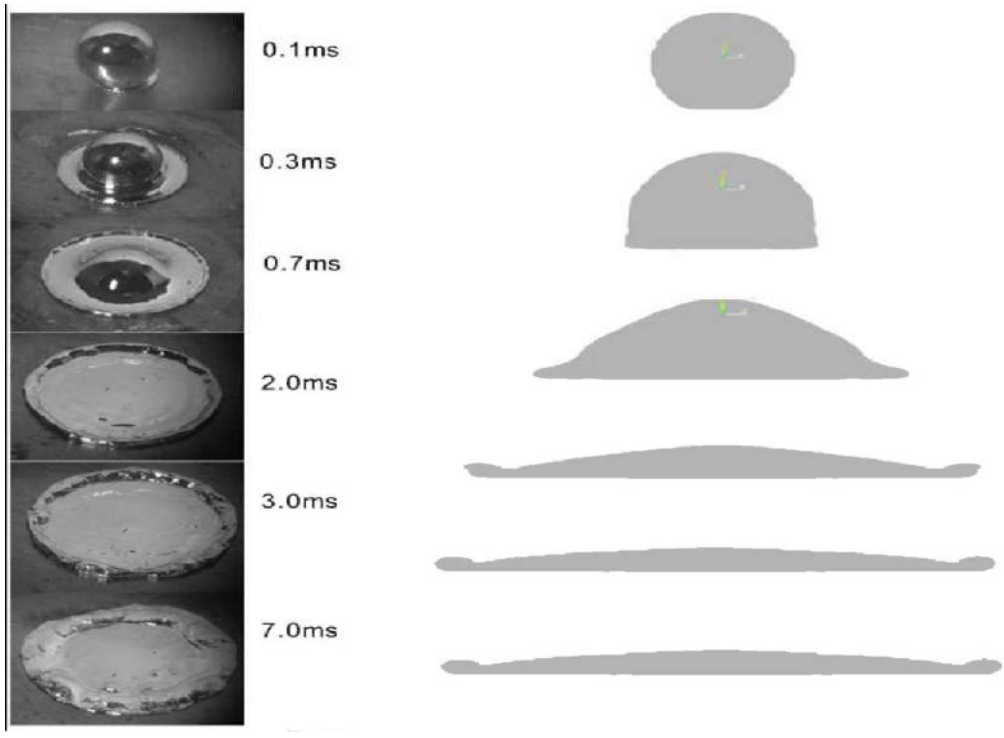


Figure 3.1.2: Impact séquentielle d'une goutte d'alumine de 3,92 mm de diamètre avec une vitesse de 3m/s et une température de 630°C sur un substrat non-oxydé en acier H13 initialement a 200°C. [5]

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



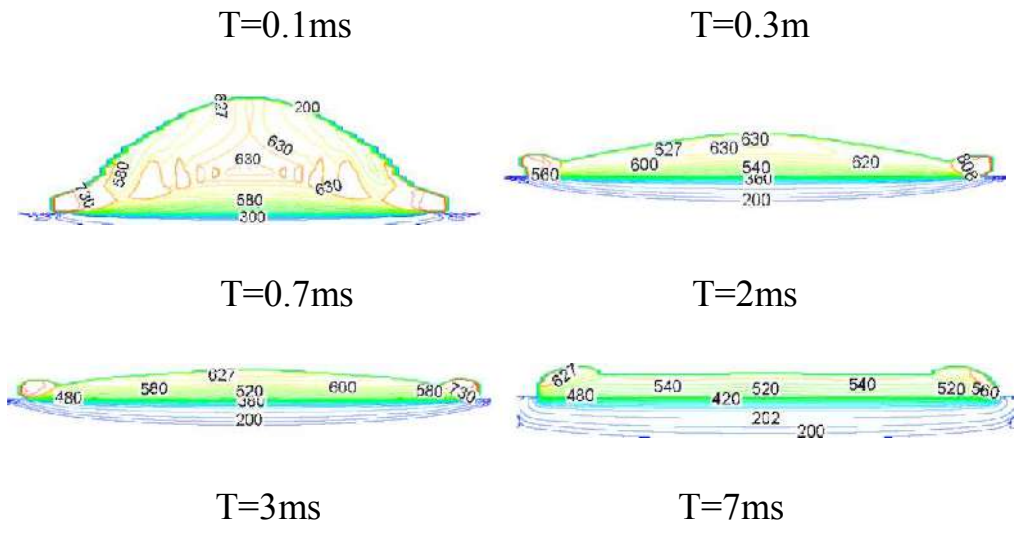
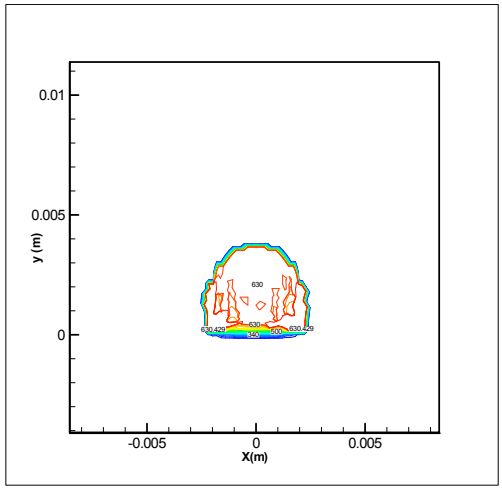
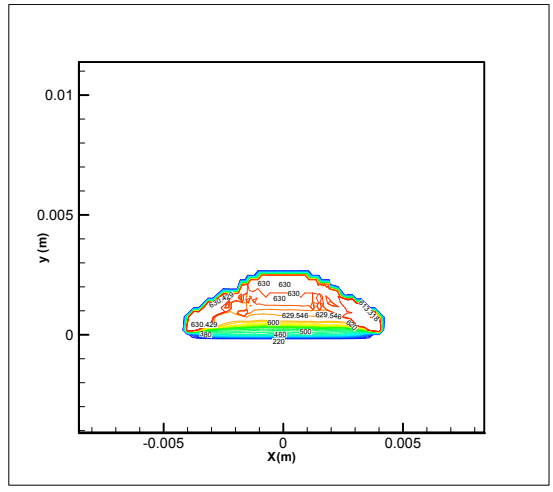


Figure 3.1.3a: distribution de la température lors de l'impact d'une particule d'aluminium initialement avec une vitesse de 3m/s et une température de 630℃ sur un substrat non-oxydé en acier H13 initialement a 200℃. [5]

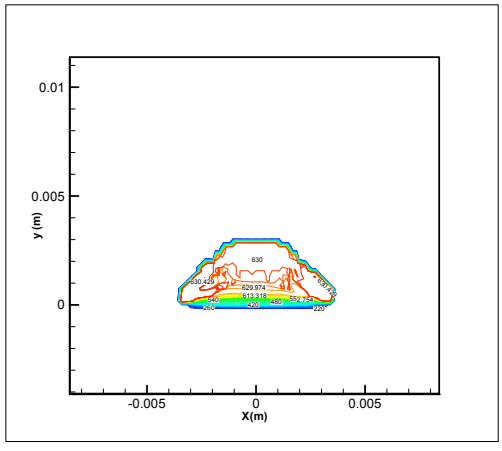
La (Figure 3.1.3b) qui représente la distribution de température pendant l'impact de la gouttelette ou le modèle de transfert thermique utilisé a permis d'observé que les doigts à la périphérie de lamelle formé ont solidifié en retard et ont arrangé sur des aspérités approximatives de substrat. Ceci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



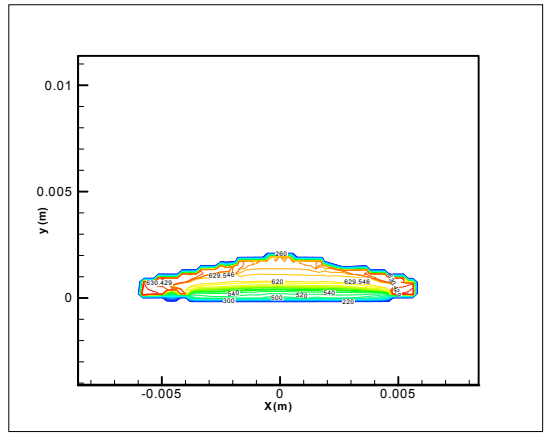
T=0.1ms



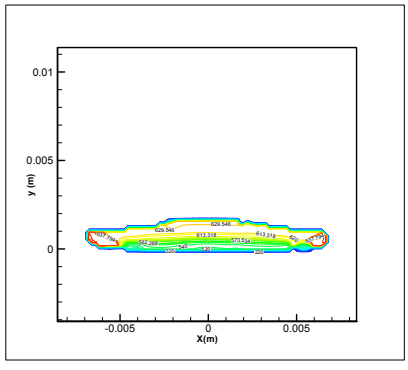
T=0.3ms



T=0.7ms



T=2ms



T=3ms

Figure 3.1.3b: distribution de la température lors de l'impact d'une particule d'aluminium initialement avec une vitesse de 3m/s et une température de 630°C sur un substrat oxydé en acier H13 initialement a 200°C.

La Figure 3.1.4 compare le facteur d'étalement de la goutte d'alumine dans le modèle proposé et dans celui expérimentale et de simulation entre substrat oxydé et non oxydé, L'étalement et la forme de la goutte sont semblables au cours de l'impact. À l'instant t = 0.7 ms, la goutte s'étale encore et se commence à prendre la forme d'une lamelle, après l'instant t=20ms la goutte se stabilise et prend la forme de l'étalement finale dans les deux cas.

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

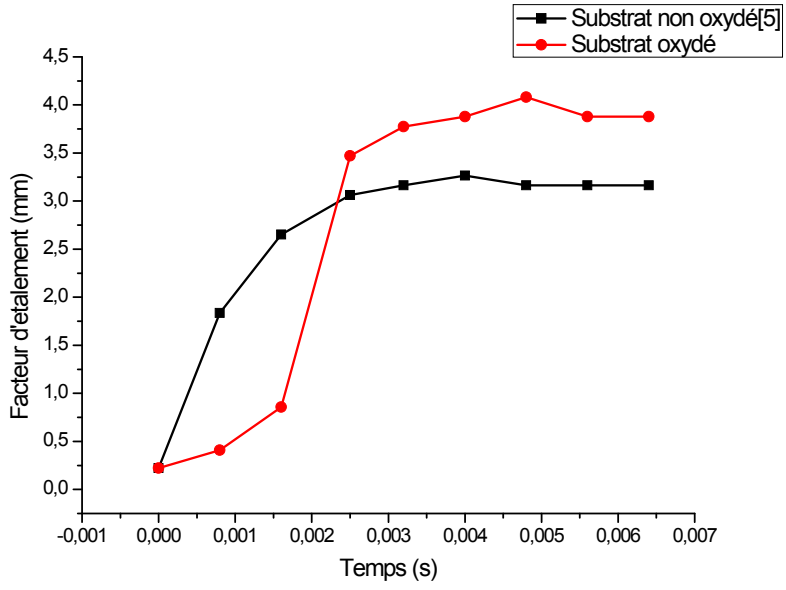


Figure 3.1.4: Facteur d'étalement d'une goutte d'alumine (3.92mm de diamètre).

D'autre part la Figure 3.1.5 témoignent d'un phénomène de modification de la cristallinité [c'est-à-dire atteignant une température comprise entre Tg (température de transition vitreuse) et Tf (température de fusion), dans l'acier qui se produisant lors de la phase d'étalement/solidification de la particule d'alumine.

Donc en peut dire que, aux tous premiers instants suivants le premier contact de la goutte avec la cible, la température du substrat oxydé au point d'impact augmente rapidement et la Resistance thermique diminue. Après un étalement partiel, la surface de contact entre le

substrat et la goutte augmente, alors que la température du substrat reste quasi-constante. La température du substrat augmente beaucoup plus lentement alors que la température de surface de la goutte s'abaisse ; donc la résistance de contact associée augmente pour atteindre son maximum a la fin de l'étalement.

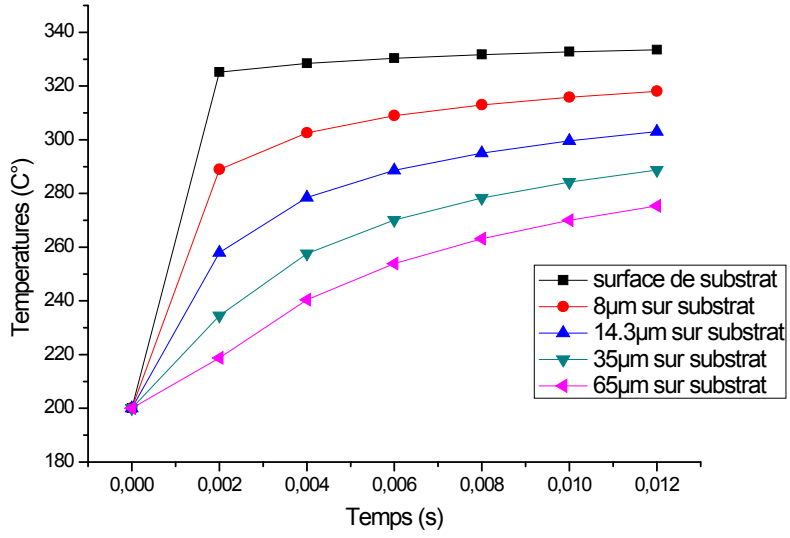


Figure 3.1.5: profiles de température dans le temps pour cinq position dans le substrat.

3.4. Distribution de la pression le long du substrat :

Apres l'impact de la goutte sur le substrat, il y a toujours une variation de pression le long du substrat, la figure 3.1.6 montre qu'à l'instant 0.3 ms la particule qui permet une bonne adhérence de lamelle sur substrat oxydé et engendre une pression élevée (60000Pas), principalement sur le premier point d'impact particule-substrat, avec le temps cette pression se minimise jusqu'à ou elle devient nulle.

Par contrée les deux cas (0.7ms, 7ms) en remarque que juste d'impact de la particule, la pression reste un peut élever ou nulle, car effet de la pression est déjà partager au niveau de surface de substrat, et l'étalement de la particule rapide elle minimise et obserber la chut de pression.

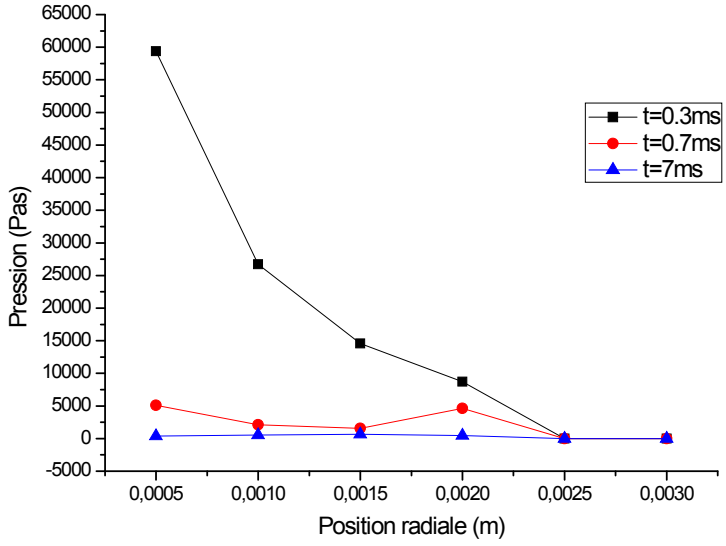


Figure 3.1.6: variation de la pression le long du substrat.

La Figure 3.1.7 d'où une bonne interaction goutte/substrat, qui favorise le transfert de chaleur transversale vers le substrat et non pas radialement dans la lamelle, il faut note ici que la pression d'impact sur la figure 3.1.7 est augmente de trois fois lorsque la particule est 70% non fondue se qui favorise l'adhérence, entre la lamelle et le substrat.

On peut dire donc que l'état partiellement fondue est plus efficace pour l'amélioration de l'adhérence, c'est-à-dire pour forme une bonne lamelle.

Et on peut dire encore que, lorsque on va approcher vers la fin d'étalement on remarque que la pression minimise jusqu'a devient nulle et par contre au début de l'étalement, ce qui permet de transférer une quantité d'énergie plus élevée vers le substrat, et donc la particule a rapidement refroidie, alors on peut conclure que la dynamique a donc une influence importante sur les phénomènes thermiques.

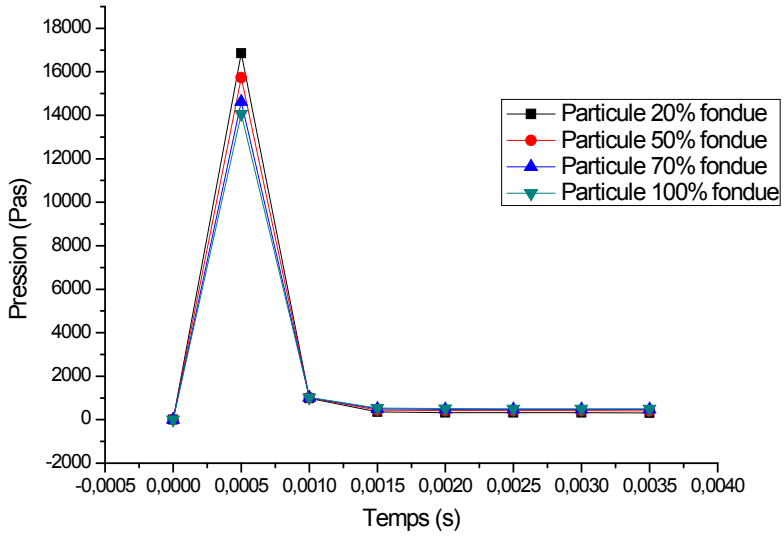


Figure 3.1.7: Pression d'impact pour différentes états de fusion.

La figure 3.1.8 donc on peut dire que le cisaillement d'amincissant et la distribution de la température interne affecte principalement le rapport d'étalement de la gouttelette, et donc la forme finale de la lamelle.

Et autre fassent en remarque que les particules (100%,70%,50%, fondue) prendrais le facteur d'étalement élevée par rapport au temps se permet le point d'impact subissent un choc qui entraîne leur déformation et leur aplatissement sous forme de lamelles, Cet étalement est lié au transfert de l'énergie cinétique en énergie d'écoulement visqueux et en énergie de tension de surface.

Donc en remarque que la particule (20% fondue) prendrais le facteur d'étalement par rapport au temps baisse se permet le point d'impact subissent un choc qui entraîne leur déformation est reste un peut aux même et leur aplatissement sous forme de lamelles.

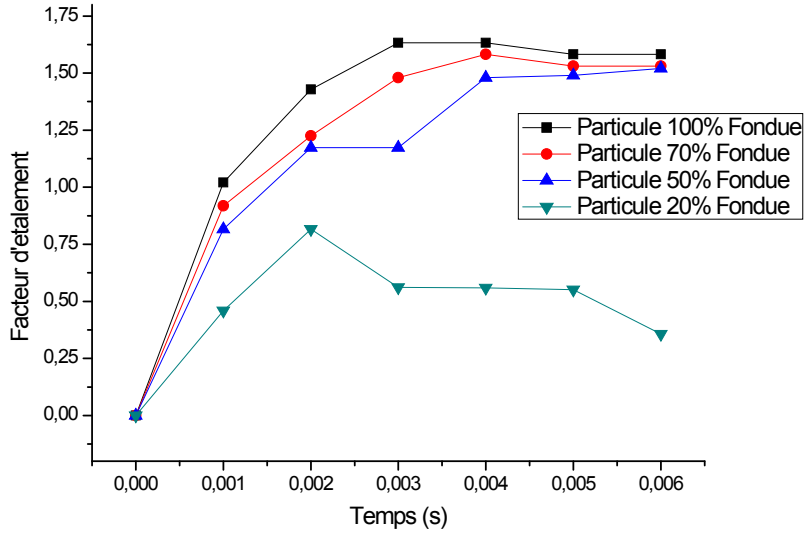


Figure 3.1.8: Facteur d'étalement pour différentes états de fusion.

Conclusion :

Ce chapitre a été consacre principalement a la discussion des résultats lors de l'impact d'une particule d'aluminium sur un substrat oxydé en acier d'outil, finalement on a obtenue les

différentes facteurs intervenant lors de l'impact et l'étalement de la particule sur le substrat tels que le facteur d'étalement, la pression d'impact et la propagation de la température dans le substrat .

Conclusion générale

Conclusion générale :

Ce travail s'intéresse a la projection plasma, ce dernier procède de revêtement possède une grande importance dans l'industrie, parmi les matériaux utilises dans ce possède on cite l'aluminium ; un matériau fortement utilise dans les barrières thermique, l'isolation électrique….

Pour la réalisation de ce travail on utilise principalement deux méthodes (VOF et EF).

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 sur l'impact des particules de poudre qui s'écrasent sur le substrat, pression d'impact pour différentes états de fusion, Facteur d'étalement pour différentes états de fusion, les résultats obtenues montrent que les deux paramètres jouent un rôle important sur la morphologie finale du lamelle, la particule (goutte) possède une l'énergie cinétique, âpres l'impact avec le substrat oxydé cette énergie sera convertie en énergie de surface et en travail des forces visqueuses, lorsque l'énergie interne initiale est basse ,ainsi que L'impact de , la particule diminue la pression d'étalement et par conséquent la surface de contact.

Les perspectives de ce travail concernent la mise en place de la simulation en 3D de L'impact de goutte, bien que cela nécessite une taille mémoire conséquente. Cependant, l'analyse 2D a permis de donner une idée sur les phénomènes intervenant lors de la projection plasma et aussi de donner une grandeur des dimensions de maillage à respecter ainsi que de localiser les zones ou l'on devra porter notre attention.