

Université de Technologie de Belfort-Montbéliard
Ecole Doctorale Sciences Physiques pour l'Ingénieur et Microtechniques

THESE

Présentée pour obtenir le grade de

Docteur de l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard en
Sciences pour l'Ingénieur

Le 2 décembre 2013 Par

Min YU

Elaboration de composites à matrice métallique d'alliages
d'aluminium par projection à froid

Rapporteurs

Monsieur Igor SMUROV, Professeur des universités, DIPI, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint Etienne, SAINT ETIENNE

Monsieur Bernard NORMAND, Professeur des universités, INSA de LYON

Examineurs

Monsieur Thierry DUVAUT, Professeur des universités, Université de Reims, REIMS

Monsieur Wenya LI, Professeur, Université Polytechnique de Nord-ouest, CHINE

Monsieur Rodolphe BOLOT, Maitre de conférences, HDR, Université de Technologie de Belfort Montbéliard

Monsieur Hanlin LIAO, Professeur des Universités, Université de Technologie de Belfort Montbéliard

Remerciements

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été réalisés au Laboratoire d'Etudes et de Recherches sur les Matériaux, les Procédés et les Surfaces (IRTES-LERMPS) de l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard (UTBM) sous la direction de Monsieur le Professeur Hanlin LIAO.

Je tiens à remercier Madame le Professeur Cécile LANGLADE, directrice de l'IRTES-LERMPS de m'avoir accueillie au sein de son équipe. Je lui suis reconnaissante de la confiance qu'elle m'a accordée pour mener à bien ces recherches.

Cette thèse a été réalisée sous la direction de Monsieur le Professeur Hanlin LIAO et de Monsieur le Professeur Wenya LI qui m'ont soutenue et conseillée tout au long de ces années d'étude. En travaillant avec eux, j'ai appris beaucoup de connaissances scientifiques et morales qui me seront très utiles pour mener à bien mes futurs projets. Je leur suis très reconnaissante non seulement des aides techniques qu'ils m'ont apportées, mais aussi pour leurs aides dans la vie quotidienne.

Je remercie Monsieur le Professeur Thierry DUVAUT de m'avoir fait l'honneur de présider le jury, ainsi que Messieurs les Professeurs Igor SMUROV et Bernard NORMAND pour avoir accepté de rapporter ma thèse. Je remercie particulièrement Monsieur Rodolphe BOLOT d'avoir participé au jury et corrigé ce mémoire avec une démarche scientifique rigoureuse. Je tiens tout particulièrement à remercier Monsieur Christophe VERDY pour ses corrections lors de la rédaction en français de ce mémoire. Ces modifications ont contribué à améliorer la qualité de ce mémoire.

Je tiens à adresser un remerciement spécial à Monsieur Xinkun SUO pour ses nombreuses aides lors des manipulations de projection. J'adresse aussi toute mon amitié aux collègues du laboratoire IRTES-LERMPS pour leurs encouragements.

Enfin, je ne remercierai jamais assez mes parents pour m'avoir soutenue tout au long de mes études. Merci aux membres de ma famille qui ont su être compréhensifs et patients.

SOMMAIRE

SOMMAIRE	1
INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE 1 ETAT DE L'ART SUR LA PROJECTION A FROID	3
1.1 Le procédé Cold Spray	3
1.1.1 Principe	3
1.1.2 Schéma d'une installation de Cold Spray.....	4
1.1.3 Caractéristiques du Cold Spray	5
1.1.4 Les paramètres du Cold Spray.....	6
1.1.5 Principe de formation d'un dépôt par Cold Spray	7
1.1.6 Applications potentielles du Cold Spray	17
1.2 Élaboration des dépôts composites.....	19
1.2.1 Introduction	19
1.2.2 Comparaison du Cold Spray avec les procédés thermiques	21
1.2.3 Dépôts composites à matrice aluminium renforcés par céramique	22
1.2.4 Dépôts composites à partir de poudres composites	26
1.3 Objectifs.....	27
Référence.....	27
CHAPITRE 2 MATERIAUX UTILISES ET CONDITIONS EXPERIMENTALES DU PROCEDE COLD SPRAY	35
2.1 Matériaux utilisés.....	35
2.1.1 Poudre pour la matrice	35
2.1.2 Poudre de renfort.....	36
2.1.3 Poudres mélangées	38
2.1.4 Substrat.....	39
2.2 Élaboration des dépôts par cold spray.....	39
2.2.1 Système cold spray.....	39
2.2.2 Paramètres de projection	41
2.3 Moyens de caractérisation.....	41
2.3.1 Mesure de la taille de poudre	41
2.3.2 Observation de la microstructure.....	41
2.3.3 Détermination de la porosité et de la teneur en renfort dans des dépôts.....	42
2.3.4 Dureté des dépôts	42
2.3.5 Cohésion des dépôts.....	43
2.3.6 Test de frottement des dépôts.....	44

2.4 Simulation numérique	45
2.4.1 Simulation de la vitesse des particules	45
2.4.2 Simulation de la déformation des particules.....	47
RÉFÉRENCES	52
CHAPITRE 3 ETUDE SUR LES DEPOTS COMPOSITES AL5056/SiC_p.....	55
3.1 Introduction.....	55
3.2 Effet de la température du gaz	55
3.3 Effet de la fraction de SiC-67 dans les poudres.....	59
3.3.1 Microstructures	59
3.3.2 Propriétés mécaniques.....	63
3.3.3 Comportement en frottement.....	67
3.4 Effet de la taille de SiC	72
3.4.1 Introduction	72
3.4.2 Simulation de la vitesse de particule	73
3.4.3 Microstructures des dépôts.....	76
3.4.4 Propriétés mécaniques des dépôts	80
3.4.5 Comportement de frottement.....	84
3.5 Conclusion	85
Références	86
CHAPITRE 4 - MECANISMES DE FORMATION DES DEPOTS COMPOSITES ELABORES PAR COLD SPRAY	89
4.1 Elaboration d'Al5056/SiC_p par Cold Spray	Erreur ! Signet non défini.
4.1.1 Introduction	89
4.1.2 Construction de la première couche du dépôt.....	90
4.1.3 Comportement des particules de SiC pendant la projection Cold Spray	92
4.1.3.1 Comportement général des particules de SiC	92
4.1.3.2 Effet de la taille des particules de SiC.....	93
4.2 Effet de la dureté de la matrice et de la phase de renfort sur le comportement des dépôts	97
4.2.1 Introduction	97
4.2.2 Résultats et microstructures des dépôts AZ91D/SiC et Al5056/In718.....	99
4.2.3 Discussion.....	101
4.3 Conclusion	102
RÉFÉRENCES	103
CHAPITRE 5 ANALYSE PAR ELEMENTS FINIS DU PROCEDE COLD SPRAY PAR METHODE EULERIENNE	105
5.1 Introduction.....	105

SOMMAIRE

5.2 Comparaison des déformations simulées avec les observations expérimentales^[9]	106
5.3 Prédiction de la vitesse critique	108
5.3.1 Bibliographie sur la vitesse critique de Cu	108
5.3.2 Prédiction de la vitesse critique de Cu	109
5.4 Extension du modèle à d'autres matériaux	113
5.5 Extension au modèle composite	125
5.5.1 Simulation des déformations des particules d'Al5056	125
5.5.2 Simulation des déformations des particules composites d'Al5056 avec In718.....	127
5.6 Conclusion	130
Références	131
APPENDICE I	135
CONCLUSION GENERALE	137
RESUME	139
ABSTRACT	141

SOMMAIRE

Introduction générale

Avec la demande, dans les secteurs de la défense et de l'aérospatiale, de matériaux présentant un rapport résistance/densité élevé, la fabrication des composites à matrice métallique (CMM) basés sur des matrices de Mg, Al, Ti et leurs alliages avec des renforts tels que Al_2O_3 , SiC, TiN et d'autres particules dures, devient très importante grâce à leurs excellentes propriétés physiques et chimiques. Les CMM renforcés par des particules (CMMp) sont largement utilisés parmi les matériaux composites. Les CMMp peuvent être produits par diverses méthodes telles que la fusion, le moulage, le frittage, la projection thermique *etc.* Cependant, concernant le processus de fusion, la matrice métallique est susceptible de réagir avec le renfort et de former ainsi des phases fragiles nocives et présentant des propriétés mécaniques médiocres, et de créer des problèmes sévères de corrosion à températures élevées. Par ailleurs, l'oxydation des matériaux métalliques à températures élevées pendant le processus de fusion affaiblit les propriétés mécaniques.

Récemment, le procédé Cold Spray a été largement étudié en raison de son rendement matière et de la conservation des propriétés initiales du matériau de départ. Suivant ce procédé, le dépôt est formé grâce à la déformation plastique de particules solides à une température bien inférieure au point de fusion du matériau lors de leur impact sur le substrat. Par conséquent, les effets néfastes de l'oxydation, des transformations de phase, de la décomposition, de la croissance des grains et d'autres problèmes inhérents aux voies de production classiques peuvent être minimisés ou éliminés.

Différents dépôts très diversifiés peuvent être préparés par Cold Spray: métaux et alliages, composites et même matériaux nanostructurés. Parmi ces applications, l'un des forts potentiels applicatifs du procédé Cold Spray réside dans la réalisation de matériaux composites. Ce thème constitue un des axes majeurs de développement de ces dernières années. Le procédé Cold Spray a été utilisé avec succès pour obtenir divers CMM renforcés par des particules dures, telles que Al_2O_3 , SiC, TiN, diamant ou encore nanotubes de carbone. Les paramètres du procédé, l'amélioration des équipements de projection et les caractérisations des dépôts ont été largement étudiés par de nombreux chercheurs au cours des dernières années. Toutefois des questions fondamentales, telles que l'effet de la taille des renforts, de la fraction volumique des renforts, ou encore les processus de construction et les mécanismes de formation des dépôts composites n'ont toujours pas de réponses précises à ce jour.

Ces différents points ont été étudiés dans ce travail. Des dépôts composites d'Al5056 renforcés en SiC avec différentes teneurs et pour différentes tailles de particules ont été fabriqués au moyen du procédé Cold Spray. L'analyse de ces dépôts en termes de microstructure, de microdureté, de cohésion de dépôt et de comportement en frottement, a été réalisée dans un premier temps. Enfin une recherche portant sur le processus de déformation des particules et les mécanismes de formation d'un dépôt composite a été réalisée à l'aide des logiciels Fluent et ABAQUS.

Ce mémoire est constitué de cinq chapitres :

1. Dans le premier chapitre, une recherche bibliographique portant sur le procédé Cold Spray, les mécanismes de déformation aux interfaces, l'adhérence et l'état de l'art de la préparation de revêtements composites par Cold Spray est présentée.
2. Dans le deuxième chapitre, le système de projection, les paramètres de fonctionnement, les méthodes de caractérisation des dépôts, ainsi que les modèles et paramètres de simulation sont exposés.
3. Le troisième chapitre présente les dépôts composites d'Al5056 renforcés par différentes teneurs de SiC et pour différentes tailles de particules de SiC. Les effets de la teneur et de la taille des particules céramiques sur la microstructure et les propriétés sont analysés.
4. Le quatrième chapitre s'intéresse à la construction du revêtement composite et au comportement du dépôt céramique au cours du procédé Cold Spray. Différentes combinaisons matrice/renfort ont été utilisées pour étudier les facteurs pouvant influencer la fraction volumique des renforts dans les dépôts composites.
5. Dans le cinquième chapitre, les déformations de particules ont été calculées afin d'offrir une fenêtre de conditions pour explorer les phénomènes associés à la vitesse critique et aux mécanismes de liaison lors du procédé Cold Spray, à l'aide un modèle Eulérien. Enfin, ce modèle a été étendu au cas d'un dépôt composite pour considérer le procédé d'empilement pendant le procédé Cold Spray.

Chapitre 1 Etat de l'art sur la projection à froid

Le procédé de projection à froid (Cold Spray) a été découvert il y a 32 ans par des scientifiques du laboratoire de l'Institut de Mécanique Théorique et Appliquée de la Branche Sibérienne de l'Académie Russe des Sciences à Novossibirsk en Russie. Cette technique a fait l'objet d'un premier brevet américain en 1994 et d'un brevet européen en 1995. En 1995, les premières présentations concernant cette technique ont été faites lors de la conférence ITSC (International Thermal Spray Conference) 1995. Au début des années 2000, différents matériels de Cold Spray ont été commercialisés, ce qui a permis la diffusion de ce procédé aussi bien dans les instituts de recherche que dans les entreprises. Le Cold Spray a connu une croissance assez forte et des colloques aussi bien nationaux qu'internationaux lui sont désormais consacrés.

1.1 Le procédé Cold Spray

1.1.1 Principe

La définition du Cold Spray a été donnée par l'un de ses inventeurs, Anatolii Papyrin : un procédé permettant de réaliser des dépôts en exposant un substrat métallique à un jet de particules à haute vitesse (300-1200 m/s) accélérées au moyen d'un écoulement supersonique d'un gaz comprimé ^[1].

Le procédé est fondé sur l'injection d'un gaz (air, azote, hélium) comprimé, généralement entre 1 et 4 MPa, dans une tuyère De Laval (Figure 1-1). Ce type de tuyère présente une géométrie particulière de type convergent-divergent. Le gaz injecté est accéléré dans la partie divergente de la buse jusqu'à atteindre une vitesse supersonique. Les particules sont introduites axialement à l'aide d'un gaz porteur dans la partie convergente de la tuyère et sont accélérées lors de la détente du gaz après le passage du col. Le temps de séjour des particules dans le gaz de projection éventuellement préchauffé est relativement bref, si bien que la température des particules reste toujours très inférieure à la température du gaz. Dans tous les cas, les particules sont toujours à l'état solide lors de leur impact sur le substrat. Cet impact se caractérise par une forte déformation plastique de la particule permettant son adhésion sur le substrat ou les autres particules déjà déposées.

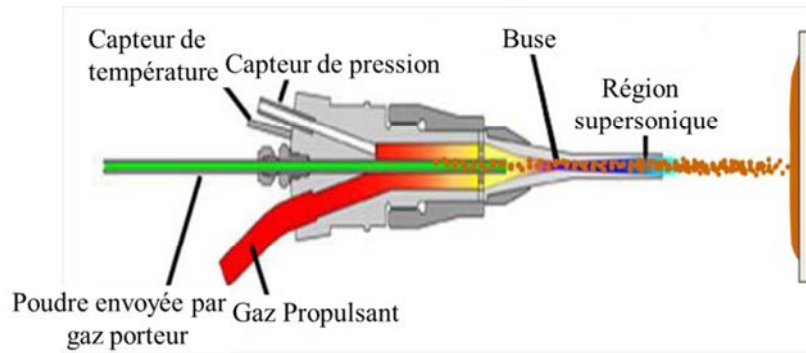


Figure 1-1 : Principe du procédé Cold Spray

1.1.2 Schéma d'une installation de Cold Spray

Les systèmes Cold Spray actuels permettent de réguler la pression et la température au niveau de la partie amont de la buse de projection (Figure 1-2). Deux lignes sont généralement distinctes : celle du gaz principal et celle du gaz porteur servant à l'alimentation du distributeur de poudre. Le gaz principal est généralement préchauffé à l'aide d'un tube résistif en forme de spirale. Ce chauffage permet une élévation de la température des particules afin de les rendre plus aptes à la déformation lors de l'impact.

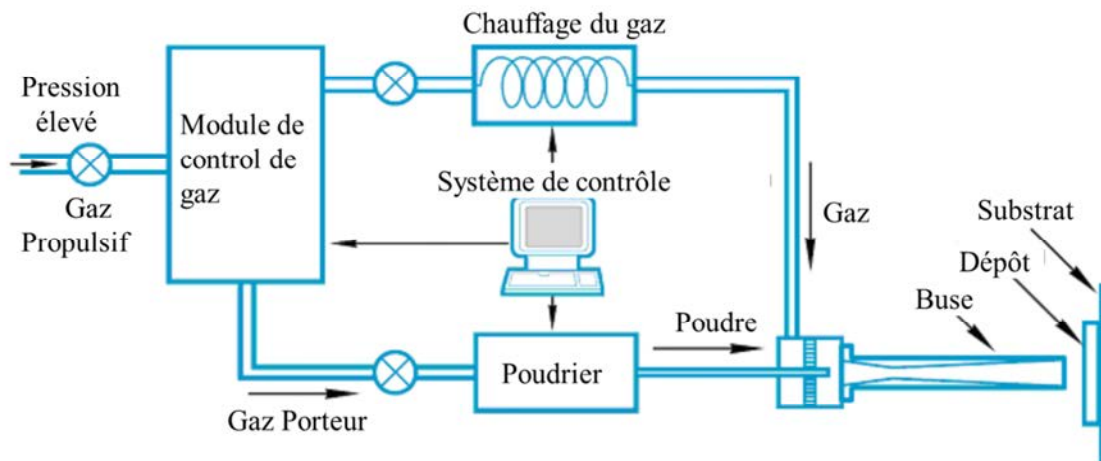


Figure 1-2 : Schéma d'un système Cold Spray

1.1.3 Caractéristiques du Cold Spray

Par rapport aux autres procédés de projection thermique où les matériaux sont toujours fondus (ou semi fondus) avant de venir s'écraser sur le substrat, le procédé Cold Spray se différencie surtout par l'absence de changement d'état physique des matériaux projetés : les particules restent à l'état solide tout au long de leur trajet dans le jet gazeux. L'énergie cinétique dissipée lors de l'impact, reste insuffisante pour fournir l'énergie nécessaire à la fusion globale des particules. Les vitesses et températures généralement atteintes (Figure 1-3) sont dans les gammes de 300 à 1200 m/s et 20 à 600°C. Les spécificités du Cold Spray, à savoir une faible température et une forte déformation plastique, impliquent des avantages et des inconvénients.

Grâce à la faible température atteinte par les particules, le Cold Spray est très avantageux pour projeter des matériaux sensibles à l'oxydation, comme les alliages de Cu, d'Al ou de Ti^[2]. Les dépôts présentent un taux d'oxydation similaire, voire même légèrement inférieur aux matériaux précurseurs^[3]. La projection des particules se fait sous forme solide : les effets indésirables d'évaporation et de fusion avec les possibles altérations des phases ne se produisent pas.

Les autres avantages du Cold Spray sont résumés par McCune^[4] et Li^[5] ainsi :

- les dépôts peuvent atteindre de fortes épaisseurs : de quelques dizaines de μm à plusieurs centimètres
- les dépôts présentent généralement des contraintes résiduelles dans un état de compression
- le taux de porosité peut être très faible et conduire à une excellente résistance à la corrosion
- l'adhérence est élevée, typiquement de 40 à 180 MPa
- le faible échauffement du substrat limite l'emploi de dispositifs de refroidissement
- le jet très directif limite les éventuels masquages des pièces à revêtir

Le Cold Spray présente toutefois des limites : les matériaux projetables sont de nature métallique ou à matrice métallique. Ils doivent avoir un comportement ductile : Al, Cu, Fe, Zn, Ti, Ni,... et leurs alliages ainsi que des alliages à haute résistance, tels que des MCrAlY, Inconel ou aciers inoxydables austénitiques.

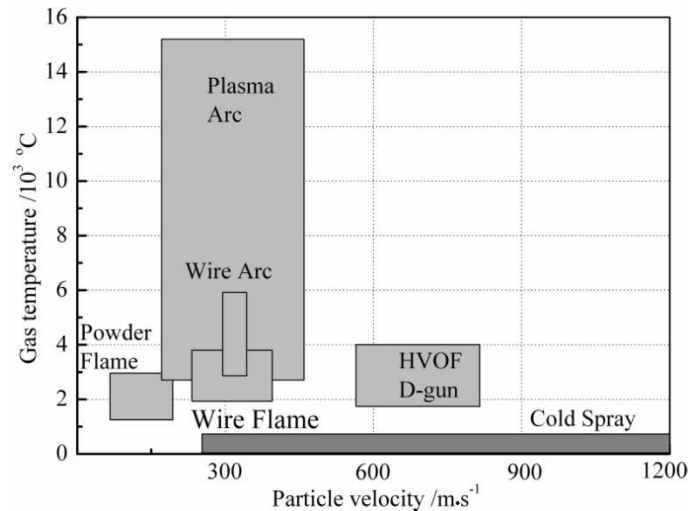


Figure 1-3 : Températures et vitesses des particules pour différentes techniques de projection^[6]

1.1.4 Les paramètres du Cold Spray

Les différents paramètres du procédé sont relativement nombreux :

- nature du gaz,
- géométrie de la buse,
- répartition granulométrique de la poudre ainsi que sa qualité et sa morphologie,
- préparation de surface du substrat,
- pression du gaz,
- température du gaz,
- distance de projection,
- cinématique employée : vitesse de balayage et pas de balayage.

Ce sont notamment la pression et la température du gaz qui seront ajustées pour obtenir la vitesse et la température adaptées à la projection des particules sur le substrat. Ces deux paramètres conditionnent la déformation des particules. Par conséquent, afin de décrire la déformation des particules, la vitesse et la température seront particulièrement étudiées et leurs effets seront explicités plus en détail dans les chapitres suivants.

1.1.5 Principe de formation d'un dépôt par Cold Spray

1.1.5.1 Notion de vitesse critique

Avant l'impact sur le substrat, les particules ont été accélérées et chauffées et possèdent donc une histoire cinétique et thermique. La vitesse de la particule influence directement le comportement à l'impact et détermine si les particules peuvent adhérer au substrat. Il existe une vitesse critique, V_{cr} , correspondant à la vitesse minimale à partir de laquelle les particules commencent à adhérer sur un substrat. Si la vitesse d'impact est inférieure ou, au contraire, largement supérieure à cette vitesse critique, les particules peuvent respectivement soit rebondir à la surface, soit éroder le substrat [7-9]. Autrement dit, lorsque leurs vitesses sont supérieures à V_{cr} , les particules ont en moyenne une énergie cinétique suffisante pour se déformer plastiquement et/ou perturber les films d'oxyde présents en surface, et donc permettent la réalisation d'un dépôt. Cette notion est schématisée dans la Figure 1-4, qui montre l'évolution du rendement en fonction de la vitesse de particule. Nous savons que la vitesse critique dépend de la nature des matériaux projetés [9], par exemple, Moy *et al.* ont rapporté que les vitesses critiques pour des métaux Cu, Fe, Ni et Al sont respectivement de 560-580, 620-640, 620-640 et 680-700 m/s [8]. Par ailleurs, le taux d'oxydation des particules [10, 11], la taille et la température des particules [12] ont également une grande influence sur la valeur de la vitesse critique. La Figure 1-5 montre que la vitesse critique augmente avec l'augmentation du taux d'oxydation des particules en projetant une poudre de cuivre [13]. La Figure 1-6 montre que plus la particule est petite, plus sa vitesse critique est élevée (voir Figure 1-6a) et que plus la température augmente, plus la vitesse critique d'adhésion diminue.

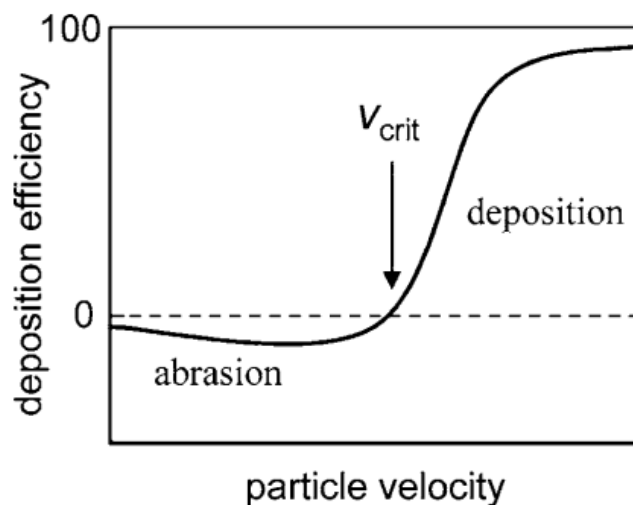


Figure : 1-4 Schéma illustrant la notion de vitesse critique [14]

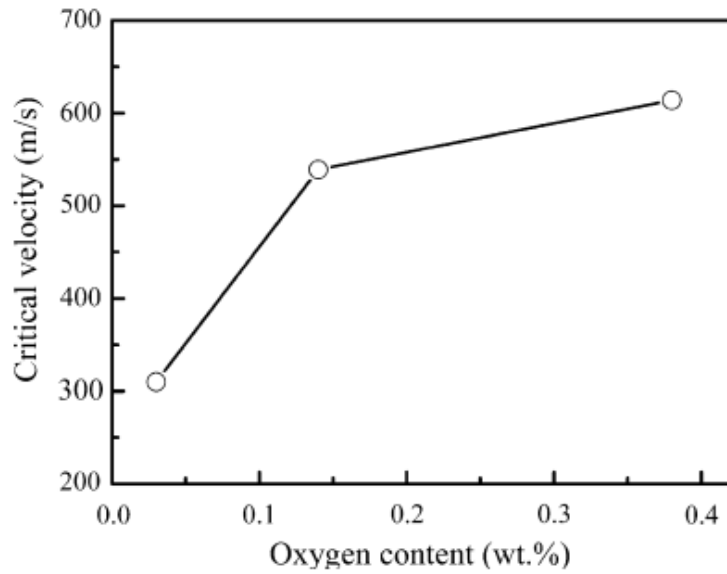


Figure 1-5 : Influence de la teneur en oxygène de la poudre sur la vitesse critique [13]

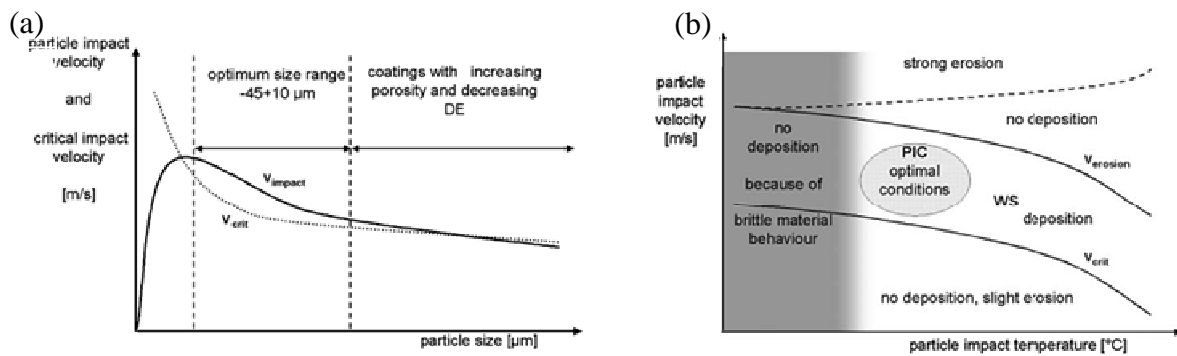


Figure 1-6 : (a) Vitesse critique et vitesse à l'impact selon la taille et (b) la température de la particule [12]

1.1.5.2 Détermination de la vitesse critique

1.1.5.2.1 Estimation expérimentale de la vitesse critique

La méthode expérimentale pour estimer V_{cr} est basée sur la théorie que seules les particules ayant participé au dépôt sont supposées avoir atteint la vitesse critique, et les particules ayant rebondi correspondent aux particules n'ayant pas atteint la vitesse critique. Ainsi, connaissant la distribution des particules projetées et le rendement d'une projection avec cette poudre, il devient possible de déterminer le diamètre maximum des particules. La méthode utilisée expérimentalement consiste à chercher les paramètres de projection permettant de donner un

rendement de 50% et ensuite à mesurer la vitesse moyenne des particules avant impact sur le substrat avec un système optique conventionnel de détection des particules [7, 15]. La vitesse critique est associée à la vitesse moyenne, qui est elle-même associée à la particule ayant le diamètre moyen. Li et al [16] proposent une méthode basée sur la relation théorique entre le rendement de dépôt et la vitesse critique à différentes angles. La projection a été faite sur un substrat usiné avec différents angles d'inclinaison. Ainsi, en une seule projection, il est possible d'obtenir différentes valeurs de rendement pour différentes vitesses normales. Donc il devient possible de déterminer la vitesse critique.

Raletz *et al.* [17] proposent une autre méthode plus rapide pour déterminer la vitesse critique. L'augmentation de la pression permet d'augmenter la vitesse des particules pendant la projection. Un laser est installé à la sortie de la buse et juste avant le substrat pour éclairer les particules. Une caméra Spray Watch permet de photographier aussi bien les particules projetées que les particules rebondissant. L'objectif est d'observer le moment où les particules commencent à adhérer. Pour cela, c'est le nombre de particules rebondissant qui est observé. Ils ont pu déterminer un critère coïncidant avec un début de rendement supérieur à 0%.

1.1.5.2.2 Estimation de la vitesse critique par modélisation

Assadi *et al.* [18] ont déterminé un critère, à partir de calculs numériques concernant des particules s'écrasant sur un substrat de même nature que la particule, qui définit l'adhésion de la particule comme étant une conséquence de l'instabilité de cisaillement adiabatique (Adiabatic Shear Instability : ASI). La vitesse critique serait celle permettant d'obtenir des conditions favorables à l'apparition d'ASI. En se basant sur les résultats de la simulation, une équation permettant d'estimer la vitesse critique d'un matériau a donc été proposée :

$$v_{crit} = 667 - 0.014\rho + 0.08(T_m - T_R) + 10^{-7}\sigma_u - 0.4(T_i - T_R) \quad (\text{Equation 1-1})$$

Cette équation a été améliorée par Schmidt *et al.* [12] en prenant en compte la conductivité thermique et la taille de la particule :

$$v_{crit} = \sqrt{\frac{4F_1\sigma_u}{\rho} \left(1 - \frac{T_i - T_R}{T_m - T_R}\right) + F_2c_p(T_m - T_i)} \quad (\text{Equation 1-2})$$

où σ_u est la contrainte à la rupture du matériau, ρ la densité du matériau, T_i la température initiale, T_m la température de fusion, c_p la chaleur spécifique, T_R la

température de référence (293 K) et F_1 et F_2 sont des coefficients de calibration servant à se recalculer sur des valeurs de vitesse mesurées.

S'appuyant sur le même critère d'ASI, Grujicic *et al.* [19] ont étendu le modèle pour prédire la vitesse critique d'une particule s'écrasant sur un substrat de nature différente de la particule incidente.

1.1.5.3 Mécanismes de déformation aux interfaces et d'adhérence

Une vitesse de déformation élevée de l'ordre de 10^9 s^{-1} [20] et une pression élevée sont nécessaires pour atteindre un contact intime entre des surfaces métalliques propres par Cold Spray. Le processus d'adhésion semble être similaire au procédé de soudage par explosion avec les mécanismes suivants de déformation aux interfaces : rupture du film d'oxyde, formation de l'enroulement et instabilité de cisaillement adiabatique.

1.1.5.3.1 Rupture du film d'oxyde

Une description schématique du processus de rupture du film d'oxyde est présentée sur la Figure 1-7. Le processus d'adhérence en Cold Spray comprend trois étapes : dans un premier temps, les surfaces de la particule et du substrat atteignent un contact intime sous l'effet de la déformation de ces deux surfaces à l'impact, le film d'oxyde se fractionne ; Ensuite, les films d'oxyde sont partiellement expulsés grâce à la forte énergie cinétique ; Finalement, la particule adhère sur le substrat grâce au mélange des matériaux à l'interface même si des inclusions d'oxydes sont toujours présentes. Cette théorie est supportée par de nombreux résultats expérimentaux [21] :

- de nombreux matériaux ductiles sont projetables tandis que les matériaux non-ductiles, tels que les céramiques, ne peuvent être projetés que s'ils sont co-projetés avec des matériaux ductiles,
- la vitesse de particule à l'impact doit être supérieure à la vitesse critique pour obtenir un dépôt, ce qui implique que les particules ont en moyenne une énergie suffisante pour se déformer plastiquement et casser le film d'oxyde
- l'énergie cinétique de la particule à l'impact est très inférieure à l'énergie nécessaire pour fondre la particule, ce qui indique que le mécanisme reste un processus à l'état solide. La non-fusion est directement confirmée grâce à l'examen micrographique de matériaux projetés [22].

Cette hypothèse montre un processus détaillé de l'adhérence en Cold Spray, cependant elle ne permet pas de comprendre suffisamment les mécanismes du Cold Spray.

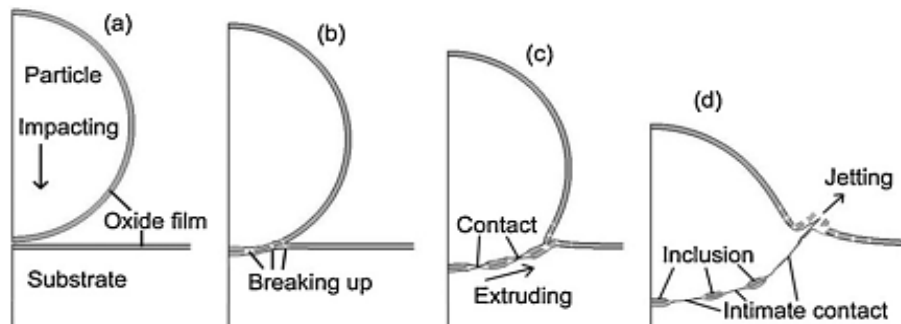


Figure 1-7 : Schéma de l'évolution de la rupture et de l'extrusion du film d'oxyde ^[23]

1.1.5.3.2 Instabilité de cisaillement adiabatique

La simulation de l'impact d'une particule sur un substrat est une manière de comprendre le mécanisme mis en jeu lorsque la vitesse critique est atteinte. Assadi et ses collègues ^[18] ont réalisé des modélisations de l'écrasement d'une particule sur un substrat à l'aide du logiciel ABAQUS/Explicit Version 6.2-1. Ils ont observé à partir de la Figure 1-8 qu'en augmentant la vitesse, les déformations et températures augmentent à l'interface. Par contre, les contraintes diminuent en raison de la déformation adiabatique et par un réchauffement de la matière conduisant à accroître sa ductilité. A partir d'une certaine vitesse, la déformation et la température montent brutalement, mais la contrainte devient nulle. Cela signifie que l'instabilité du cisaillement adiabatique est atteinte. Cette vitesse correspond à la vitesse critique expérimentale. Donc un critère déterminant la vitesse critique est supposé : la vitesse critique à partir de laquelle le dépôt se forme serait favorable pour donner naissance à une instabilité par cisaillement adiabatique, et il est reconnu par de nombreux chercheurs que l'instabilité du cisaillement adiabatique est la cause de l'accroche des particules pour le procédé Cold Spray.

En se basant sur le même critère, Schmidt *et al.* ^[12] ont étudié l'influence de la taille de la particule ; ils ont trouvé qu'une taille minimale de particule est nécessaire pour provoquer l'élévation locale de la température, par exemple, au-delà de 10 μm dans le cas du cuivre (Figure 1-6a). Ils ont également proposé une vitesse d'érosion dont l'impact plastique montre une transition à la pénétration hydrodynamique. Quand la vitesse des particules est supérieure à la vitesse d'érosion, les particules érodent le substrat sans accrochage. A l'aide de ce concept, le comportement de la particule en fonction de sa vitesse et de sa température peut

être schématisé (Figure 1-6b). Par ailleurs, selon le même critère, Bae *et al.* [24] ont proposé qu'une zone d'impulsion thermique (thermal boost-up zone) existait à l'interface particule/substrat pour la première fois.

Ces résultats de modélisation obtenus à l'aide du logiciel ABAQUS/Explicit peuvent permettre d'offrir de très nombreuses informations pour comprendre le procédé Cold Spray, telles que la température, la déformation et la contrainte de particule. Il est à signaler que ces résultats sont nettement influencés par la taille de maille choisie : par exemple, plus les éléments sont petits, plus la température à l'interface est élevée. Il y a donc une surestimation de la vitesse pour l'instabilité du cisaillement adiabatique. Mais en réalisant des tests avec plusieurs tailles d'éléments, il devient possible d'estimer la vitesse réelle qui permet d'atteindre une limite [25]. En plus, ces résultats sont basés sur une description lagrangienne, où les mailles et les matériaux s'écoulent ensemble. Il est bien connu que la description lagrangienne peut distordre les mailles surtout avec les grandes vitesses de déformation [20] atteintes en Cold Spray. Par conséquent, les morphologies des déformations deviennent inexactes et ne peuvent plus représenter les déformations réelles. Assadi [18] lui-même donc a expliqué que l'éjection du matériau n'est pas un critère suffisamment précis pour déterminer l'adhésion des particules.

Afin d'améliorer les problèmes liés aux distorsions de mailles, les techniques de la méthode « Arbitraire Lagrangienne Eulérienne » (ALE) [10, 16, 26], de l'hydrodynamique des particules lisses (SPH) [27] et de la méthode eulérienne [28] ont été employées avec le logiciel de LS-DYNA. Les résultats obtenus par la méthode indépendante à la taille de maille montrent de meilleures morphologies de déformation que celles obtenues par l'approche lagrangienne. Par exemple, Yin *et al.* [28] ont souligné que le comportement en déformation des particules, calculé par la méthode eulérienne était plus comparable aux expériences que celui obtenu par la méthode lagrangienne. Cependant, la limite de cette méthode est l'incapacité de démontrer le phénomène lié à l'ASI.

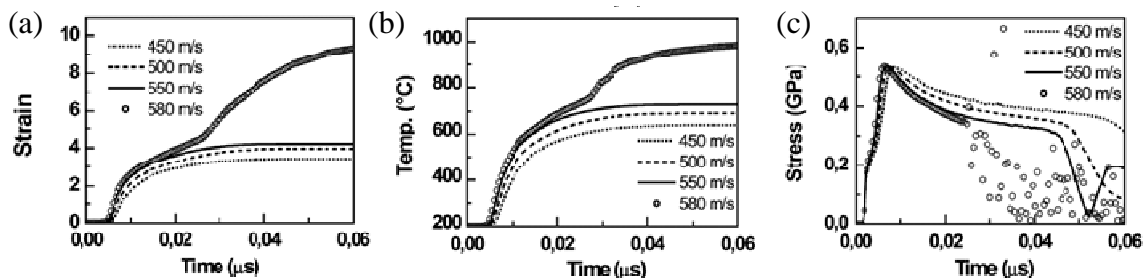


Figure 1-8 : L'évolution de (a) la déformation, (b) la température et (c) la contrainte d'une particule avec le temps en fonction de la vitesse à l'impact ^[18].

1.1.5.3.3 Formation de l'enroulement

Grujicic *et al.* ^[21] ont considéré qu'un enroulement de matière se produit à l'interface. Ceci peut concorder avec le critère d'instabilité de cisaillement adiabatique car cette condition est requise pour qu'il y ait un écoulement de matière rapide. Ils expliquent l'accrochage nano/microscopique grâce au phénomène d'instabilité de Kelvin-Helmholtz. Ce phénomène peut arriver quand deux fluides sont en contact et se déplacent à des vitesses différentes dans des directions parallèles à leur interface. Quand il y a une perturbation à l'interface, un des fluides est alors soumis à des forces centrifuges. Ceci entraîne des variations de pression qui amplifient les perturbations (Figure 1-9). Ainsi ces instabilités conduisent à un enroulement de matière.

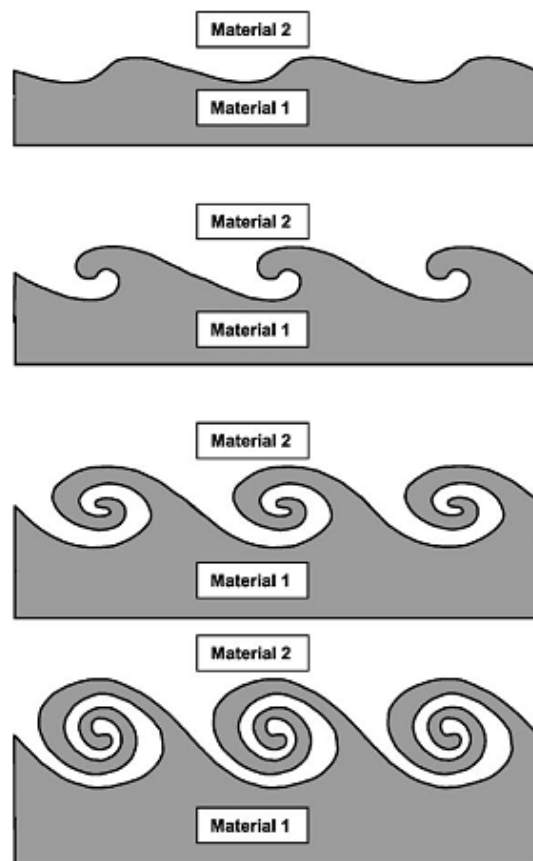


Figure 1-9 : Représentation schématique de l'évolution de l'interface particule/substrat (matériel 1/matériel 2) et de la formation de l'enroulement ^[21].

1.1.5.3.4 Les autres hypothèses

Les autres hypothèses générales ont été récapitulées par Klinkov *et al.* ^[29] :

- Le mécanisme «mécanique» : il s'agit d'un accrochage mécanique. Les particules incidentes peuvent se trouver incluses dans le substrat et dans le dépôt. De plus, la création d'une instabilité à l'interface peut créer des enroulements permettant un accrochage très important. Cependant, ce mécanisme n'explique pas la formation de dépôts sur des substrats durs.
- Le mécanisme des «impacts répétés», ou il est admis que les impacts des particules sur les précédentes permettent d'améliorer l'adhérence des premières. Quelques calculs prédisent que ce phénomène a peu d'effet. Cependant, les expérimentations montrent qu'il est plus important que prévu. Il peut même être considéré comme un principe essentiel.
- Le mécanisme d'adhérence : ce mécanisme est basé sur le fait que, dans un premier temps, les particules adhèrent par les forces de Van Der Waals ou des forces électrostatiques. Une adhésion importante n'apparaît qu'après, lorsque des particules arrivent sur les particules déjà déposées. L'idée que la force d'adhérence augmente pendant la formation du dépôt a été avancée mais il n'y pas eu d'estimations détaillées réalisées.
- Le mécanisme des «réactions topo chimiques»: des liens entre particules et substrat sont supposés résulter de réactions topo chimiques. Cette approche est connue en projection thermique et a été appliquée également au procédé Cold Spray. L'énergie des liens est comparée à l'énergie élastique stockée. Si la première est supérieure, la particule est supposée adhérer. Si elle est inférieure, la particule est supposée rebondir.

1.1.5.3.5 Caractéristiques de déformation à l'interface

La déformation de la particule à l'interface peut être caractérisée à l'aide de la microscopie électronique en transmission (MET). Les travaux de Borchers *et al.* [30] montrent les caractéristiques typiques de la microstructure à l'interface Cu/Cu. Un cliché par MET (Figure 1-10) présente cette microstructure, et quatre zones typiques ont été identifiées :

- Zone A : Forte densité de dislocations s'arrangeant sous forme d'empilements,
- Zone B: Grains allongés très fortement déformés avec une ultra-haute densité de dislocations au voisinage du joint de grain,
- Zone C : Grains fins équiaxes, zones très déformées au voisinage des joints de grains mais le centre des grains ne présente pas de dislocations,
- Zone D : Grains recristallisés exempts de dislocations mais maclés.

Xiong *et al.* [31], ont même rapporté qu'une zone à l'état amorphe présentant une épaisseur de 3 nm se trouvait à l'interface Al/Al (Figure 1-11). De plus, une caractérisation par EBSD sur un dépôt de nickel conclut aussi à une recristallisation dynamique à l'interface et la présence de grains ultra fins et fortement désorientés a été observée (Figure 1-12). Cette étude proposait un mécanisme fondé sur une recristallisation dynamique mais localisée à l'interface entre particules tel que montré sur la Figure 1-13.

Borchers *et al.* [32] ont étudié les caractéristiques des microstructures des dépôts de matériaux CFC (cuivre, aluminium et nickel) élaborés par Cold Spray. Il en ressort que la configuration microstructurale de l'interface, notamment la taille des grains recristallisés, dépend du point de fusion des matériaux et du niveau d'énergie d'empilement de défauts de matériau.

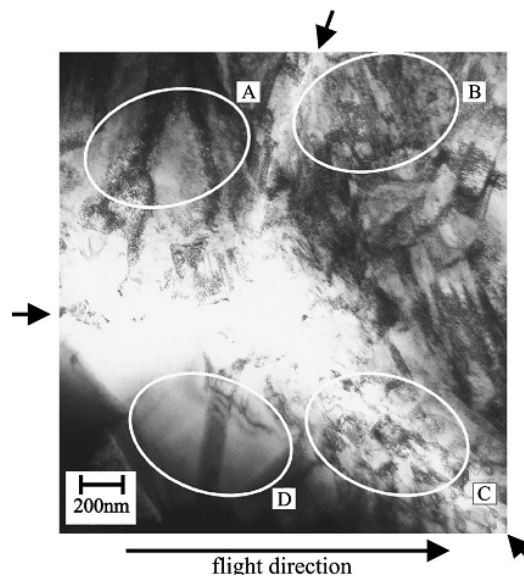


Figure 1-10 : Observation sur un cliché MET à une interface Cu/Cu [30]

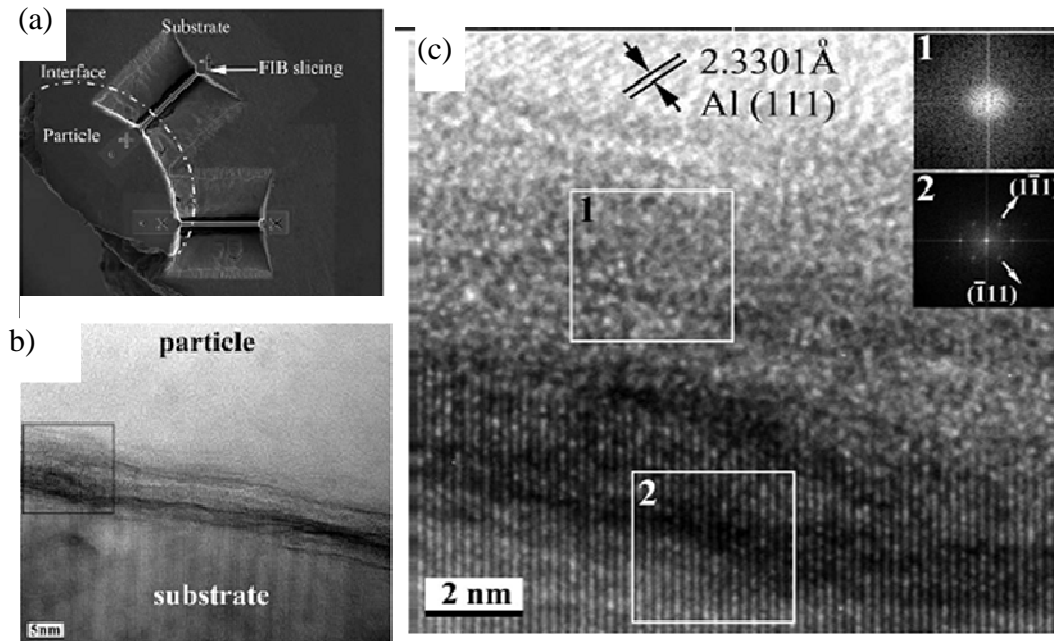


Figure 1-11 : Observation MET d'une interface Cu/Cu^[31]

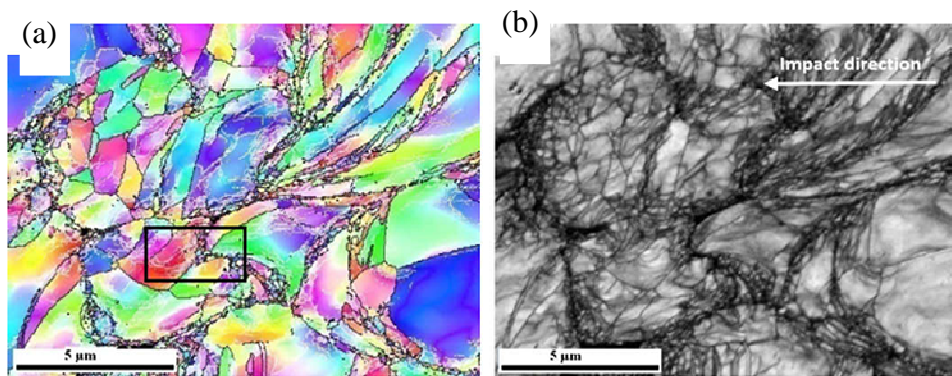


Figure 1-12 : Caractérisation EBSD de la microstructure d'un dépôt de nickel à l'interface Ni/Ni^[33]

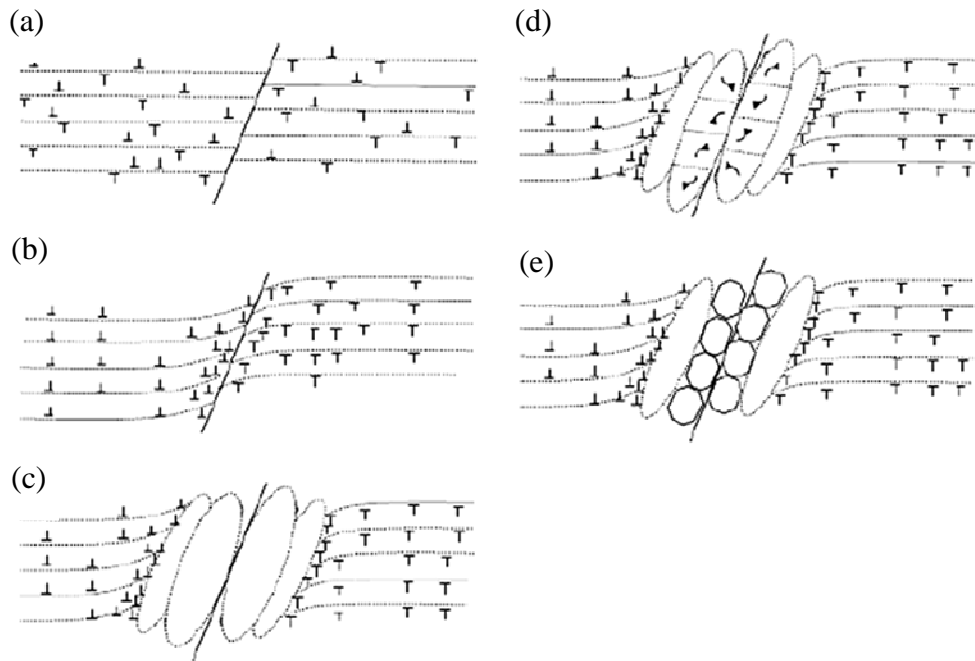


Figure 1-13 : Mécanisme de recristallisation à l'interface proposé par Zou *et al.* [33]

1.1.6 Applications potentielles du Cold Spray

1.1.6.1 Revêtements de protection [34]

1.1.6.1.1 Revêtements anticorrosion

Contrairement aux revêtements relativement poreux et oxydés, tels les dépôts de Mg, Zn, Al et leurs alliages, classiquement obtenus par projection thermique, les revêtements élaborés par Cold Spray offrent une plus grande résistance à la corrosion et permettent une durée de vie en service plus longue en milieu industriel corrosif. Les coûts de production du Cold Spray sont comparables à ceux de la projection thermique sous atmosphère contrôlée. Il est également plus facile par ce procédé de déposer des revêtements de type cathodique (Ti [8], Al [35] et acier inoxydable [36]) pour protéger des aciers placés en environnement sévère. Le principal problème des revêtements de protection obtenus par Cold Spray peut résider dans la façon de développer économiquement des équipements techniques industriels pour produire des revêtements sur des grandes surfaces de formes complexes.

1.1.6.1.2 Revêtements résistants aux hautes températures

Les revêtements résistants aux hautes températures sont généralement de type MCrAlY [37]. Les revêtements de type Cu-Cr [38] sont utilisés comme matériaux de contact électrique, en particulier en moyenne tension, disjoncteurs à vide haute tension. Les dépôts de Cu-Cr-Nb [39]

peuvent être employés pour leur haute conductivité thermique comme paroi interne dans les structures refroidies des moteurs cryogéniques de fusée.

1.1.6.1.3 Revêtements anti-usure

Les revêtements anti-usure sont principalement des cermets ^[40], des composites à matrice métallique ^[36, 41] et des alliages anti-atriton (alliages Al ou de Zn ou de Bronze). Les plus prometteurs sont les alliages Al-12Si, Al-bronze, Ni-Cr-Al et leurs composites avec des ajouts des céramiques ou de graphite pour améliorer la résistance à l'usure des composants industriels. Les revêtements anti-usure fabriqués par projection thermique sont largement utilisés dans les moteurs des turbines à gaz.

1.1.6.2 **Revêtements fonctionnels**

Avec le développement du procédé Cold Spray, de nombreux revêtements ont été étudiés : les revêtements amorphes ^[42], les biomatériaux et les matériaux composites ^[43], les intermétalliques ^[44], les revêtements nano structurés ^[45], les revêtements photo catalytiques de TiO₂ ^[40] ou encore les revêtements thermoplastiques ^[46]. Aujourd'hui, il est envisagé d'étendre le développement de cette technique à d'autres types de matériaux et pour d'autres applications.

1.1.6.3 **Multi-matériaux et revêtements gradués**

Le Cold Spray peut être appliqué à l'élaboration de dépôts de "multi-matériaux" avec des gradients de composition afin d'ajouter des caractéristiques fonctionnelles en comparaison avec des dépôts mono-matériau. En outre, cette technique peut également permettre de réaliser des revêtements présentant des gradients de composition par injection de chaque poudre en différents points dans la buse. Sova et ses collègues ^[47, 48] ont vérifié qu'un équipement Cold Spray avec deux alimentations en poudre pourrait être employé pour la fabrication de revêtements gradués.

1.1.6.4 **Construction de pièces massives**

Le Cold Spray peut produire des revêtements de forte épaisseur, pour un coût moindre que ceux qui pourraient être obtenus avec d'autres méthodes, comme par exemple la projection plasma atmosphérique (APS) ou la projection plasma sous basse pression (VPS). Il existe donc un potentiel important pour la fabrication directe de composants industriels, ceux

réalisés à partir de titane et de ses alliages ou ceux appelées communément les matériaux d'ingénierie tels que l'aluminium et ses alliages ^[49].

D'autre part, le Cold Spray peut produire des cordons étroits présentant une largeur inférieure au millimètre à l'aide d'une micro buse ayant un diamètre de sortie de 1 mm ou moins. Les innovations sur la géométrie des buses permettent d'étendre les potentielles applications industrielles dans des domaines tels que les circuits électriques et les surfaces conductrices de chaleur, ce qui nécessite des pistes nettement plus étroites que les dimensions de la sortie de la buse ^[47, 50, 51].

1.1.6.5 Réparation et restauration de pièces ^[5]

Un récent développement important dans le domaine de la réparation de l'outillage rapide implique la réalisation de dépôts d'acier par projection thermique sur des moules en céramique pour former l'outillage destiné à mettre en forme la tôle. Typiquement, les dépôts sont préparés par projection de type arc à deux fils (twin-wire arc spraying) d'aciers au carbone. Ils contiennent donc des fractions d'oxyde et de carbone relativement élevées, ce qui rend le matériau difficile à réparer. Cependant, une couche intermédiaire de fer de grande pureté déposée par Cold Spray peut permettre l'utilisation de procédés de soudage plus conventionnels pour la réparation. En outre, les revêtements d'alliages Al sont à l'étude pour la réparation/remise en état de pièces pour l'industrie aéronautique et spatiale, des carters de turbine à gaz, etc. La projection à froid s'inscrit donc comme une nouvelle méthode de réparation de composants.

1.2 Élaboration des dépôts composites

1.2.1 Introduction

Les matériaux composites à matrice métallique (MMC) ont été développés à partir des années 1960-1965 en deux vagues successives. A cette date, les applications envisagées étaient exclusivement orientées vers l'aéronautique et l'espace. Dans les années 80, la disponibilité de nombreuses nouvelles fibres céramiques a relancé les recherches dans ce domaine avec des perspectives de développement industriel plus encourageantes. Des exemples d'applications industrielles ont été développés dans l'automobile et l'électronique ^[52].

Les composites à matrice métallique (CMM) sont constitués d'une matrice métallique et d'un renfort. Les métaux ou alliages métalliques et renforts utilisés dans la fabrication des CMMs

sont généralement choisis en fonction de leurs propriétés spécifiques dans l'état non renforcé. Ainsi, l'aluminium, le titane et le magnésium sont les métaux les plus couramment utilisés pour les matrices, et les particules de carbure de silicium (SiC) et d'oxyde d'aluminium (Al_2O_3), ou parfois de borure de titane (TiB_2), de carbure de titane (TiC) ou de carbure de bore (B_4C), sont généralement employés comme renforts. Les procédés de fabrication des CMMs diffèrent selon que la matrice se trouve lors de l'introduction des renforts à l'état liquide (forgeage liquide, fonderie moyenne pression), dans un état semi-solide ou dans l'état solide (métallurgie des poudres). Selon la nature des éléments dispersés contenus dans la matrice métallique, les CMMs présentent de bonnes caractéristiques mécaniques spécifiques, une bonne résistance en température et aux chocs thermiques ainsi qu'une bonne résistance à l'usure et à l'abrasion ^[53-56].

Parmi les matériaux de matrice différents disponibles, les composites à matrice aluminium (CsMAI) sont les plus connus et les plus commercialisés en raison de leur facilité de production, de leur prix avantageux et de leurs propriétés mécaniques. Un nouveau genre de CsMAI est constitué de deux particules différentes (CsMAIP) : des particules de graphite revêtues par du nickel et des particules d'un matériau très dur (Al_2O_3 , SiC, etc.). Ces CsMAIs possèdent des propriétés autolubrifiantes (CsMAIPA ou GrA-Ni®) grâce aux particules de graphite. Ils présentent également des résistances à l'usure très élevées en raison des particules de renforcement et des liaisons métalliques entre le nickel et l'aluminium. Les GrA-Ni® sont conçus pour les applications suivantes :

- taux d'usure faible
- poids léger et conductivité thermique élevée
- présence d'un lubrifiant sec

Les couches supérieures des cylindres, des pistons, des différents types de freins et diffuseurs d'air peuvent être des applications pour les GrA-Ni® ^[57]. Ces matériaux, en raison de la nature de leurs particules, peuvent conduire à divers problèmes au cours des processus d'usinage :

- grande usure abrasive de l'outil de coupe
- rugosité de la surface usinée non contrôlable
- effort de coupe supérieur
- endommagement subsurface ^[58]

Par conséquent, dans le cadre de cette étude, nous étudierons uniquement les composites à matrice aluminium (CsMAI) renforcés par des particules de carbure de silicium (SiC).

1.2.2 Comparaison du Cold Spray avec les procédés thermiques

L'un des forts potentiels applicatifs du procédé Cold Spray réside dans la réalisation de matériaux composites. Ce thème est l'un des axes majeurs de développement de ces dernières années. Par rapport aux autres méthodes de fabrication des dépôts composites, le procédé Cold Spray possède ses avantages et limites (Tableau 1-1).

Dans le cadre de cette étude, nous nous référons uniquement aux composites à matrice métallique renforcés par une céramique projetés par Cold Spray car ils présentent un intérêt industriel important, notamment dans les secteurs de l'automobile et de l'aéronautique.

Tableau 1-1 Comparatif des différents procédés de fabrications des CMM

Méthodes	Avantages	Limites
Moulage	<ol style="list-style-type: none"> 1. Haute vitesse et faible prix 2. Rapport efficace de renfort 	<ol style="list-style-type: none"> 1. Défauts de solidification comme la porosité, les inclusions d'oxyde, le retrait et la dégradation du renfort 2. Réactivité du SiC avec l'aluminium fondu à des températures de traitement plus élevés et mauvaise mouillabilité à plus basse température ^[59]
Métallurgie des poudres	Distribution uniforme des renforts, structures à	<ol style="list-style-type: none"> 1. Prix élevé 2. Nombreuse étapes du traitement ^[60]

		grains et contrôle disponible des microstructures	
Projection	Projection thermique	La teneur des renforts peut être élevée ^[60] .	Réactivité de SiC avec l'aluminium fondu formant Al ₄ C ₃ Dépôt poreux et besoin de méthodes de post-traitement ^[61]
	Cold Spray	1. Basse température et pas d'oxydation 2. Facilité d'élaboration et faible prix	Teneur des renforts limitée dans les matrices métalliques ^[59, 62]

1.2.3 Dépôts composites à matrice aluminium renforcés par céramique

Les propriétés de l'aluminium (légereté, résistance mécanique, résistance à la corrosion, etc.) ont permis de remplacer plusieurs matériaux traditionnels dans divers domaines d'application tels que l'aéronautique et l'automobile^[63, 64].

L'ajout du renfort céramique vise principalement à augmenter la résistance à l'usure tout en conservant les propriétés de la matrice. A ce jour, des dépôts composites renforcés par divers particules céramiques, tel que Al-SiC^[62], Al-Al₂O₃^[65, 66], Al-TiN^[67], Al/ α -Al₂O₃^[66], etc, ont été déposés avec succès.

1.2.3.1 Influence des renforts sur les microstructures des dépôts composites

L'influence de l'ajout du renfort sur la microstructure d'un dépôt composite dépend des paramètres du procédé, de la morphologie, de la taille et de la distribution des renforts^[68]. Selon les résultats de Lee^[69], Shkodkin^[70] et Irissou^[71], l'incorporation de particules de céramique dans les poudres métalliques peut améliorer la qualité du dépôt en réduisant la porosité. Wang *et al.*^[72] ont également indiqué que les dépôts d'aluminium renforcés avec Al₂O₃ présentent une densité plus élevée par rapport aux dépôts d'aluminium (Figure 1-14). De plus, une augmentation de la fraction volumique d'Al₂O₃ dans les poudres densifie les dépôts composites. Ils ont expliqué que l'effet de martelage des particules d'Al₂O₃ est favorable pour la liaison des particules d'Al. Cependant, Yandouzi *et al.*^[68] ont observé que l'ajout de particules de SiC à la matrice Al-12Si entraîne une porosité du dépôt d'Al-12S/SiC_p plus élevée que celle du dépôt Al-12Si. Ils ont également trouvé que plus le pourcentage de

SiC est élevé, plus la porosité du dépôt est également élevée. Ces différences de l'influence des particules céramiques sur la porosité du dépôt dépendent du degré de déformation des particules constituant la matrice :

- si la matrice se déforme aisément, il est possible d'obtenir un dépôt quasiment dépourvu de porosité mais l'ajout en excès de céramique peut toutefois conduire à une augmentation de la porosité du dépôt en raison de la fracturation des phases céramiques fragiles,
- si la matrice se déforme mal et que le dépôt sans céramique présente un taux de porosité élevé, alors l'ajout de céramique permettra de déformer davantage les particules de la matrice et, par conséquent, de réduire la porosité.

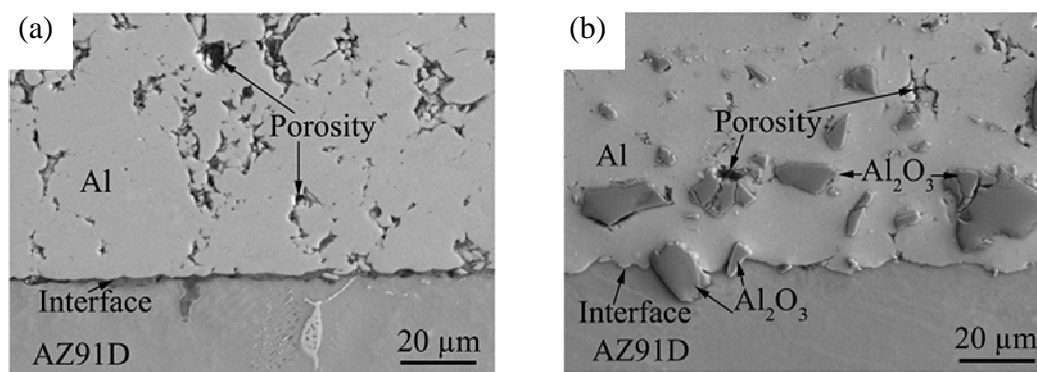


Figure 1-14 : (a) Dépôt d'aluminium et (b) dépôt d'aluminium renforcé avec 50 vol.% Al_2O_3 ^[72]

1.2.3.2 Influence des renforts sur les propriétés mécaniques des dépôts composites

Un consensus à l'égard de l'influence des renforts sur la micro-dureté des dépôts composites a été atteint : l'ajout des renforts augmente la dureté du dépôt et l'augmentation de la proportion des particules céramique dans les dépôts conduit à augmenter la dureté des dépôts^[62, 65, 67, 73, 74]. Par exemple, Sansoucy *et al.*^[62] ont indiqué que l'ajout de particules de SiC améliore la dureté du dépôt par rapport au dépôt de Al-12Si (Figure 1-15). Ceci peut s'expliquer par la présence des particules dures (Al_2O_3 , SiC, TiN) et par un effet de martelage des renforts sur la matrice.

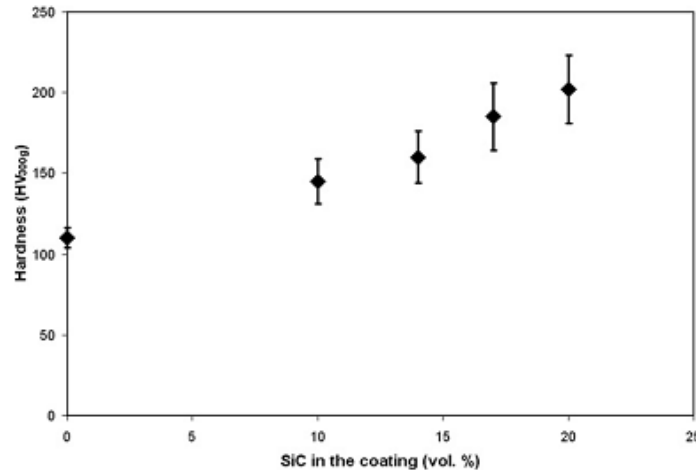


Figure 1-15 : Microdureté des dépôts composites à matrice Al-12Si en fonction de la teneur de SiC dans les dépôts ^[62]

L'ajout de céramique modifie aussi l'adhérence des dépôts sur le substrat. Les particules de céramique peuvent améliorer la rugosité et donc augmenter la surface de contact grâce à l'effet de pilonnage des particules céramique sur les matrices ^[71]. Cependant, dans une autre étude, l'adhérence a diminué après addition de particules de céramique par la diminution de la surface de contact ^[62]. De l'autre côté, l'effet du renfort dans le dépôt sur le comportement tribologique n'est pas toujours précisé. Par exemple, Irissou *et al.* ^[71] ont montré que le volume de l'usure par abrasion est resté pratiquement constant avec une fraction d' Al_2O_3 dans le dépôt variant de 0 à 26%. Cependant, Li *et al.* ^[75] ont montré que le taux d'usure des dépôts composites diminue d'un ordre de grandeur, presque linéairement, avec l'augmentation de la fraction volumique de TiN de 10% à 60% pour une matrice d'Al5356. Par conséquent, des recherches complémentaires semblent nécessaires pour clarifier l'effet du renfort sur les propriétés des dépôts composites élaborés par Cold Spray. Finalement, il est à noter que, selon les résultats de Spencer *et al.* ^[65], l'ajout de particules d' Al_2O_3 ne détériorait pas la résistance à la corrosion des alliages d'aluminium.

1.2.3.3 Teneur en renfort dans le dépôt

Comme il l'a été montré, la teneur en renfort influence fortement la microstructure et les propriétés mécaniques et chimiques du dépôt. L'étude de l'influence de la teneur en renfort dans le dépôt est donc importante. En général, la teneur en renfort dans les dépôts, qui trouve une limite par la capacité à la déformation de la matrice ductile, est inférieure à celle initialement composée de la poudre. Sansoucy *et al.* ^[62] ont constaté que la fraction volumique

de SiC dans les dépôts composites varie de 10 à 26,4% avec des teneurs de SiC dans les poudres initiales variant de 20 à 60 vol.%. De plus, Eesley *et al.* [76] ont constaté que les fractions volumiques de SiC dans les dépôts composites sont saturées dans une gamme de 30-40 vol.%. Cependant, Li *et al.* [67] ont constaté que la fraction volumique de TiN dans les dépôts est équivalente que celle dans la poudre initialement préparée.

L'influence des paramètres, comme la distance de projection, la vitesse des particules et le débit de poudre, sur la proportion de renforts incorporés au dépôt a été étudiée. Shin *et al.* [77] ont étudié l'influence de la distance de projection et du débit de poudre sur la proportion de diamant dans le dépôt avec une température du gaz de 500°C. La Figure 1-16a montre que la fraction de diamant dans le dépôt composite diminue avec l'augmentation du débit de poudre. Ceci s'explique par le fait que lorsque le nombre des particules de diamant projetées augmente avec l'augmentation du débit de poudre, la probabilité de collision entre les particules de diamant augmente également. Alors, la fraction de diamant dans le dépôt devient faible. D'un autre côté, ils considèrent que le rendement de projection (DE) des particules de bronze diminue avec l'augmentation de la distance de projection (Figure 1-16b). Par conséquent, la fraction de diamant dans le dépôt composite devient relativement élevée. Il est montré dans la Figure 1-16c que la fraction de diamant dans le dépôt augmente avec l'augmentation de la vitesse des particules de bronze. Il s'avère que l'augmentation du DE des particules de bronze est inférieure à celui des particules de diamant avec l'augmentation de la vitesse des particules. La raison de ce phénomène est que la quasi-totalité des particules de bronze de la poudre, présente une vitesse moyenne de 540 m/s, soit supérieure à leur vitesse critique. Les particules de diamant peuvent être intégrées plus profondément dans le dépôt de bronze en raison de l'augmentation de leur vitesse. En conséquence, la possibilité de collision entre les particules de diamant a diminué en raison de l'incorporation plus aisée des particules de diamant dans la couche de bronze. Ainsi, la vitesse des particules est le principal paramètre affectant la fraction volumique de diamant dans les dépôts composites.

Ces trois paramètres apparaissent comme prépondérants et il semblerait qu'adopter une distance de projection moyenne, une vitesse élevée et un faible débit de poudre serait favorable pour réduire la différence de composition entre la poudre et le dépôt.

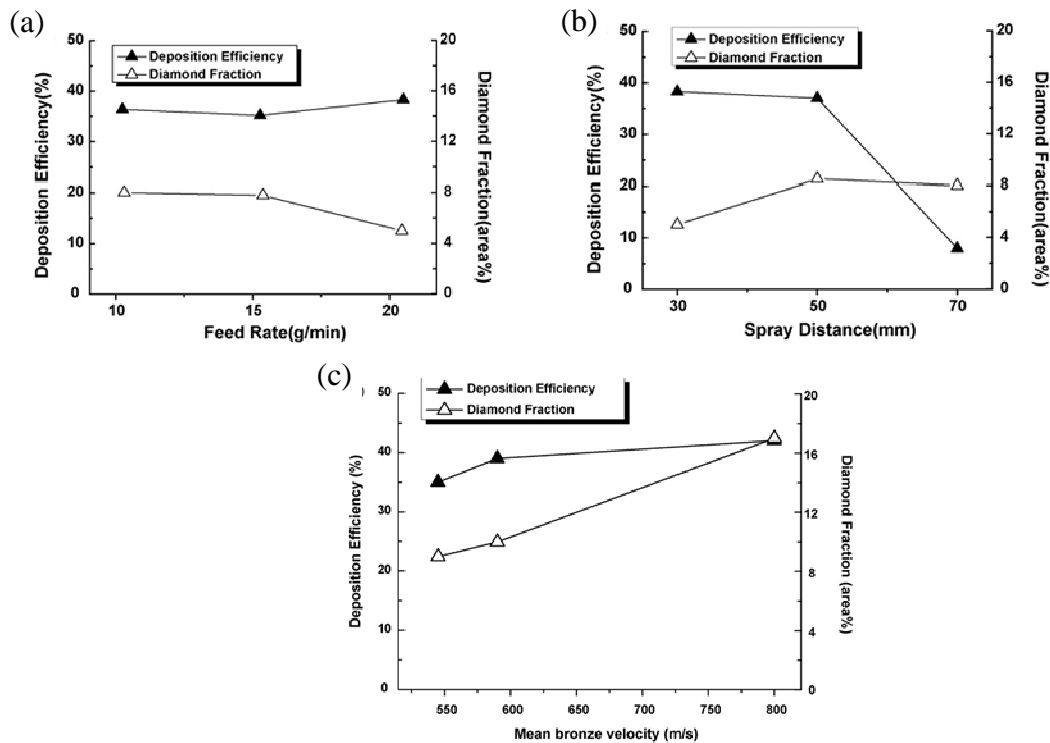


Figure 1-16 : Rendement de projection et fraction de diamant dans un dépôt diamant/bronze en fonction de (a) débit de poudre, (b) distance de projection et (c) vitesse des particules de bronze ^[77]

1.2.4 Dépôts composites à partir de poudres composites

L'ensemble des études relatives à des dépôts obtenus par mélange de poudres fait état d'une perte de renfort céramique durant la projection. Aussi afin de maintenir une composition analogue entre le mélange initial et le dépôt, l'idée réside dans l'utilisation d'une poudre composite. Au cours de ces dernières années, la fabrication de dépôt à partir de poudres composites a été réalisée par de nombreux auteurs ^[78-83].

Les poudres composites peuvent être élaborées par broyage mécanique (Ball milling). Les poudres fabriquées peuvent présenter une structure feuilletée et une granulométrie élevée. Compte-tenu de la méthode d'élaboration, les particules sont très écrouies et présentent une grande résistance. Sans traitement thermique préalable, les particules sont difficiles à déformer lors de la projection et une porosité élevée est créée dans les dépôts ^[83].

Un autre moyen que le broyage mécanique est l'enrobage du renfort à inclure dans le dépôt par la matrice ^[84] ou la réalisation d'un dépôt protecteur ^[82]. Dans l'étude de Li *et al.* ^[84], des agrégats d'alumine ont été enrobés par une couche de nickel déposée par voie chimique

(Figure 1-17). Cette technique permet d'augmenter la proportion de renforts fins et légers donc peu adaptés à la projection Cold Spray.

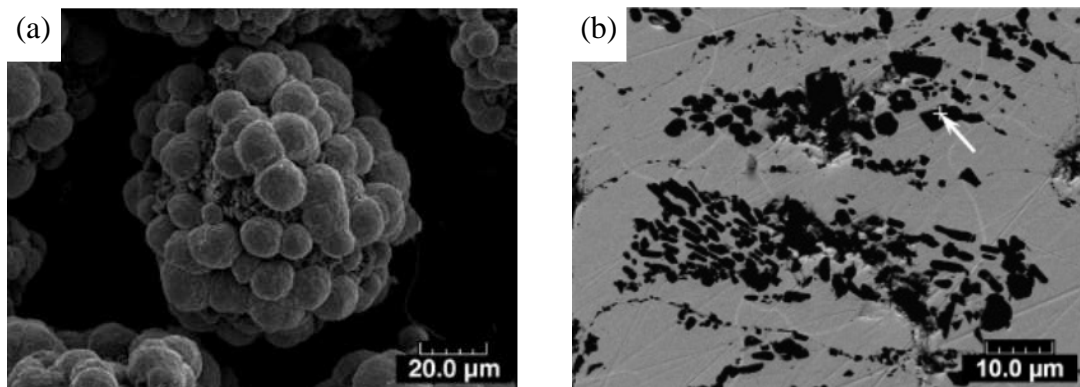


Figure 1-17 : (a) Agrégat d'aluminium enrobé de nickel et (b) dépôt de Ni–Al₂O₃ préparé par le procédé Cold Spray ^[84]

1.3 Objectifs

Le Cold Spray est un procédé fondé sur l'accélération de particules qui restent à l'état solide et viennent se déposer sur un substrat grâce à leur vitesse élevée. La formation du dépôt est réalisée par empilement de particules qui subissent une forte déformation plastique à l'impact. L'un des forts potentiels applicatifs de la projection Cold Spray réside dans la réalisation de matériaux composites. L'incorporation de particules de céramique dans les dépôts métalliques influence la microstructure et les propriétés des dépôts. Dans cette thèse, deux objectifs sont visés :

- l'étude des facteurs pouvant influencer la fraction volumique des renforts dans les dépôts composites,
- l'étude de la construction et des mécanismes de formation des dépôts composites.

Référence

1. P. Anatolii, Cold spray technology, *Adv Mater Process*, 2001, p. 49-51.

2. A. Segall, A. Papyrin, J. Conway, Jr., and D. Shapiro, A cold-gas spray coating process for enhancing titanium, *JOM*, 1998, **50**(9), p. 52-54.
3. M. Yu, W. Li, X. Guo, and H. Liao, Impacting Behavior of Large Oxidized Copper Particles in cold spraying, *J Therm Spray Techn*, 2012, p. 1-8.
4. R.C. McCune, Potential Applications of Cold-Spray Technology in Automotive Manufacturing, *Thermal Spray 2003: Advancing the Science and Applying the Technology*, C.M.a.B. Marple Ed., 2003 (Florida, USA), ASM International, 2003, p. 63-70.
5. W.Y. Li, H.L. Liao, and H.T. Wang, Cold spraying of Light Alloys, *Surface Engineering of Light Alloys – Al, Mg and Ti Alloys*, H. Dong Ed., Woodhead Publishing, UK, 2010.
6. Anatolii Papyrin, Origins and new developments of the cold spray process, Cold spray: New horizons in surfacing technology, Albuquerque USA, 9-10 septembre, 2002.
7. H. Fukanuma, N. Ohno, B. Sun, and R.Z. Huang, In-flight particle velocity measurements with DPV-2000 in cold spray, *Surf Coat Tech*, 2006, **201**(5), p. 1935-1941.
8. C.K.S. Moy, J. Cairney, G. Ranzi, M. Jahedi, and S.P. Ringer, Investigating the microstructure and composition of cold gas-dynamic spray (CGDS) Ti powder deposited on Al 6063 substrate, *Surf Coat Tech*, 2010, **204**(23), p. 3739-3749.
9. A. Papyrin, Cold spray technology, *Adv Mater Process*, 2001, **159**(9), p. 49-51.
10. W.Y. Li, H.L. Liao, C.J. Li, G. Li, C. Coddet, and X.F. Wang, On high velocity impact of micro-sized metallic particles in cold spraying, *Appl Surf Sci*, 2006, **253**(5), p. 2852-2862.
11. H.Y. Bu, M. Yandouzi, C. Lu, and B. Jodoin, Effect of heat treatment on the intermetallic layer of cold sprayed aluminum coatings on magnesium alloy, *Surf Coat Tech*, 2011, **205**, p. 4665-4671.
12. T. Schmidt, F. Gartner, H. Assadi, and H. Kreye, Development of a generalized parameter window for cold spray deposition, *Acta Mater*, 2006, **54**(3), p. 729-742.
13. C.J. Li, H.T. Wang, Q. Zhang, G.J. Yang, W.Y. Li, and H.L. Liao, Influence of spray materials and their surface oxidation on the critical velocity in cold spray, *J Thermal Spray Technol*, 2010, **1-2**(19), p. 95-101.
14. F. Gartner, T. Stoltenhoff, T. Schmidt, and H. Kreye, The cold spray process and its potential for industrial applications, *J Therm Spray Techn*, 2006, **15**(2), p. 223-232.
15. J. Wu, H. Fang, S. Yoon, H. Kim, and C. Lee, Measurement of particle velocity and characterization of deposition in aluminum alloy kinetic spraying process, *Appl Surf Sci*, 2005, **252**(5), p. 1368-1377.

16. C.J. Li, W.Y. Li, and H.L. Liao, Examination of the critical velocity for deposition of particles in cold spraying, *J Therm Spray Techn*, 2006, **15**(2), p. 212-222.
17. F. Raletz, "Contribution au développement d'un procédé de projection dynamique à froid (P.D.F.) pour la réalisation de dépôts de nickel ", Université de Limoges, 2006.
18. H. Assadi, F. Gartner, T. Stoltenhoff, and H. Kreye, Bonding mechanism in cold gas spraying, *Acta Mater*, 2003, **51**(15), p. 4379-4394.
19. M. Grujicic, C.L. Zhao, W.S. DeRosset, and D. Helfrich, Adiabatic shear instability based mechanism for particles/substrate bonding in the cold-gas dynamic-spray process, *Mater Design*, 2004, **25**(8), p. 681-688.
20. Y.M. Xiong, K. Kang, G. Bae, S.H. Yoon, and C.H. Lee, Dynamic amorphization and recrystallization of metals in kinetic spray process, *Appl Phys Letters*, 2008, **92**(19), 194101.1-194101.3.
21. M. Grujicic, J.R. Saylor, D.E. Beasley, W.S. DeRosset, and D. Helfrich, Computational analysis of the interfacial bonding between feed-powder particles and the substrate in the cold-gas dynamic-spray process, *Appl Surf Sci*, 2003, **219**(3-4), p. 211-227.
22. A.O. Tokarev, Structure of aluminum powder coatings prepared by cold gasdynamic spraying, *Metal Sci Heat Treat*, 1996, **38**(3), p. 136-139.
23. W.-Y. Li, C.-J. Li, and H. Liao, Significant influence of particle surface oxidation on deposition efficiency, interface microstructure and adhesive strength of cold-sprayed copper coatings, *Appl Surf Sci*, 2010, **256**(16), p. 4953-4958.
24. G. Bae, Y. Xiong, S. Kumar, K. Kang, and C. Lee, General aspects of interface bonding in kinetic sprayed coatings, *Acta Mater*, 2008, **56**(17), p. 4858-4868.
25. G. DOUCHY, "Procédé de projection à froid interne et caractérisation des revêtements resultants-application au moteur d'automobile ", Université de technologie de belfort -Montbeliard, 2008.
26. W.Y. Li, H.L. Liao, C.J. Li, H.S. Bang, and C. Coddet, Numerical simulation of deformation behavior of Al particles impacting on Al substrate and effect of surface oxide films on interfacial bonding in cold spraying, *Appl Surf Sci*, 2007, **253**(11), p. 5084-5091.
27. W.Y. Li, S. Yin, and X.F. Wang, Numerical investigations of the effect of oblique impact on particle deformation in cold spraying by the SPH method, *Appl Surf Sci*, 2010, **256**(12), p. 3725-3734.

28. S. Yin, X.F. Wang, B.P. Xu, and W.Y. Li, Examination on the Calculation Method for Modeling the Multi-Particle Impact Process in cold spraying, *J Therm Spray Techn*, 2010, **19**(5), p. 1032-1041.
29. S.V. Klinkov, V.F. Kosarev, and M. Rein, Cold spray deposition: Significance of particle impact phenomena, *Aerospace Sci Technol*, 2005, **9**(7), p. 582-591.
30. C. Borchers, F. Gartner, T. Stoltenhoff, H. Assadi, and H. Kreye, Microstructural and macroscopic properties of cold sprayed copper coatings, *J Appl Phys*, 2003, **93**(12), p. 10064-10070.
31. X. Yuming, K. Kicheol, B. Gyuyeol, Y. Sanghoon, and L. Changhee, Dynamic amorphization and recrystallization of metals in kinetic spray process, *Appl Phys Letters*, 2008, **92**(19), p. 194101-194103.
32. Borchers.C, Gärtner. F, Stoltenhoff. T, and K. H, Microstructural bonding features of cold sprayed face centered cubic metals, *J Appl Phys*, 2004, **96**(8), p. 4288-4292.
33. Y. Zou, W. Qin, E. Irissou, J.-G. Legoux, S. Yue, and J.A. Szpunar, Dynamic recrystallization in the particle/particle interfacial region of cold-sprayed nickel coating: Electron backscatter diffraction characterization, *Scrip Mater*, 2009, **61**(9), p. 899-902.
34. X.K. Suo, "Elaboration et caractérisation des revêtements de magnésium et son alliage par la projection à froid," Université de Technologie de Belfort-Montbéliard, 2012.
35. H. Bu, M. Yandouzi, C. Lu, and B. Jodoin, Post-heat Treatment Effects on Cold-Sprayed Aluminum Coatings on AZ91D Magnesium Substrates, *J Therm Spray Techn*, 2012, **21**(3-4), p. 731-739.
36. K. Spencer, and M.X. Zhang, Optimisation of stainless steel cold spray coatings using mixed particle size distributions, *Surf Coat Tech*, 2011, **205**(21-22), p. 5135-5140.
37. Y. Li, C.-J. Li, Q. Zhang, G.-J. Yang, and C.-X. Li, Influence of TGO Composition on the Thermal Shock Lifetime of Thermal Barrier Coatings with Cold-sprayed MCrAlY Bond Coat, *J Therm Spray Techn*, 2010, **19**(1-2), p. 168-177.
38. X.-k. Wu, X.-l. Zhou, H. Cui, X. Zheng, and J.-s. Zhang, Deposition Behavior and Characteristics of Cold-Sprayed Cu-Cr Composite Deposits, *J Therm Spray Techn*, 2012, **21**(5), p. 792-799.
39. M. Yu, W.-Y. Li, C. Zhang, and H. Liao, Effect of vacuum heat treatment on tensile strength and fracture performance of cold-sprayed Cu-4Cr-2Nb coatings, *Appl Surf Sci*, 2011, **257**(14), p. 5972-5976.

40. Yang, J. Guan, Li, J. Chang, H.A.N. Feng, Y. Wen, Ohmori, and Akira, Low temperature deposition and characterization of TiO₂ photocatalytic film through cold spray, Elsevier, 2008.
41. Spencer, K, Fabijanic, M. D, Zhang, and X. M, The influence of Al₂O₃ reinforcement on the properties of stainless steel cold spray coatings, *Surf Coat Tech*, 2013, DOI:10.1016/j.surfcoat.2012.01.031.
42. L. Ajdelsztajn, E.J. Lavernia, B. Jodoin, P. Richer, and E. Sansoucy, Cold gas dynamic spraying of iron-base amorphous alloy, *J Therm Spray Techn*, 2006, **15**(4), p. 495-500.
43. H.-R. Wang, W.-Y. Li, L. Ma, J. Wang, and Q. Wang, Corrosion behavior of cold sprayed titanium protective coating on 1Cr13 substrate in seawater, *Surf Coat Tech*, 2007, **201**(9-11), p. 5203-5206.
44. K. Spencer, and M.X. Zhang, Heat treatment of cold spray coatings to form protective intermetallic layers, *Scrip Mater*, 2009, **61**(1), p. 44-47.
45. H.-J. Kim, C.-H. Lee, and S.-Y. Hwang, Superhard nano WC-12%Co coating by cold spray deposition, *Materials Science and Engineering: A*, 2005, **391**(1-2), p. 243-248.
46. Y. Xu, and I.M. Hutchings, Cold spray deposition of thermoplastic powder, *Surf Coat Tech*, 2006, **201**(6), p. 3044-3050.
47. A. Sova, S. Grigoriev, A. Okunkova, and I. Smurov, Potential of cold gas dynamic spray as additive manufacturing technology, *IJAMT*, 2013, DOI: 10.1007/s00170-013-5166-8.
48. A. Sova, V.F. Kosarev, A. Papyrin, and I. Smurov, Effect of ceramic particle velocity on cold spray deposition of metal-ceramic coatings, *J. Therm. Spray Technol.*, 2010, **20**(1-2), p. 285-291.
49. T. Marrocco, D.G. McCartney, P.H. Shipway, and A.J. Sturgeon, Production of titanium deposits by cold-gas dynamic spray: Numerical modeling and experimental characterization, *J Therm Spray Techn*, 2006, **15**(2), p. 263-272.
50. A. Sova, S. Klinkov, V. Kosarev, N. Ryashin, and I. Smurov, Preliminary study on deposition of aluminium and copper powders by cold spray micronozzle using helium, *Surf Coat Tech*, 2013, **220**(0), p. 98-101.
52. A. Sova, A. Okunkova, S. Grigoriev, and I. Smurov, Velocity of the Particles Accelerated by a Cold spray Micronozzle: Experimental Measurements and Numerical Simulation, *J Therm Spray Techn*, 2012, **22**(1), p. 75-80.
53. D. Salim, Matériaux composites à matrice métallique, *Techniques de l'ingénieur Méthodes de caractérisation et d'analyse des métaux et alliages*, 1990.

54. G. Bao, and F. Zok, On the strength of ductile particle reinforced brittle matrix composites, *Acta Metal Mater*, 1993, **41**(12), p. 3515-3524.
55. W. Buqian, Lee, and W. S, Erosion-corrosion behaviour of HVOF NiAl-Al₂O₃ intermetallic-ceramic coating, *Wear*, 2000, **239**(1), p. 83-90.
56. H. Cetinel, B. Uyulgan, C. Tekmen, I. Ozdemir, and E. Celik, Wear properties of functionally gradient layers on stainless steel substrates for high temperature applications, *Surf Coat Tech*, 2003, **174-175**(0), p. 1089-1094.
57. P.A. Mataga, Deformation of crack-bridging ductile reinforcements in toughened brittle materials, *Acta Metal*, 1989, **37**(12), p. 3349-3359.
58. A.E.M. Warner, J.A.E. Bell, and T.F. Stephenson, Opportunities for new graphitic aluminium metal matrix composite, *Surf Coat Tech*, 1998, **14**(9-10), p. 843-850.
59. D. Faramarz, "Etude de l'influence du mode de lubrification sur les performances d'usage du composite à matrices d'aluminium ", Université de Montréal, 2010.
60. E. Irissou, J.-G. Legoux, B. Arsenault, and C. Moreau, Investigation of Al-Al₂O₃ Cold spray Coating Formation and Properties, *J Therm Spray Techn*, 2007, **16**(5-6), p. 661-668.
61. M.C. Gui, S.B. Kang, and K. Euh, Thermal expansion behaviour of plasma sprayed Al-SiC_p composites, *Surf Coat Tech*, 2008, **24**(11), p. 1362-1368.
62. T.H. VanSteenkiste, A. Elmoursi, D. Gorkiewicz, and B. Gillispie, Fracture study of aluminum composite coatings produced by the kinetic spray method, *Surf Coat Tech*, 2005, **194**(1), p. 103-110.
63. E. Sansoucy, P. Marcoux, L. Ajdelsztajn, and B. Jodoin, Properties of SiC-reinforced aluminum alloy coatings produced by the cold gas dynamic spraying process, *Surf Coat Tech*, 2008, **202**(16), p. 3988-3996
64. V.N. Gaitonde, S.R. Karnik, and J.P. Davim, Some Studies in Metal Matrix Composites Machining using Response Surface Methodology, *J Reinf Plast Comp*, 2009, **28**(20), p. 2445-2457.
65. T. Ozben, E. Kilickap, and O. Cakir, Investigation of mechanical and machinability properties of SiC particle reinforced Al-MMC, *J Mater Process Technol*, 2008, **198**(1-3), p. 220-225
66. K. Spencer, D.M. Fabijanic, and M.X. Zhang, The use of Al-Al₂O₃ cold spray coatings to improve the surface properties of magnesium alloys, *Surf Coat Tech*, 2009, **204**(3), p. 336-344

67. Y. Tao, T. Xiong, C. Sun, H. Jin, H. Du, and T. Li, Effect of α -Al₂O₃ on the properties of cold sprayed Al/ α -Al₂O₃ composite coatings on AZ91D magnesium alloy, *Appl Surf Sci*, 2009, **256**(1), p. 261-266.
68. W.Y. Li, G. Zhang, H.L. Liao, and C. Coddet, Characterizations of cold sprayed TiN particle reinforced Al2319 composite coating, *J Mater Process Technol*, 2008, **202**(1-3), p. 508-513.
69. M. Yandouzi, P. Richer, and B. Jodoin, SiC particulate reinforced Al-12Si alloy composite coatings produced by the pulsed gas dynamic spray process: Microstructure and properties, *Surf Coat Tech*, 2009, **203**(20-21), p. 3260-3270.
70. H. Lee, Y. Yu, Y. Lee, Y. Hong, and K. Ko, Cold spray of SiC and Al₂O₃ with soft metal incorporation: A technical contribution, *J Therm Spray Techn*, 2004, **13**(2), p. 184-189.
71. A.V. Shkodkin, and A.I. Kashirin, Determination of the parameters of the process of gas-dynamic deposition of metallic coatings, *Weld Int*, 2006, **20**(2), p. 161-164.
72. Eric Irissou, Jean-Gabriel Legoux, Bernard Arsenault, and C. Moreau, Investigation of Al-Al₂O₃ Cold spray Coating Formation and Properties, *J Therm Spray Techn*, 2007, **16**(5-6), p. 661-668.
73. Q. Wang, K. Spencer, N. Birbilis, and M.-X. Zhang, The influence of ceramic particles on bond strength of cold spray composite coatings on AZ91 alloy substrate, *Surf Coat Tech*, 2010, **205**(1), p. 50-56.
74. L. Shen, L.-y. Kong, T.-y. Xiong, H. Du, and T.-f. Li, Preparation of TiAl₃-Al composite coating by cold spraying, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, **19**(4), p. 879-882.
75. B. Torres, M.A. Garrido, A. Rico, P. Rodrigo, M. Campo, and J. Rams, Wear behaviour of thermal spray Al/SiCp coatings, *Wear*, 2010, **268**(5-6), p. 828-836.
76. W.Y. Li, G. Zhang, X. Guo, H. Liao, and C. Coddet, Characterizations of Cold-sprayed TiN Particle-reinforced Al Alloy-based Composites – from Structures to Tribological Behaviour, *Adv Eng Mater*, 2007, **9**(7), p. 577-583.
77. G.L. Eesley, A. Elmoursi, and N. Patel, Thermal properties of kinetic spray Al-SiC metal-matrix composite, *J Mater Research*, 2003, **18**, p. 855-860.
78. S. Shin, Y. Xiong, Y. Ji, H.J. Kim, and C. Lee, The influence of process parameters on deposition characteristics of a soft/hard composite coating in kinetic spray process, *Appl Surf Sci*, 2008, **254**(8), p. 2269-2275.

79. P.H. Gao, , C.J. Li, J.G. Yang, G. Yi, and X. Cheng, Influence of substrate hardness transition on built-up of nanostructured WC-12Co by cold spraying, *Appl Surf Sci*, 2010, **256**(7), p. 2263-2268.
80. P.-H. Gao, Y.-G. Li, C.-J. Li, G.-J. Yang, and C.-X. Li, Influence of Powder Porous Structure on the Deposition Behavior of Cold-Sprayed WC-12Co Coatings, *J Therm Spray Techn*, 2008, **17**(5-6), p. 742-749.
81. G.-j. Li, X.-x. Huang, J.-k. Guo, and D.-m. Chen, Ni-coated Al₂O₃ powders, *Ceram Int*, 2002, **28**(6), p. 623-626.
82. H. Na, G. Bae, S. Shin, S. Kumar, H. Kim, and C. Lee, Advanced deposition characteristics of kinetic sprayed bronze/diamond composite by tailoring feedstock properties, *Compos Sci Technol*, 2009, **69**(3-4), p. 463-468.
83. S. Tria, O. Elkedim, W.Y. Li, and H. Liao, Ball milled Ni-Ti powder deposited by cold spraying, *J Alloy Compd*, 2009, **483**(1-2), p. 334-336.
84. W.-Y. Li, C. Zhang, H. Liao, J. Li, and C. Coddet, Characterizations of cold-sprayed Nickel-Alumina composite coating with relatively large Nickel-coated Alumina powder, *Surf Coat Tech*, 2008, **202**(19), p. 4855-4860.

Chapitre 2 Matériaux utilisés et conditions expérimentales du procédé Cold Spray

2.1 Matériaux utilisés

2.1.1 Poudre pour la matrice

Dans le but d'élaborer des dépôts composites, les alliages d'aluminium ont été choisis comme matrice en raison de leurs excellentes propriétés (légereté, résistance mécanique, résistance à la corrosion, etc.) et de leurs nombreuses applications dans divers domaines tels que l'aéronautique et l'automobile ^[1, 2].

Pour cette thèse, nous avons choisi l'alliage d'aluminium 5056 (Al5056), un alliage de la série 5000 qui présente une résistance à la corrosion parmi les meilleures. L'Al5056 est un aluminium allié par un élément principal : le magnésium. Sa composition chimique est détaillée dans le Tableau 2-1 et ses propriétés mécaniques à température ambiante sont présentées dans le Tableau 2-2.

Tableau 2-1 Composition chimique d'Al5056 (wt. %)

Mg	Si	Cu	Zn	Mn	Cr	Fe	Al
4,5-5,6	≤0,3	≤0,1	≤0,1	0,05-0,2	0,05-0,2	≤0,4	Balance

Tableau 2-2 Propriétés mécaniques d'Al5056 à température ambiante

Propriétés	Valeur	
Densité	2,64×10 ³	kg/m ³
Module élastique	71	GPa
Coefficient de Poisson	0,33	/
Conductivité thermique	117	W/(m.K)
Dilatation thermique	24,1	10 ⁻⁶ /°C
Résistance à la traction	435	MPa
Limite élastique	405	MPa
Dureté (HB500)	105	N/mm ²

La poudre d'Al5056 utilisée pour la matrice a été élaborée par atomisation sous argon au laboratoire IRTES-LERMPS. Elle présente une forme sphéroïdale (Figure 2-1a) et possède une granulométrie de $+8,7 - 39,4 \mu\text{m}$ avec un diamètre médian de $19,6 \mu\text{m}$ (Figure 2-1b).

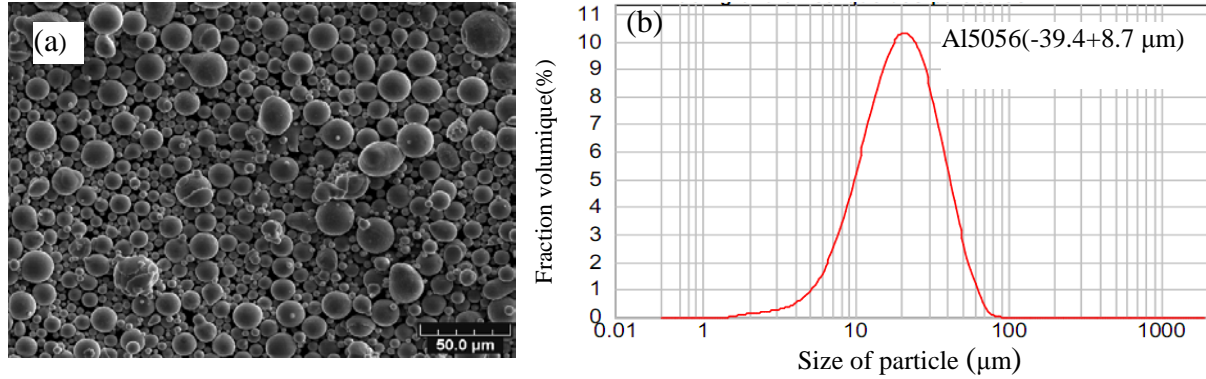


Figure 2-1 : (a) Morphologie de la poudre d'Al5056 et (b) sa distribution de taille

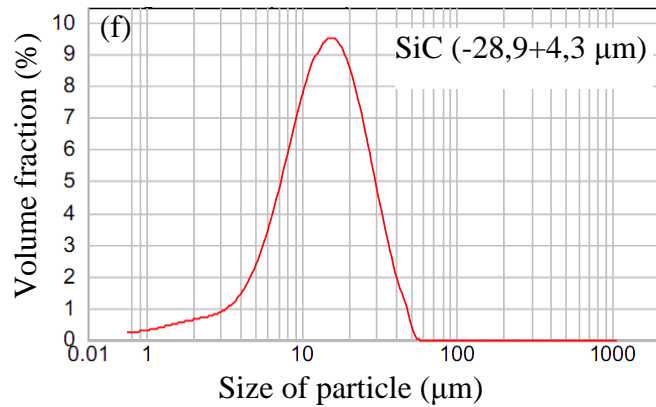
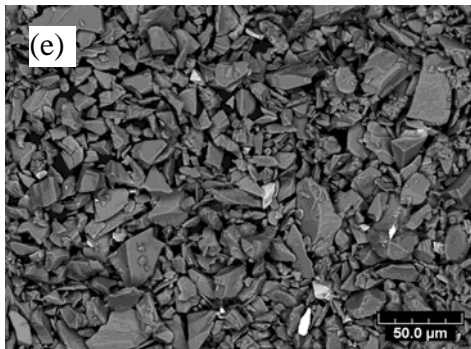
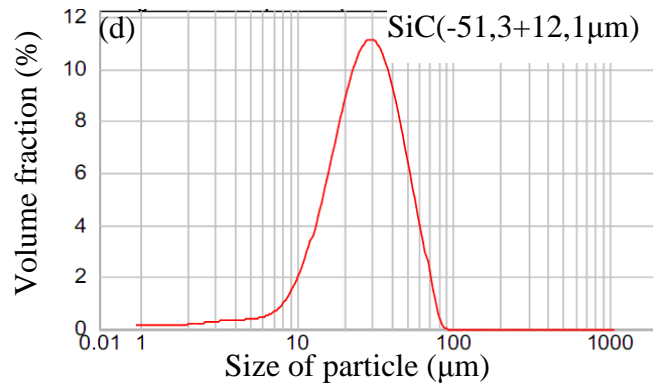
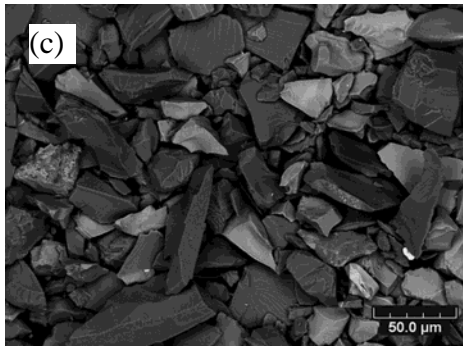
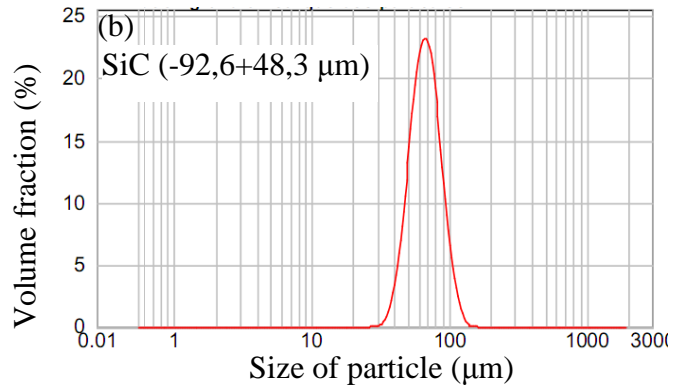
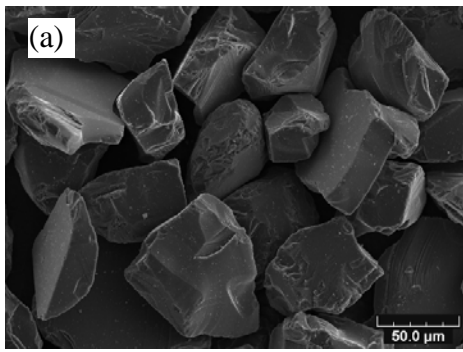
2.1.2 Poudre de renfort

Deux types de renforts ont été retenus pour élaborer les dépôts composites : un renfort céramique et un renfort métallique. Ceci permettra de disposer de microstructures bien différentes grâce à leurs différences de densités.

La poudre SiC a été choisie pour le renfort céramique parce qu'elle constitue un excellent renfort pour les CMsAl en raison de sa forte dureté, de sa stabilité, de ses propriétés chimiques et thermiques ^[3], et par ailleurs de son faible coût ^[4]. Les alliages d'Al renforcés par des particules de SiC sont notamment utilisés dans le domaine aéronautique. Cependant, il a été signalé que les particules de SiC présentent une mauvaise mouillabilité dans l'aluminium fondu ^[5] et une réaction chimique avec l'aluminium fondu peut se produire et former la phase Al_4C_3 , ce qui détériore fortement les propriétés mécaniques et entraîne la corrosion à température élevée ^[6, 7]. La morphologie de la poudre de SiC est irrégulière (Figure 2-2). Cinq distributions de taille des particules de SiC (HC Starck, aux Etats-Unis) ont été employées comme renfort (Figure 2-2). Les tailles moyennes de ces poudres de SiC sont de $67 \mu\text{m}$, $27 \mu\text{m}$, $14 \mu\text{m}$, $4 \mu\text{m}$ et $2 \mu\text{m}$. Ces différentes granulométries seront nommées respectivement dans ce mémoire : SiC-67, SiC-27, SiC-14, SiC-4 et SiC-2.

L'Inconel 718 (NiCr19Fe19Nb5Mo3: In718) a été choisi comme renfort métallique de par sa densité plus élevée, et ceci afin d'étudier plus précisément l'effet de la densité du renfort sur les propriétés du dépôt élaboré. Ses caractéristiques mécaniques sont supérieures à celles de

l'Al5056 et il s'avère difficile d'obtenir un dépôt d'Inconel 718 pur en utilisant les mêmes conditions de projection que celles utilisées pour l'Al5056. Il a donc été jugé intéressant de l'utiliser en tant que renfort à l'Al5056. La poudre d'In718 est composée de particules de forme sphéroïdale (Figure 2-3) avec une granulométrie de $+50,7 - 95,9 \mu\text{m}$ et une taille moyenne de $69,7 \mu\text{m}$.



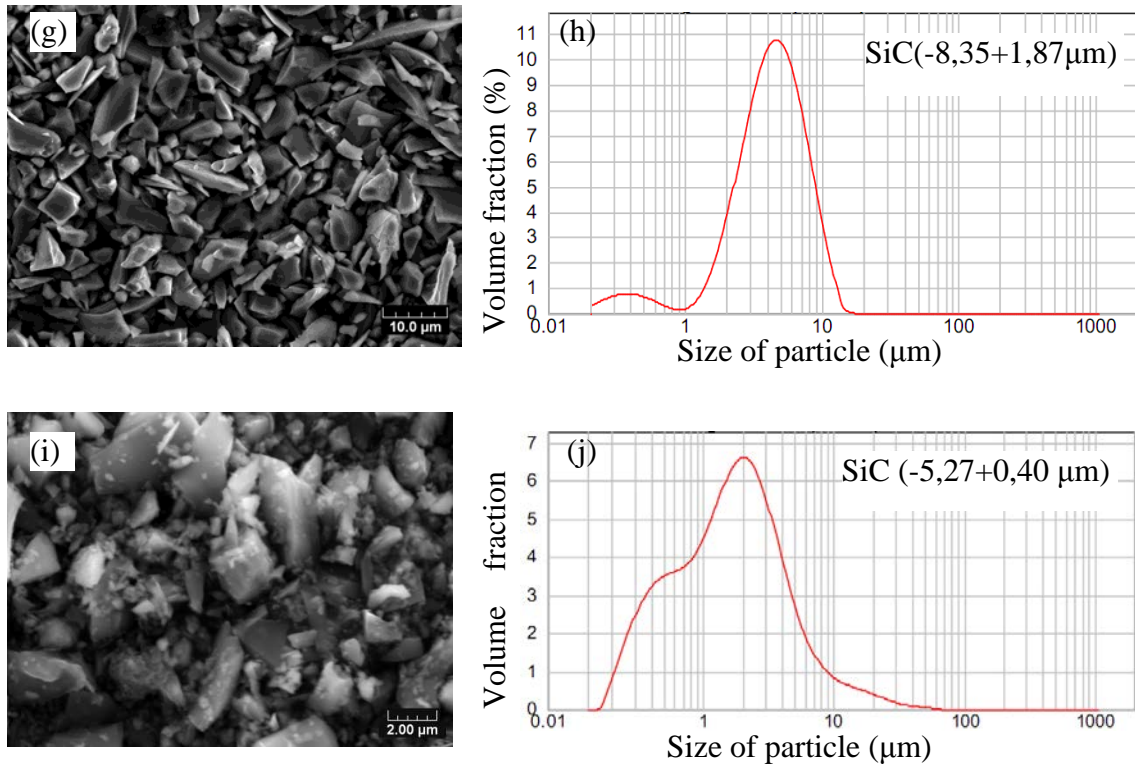


Figure 2-2: Morphologie et distribution en taille des poudres de (a,b) SiC-67 μm , (c,d) SiC-27 μm , (e,f) SiC-14 μm , (g,h) SiC-4 μm et (i,j) SiC-2 μm .

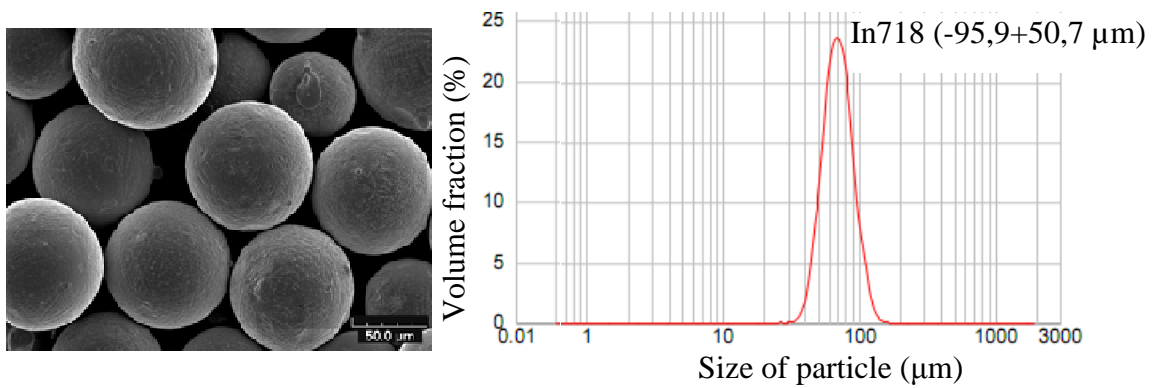


Figure 2-3 : Morphologie et distribution de la poudre d'Inconel 718

2.1.3 Poudres mélangées

La poudre d'Al5056 a été mélangée mécaniquement avec la poudre de SiC ou avec la poudre d'In718 pour préparer les poudres composites (emploi d'un mélangeur Turbula). Il convient de noter ici que le mélange mécanique est un procédé conventionnel utilisé pour préparer des poudres composites avec une répartition homogène ^[8] et qu'il n'entraîne pas de déformation de la poudre d'Al5056. Un exemple de poudre composite (Al5056 + 30 vol. % SiC-67) est

présenté sur la Figure 2-4. En comparant la Figure 2-4 avec la Figure 2-1, on peut constater que le mélange mécanique n'a pas d'influence sur la morphologie de la poudre d'Al 5056.

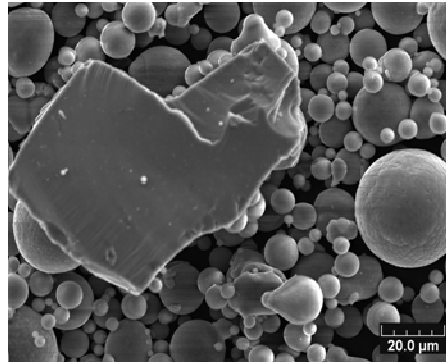


Figure 2-4 : Morphologie du mélange d'Al5056 + 30 vol.% SiC-67.

2.1.4 Substrat

Des plaques en l'aluminium pur de dimensions 60 x 20 x 3 mm ont été utilisées en tant que substrats. Ces plaques ont été polies ($R_a = 0.5 \mu\text{m}$) ou sablées (grains de corindons blancs de nuance F60) avant projection selon le plan d'expériences.

2.2 Élaboration des dépôts par cold spray

2.2.1 Système cold spray

L'élaboration des dépôts a été réalisée en employant le système Kinetic 3000 (Figure 2-5) commercialisé par la société allemande CGT GmbH, elle-même acquise par Sulzer Metco en Février 2012. Cette installation se compose d'une armoire de commande, d'un réchauffeur de gaz, d'un distributeur de poudre et d'un pistolet de projection. Ce pistolet peut être équipé de différentes buses (buse de Laval) en fonction de la nature des matériaux à projeter. Une buse possédant une section transversale rectangulaire a été employée dans cette étude. Sa géométrie et ses dimensions détaillées sont présentées respectivement sur les Figures 2-6 et dans le Tableau 2-3.



Figure 2-5 : Système Kinetic 3000 et ses éléments : (a) l'armoire de commande, (b) distributeur de poudre, (c) système de chauffage du gaz principal et (d) pistolet de projection.

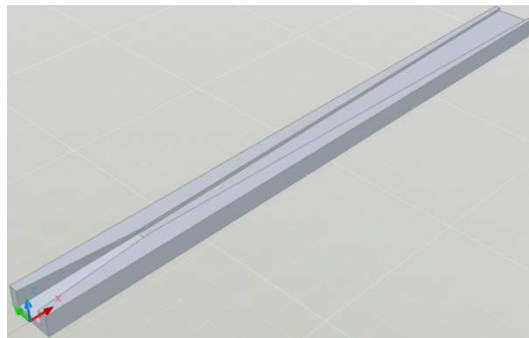


Figure 2-6: Schéma de la buse rectangulaire ^[9].

Tableau 2-3 Dimensions principales de la buse utilisée

	Buse rectangulaire
Dimension de la section entrée (mm ²)	9×9
longueur du canon (mm)	10
Longueur de la partie convergente (mm)	35
Longueur de la partie divergente (mm)	170
Dimension de la gorge (mm ²)	2×3
Dimension de la section en sortie (mm ²)	2×11,5
Rapport d'expansion	3,8

2.2.2 Paramètres de projection

Dans cette étude, l'air comprimé a été employé comme gaz principal avec des pressions de l'ordre de 2,5 – 2,6 MPa au niveau de la préchambre (en amont de la buse) et l'argon sous une pression d'environ 3 MPa a été utilisé comme gaz porteur. La distance de projection, de la sortie de la buse à la surface du substrat, a été fixée à 30 mm. Les températures du gaz dans la préchambre ont été ajustées de 300°C à 600°C pour étudier l'effet de la température du gaz sur la teneur de renfort dans les dépôts, sur la microstructure et sur la microdureté.

2.3 Moyens de caractérisation

2.3.1 Mesure de la taille de poudre

La granulométrie des poudres a été mesurée par un granulomètre à diffraction laser, Malvern Mastersizer 2000. Ce type de mesure, fondée sur l'interaction entre un écoulement de particules et un faisceau laser incident, est relativement simple à mettre à œuvre. Néanmoins, de par son principe, la méthode s'applique à des particules quasiment sphéroïdales dont les propriétés optiques (indices de réfraction et d'absorption) sont connues. De plus, la poudre analysée doit être exempte d'agrégats afin de ne pas biaiser les mesures. Ainsi, les mesures effectuées sur les poudres sphériques ayant subi un tamisage limitant les satellites agrégés peuvent être considérées comme quantitative tandis que celles réalisées sur les poudres de morphologie irrégulière, resteront indicatives et obligatoirement couplées à des observations en microscopie électronique à balayage. Cette analyse en taille donne accès à différentes données quantitatives comme le D50 qui correspond à la taille limite en dessous de laquelle se situe 50% du volume de la population de particules considérées.

2.3.2 Observation de la microstructure

La microstructure des échantillons a été observée en microscopie optique à l'aide d'un microscope (OM, Nikon, Japon). Cet appareil a notamment permis de réaliser les observations à faible grossissement jusqu'à x500. Des observations à plus fort grossissement ont été conduites à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB, JSM5800LV, JEOL, Japon) incluant l'analyse dispersive en énergie X-ray spectrometry (EDXA).

2.3.3 Détermination de la porosité et de la teneur en renfort dans des dépôts

La méthode d'analyse 2D a été employée pour déterminer le taux de porosité et la teneur en renforts dans les dépôts élaborés par Cold Spray. Elle consiste à réaliser des coupes micrographiques à partir desquelles la porosité ou la teneur en renfort est quantifiée par analyse d'images. Dans cette étude, le taux de porosité et la teneur en renforts des dépôts ont été mesurés à l'aide du logiciel ScionImage. Les images sont enregistrées dans un premier temps sous l'extension «.bmp» ou «.tiff». Dans un deuxième temps, une valeur seuil de niveau de gris (gray level) est fixée de manière à juger si chaque pixel de l'image peut être considéré comme un pore, un renfort ou non. Les valeurs du taux de porosité et de la teneur en renforts indiquées dans cette étude sont basées sur 10 images analysées pour effectuer la quantification.

2.3.4 Dureté des dépôts

La dureté des dépôts a été déterminée par essai de microdureté Vickers. La mesure de dureté Vickers se fait à l'aide d'un indenteur de forme pyramidale normalisée en diamant de base carrée et d'angle au sommet entre faces égal à 136° . L'empreinte présente donc la forme d'un carré. On mesure les deux diagonales d_1 et d_2 de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient une valeur d , en effectuant la moyenne de d_1 et d_2 (Figure 2-7), qui est utilisé pour le calcul de la dureté. La force et la durée de l'appui sont également normalisées.

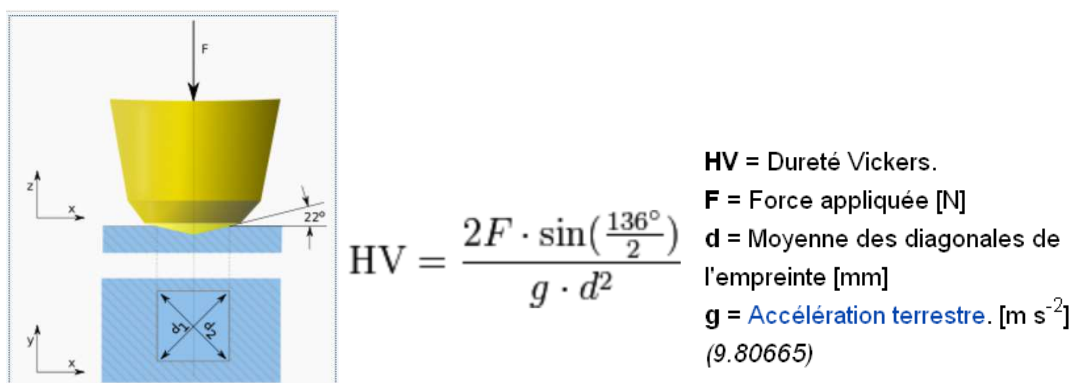


Figure 2-7: Principe de la mesure de la dureté Vickers ^[10].

La dureté Vickers est réalisée à l'aide d'un indenteur Vickers (Leitz, Allemagne). Les conditions d'essai correspondent à l'utilisation d'une charge de 300g pour un temps

d'exposition de 15 s. Le schéma de la réalisation des indentations est montré sur la Figure 2-8. Dix points de mesure ont été réalisés sur chaque dépôt pour obtenir une valeur moyenne.

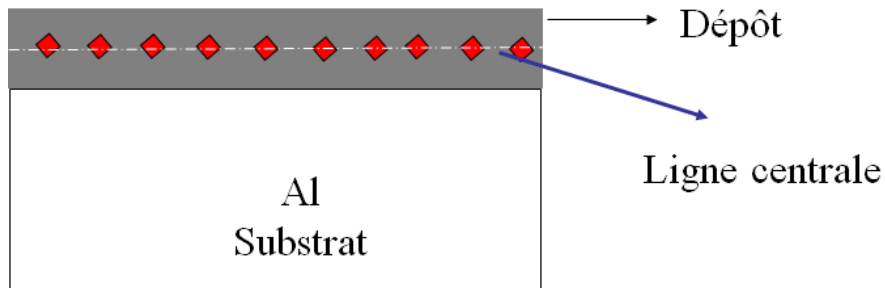


Figure 2-8 : Schéma de la réalisation des mesures de dureté Vickers

2.3.5 Cohésion des dépôts

La cohésion des dépôts a été mesurée suivant la norme ASTM C-633-01 ^[11]. Le schéma de mesure est montré sur la Figure 2-9. Les échantillons revêtus, l'épaisseur du dépôt évoluant entre 400 μm et 600 μm , sont des pions $\text{\O}25$ mm collés sur deux contre pions en acier $\text{\O}25$ mm taraudés. L'ensemble est maintenu dans un système de maintien axial lors de la phase de collage de la colle péliculable (FM1000) qui s'effectue avec une durée de 2 heures à 185°C dans un four.

La cohésion des dépôts est ensuite mesurée en utilisant une machine de traction avec une vitesse de 0,78 mm/min. La détermination des modes de rupture a également été effectuée par observation au MEB des surfaces de fracture.

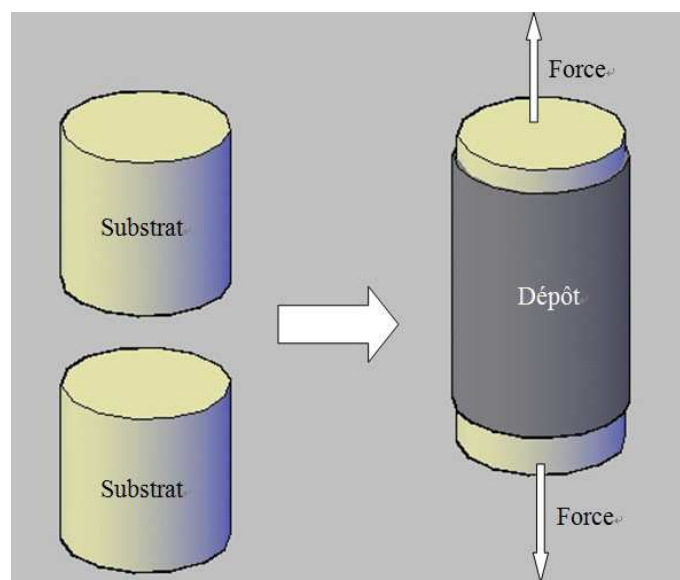


Figure 2-9: Schéma de mesure de la cohésion du dépôt ^[9]

2.3.6 Test de frottement des dépôts

Les tests de frottement ont été effectués par essai BOD (Ball On Disc) avec un tribomètre CSM sous atmosphère ambiante (Figure 2-10) ^[12]. Préalablement à ces tests de frottement, toutes les surfaces des revêtements ont été polies pour obtenir une rugosité moyenne (R_a) d'environ $0,05 \mu\text{m}$. La bille utilisée est une bille en WC-Co de diamètre 6 mm présentant une surface polie miroir. La force de frottement est mesurée en continu par un capteur et enregistrée sur un ordinateur. Le coefficient de frottement est calculé en effectuant le rapport entre la force de frottement et la charge appliquée. La charge appliquée et la vitesse de glissement sont respectivement 2 N ou 10 N et $20 \text{ cm}\cdot\text{s}^{-1}$. La distance de glissement est le rayon de la piste d'usure sont respectivement de 500 m et 8 cm.

Le taux d'usure est défini comme le volume d'usure par unité de charge appliquée et par distance de glissement. L'inverse du taux d'usure peut alors être considéré comme la résistance à l'usure. Dans ce travail, un profilomètre 3D (AltiSurf 500, Altimet) a été employé pour mesurer les profondeurs des sections transversales des pistes d'usure après le test de frottement. Le volume d'usure total (en m^3) est calculé en multipliant la superficie des sections transversales des traces d'usure (en m^2) et le périmètre de la piste de glissement (en m). En complément, les morphologies de surface des traces d'usure ont été observées au MEB.

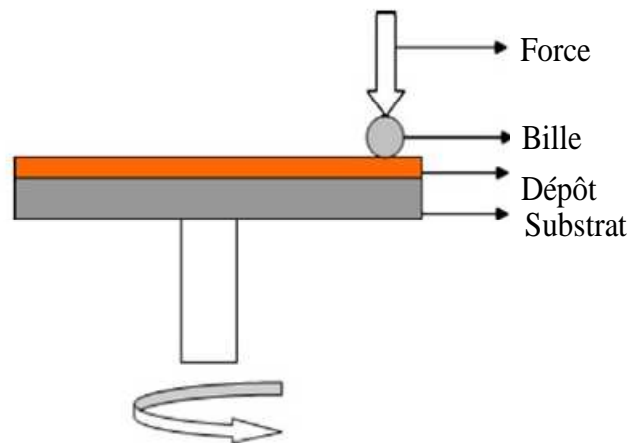


Figure 2-10 : Schéma de l'essai du test de frottement

2.4 Simulation numérique

2.4.1 Simulation de la vitesse des particules

2.4.1.1 Géométrie et modèle utilisé

La détermination de la vitesse des particules a été réalisée à l'aide du logiciel commercial FLUENT (version 6.1). Pour ce type de calcul, le solveur découplé est parfaitement adapté. Il a été utilisé pour résoudre les équations de continuité, de conservation de la quantité de mouvement et d'énergie ^[13] :

Equation de continuité

$$\frac{\partial}{\partial z}(\rho u_z) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r}(\rho r u_r) = 0 \quad (\text{Equation 2-1})$$

z- équation de conservation de la quantité de mouvement :

$$\frac{\partial \rho u_z u_r}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial \rho r u_z u_r}{\partial r} = -\frac{\partial P}{\partial z} + 2 \frac{\partial}{\partial z}(\mu \frac{\partial u_z}{\partial z}) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[\mu r \left(\frac{\partial u_z}{\partial r} + \frac{\partial u_r}{\partial z} \right) \right] \quad (\text{Equation 2-2})$$

r- équation de conservation de la quantité de mouvement :

$$\frac{\partial \rho u_z u_r}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial \rho r u_r u_r}{\partial r} = -\frac{\partial P}{\partial z} + \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r}(\mu r \frac{\partial u_r}{\partial r}) + \frac{\partial}{\partial z} \left[\mu \left(\frac{\partial u_z}{\partial r} + \frac{\partial u_r}{\partial z} \right) \right] - \frac{2\mu u_r}{r^2} \quad (\text{Equation 2-3})$$

Equation de conservation de l'énergie :

$$\frac{\partial \rho u_z h}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial \rho r u_r h}{\partial r} = \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{k}{C_p} \frac{\partial h}{\partial z} \right) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{k}{C_p} r \frac{\partial h}{\partial r} \right) + u_z \frac{\partial P}{\partial z} + u_r \frac{\partial P}{\partial r} \quad (\text{Equation 2-4})$$

Équation d'état :

$$P = \rho R T / M \quad (\text{Equation 2-5})$$

Où, ρ est la masse volumique du gaz, u_z la composante axiale de la vitesse, u_r la composante radiale de la vitesse, P la pression, T la température, h l'enthalpie, μ la viscosité dynamique, k

la conductivité thermique, C_p la chaleur spécifique à pression constante, R la constante des gaz et M la masse molaire.

La géométrie utilisée dans cette étude est présentée sur la Figure 2-11. Les dimensions principales sont également affichées dans le Tableau 2-3. En raison de la caractéristique axisymétrique de l'écoulement, un modèle axisymétrique et des calculs bidimensionnels (2D) ont été adoptés pour diminuer le temps de calcul. Ce modèle permet de prédire la vitesse des particules. Enfin, le modèle de turbulence k-ε standard disponible dans FLUENT a été utilisé pour prendre en compte les effets relatifs d'un écoulement turbulent. L'accélération des particules a été calculée en utilisant le modèle des phases discrètes (DPM).

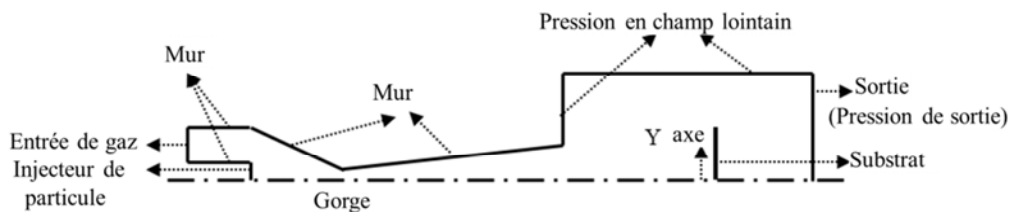


Figure 2-11: Schéma de la géométrie du modèle de simulation ^[14].

2.4.1.2 Phase gazeuse et particules

Les simulations sont basées sur quelques hypothèses :

- le fluide est considéré comme un gaz parfait compressible,
- les interactions entre particules ainsi que les effets des particules sur la phase gazeuse ont été négligées.

Quelques propriétés physiques des particules des matériaux employés sont indiquées dans le Tableau 2-4. La condition à l'entrée de l'injecteur de poudre sert de référence comme entrée des particules. Les principaux paramètres de simulation sont résumés dans le Tableau 2-5.

Tableau 2-4 Quelques propriétés physiques des particules.

	Al5056	SiC	Inconel 718
Masse volumique ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	2640	3200	8190
Chaleur spécifique ($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	904	715	435
Conductivité thermique ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	117	114	11,4

Tableau 2-5 Paramètres des simulations

	Données pour calculer les vitesses des particules d'Al5056	Données pour calculer les vitesses des particules de SiC	Données pour calculer les vitesses des particules d'In718
Gaz propulseur	Air comprimé	Air comprimé	Air comprimé
Température du gaz propulsant (°C)	400, 500, 600	300, 400, 500, 600	600
Pression du gaz propulsant (MPa)	2,5	2,5	2,5
Gaz porteur	Argon	Argon	Argon
Température de gaz porteur (°C)	ambiante	ambiante	ambiante
Pression du gaz porteur (MPa)	2,8	2,8	2,8
Taille de particule (µm)	19,6	2-67	69,7
Facteur de forme des particules	1	0,6	1
Distance de projection (mm)	30	30	30

2.4.2 Simulation de la déformation des particules

2.4.2.1 Description de la formulation Eulérienne

Dans le chapitre 1.5, il a été noté que la déformation des particules calculée par une formulation Eulérienne était plus comparable aux résultats expérimentaux relativement à

l'utilisation d'une formulation Lagrangienne ^[15]. Ainsi, dans ce paragraphe, la formulation Eulérienne sera principalement présentée.

Dans une formulation Eulérienne, le maillage reste fixe et seule la matière s'écoule. La vitesse du maillage est donc nulle. La précision du calcul n'est pas altérée au cours du temps puisque la qualité des éléments reste constante. De grandes distorsions des matériaux peuvent donc être modélisées sans utiliser de remaillage. Par contre, pour la formulation Lagrangienne, le maillage évolue et se déplace suivant les déformations de la matière. La vitesse du maillage est égale à celle de la matière. La représentation de l'évolution des surfaces libres est précise et le suivi des variables de l'histoire des matériaux immédiat. Toutefois, le maillage subit les mêmes déformations que la matière. La qualité des éléments se dégrade progressivement, finissant par nécessiter un remaillage et donc un transport des informations d'un maillage sur l'autre.

De ce fait, la formulation Eulérienne est largement utilisée en mise en forme de matériaux pour l'étude de processus dynamique. Quelques exemples d'applications concernent les domaines de l'impact à hyper-vitesse ^[16] et le processus de compactage de poudre ^[17]. L'inconvénient d'une formulation Eulérienne est qu'il faut résoudre des équations de transport à chaque instant avec des méthodes d'autant plus perfectionnées que la vitesse convective est importante. Enfin, le maillage fixé définit un volume de contrôle invariable au cours du temps. Lorsque les frontières du corps étudié évoluent au cours du temps, elles ne coïncident généralement pas avec le bord d'un élément. Il en résulte des difficultés à suivre précisément les frontières des matériaux et les informations de déformation d'élément, telles que la température, la contrainte et la déformation. Des procédures spécifiques doivent donc être mises en place pour suivre les déformations plastiques. Un script Python a donc été écrit pour suivre la déformation plastique maximale équivalente (PEEQ) et la température (TEMP) au cours d'un impact. Il est montré dans l'Appendice I .

Des simulations sur les déformations respectives des particules projetées et du substrat ont été effectuées à l'aide du logiciel commercial ABAQUS/Explicit en utilisant un modèle de type Eulérien (Ver. 6.8).

2.4.2.2 Description du modèle Eulérien

Les simulations sont basées sur les hypothèses suivantes :

- la particule est considérée comme impactant le substrat avec une direction normale à la surface de substrat.

- le processus d'impact est considéré adiabatique. Assadi *et al.* [19] ont vérifié la rationalité de cette hypothèse.

Le modèle est donc composé d'une particule et du substrat (Figure 2-12). Grâce au caractère symétrique de la déformation lors de le procédé cold spray, un modèle symétrique, comprenant une particule semi-circulaire de diamètre $20\ \mu\text{m}$ impactant un substrat rectangulaire, présentant une largeur égale à quatre fois et une hauteur égale à trois fois le diamètre de la particule incidente, a été adopté. L'utilisation d'une géométrie symétrique permet de réduire le temps de calcul [20]. Une tranche d'épaisseur de $1\ \mu\text{m}$ a été coupée à l'interface particule/substrat en raison de l'indisponibilité de la méthode Eulérienne avec les éléments 2D sous ABAQUS [21]. Le maillage a été réalisé suivant un modèle 3D de type Eulérien comportant 8 nœuds par éléments (EC3D8R).

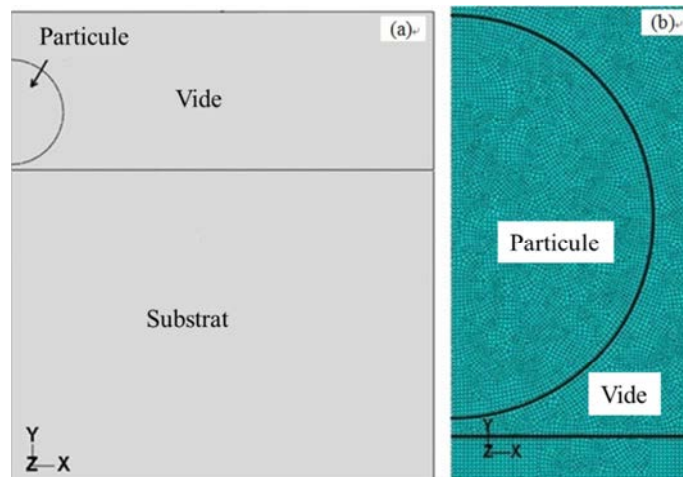


Figure 2-12 : (a) Domaine de calcul d'une particule de diamètre $20\ \mu\text{m}$ impactant le substrat - modèle Eulérien et (b) zoom autour de la particule avec une résolution de maillage $1/100d_p$.

2.4.2.3 Description du modèle des matériaux

Pour décrire correctement les phénomènes de déformation dynamique, il est important d'utiliser des lois constitutives pouvant représenter le plus justement les comportements des matériaux. Dans ce travail, nous avons appliqué la loi la plus utilisée dans le cadre des phénomènes dynamiques pour des matériaux métalliques : la loi de Johnson-Cook. Elle est utilisée spécifiquement pour décrire les phénomènes rapides dont les vitesses de déformation sont typiquement de l'ordre de $100\ \text{à}\ 1000\ \text{s}^{-1}$. La loi de Johnson-Cook a été proposée en 1983 par Johnson et Cook [22]. Depuis lors, elle a été utilisée avec des variantes dans de nombreux cas et elle peut décrire les comportements de matériaux très divers : fer, acier, aluminium,

titane, cuivre ou encore tungstène. Cette loi constitutive tient compte de la déformation, de la vitesse de déformation plastique, de la température, de l'écrouissage et de l'adoucissement thermique.

Dans cette étude, la loi de Johnson-Cook (JC) est une loi empirique s'exprimant sous la forme suivante ^[23] :

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 + C \ln\left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)^m \right] \quad (\text{Equation 2-6})$$

où σ est la contrainte, ε et $\dot{\varepsilon}$ sont respectivement la déformation plastique et la vitesse de déformation équivalent, $\dot{\varepsilon}_0$ la vitesse de déformation plastique de référence arbitraire, T_r la température ambiante, T_m la température de fusion du matériaux, A la limite d'élasticité obtenue par une simple tension quasi-statique ou un test de compression, B et n sont les paramètres de l'écrouissage et C le coefficient de la vitesse de déformation de durcissement sans dimension. A , B , n , C et m sont des constantes propres aux matériaux. Dans cette étude, les constantes des matériaux employés sont présentées dans le Tableau 2-6.

L'équation linéaire d'état de Mie-Gruneisen (linear Mie-Gruneisen equation of state EOS) a été employée pour décrire le comportement élastique des matériaux. La formulation linéaire de Us-Up Hugoniot s'écrit ^[24, 25] :

$$p = \frac{\rho_0 C_0^2 \eta}{(1 - S\eta)^2} \left(1 - \frac{\Gamma_0}{2} \eta\right) + \Gamma_0 \rho_0 E_m \quad (\text{Equation 2-7})$$

où $\eta = 1 - \rho/\rho_0$ est la déformation volumique nominale à la compression, ρ_0 la densité initiale, ρ la densité courante, C_0 la vitesse du son, Γ_0 la constante du matériau nommée Gruneisen gamma, S le coefficient linéaire de la pente de Hugoniot, E_m l'énergie interne par unité spécifique de volume de référence. Les variables C_0 , S et Γ_0 des matériaux utilisés dans ce travail viennent de la littérature ^[25] et sont également présentés dans le Tableau 2-6.

Tableau 2-6 Propriétés des matériaux utilisés dans la simulation [26-30]

Paramètres	Cu	Al	Fe	Ni	In718	Ti
Densité, kg/m ³	8960	2700	7890	8900	8190	4510
Chaleur spécifique, J/kg.°C	383	920	452	446	435	528
Température de fusion, °C	1083	620	1535	1455	1260	1923
JC: A, MPa	90	148	175	163	1350	806,57
B, MPa	292	346	388	648	1140	481,61
n	0,31	0,183	0,32	0,33	0,625	0,319
C	0,025	0,001	0,06	0,006	0,0134	0,0194
m	1,09	0,86	0,55	1,44	1	0,655
EOS: C ₀	3940	5328	3570	4600	5250	5220
S	1,49	1,338	1,92	1,44	1,5	0,761
Γ ₀	2,02	2	1,8	2	2	1,09

Références

1. V.N. Gaitonde, S.R. Karnik, and J.P. Davim, Some Studies in Metal Matrix Composites Machining using Response Surface Methodology, *J Reinforc Plast Compos*, 2009, **28**(20), p. 2445-2457.
2. T. Ozben, E. Kilickap, and O. Cakir, Investigation of mechanical and machinability properties of SiC particle reinforced Al-MMC, *J Mater Process Technol*, 2008, **198**(1-3), p. 220-225.
3. B. Torres, M.A. Garrido, A. Rico, P. Rodrigo, M. Campo, and J. Rams, Wear behaviour of thermal spray Al/SiCp coatings, *Wear*, 2010, **268**(5-6), p. 828-836.
4. E. Sansoucy, P. Marcoux, L. Ajdelsztajn, and B. Jodoin, Properties of SiC-reinforced aluminum alloy coatings produced by the cold gas dynamic spraying process, *Surf Coat Tech*, 2008, **202**(16), p. 3988-3996.
5. M. Gui, and S.B. Kang, 6061Al/Al-SiCp bi-layer composites produced by plasma-spraying process, *Mater Letters*, 2000, **46**(5), p. 296-302.
6. A.K. Ray, K. Venkateswarlu, S.K. Chaudhury, S.K. Das, B. Ravi Kumar, and L.C. Pathak, Fabrication of TiN reinforced aluminium metal matrix composites through a powder metallurgical route, *Mater Sci Eng A*, 2002, **338**(1-2), p. 160-165.
7. W.Y. Li, G. Zhang, X. Guo, H. Liao, and C. Coddet, Characterizations of Cold-sprayed TiN Particle-reinforced Al Alloy-based Composites – from Structures to Tribological Behaviour, *Adv Eng Mater*, 2007, **9**(7), p. 577-583.
8. M. Yandouzi, P. Richer, and B. Jodoin, SiC particulate reinforced Al-12Si alloy composite coatings produced by the pulsed gas dynamic spray process: Microstructure and properties, *Surf Coat Tech*, 2009, **203**(20-21), p. 3260-3270.
9. X.K. Suo, "Elaboration et caractérisation des revêtements de magnésium et son alliage par la projection à froid," Université de Technologie de Belfort-Montbéliard, 2012.
10. [Http://fr.wikipedia.org/wiki/Duret%C3%A9_%28mat%C3%A9riau%29](http://fr.wikipedia.org/wiki/Duret%C3%A9_%28mat%C3%A9riau%29).
11. ASTM C633-01, Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings, *ASTM International*, 2008.
12. X. Guo, G. Zhang, W. Li, Y. Gao, H. Liao, and C. Coddet, Investigation of the microstructure and tribological behavior of cold-sprayed tin-bronze-based composite coatings, *Appl Surf Sci*, 2009, **255**(6), p. 3822-3828.

13. S. Yin, M. Zhang, Z.W. Guo, H.L. Liao, X.F. Wang, Numerical investigations on the effect of total pressure and nozzle divergent length on the flow character and particle impact velocity in cold spraying, *Surf Coat Tech*, 2013, **232**, p. 290-297.
14. W.-Y. Li, H. Liao, G. Douchy, and C. Coddet, Optimal design of a cold spray nozzle by numerical analysis of particle velocity and experimental validation with 316L stainless steel powder, *Mater Design*, 2007, **28**(7), p. 2129-2137.
15. S. Yin, X.F. Wang, B.P. Xu, and W.Y. Li, Examination on the calculation method for modeling the multi-particle impact process in cold spraying, *J Therm Spray Techn*, 2010, **19**(5), p. 1032-1041.
16. S.R. Beissel, C.A. Gerlach, and G.R. Johnson, Hypervelocity impact computation with finite elements and meshfree particles, *Int J Impact Eng*, 2006, **33**, p. 89-90.
17. A.R. Khoei, A.R. Azami, M. Anahid, and R.W. Lewis, A three-invariant hardening plasticity for numerical simulation of powder forming processes via the arbitrary Lagrangian-Eulerian FE model, *Int J Numer Meth Eng*, 2006, **66**(5), p. 843-877.
18. D.J. Benson, and S. Okazawa, Contact in a multi-material Eulerian finite element formulation, *Comput Meth Appl Mech Eng*, 2004, **193**(39-41), p. 4277-4298.
19. H. Assadi, F. Gartner, T. Stoltenhoff, and H. Kreye, Bonding mechanism in cold gas spraying, *Acta Mater*, 2003, **51**(15), p. 4379-4394.
20. M. Grujicic, C.L. Zhao, W.S. DeRosset, and D. Helfrich, Adiabatic shear instability based mechanism for particles/substrate bonding in the cold-gas dynamic-spray process, *Mater Design*, 2004, **25**(8), p. 681-688.
21. Abaqus Analysis User's Manual, ABAQUS 6.8 HTML Documentation, Dassault Systèmes, 2008.
22. Johnson GR, and C. WH, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures, *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, 1983.
23. W.Y. Li, and W. Gao, Some aspects on 3D numerical modeling of high velocity impact of particles in cold spraying by explicit finite element analysis, *Appl Surf Sci*, 2009, **255**(18), p. 7878-7892.
24. Abaqus Analysis User's Manual, ABAQUS 6.8 HTML Documentation, Dassault Systèmes, 2008.
25. M.A. Meyers, *Dynamic Behavior of Materials*, Wiley, 1994.

26. J.M. Pereira, and B.A. Lerch, Effects of heat treatment on the ballistic impact properties of Inconel 718 for jet engine fan containment applications, *I J Impact Eng*, 2001, **25**(8), p. 715-733.
27. G. Bae, Y. Xiong, S. Kumar, K. Kang, and C. Lee, General aspects of interface bonding in kinetic sprayed coatings, *Acta Mater*, 2008, **56**(17), p. 4858-4868.
28. E.S. Hertel, Jr., R.L. Bell, M.G. Elrick, A.V. Farnsworth, G.I. Kerley, J.M. McGlaun, S.V. Petney, S.A. Silling, P.A. Taylor, and L. Yarrington, CTH: A software family for multi-dimensional shock physics analysis, 1992.
29. D.J. Steinberg, Equation of State and Strength Properties of Selected Materials, Lawrence Livermore National Laboratory, 1996.
30. N. Tounsi, J. Vincenti, A. Otho, and M.A. Elbestawi, From the basic mechanics of orthogonal metal cutting toward the identification of the constitutive equation, *Int J Mach Tool Manu*, 2002, **42**(12), p. 1373-1383.

Chapitre 3 Etude sur les dépôts composites Al5056/SiC_p

3.1 Introduction

Dans ce chapitre, la première partie vise à la détermination de paramètres optimaux pour la projection des mélanges de poudres Al5056/SiC. L'effet de la température du gaz est notamment étudié pour déterminer son influence sur le rendement de projection et la teneur en SiC obtenue dans les dépôts composites. L'air comprimé et l'argon sont utilisés respectivement comme gaz principal et gaz porteur. La pression du gaz principal dans la préchambre est comprise entre 2,5 et 2,6 MPa et les températures de gaz ont été ajustées à 400, 500 et 600°C. La deuxième partie concerne l'influence du pourcentage de SiC dans les dépôts sur la microstructure et les propriétés des dépôts Al5056/SiC_p avec des poudres contenant 15, 30, 45 et 60 % (en volume) de SiC. Dans la dernière partie, l'effet de la taille des particules de céramique dans les dépôts composites a été analysé en considérant des dépôts composites d'Al5056 renforcés par des particules de SiC de différentes tailles (SiC-67, SiC-27, SiC-14, SiC-4 et SiC-2), pour des poudres contenant une fraction volumique identique de 30 vol.% de SiC.

3.2 Effet de la température du gaz

Les microstructures en coupe transversale des dépôts obtenus avec des poudres présentant différents pourcentages volumiques de SiC et avec des températures de gaz variant de 400°C à 600°C sont présentées sur la Figure 3-1. L'épaisseur du dépôt, la teneur en SiC et la microdureté des dépôts ont été quantifiées (Figure 3-2).

Les microstructures des dépôts obtenus pour chaque niveau de température sont relativement similaires, ce qui n'est pas le cas pour l'épaisseur (Figure 3-2a). En effet, quelle que soit la fraction volumique de SiC dans la poudre, l'épaisseur des dépôts (et donc le rendement de projection) augmente avec l'augmentation de la température du gaz principal. En outre, il est aussi mis en évidence (Figure 3-2a) que le rendement de projection passe par une valeur maximale pour un certain pourcentage volumique de SiC présent dans la poudre, en l'occurrence vers 45%. Au-delà de 45%, la poursuite de l'augmentation de la teneur en SiC provoque la diminution du rendement de projection. Wang *et al.* [1] ont également observé la même tendance et ont expliqué que l'effet de martelage par des particules dures améliorerait les

interactions entre la matrice et la phase dure, ce qui conduit à une augmentation du rendement de projection. Cependant, quand la teneur de particules dures dépasse une certaine valeur, les interactions entre particules dures deviennent prépondérantes, ce qui conduit à une diminution du rendement de projection.

La Figure 3-2b montre que la température du gaz n'a que très peu d'effet sur la teneur en SiC dans tous les dépôts composites, même si la microdureté diminue sensiblement lorsque la température du gaz varie de 400°C à 500°C (Figure 3-2c). L'augmentation de la température du gaz entraîne deux effets sur les poudres : une augmentation de la température atteinte par les particules occasionnant une réduction de ses caractéristiques mécaniques (soit un adoucissement), et par ailleurs une amélioration de la vitesse des particules. Le premier effet, l'effet d'adoucissement, contribue à une diminution de la dureté de la matrice. Le deuxième effet correspondant à l'augmentation de la vitesse des particules est prépondérant si l'on considère que le temps de préchauffage des particules est relativement court. Pour analyser quantitativement ce deuxième effet, un modèle établi à l'aide du logiciel commercial FLUENT, a été utilisé (cf. chapitre 2). Selon Sansoucy *et al.* [2], la présence des particules de SiC n'a pas d'effet significatif sur la vitesse des particules métalliques et les vitesses de poudres mélangées peuvent donc être calculées séparément. Les vitesses des particules d'Al5056 et de SiC avant impact sur le substrat sont présentées sur la Figure 3-3. La vitesse des particules d'Al5056 augmente avec l'augmentation de la température du gaz (Figure 3-3a), ce qui suggère que plus de particules d'Al5056 peuvent atteindre une vitesse supérieure à la vitesse critique, donc que le rendement de projection d'Al5056 est amélioré avec l'augmentation de la température du gaz (Figure 3-3a). D'autre part, plus de particules de SiC peuvent également être incorporées dans la matrice en raison de leur vitesse plus élevée. D'ailleurs, il est constaté que l'augmentation de la vitesse, à la fois pour les particules d'Al5056 et de SiC, pour une augmentation de température de gaz de 100°C est d'environ 50 m/s, ce qui contribue donc à obtenir une fraction volumique identique de SiC dans les dépôts pour les différentes températures de gaz testées (Figure 3-3b).

En résumé, l'effet de la température du gaz sur la teneur en SiC dans les dépôts est faible et l'augmentation de la température permet d'augmenter le rendement de projection. Par conséquent, la température de 600°C sera retenue par les résultats qui seront présentés par la suite.

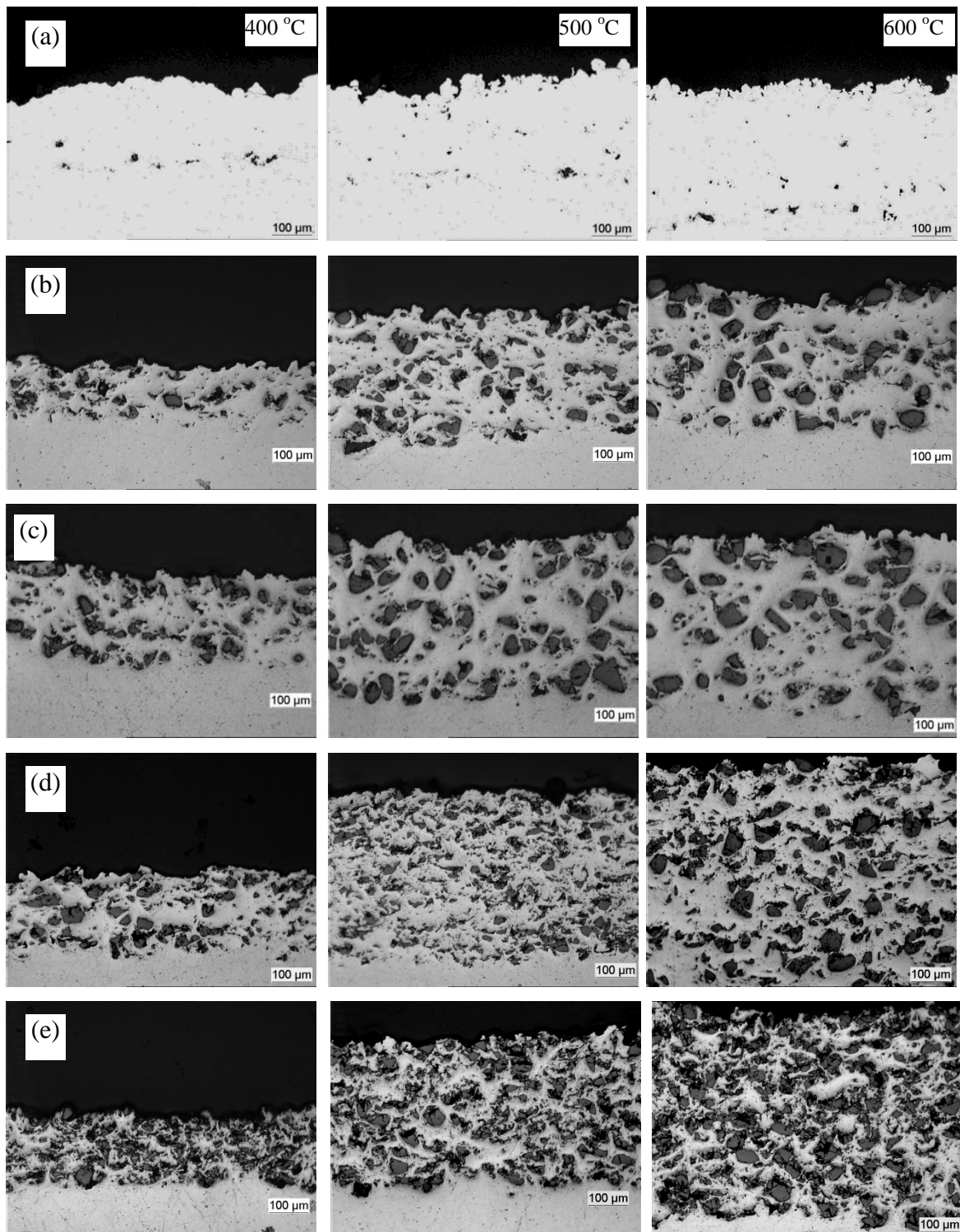


Figure 3-1 : Microstructures des dépôts élaborés à partir des mélanges de poudres : (a) Al5056, (b) Al5056+15 vol.% SiC, (c) Al5056+ 30 vol. % SiC, (d) Al5056+ 45 vol. % SiC et (e) Al5056+ 60 vol.% SiC pour des températures de gaz de 400, 500 et 600°C.

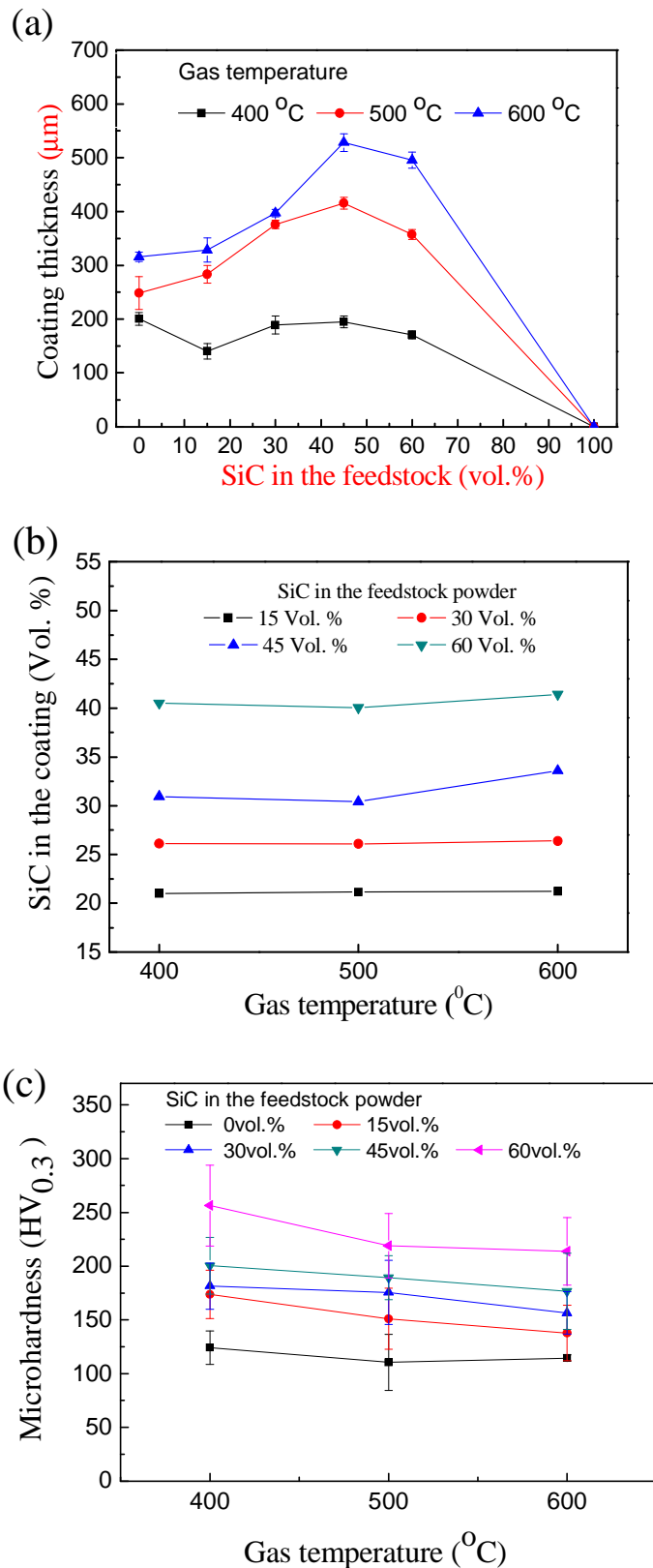


Figure 3-2 : Effet de la température de gaz sur (a) l'épaisseur du dépôt, (b) la fraction volumique de SiC dans le dépôt et (c) la microdureté du dépôt.

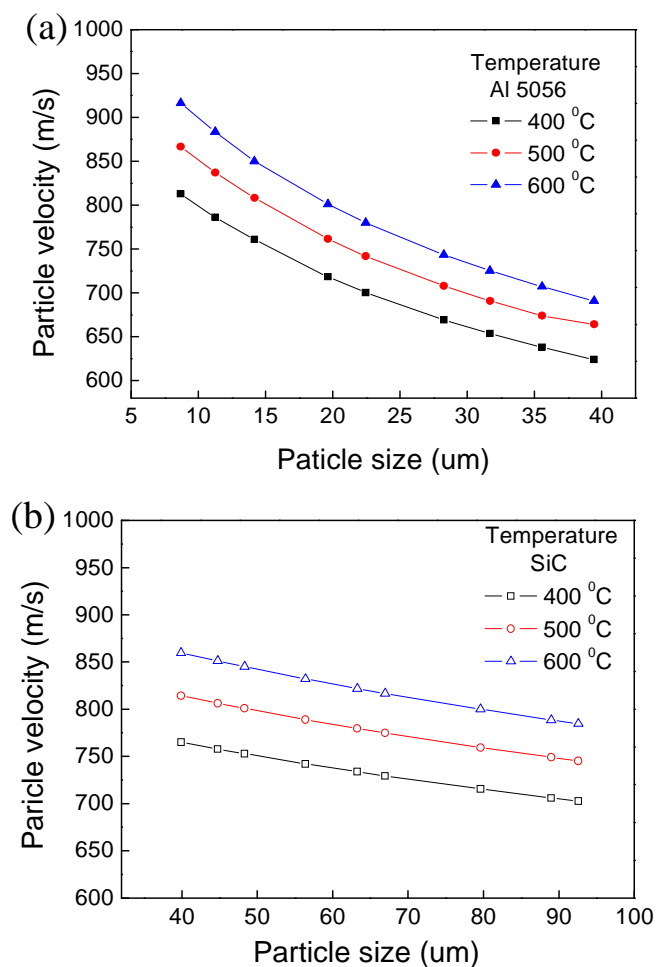


Figure 3-3 : Vitesse des particules obtenues par modélisation avec Fluent en fonction de leur taille pour des températures variant de 400 à 600°C pour (a) Al5056 et (b) SiC.

3.3 Effet de la fraction de SiC-67 dans les poudres

3.3.1 Microstructures

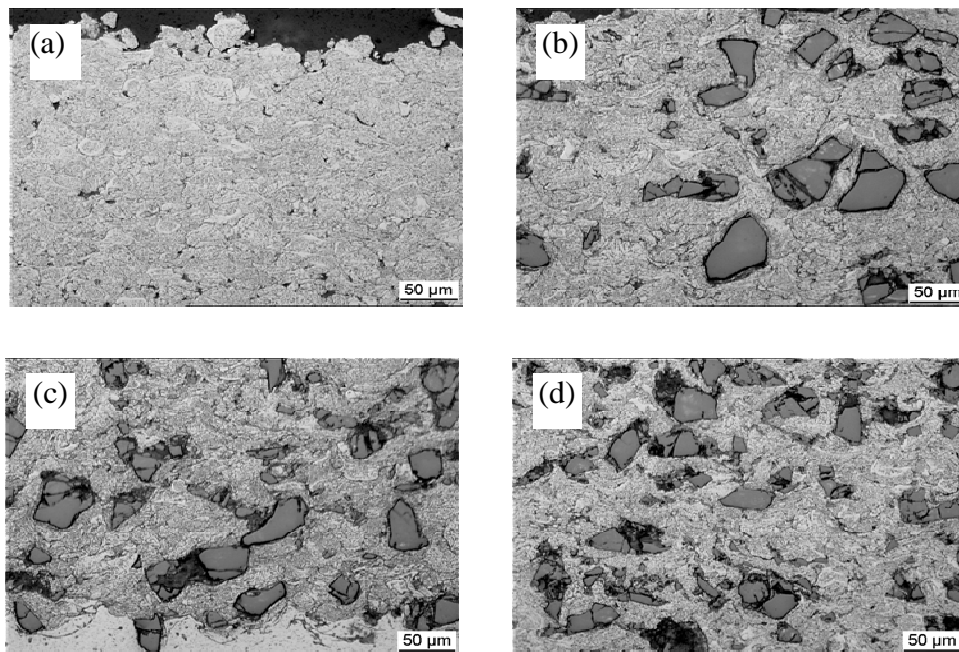
Les dépôts d'Al5056 et d'Al5056/SiC_p élaborés avec une température du gaz principal de 600°C ont été analysés en coupe et observés après attaque chimique dans le but de révéler les interfaces entre particules (Figure 3-4). Le dépôt Al5056 est composé de particules d'Al5056 déformées (Figure 3-4a) et la porosité de ce dépôt est de $2,05 \pm 0,4$ %. En comparant les Figures 3-4b et 3-4e avec la Figure 3-4a, il est constaté que les particules de SiC sont réparties aléatoirement dans les dépôts composites, et les taux de porosité des dépôts composites sont inférieurs à 1%. Il est mis en évidence que la présence des particules de SiC dans les dépôts composites augmente la déformation des particules d'Al5056 déposées grâce à l'effet de

martelage. La Figure 3-4f montre la variation de la fraction volumique de SiC dans les dépôts composites en fonction de la fraction volumique de SiC dans les poudres initiales. La fraction volumique moyenne de SiC dans les dépôts composites augmente à 21,2%, 26,4%, 33,6% et 41,4% pour des fractions volumiques de SiC dans les poudres variant respectivement de 15%, 30%, 45% à 60%. Ces résultats sont différents de ceux notés précédemment dans la littérature ^[2], où il a été rapporté que des fractions de 10, 17 et 22 vol.% de SiC étaient présentes dans des dépôts élaborés par Cold Spray en mélangeant respectivement 20, 40 et 60 vol. % de SiC dans les poudres. De même dans une seconde étude ^[3], des fractions de 14,5, 27,7 et 41 vol.% de SiC ont été obtenues dans les dépôts pour des mélanges composés respectivement de 20, 40 et 60 vol.% de SiC dans les poudres. Une tendance générale peut cependant être trouvée à partir de la littérature ^[2-4] : le rendement de projection du SiC diminue avec l'augmentation de la fraction volumique de SiC présente dans le mélange. Le fait qu'un dépôt composite contenant 21,2 vol % de SiC ait été obtenu à partir d'une poudre présentant un taux de SiC de 15 vol.% peut être attribué aux particules de SiC utilisées qui possèdent une taille relativement importante. En se basant sur les vitesses des particules d'Al5056 et de SiC (Figure 3-3), l'énergie cinétique calculée selon l'équation d'énergie est de 359.2×10^{-6} J pour une particule de SiC de diamètre ϕ 67 μ m et 3.4×10^{-6} J pour une particule d'Al5056 de diamètre ϕ 19.6 μ m. Une plus grande énergie cinétique des particules de SiC pourrait contribuer à une perte moins importante de ces particules relativement aux particules d'Al5056 présentant une énergie cinétique significativement moins élevée. C'est-à-dire que le rendement de projection des particules de SiC serait supérieur à celui des particules d'Al5056 dans cette configuration. Ceci conduit à obtenir un dépôt présentant une teneur en SiC plus élevée que celle du mélange de poudres. Des détails complémentaires seront discutés dans le Chapitre 4.

D'autre part, plusieurs chercheurs ont remarqué la fragmentation des particules de céramique fragiles dans le dépôt ^[2]. Dans cette étude, la fragmentation des particules de SiC peut également être observée : plus la teneur en SiC est élevée dans le dépôt, plus le degré de fragmentation des particules de SiC augmente. On peut observer sur les Figures 3-4b et 3-4c que la plupart des particules de SiC gardent leur morphologie initiale lorsque la teneur en SiC dans le dépôt est inférieure à 26,4 vol.%. Quand la teneur en SiC dans le dépôt augmente, la fragmentation est clairement observée (Figure 3-5). Pour montrer plus significativement ce phénomène de fragmentation des particules de SiC, le dépôt composite Al 5056 renforcé avec 41,4 vol.% de SiC a été pris en exemple : la morphologie d'une particule de SiC cassée

observée par MEB est présentée sur la Figure 3-5a. Les particules de SiC composant le dépôt composite ont été collectées (Figure 3-5b) après immersion de l'échantillon dans une solution de soude pendant quelques heures pour éliminer la matrice d'Al5056. Excepté quelques traces d'aluminium restant, ces particules sont essentiellement composées de SiC (Figure 3-5c). En comparant les particules de SiC collectées (Figure 3-5d) avec les particules de SiC d'origine (cf. Figure 2-2a), il peut être constaté que les particules de SiC initiales d'une taille moyenne de 67 μm ont été brisées en petits fragments de quelques micromètres (Figure 3-5d). Par ailleurs, la présence de quelques fissures sur des particules de SiC (Figure 3-5e) peut être notée.

Deux explications à la fragmentation ont été proposées par King *et al.* [5] : les inter-collisions des particules de SiC dans le jet de gaz et l'éclatement des particules de SiC lorsqu'elles impactent celles déjà déposées dans le dépôt. L'augmentation de la teneur en SiC dans les poudres peut augmenter la quantité de SiC dans le dépôt. Par conséquent les particules de SiC présentes dans le dépôt pourraient être davantage fragmentées par les particules de SiC impactantes, et même être détachées de la surface [6]. Ceci explique également pourquoi la fraction de SiC restant dans le dépôt diminue avec l'augmentation de la fraction de SiC dans la poudre.



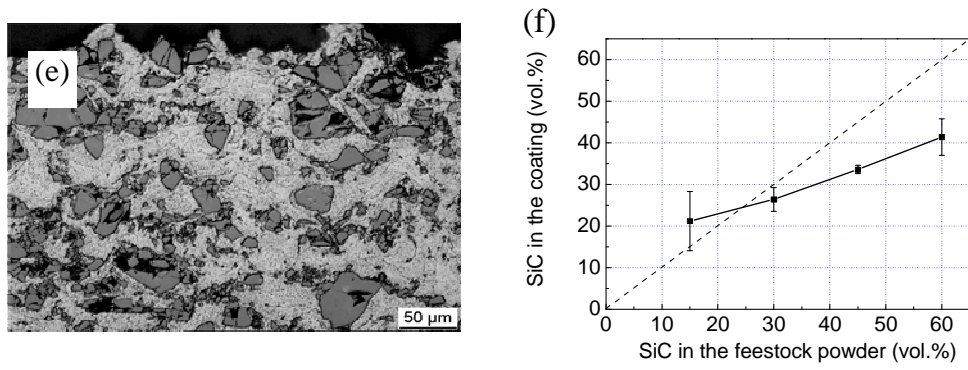


Figure 3-4 : Microstructures des dépôts après attaque chimique à partir des poudres :(a) Al5056 pure, (b) Al5056+15 vol.% SiC, (c) Al5056+30 vol.% SiC, (d) Al5056+45 vol.% SiC et (e) Al5056+60 vol.% SiC. (f) Variation de la fraction volumique de SiC dans les dépôts composites en fonction de la fraction volumique de SiC dans la poudre.

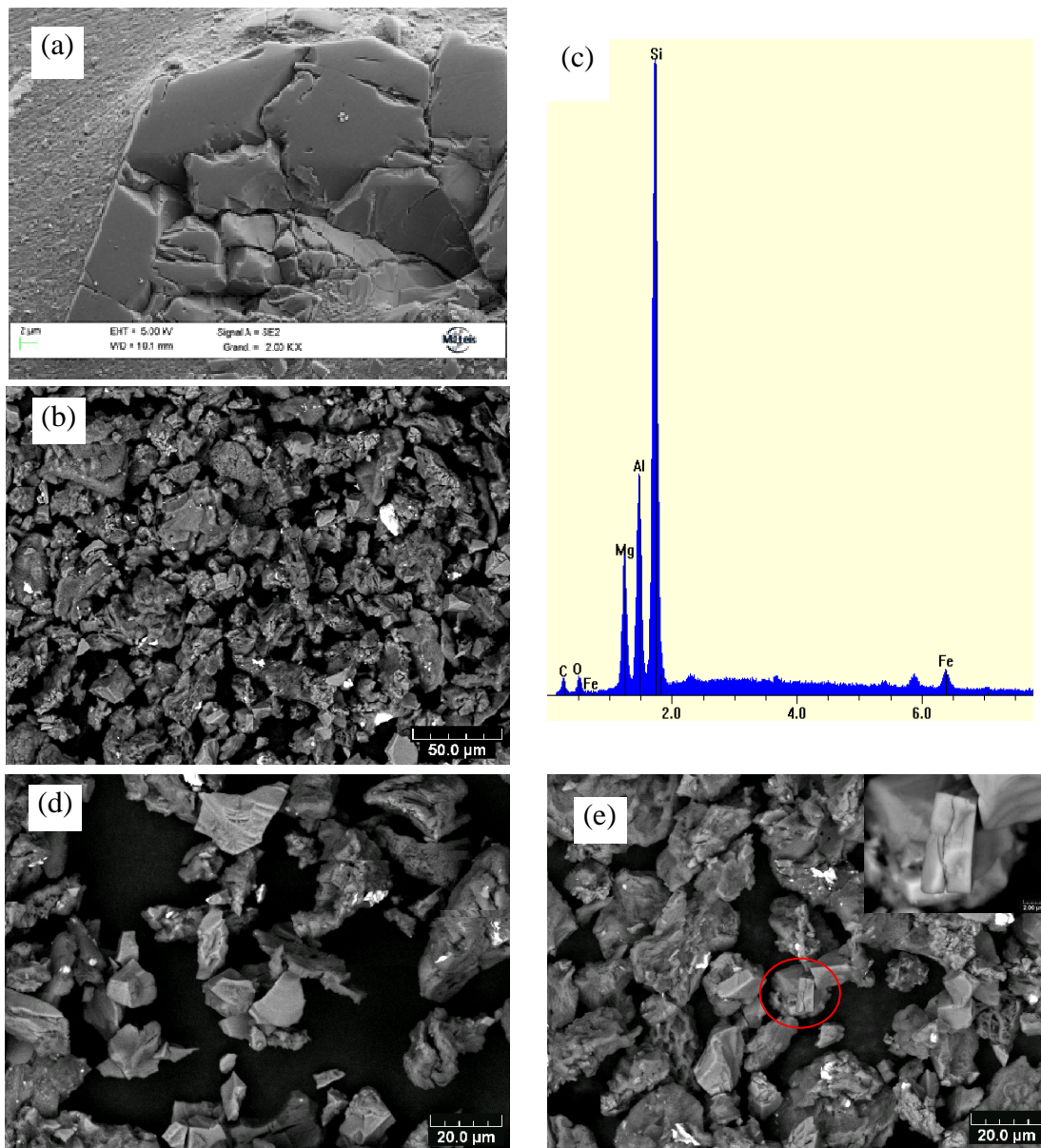


Figure 3-5 : (a) Vue par MEB de la morphologie de la fragmentation d'une particule de SiC dans un dépôt composite élaboré à partir de la poudre Al5056 + 60 vol.% SiC, (b) particules de SiC recueillies, (c) composition élémentaire et (d, e) plus forts grossissements de la figure b.

3.3.2 Propriétés mécaniques

La figure 3-6a montre l'effet de la teneur en SiC dans le dépôt sur sa microdureté. La dureté moyenne du dépôt augmente de 110,4 à 213,8 HV_{0,3} lorsque la fraction volumique de SiC dans les dépôts augmente de 0 à 41,4%. La Figure 3-6b montre l'effet de la teneur en SiC dans le dépôt sur la force de cohésion du dépôt. Il n'y a pas de réaction entre l'aluminium et le SiC dans le dépôt élaboré par Cold Spray ^[3] et les particules de céramique ne renforcent que mécaniquement le dépôt ^[7]. Ainsi, la force de cohésion du dépôt ne dépend que de la force de liaison des particules d'Al5056 déformées qui est déterminée par la déformation de la zone de contact entre les particules d'Al 5056. Dans cette étude, la force de cohésion augmente de 107 MPa à 129 MPa lorsque la teneur en SiC dans les dépôts augmente respectivement de 0 à 21,2 vol.%. Ensuite, la force de cohésion est maximale à environ 147 MPa pour 26,4 vol.% de SiC_p dans le dépôt, puis elle diminue de 122 MPa à 113 MPa lorsque la teneur en SiC dans le dépôt augmente de 30,6 vol.% à 41,4 vol.%.

Pour étudier le comportement de rupture des dépôts, les morphologies de faciès de rupture ont été observées (Figure 3-7). Pour la rupture du dépôt Al5056 (Figures 3-7a et 3-7b), certaines particules d'Al5056 se déforment jusqu'à être aplaties mais d'autres conservent leur morphologie initiale sphérique (indication par une flèche blanche sur la Figure 3-7b). Des fissures se propagent le long des interfaces entre particules (Figure 3-7a). La force de cohésion est principalement déterminée par le verrouillage mécanique entre les particules d'Al 5056 déformées.

Pour les dépôts composites, les Figures 3-7c et 3-7d montrent la morphologie de rupture des dépôts renforcés avec 21,2 vol.% SiC : toutes les particules d'Al5056 ont été déformées et présentent des formes plates. Cette observation suggère que les particules de SiC augmentent considérablement la déformation des particules d'Al5056, augmentant ainsi la force de cohésion. Avec l'augmentation de la teneur en SiC dans le dépôt à 26,4 vol.%, les faciès de rupture (Figures 3-7e et 3-7f) montrent que les particules d'Al5056 se déforment très largement de manière importante, ce qui constitue une indication de rupture ductile ^[8]. Par

conséquent, le mécanisme d'écrouissage accru des particules d'Al5056 pour le dépôt composite élaboré avec 26,4 vol.% SiC permet d'obtenir la force de cohésion maximale.

Quand la teneur en SiC dans le dépôt augmente à 30,6 vol.% (Figures 3-7g et 3-7h) et 41,4 vol.% (Figures 3-7i et 3-7j), un grand nombre de particules de SiC peuvent être clairement observées sur les faciès de rupture et ces particules de SiC sont entourées d'une petite quantité de particules d'Al5056 déformées. Ce fort pourcentage de particules de SiC réduit considérablement la surface de contact entre les particules d'Al5056. Par conséquent, la force de cohésion des dépôts composites diminue lorsque la teneur en SiC dans le dépôt atteint 30,6 vol.% et 41,4 vol.%. Par ailleurs, les fissures présentes dans les particules de SiC (Figures 3-5a et 3-5e) pourraient aussi être la cause d'une réduction de la force de cohésion.

Ces résultats suggèrent que lorsque la teneur en SiC dans les dépôts varie de 0 à 26,4 vol.%, la présence des particules de SiC améliore la déformation des particules d'Al5056 et ainsi la force de cohésion du dépôt. Au contraire, quand la teneur en SiC atteint plus de 30,6 vol.%, la plus forte proportion de SiC réduit le contact efficace entre les particules d'Al5056 et induit des fissures. Ces deux éléments tendent alors à réduire la tenue cohésive du dépôt.

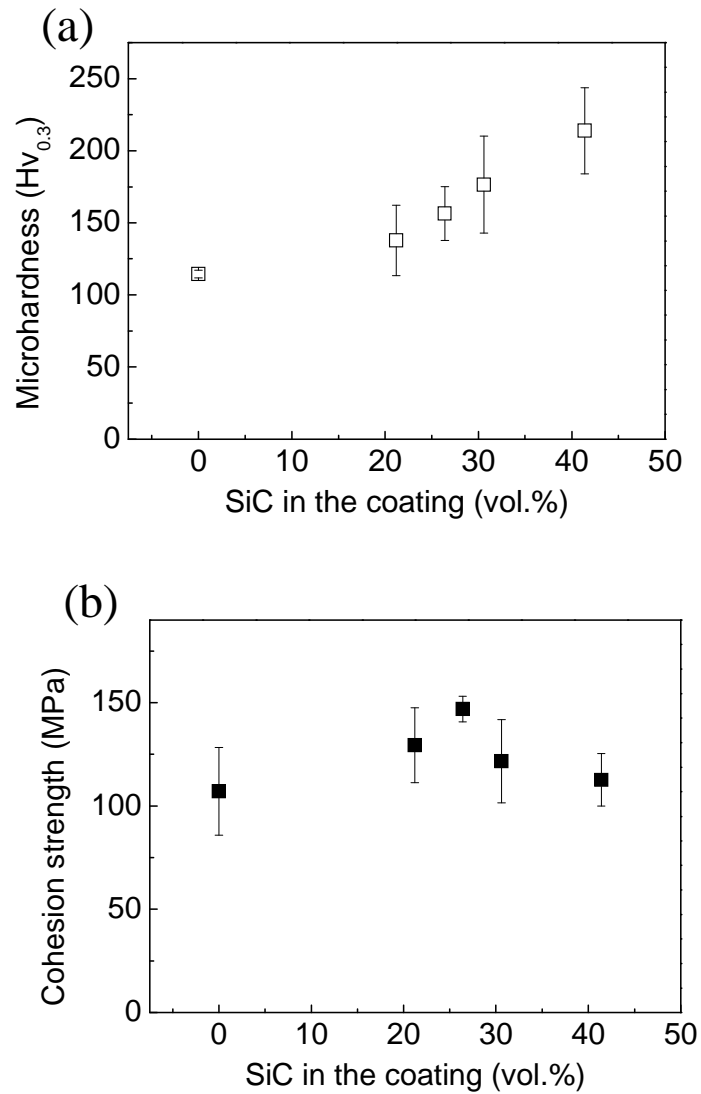


Figure 3-6 : Effet de la fraction volumique de SiC dans le dépôt sur (a) la microdureté et (b) la force de cohésion des dépôts.

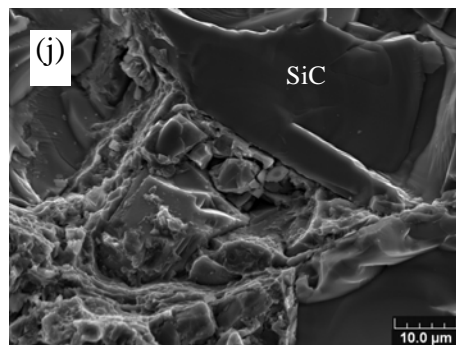
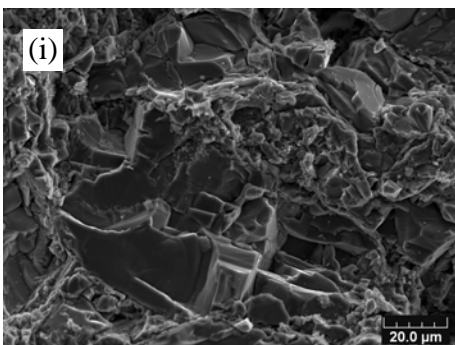
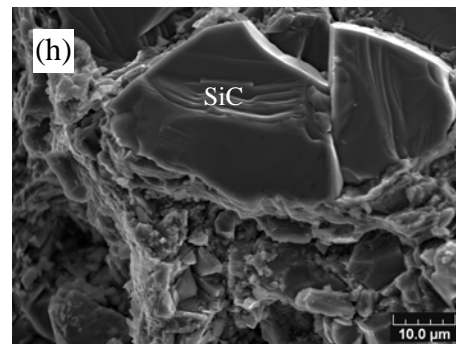
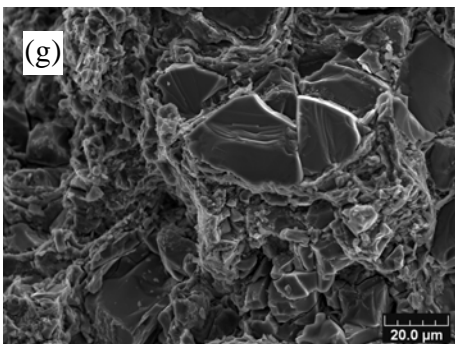
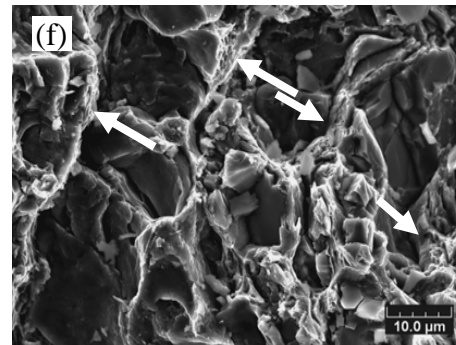
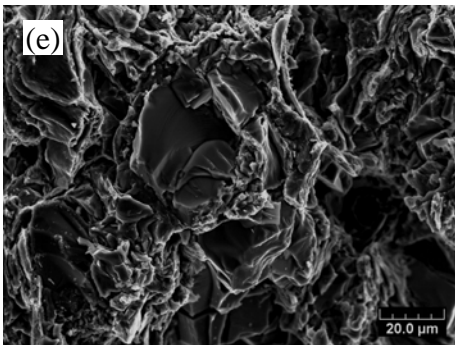
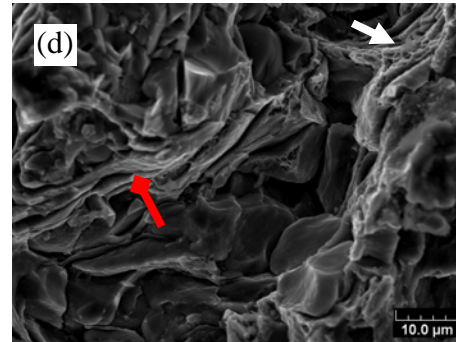
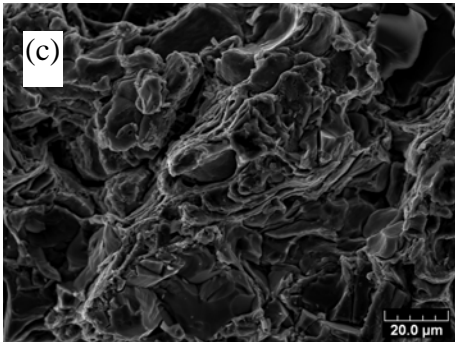
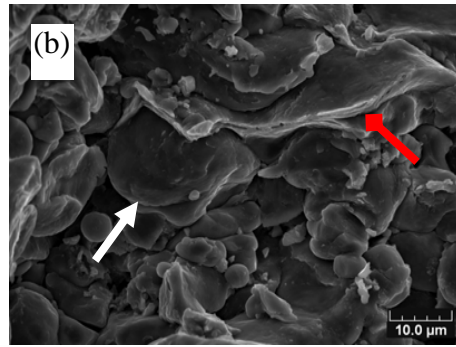
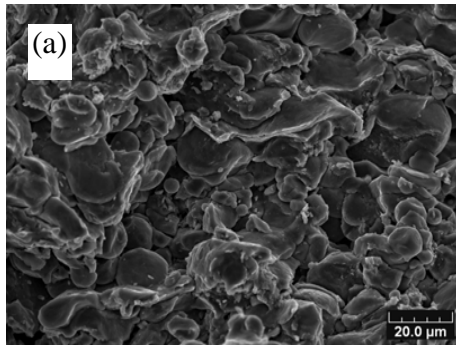


Figure 3-7 Morphologie de fracture de dépôts Al5056/SiC_p présentant des teneurs en SiC croissantes : (a,b) 0 vol.%, (c,d) 21,2 vol.%, (e,f) 26,4 vol.%, (g,h) 33,6 vol.% et (i,j) 41,4 vol.%. (b-j) correspondent à des grossissements élevés de (a-i)

3.3.3 Comportement en frottement

Cette partie souligne principalement le comportement tribologique des dépôts obtenus par le procédé Cold Spray. Le matériau employé comme contre-pièce dans l'essai tribologique est une bille en WC-6%Co qui présente une dureté de l'ordre de 1500 à 1600 HV, un module de Young de 620 GPa relativement élevé et une bonne résistance à l'abrasion ^[9]. Après de nombreux tests, aucune trace d'usure évidente n'a été observée sur la bille en WC-Co par rapport à l'usure des dépôts d'Al5056 et des dépôts composites d'Al5056/SiC_p.

La Figure 3-8 montre les évolutions du coefficient de frottement (CDF) en fonction de la distance de glissement à 2N et 10N pour le dépôt d'Al5056 et les dépôts composites d'Al5056/SiC_p. Les courbes de CDF des dépôts montrent une tendance globalement similaire : d'abord le CDF atteint une valeur élevée en raison de l'augmentation de la surface de contact, puis il se stabilise suite à la formation d'une surface plus lisse après le processus de friction.

Le CDF moyen et le taux d'usure des dépôts à l'état stable sont présentés sur la Figure 3-9. Le CDF des dépôts (Figure 3-9a) est plus élevé avec la charge de 2N qu'à 10N, sauf pour le dépôt composite contenant 41,4 vol.% de SiC. Ces résultats sont différents de ceux rapportés dans la littérature. Par exemple, Torres *et al.* ^[10] ont montré qu'une charge normale variant de 2 à 30 N n'a eu aucun effet significatif sur le CDF de dépôts composites d'Al et d'Al+23vol.% SiC_p élaborés par projection par flamme, avec de l'alumine pour matériau antagoniste. Singla *et al.* ^[11] ont constaté que le CDF d'Al et de composites Al/SiC préparés par coulée, diminue légèrement avec l'augmentation de la charge normale de 40 à 110N avec une bille en acier FR-32 (HRC 65) comme matériau antagoniste. Lors d'une étude de l'effet de la charge normale allant de 3,5 à 82,7 N sur le comportement tribologique du composite d'Al/SiC_p en utilisant du S45C (225 HV) comme matériau pour la contre-bille, Chen *et al.* ^[12] ont classé les charges normales en trois gammes : les charges basses, moyennes et hautes. La tendance générale était que le CDF diminue avec l'augmentation de la charge normale.

L'écart dans les résultats tribologiques entre la présente étude et la littérature pourrait provenir de l'utilisation d'un matériau antagoniste différent, de conditions de contact différentes et du procédé de fabrication des matériaux composites ^[12]. Par conséquent, il convient de réaliser

une analyse concrète de chaque question spécifique : le comportement tribologique des dépôts aux charges de 2N et 10N serait détaillé comme suit :

A la charge de 2 N, le CDF des dépôts augmente de 0,72 à 0,96 lorsque la teneur en SiC augmente de 0 à 26,4 vol.% et il atteint une valeur maximale à 26,4 vol.%. Toutefois, lorsque la teneur en SiC est de 41,4 vol.%, il diminue à 0,77, soit une valeur proche de celui du dépôt d'Al5056. En conséquence, le taux d'usure (Figure 3-9b) diminue dans un premier temps fortement avec l'augmentation de la teneur en SiC dans le dépôt et diminue ensuite lentement. A la charge de 10 N, lorsque la teneur en SiC augmente de 0 à 26,4 vol.%, les particules de SiC dans les dépôts n'ont aucun effet sur le CDF ce qui maintient une valeur de 0,52. Puis le CDF augmente de 0,56 à 0,73 lorsque la teneur en SiC augmente de 33,6 à 41,4 vol.%. Le taux d'usure se maintient constant puis diminue considérablement avec l'augmentation de la teneur en particules de SiC.

Pour en connaître les raisons, les morphologies des traces d'usure ont été observées (Figure 3-10). La présence de débris d'usure (particules ou feuilles) a été notée pour tous les dépôts. Ces feuilles d'usure sont généralement issues d'un délaminage^[13], d'ailleurs, la délamination est un mode de rupture classique pour les matériaux composites^[14]. Ainsi, l'usure par délaminage pourrait être le mécanisme dominant le test tribologique des dépôts d'Al5056 et des dépôts composites d'Al5056/SiC_p. La théorie du délaminage, initialement introduite par *Suh* en 1973 pour décrire le mécanisme d'usure des métaux en frottement, est basée sur la déformation plastique de cisaillement cumulée avec des charges répétées, provoquant des fissures de nucléation en dessous de la surface. La répétition de la charge et de la déformation provoque des fissures qui s'étendent et se propagent, rejoignant les fissures voisines. Enfin, les fissures s'étendent à la surface *via* certains points faibles pour former des paillettes comme les feuilles d'usure^[15].

En se basant sur la théorie du délaminage, les forces induites à la surface contrôlent la nucléation des fissures et le taux de propagation. Lorsque les deux surfaces se mettent en contact, les charges normales et tangentielles sont transmises par l'intermédiaire des points de contact. La charge normale supérieure conduit à une augmentation de la surface de contact des deux aspérités et les fissures profondes s'étendent et se propagent, formant des feuilles d'usure massives avec la répétition des charges. Une comparaison des Figures 3-10a et 3-10A du dépôt d'Al5056 et des Figures 3-10b et 3-10B du dépôt composite d'Al5056/26,4 vol.% SiC montre que les fissures et les feuilles d'usure à la charge de 10 N sont respectivement plus

profondes et plus nombreuses que celles obtenues à la charge de 2 N. En conclusion, le taux d'usure augmente avec l'augmentation de la charge normale.

En ce qui concerne les dépôts composites, les particules de SiC influent évidemment sur le comportement tribologique du dépôt en modifiant le contact des surfaces. Quand la teneur en SiC augmente dans les dépôts, la résistance à l'usure peut être améliorée grâce à l'augmentation de la dureté moyenne ^[16]. Cependant, la quantité de fissures se propageant dans la matrice d'aluminium, à l'interface avec les particules de SiC et également à l'intérieur des particules de SiC (Figure 3-5) pourrait augmenter avec l'augmentation de la teneur en SiC dans le dépôt (Figure 3-4f). Ce réseau de fissures causerait une réduction de leur distance moyenne leur permettant de se propager les unes aux autres ^[17]. Par conséquent, ces fissures affaibliraient la résistance à l'usure des dépôts composites.

A relativement faible charge (2 N), la dureté de la surface des dépôts pourrait jouer un rôle clé dans la résistance à l'usure par frottement. Lorsque la teneur en SiC augmente de 0 à 26,4 vol.%, le nombre de particules de SiC non endommagées et le degré de déformation de la matrice Al5056 augmentent, ce qui permet de réduire le phénomène de délaminage. Par conséquent, le CDF augmente tout d'abord avec l'augmentation de la teneur en SiC dans le dépôt. Cependant, quand la teneur en SiC dans le dépôt continue d'augmenter, la fragmentation des particules de SiC pourrait offrir plus de possibilités de propagation des fissures, ce qui diminue le CDF.

A charge relativement élevée (10 N), l'augmentation de la surface de contact des deux matériaux, due à une charge normale supérieure, induit des fissures dans le dépôt générant le processus d'usure par frottement. Lorsque la teneur en SiC augmente de 0 à 26,4 vol.%, bien que la teneur en particules de SiC non endommagées et le fort degré de déformation de la matrice Al5056 devraient être bénéfiques pour la prévention en matière de délaminage, les interfaces entre les particules d'Al5056 et de SiC pourraient diminuer la distance de propagation d'une fissure et même conduire à la formation d'un cratère de délaminage (Figure 3-10B).

Ainsi, le CDF des dépôts composites présentant des teneurs en SiC allant de 0 à 26,4 vol.% est équivalent à celui du dépôt Al5056. L'augmentation de la teneur en SiC dans les dépôts de 33,6 à 41,4 vol.% pourrait provoquer l'augmentation des fragmentations de SiC entre la contre-bille et la surface d'usure, et agir comme une usure par abrasion à trois corps sous une charge appliquée par le haut. Par conséquent, ces fragmentations de SiC pourraient contribuer à l'augmentation du CDF.

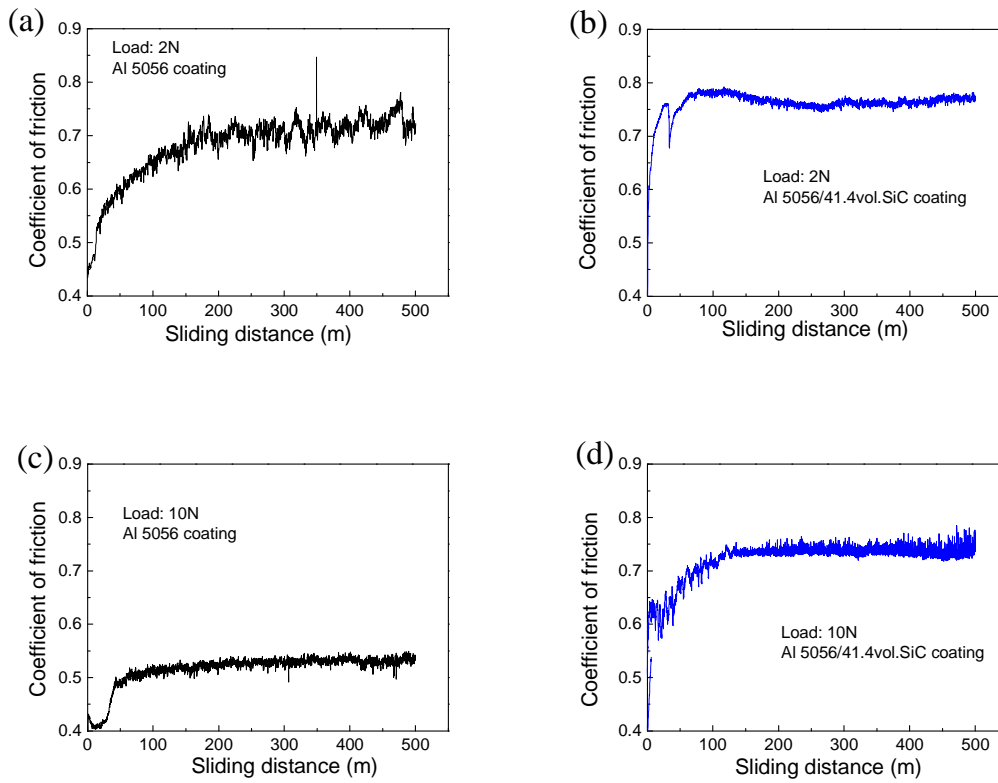
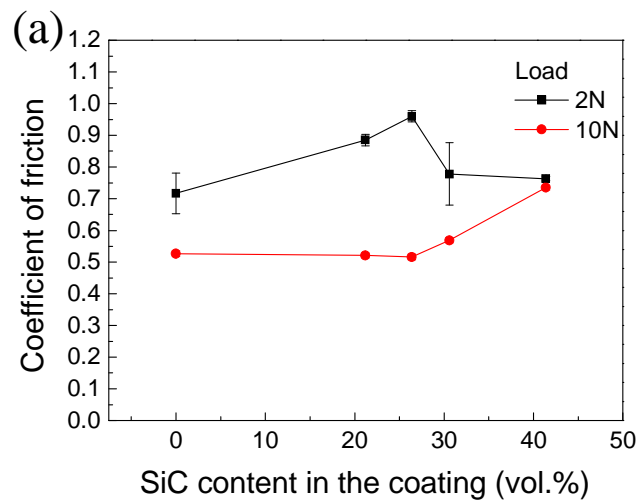


Figure 3-8 : Evolution du coefficient de frottement en fonction de la distance de glissement sous des charges de 2 N et 10 N pour (a, c) dépôt d'Al5056 et (b, d) dépôt composite d'Al5056/41.4 vol.% SiC.



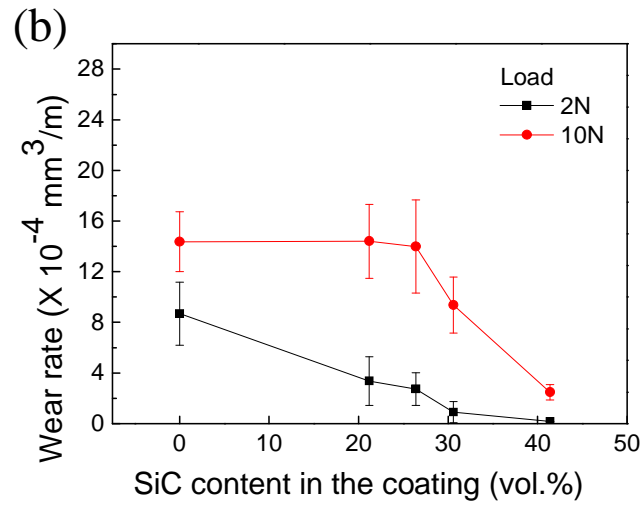
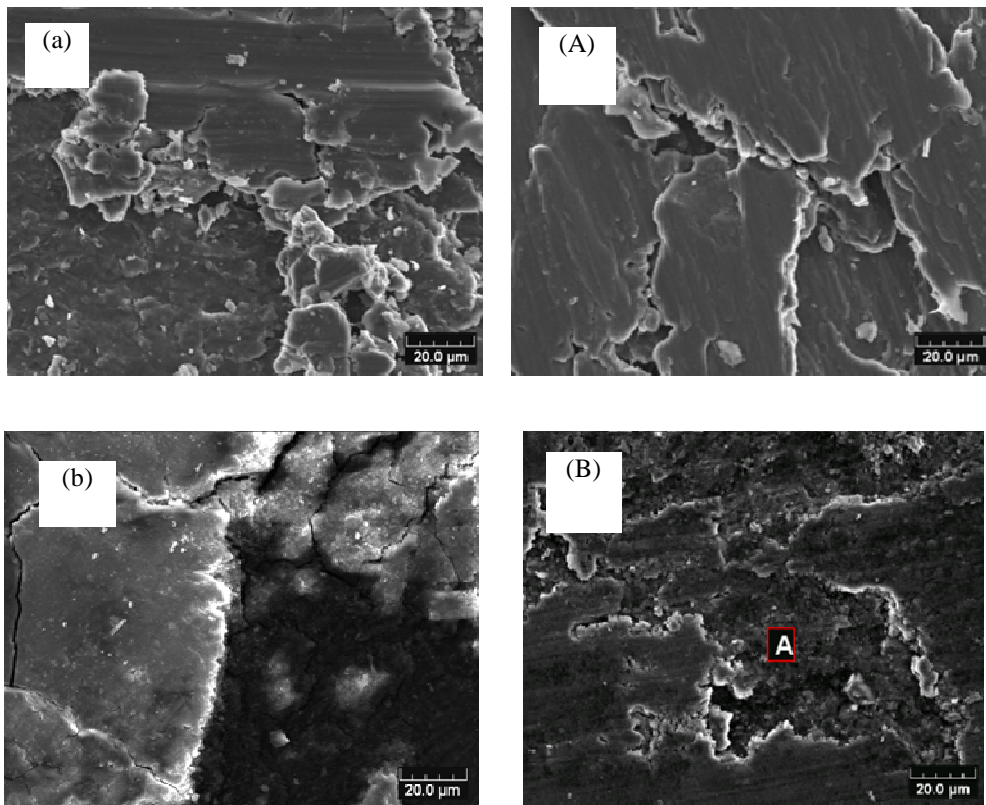


Figure 3-9 : (a) Coefficient de frottement et (b) taux d'usure des dépôts d'Al5056 et d'Al5056/SiC_p.



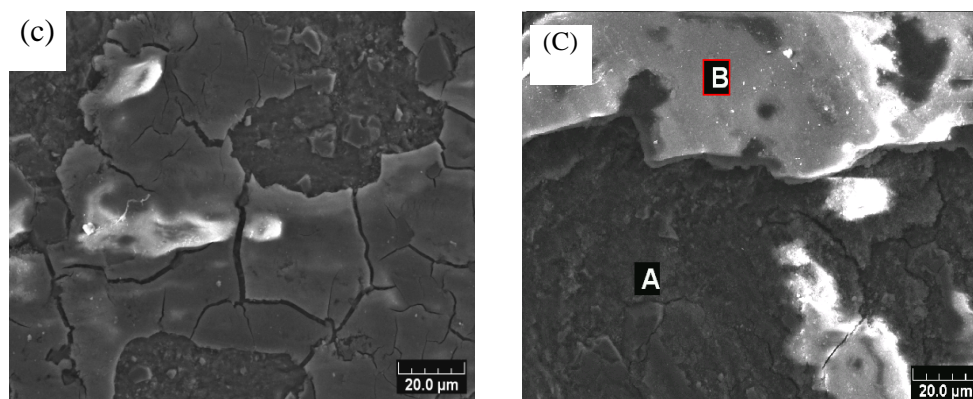


Figure 3-10 : Morphologies des traces d'usure de (a, A) dépôt d'Al5056, (b, B) dépôt d'Al5056/26.4 vol.% SiC et (c, C) dépôt d'Al5056/41.4 vol.% SiC à la charge de 2 N (a, b et c) et 10 N (A, B et C).

3.4 Effet de la taille de SiC

3.4.1 Introduction

Avec le procédé Cold Spray, les particules de renforts heurtent les particules déformées sur le substrat avec une vitesse élevée et se logent alors mécaniquement sur le dépôt. La vitesse d'impact de la particule dure détermine le degré de déformation de la particule de la matrice et jouerait donc un rôle important dans la formation des dépôts composites. Sova *et al.* [7] ont employé différentes buses et points d'injection de poudre pour obtenir différentes vitesses de particules de céramique. Cependant en utilisant différents types de buses, ils ne pouvaient pas assurer les mêmes paramètres d'impact si bien que leurs résultats sont difficilement comparables. Par conséquent, des poudres de SiC de différentes tailles seront utilisées dans ce chapitre pour obtenir des vitesses différentes avec des paramètres de projection identiques. Selon le rapport de Sansoucy *et al.* [2], l'ajout de 30 vol.% de SiC ne produit pas un changement notable sur les vitesses des particules. Par conséquent, les variations de la microstructure du dépôt et de ses propriétés, décrites dans les sections suivantes, seraient uniquement une conséquence du changement de la taille des particules de céramique. Sansoucy *et al.* [2] indiquent que l'utilisation de particules de SiC tamisées en dessous de 25, 32 et 38 µm n'influence pas la microstructure générale des dépôts. La raison pourrait être que la gamme des tailles des particules de céramique utilisées était probablement trop resserrée.

Pour déterminer l'influence de la taille des renforts de façon plus approfondie, des poudres de SiC présentant des tailles moyennes comprises entre de 2 μm et 67 μm , ont été utilisées dans cette étude.

Il convient de noter que les dépôts composites renforcés avec les poudres SiC-67, SiC-27, SiC-14 et SiC-4 ont été déposés avec deux balayages du pistolet avec un débit de poudre de 40 g/min. Pour la projection du composite avec la poudre SiC-2, le débit de poudre a été fixé à 15 g/min en raison d'un problème de coulabilité de la poudre. Le nombre de balayages a été porté à 16 pour obtenir une épaisseur équivalente à celle des autres dépôts. Les poudres sont mélangées mécaniquement et la teneur en SiC est de 30% pour toutes les tailles de renfort.

3.4.2 Simulation de la vitesse de particule

La vitesse des particules a été calculée par modélisation à l'aide du logiciel commercial FLUENT présenté dans le Chapitre 2. Pour estimer le facteur de forme des particules de SiC, un modèle a également été établi sous FLUENT selon des données communiquées (Tableau 3-1) par Sova *et al.* ^[7] car la morphologie de la poudre de SiC utilisée dans la littérature ^[7] est très similaire à celle utilisée dans la présente étude. Il convient de noter que, bien que le diamètre d'entrée de buse et la longueur de convergent n'aient pas été fournis par Sova *et al.* ^[7], ces deux paramètres n'ont que peu d'influence sur la vitesse des particules ^[18]. Ils ont donc été définis à 9 mm et 54 mm respectivement, ce qui correspond aux mêmes dimensions que celles de la buse de cette étude.

Tableau 3-1 Dimensions de la buse et paramètres du gaz

Paramètres	Données dans la littérature ^[7]	Valeurs dans cette étude
Diamètre de la gorge (mm)	2,7	2,7
Diamètre de la sortie (mm)	6,5	11,5
Longueur de divergent (mm)	135	170
Gaz employé	Azote (3 MPa)	Air comprimé (2,6 MPa)
Température du gaz	500K/700K	873K

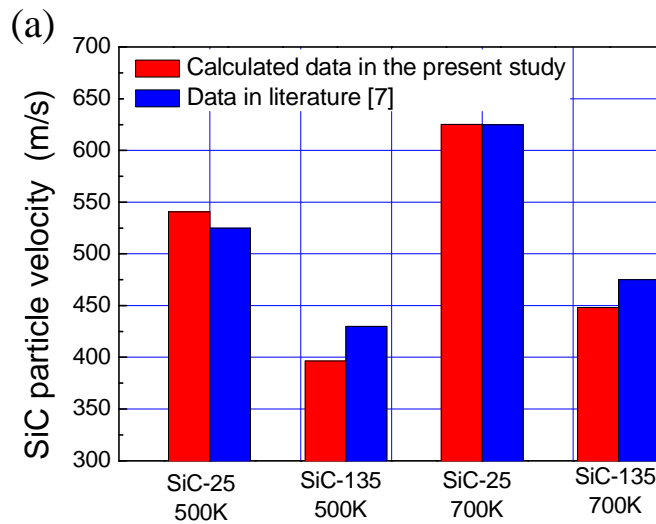
La Figure 3-11a montre une comparaison des vitesses expérimentales indiquées dans la littérature ^[7] avec celles calculées dans cette étude pour des particules de SiC-25 et SiC-135 aux températures de gaz de 500K et 700K. Il peut être conclu que lorsque le facteur de forme

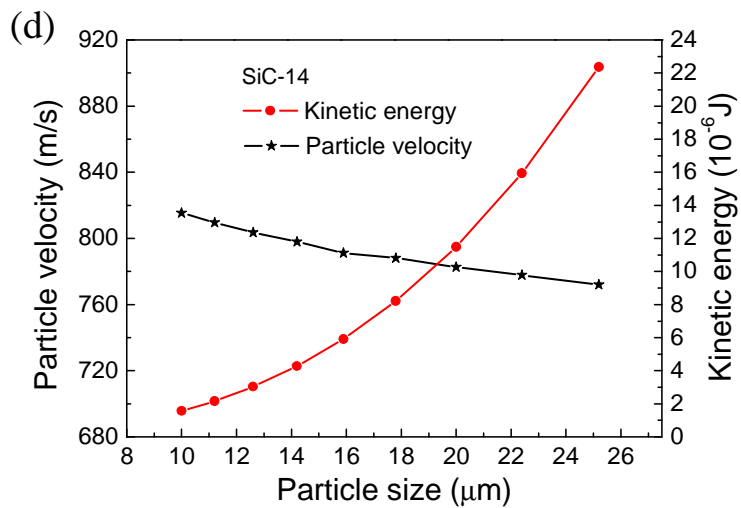
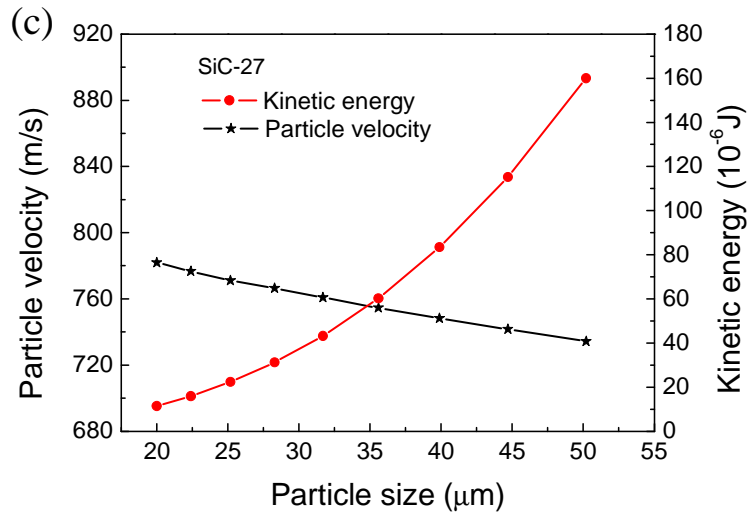
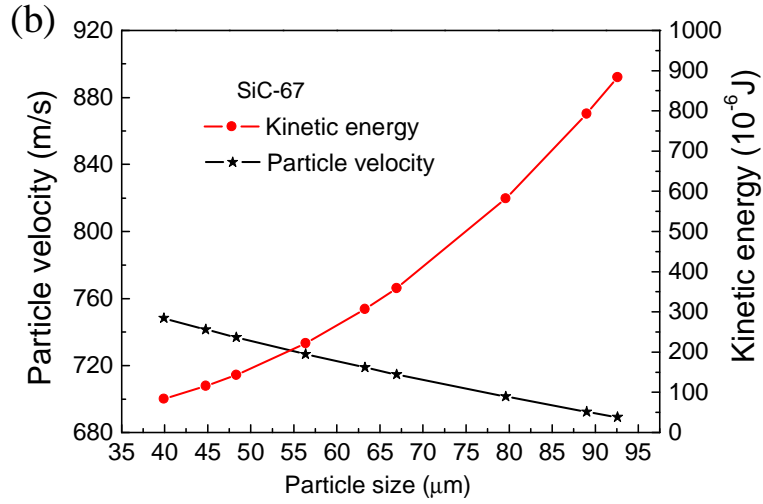
du SiC a été fixé à 0,6, les résultats calculés sont bien comparables aux résultats expérimentaux. Avec ce facteur de forme, les vitesses et les énergies cinétiques de particules de SiC-67, SiC-27, SiC-14, SiC-4 et SiC-2 ont été calculées (Figures 3-11b à 3-11f). L'énergie cinétique (E_k) de la particule de SiC a été obtenue par l'intermédiaire de l'équation suivante :

$$E_k = \frac{1}{2}mv^2 = \frac{1}{2}\rho\left(\frac{4}{3}\pi(D/2)^3\right)v_p^2 \quad (\text{Equation 3-1})$$

où ρ est la densité, D le diamètre de particule équivalent et v_p la vitesse de particule.

La vitesse des particules de SiC diminue avec l'augmentation de la taille des particules (Figures 3-11b à 3-11f) et un gain de vitesse de l'ordre de 30 m/s est obtenu pour une réduction de la taille moyenne de la poudre de 10 μm . L'énergie cinétique augmente fortement avec l'augmentation de la taille des particules. Les vitesses calculées des particules sont de 714,6 m/s, 766,5 m/s, 798 m/s, 869,3 m/s et 899,3 m/s pour les particules de SiC-67, SiC-27, SiC-14, SiC-4 et SiC-2 respectivement. En conséquence, leurs énergies cinétiques sont respectivement de 359,2, 31,2, 4,28, 0,105 et 0,15 ($\times 10^{-6}$ J). Sur la base de ces résultats, on peut conclure que différentes tailles de SiC apportent des différences de vitesse de particules à l'impact et d'énergie cinétique. La masse des particules de SiC conduit à rôle supérieur de l'énergie cinétique comparativement à la vitesse des particules.





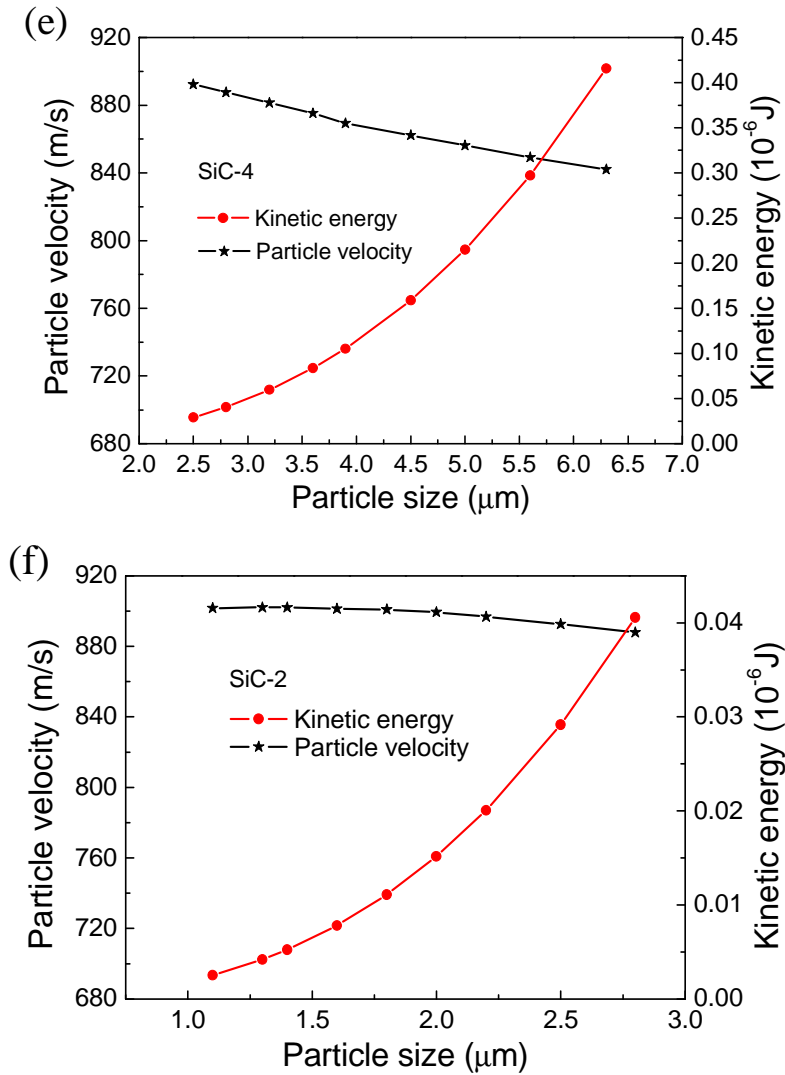


Figure 3-11 : Résultats calculés pour différentes distributions de taille de particules de SiC: (a) comparaison avec la littérature ^[7] pour SiC-25 et SiC-135 aux températures de gaz de 500K et 700K. Vitesse des particules et des énergies cinétiques des particules de SiC: (b) SiC-67, (c) SiC-27, (d) SiC-14, (e) SiC-4 et (f) SiC-2.

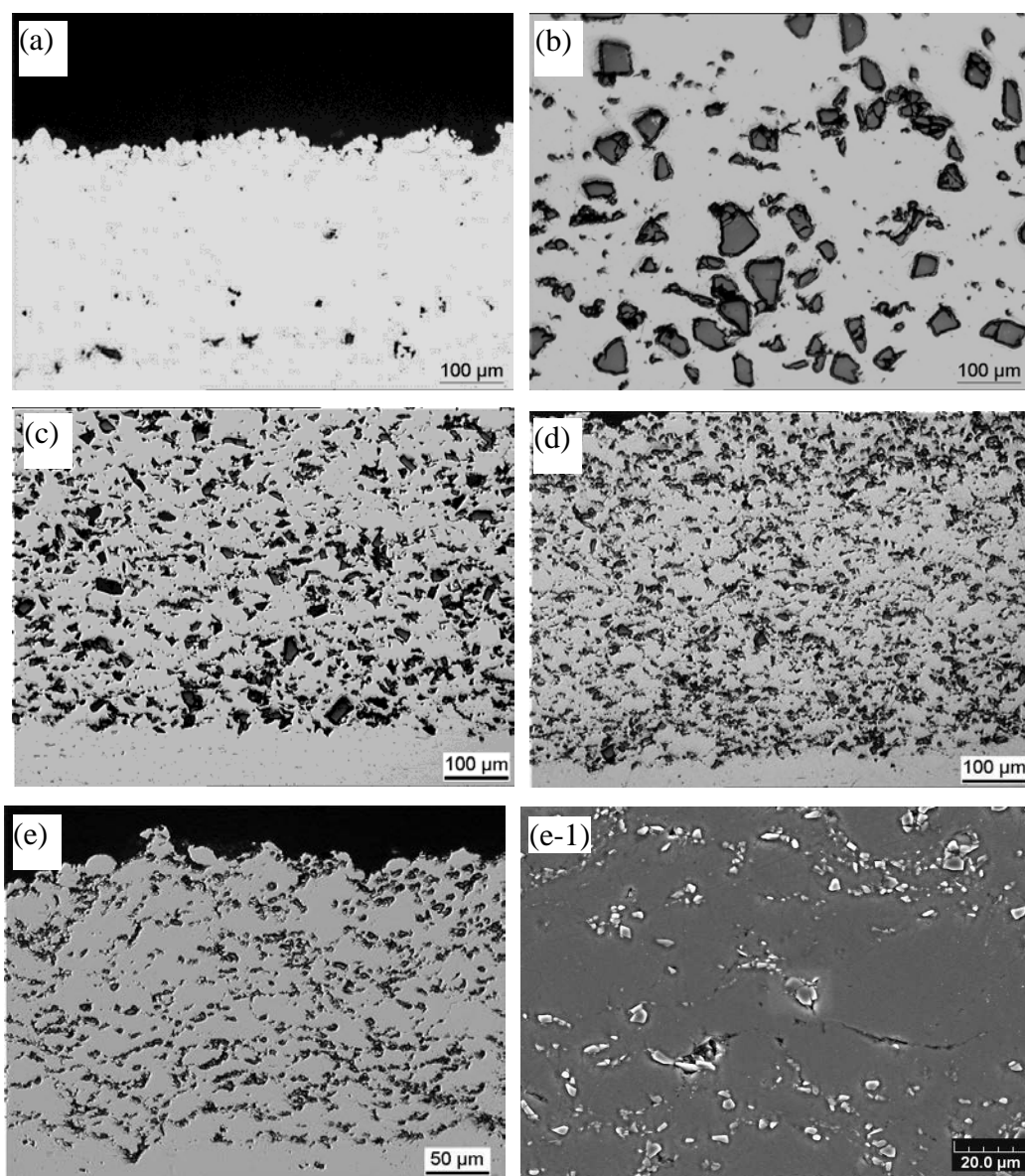
3.4.3 Microstructures des dépôts

Les microstructures des dépôts composites Al5056/SiC_p élaborées par Cold Spray sont présentées en Figure 3-12. La teneur en SiC dans le dépôt en fonction de la taille des particules de SiC a été déterminée par analyse d'images (Figure 3-13). La teneur en SiC dans les dépôts composites de Al5056/SiC-4 et Al5056/SiC-2 est inférieure respectivement à 10 vol.% et 1 vol.% ce qui suggère que le rendement de projection des poudres de SiC-4 et SiC-2 est très faible et qu'un grand nombre de particules de SiC ont été perdues lors de la

projection. En comparant l'énergie cinétique moyenne des poudres SiC-4 et SiC-2 avec celles des poudres de SiC-67, SiC-27 et SiC-14 (Figure 3-11), on peut constater que ces deux poudres présentent des énergies cinétiques moyennes relativement faibles et insuffisantes pour résister à l'onde de choc : ces petites particules sont ralenties et même détournées du substrat ^[19]. Il est donc compréhensible que la plupart des petites particules de SiC ont été perdues pendant le processus de projection.

Il peut également être indiqué à partir de la Figure 3-13 que les teneurs en SiC dans les dépôts composites renforcés par SiC-67, SiC-27 et SiC-14 sont respectivement de 26,4±2 vol.%, 23,1±0,7 vol.%, 17,4±0,5 vol.%. Ici, bien que l'énergie cinétique moyenne de la poudre SiC-67 soit supérieure à celle de la poudre de SiC-27 (359,2 x10⁻⁶ J pour SiC-67 contre 31,2 x10⁻⁶ J pour SiC-27), les teneurs en SiC dans les deux dépôts composites sont similaires. La différence minime de la teneur en SiC pourrait être négligeable en tenant compte de la grande différence d'énergie cinétique. Par conséquent, les variations de la microstructure des dépôts et de leurs propriétés, décrites dans les sections suivantes, sont principalement dues à la différence d'énergie cinétique des particules. En outre, ces résultats suggèrent l'existence d'une taille critique, au-dessus de laquelle l'énergie cinétique des particules est assez élevée pour résister à l'onde de choc et donc les particules pourraient se déposer sur le substrat ou non en fonction des conditions de projection. Une fois que la taille des particules de SiC est supérieure à cette taille critique, la teneur en SiC dans les dépôts ne dépend principalement que de la teneur en SiC dans la poudre. Cette hypothèse est fondée sur le fait que la teneur en SiC dans la poudre est relativement faible (moins de 30 vol.% dans cette étude) car lorsque cette teneur devient trop élevée, les impacts mutuels entre particules de SiC deviennent importants (particules de SiC impactant sur des particules de SiC déposées) ce qui influencerait fortement la teneur en SiC dans les dépôts. Il convient de noter qu'il existe une taille de particule critique pour que les particules métalliques soient déformables. Lorsque la taille de la particule métallique est inférieure à cette taille critique, la qualité du dépôt et le rendement de projection sont diminués puisque la diffusion thermique dans une petite particule est trop rapide pour permettre à l'instabilité de cisaillement localisée de se produire. Par conséquent les conditions de liaison ne peuvent être atteintes ^[20]. En raison des rôles différents entre les particules de la matrice métallique se déformant et les particules de renfort pour la formation des dépôts composites, ces deux 'tailles critiques' sont complètement différentes.

Les taux de porosité des dépôts sont présentés en Figure 3-14. Les taux de porosité des dépôts composites sont inférieurs à ceux du dépôt pur d'Al5056, ce qui suggère que l'ajout de particules de SiC dans les dépôts augmente la déformation des particules d'Al5056. Cependant, pour le dépôt composite Al5056/SiC-2, les fines particules de SiC se logent au niveau des interfaces entre les particules d'Al5056 (Figure 3-12(f-1)), et les particules d'Al5056 déformées dans le dépôt composite présentent une morphologie semblable à celle obtenue dans le dépôt d'Al5056 pur. C'est probablement parce que la teneur en SiC est inférieure à 1 vol.% et en raison de sa faible énergie cinétique que la poudre de SiC-2 n'a qu'un effet de martelage réduit sur les particules d'Al5056. Par conséquent, une différence dans la taille des particules de SiC pourraient entraîner des différences sur les propriétés des dépôts.



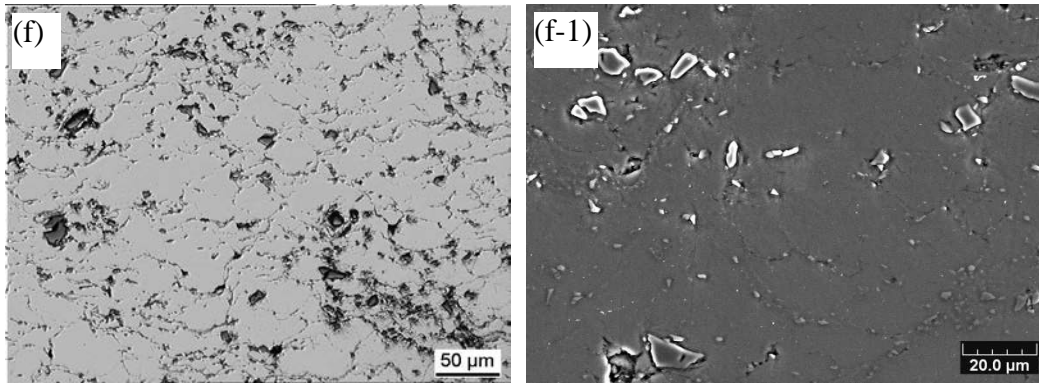


Figure 3-12 : Micrographies en coupe transversale des dépôts d'Al5056 pur (a) et des dépôts composites de Al5056/SiC_p avec des particules de SiC : (b) SiC-67, (c) SiC-27, (d) SiC-14, (e) SiC-4 et (f) SiC-2. Vues par MEB des sections transversales des dépôts composites d'Al5056/SiC_p avec des particules de SiC: (e-1) SiC-4 et (f-1) SiC-2.

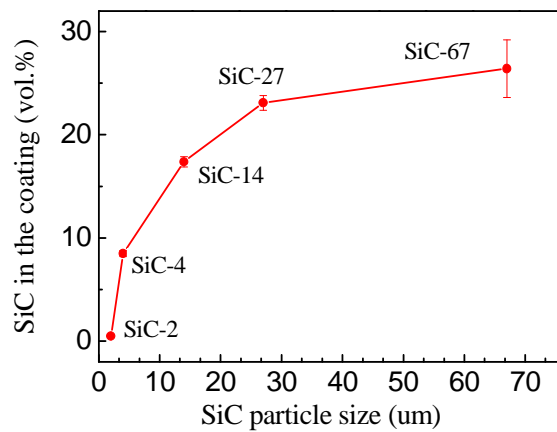


Figure 3-13 : Fraction volumique de SiC dans les dépôts composites en fonction des poudres de SiC utilisées.

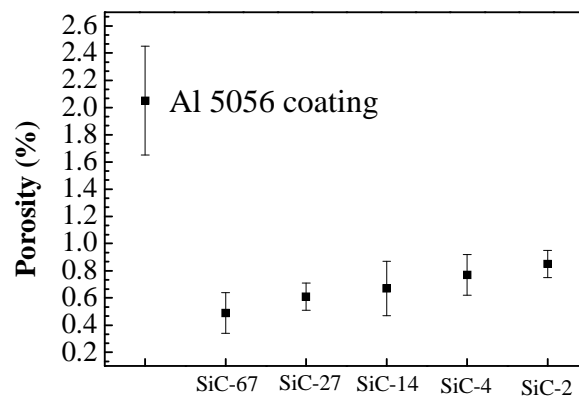


Figure 3-14 : Taux de porosité du dépôt d'Al5056 pur et des dépôts composites d'Al5056/SiC_p.

Les microstructures et propriétés des dépôts composites sont étroitement liées aux renforts utilisés dans les dépôts. Ainsi, les sections suivantes porteront principalement sur les dépôts composites Al5056/SiC-67 et Al5056/SiC-27 en raison de leur taux de SiC voisins dans les dépôts pour discerner les différences des propriétés inhérentes aux différences de tailles de renfort.

La Figure 3-15 montre les microstructures des dépôts composites Al5056/SiC-67 et Al5056/SiC-27 après attaque chimique. Les deux dépôts sont composés de particules déformées d'Al5056 et de renforts de SiC. Les renforts sont distribués aléatoirement dans la matrice formée de particules métalliques déformées.

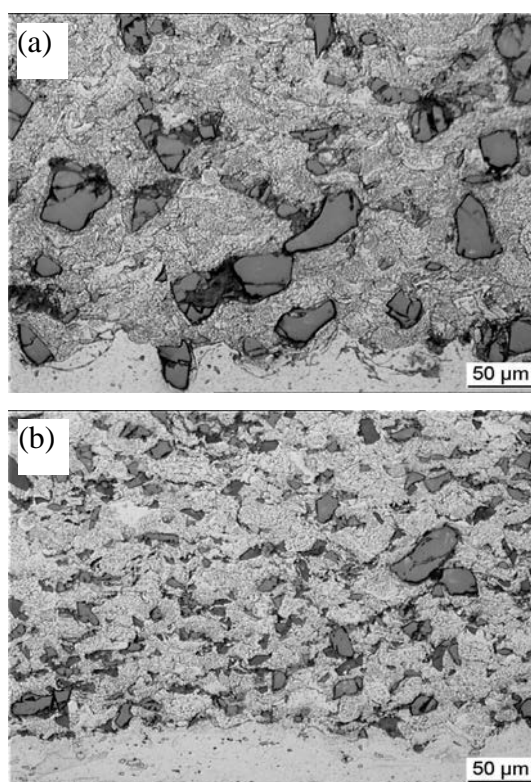


Figure 3-15 : Micrographies en coupe transversale des dépôts composites après attaque chimique de (a) Al5056/SiC-67 et (b) Al5056/SiC-27.

3.4.4 Propriétés mécaniques des dépôts

La microdureté et la force de cohésion des dépôts sont présentées sur la Figure 3-16. La microdureté des dépôts composites est supérieure à celle du dépôt d'Al5056 pur et à celle des dépôts composites renforcés par les fines poudres SiC-4 et SiC-2. Les fines particules de SiC

n'ont presque aucun effet de martelage sur les particules d'Al5056 mais elles améliorent tout de même la dureté du dépôt composite parce qu'elles sont réparties dans le dépôt de manière homogène.

D'autre part, la microdureté du dépôt composite renforcé par la poudre de SiC-67 est supérieure à celle du dépôt composite renforcé par la poudre de SiC-27 (Figure 3-16a). Ce résultat pourrait être dû à un effet de martelage plus fort provenant de l'énergie cinétique plus élevée des particules de SiC-67.

La Figure 3-16b montre les résultats en termes de cohésion du dépôt. Il convient de noter de nouveau qu'il n'y a pas de réaction entre l'aluminium et les particules de SiC avec le procédé Cold Spray^[3] : les particules de céramique se déposent et adhèrent par un ancrage mécanique dans le dépôt^[7]. Donc la cohésion du dépôt composite décrit seulement la force de liaison entre les particules déformées d'Al5056. Cette force dépend essentiellement non seulement du degré de déformation de la matrice, mais aussi de la zone de contact entre les particules d'Al 5056, donc l'ajout de particules de SiC a un double effet sur la force de cohésion des dépôts composites. Les forces de cohésion des dépôts composites renforcés avec des poudres de SiC-67, SiC-27 et SiC-14 sont plus élevées que celles du dépôt d'Al5056 pur, ce qui est inhérent à l'effet avantageux des particules de SiC améliorant la déformation de la matrice. L'évidence de l'amélioration de la déformation des particules d'Al5056 par les particules de SiC peut être observée de nouveau avec les morphologies des faciès de rupture des dépôts (Figure 3-17) : les particules d'Al5056 présentes dans les dépôts composites renforcés par SiC-67, SiC-27 et SiC-14 sont complètement déformées et présentent une morphologie aplatie (Figures 3-17a, 3-17b et 3-17e) avec quelques fossettes typiques indiquées par des flèches blanches sur les Figures 3-17(b-1) et 3-17(c-1). La Figure 3-16b a mis en évidence que la force de cohésion du dépôt Al5056/SiC-4 est presque équivalente à celle du dépôt d'Al5056 pur, et la force de cohésion du dépôt Al5056/SiC-2 est plus faible que celle du dépôt d'Al5056 pur. Ces résultats suggèrent que les fines particules de renfort n'améliorent pas la déformation de la matrice en raison de leur énergie cinétique relativement faible. De plus, elles affaiblissent la force de cohésion de la matrice en réduisant le contact effectif entre les particules d'Al5056 déformées.

En comparant la force de cohésion des dépôts d'Al5056/SiC-67 et d'Al5056/SiC-27 (Figure 3-16b), il peut être constaté que la force de cohésion du dépôt composite d'Al5056/SiC-67 est supérieure d'environ 20 MPa à celle du dépôt d'Al5056/SiC-27. Les plus grosses particules de SiC possèdent une énergie cinétique supérieure et conduisent à une plus grande déformation

des particules d'Al5056. Cela peut être mis en évidence par les Figures 3-17(b-1) et 3-17(c-1) : les fossettes autour des particules de SiC-67 sont davantage déformées que celles qui entourent les particules de SiC-27.

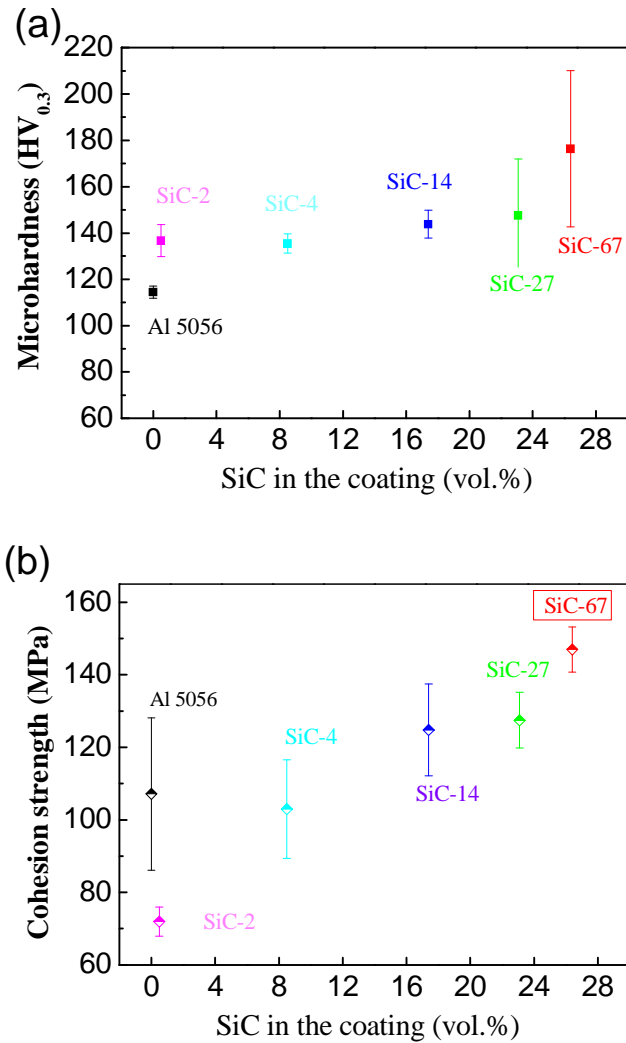
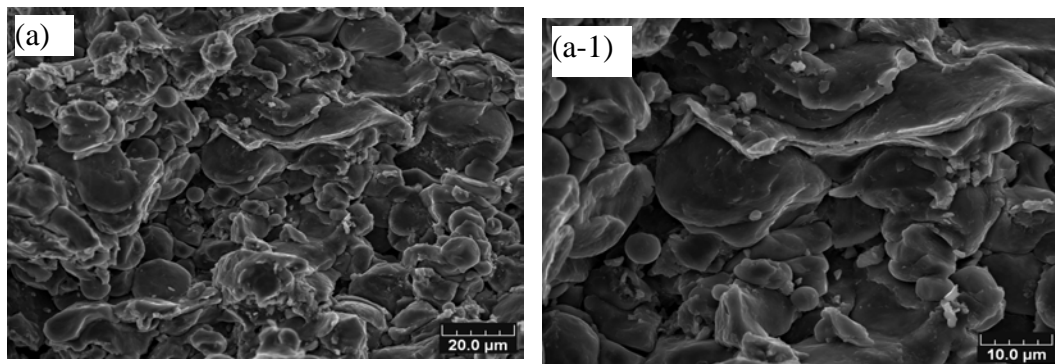
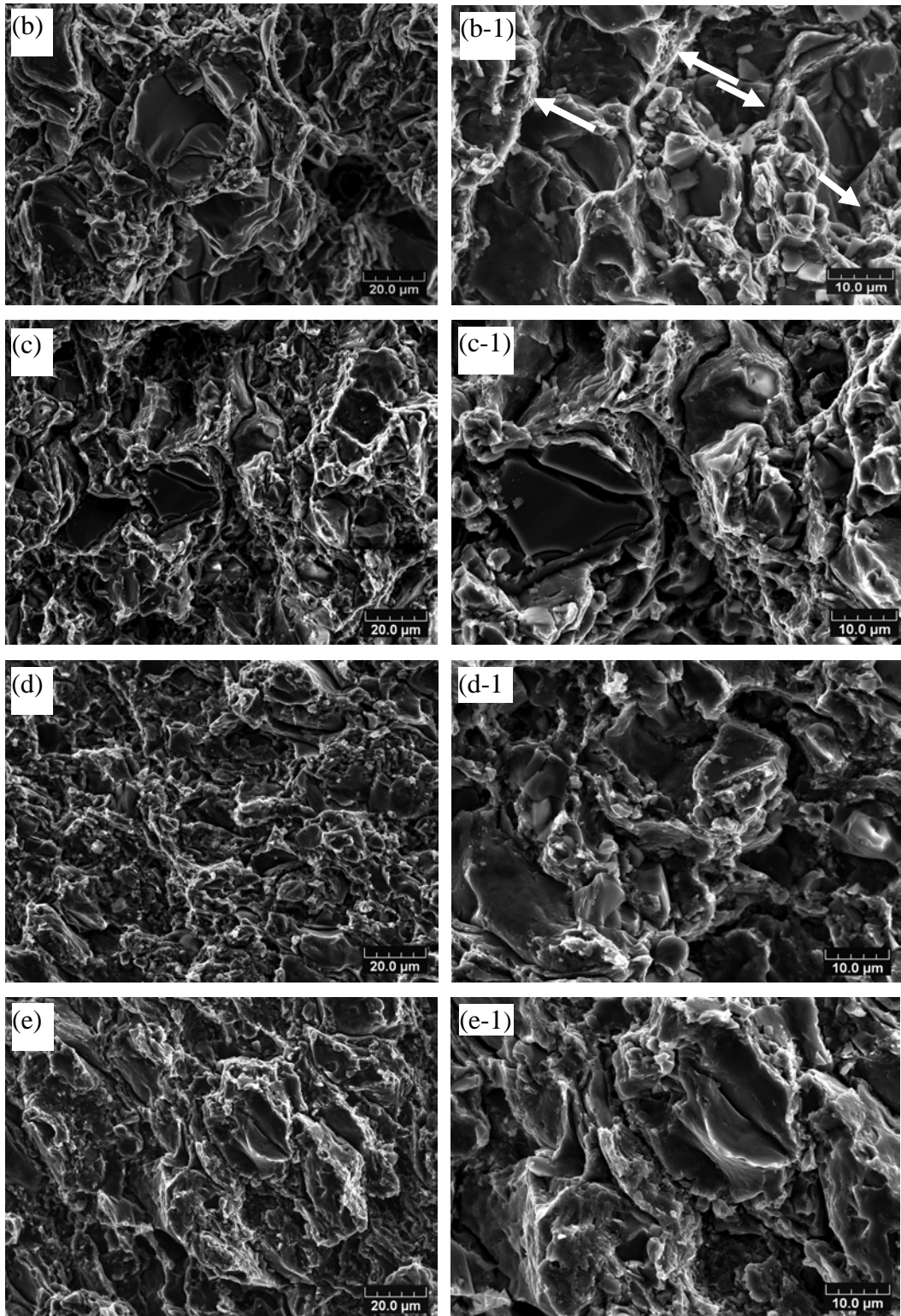


Figure 3-16 : (a) Microdureté et (b) force de cohésion pour le dépôt d'Al5056 et les dépôts composites de Al5056/SiC_p en fonction de la teneur en SiC dans le dépôt.





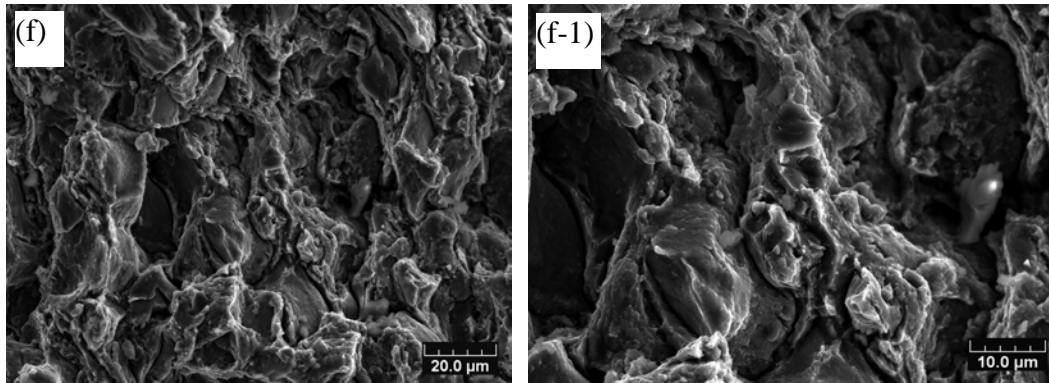


Figure 3-17 : (a) Morphologies des faciès de rupture du dépôt d'Al5056 et des dépôts composites de Al5056/SiC_p présentant différentes tailles de SiC : (b) SiC-67, (c) SiC-27, (d) le SiC-14, (e) SiC-4 et (f) SiC-2 avec des grossissements plus élevés respectivement de (a-1) à (f-1).

3.4.5 Comportement de frottement

Les dépôts composites renforcés par SiC-67 et SiC-27 présentant des fractions volumiques de SiC voisines, leurs propriétés tribologiques peuvent être comparées (Figure 3-18). Le coefficient de frottement du dépôt d'Al5056/SiC-67 est supérieur à celui du dépôt d'Al5056/SiC-27 à la charge de 10 N. Cependant le taux d'usure du dépôt d'Al5056/SiC-67 est légèrement inférieur à celui du dépôt d'Al5056/SiC-27. Pour expliquer ce constat, les morphologies représentatives des traces d'usure ont été observées (Figure 3-19). Elles sont similaires aux traces d'usure des dépôts d'Al5056 et Al5056/SiC-67 montrées en Figure 3-10. Des feuilles d'usure sont présentes sur la zone de frottement du dépôt d'Al5056/SiC-27. Ainsi, l'usure par délaminage pourrait être le mécanisme dominant dans l'usure du dépôt composite d'Al5056/SiC-27.

La détection par MEB de l'élément Si (Figure 3-19c) permet de mettre en évidence la présence de particules de SiC dispersées sur la surface d'usure. Une analyse sur la zone endommagée (point A sur la Figure 3-19d) montre que la composition est constituée principalement par l'élément Al. Il est donc vraisemblable que la matrice d'Al5056 domine le comportement à l'usure. Par conséquent, la déformation supérieure des particules d'Al5056 renforcées par des particules plus grosses de SiC-67 peut produire un effet d'écrouissage à froid supérieur sur les particules d'Al5056, ce qui pourrait conduire à une meilleure résistance à l'usure.

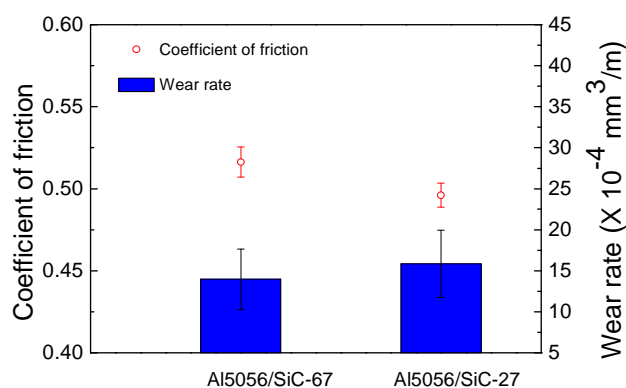


Figure 3-18 : Coefficient de frottement et taux d'usure des dépôts Al5056/SiC-67 et Al5056/SiC-27 sous une charge normale de 10 N.

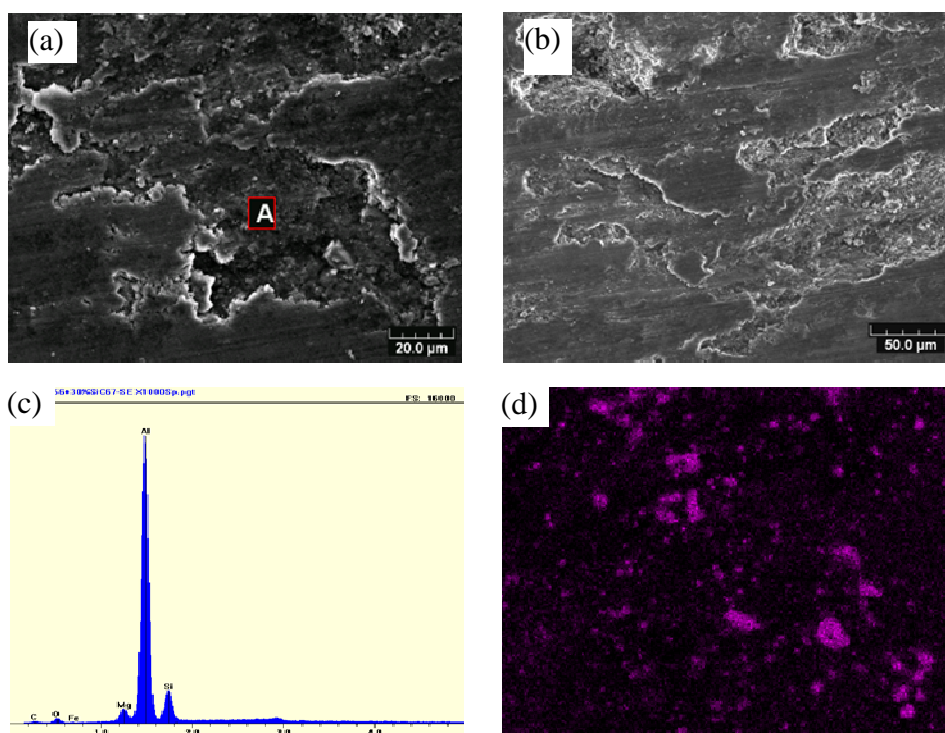


Figure 3-19 : Morphologies des traces d'usure: (a) Al5056/SiC-67 et (b) Al5056/SiC-27 sous une charge normale de 10 N, (c) Micrographie à balayage de la surface de la Figure (a) sur l'élément de Si et (d) analyse EDXA du point A sur la Figure (a)

3.5 Conclusion

Dans la première partie de ce chapitre, des dépôts d'Al5056 et des dépôts composites d'Al5056/SiC-67 ont été élaborés par Cold Spray avec des mélanges de poudres contenant 15,

30, 45 et 60 vol.% de SiC-67 avec des températures de gaz de 400, 500 et 600°C. Il a été constaté que la température du gaz n'a presque aucun effet sur la teneur en SiC dans les dépôts mais qu'elle améliore le rendement de projection. Il est constaté que la teneur en SiC dans les dépôts composites augmente généralement avec l'augmentation de la contenu de SiC dans la poudre initiale. Corrélativement, la dureté moyenne des dépôts augmente avec l'augmentation du taux de SiC dans le dépôt. La force de cohésion des dépôts augmente avec la fraction volumique de SiC, de par l'effet de compaction produit par les particules dures, puis diminue à partir d'une certaine teneur en SiC en raison de la réduction des zones de contact entre particules d'Al5056. Les tests tribologiques montrent que le taux d'usure diminue avec l'augmentation de la teneur en SiC dans les dépôts.

Dans la seconde partie, l'étude de la taille des particules de renfort en SiC (de 2 à 67 µm) a permis de comparer les dépôts composites renforcés par SiC-67 et SiC-27 présentant des teneurs de SiC similaires dans les dépôts élaborés. Les résultats montrent que la microdureté, la force de cohésion et la résistance à l'usure du dépôt d'Al5056/SiC-67 sont supérieures à celles du dépôt d'Al5056/SiC-27.

Références

1. Q. Wang, K. Spencer, N. Birbilis, and M.-X. Zhang, The influence of ceramic particles on bond strength of cold spray composite coatings on AZ91 alloy substrate, *Surf Coat Tech*, 2010, **205**(1), p. 50-56.
2. E. Sansoucy, P. Marcoux, L. Ajdelsztajn, and B. Jodoin, Properties of SiC-reinforced aluminum alloy coatings produced by the cold gas dynamic spraying process, *Surf Coat Tech*, 2008, **202**(16), p. 3988-3996.
3. M. Yandouzi, P. Richer, and B. Jodoin, SiC particulate reinforced Al-12Si alloy composite coatings produced by the pulsed gas dynamic spray process: Microstructure and properties, *Surf Coat Tech*, 2009, **203**(20-21), p. 3260-3270.
4. K. Spencer, D.M. Fabijanic, and M.X. Zhang, The use of Al-Al₂O₃ cold spray coatings to improve the surface properties of magnesium alloys, *Surf Coat Tech*, 2009, **204**(3), p. 336-344.
5. P.C. King, S.H. Zahiri, and M. Jahedi, Focused ion beam micro-dissection of cold-sprayed particles, *Acta Mater*, 2008, **56**(19), p. 5617-5626.

6. A. Shkodkin, A. Kashirin, O. Klyuev, and T. Buzdygar, Metal particle deposition stimulation by surface abrasive treatment in gas dynamic spraying, *J Therm Spray Techn*, 2006, **15**(3), p. 382-386.
7. A. Sova, V.F. Kosarev, A. Papyrin, and I. Smurov, Effect of ceramic particle velocity on cold spray deposition of metal-ceramic coatings, *J. Therm. Spray Technol.*, 2010, **20**((1-2)), p. 285-291.
8. V.C. Srivastava, A. Schneider, V. Uhlenwinkel, and K. Bauckhage, Spray processing of 2014-Al + SiCP composites and their property evaluation, *Mater Design*, 2005, **412**(1-2), p. 19-26.
9. D.G.F. O'Quigley, S. Luyckx, and M.N. James, An Empirical Ranking of a Wide Range of WC-Co Grades in Terms of their Abrasion Resistance Measured by the ASTM Standard B 611-85 Test, *Int J Refract Met Hard Mater*, 1997, **15**, p. 73-79.
10. B. Torres, M.A. Garrido, A. Rico, P. Rodrigo, M. Campo, and J. Rams, Wear behaviour of thermal spray Al/SiC_p coatings, *Wear*, 2010, **268**(5-6), p. 828-836.
11. M. Singla, L. Singh, and V. Chawla, Study of Wear Properties of Al-SiC Composites, *JMMCE*, 2009, **8**(10), p. 813-819.
12. R. Chen, A. Iwabuchi, T. Shimizu, H.S. Shin, and H. Mifune, The sliding wear resistance behavior of NiAl and SiC particles reinforced aluminium alloy matrix composites, *Wear*, 1997, **213**(1-2), p. 175-184.
13. J.T. AL-Haidary, and A.S.J. AL-Kaaby, Evaluation study of cast Al-SiC_p composite, *Mater Sci-Poland*, 2007, **25**(1), p. 155-165.
14. W.J. Cantwell, and J. Morton, The impact resistance of composite materials—a review, *Composites*, 1991, **22**(5), p. 347-362.
15. N.P. Suh, An overview of the delamination theory of wear, *Wear*, 1977, **44**(1), p. 1-16
16. A. Sato, and R. Mehrabian, Aluminum matrix composites: Fabrication and properties, *Metall Mater Trans B*, 1976, **7**(3), p. 443-451.
17. N Saka, J.J. Pamies-Teixeira, and N.P. Suh, Wear of two-phase metals, *Wear*, 1977, **44**(1), p. 1-202.
18. W.-Y. Li, H. Liao, G. Douchy, and C. Coddet, Optimal design of a cold spray nozzle by numerical analysis of particle velocity and experimental validation with 316L stainless steel powder, *Mater Design*, 2007, **28**(7), p. 2129-2137.
19. J. Pattison, S. Celotto, A. Khan, and W. O'Neill, Standoff distance and bow shock phenomena in the Cold Spray process, *Surf Coat Tech*, 2008, **202**(8), p. 1443-1454.

20. T. Schmidt, F. Gartner, H. Assadi, and H. Kreye, Development of a generalized parameter window for cold spray deposition, *Acta Mater*, 2006, **54**(3), p. 729-742.

Chapitre 4 Mécanismes de formation des dépôts composites élaborés par Cold Spray

4.1 Elaboration d'Al5056/SiCp par Cold Spray

4.1.1 Introduction

Le chapitre 3 a principalement porté sur l'étude des effets de la teneur et de la taille des particules de SiC sur les microstructures, les propriétés mécaniques et le comportement en usure des dépôts composites préparés par Cold Spray. Dans ce chapitre, les mécanismes de formation des dépôts composites élaborés par le procédé Cold Spray est explicité.

Bien que les mécanismes de formation des dépôts métalliques élaborés par Cold Spray aient été largement étudiés et mis en évidence par de nombreuses contributions citées dans le Chapitre 1, les mécanismes de formation des dépôts composites ne sont pas encore très bien établis. Les difficultés résident dans l'inclusion de particules céramiques dans les matériaux métalliques et donc dans la définition du contact entre métal/céramique, ce qui rend les études expérimentales et les travaux de simulation complexes. Quelques travaux peuvent être cités :

- Irissou *et al.* ^[1] pensent que les particules de céramique heurtent et rendent la couche métallique rugueuse par leur impact à haute vitesse pendant la projection,
- Sova *et al.* ^[2] ont constaté que, dans un dépôt composite, les particules de céramique sont maintenues mécaniquement par "coincement" puis "incrustation" par les particules métalliques,
- Yandouzi *et al.* ^[3] ont expliqué que les particules de SiC ne se déforment pas mais s'incrument plutôt dans le matériau métallique de la matrice.

Ces descriptions sur le rôle des particules de céramique dans la formation des dépôts composites sont principalement basées sur des suppositions et déductions. Pour valider ces suppositions et poser clairement les processus de formation, des recherches plus poussées sont nécessaires. Par conséquent, des études expérimentales et détaillées visant à déterminer les mécanismes de formation des dépôts composites ont été réalisées dans ce chapitre.

Pour cette étude, les expérimentations suivantes ont été effectuées dans différents buts :

- Projections d'Al5056 et d'Al5056+30vol% SiC-67 sur des substrats en Aluminium poli pour déterminer les processus de formation de la première couche.

- Projections des poudres SiC-67 et SiC-27 sur des substrats en Al sablés et polis puis sur des dépôts d'Al5056 pour étudier le comportement des dépôts de SiC.
- Projection de poudres présentant différentes combinaisons matrice/renfort en termes de matériaux pour déterminer l'influence de la nature du renfort sur sa teneur dans le dépôt composite.

4.1.2 Construction de la première couche du dépôt

L'étude de la construction de la première couche du dépôt a été effectuée en réalisant une seule passe de balayage afin de déterminer si les particules projetées peuvent être déposées sur le substrat dès la première passe ou si des interactions entre passes successives sont nécessaires. Les poudres d'Al5056 et Al5056+30 vol.% SiC-67 ont été projetées avec une température de gaz principal de 600°C sur des substrats d'Al polis.

La Figure 4-1 montre la surface du substrat après projection de la poudre d'Al5056. On peut observer que la plupart des premières particules d'Al5056 ont rebondi sur le substrat en laissant des cratères sphériques, sauf quelques particules qui se sont déposées sur le substrat devenu rugueux (Figure 4-1b). Ce résultat suggère que les premières particules d'Al5056 jouent un rôle de sablage et préparent la surface pour les particules suivantes.

La construction de la première couche d'un dépôt composite d'Al5056/SiC-67 est illustrée sur la Figure 4-2. On peut observer que la quasi-totalité des particules d'Al5056 ont également rebondi sur le substrat et ont laissé des cratères sphériques. Cependant, des particules irrégulières de SiC se sont insérées dans le substrat (Figures 4-2a et 2b), et quelques particules de SiC ont rebondi ou ont été frappées et éjectées par d'autres particules de SiC et laissent donc des cratères irréguliers (Figure 4-2c). Plusieurs particules d'Al5056 peuvent également être retrouvées sur ces cratères irréguliers (Figure 4-2d). Ces résultats suggèrent que la poudre de SiC-67 peut adhérer plus facilement que la poudre d'Al5056 sur un substrat en aluminium, ce qui fournit une explication aux résultats obtenus dans le chapitre 3 où une teneur en SiC de 21,2 vol. % avait été obtenue dans le dépôt composite élaboré à partir d'une poudre initiale présentant une teneur en SiC de 15 vol.%. En outre, les énergies cinétiques des particules d'Al5056 et de SiC (Figure 4-3) sont respectivement de $3,36 \times 10^{-6}$ J pour une taille moyenne de 19,6 μm et de $359,2 \times 10^{-6}$ J pour une taille moyenne de 67 μm . Ainsi, il est donc compréhensible que les particules de SiC peuvent mieux adhérer en s'incrétant sur la surface du substrat en Al.

Les microstructures en coupe transversale du dépôt d'Al5056/SiC-67 (Figure 4-4) montrent

également la présence de quelques particules de SiC à l'interface dépôt/substrat. Par conséquent, on peut supposer que les particules suivantes d'Al5056 ou de SiC continuent de s'accumuler sur la première couche et permettent de construire le dépôt composite.

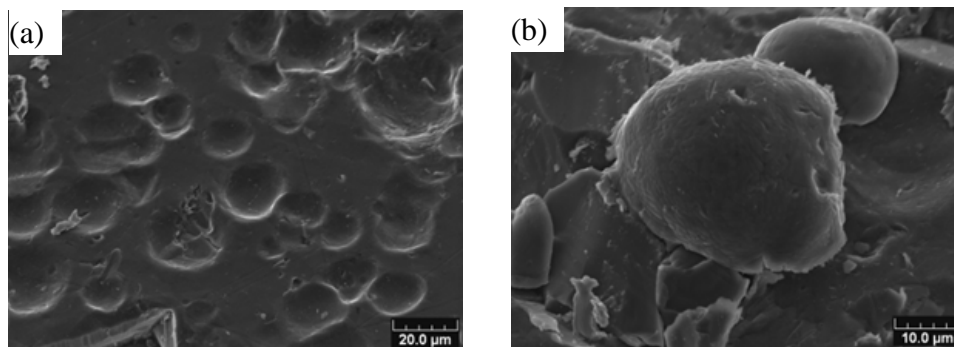


Figure 4-1 : Surface du substrat après impact de particules d'Al5056 sur un substrat poli en Al après une passe unique.

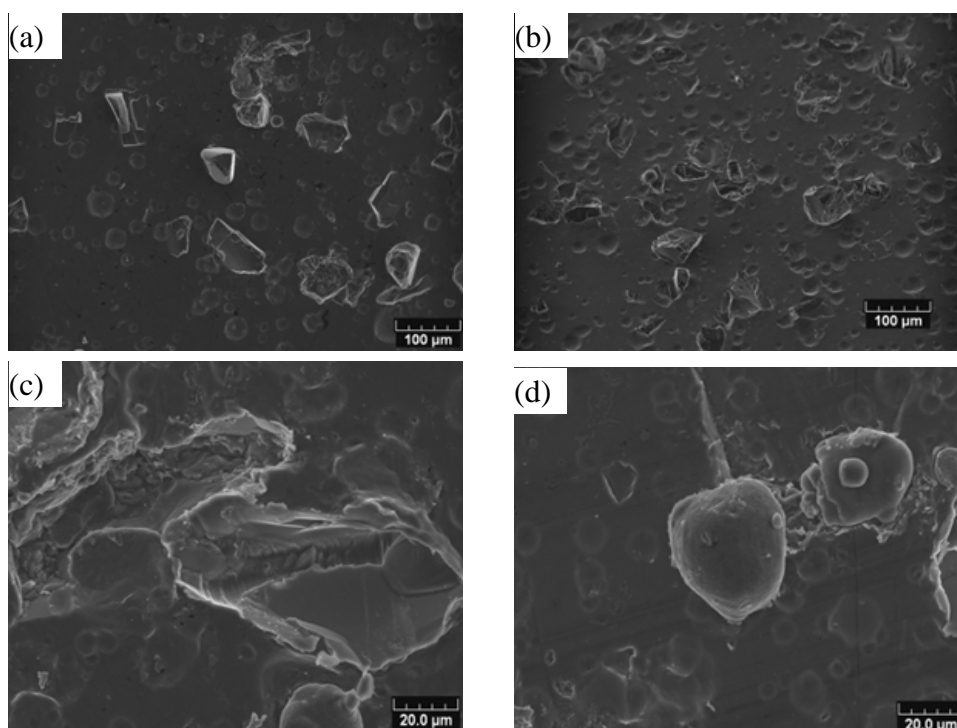


Figure 4-2 : Surface du substrat après impact de particules d'Al5056+ 30vol.% SiC-67 sur un substrat en Al poli après une passe unique.

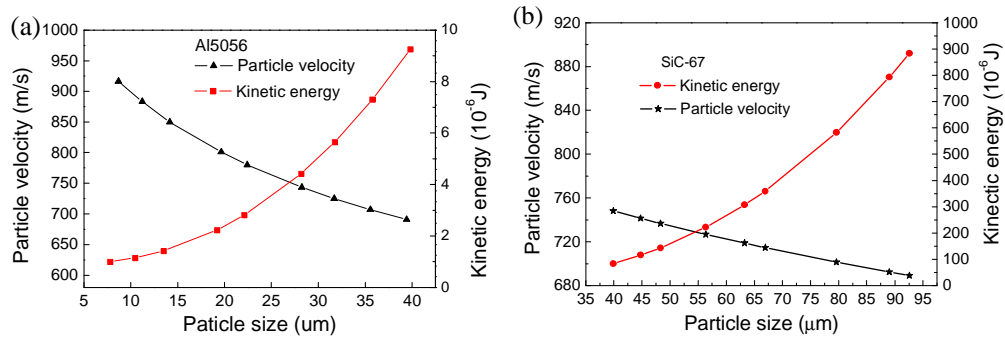


Figure 4-3 : Comparaison de la vitesse et de l'énergie cinétique entre les poudres d'Al5056 et de SiC-67.

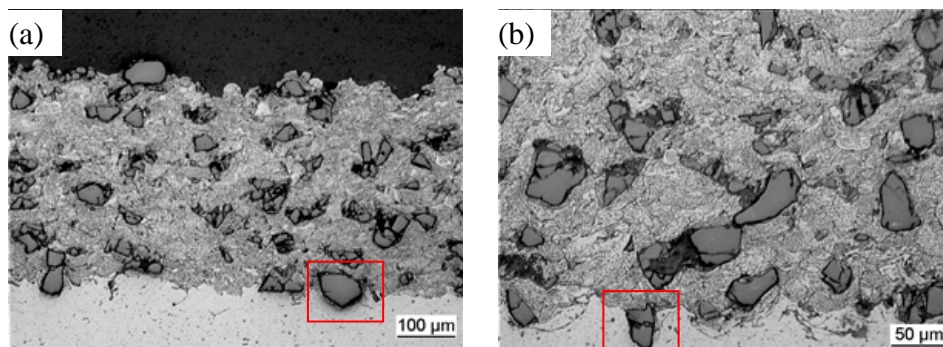


Figure 4-4 : Microstructure transversale d'un dépôt composite Al5056+30 vol% SiC-67 après attaque chimique.

4.1.3 Comportement des particules de SiC pendant la projection Cold Spray

4.1.3.1 Comportement général des particules de SiC

Pour étudier le comportement des particules de SiC lors de la formation d'un dépôt composite, la projection de particules de SiC a été réalisée par Cold Spray en utilisant les mêmes paramètres que ceux employés pour préparer les dépôts composites.

La Figure 4-5a montre des particules de SiC résiduelles sur un substrat d'Al poli en coupe transversale. L'impact des particules de SiC conduit à rendre le substrat rugueux et quelques particules de SiC s'y incrustent. Ce résultat démontre encore que les particules de SiC peuvent effectuer un sablage et faire une préparation pour le dépôt des particules d'Al5056.

La Figure 4-5b montre des particules de SiC déposées sur un substrat préalablement sablé. On peut voir que le prétraitement du substrat n'a pas amélioré l'adhérence des particules de SiC sur le substrat. Les particules de SiC viennent heurter le substrat puis s'y incrustent. Lorsque les particules de SiC déposées sont frappées par d'autres particules de SiC, elles peuvent se briser (Figure 4-5b) et même se détacher du substrat en laissant un cratère (Figure 4-5a).

La Figure 4-5c montre des particules de SiC projetées sur un dépôt d'Al5056. De même, les particules de SiC peuvent s'incruster dans le dépôt d'Al5056 et se fragmenter lors de l'impact d'autres particules de SiC.

Ces résultats pourraient expliquer ceux obtenus dans le Chapitre 3 où le rendement de projection des poudres mélangées a diminué avec l'augmentation de la teneur en SiC dans la poudre initiale, car l'augmentation de la teneur en SiC augmente la probabilité de collision de particules de SiC incidentes sur celles déjà déposées. Par conséquent, le comportement en projection des particules de céramique pourrait être schématisé suivant ce mécanisme : lors de la projection, les particules de SiC ne se déforment pas plastiquement mais créent des cratères dans le matériau substrat/dépôt et rebondissent ou s'insèrent mécaniquement dans le dépôt existant.

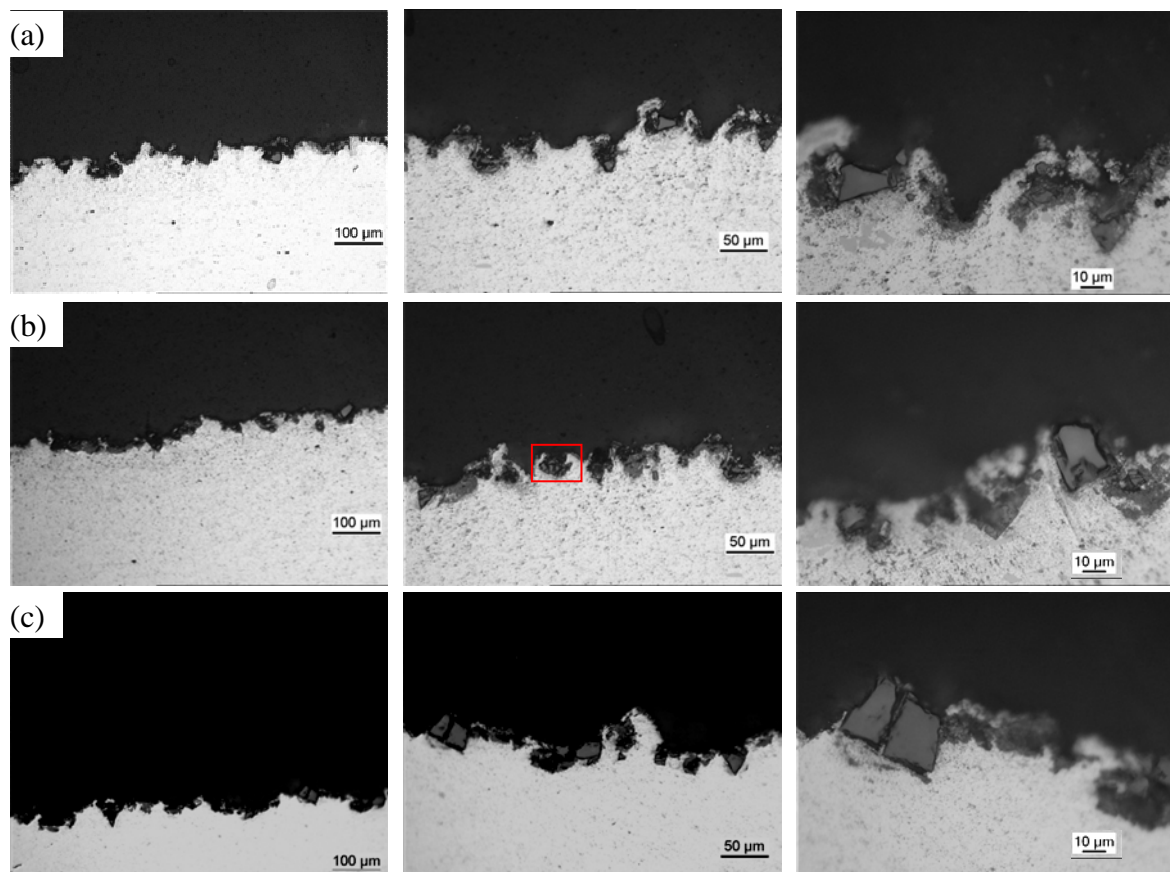


Figure 4-5 : Coupes transversales après projection de particules de SiC sur trois substrats différents : (a) plaque d'Al polie, (b) plaque d'Al sablée et (c) dépôt d'Al5056 après deux passes.

4.1.3.2 Effet de la taille des particules de SiC

Dans le chapitre 3, l'effet de la taille des particules de SiC sur les microstructures, les propriétés mécaniques et le comportement en usure d'un dépôt composite Al5056/SiC_p a été

étudié. Les résultats ont montré que la poudre SiC-27 présentant une énergie cinétique inférieure à celle de la poudre SiC-67 conduit à un effet d'écrouissage moindre de la matrice et donc à une force de cohésion inférieure du composite Al5056/SiC-27 par rapport au matériau Al5056/SiC-67. Pour mettre en évidence la différence entre les deux poudres, la poudre SiC-27 a également été projetée sur le dépôt d'Al5056 en utilisant les mêmes paramètres que ceux employés pour la réalisation des dépôts composites (température du gaz principale de 600°C et deux passes de balayage). La Figure 4-6 présente la coupe transversale de particules de SiC-27 sur un dépôt d'Al5056 après deux passes. Aucune particule de SiC-27 n'est visible à la surface du dépôt d'Al5056. Il est à signaler qu'un soin particulier a été porté à la préparation de l'échantillon avec enrobage dans une résine avant découpe pour éviter la perte de particules de SiC.

Une étude plus approfondie a été réalisée en effectuant une seule passe pour vérifier si des particules de SiC-27 peuvent se déposer sur la surface d'un dépôt d'Al5056. La coupe transversale montre clairement la présence de particules de SiC-27 comme pour le cas de l'emploi de la poudre SiC-67. Les particules de SiC sont réparties de façon aléatoire à la surface du dépôt d'Al5056. Ces résultats prouvent que des particules de SiC-27 se sont déposées sur le dépôt d'Al5056 mais, après deux passes, elles ont été éjectées du substrat par les particules de SiC suivantes. En comparaison avec la projection de la poudre SiC-67 qui peut rester à la surface d'un dépôt d'Al5056 sous la forme de particules de SiC complètes ou fragmentées (Figure 4-5), une question peut être posée : pourquoi la poudre SiC-67 peut-elle résister à l'érosion par les particules de SiC suivantes, mais pas la poudre SiC-27 ?

La différence dans l'énergie cinétique des deux poudres ($359,2 \times 10^{-6}$ J/particule pour la poudre SiC-67 contre $31,2 \times 10^{-6}$ J/particule pour la poudre SiC-27) pourrait en être la raison. L'énergie cinétique supérieure de la poudre de SiC-67 pourrait être favorable à l'incrustation de particules de SiC dans le substrat. Ainsi, les particules de SiC-67 déposées pourraient résister aux collisions par les particules suivantes.

Afin de déterminer l'incrustation supérieure de la poudre SiC-67 comparativement à celle de la poudre SiC-27, un dépôt composite d'Al5056/SiC-27 a été préparé à partir d'un mélange de poudres présentant une teneur en SiC de 15 vol.% (Figure 4-8). Une teneur en SiC-27 de 15,3 vol.% a été obtenue dans le dépôt composite d'Al5056/SiC-27, ce qui correspond à une valeur équivalente à la fraction volumique de SiC dans la poudre initiale. La teneur en SiC-27 dans le dépôt composite d'Al5056/SiC-27 est moins importante que la teneur en SiC-67 dans le dépôt composite d'Al5056/SiC-67 (21,2 vol.%) à partir d'une poudre présentant une teneur en

SiC-67 de 15 vol.%, ce qui confirme à nouveau le taux de déposition supérieur des particules de SiC-67 relativement à la poudre SiC-27.

Une autre question peut être posée : une poudre SiC-27 présentant une énergie cinétique inférieure pourrait-elle être déposée? Pour répondre à cette question, la température du gaz principal a été abaissée à 300°C pour diminuer la vitesse des particules et donc diminuer leur énergie cinétique. L'examen en coupe transversale du dépôt d'Al5056 après une passe de projection de particules de SiC-27 pour une température de gaz de 300°C (Figure 4-9) met en évidence la présence de particules de SiC à la surface du dépôt d'Al5056. Grâce au logiciel Fluent, la vitesse et l'énergie cinétique de la poudre SiC-27 projetée avec une température de gaz de 300°C ont été calculées (Figure 4-10). La diminution de la température du gaz de 600°C à 300°C provoque une diminution de la vitesse et de l'énergie cinétique de 766,5 à 728,1 m/s et de $31,2 \times 10^{-6}$ J à $10,1 \times 10^{-6}$ J respectivement. Par comparaison avec les énergies cinétiques des poudres SiC-14 ($4,28 \times 10^{-6}$ J), SiC-4 ($0,105 \times 10^{-6}$ J) et SiC-2 ($0,15 \times 10^{-6}$ J), la limite d'énergie cinétique pour la déposition des particules de SiC pourrait être de l'ordre de 1×10^{-6} J. L'énergie cinétique de la poudre SiC-14 est de cet ordre de grandeur, tandis que les énergies cinétiques des poudres SiC-4 et SiC-2 sont inférieures d'un facteur 10. Ainsi les poudres SiC-4 et SiC-2 ne peuvent pas être déposées. En conséquence, la taille critique des particules de céramique, qui avait été définie en fonction de la valeur minimale de l'énergie cinétique des particules permettant de résister à l'onde de choc et permettant donc aux particules de s'incruster dans le substrat (Chapitre 3), correspond à une énergie cinétique de 1×10^{-6} J.

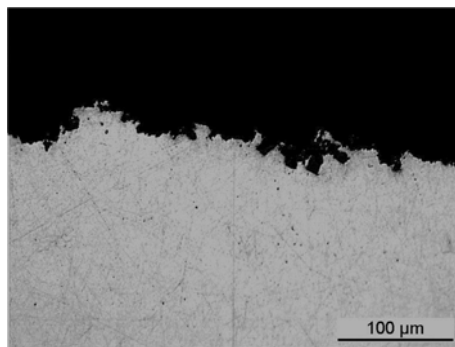


Figure 4-6 : Coupe transversale d'un dépôt d'Al5056 après projection de deux passes de SiC-27

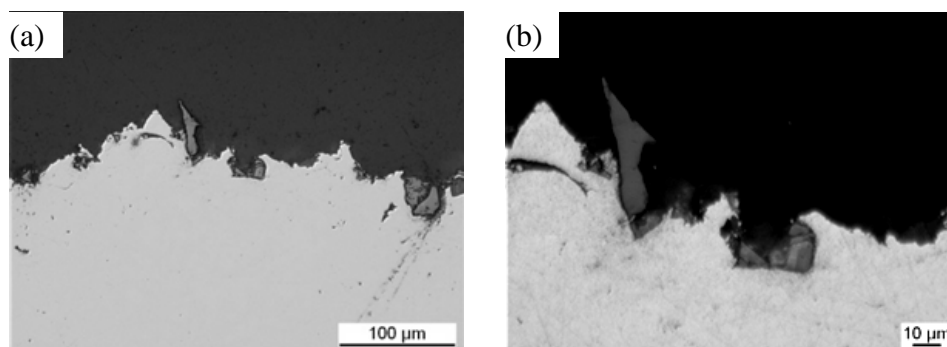


Figure 4-7 : Coupes transversales à différents grossissements d'un dépôt d'Al5056 après projection d'une passe de SiC-27

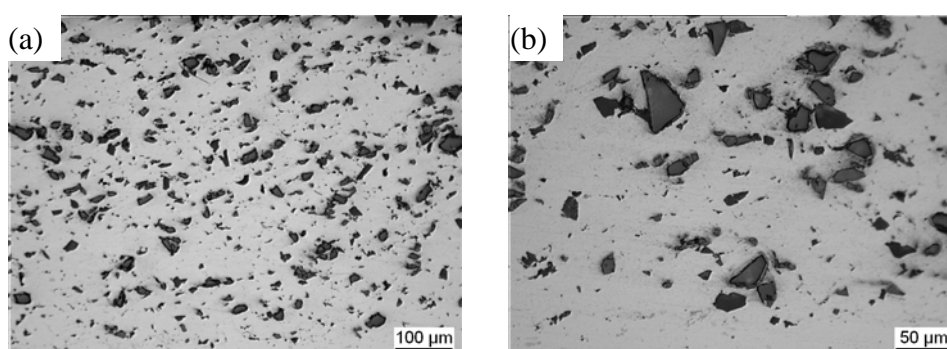


Figure 4-8 : Coupes transversales à différents grossissements d'un dépôt d'Al5056+15 vol.% SiC-27

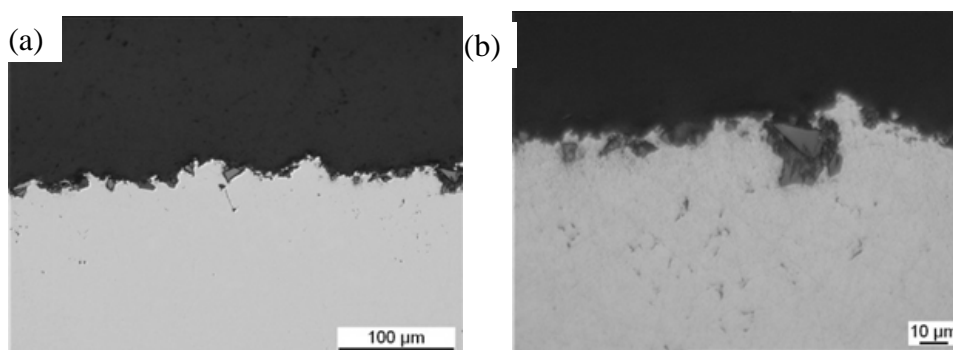


Figure 4-9 : Coupes transversales à différents grossissements de particules de SiC-27 sur un dépôt d'Al5056 après réalisation d'une passe avec une température de gaz de 300°C

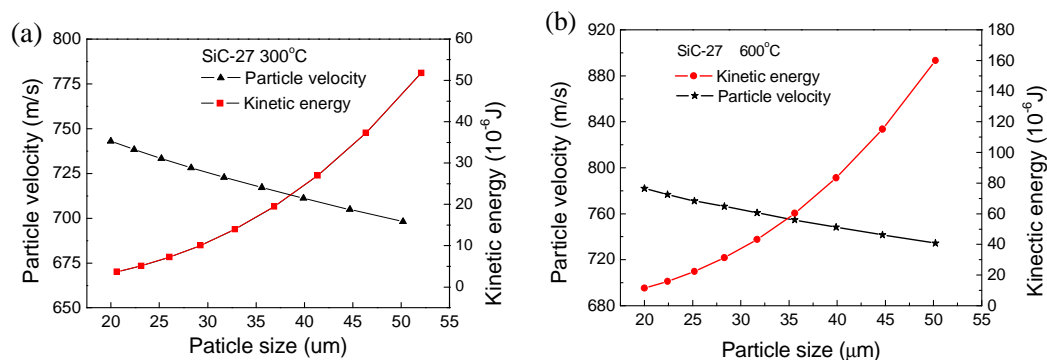


Figure 4-10 : Vitesse et énergie cinétique de la poudre SiC-27 projetée avec différentes températures de gaz de (a) 300°C et (b) 600°C.

4.2 Effet de la dureté de la matrice et de la phase de renfort sur le comportement des dépôts

4.2.1 Introduction

Les dépôts composites constituent l'un des grands débouchés potentiels du procédé Cold Spray car la projection à basse température permet d'éviter les réactions entre la matrice et le renfort. Par exemple, en projection thermique de type APS ou HVOF, l'Al fondu et le SiC formerait du carbure d'aluminium Al_4C_3 [4]. Cependant, un inconvénient important apparaît lorsque le procédé Cold Spray est utilisé pour projeter des poudres présentant deux phases (l'une dure et l'autre tendre) : en effet, dans ce cas, des différences de composition entre la poudre initiale et le dépôt peuvent être obtenues [5].

En général, la proportion de renfort dans le dépôt composite est inférieure à celle de la poudre initiale [6, 7]. Par exemple, Sansoucy *et al.* [7] ont constaté que les fractions volumiques de SiC dans les dépôts composites variaient de 10 à 26,4% avec des fractions volumiques de SiC variant de 20 à 60 vol.% dans la poudre. Eesley *et al.* [6] ont constaté que l'inclusion de SiC dans les dépôts Al/SiC_p saturait à 30-40 vol.%. Cependant, Li *et al.* [8] ont eux constaté que la fraction volumique de renfort dans les dépôts composites était pratiquement identique à celle de la poudre initiale. Nos résultats issus du Chapitre 3 ont même montré qu'un dépôt composite d'Al5056/SiC-67 contenant une teneur en SiC de 21,2 vol.% a pu être produit à partir d'une poudre contenant 15 vol.% de SiC-67. De plus, un dépôt composite d'Al5056/SiC-27 contenant 15,3 vol.% de SiC a été produit à partir d'une poudre contenant 15 vol.% de SiC-27. Shin *et al.* [5] ont constaté que les différences dans les propriétés mécaniques et physiques proviennent de la taille des poudres composites qui peut entraîner

des rendements différents en raison de vitesses critiques différentes et d'une déformabilité différente à l'impact ^[9]. Par conséquent, chaque poudre conduit à sa propre composition dans le dépôt final obtenu par Cold Spray, en fonction des rendements de projection de chaque matériau.

Dans cette partie, différentes combinaisons de matrice et de renfort ont été testées afin de rechercher leur effet sur les propriétés mécaniques, les propriétés physiques et les teneurs et tailles des renforts dans le dépôt. Ce travail peut ainsi mettre également en évidence les mécanismes de formation des dépôts composites projetés par Cold Spray.

En se basant sur les résultats des dépôts composites d'Al5056/SiC, une matrice d'AZ91D et un renfort en Inconel 718 (In718) ont été utilisés dans ce chapitre pour atteindre cet objectif. Les différentes combinaisons matrice/renfort sont renseignées dans les Tableaux 4-1 et 4-2.

Tableau 4-1 Propriétés des poudres utilisées

Matériaux	Densité (g/cm ³)	Distribution de la taille des particules (taille moyenne) (µm)	Vitesse de particule (vitesse moyenne) (m/s)	Energie cinétique (moyenne) (x10 ⁻⁶ J)
Al5056	2,64	-39,4 + 8,7 (19,6)	690-916 (801,1)	0,38-20,2 (3,4)
AZ91D	1,8	-81 + 34 (52)	634-762 (699,4)	7,4-145,3 (32,4)
		-51,3+12,1 (27)	782-734 (766,5)	11,5-159,9 (31,2)
SiC	3,16	-92,6 + 48,3 (67)	689-748 (714,6)	83,4-883,8 (359,2)
Inconel 718	8,24	-95,9 + 50,7 (69,7)	398-485 (440,1)	44-447,3 (141,4)

Tableau 4-2 Teneur en renfort des dépôts composites

Poudres		Compositions obtenues dans les dépôts	
Matrice	Renfort	15 vol.%	30 vol.%
Al5056	SiC-27	15,3	23,1
	SiC-67	21,2	26,4
	In718	8,4	17,9
AZ91D	SiC-27	19,2	27

4.2.2 Résultats et microstructures des dépôts AZ91D/SiC-27 et Al5056/In718

Les microstructures des dépôts d'AZ91D/SiC-27 sont montrées sur la Figure 4-11. Les particules de SiC sont réparties de manière homogène dans les dépôts. Les teneurs en SiC dans les dépôts sont de 19 vol.% et 27 vol.% pour des poudres présentant des teneurs en SiC-27 de 15 vol.% et 30 vol.% respectivement. Par comparaison avec les teneurs en SiC mesurées dans les dépôts composites d'Al5056/SiC-27, à savoir 15,3 vol.% et 23 vol.% à partir des poudres contenant respectivement des teneurs en SiC-27 de 15 vol.% et 30 vol.%, il apparaît que la capacité d'intégration de la matrice AZ91D est supérieure à celle en Al5056. Ces résultats montrent que la nature de la matrice influe sur la teneur de la phase de renfort dans un dépôt composite.

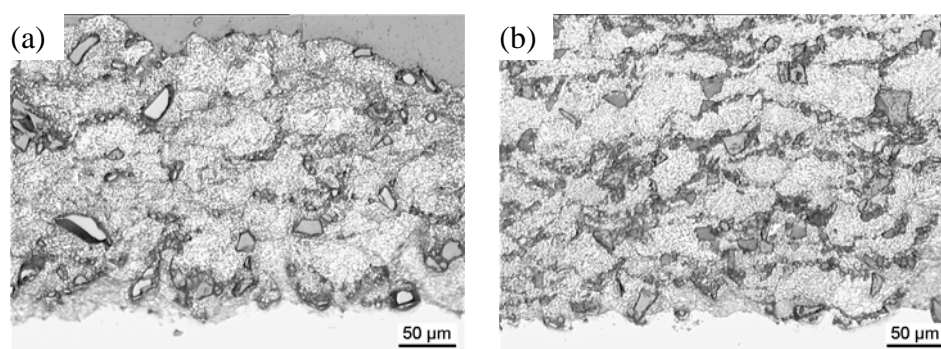


Figure 4-11 : Microscopie optique en coupe transversale des dépôts obtenus à partir de des poudres de (a) AZ91D +15 vol.% SiC-27 et (b) AZ91D +30 vol.% SiC-27.

Pour étudier l'effet de la nature de la phase de renfort sur la teneur finale de renfort dans le dépôt composite, l'IN718 a été choisi comme renfort en raison de sa densité relativement élevée (8,24 g/cm³) et de sa résistance à la traction également élevée (1034 MPa). La Figure 4-12 montre un dépôt d'IN718 préparé par Cold Spray avec une température de gaz principal

de 600°C. La poudre d'IN718 n'arrive pas à former un dépôt et seules quelques particules d'IN718 adhèrent à la surface du substrat comme dans le cas de la projection d'une poudre de SiC. Bien qu'étant de nature métallique, l'IN718 reste peu déformable aux vitesses atteintes par les particules. Les particules incidentes ne déforment pas suffisamment celles déjà déposées pour s'incruster et permettre la construction d'un dépôt d'IN718. Les microstructures de dépôts composites d'Al5056/IN718 préparés à partir de poudres présentant des teneurs en IN718 de 15 vol.% et 30 vol.% sont montrées sur la Figure 4-13. Les particules d'IN718 présentes dans la matrice d'Al5056 conservent leur morphologie sphérique. Les teneurs en IN718 dans les dépôts composites sont de 8,4 vol.% et 17,9 vol.% pour des poudres présentant des taux d'IN718 de 15 vol.% et 30 vol.% respectivement. Ces teneurs en IN718 dans les dépôts composites d'Al5056/IN718 sont moins importantes que les teneurs en SiC dans les dépôts composites d'Al5056/SiC. Ces résultats montrent que la nature de la phase de renfort possède également une influence sur la composition obtenue pour un dépôt composite.

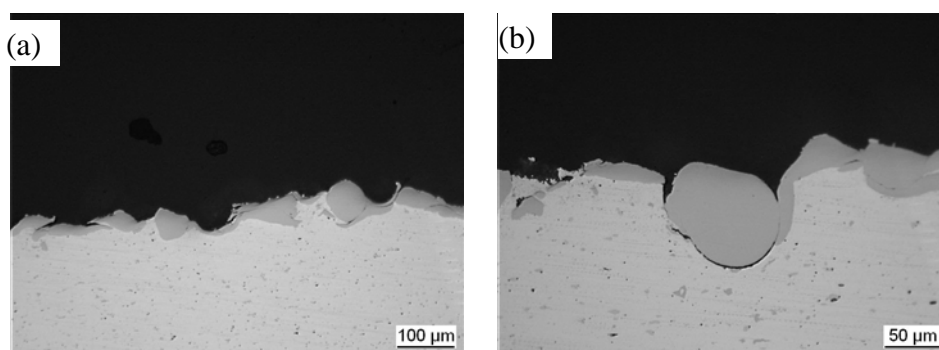


Figure 4-12 : (a) Coupes transversales à différents grossissements d'un substrat Al après projection d'IN718.

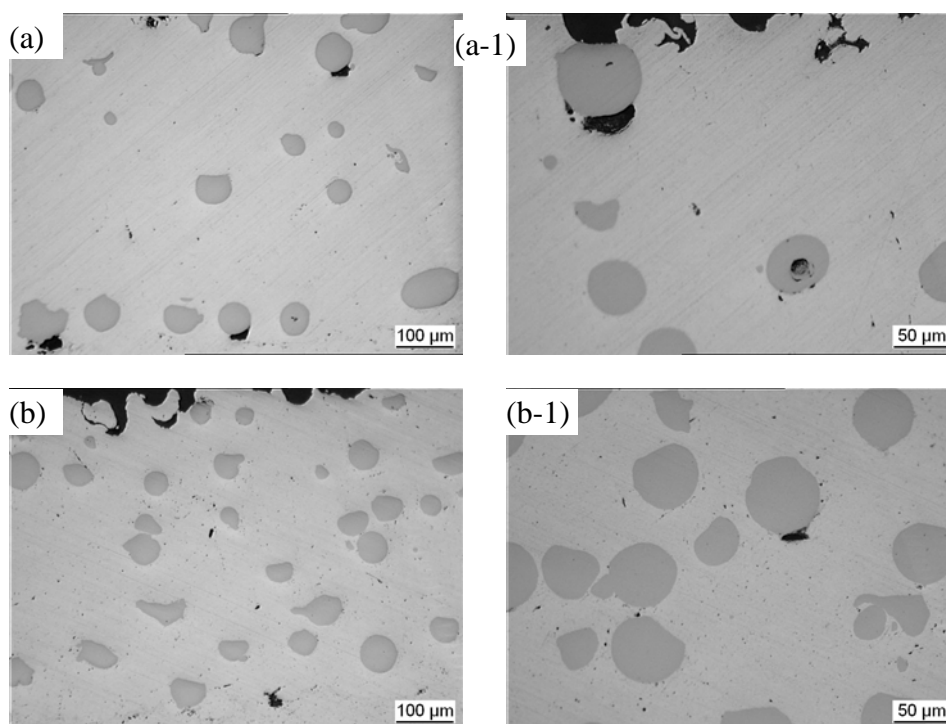


Figure 4-13 : Coupes transversales de dépôts composites d'Al5056/IN718 élaborés à partir de poudres (a) Al5056+15 vol.% IN718 et (b) Al5056+30 vol.% IN718. (a-1) et (b-1) correspondent à des grossissements élevés des figures (a) et (b).

4.2.3 Discussion

Les résultats obtenus ci-dessus montrent qu'un renfort possède une « capacité d'incorporation » différente en fonction de la nature de la matrice et que, vice-versa, une matrice possède une « capacité d'intégration » différente selon le type de renfort. Pour en déterminer les raisons, les différences de densité, de taille de particules, de vitesse de particules et d'énergie cinétique des poudres sont listées dans les Tableaux 4-1 et 4-2. Les données peuvent être divisées en trois catégories :

1. Lorsque les densités de la matrice et du renfort sont voisines comme le cas du dépôt composite d'Al5056 renforcé par SiC-67 et SiC-27, la vitesse des particules d'Al5056 (801,1m/s) est comparable à celles des particules de SiC-67 (714,6 m/s) et de SiC-27 (766,5 m/s). Ceci assure les particules de SiC-67 ou SiC-27 avec les particules d'Al5056 impactant sur le substrat en même temps, alors l'énergie cinétique supérieure des grosses particules de renfort céramique conduit à une plus forte déformation des particules d'Al5056 et ainsi une plus forte teneur en SiC dans le dépôt composite. Par

exemple la teneur en SiC-67 dans le dépôt composite d'Al5056/SiC-67 est plus importante que la teneur en SiC-27 dans le dépôt composite d'Al5056/SiC-27.

2. Lorsque les tailles de particules de la matrice et du renfort sont voisines, comme pour les dépôts d'Al5056 renforcés par SiC-67 et In718 : tout à bord, la différence de vitesse entre les particules d'Al5056 (801,1 m/s) et celles d'In718 (440,1 m/s) pourrait conduire à déposer préférentiellement la poudre d'Al5056 et à augmenter la probabilité de collision des particules d'In718, et donc les particules d'In718 sont perdues lors du processus de projection. Par conséquent, bien que la poudre d'In718 possède une énergie cinétique supérieure ($141,4 \times 10^{-6}$ J), la faible vitesse des particules d'In718 empêche leur incorporation dans le dépôt et donc l'énergie cinétique supérieure devient inutile. Cependant, il convient de noter que la morphologie irrégulière de la poudre SiC-67 bénéficie de s'incruster plutôt dans la matrice.
3. Lorsque les matériaux de la matrice sont différents, comme dans les cas des dépôts d'Al5056 et d'AZ91D renforcés par SiC-27, les vitesses des particules d'Al5056 (801,1 m/s) et d'AZ91D (699,4 m/s) sont similaires à celles de SiC-27 (766,5 m/s), ce qui permet aux poudres mélangées d'arriver sur le l'ensemble substrat/dépôt en même temps. En plus de leurs déformabilités différentes à l'impact, l'énergie cinétique supérieure des particules formant la matrice pourrait conduit à une teneur en SiC plus importante dans le dépôt composite. Par exemple, la teneur en SiC-27 dans le dépôt composite d'Al5056/SiC-27 est plus importante que celle dans le dépôt composite d'AZ91D/SiC-27.

4.3 Conclusion

Ce chapitre a été principalement consacré à la compréhension des mécanismes de construction des dépôts composites. Les résultats montrent que, lors de la réalisation de la première couche d'un dépôt composite sur un substrat poli, les premières particules d'Al5056 permettent d'obtenir une surface rugueuse, qui est ensuite favorable à la formation du dépôt lors des passes suivantes. Les particules de SiC ne se déforment pas plastiquement mais créent des cratères dans le l'ensemble substrat/dépôt et rebondissent ou s'incruster mécaniquement dans le dépôt existant.

Finalement, les résultats expérimentaux montrent que différentes combinaisons de matrice et renfort peuvent grandement influencer la teneur en renfort dans un dépôt composite. Les

différences de vitesse et d'énergie cinétique pour la matrice et le renfort conduisent à des différences dans la composition entre la poudre initiale et le dépôt final.

Références

1. E. Irissou, J.-G. Legoux, B. Arsenault, and C. Moreau, Investigation of al-al₂o₃ cold spray coating formation and properties, *J Therm Spray Techn*, 2007, **16**(5-6), p. 661-668.
2. A. Sova, V.F. Kosarev, A. Papyrin, and I. Smurov, Effect of ceramic particle velocity on cold spray deposition of metal-ceramic coatings, *J Therm Spray Techn*, 2010, **20**((1-2)), p. 285-291.
3. M. Yandouzi, P. Richer, and B. Jodoin, SiC particulate reinforced Al-12Si alloy composite coatings produced by the pulsed gas dynamic spray process: Microstructure and properties, *Surf Coat Tech*, 2009, **203**(20-21), p. 3260-3270.
4. A.K. Ray, K. Venkateswarlu, S.K. Chaudhury, S.K. Das, B. Ravi Kumar, and L.C. Pathak, Fabrication of TiN reinforced aluminium metal matrix composites through a powder metallurgical route, *Mater Sci Eng A*, 2002, **338**(1-2), p. 160-165.
5. S. Shin, S. Yoon, Y. Kim, and C. Lee, Effect of particle parameters on the deposition characteristics of a hard/soft-particles composite in kinetic spraying, *Surf Coat Tech*, 2006, **201**(6), p. 3457-3461.
6. G.L. Eesley, A. Elmoursi, and N. Patel, Thermal properties of kinetic spray Al-SiC metal-matrix composite, *J Mater Research*, 2003, **18**, p. 855-860.
7. E. Sansoucy, P. Marcoux, L. Ajdelsztajn, and B. Jodoin, Properties of SiC-reinforced aluminum alloy coatings produced by the cold gas dynamic spraying process, *Surf Coat Tech*, 2008, **202**(16), p. 3988-3996.
8. W.Y. Li, G. Zhang, H.L. Liao, and C. Coddet, Characterizations of cold sprayed TiN particle reinforced Al₂319 composite coating, *J Mater Process Tech*, 2008, **202**(1-3), p. 508-513.
9. S. Shin, Y. Xiong, Y. Ji, H.J. Kim, and C. Lee, The influence of process parameters on deposition characteristics of a soft/hard composite coating in kinetic spray process, *Appl Surf Sci*, 2008, **254**(8), p. 2269-2275.

Chapitre 5 Analyse par éléments finis du procédé cold spray par méthode Eulérienne

5.1 Introduction

Dans le Chapitre 1, il a été indiqué que la méthode Eulérienne permettait de mieux décrire la déformation plastique d'une particule par rapport à l'application d'une méthode Lagrangienne, en considérant les vitesses de déformation élevées (de l'ordre de 10^9 s^{-1}) lors du procédé cold spray ^[1]. Cependant, la limite de cette méthode concerne son incapacité à prendre en compte les phénomènes liés à l'ASI (Adiabatic Shear Instability). Il convient de noter que l'étude portant sur la déformation des particules est importante, car du point de vue de la science des matériaux, différentes caractéristiques de déformation pourraient entraîner des réponses différentes des matériaux. En outre, la capacité de déformation des matériaux dépend du type de réseau, que l'on peut classer en trois catégories : CFC (cubique à faces centrées), CC (cubique centré) et HC (hexagonale compacte). Généralement, les métaux présentant un réseau de type CFC possèdent un plus grand nombre de plans de glissement alors que les structures possédant un réseau de type CC possèdent la plasticité la plus faible parmi les trois types de réseaux ^[2]. Cependant, les métaux à réseau CFC tels que Cu, Al et Ni, à réseau HC tels que Ti et Mg ou encore à réseau CC tels que Fe, Nb et Ta, peuvent tous être déposés par cold spray ^[3]. Une comparaison des propriétés de déformation de matériaux divers a montré que les métaux présentant une même structure cristalline et un même type de lien, ont un mécanisme de déformation comparable ^[4]. Cependant Borchers *et al.* ^[5] ont constaté que des métaux présentant une structure CFC tels que Cu, Al et Ni peuvent occasionner différentes réponses à la déformation en cold spray tel qu'indiqué dans la section 1.1.5.3.5. Koivuluoto *et al.* ^[6] ont également constaté qu'un dépôt de Cu possédait une bordure du grain avec des bandes de glissement et des macles, tandis qu'un dépôt de métal Ta (réseau CC) possédait une bordure du grain avec les murs de dislocations. Par ailleurs, concernant le processus expérimental, il est facile de produire des dépôts denses de métaux purs tels que Cu, Zn, Fe,

etc. ^[7, 8] en raison de leur bonne déformabilité, de leur faible résistance mécanique et de leur densité plutôt élevée. Au contraire, il est plus difficile de former des dépôts denses avec certains alliages à haute résistance, tels que les aciers inoxydables ou les alliages de type MCrAlY ^[8, 9]. Concernant l'aluminium, même s'il présente une résistance relativement faible et une structure CFC, il est tout de même difficile de former un dépôt dense en raison de sa densité faible ^[7, 10]. Par ailleurs, il a été montré que l'élaboration de dépôts de Ti par Cold Spray était plus difficile que pour des métaux tels que Cu, Al et Ni à cause de sa facilité de formation de pores intérieurs ^[3]. En effet le titane est connu pour son rapport résistance/poids élevé et sa déformabilité faible due à sa structure cristalline de type HC ^[11].

En bref, il ne suffit pas de prédire seulement la vitesse critique par modélisation, mais il est aussi nécessaire d'expliquer les caractéristiques de déformation en cold spray. En particulier il est important de décrire la déformation des particules en utilisant une méthode Eulérienne. Par conséquent, dans ce chapitre, un modèle Eulérien (c.f. Chapitre 2) a premièrement été développé pour étudier le comportement d'une particule impactant un substrat en tentant de révéler les phénomènes correspondant à la vitesse critique et d'explorer les mécanismes de liaison intervenant dans le procédé cold spray. Par la suite, le modèle a été étendu à d'autres poudres métalliques pour l'étude des caractéristiques générales de déformation des particules pendant le procédé cold spray. Finalement, ce modèle a été étendu au cas des poudres composites pour révéler les mécanismes de formation d'un dépôt composite.

5.2 Comparaison des déformations simulées avec les observations expérimentales ^[9]

Pour valider la fiabilité du modèle Eulérien mis en œuvre, les résultats simulés ont été comparés avec des observations expérimentales ^[9], tel que montré sur la Figure 5-1. On peut constater que le modèle et l'expérimentation suggèrent des modes de déformation similaires et donnent lieu à des morphologies identiques, ce qui valide la fiabilité du modèle Eulérien appliqué. En outre, les simulations fournissent une bonne corrélation entre les phénomènes de fissuration et d'érosion causés par les vitesses d'impact élevées et l'éjection de matière

discontinue, comme montré sur les Figures 5-1c et 5-1d. En bref, ce modèle Eulérien peut être utilisé pour étudier le comportement des particules pendant le procédé cold spray.

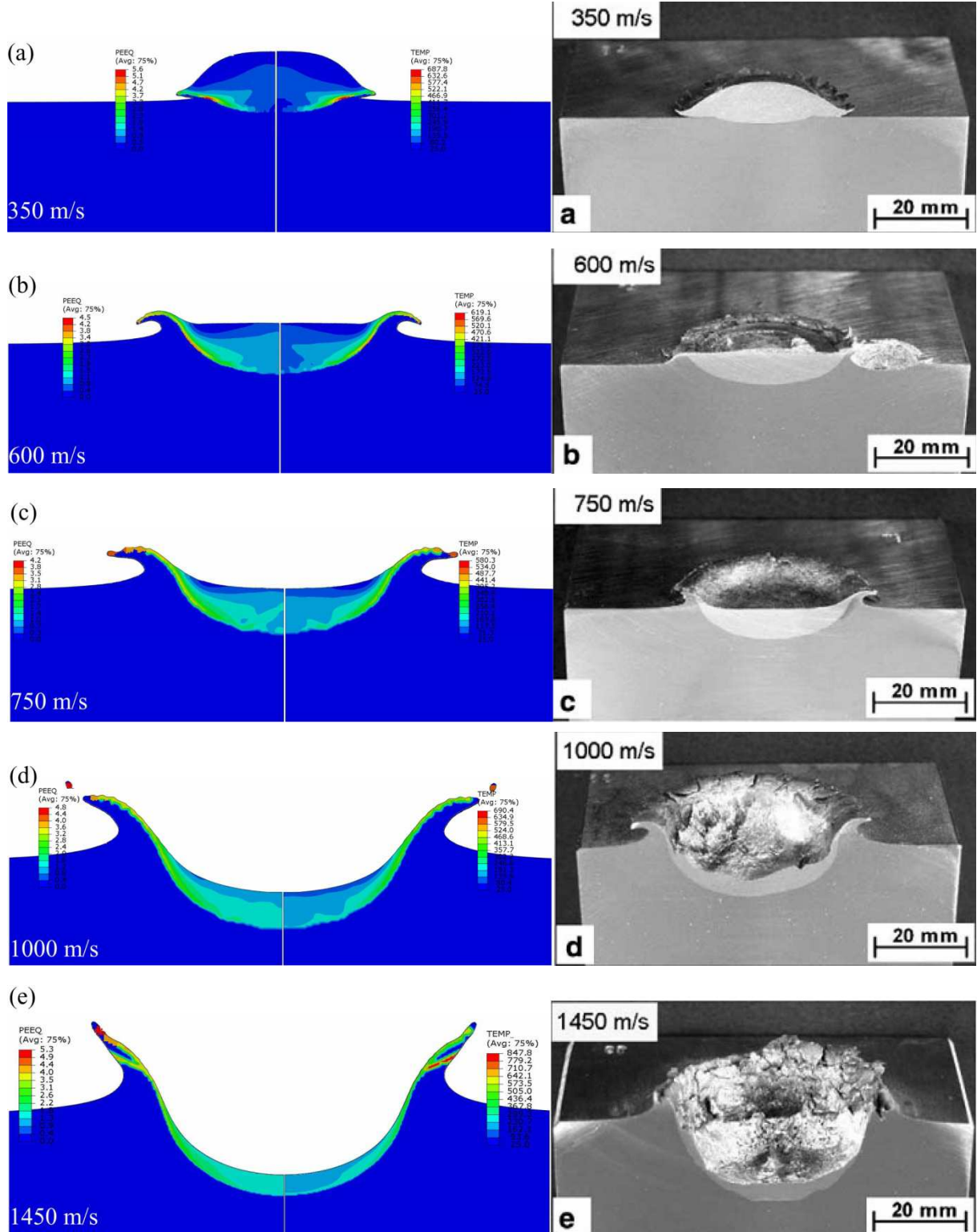


Figure 5-1 : Comparaison de morphologies d'impact entre simulations (Figures (a)-(e)) et observations expérimentales ^[9] (Figures a-e), concernant une sphère en Cu de diamètre 20 mm impactant une plaque d'acier à bas carbone.

5.3 Prédiction de la vitesse critique

5.3.1 Bibliographie sur la vitesse critique de Cu

En se basant sur la théorie de l'ASI applicable avec une méthode Lagrangienne, différentes vitesses critiques ont été estimées par simulations pour une particule de Cu de diamètre 25 μm sur un substrat de nature identique : 580 m/s ^[12], 500 m/s ^[9] et 550 m/s ^[13]. En appliquant un critère identique, la vitesse critique d'une particule de Cu de diamètre 20 μm suit une relation quasi-linéaire vis-à-vis de la taille de maille : à savoir 550, 500 et 410 m/s pour des tailles de mailles de 1,5, 1 et 0,625 μm respectivement. Ainsi une extrapolation de la taille de maille vers zéro donne une vitesse critique de 310 m/s ^[14]. D'autres expériences ont rapporté des vitesses critiques de 570 m/s ^[15], 550 m/s ^[16] et 640 m/s ^[17] avec des teneurs en oxygène de 0,1, 0,2 et 0,336% en poids autour de la particule de Cu, respectivement. Parallèlement des vitesses critiques de 610, 550 et 310 m/s ont été rapportées en combinant un modèle théorique avec des expériences réelles pour des teneurs en oxygène de 0,38, 0,14 et 0,02% en poids ^[18]. En comparant les données de la littérature ^[18, 7, 15, 16], il peut ainsi être conclu que le film d'oxyde conduit à des variations importantes de la vitesse critique des particules métalliques. D'autre part, en s'appuyant sur les hypothèses d'une influence légère du film d'oxyde sur la vitesse critique de sphères de diamètre élevé et sur le principe de similarité dynamique, la vitesse critique d'une balle de diamètre de 20 mm obtenue par Schmidt et ses collègues ^[9], à savoir environ 280-290 m/s, serait identique à la vitesse critique d'une particule de Cu de diamètre de 20 μm , en considérant que la taille de maille est relativement petite et que le film d'oxyde autour de la particule n'est pas pris en compte.

5.3.2 Prédiction de la vitesse critique de Cu

La liaison particule/substrat en cold spray est considérée comme le résultat de grandes déformations plastiques et des phénomènes liés à l'interface. Ainsi les mécanismes de liaison pourrait être comparables à ceux observés en soudage par explosion, où la formation d'éjection de matière à l'interface est souvent considérée comme un critère de liaison ^[12]. Les résultats calculés selon la méthode Lagrangienne illustrent clairement la formation d'éjection de matière à l'interface après impact d'une particule sur un substrat rigide. Cependant, l'éjection de matière dépend alors beaucoup de la taille de maille et son apparition pourrait se produire dans une large gamme de vitesses d'impact, ce qui rend donc le critère inefficace ^[12]. Au contraire, dans le cas de la méthode Eulérienne, la maille globale peut être considérée comme le chevauchement de deux composantes : l'une est une maille spatiale de fond fixée dans l'espace, et l'autre correspond au matériau, qui peut s'écouler et traverser les mailles fixes ^[19]. Cette particularité donne lieu à une éjection de matière dépendant principalement de l'écoulement du métal plutôt que de la maille en appliquant un modèle Eulérien. Par conséquent, l'application d'un modèle Eulérien pourrait rendre le mécanisme de liaison en cold spray plus comparable à celui observé en soudage par explosion. Dès lors, l'éjection de matière pourrait être une manifestation possible d'une bonne adhérence. La prochaine étape sera donc d'obtenir une évaluation plus précise de la vitesse d'impact des particules permettant la formation d'éjection de matière. Les contours de la déformation plastique équivalente maximale (PEEQ) après impact à différentes vitesses sont montrés sur la Figure 5-2. Les évolutions de la PEEQ maximale à l'état stable en fonction des vitesses d'impact sont montrées sur la Figure 5-3, qui suggère une fenêtre de conditions permettant de préciser la vitesse critique.

Lorsque la vitesse d'impact est dans la gamme 200 à 280 m/s (voir les Figures 5-2a et 5-2c), l'éjection de matière est invisible et la zone ayant la PEEQ maximale est entourée par l'interface particule/substrat. En d'autres termes, une force de déformation relativement élevée est conservée, ce qui pourrait représenter une force de rebondissement susceptible de rompre

la liaison partielle initiale. Les phénomènes expérimentaux correspondants pourraient être que cette particule rebondit sur le substrat ou crée un cratère ^[20]. D'ailleurs, la présence de traces de particules non-adhérentes laissant des cratères dans le substrat sans aucune indication d'éjection de matière a également été constatée par Assadi *et al.* ^[12]. En bref, les conditions de liaison ne sont pas atteintes et l'éjection de matière n'est donc pas formée.

Lorsque la vitesse d'impact augmente à 290 m/s, une éjection de matière composée des matériaux de la particule et du substrat commence à se former sur la Figure 5-2d. Li *et al.* ^[20] et Assadi *et al.* ^[12] ont constaté que lorsqu'une particule a été collée sur un substrat, une éjection de matière apparaît autour de la particule adhérente. Par ailleurs, selon l'analyse à la section 5.3.1, la vitesse calculée de 290 m/s pourrait être représentative de la vitesse critique en considérant d'aucun film d'oxyde ne se trouve autour de la particule. L'éjection de matière formée à cette vitesse pourrait être une manifestation de l'obtention de la vitesse critique.

Lorsque la vitesse d'impact se situe dans une gamme d'environ 290 à 400 m/s, une éjection de matière allongée peut être visualisée sur les Figures 5-2e et 5-2i. Dykhuizen *et al.* ^[21] ont constaté que plus l'éjection de matière était allongée, plus la liaison de la particule avec le substrat est élevée. Une éjection de matière allongée représente une indication de la présence de grandes déformations qui peuvent entraîner une exposition à des surfaces propres et fraîches pour la liaison.

Lorsque la vitesse d'impact augmente de nouveau, l'éjection de matière n'est plus continue et des éclaboussures d'éjection de matière entraînent une perte de matière comme montré sur les Figures 5-2j et 5-2l. Ce phénomène est cohérent avec les observations expérimentales présentées sur les Figures 5-1d et 5-1e. Une forte érosion serait générée lorsque la vitesse d'impact devient supérieure à une vitesse critique d'érosion. Par conséquent, la présence d'éclaboussures d'éjection de matière pourrait constituer une prévision de la pénétration hydrodynamique.

D'autre part, selon le modèle Lagrangien de Assadi *et al.* ^[12], la vitesse critique correspond à la prédisposition de l'ASI qui se traduit par un saut de contrainte et de température. Dans le cas du modèle Eulérien, aucun phénomène associé à l'ASI n'est détecté clairement, mais on

note l'apparition d'une forte évolution de la déformation plastique, ce qui constitue un critère semblable ^[22]. Les évolutions de la PEEQ maximale à l'état stable en fonction des vitesses d'impact montrées sur la Figure 5-3 pourraient offrir des informations pour explorer les liens entre la déformation plastique et l'ASI ou la vitesse critique, et pour étudier les caractéristiques de déformation.

Zener et Holloman ^[23] ont expliqué que l'ASI était une instabilité thermoplastique correspondant à un équilibre entre le durcissement par déformation plastique et l'adoucissement thermique adiabatique dû à la chaleur générée par la violente déformation. Cette théorie peut être reflétée dans le modèle Eulérien présent : tout d'abord, lorsque la vitesse d'impact est inférieure à 290 m/s, la PEEQ maximale augmente linéairement avec la vitesse, ce qui suggère que cette gamme de vitesses d'impact produit un processus d'impact élastique, dans lequel le durcissement par déformation plastique domine le processus de déformation locale ; en second lieu, la PEEQ maximale reste invariable et atteint un seuil lorsque la vitesse d'impact se situe dans la gamme 290-400 m/s, ce qui pourrait suggérer qu'un "équilibre dynamique" est atteint entre le durcissement et l'adoucissement thermique, ainsi que l'obtention d'un processus d'impact plastique stable. Ainsi, la vitesse correspondant à la transition du processus d'impact élastique à plastique stable pourrait être représentative de la vitesse critique. Par exemple, cette vitesse est de 290 m/s dans le modèle actuel. Ensuite, la PEEQ maximale continue d'augmenter avec l'augmentation de la vitesse d'impact, l'équilibre est alors rompu par l'augmentation de la vitesse d'impact, et il apparaît une transition entre impact plastique et pénétration hydrodynamique menant alors à une érosion intense. On note alors la perte de matériau sous forme d'éclaboussures d'éjection de matière. La vitesse correspondant à cette transition est par exemple de 400 m/s dans le modèle actuel et pourrait être représentative de la vitesse de critique d'érosion.

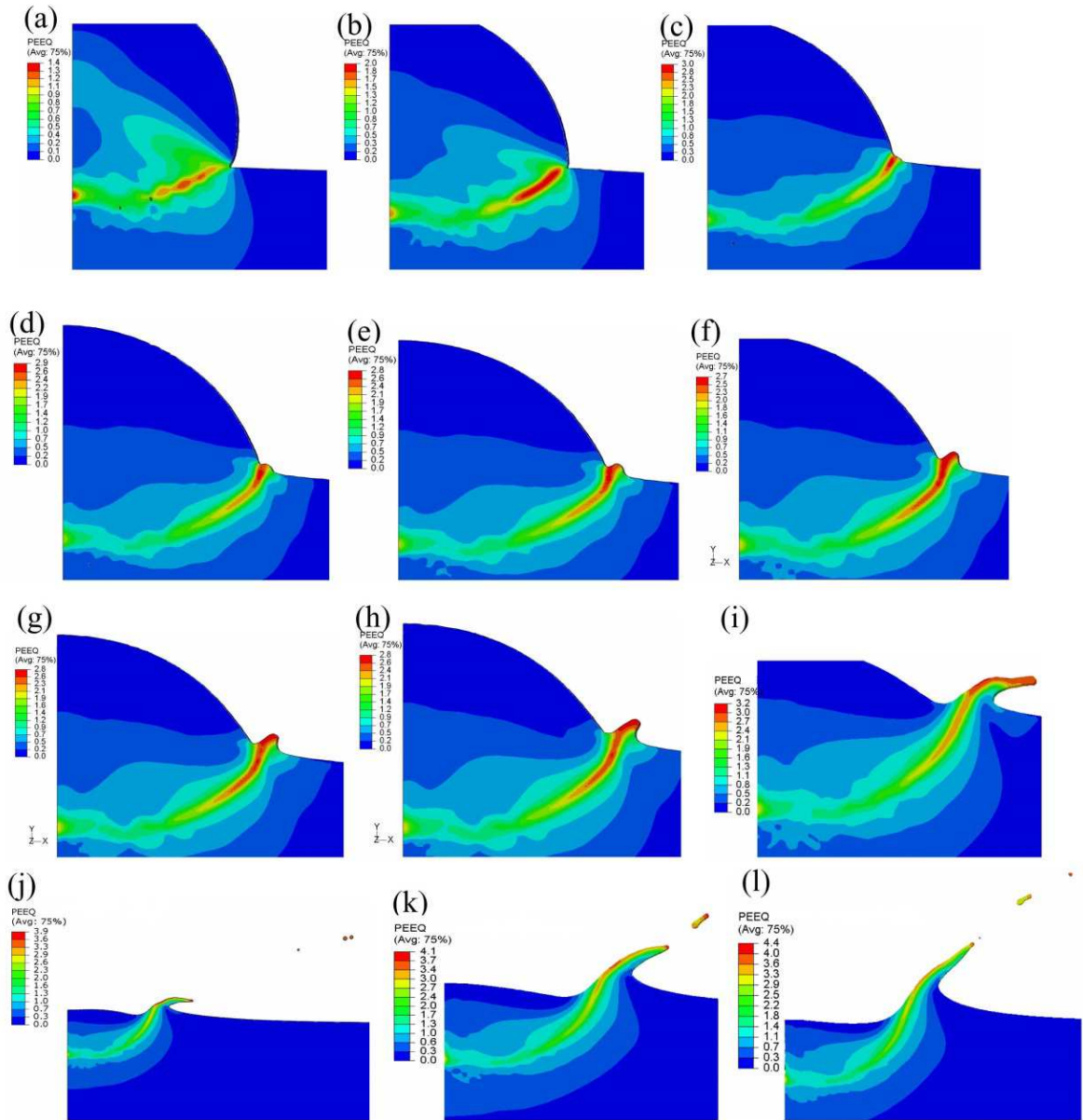


Figure 5-2 : Contours de PEEQ après impact d'une particule en Cu de $20\ \mu\text{m}$ sur un substrat en Cu à différentes vitesses d'impact : (a) 200 m/s, (b) 250 m/s, (c) 280 m/s, (d) 290m/s, (e) 300m/s, (f) 310 m/s, (g) 320m/s, (h) 330m/s, (i) 400m/s, (j) 500m/s, (k) 600m/s et (l) 700m/s.

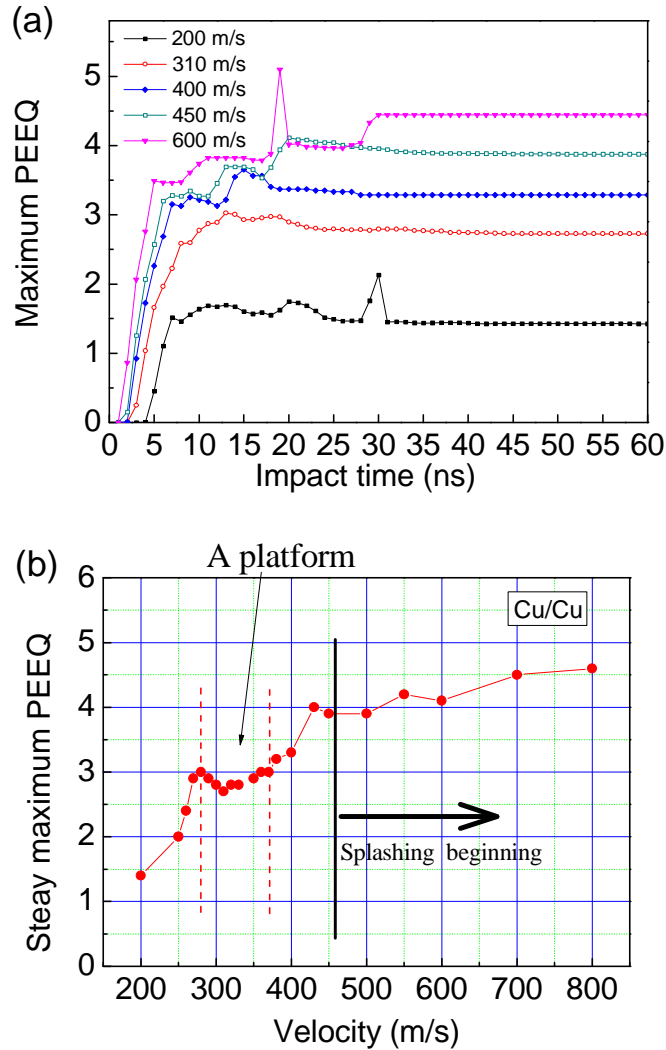


Figure 5-3 : (a) Evolution de la déformation plastique maximale (PEEQ) d'une particule de Cu de 20 μm impactant un substrat en Cu à des vitesses différentes et (b) Effet de la vitesse d'impact sur la PEEQ maximale à l'état stable.

5.4 Extension du modèle à d'autres matériaux

Dans la section suivante, ce modèle Eulérien sera étendu à d'autres matériaux, comme Al, SS316, Fe, Ni et In718. Les contours de PEEQ après impact d'une particule de 20 μm sur un substrat de même nature et à différentes vitesses d'impact pour Al, SS316, Fe, Ni et In718 sont montrées sur les Figures 5-4 à 5-8, respectivement. Par ailleurs, la PEEQ maximale à l'état stable est résumée sur la Figure 5-9 en fonction de la vitesse d'impact et pour chaque

matériau. Certaines des conclusions sont similaires à celles concernant le Cu et peuvent être résumées comme les suivantes :

- (a) La zone de déformation se concentre dans une région étroite entourée par l'interface particule/substrat et se déplace continuellement vers l'extérieur avec l'augmentation de la vitesse.
- (b) Aux vitesses d'impact élastique, l'éjection de matière ne peut pas être formée et la zone de PEEQ maximale est conservée par la particule et le substrat.
- (c) Aux vitesses d'impact plastique, l'éjection de matière apparaît à l'interface particule/substrat et s'allonge de plus en plus avec l'augmentation de la vitesse.
- (d) Aux vitesses d'impact hydrodynamique, l'éjection de matière n'est plus continue et la formation d'éclaboussures d'éjection de matière provoque la perte de matériau.
- (e) La PEEQ maximale montre une évolution similaire pour les différents matériaux, à savoir qu'elle augmente presque linéairement puis atteint un seuil dont le début correspond à l'obtention de la vitesse critique, et finalement augmente à nouveau avec la vitesse d'impact.

Toutefois, de par des propriétés des matériaux différentes et des réponses différentes à l'impact, la déformation de chaque matériau présente ses propres caractéristiques. Les caractéristiques de la déformation de métaux tels que SS316, Fe et Ni montrées sur les Figures 5-5 à 5-7 sont semblables à celle de Cu : à savoir que la particule et le substrat présentent des degrés de déformation similaires en raison d'une déformation quasi symétrique. D'ailleurs, l'éjection de matière est composée à la fois des matériaux de la

particule et du substrat quelle que soit la vitesse d'impact. Cependant, la PEEQ d'Al à l'interface présente une distribution dendritique comme indiqué sur la Figure 5-4. Une analyse plus détaillée révèle que cette distribution dendritique est une conséquence de la déformation non coordonnée de la particule et du substrat. En d'autres termes, la particule et le substrat présentent une déformation asymétrique à vitesse relativement faible, et l'éjection de matière provenant premièrement de la particule d'Al mais avec l'augmentation de la déformation à vitesse d'impact plus élevée, le substrat d'Al commence ensuite à contribuer à l'éjection de matière ainsi que le montrent les Figures 5-4i et 5-4j. De même, la distribution dendritique de la PEEQ pour le matériau In718 (Figure 5-8) provient de sa caractéristique de déformation non coordonnée, ainsi la formation de l'éjection de matière provient uniquement par la particule d'In718 quelle que soit la vitesse d'impact.

En outre, les deux classements témoignent également deux modes de construction de dépôt selon les propriétés des matériaux : à savoir que certains matériaux (tels que Cu, Fe, Ni et SS316 dans cette étude) possèdent une bonne déformation coordonnée entre la particule et le substrat, et sont donc faciles à déposer. Concernant la microstructure de la zone d'ASI, la fonction de déformation symétrique pourrait correspondre à une bande transformée caractérisée par une transition de phase et une recristallisation, ce qui est généralement observé dans les alliages d'acier et de titane ^[24]. D'autres matériaux (tels que Al et IN718 dans cette étude) présentent une déformation non coordonnée et localisée, donc leurs vitesses critiques sont relativement élevées. La distribution de la déformation dendritique pourrait correspondre à une bande de déformation caractérisée par des grains fortement

allongés et fragmentés, ce qui est généralement observé pour les métaux non ferreux ^[24].

A ce point dans ce chapitre, les vitesses critiques et d'érosion des matériaux Al, SS316, Fe, Ni et In718 peuvent être énumérées comme 370, 390, 340, 330 et 480 m/s, et 500, 500, 460, 420 et 550 m/s respectivement. Il convient de noter que la vitesse critique prédite pour le cuivre est compatible avec la vitesse expérimentale, et que celle prédite pour Al correspondant aussi à la vitesse expérimentale : 380-400 m/s pour des billes d'Al de diamètre 20 mm ^[9]. En outre, il a été rapporté que les métaux Fe et Ni présentent une vitesse critique identique ^[25] concordant également avec les résultats calculés dans cette étude.

Par ailleurs, on peut voir d'après la Figure 5-9 que les valeurs du plateau de PEEQ pour ces matériaux se concentrent dans une plage de 2,6 à 3. Ce résultat est plutôt surprenant, car il suggère que chaque matériau doit être soumis à un degré de déformation similaire, et que le plateau de PEEQ est comparable à un équilibre dynamique entre durcissement par déformation plastique et adoucissement thermique adiabatique. En outre, selon l'analyse dimensionnelle, la vitesse critique pourrait dépendre d'un paramètre V_f (vitesse caractéristique du matériau, m/s) ^[24], représentant une propriété spécifique du matériau et habituellement utilisé dans les modèles de perçage.

$$V_f = \sqrt{\frac{Y}{\rho}} \quad (\text{m/s}) \quad (\text{Equation 5-1})$$

où Y représente la limite élastique qui a été remplacée par la tension quasi-statique (constante A) dans le modèle JC en première approximation.

La relation entre la vitesse critique et la vitesse caractéristique du matériau (V_f) est

représentée sur la Figure 5-10. On peut constater que d'une manière générale, la vitesse critique augmente avec la vitesse caractéristique du matériau.

Jusqu'à présent, les vitesses critiques et d'érosion de ces six matériaux ont été calculées, et une fenêtre de comportement au dépôt Cold Spray peut donc être présentée schématiquement sur la Figure 5-11. La fenêtre de vitesse d'impact peut être divisée en quatre zones : zone sans aucun dépôt, zone de dépôt complet, zone d'érosion légère et zone d'érosion intense. Ces zones sont distinguées par les lignes sur la Figure 5-11. Ces lignes de dépôt doivent être déplacées en fonction de l'état d'oxydation des particules comme discuté dans la section 5.3.1. Enfin, il convient de souligner également que la précision des résultats calculés précises est déterminée par la précision sur les propriétés mécaniques des matériaux et le modèle constitutif associé. Cependant, ce modèle peut fournir des informations sur l'importance des déformations en cold spray.

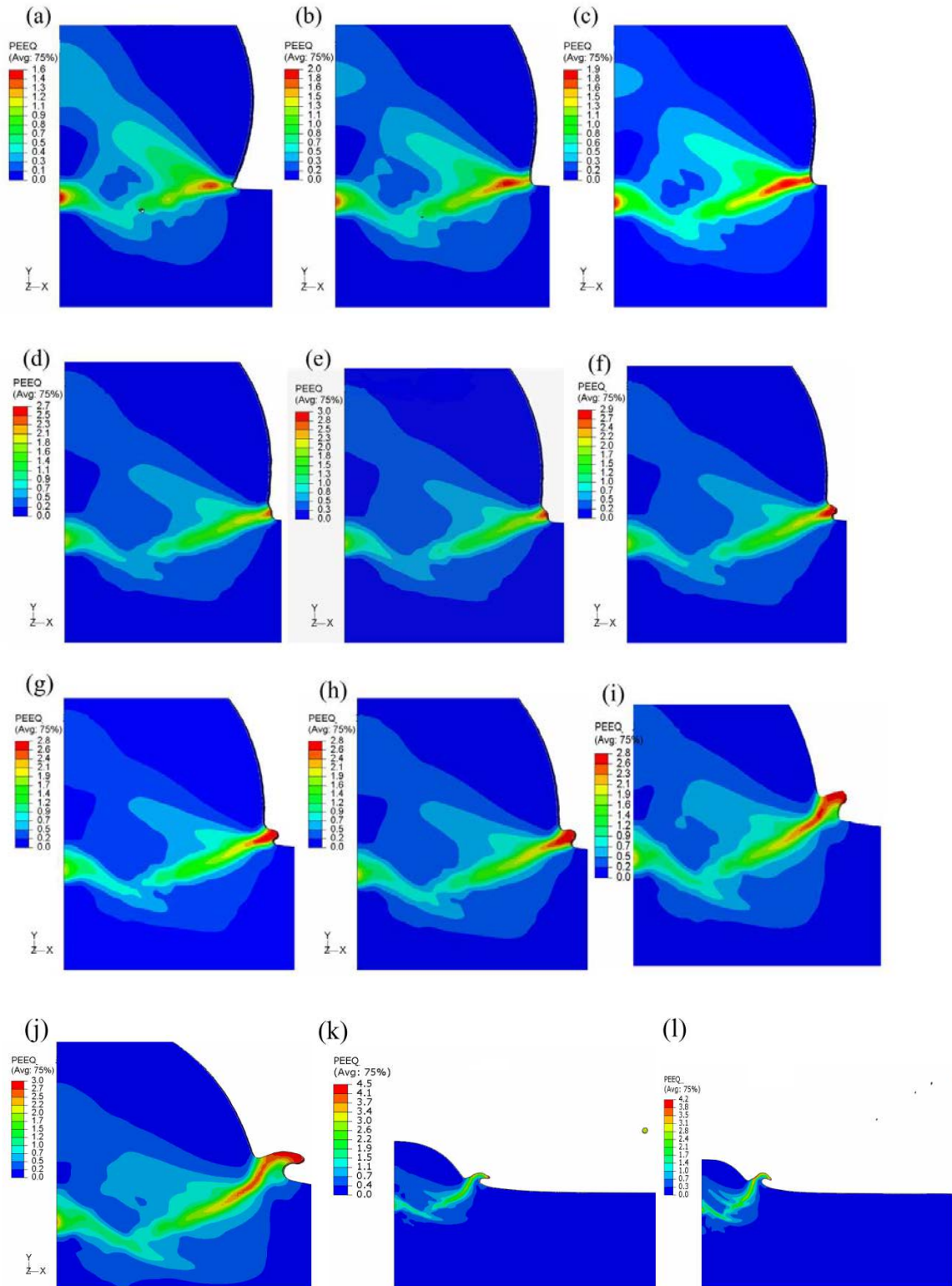


Figure 5-4 : Contours de PEEQ après impact d'une particule d'Al de 20 μm sur un substrat en Al pour différentes vitesses d'impact : (a) 300 m/s, (b) 350 m/s, (c) 360 m/s, (d) 370m/s, (e) 380/s, (f) 390 m/s, (g) 400m/s, (h) 420 m/s, (i) 460m/s, (j) 500m/s, (k) 600m/s et (l) 700m/s.

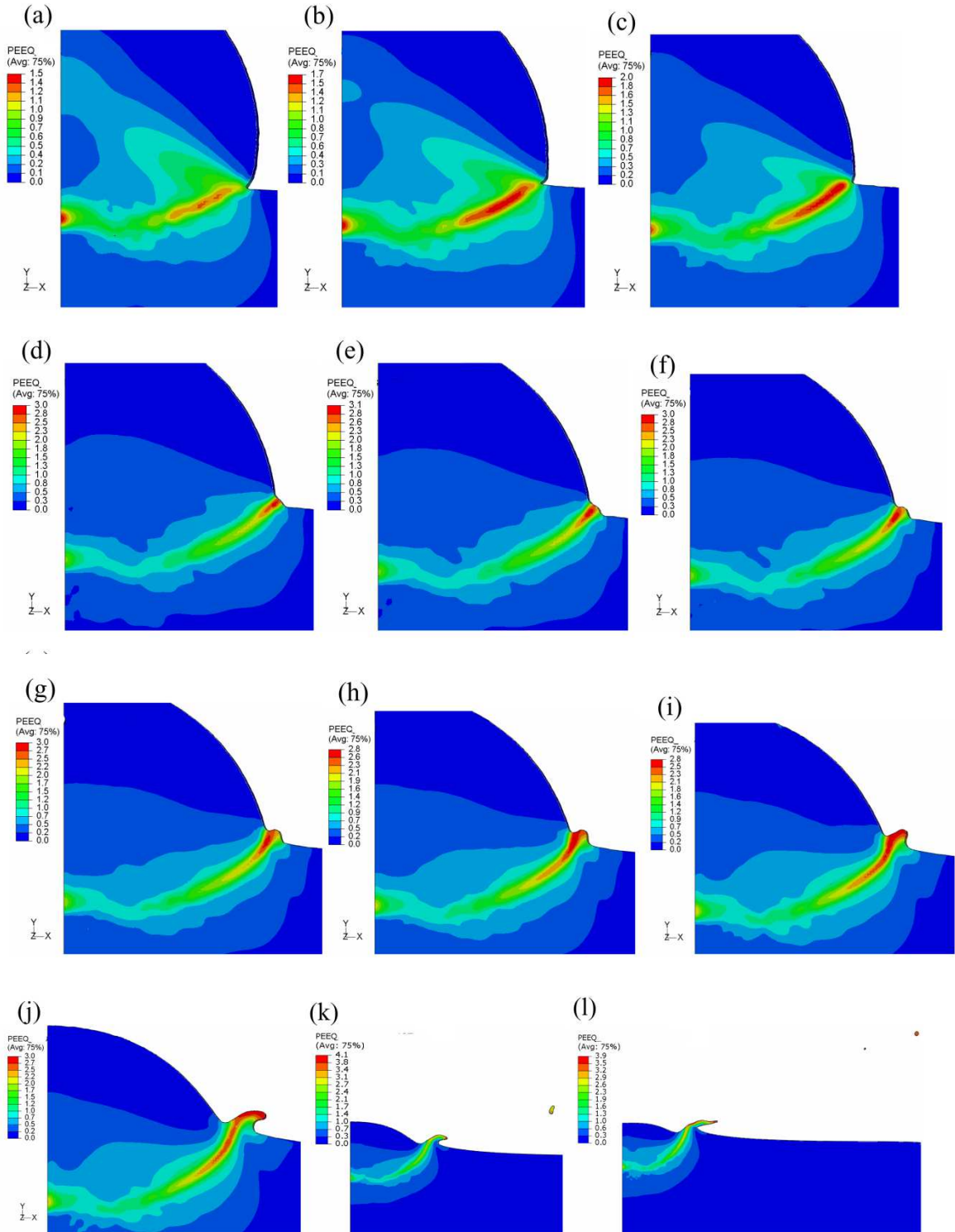


Figure 5-5: Contours de PEEQ après impact d'une particule de SS316 de 20 µm sur un substrat en SS316 pour différentes vitesses d'impact : (a) 300 m/s, (b) 340 m/s, (c) 360 m/s, (d) 390m/s, (e) 400/s, (f) 410 m/s, (g) 420m/s, (h) 430 m/s, (i) 450m/s, (j) 500m/s, (k) 600m/s et (l) 700m/s.

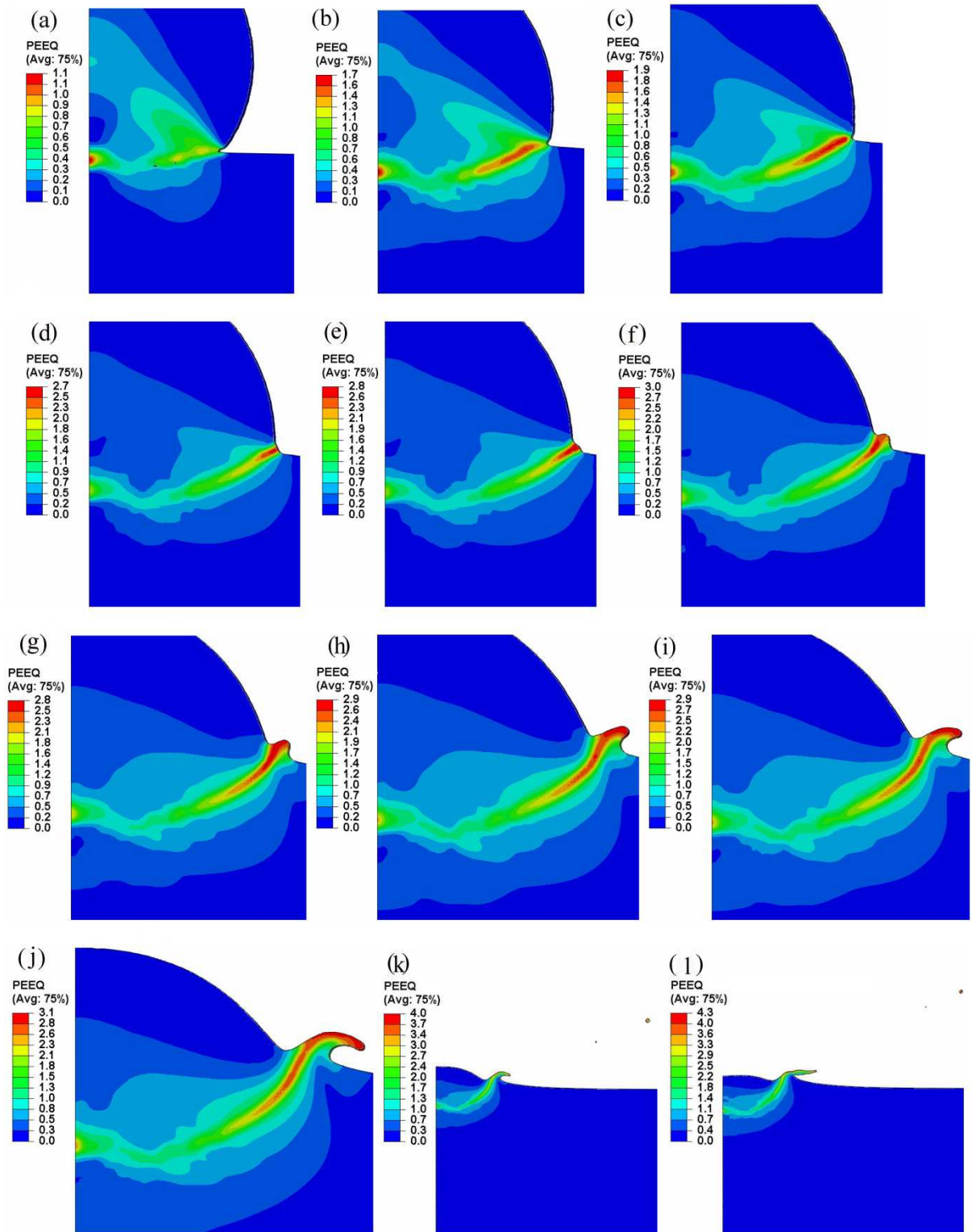


Figure 5-6: Contours de PEEQ après impact d'une particule de Fe de 20 µm sur un substrat en Fe pour différentes vitesses d'impact : (a) 200 m/s, (b) 300 m/s, (c) 320 m/s, (d) 340m/s, (e) 350/s, (f) 380 m/s, (g) 400m/s, (h) 430 m/s, (i) 450m/s, (j) 500m/s, (k) 600m/s et (l) 700m/s.

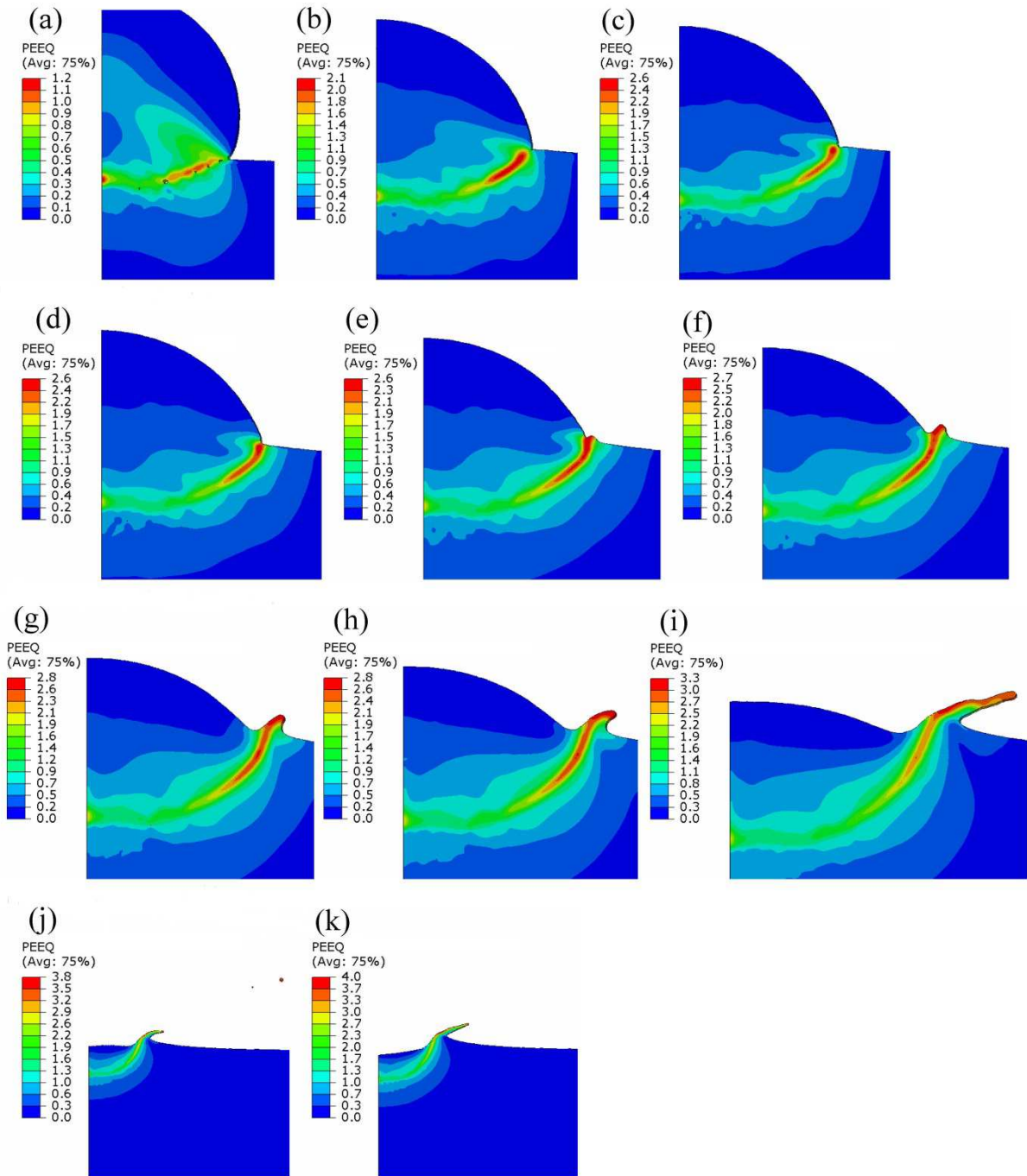
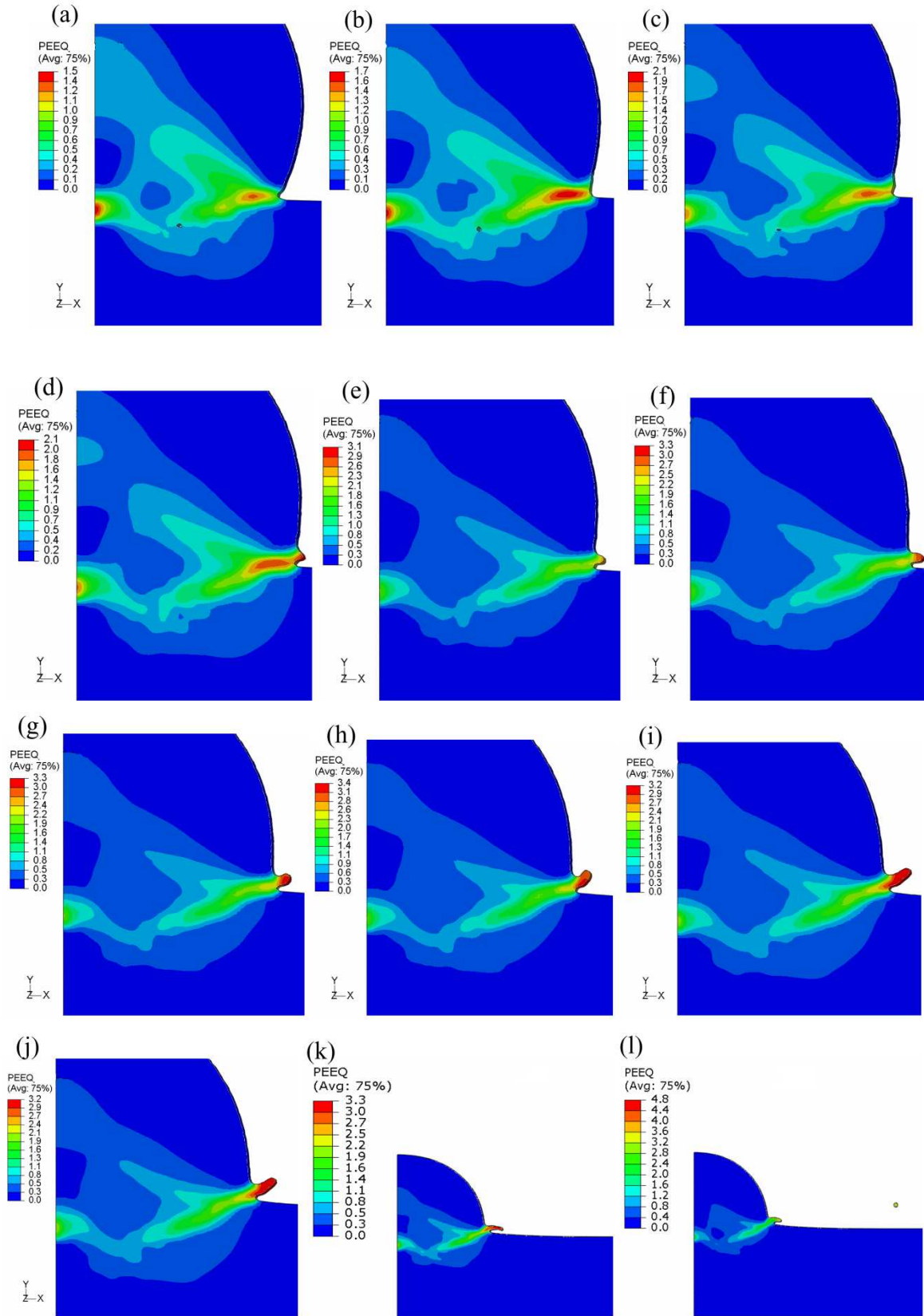


Figure 5-7 : Contours de PEEQ après impact d'une particule de Ni de 20 μm sur un substrat en Ni pour différentes vitesses d'impact : (a) 200 m/s, (b) 300 m/s, (c) 320 m/s, (d) 330m/s, (e) 350/s, (f) 375 m/s, (g) 400m/s, (h) 420 m/s, (i) 500m/s, (j) 600m/s et (k) 700m/s.



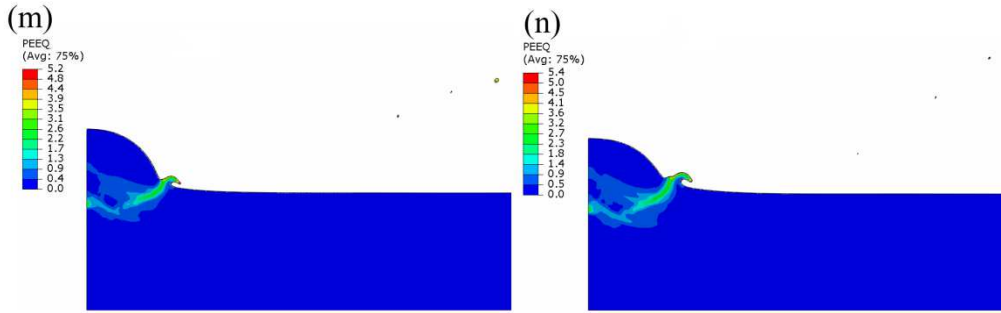


Figure 5-8 : Contours de PEEQ après impact d'une particule d'In718 de 20 μm sur un substrat en In718 pour différentes vitesses d'impact : (a) 400 m/s, (b) 450 m/s, (c) 460 m/s, (d) 480m/s, (e) 490/s, (f) 510 m/s, (g) 520m/s, (h) 530 m/s, (i) 540m/s, (j) 550m/s, (k) 580m/s, (l) 600m/s, (m) 700 m/s et (n) 800 m/s.

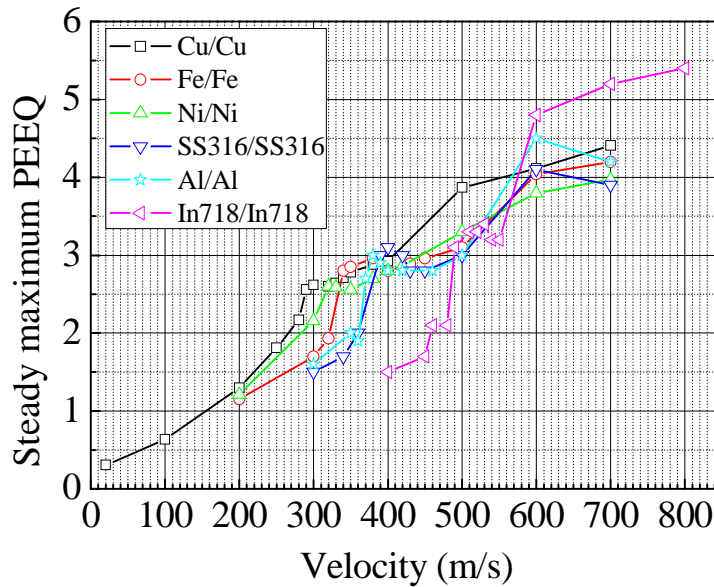


Figure 5-9 : Evolution de la déformation plastique maximale (PEEQ) des matériaux utilisés à l'état stable.

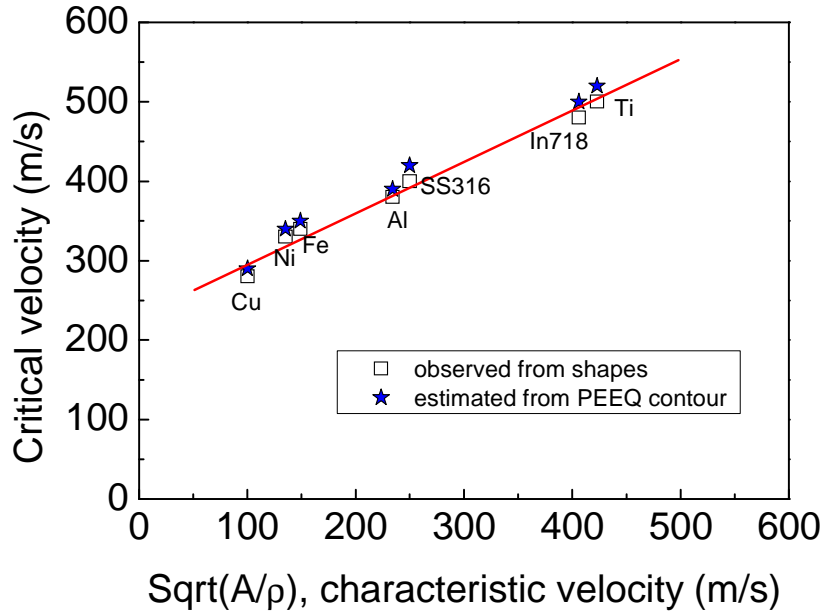


Figure 5-10 : Relation entre la vitesse critique et la vitesse caractéristique du matériau (V_f).

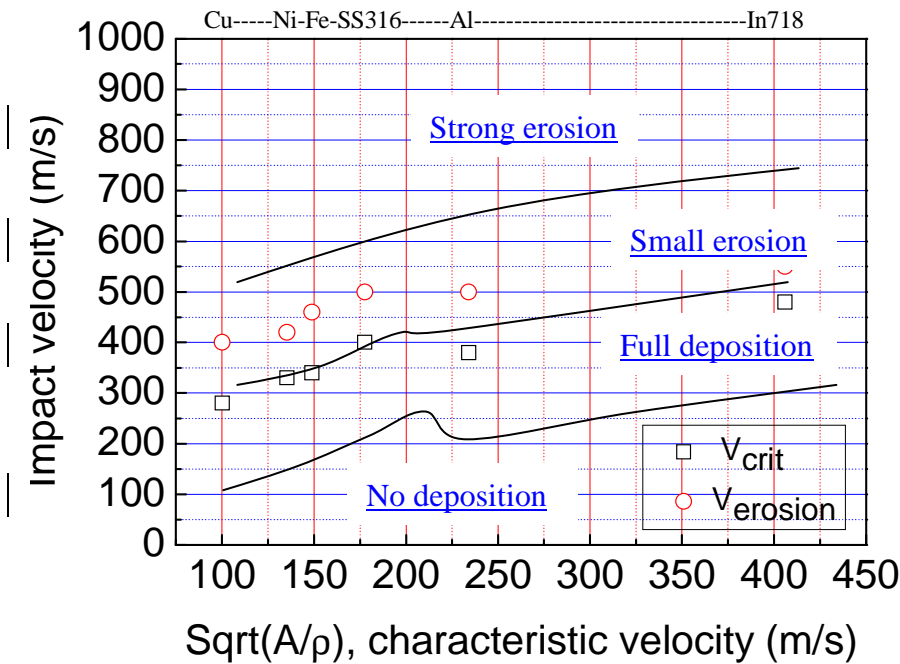


Figure 5-11 : Fenêtre de comportement à l'élaboration de dépôt en Cold Spray en fonction de la vitesse critique et la vitesse d'érosion.

5.5 Extension au modèle composite

5.5.1 Simulation des déformations des particules d'Al5056

5.5.1.1 Description du modèle

Lorsque le débit de poudre est de 40,5 g/min et le temps d'impact est de $8,5 \times 10^{-7}$ s, il y aura 51 particules d'Al5056 impactant sur le substrat. Les hypothèses considérées dans la section 2.4.2.2 sont combinées aux hypothèses supplémentaires indiquées ci-dessous :

- La taille de la zone de calcul est de $0,3 \times 0,4 \text{ mm}^2$ et l'angle d'incidence des particules sur le substrat est supposé suivant la direction verticale.
- Ces 51 particules possédant le même diamètre de $20 \mu\text{m}$ sont réparties de façon aléatoire dans la zone de calcul.

Le modèle est donc composé de 51 particules d'Al5056 et d'un substrat, tel que présenté sur la Figure 5-12. Il convient de noter que de par ce grand nombre de calculs, la résolution du maillage a été diminuée à $1/20 d_p$, soit une taille d'élément de $1 \mu\text{m}$.

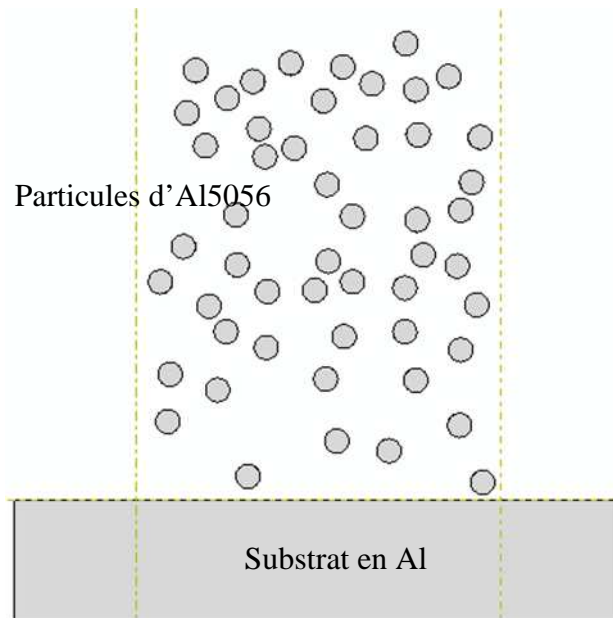
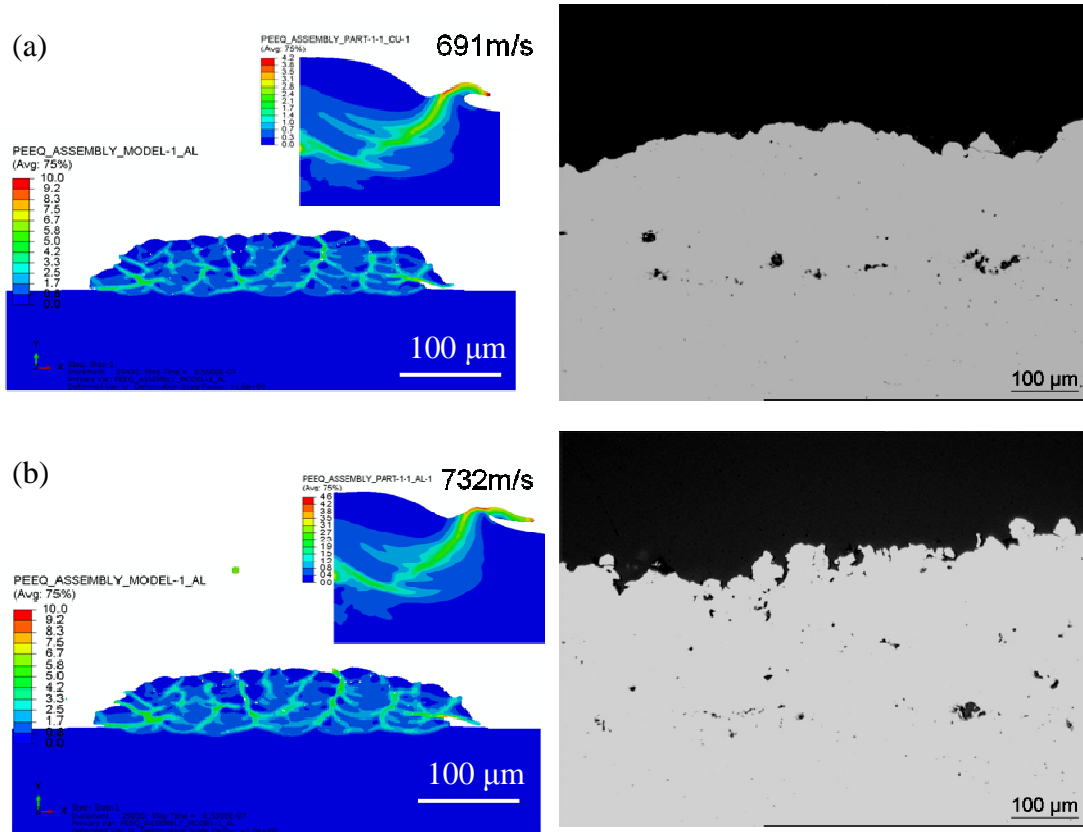


Figure 5-12 : Domaine de calcul contenant 51 particules d'Al5056 de diamètre $20 \mu\text{m}$ impactant le substrat suivant un modèle Eulérien.

5.5.1.2 Résultats de déformation d'Al5056

La figure 5-13 montre les déformations de particules d'Al5056 pour des vitesses d'impact de 691 m/s, 732 m/s et 771 m/s, correspondant à des températures de gaz de 400°C, 500°C et 600°C, respectivement. Il a été constaté dans le Chapitre 3 que les microstructures des dépôts sont similaires pour les trois températures et que la température du gaz principal n'augmentait que le rendement de projection de la poudre d'Al5056. A partir des résultats des simulations montrés sur la Figure 5-13, on peut également constater que les déformations des particules d'Al5056 obtenues pour les trois températures de gaz sont similaires. Ainsi la température du gaz n'augmente que légèrement les déformations des particules.



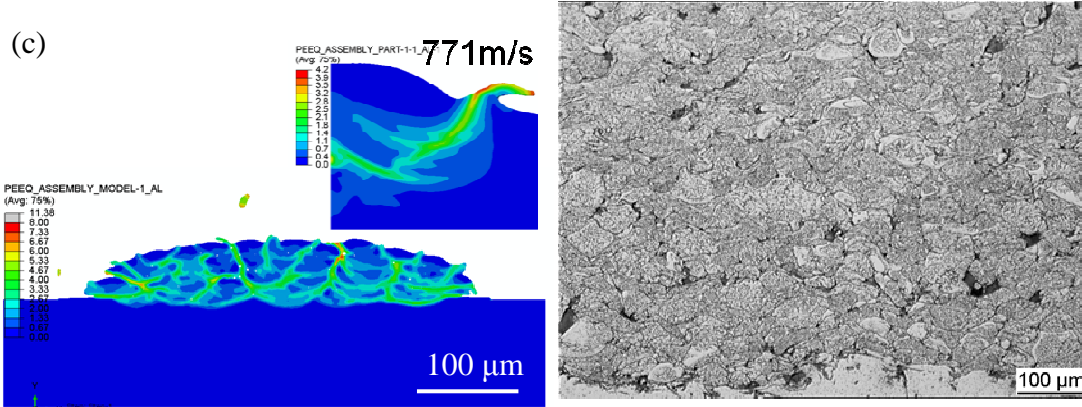


Figure 5-13 : Comparaison des déformations de particules d'Al5056 pour des dépôts préparés à des températures de gaz de (a) 400°C, (b) 500°C et (c) 600°C.

5.5.2 Simulation des déformations des particules composites d'Al5056 avec In718

5.5.2.1 Description du modèle composite

En s'appuyant sur le modèle Eulérien précédent, un modèle composite comportant une particule d'In718 de diamètre 67 µm et 14 particules d'Al5056 a été établi pour décrire le processus de construction d'un dépôt composite d'Al5056 renforcé par la poudre d'In718 (75,2 vol% d'In718 dans la poudre mélangée). Tel que montré sur la Figure 5-14, les particules d'Al5056 sont réparties de façon aléatoire dans une zone de calcul de dimensions 200 x 350 µm². Bien que la particule d'In718 possède une résistance mécanique élevée, elle a été considérée comme une partie Eulérienne grâce à ses propriétés métalliques.

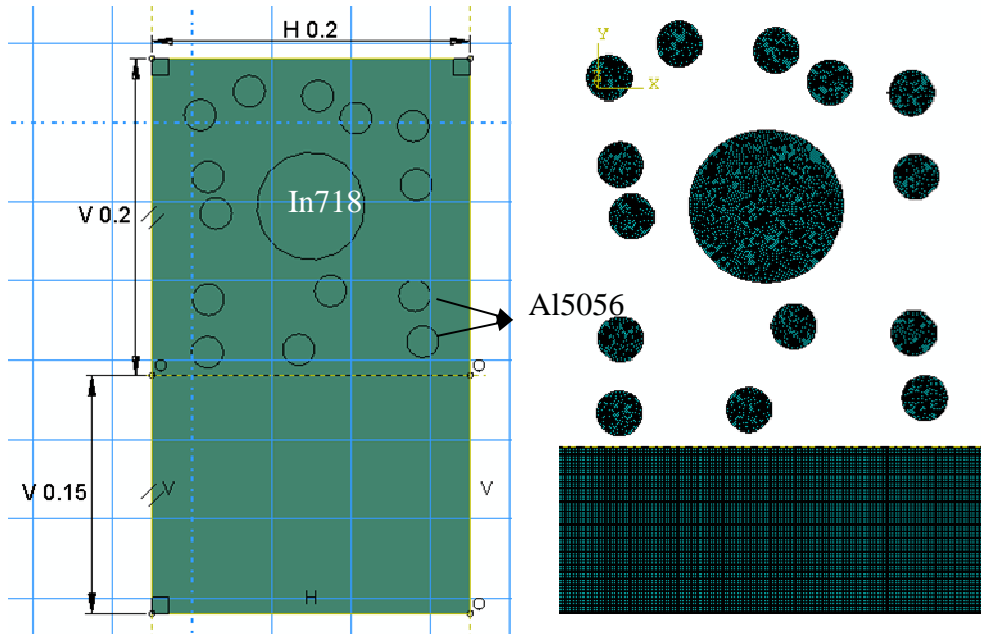


Figure 5-14 : Modèle composite comportant des particules d'Al5056 et d'In718.

5.5.2.2 Déformation des particules composites

La Figure 5-15 montre l'évolution de la formation du dépôt (impact et déformation de particules) à différents temps pendant le procédé de projection d'un dépôt composite en Cold Spray. On peut premièrement voir que les particules d'Al 5056 se déposent sur le substrat (Figure 5-14a) et que les particules d'Al 5056 suivantes adhèrent sur la surface de la particule d'In718 de par la vitesse supérieure des particules d'Al5056 (Figure 5-14b). Ensuite, à l'instant où la particule d'In718 entre en contact avec les particules déposées (Figure 5-14c), la particule d'In718 provoque une déformation supplémentaire des particules d'Al5056, ce qui peut être constaté à partir du fait que la valeur de PEEQ dans les particules à l'interface du contact, augmente brutalement. Ensuite, l'impact de la particule d'In718 augmente encore les déformations des particules d'Al5056 avec l'augmentation du temps (Figures 5-15e et 5-15f), tandis que la particule d'In718 conserve sa morphologie sphérique d'origine au cours du processus d'impact. La morphologie du dépôt simulée après l'impact est en accord avec l'observation expérimentale (Figure 5-15g). Par ailleurs, lorsqu'il n'y a pas suffisamment de particules d'Al5056 pour remplir l'espace entre les particules d'In718 et d'Al5056 déposées, un vide (porosité) est laissée derrière tel que montré sur la Figure 5-15g.

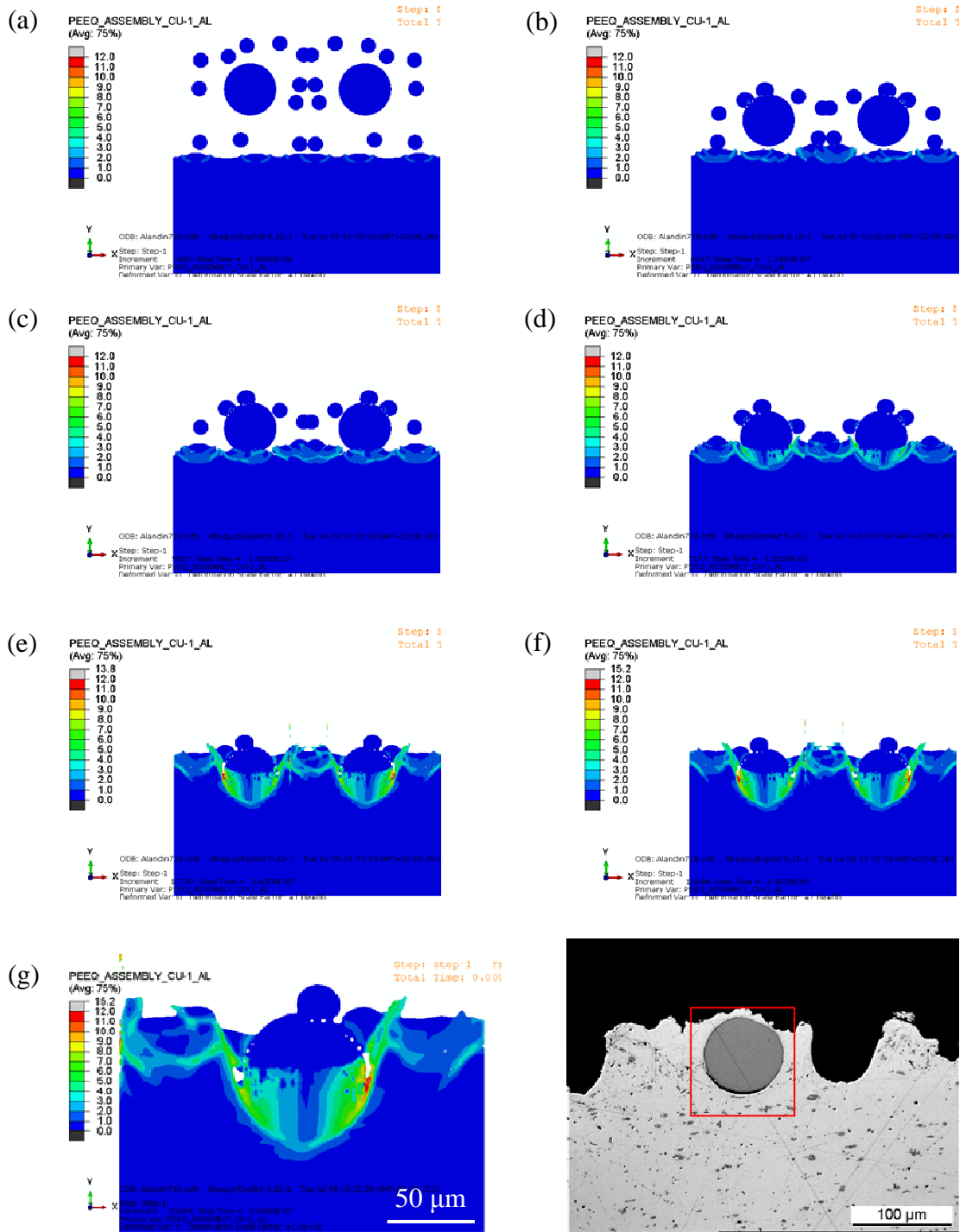


Figure 5-15 : (a-f) Evolution de la déformation des particules d'un dépôt composite d'Al5056 renforcé par la poudre d'In718 en fonction du temps et (g) comparaison du résultat simulé avec l'observation expérimentale.

5.6 Conclusion

Le procédé de déformation d'une particule impactant un substrat de même nature a été étudié à l'aide du logiciel ABAQUS. La concordance entre résultats de simulation et résultats expérimentaux permet au modèle Eulérien de fournir une prédiction de la vitesse critique à travers l'analyse théorique de la morphologie de l'éjection de matière. Les résultats montrent que la vitesse critique pourrait être définie comme celle conduisant à la formation initiale de l'éjection de matière au cours du processus d'impact. Par la suite, ce modèle Eulérien a été étendu à d'autres matériaux couramment traités, tels que Al, SS316, Fe, Ni et In718. Il a été constaté que les modèles de dépôt des matériaux peuvent être classés comme déformation coordonnée (Cu, Fe, Ni et SS316) et déformations non coordonnées (Al et In718). Finalement, ce modèle a également été étendu au dépôt d'Al5056 et à un dépôt composite d'Al5056 renforcé par la poudre In718 pour modéliser le processus d'empilement durant le procédé Cold Spray. Les résultats calculés montrent également que les particules de la matrice se déforment plus de par l'impact des renforts.

Références

1. Y.M. Xiong, K. Kang, G. Bae, S.H. Yoon, and C.H. Lee, Dynamic amorphization and recrystallization of metals in kinetic spray process, *Appl Phys Lett*, 2008, **92**(19), p. 194101-194103.
2. Anatolii Papyrin, Vladimir Kosarev, Sergey Klinkov, and A. Alkhimov, *Cold Spray Technology*, Elsevier, 2006.
3. C.K.S. Moy, J. Cairney, G. Ranzi, M. Jahedi, and S.P. Ringer, Investigating the microstructure and composition of cold gas-dynamic spray (CGDS) Ti powder deposited on Al 6063 substrate, *Surf Coat Tech*, 2010, **204**(23), p. 3739-3749.
4. H.J. Frost, and M.F. Ashby, *Deformation-Mechanism Maps, The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*, Pergamon Press, 1982.
5. Borchers.C, Gärtner. F, Stoltenhoff. T, and K. H, Microstructural bonding features of cold sprayed face centered cubic metals, *J Appl Phys*, 2004, **96**(8), p. 4288-4292.
6. H. Koivuluoto, M. Honkanen, and P. Vuoristo, Cold-sprayed copper and tantalum coatings -Detailed FESEM and TEM analysis, *Surf Coat Tech*, 2010, **204**(15), p. 2353-2361.
7. T.H. Van Steenkiste, J.R. Smith, R.E. Teets, J.J. Moleski, D.W. Gorkiewicz, R.P. Tison, D.R. Marantz, K.A. Kowalsky, W.L. Riggs, P.H. Zajchowski, B. Pilsner, R.C. McCune, and K.J. Barnett, Kinetic spray coatings, *Surf Coat Tech*, 1999, **111**(1), p. 62-71.
8. T. Stoltenhoff, H. Kreye, and H.J. Richter, An analysis of the cold spray process and its coatings, *J Therm Spray Techn*, 2002, **11**(4), p. 542-550.
9. T. Schmidt, F. Gartner, H. Assadi, and H. Kreye, Development of a generalized parameter window for cold spray deposition, *Acta Mater*, 2006, **54**(3), p. 729-742.
10. W.Y. Li, H.L. Liao, C.J. Li, H.S. Bang, and C. Coddet, Numerical simulation of deformation behavior of Al particles impacting on Al substrate and effect of surface

- oxide films on interfacial bonding in cold spraying, *Appl Surf Sci*, 2007, **253**(11), p. 5084-5091.
11. G. Bae, S. Kumar, S. Yoon, K. Kang, H. Na, H.-J. Kim, and C. Lee, Bonding features and associated mechanisms in kinetic sprayed titanium coatings, *Acta Mater*, 2009, **57**(19), p. 5654-5666.
 12. H. Assadi, F. Gartner, T. Stoltenhoff, and H. Kreye, Bonding mechanism in cold gas spraying, *Acta Mater*, 2003, **51**(15), p. 4379-4394.
 13. G. Bae, Y. Xiong, S. Kumar, K. Kang, and C. Lee, General aspects of interface bonding in kinetic sprayed coatings, *Acta Mater*, 2008, **56**(17), p. 4858-4868.
 14. W.Y. Li, H.L. Liao, C.J. Li, G. Li, C. Coddet, and X.F. Wang, On high velocity impact of micro-sized metallic particles in cold spraying, *Appl Surf Sci*, 2006, **253**(5), p. 2852-2862.
 15. T. Stoltenhoff, J. Voyer, and H. Kreye, Cold spraying: state of the art and applicability, *International Thermal Spray Conference*, E.L.C.C. Berndt Ed., (Essen, Germany), 2002, p. 366-374.
 16. F. Gärtner, T. Stoltenhoff, T. Schmidt, and H. Kreye, The Cold Spray Process and Its Potential for Industrial Applications, *Thermal Spray Connects: Explore Its Surfacing Potential*, E. Lugscheider Ed., (Basel, Switzerland), 2005, p. 158-163.
 17. D.L. Gilmore, R.C. Dykhuizen, R.A. Neiser, T.J. Roemer, and M.F. Smith, Particle velocity and deposition efficiency in the cold spray process, *J Therm Spray Technol*, 1999, **8**(4), p. 576-582.
 18. C.J. Li, W.Y. Li, and H.L. Liao, Examination of the critical velocity for deposition of particles in cold spraying, *J Therm Spray Technol*, 2006, **15**(2), p. 212-222.
 19. J.T. Carroll, and J.S. Strenkowski, Finite-Element Models of Orthogonal Cutting with Application to Single Point Diamond Turning, *Int J Mech Sci*, 1988, **30**(12), p. 899-920.

20. W.Y. Li, X.P. Guo, M. Yu, H.L. Liao, and C. Coddet, Investigation of impact behavior of cold-sprayed large annealed copper particles and characterization of coatings, *J Therm Spray Technol*, 2011, **20**, p. 252-259.
21. R. Dykhuizen, M. Smith, D. Gilmore, R. Neiser, X. Jiang, and S. Sampath, Impact of high velocity cold spray particles, *J Therm Spray Techn*, 1999, **8**(4), p. 559-564.
22. W.Y. Li, S. Yin, and X.F. Wang, Numerical investigations of the effect of oblique impact on particle deformation in cold spraying by the SPH method, *Appl Surf Sci*, 2010, **256**(12), p. 3725-3734.
23. C. Zener, and J.H. Holoman, Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel, *J Appl Phys*, 1944, **15**(1), p. 22-32.
24. L.L. Wang, *Advances in Impact Dynamics*, China Science and Technology University Press, 1992.
25. J.Vlcek, H.Huber, H.Voggenreiter, A.Fischer, E.Lugscheider, H.Hallen, and G.Pache, Kinetic power compaction applying the cold spray process parameters, *Thermal Spray 2001 :New Surfaces For A New Millennium/ed.C.C.Berndt, K.A.Khor, and E.Lugscheider, ASM International, (Materials Park, OH,) 2001*, p. 417-422.

Appendice I

```

from abaqus import *
from abaqusConstants import *
import odbAccess
import annotationToolset
from odbAccess import *
from caeModules import *
from driverUtils import executeOnCaeStartup
executeOnCaeStartup()

def MakeXY(baseName,historyVariable):
    totalList = []
    fileName = baseName + ".odb"
    odb = session.openOdb(name=fileName)
    frameCount = 0
    for frame in odb.steps['Step-1'].frames:
        maxPEEQ = 0.0
        stepTime = frame.frameValue
        for value in
frame.fieldOutputs['PEEQ_ASSEMBLY_PART-1-1_CU-1'].values:
            thisPEEQ = value.data
            if thisPEEQ > maxPEEQ:
                maxPEEQ = thisPEEQ
        if frameCount != 0:
            totalList.append((stepTime,maxPEEQ))
        frameCount = frameCount + 1

    session.odbs[fileName].close()

    xQuantity = visualization.QuantityType(type=NONE)
    yQuantity = visualization.QuantityType(type=NONE)
    session.XYData(name=historyVariable, data=tuple(totalList),
        axis1QuantityType=xQuantity,
        axis2QuantityType=yQuantity, )

baseName = "cs600ms"
xyPlotName = 'XYPlot-1'

viewport = session.viewports['Viewport: 1']
viewport.makeCurrent()
viewport.restore()

MakeXY(baseName,'maxPEEQ')

try:
    xyp = session.XYPlot(xyPlotName)
except:

```

```
xyp = session.xyPlots[xyPlotName]
chartName = xyp.charts.keys()[0]
chart = xyp.charts[chartName]
xy0 = session.xyDataObjects['maxPEEQ']
c0 = session.Curve(xyData=xy0)
chart.setValues(axesToPlot=c0, )
session.viewports['Viewport: 1'].setValues(displayedObject=xyp)
session.charts['Chart-1'].axes1[0].axisData.setValues(useSystemTitle=False,
    title='Time (s)')
session.charts['Chart-1'].axes2[0].axisData.setValues(useSystemTitle=False,
    title='Maximum PEEQ')
session.charts['Chart-1'].axes2[0].axisData.setValues(maxValue=10,
    maxAutoCompute=False)
session.charts['Chart-1'].axes2[0].axisData.setValues(minValue=0,
    minAutoCompute=False)
session.charts['Chart-1'].axes2[0].axisData.setValues(labelFormat=DECIMAL)
session.charts['Chart-1'].axes2[0].axisData.setValues(labelNumDigits=0)
```


Conclusion générale

Les objectifs de la thèse consistaient à étudier les facteurs pouvant influencer la fraction volumique des renforts dans les dépôts composites et surtout à étudier les mécanismes de formation des dépôts. Des dépôts composites d'Al5056 renforcés par différentes teneurs de SiC et par différentes tailles de SiC ont été fabriqués par le procédé Cold Spray. L'analyse de ces dépôts en termes de microstructure, de microdureté, de cohésion du dépôt et de comportement en frottement a été effectuée, puis une recherche portant sur la déformation des particules et l'étude des mécanismes de formation d'un dépôt composite a été réalisée à l'aide des logiciels Fluent et Abaqus. Les conclusions des travaux de cette thèse peuvent être données :

1. Concernant les dépôts d'Al5056/SiC_p
 - (a) La température du gaz n'a aucun effet sur la teneur en SiC dans les dépôts, mais elle améliore le rendement de dépôt pendant le procédé Cold Spray.
 - (b) La teneur en SiC dans les dépôts composites augmente généralement avec l'augmentation de la teneur en SiC dans les poudres initiales. Ainsi la dureté moyenne des dépôts augmente également avec l'augmentation de la teneur en SiC dans les dépôts. Pourtant, la force de cohésion des dépôts augmente avec la teneur en SiC, de par un effet de compaction des particules dures, puis diminue à partir d'une certaine teneur en SiC en raison de la diminution des zones de contact entre particules d'Al5056. D'une manière générale, l'ajout de SiC dans les dépôts améliore sa résistance à l'usure.
 - (c) Pour des dépôts présentant une teneur en SiC similaire, l'utilisation de plus grosses particules de SiC conduisent à de meilleures propriétés des dépôts en termes de microdureté, de force de cohésion de dépôt et de résistance à l'usure.
2. Concernant la construction d'un dépôt composite
 - (a) Les particules de céramique ne peuvent qu'être co-déposées avec des particules de matrice métallique. Pendant le procédé Cold Spray, les particules de SiC ne se

déforment pas plastiquement. Soit elles créent des cratères dans l'ensemble substrat/dépôt et rebondissent, soit elles s'incrustent dans le dépôt existant.

- (b) L'utilisation de différentes combinaisons de matériaux mou/dur de matrice et de renfort peuvent influencer fortement le contenu des renforts dans le dépôt composite. Les différences de vitesse, d'énergie cinétique et de vitesse critique entre la phase métallique et le renfort provoquent des différences au niveau de la teneur de renfort entre la poudre et le dépôt.

3. Concernant les résultats de simulation

Le processus de déformation d'une particule lors de l'impact sur un substrat de même nature a été étudié à l'aide d'un modèle eulérien. La concordance entre les résultats de simulation et les observations expérimentales permet au modèle Eulérien de fournir une prédiction de la vitesse critique à travers l'analyse théorique de la morphologie de l'éjection de matière. La vitesse critique pourrait être définie comme celle qui conduit à la formation initiale de l'éjection de matière au cours du processus d'impact. D'après l'application de ce modèle Eulérien à d'autres matériaux, la déformation coordonnée (Cu, Fe, Ni et SS316) et la déformation non-coordonnée (Al et In718) peuvent être considérées comme les principaux modes de dépôt lors du procédé Cold Spray. En se basant sur le modèle de dépôt composite, les particules de matrice se déforment plus grâce à l'impact des renforts.

Résumé

Le Cold Spray est un procédé basé sur l'accélération de particules restant à l'état solide et venant se déposer sur un substrat grâce à leur vitesse élevée. L'un des forts potentiels applicatifs du procédé Cold Spray réside dans la réalisation de dépôts composites. Les particules de céramique incorporées dans les dépôts métalliques peuvent influencer la microstructure et les propriétés des dépôts composites. L'objectif de ce travail de thèse a consisté à étudier les facteurs pouvant influencer la fraction volumique des renforts dans les dépôts composites et surtout les mécanismes de formation des dépôts en Cold Spray.

Des dépôts composites d'Al5056 renforcés par différentes teneurs de SiC et par différentes tailles de SiC ont été fabriqués par le procédé Cold Spray. L'analyse de ces dépôts en termes de microstructure, de microdureté, de cohésion du dépôt et de comportement en frottement a été effectuée, puis une recherche portant sur la déformation des particules et l'étude des mécanismes de formation d'un dépôt composite a été réalisée à l'aide des logiciels Fluent et Abaqus.

Les résultats montrent que l'ajout de SiC dans les dépôts d'Al5056 augmente la dureté et améliore la résistance à l'usure des dépôts. La force de cohésion des dépôts augmente initialement avec la teneur en SiC puis diminue à partir d'une certaine valeur. Par ailleurs, pour des teneurs en SiC équivalentes dans les dépôts, les plus grosses particules de SiC conduisent à de meilleures propriétés des dépôts.

Finalement, un modèle eulérien a été utilisé pour prédire la vitesse critique à partir de la morphologie de l'éjection de matière. Ce modèle a également été étendu aux dépôts composites pour illustrer le processus d'empilement des particules lors du procédé Cold Spray. Les résultats de simulation montrent que les particules de matrice se déforment plus grâce à l'impact des renforts.

Mots clés: Cold Spray, Dépôts composites, Microstructure et propriétés, Comportement de déformation, Mécanismes de formation

Abstract

In Cold Spraying, particles are accelerated in a gas jet to achieve a high velocity and deposit on the substrate with a solid state. One of potential and important applications of Cold Spray is the manufacturing of composite coatings. The incorporated ceramic particles in the composite coating can greatly influence the microstructure and properties of the coatings. The objective of this thesis was to investigate factors which could influence the reinforcement content in the coatings and especially the study of the coating formation mechanisms in Cold Spraying.

Al5056/SiC composite coatings were prepared by Cold Spraying. The effects of the particle size and reinforcement content in the powders on the reinforcement content in the coatings and thus on the microstructure and properties of the coatings were studied. The study on the particle deformation and the coating formation mechanisms of composite coatings was also carried out by using fluent and Abaqus software products.

The results show that the addition of SiC particles in the coating increases the hardness and improves the wear resistance of the coatings. The cohesion strength of the coatings first increases with the increase in the SiC content and then decreases. Moreover, for similar SiC contents in the coating, larger SiC particles lead to better coating properties.

Finally, an Eulerian model was used to predict the critical velocity from the morphology of the material jet. This model was also extended to the composite model to demonstrate the built-up process of a composite coating during Cold Spraying. The simulation results show that the matrix particles deform more greatly after being impacted by the reinforcement particles.

Keywords: Cold Spraying, Composite coating, Microstructure and properties, Deformation behavior, Formation mechanisms of composite coating