



HAL
open science

Etude des procédés d'élaboration et caractérisation des revêtements de bronze et de ses composites préparés par projection à froid

Xueping Guo

► **To cite this version:**

Xueping Guo. Etude des procédés d'élaboration et caractérisation des revêtements de bronze et de ses composites préparés par projection à froid. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Technologie de Belfort-Montbéliard, 2009. Français. NNT : 2009BELF0114 . tel-00603634

HAL Id: tel-00603634

<https://theses.hal.science/tel-00603634>

Submitted on 26 Jun 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École Doctorale "Sciences pour l'Ingénieur et Microtechniques"

Université de Franche-Comté

Université de Technologie de Belfort-Montbéliard

THESE

Présentée pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE TECHNOLOGIE

DE BELFORT-MONTBELIARD EN SCIENCES POUR L'INGENIEUR

Par

Xueping GUO

<p>Etude des procédés d'élaboration et caractérisation des revêtements de bronze et de ses composites préparés par projection à froid</p>
--

Soutenue le 01 Juillet 2009 devant le jury composé de :

Rapporteurs :

Monsieur Bernard NORMAND, Professeur, INSA de Lyon, FRANCE

Monsieur Philippe BERTRAND, Maître de conférences (HDR), ENISE, FRANCE

Examineurs :

Monsieur Guy MONTEIL, Professeur, ENSMM, Besançon, FRANCE

Monsieur Yang GAO, Professeur, Université de Maritime de Dalian, Dalian, CHINE

Monsieur Christian CODDET, Professeur, Université de Technologie de Belfort-Montbéliard,
Belfort, FRANCE

Monsieur Hanlin. LIAO, Professeur, Université de Technologie de Belfort-Montbéliard,
Belfort, FRANCE

Remerciements

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

Je tiens à remercier Monsieur le Professeur Christian CODDET, directeur du LERMPS, de m'avoir accueillie au sein de son équipe. Je lui suis reconnaissant de la confiance qu'il m'a accordée pour mener à bien ces recherches

Cette thèse a été réalisée sous la direction de Monsieur le Professeur Hanlin LIAO qui m'a soutenu et conseillé beaucoup tout au long de cette étude. En travaillant avec lui, j'ai appris beaucoup de connaissances scientifiques et morales qui sont très importantes pour mes futurs projets. Je lui suis très reconnaissant des aides que il m'a apportés, non seulement techniques mais aussi des aides gentils dans la vie quotidienne.

Je remercie Monsieur le Professeur Gui MONTEIL de m'avoir fait l'honneur de présider le jury, ainsi que Messieurs les Professeurs Bernard NORMAND et Philippe BERTRAND pour avoir accepté de rapporter ma thèse.

Je remercie Monsieur Omar El-Kedim et Mademoiselle Saoussen TRIA pour les fabrications des poudres broyées. Je tiens à adresser un remerciement spécial à Yoann DANLOS et Olivier MARCHAND pour leurs aides concernant les corrections de ma thèse. J'adresse toute mon amitié aux collègues du laboratoire LERMPS pour leurs encouragements.

Enfin, je voudrais adresser des remerciements particuliers à mes familles qui ont su être compréhensifs et patients.

Table des matières

Chapitre 1 Introduction	1
1.1 La projection thermique et ses caractéristiques	1
1.2 La projection à froid	4
1.2.1 Origine et développement de la projection à froid	4
1.2.2 Principes élémentaires de la projection à froid	6
1.2.3 Système et principaux équipements de la projection à froid	8
1.2.4 Caractéristiques principales de la projection à froid	9
1.2.4.1 Principaux avantages de la projection à froid.....	10
1.2.4.2 Principales limites de la projection à froid	13
1.2.5 Facteurs influençant le comportement d'accélération de particule.....	14
1.2.5.1 Influence des paramètres géométriques de la buse.....	15
1.2.5.2 Influence des paramètres du gaz de propulsion.....	18
1.2.5.3 Influence du type de gaz de propulsion	18
1.2.5.4 Influence de la distance de la projection	19
1.2.5.5 Influence des paramètres de particule	21
1.3 Objectif de la thèse	22
Chapitre 2 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements de bronze élaborés par projection à froid	24
2.1 Présentation du bronze.....	24
2.1.1. Cupro-aluminium (les alliages de cuivre-aluminium).....	25
2.1.2. Sn-bronzes (les alliages de cuivre-étain).....	25
2.2 Procédure expérimentale.....	27
2.2.1 Poudres de bronze	27
2.2.2 Introduction d'essais et caractérisations de revêtements.....	28
2.3 Résultats et discussions.....	31
2.3.1 Microstructure des revêtements	31
2.3.2 Microdureté des revêtements	34
2.3.3 Comportement en frottement	35
2.3.3.1 Comportement en frottements rotatif	35
2.3.3.2 Comportement en frottement alternatif	39
2.4. Conclusion	46
Chapitre 3 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements composites à base de bronze élaborés par projection à froid - projection de la poudre mélangée.....	49
3.1 Introduction	49
3.2 Procédure expérimentale.....	50
3.2.1 Matériaux	50

3.2.2 Préparation et caractérisation des revêtements.....	52
3.3 Résultats et discussions.....	54
3.3.1 Microstructure des revêtements	54
3.3.2 Comportement en frottement	60
3.3.2.1 Comportement en frottement rotatif.....	62
3.3.2.2 Comportement en frottement alternatif	65
3.4. Conclusion	76
Chapitre 4 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements composites à base de bronze élaborés par projection à froid - projection de la poudre broyée.....	78
4.1 Introduction brève sur le broyage	78
4.2 Procédure expérimentale.....	79
4.2.1 Matériau.....	79
4.2.2 Préparation et caractérisation des revêtements.....	85
4.3 Résultats et discussions.....	87
4.3.1 Microstructure des revêtements	87
4.3.2 Comportement en frottement alternatif.....	91
4.3.2.1 Comportement en frottement alternatif à sec	91
4.3.2.2 Comportement en frottement alternatif à l'huile	94
4.4 Conclusion	97
Chapitre 5 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements composites à base de bronze élaborés par projection thermique - comparaison avec projection à froid.....	100
5.1 Introduction	100
5.2 Procédure expérimentale.....	101
5.3 Résultats et discussions.....	102
5.3.1 Caractéristique des revêtements	102
5.3.2 Comportement en frottement	111
5.3.2.1 Comportement en frottement alternatif à sec	111
5.3.2.2 Comportement en frottement alternatif à l'huile	115
5.4 Conclusion	118
Chapitre 6 Conclusion générale et perspectives.....	121
6.1 Conclusion générale.....	121
6.2 Perspectives	123
Référence.....	124
Résumé	138

Chapitre 1 Introduction

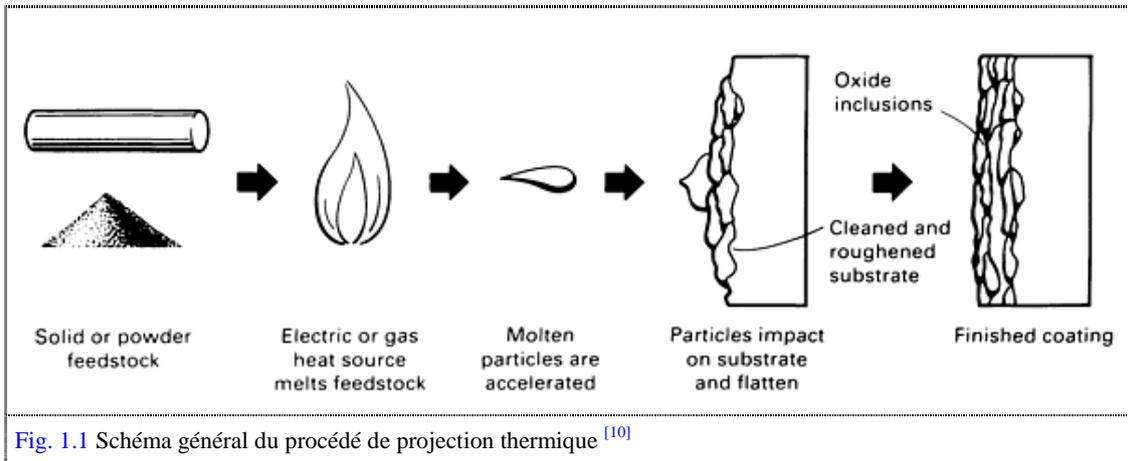
1.1 La projection thermique et ses caractéristiques

En 1910, Dr. M. U. Schoop (Suisse) a inventé pour la première fois un appareil de projection en métal, qui marque le début de la technologie de la projection thermique. Plus tard, dans les années 20~30 du 20^{ème} siècle, la projection fil à la flamme (Wire Flame Spraying : WFS) la projection à arc (Arc Spraying : AS) et la projection de poudre à la flamme (Powder Flame Spraying : PFS) ont été inventées successivement, et ont été progressivement utilisées dans le domaine industriel. Au début des années 1950, la société Union Carbide (Union Carbide Co.: UCC), a développé un appareil de canon à détonation (Detonation Spraying), qui permet d'augmenter significativement la vitesse de particules. Les dépôts fabriqués par le canon à détonation ont de meilleures propriétés et ont ainsi promu l'application et le développement de la projection thermique dans le domaine aérospatial.

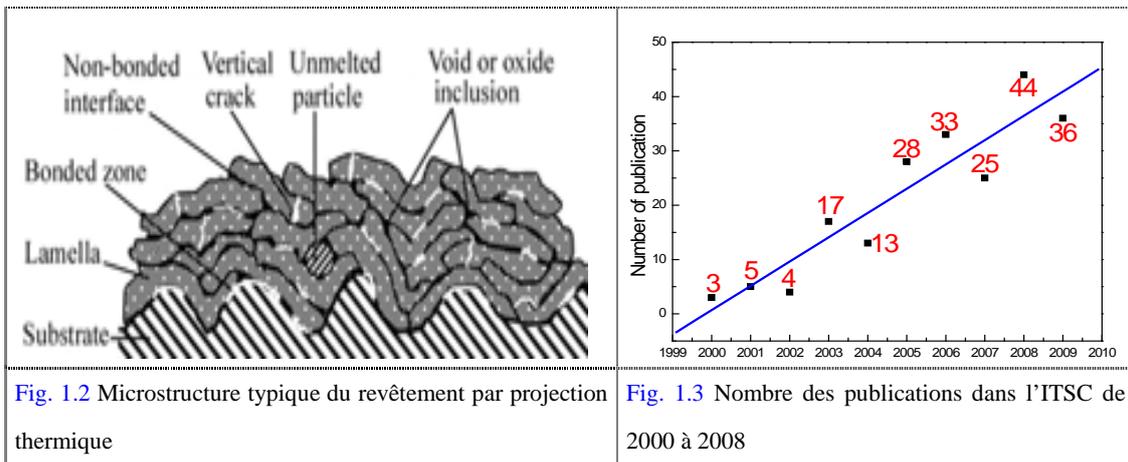
Dans le même temps, le développement de la projection plasma (Plasma Spraying: PS) a pu étendre le domaine des matériaux à projeter, des matériaux métalliques aux matériaux qui ont un point de fusion élevé comme les céramiques. Quasiment tous les matériaux ont ainsi pu être employés dans une technique de projection. Par conséquent, une grande impulsion au développement de la projection thermique a été effectuée. En 1980s, l'émergence de la projection HVOF (High Velocity Oxygen Fuel: HVOF) a pu offrir une méthode de fabrication des dépôts de cermets (tels que WC-Co et Cr_3C_2 etc. ^[1-7]) avec des performances supérieures.

La projection thermique est définie comme un procédé de dépôts de particules liquides, semi liquides ou solides se déposant sur un substrat, se solidifiant et s'agglomérant ^[8-9]. Le matériau projeté était, à l'origine, sous la forme de fil, ou de poudre. Quand les matériaux de revêtement sont alimentés par l'unité de projection, ils sont chauffés au dessus de leur température de fusion ou l'état plastique et propulsé par un flux de gaz comprimé sur le substrat. En raison de l'accélération et de la température des particules, ces dernières s'aplatissent et forment des plaquettes minces qui adhèrent aux irrégularités de la surface préparée et au revêtement déjà formé. Particule par particule, le dépôt se constitue avec une structure lamellaire. Le

pistolet génère la chaleur nécessaire à la fusion de particule par la combustion de gaz, par un arc électrique, ou grâce à un plasma. La Fig. 1.1 illustre le principe essentiel du procédé de projection thermique.



La microstructure des couches est le résultat de leur solidification et de leur frittage. Le procédé utilise des gaz chauds, une flamme ou un plasma afin d'accélérer les particules et de les chauffer. Les revêtements obtenus ont ainsi une microstructure lamellaire, comme montré en Fig. 1.2 ^[10].



La projection thermique est une technique très polyvalente dans la mesure où elle peut être utilisée à la fois en atelier ou sur site. Le procédé de projection thermique permet une application rapide de haute performance du matériau projeté avec une épaisseur de quelques millimètres à plus de 25 mm d'épaisseur sur des substrats très divers en termes de taille et de géométrie. Ce procédé est très utilisé pour fabriquer des revêtements avec des propriétés de résistance à l'usure, de résistance à l'oxydation, de résistance à la corrosion, pour restaurer des dimensions, pour élaborer des barrières thermiques etc. Actuellement, cinq techniques différentes de projection thermique

sont disponibles dans le commerce : La projection de fil à l'oxygène (Oxygen Fuel Wire spray: OFW), la projection arc fil (Electric Arc Wire spray: EAW), la projection de poudre à l'oxygène (Oxygen Fuel Powder spray: OFP), la projection plasma atmosphérique de poudre (Plasma Arc powder spray: PA) et la projection à la flamme supersonique (High-Velocity Oxygen Fuel powder spray: HVOF).

Cependant, dans les procédés de projection thermique, les particules de poudre ou de fils sont souvent chauffées jusqu'à l'état de fusion par la haute température induite par le plasma, l'arc électrique ou la flamme etc. Pendant le procédé de projection thermique, l'oxydation, la transformation de phase, la décomposition, l'évaporation et la croissance des grains du métal ou du cermet sera inévitable. Les paramètres de la particule avant impact sur le substrat (par exemple la vitesse ou la température), ainsi que les phénomènes d'aplatissement déterminent la structure du revêtement et ainsi induisent les nombreuses propriétés mécaniques de revêtement [9]. Lorsque le revêtement contient de nombreux oxydes ou des pores, la capacité de résistance à la corrosion sera diminuée significativement [11].

Afin de résoudre les problèmes mentionnés ci-dessus, un séjour plus court des particules dans la zone de température élevée est nécessaire. Cet objectif peut être atteint en augmentant la vitesse des particules et/ou en diminuant la température de la source de chaleur. L'émergence d'une technologie de projection thermique avec une vitesse élevée de particules, telles que la projection par détonation et l'HVOF, peut augmenter leur vitesse et ainsi maintenir leur température à des niveaux suffisamment bas. Les particules impactent le substrat et forment un revêtement dans un état semi-fondu. Néanmoins, la surface des particules reste liquide en raison de la source de chaleur et sera, au moins en partie, oxydée et décomposée [5-7, 12-14]. Certains dispositifs peuvent empêcher la circulation d'air dans la flamme, et atténuer l'oxydation des particules métalliques. Cependant leurs effets sont limités et ne peuvent résoudre fondamentalement le problème de l'oxydation des particules métalliques. D'autre part, les matériaux nanométriques ont des applications potentielles dans le domaine des matériaux magnétiques, électroniques, optiques et des matériaux massifs en raison de leurs propriétés spéciales dans ces domaines. La technologie de projection thermique a été une des méthodes pour fabriquer ces nano

matériaux, mais la croissance des grains et l'oxydation des matériaux est inévitable dans les procédés de projection en raison des inconvénients mentionnés ci-dessus.

L'émergence de la technologie de projection à froid peut résoudre les problèmes rencontrés par la projection thermique conventionnelle et peut offrir une alternative pour la fabrication de revêtements non oxydés métalliques et/ou nanométriques.

1.2 La projection à froid

La projection à froid est un procédé d'élaboration de revêtements par la projection à haute vitesse (200-1200m/s) ^[15-19] d'un matériau métallique ou non-métallique sur un substrat. Ce jet de petites particules (1-100 μm) est accéléré par un jet supersonique de gaz comprimé. Ce procédé est fondé sur le choix de la combinaison de la température, de la vitesse et de la taille des particules qui permet une projection à une température la plus basse possible. Dans ce procédé de projection, les particules de poudre sont accélérées à une température toujours inférieure au point de fusion du matériau. Le revêtement se forme donc à partir de particules à l'état solide. En conséquence, les effets délétères de la haute température, des gaz, et des autres problèmes traditionnels de la projection thermique sont éliminés ou réduits au minimum. L'élimination des effets détériorants de la haute température sur le revêtement et sur les substrats offre des avantages significatifs. Ces avantages font de la projection à froid un procédé prometteur pour de nombreuses applications industrielles.

1.2.1 Origine et développement de la projection à froid

La projection à froid a tout d'abord été découverte accidentellement au cours des années 1980 par Dr. Anatolii Papyrin et ses collègues à l'Institut de Mécanique Théorique et Appliquée de la Branche Sibérienne de l'Académie Russe des Sciences (Institute of Theoretical and Applied Mechanics of the Russian Academy of Sciences in Novosibirsk) dans l'étude de modèles soumis à un écoulement supersonique diphasique dans une soufflerie. Lors d'études de l'érosion des missiles, ils ont trouvé que les particules à faibles vitesses n'érodaient pas, mais adhéraient à la cible, et ce, toutes les fois que la vitesse des particules atteignait une certaine valeur. Dans leurs expériences, une couche d'aluminium sans pores notables ni vide, mais constituée de

particules fortement déformées, a été constituée par adhérence des particules. L'effet d'érosion a été modifié en un phénomène de forte adhérence. Selon leurs résultats expérimentaux, ils ont supposé pour la première fois que le rôle principal de la formation d'un revêtement n'était pas la température (280K) mais la haute vitesse (400-500 m/s) des particules. Ils ont présenté pour la première fois la définition de «la projection à froid» en 1990 [20].

Depuis le premier article sur la projection à froid publié en 1990 [20], Dr. Anatolli Papyrin, émigré en Amérique, a commencé à se consacrer à d'autres travaux de recherche avec l'appui d'un consortium formé sous les auspices du «National Center for Manufacturing Sciences» (NCMS) d'Ann Arbor, Mich. Les membres de ce consortium inclus de grandes entreprises américaines telles que Ford Motor Company, General Motors, General Electric-Aircraft Engines, et Pratt & Whitney Division of United Technologies. Quelques publications ont relaté les propriétés mesurées pour de nombreux matériaux projetés [21-22]. Un brevet américain a été publié en 1994 [23], et le brevet européen en 1995 [24]. Les résultats de recherche ont été publiés respectivement dans l'ITSC (International Thermal Spray Conference) 1995 [25], l'ITSC 1996 [26] et l'ITSC 1997 [27]. Un séminaire en ce qui concerne le développement et l'application de la technologie de projection à froid a été tenu à l'ITSC 2000 au Canada, et 3 articles relatifs à la projection à froid ont été publiés dans l'ITSC 2000 [28-30]. Par la suite, l'Institut de Mécanique Théorique et Appliquée de la Branche Sibérienne de l'Académie Russe des sciences [20, 25], l'Americana [29, 31-50], la Chine [51], l'Allemagne [30, 47-48], le Canada [49], le Japon [50], etc. ont commencé à s'intéresser et à étudier la technologie de projection à froid. À partir de 2000, de plus en plus de recherches concernant la technologie du procédé peuvent être trouvées dans les publications et les conférences internationales. La Fig. 1.3 montre l'augmentation du nombre d'article publié en l'ITSC de 2000 à 2009. Les domaines de recherche sur ce procédé s'orientent à présent sur les processus théorique et expérimentaux de la projection, le design, la simulation et la modification de l'appareil et du system de développement à l'application industrielle.

Aujourd'hui, de nombreux centres de recherche se consacrent à la recherche et aux développements du procédé de projection à froid, par exemple, l'Institut de

Mécanique Théorique et Appliquée de la Branche Sibérienne de l'Académie Russe des sciences (en Russisa), Sandia National Laboratories, l'Université d'état de Pennsylvani, ASB Industries Inc, Ford Motor Compaby, Pratt & Whitney et Delphi Research Laboratory (en Americana), l'Université des Forces Fédérales Armées à Hambourg, EADSC (European Aeronautic Defense and Space Company), Linde AG, Siemens (en Allemagne), l'Université de Cambridge (en Angleterre) etc. En 2000, Ketch Corporation commence à fabriquer et à vendre le système de projection à froid (CGT) ^[15]. L'appareil à basse pression (Centerline SST et KM-CDS) et portatif (Dymet) sont aussi disponibles sur le marché.

1.2.2 Principes élémentaires de la projection à froid

Les scientifiques russes ont observé, en effectuant des essais en soufflerie supersoniques, trois phénomènes différents qui peuvent intervenir lorsque des particules entraînées par un gaz impactent sur une surface solide, en fonction de la vitesse de la particule (V_p). Lorsque V_p est faible, les particules rebondissent simplement de la surface; lorsque V_p atteint une valeur modérée, l'érosion de la surface par les particules solides se produit; quand V_p dépasse une valeur critique (qui varie en fonction de particules du matériau et du substrat : typiquement dans la gamme de 500-900 m/s), les particules se déforment plastiquement et adhèrent au substrat et/ou entre elles pour former un dépôt de superposition, analogue aux revêtements projetés thermiquement. La Fig. 1.4 montre schématiquement la comparaison de particules impactant un substrat à vitesse faible et à vitesse élevée pendant le procédé de projection à froid. A partir de leurs découvertes, des scientifiques ont développé un procédé de revêtement *Cold Gas Dynamic Spray* (CGDS) ou *Cold Spray* (CS) ou *Kinetic Sprays*, dans lesquels les particules sont accélérées à une vitesse suffisante pour pouvoir être déposées par leur déformation plastique. Ce procédé est souvent accompli dans un système de CGDS. Typiquement, le système CGDS (comme montré schématiquement dans la Fig. 1.5) se compose d'un système d'amener de gaz à haute pression, d'un système de chauffage de gaz, d'un distributeur de poudre et d'une console de contrôle.

Le système de distribution du gaz relie l'air comprimé, l'azote ou l'hélium à un chauffe-eau électrique qui chauffe le gaz de propulsion à une température maximum

de 700°C. La température de chauffage est toujours inférieure à la température de fusion des poudres et du substrat. La poudre est amenée à la buse par le distributeur de poudre transportée par le gaz porteur. La console de contrôle contient tous les paramètres de contrôle pour mesurer le débit des gaz, la pression, le débit de poudre, etc.

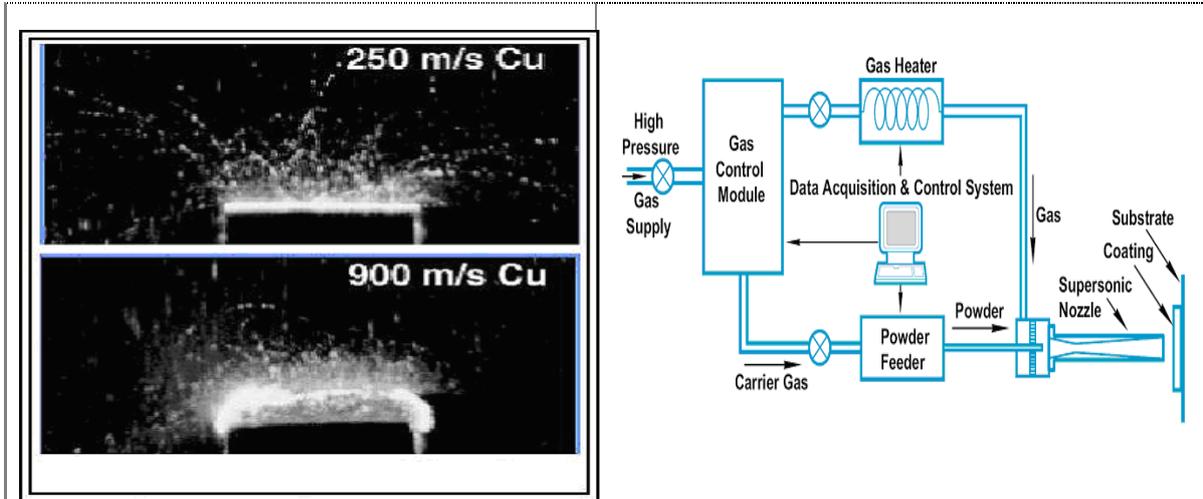


Fig. 1.4 Comparaison de l'impact des particules à différentes vitesses [16]

Fig. 1.5 Schéma du système de CGDS [15]

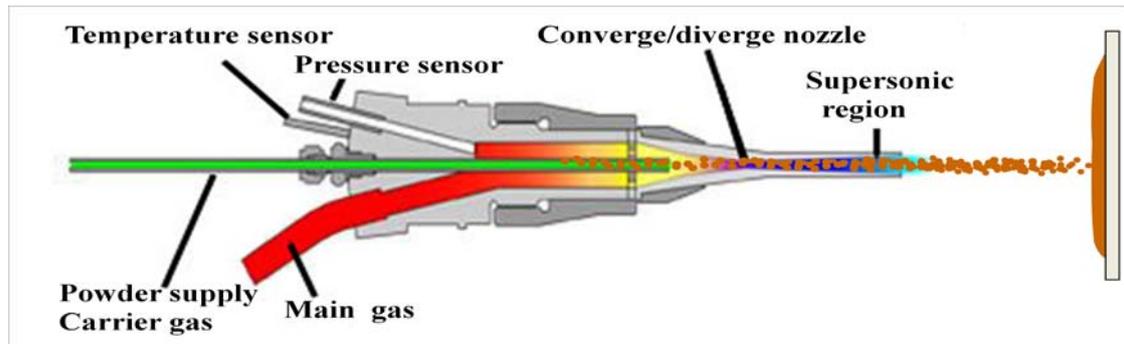


Fig. 1.6 Schéma simplifié de la buse pour la projection à froid

Le CGDS utilise un jet de gaz à haute pression et haute vitesse pour donner une vitesse élevée des particules. Un jet à haute pression, préchauffé pour compenser le refroidissement du fait de la détente, est expansé par une convergence-divergence de la buse du type de De-Laval (comme montré schématiquement dans la Fig. 1.6) pour former un jet supersonique de gaz avec une vitesse de 200~1500m/s [22]. Les poudres, délivrées par le distributeur de poudre, sont transportées et injectées dans ce jet de gaz, à partir du côté à haute pression de la buse. Un transfert de l'énergie du jet supersonique de gaz aux particules résulte en une projection de particules à haute

vitesse. Après le col interne de la buse, une vitesse supersonique est ainsi atteinte. Les particules avec des vitesses suffisamment élevées impactent sur la surface du substrat, se déforment plastiquement et forment un revêtement à l'état solide.

1.2.3 Système et principaux équipements de la projection à froid

Le système généralement utilisé est simple, il comprend un système principal pour le chauffage des gaz, un pistolet, un poudrier, une ou plusieurs sources chaudes de gaz à haute pression et une console de contrôle pour surveiller et contrôler les paramètres de projection. Parfois, un préchauffage de poudre est aussi utilisé pour projeter certains matériaux difficiles à déposer.

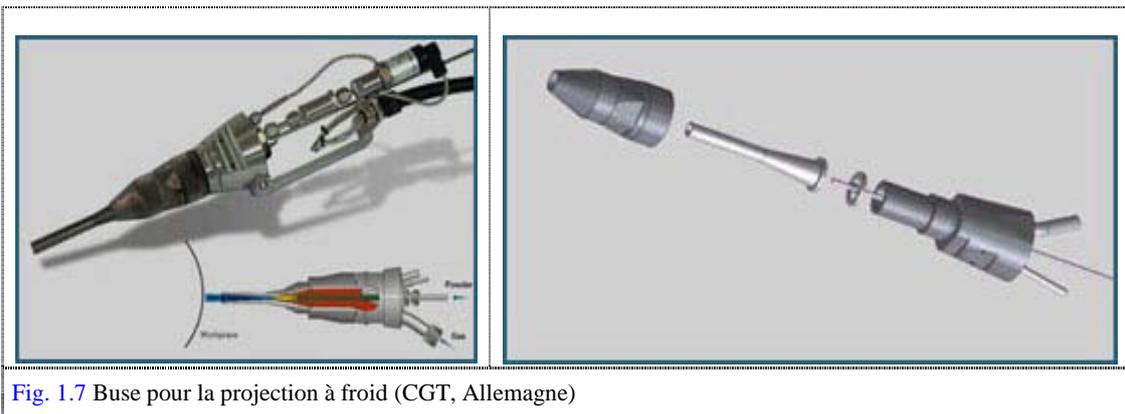
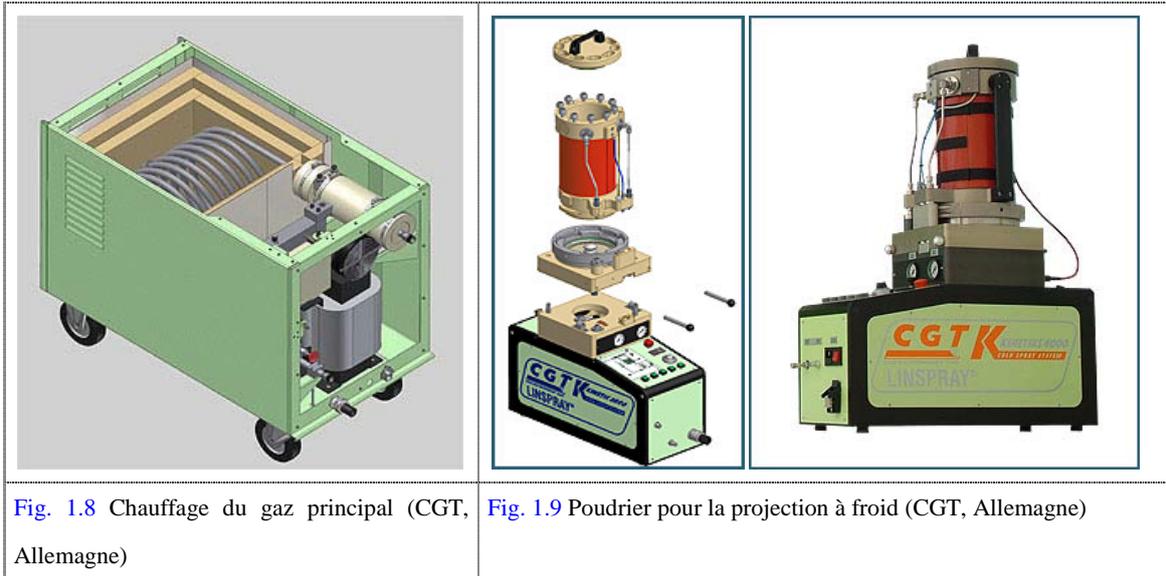


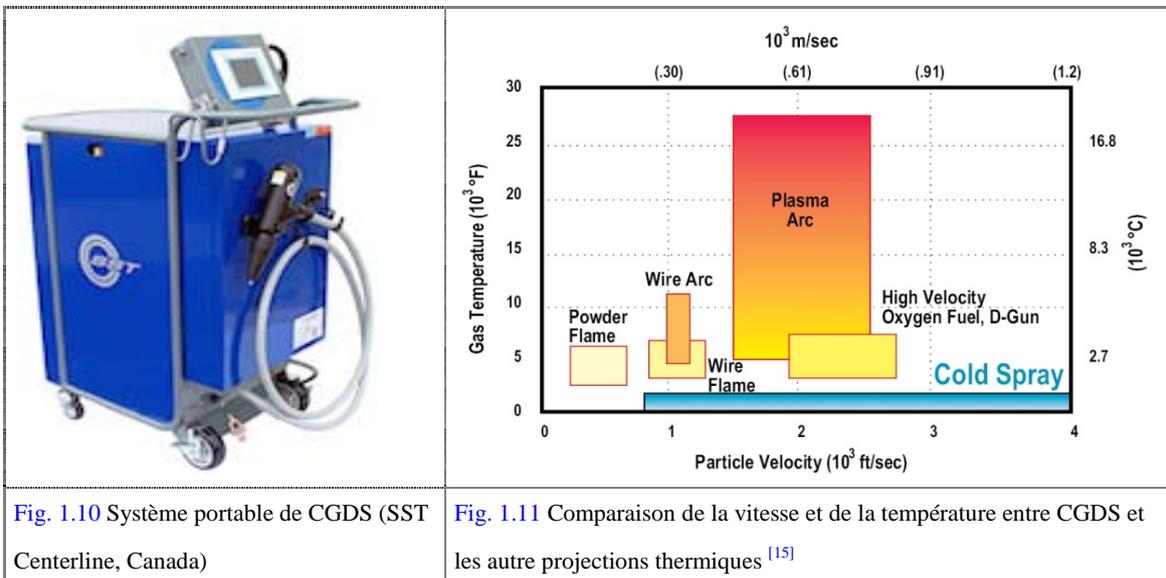
Fig. 1.7 Buse pour la projection à froid (CGT, Allemagne)

Parmi les composants de la projection à froid, la buse est le composant le plus important. Des points de contrôle à côté de l'entrée de la buse sont nécessaires pour mesurer la pression et la température des gaz dont les valeurs seront transférées à l'unité de contrôle. Les deux paramètres les plus importants du pistolet sont son coefficient d'expansion et la longueur de sa divergence. Ces paramètres déterminent sa capacité d'accélérer la particule. Ce point sera discuté dans le texte suivant. La Fig. 1.7 montre l'assemblage d'une buse.

Le chauffage du gaz principal qui consiste en une spirale chauffante (CGT) est capable de chauffer le gaz jusqu'à 800°C. Un isolant approprié peut être utilisé pour limiter les pertes de chaleur. Un fort courant DC chauffe efficacement le flux principal. La Fig. 1.8 montre un assemblage typique du chauffe-eau du gaz principal.



Le distributeur sert à distribuer uniformément la poudre et à contrôler le débit. C'est un poudrier à haute pression (35-40 bars maximum), spécifique à la projection à froid. La Fig. 1.9 montre un poudrier fourni par l'entreprise CGT.



Plusieurs types d'équipements de projection à froid ont été élaborés par différents centres de recherche : l'ITAM BS ASR (Russie); Ktech Corporation (KM-CDS séries, États-Unis); Cold Gas Technology (CGT GmbH, Kinetiks séries, Allemagne)... Hormis les équipements fixes communément utilisés, des configurations portables (telle que SST centerline, Windsor, Canada) ont également été misés au point pour faciliter la manipulation. La Fig. 1.10 montre un montage typique du système portable de projection à froid.

1.2.4 Caractéristiques principales de la projection à froid

Le procédé de projection thermique est une technique qui utilise l'énergie électrique, chimique ou mécanique pour produire un jet gazeux à haute vitesse et à haute température. Le matériau de revêtement, généralement sous forme de poudre, est introduit dans ce jet de gaz. Dans les procédés tels que la projection plasma et à la flamme, les particules sont fondues et les gouttes liquides impactent la surface du substrat. L'aplatissement du liquide et sa solidification conduisent à la formation de particules, qui s'imbriquent les unes aux autres pour former le revêtement. Des procédés, tels que la projection à détonation et l'HVOF, chauffent les particules à proximité de leur température de fusion, mais ne les font pas fondre entièrement. Ces procédés peuvent accélérer les particules à un niveau plus élevé que la projection plasma et la projection flamme. L'énergie cinétique de l'impact de particules sur la surface du substrat, est convertie en énergie thermique. Les particules fondues s'aplatissent en formant des plaquettes. Les particules de poudre étant chauffées, fondues et trempées, de nombreuses réactions indésirables à haute température interviennent, telles que la transformation de phase, la décomposition, l'évaporation etc. Le procédé de projection à froid vise à obtenir des vitesses de particules élevées tout en maintenant une faible température, comme montré dans la [Fig. 1.11](#). En augmentant la vitesse de la particule à valeurs supersoniques et en diminuant sa température à la température ambiante, le procédé de projection à froid conduit à la formation d'une morphologie lamellaire par la déformation plastique des particules. Parce que la particule ne passe pas par des températures élevées, les réactions délétères dues à la température élevée mentionnées ci-dessus peuvent être évitées, ce qui induit de nombreux avantages.

1.2.4.1 Principaux avantages de la projection à froid

1.2.4.1.1 Pas de changement de phase/d'oxydation/croissance de grains/minimum d'échange thermique avec substrat

En projection thermique conventionnelle et certaines autres techniques de consolidation de poudre (telle que celles s'appuyant sur le frittage), l'oxydation, la décomposition, et la formation de phases métastables sont inévitables en raison de la haute température. Lorsque ces techniques sont utilisées pour préparer les nanomatériaux, la croissance du grain est souvent accompagnée de la formation

d'autres phases. Les substrats sont souvent chauffés à hautes températures par la flamme pendant le procédé de projection thermique, de sorte qu'il est difficile de projeter des matériaux sur des substrats sensibles aux hautes températures. D'autre part, la déformation du substrat, en particulier pour les échantillons minces, est souvent induite par le flux de chaleur.

La projection à froid est un procédé à basse température, c'est-à-dire que les particules de poudre ne seront pas chauffées excessivement et resteront proche de la température ambiante. Ainsi, la projection à froid est appropriée pour la fabrication des matériaux sensibles à l'oxygène et à la température élevée tels qu'Al, Cu, Mg, Ti et des polymères. La Fig. 1.11 montre la comparaison des températures et des vitesses de particules entre la projection à froid et la projection thermique conventionnelle. En outre, dans le procédé de projection à froid, un gaz inerte est souvent utilisé pour propulser les particules qui protègent efficacement les dépôts formés sur le substrat. Par conséquent, l'oxydation, les changements de phase et la croissance de grain causés par la haute température des particules sont presque complètement évités dans ce procédé. En outre, cette technique n'utilise pas de jet à haute température qui échauffera le substrat. Ce dernier ne reçoit que la stagnation enthalpique de l'impact sur les particules et cette technique peut donc être utilisée pour réparer des pièces et des composants des matériaux sensibles à la température.

1.2.4.1.2 Haute densité/conductivité/résistance/dureté/adhérence/résistance à corrosion

Les particules avec une vitesse supérieure à la vitesse critique (V_c) dans le procédé de projection à froid impactent le substrat et se déforment plastiquement pour former le revêtement, ce qui conduit à une adhésion resserrée entre particules et un bon remplissage des interfaces, des pores et des fissures qui existent dans les dépôts. Les particules déposées sont-érodées par le faisceau de projection de chaque passe et toute particule qui est mal adhérente sera éjectée, ce qui augmente la densité du revêtement. Les pores et les phases oxydées dans les dépôts préparés par la projection à froid sont mineurs ou absents, ce qui conduit à d'excellentes valeurs de conductivité thermique et électrique des revêtements préparés par projection à froid. En outre, les revêtements fabriqués par cette technique présentent en général une haute résistance à la traction,

et la dureté de ces revêtements est plus élevée que celle de leurs matériaux massifs. Ces propriétés sont induites par le haut degré de déformation plastique des particules. Une densité et une pureté de phase élevées, une microstructure homogène des revêtements fabriqués se combinent pour donner des propriétés exceptionnelles de résistance à la corrosion.

1.2.4.1.3 Contraintes résiduelles de compression

Il est bien connu que les revêtements fabriqués par les procédés de projection thermique ou par certaines autres méthodes telles que la galvanoplastie produisent des contraintes résiduelles au sein du dépôt. Les contraintes résiduelles de traction peuvent provoquer des microfissures sur la surface du revêtement ce qui dégrade les performances des revêtements et limite leurs applications. Toutefois, les revêtements préparés par projection à froid subissent une déformation plastique des particules de poudre et, par conséquent, les contraintes résiduelles du revêtement sont de compression. Cette propriété unique fait que la projection à froid peut s'adapter à certaines applications spéciales, par exemple, lorsque de bonnes performances en fatigue du revêtement sont requises ou lorsqu'une étape de post-projection est nécessaire. La projection à froid produit des contraintes résiduelles de compression qui permet de fabriquer des revêtements très épais. Dans d'autres procédés de fabrication de revêtement, telle que la projection thermique et la galvanoplastie, il est difficile de produire des revêtements épais car l'accumulation des contraintes résiduelles de traction à l'interface du substrat et du revêtement entraîne une diminution ou une impossibilité d'adhérence lorsque l'épaisseur du revêtement atteint une valeur critique. Puisque les revêtements préparés par projection à froid présentent des contraintes de compression, des couches très épaisses peuvent être produites avec une bonne adhérence.

1.2.4.1.4 Haut taux de dépôt (Deposit Rate : DR)/haute efficacité de déposition (Deposit Efficiency : DE)

L'empreinte de projection de la poudre lors de la projection à froid est étroite et bien définie ce qui induit un très haut taux de dépôt (DR) dans le procédé de projection à froid. Des conditions optimisées de projection telles que la sélection de la poudre et

l'optimisation des paramètres de projection peuvent générer des dépôts avec une très haute efficacité de déposition (DE).

1.2.4.1.5 Inutilité du sablage/sélections flexibles du couple substrats-revêtements

La vitesse des particules dans le jet de projection à froid montre une distribution gaussienne. Quand le système est utilisé avec des paramètres optimisés, les particules dans le centre du faisceau ont des vitesses plus hautes que la vitesse critique et les particules à la périphérie ont une vitesse inférieure à la vitesse critique. Ces dernières impactant à une vitesse plus faible n'adhèrent pas mais cependant érodent la surface tout comme le procédé de sablage.

Les particules dans la zone centrale se déforment plastiquement sur une surface fraîchement nettoyée et forment donc un revêtement. Ainsi, l'étape de sablage peut souvent être évitée avant la projection à froid. Comme cela a été mentionné dans 1.2.4.1.4, le faisceau de particules dans le procédé de projection à froid est étroit et bien défini, de sorte qu'il est possible d'effectuer le procédé de projection sans masque de la région qui ne doit pas être revêtue, ce qui élargit encore le champ des applications. Une buse rectangulaire optimisée peut même donner un faisceau de projection plus fin de 1 mm de large. En projection thermique, il est souvent nécessaire de choisir le couple matériaux-substrat et on doit aussi veiller à ce qu'aucune des phases intermétalliques ou métastables ne se forment au cours du procédé. Dans la projection à froid, la sélection de couples de matériaux est flexible puisque les matériaux ne seront pas chauffés à très haute température.

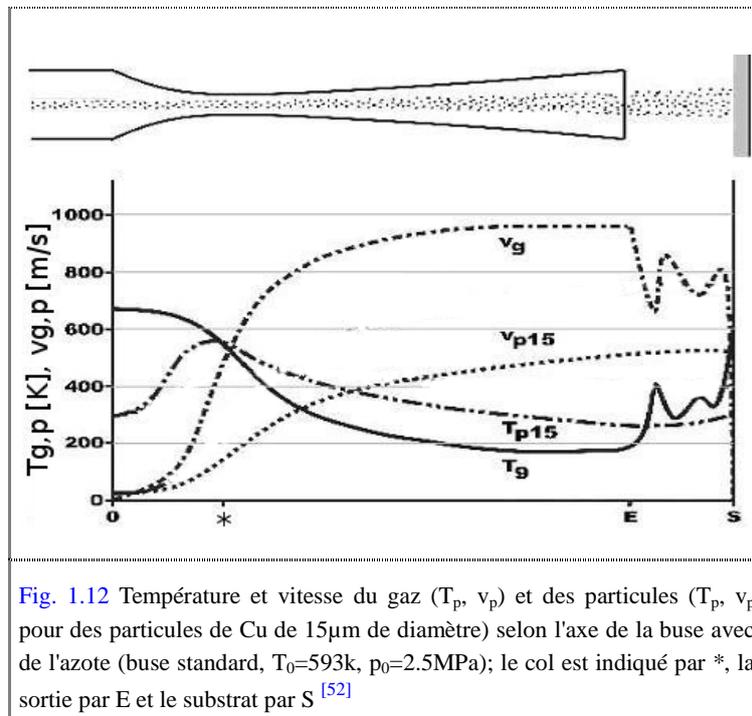
1.2.4.2 Principales limites de la projection à froid

Bien que la technologie de projection à froid présente des avantages incontestables pour certaines applications, il faut reconnaître qu'elle ne pourra pas remplacer toutes les autres techniques de projection thermique conventionnelle. La projection à froid possède certains inconvénients inhérents au procédé. Tout d'abord, les revêtements bruts ont habituellement une faible ductilité en raison de la forte déformation plastique subie par les particules et un post traitement est souvent nécessaire pour obtenir un revêtement avec une ductilité suffisante. Deuxièmement, les céramiques pures et quelques alliages durs sont difficilement déposés par ce procédé ; bien que

certaines céramiques et alliages puissent être candidats pour fabriquer des revêtements composites par projection de poudres mélangées, il est difficile de contrôler le taux de renforts dans les dépôts composites. Par ailleurs la conservation de cette fraction dans la poudre et dans le revêtement n'est pas toujours assurée avec la projection à froid. Enfin, il est difficile de déposer la poudre sur les substrats qui ont une ductilité faible ou nulle à cause de la mauvaise liaison entre les particules et le substrat.

1.2.5 Facteurs influençant le comportement d'accélération de particule

La Fig. 1.12 ^[52] montre l'évolution de la vitesse et de la température des flux de gaz le long de l'axe de la buse. La vitesse du gaz augmente rapidement après le col de la buse. L'onde de choc peut être observée dans la région externe de la buse, ce qui a pour effet de diminuer la vitesse du gaz. La variation de la température présente une tendance inverse à la vitesse du gaz. Il est possible que la température soit inférieure à 200K, ce qui peut être confirmé par la présence de glace à la sortie de la buse au cours de la projection.

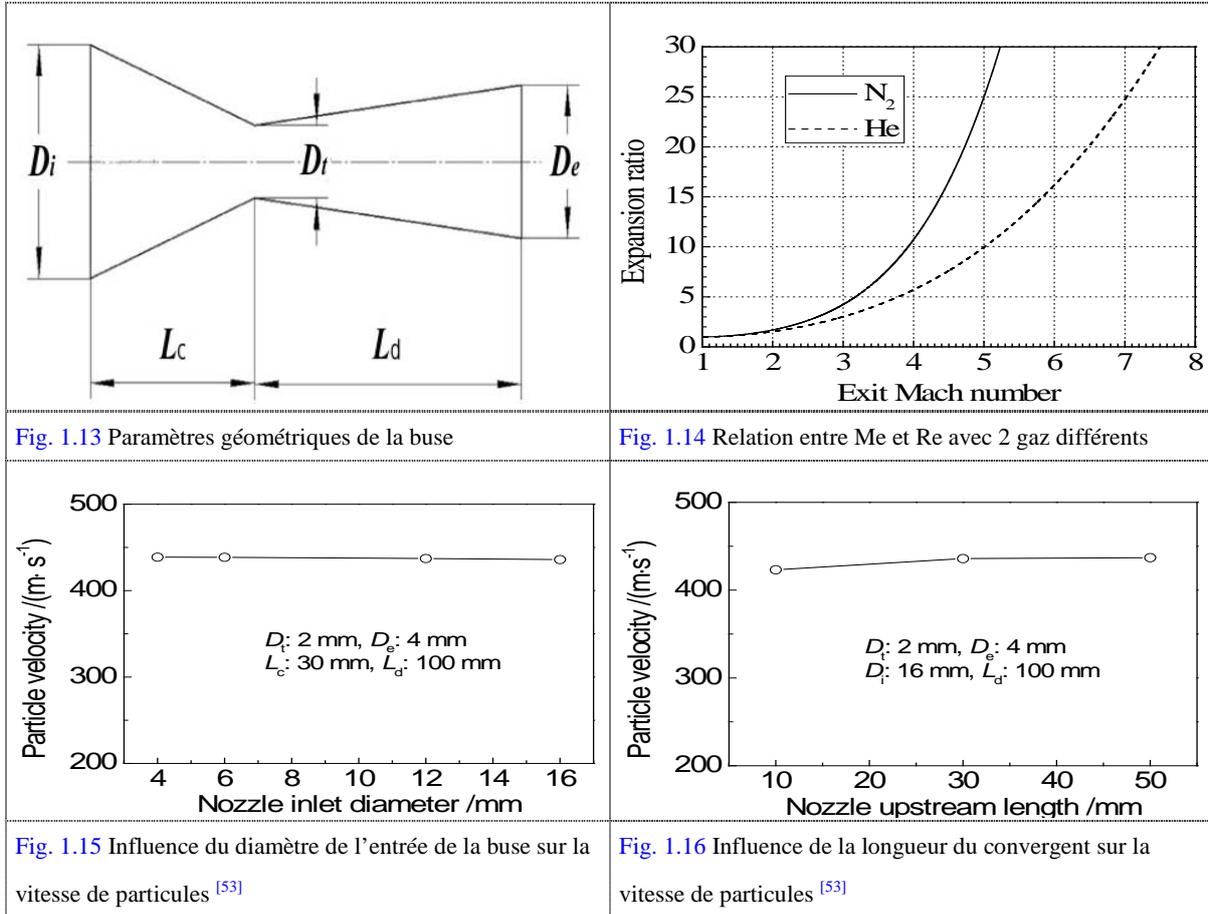


La vitesse des particules augmente rapidement le long de l'axe après le col de la buse et atteint la valeur maximale à l'extérieur. À ce moment-là, les particules et le gaz ont presque la même vitesse. La température des particules augmente principalement dans la région convergente de la buse et diminue progressivement après le col. Ces

résultats indiquent que le chauffage et l'accélération des particules sont surtout accomplis respectivement dans la région convergente et la région divergente.

1.2.5.1 Influence des paramètres géométriques de la buse

Les paramètres géométriques principaux de la buse sont le diamètre de l'entrée (D_i), le diamètre du col (D_t), le diamètre du sorti (D_e), la longueur du convergent (L_c) et la longueur du divergent (L_d), comme montré dans la Fig. 1.13.



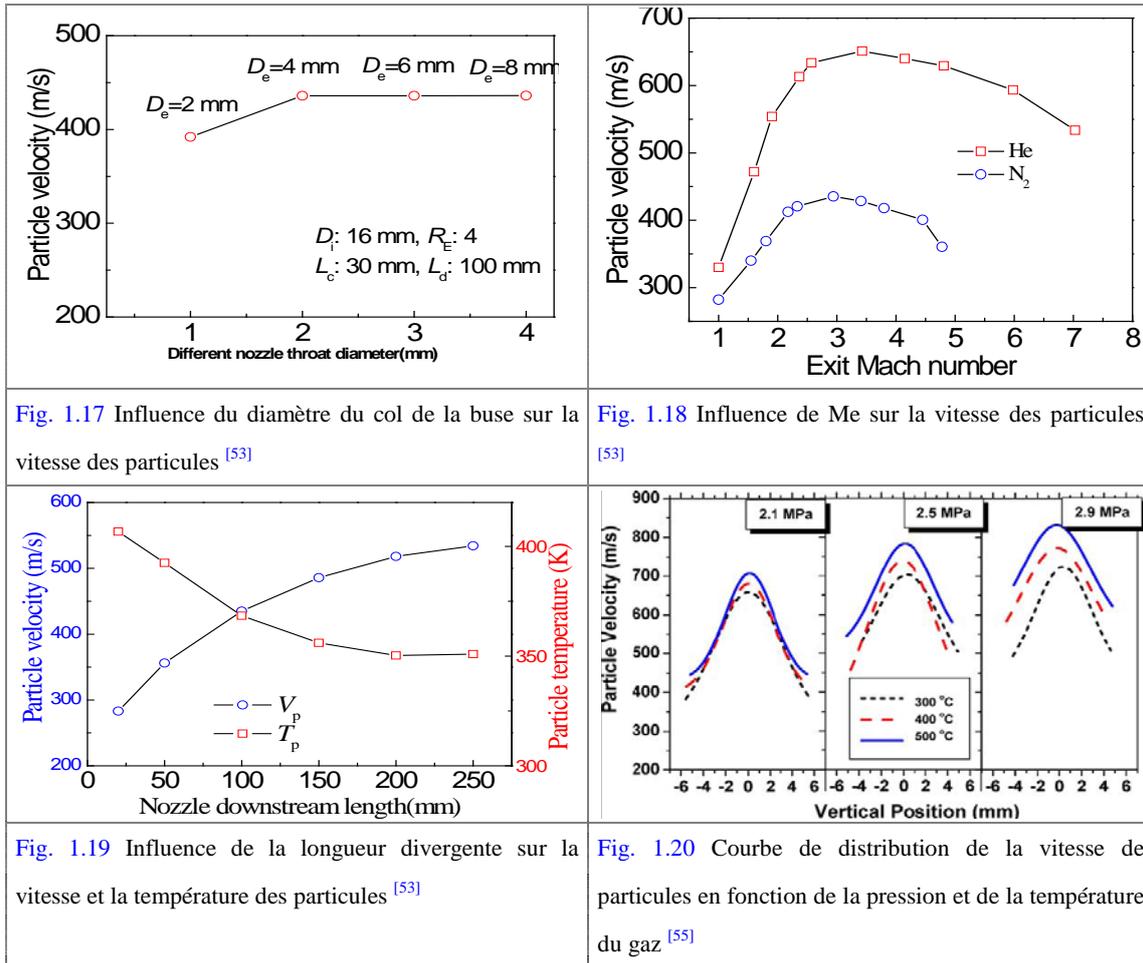
Le ratio de la surface de sortie (A_e) et la surface du col (A_t) est défini comme le ratio d'expansion (Re). Pour une buse et un gaz donnés, un ratio d'expansion (Re) de la buse correspond à un certain nombre de Mach de sortie (Me), comme indiqué par la Fig. 1.14.

Il est généralement admis que le diamètre de l'entrée et la longueur de la convergence de la buse ont peu ou pas d'influence sur la vitesse de particules. Les résultats sont montrés dans la Fig. 1.15 [53] et la Fig. 1.16 [53]. La Fig. 1.17 [53] montre que le

diamètre du col de la buse a peu d'influence sur la vitesse des particules, pour un même ratio d'expansion ($Re=4$).

La Fig. 1.15~Fig. 1.17 indiquent que les paramètres de la région convergente de la buse ont très peu d'influence sur la vitesse des particules. Cependant, il convient de noter que la consommation de gaz augmente avec la taille du col de la buse.

La vitesse de la particule augmente avec l'augmentation du nombre Mach sortie (Me) jusqu'à un maximum, puis il diminue avec la diminution de Me , comme suggérée dans la Fig. 1.18 ^[53]. Pour la buse conçue avec un faible nombre de Mach, il faudra une température plus élevée de stagnation pour produire la vitesse requise. Cela peut conduire à des températures trop élevées à proximité des substrats et ce qui peut réduire les avantages de la projection à froid. Deux analyses ont montré que, pour la gamme de vitesse utilisée dans le procédé de la projection à froid, le nombre de Mach d'une buse doit être limitée à 1,5 afin d'éviter des températures trop élevées à proximité du substrat. Un autre facteur qui limite également le nombre de Mach est l'interaction de l'onde de choc de particules. Pour les particules lourdes ou de grande dimension et pour un faible nombre de Mach, l'onde de choc a un effet notable mais limité sur la vitesse d'impact des particules. Cet effet augmente avec le nombre de Mach et devient important pour un nombre de Mach d'environ 3 ^[54]. Théoriquement, pour une buse donnée, plus le Me est élevé, plus la vitesse du gaz est grande. Toutefois, l'onde de choc sera produite en dehors de la buse de sortie pour un nombre de Mach élevé. Ainsi, bien que la vitesse du gaz soit très élevée, l'onde de choc influencera notablement le flux de particules et réduira grandement la vitesse des particules ^[53]. En particulier, pour les particules légères ou de petites tailles, l'effet des interactions entre particules est très fort, même à courte distance et pour un nombre de Mach inférieur à 2. Il a été constaté que l'usage d'un nombre de Mach élevé pour des particules petites et/ou légères peut réduire significativement l'efficacité du procédé ^[54]. C'est pourquoi, il existe un ratio d'expansion optimisé pour chaque buse.



La vitesse des particules augmente avec l'augmentation de la longueur de la zone divergente de la buse, mais la température peut avoir une tendance inverse, comme montré dans la Fig. 1.19 [53]. Pour les buses avec une divergence courte, les particules ne peuvent pas être accélérées suffisamment avant de quitter cette dernière et leur vitesse continuera d'augmenter après la sortie de la buse. Ainsi quand une buse avec une longueur divergente courte est utilisée, l'influence de la distance de projection sera très importante. Normalement, l'accélération de la particule se poursuit en dehors de la buse lorsque la longueur divergente de buse est inférieure à 50mm. Néanmoins, le processus d'accélération des particules se situera presque exclusivement dans la buse quand sa longueur divergente est supérieure à 150mm, et l'accélération de la particule en dehors de la buse sera très limitée. La distance de projection n'aura presque aucune influence sur la vitesse des particules.

1.2.5.2 Influence des paramètres du gaz de propulsion

La Fig. 1.20 ^[55] montre que la pression et la température du gaz ont une influence sur l'accélération des particules. La vitesse de particules augmente avec l'augmentation de la pression et la température du gaz de propulsion. Un autre résultat de recherche montre que la température des particules diminue légèrement avec l'augmentation de la pression du gaz de propulsion, tandis que la température des particules augmente presque linéairement avec l'augmentation de la température du gaz de propulsion ^[53]. D'autre part, l'effet du préchauffage du gaz est double : il augmente la vitesse des particules ainsi que leur température ce qui a pour effet d'accroître leur capacité de déformation.

1.2.5.3 Influence du type de gaz de propulsion

Selon le principe aérodynamique, pour une buse donnée, la vitesse du gaz en un point de la buse peut être donnée par la formule suivante:

$$V_g = M \sqrt{\frac{\gamma RT}{W}} \text{-----(1-1)}$$

V_g ---vitesse du gaz de propulsion

M ---Mach local

R ---constante générale des gaz parfaits

T ---température du gaz

W ---poids moléculaire

Pour des valeurs élevées de M et γ , et inversement pour des faibles valeurs de W , la vitesse du gaz (V_g) augmente. L'air, l'azote (N_2) et l'hélium (He) sont les gaz les plus souvent utilisés. Les valeurs de γ pour l' He et le N_2 sont respectivement de 1.66 et 1.4; les valeurs de W pour l' He et le N_2 sont respectivement de 4 et 28 ; pour une même buse, le nombre M de l' He est plus grand que celui de N_2 selon la Fig. 1.14. Par conséquent, pour une même température, l' He peut donner des vitesses plus élevées que celle du N_2 , et donc est plus propice à accélérer les particules. En outre, la vitesse

des particules ne change pas selon la formule 1-1, mais la densité du gaz compressible augmentera quand la pression du gaz s'élèvera, par conséquent, l'effet de poussée sur les particules par le gaz augmentera leur vitesse.

1.2.5.4 Influence de la distance de la projection

Pour une buse optimisée, la distance de projection n'a pas d'influence significative sur la variation de vitesse des particules [52], comme indiqué dans la Fig. 1.21. Il convient de noter que l'influence de l'onde de choc sera plus grande et diminuera la vitesse des particules quand une trop petite distance est utilisée [56].

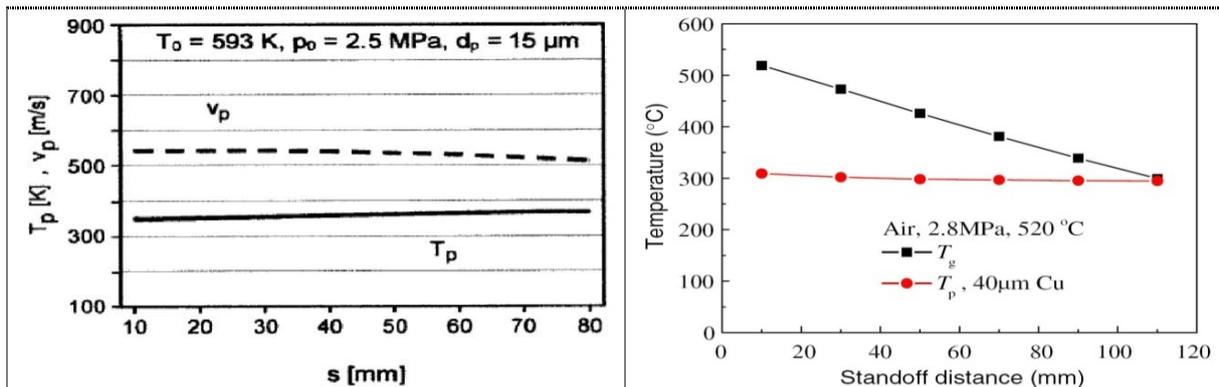


Fig. 1.21 Température et vitesse de particules en fonction de la distance d'impact [52]

Fig. 1.22 Effet des distances d'impact sur les températures calculées de gaz et des particules Cu (40 μm)

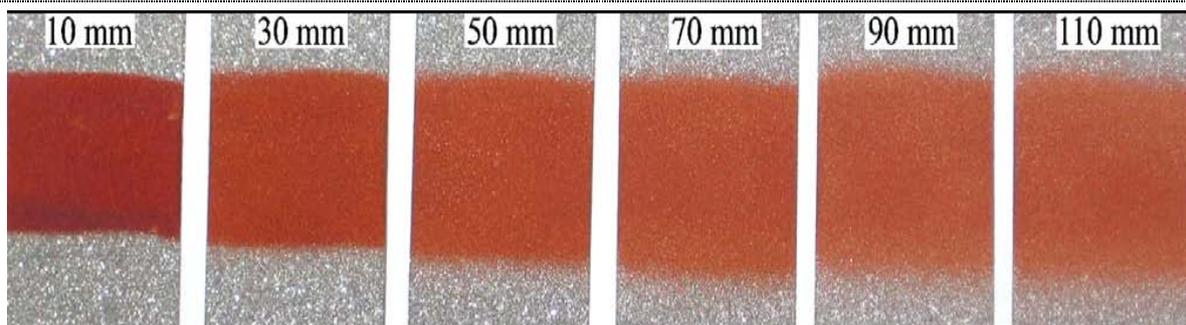


Fig. 1.23 Macrographies de la surface de revêtement de Cu déposés à des distances de projection différentes

Bien que la distance d'impact n'ait presque aucune influence significative sur l'accélération des particules, il peut agir sur le rendement et la qualité. La Fig. 1.22 montre que l'influence de la température du gaz diminue sensiblement avec l'augmentation de la distance de projection. Ainsi, la surface du substrat ou le revêtement déposé sera exposé à une température supérieure quand une distance de projection courte est adoptée. Cela a été prouvé par des résultats expérimentaux dans notre étude. La Fig. 1.23 montre que la surface des revêtements de Cu présente des couleurs différentes. Cela est attribué à la différence de températures de surface des

revêtements déposés à des distances différentes. Une température relativement élevée provoque l'oxydation, ce qui est particulièrement évident à une distance de 10 mm. On peut aussi remarquer à la Fig. 1.22 que la distance du substrat a peu d'influence sur la température des particules, mais a une grande influence sur celle du gaz. La température de la surface du substrat diminue significativement avec l'augmentation de la distance de projection.

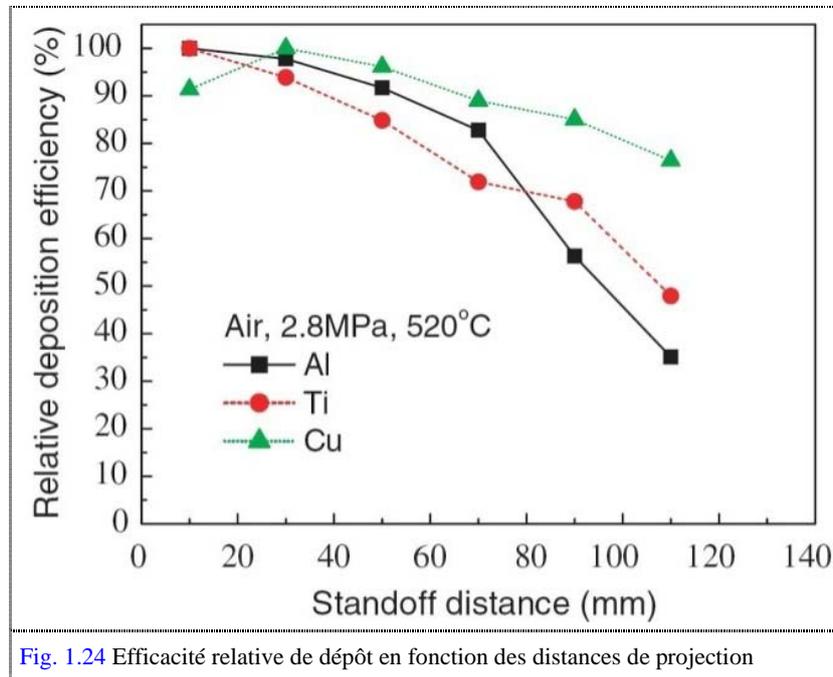


Fig. 1.24 Efficacité relative de dépôt en fonction des distances de projection

D'autre part, le rendement relatif de dépôt (DE%) des poudres dépend fortement de la distance de projection. L'efficacité de dépôt de trois types de poudre a été comparée expérimentalement, et le résultat est donné à la Fig. 1.24. On peut considérer que l'efficacité de dépôt diminue quand la distance de la projection croît. Par conséquent, la sélection d'une distance de projection optimale doit être effectuée avec soin pour avoir un bon compromis entre rendement et qualité. La distance de projection n'a presque pas d'influence sur la microstructure et la microdureté du revêtement. Cela pourrait être attribué au fait que la vitesse des particules varie pas à l'extérieur de la buse adoptée. Les deux effets de l'érouissage et du grenailage des particules contrôlent la qualité du revêtement. Notre recherche indique également que la distance de projection optimale pour chaque procédé de projection à froid dépend étroitement de la densité et de la taille de la poudre. Pour la même poudre, la distance d'impact optimale augmente avec l'augmentation de la taille des particules, alors que pour des poudres différentes mais de même taille, la distance optimale n'est pas

nécessairement la même, comme indiqué dans la Fig. 1.25 [55]. On peut voir que, pour une particule légère, la distance de projection optimale est plus courte, ce qui semble cohérent puisque les particules plus légères sont plus facilement influencées par le flux de gaz [23, 27].

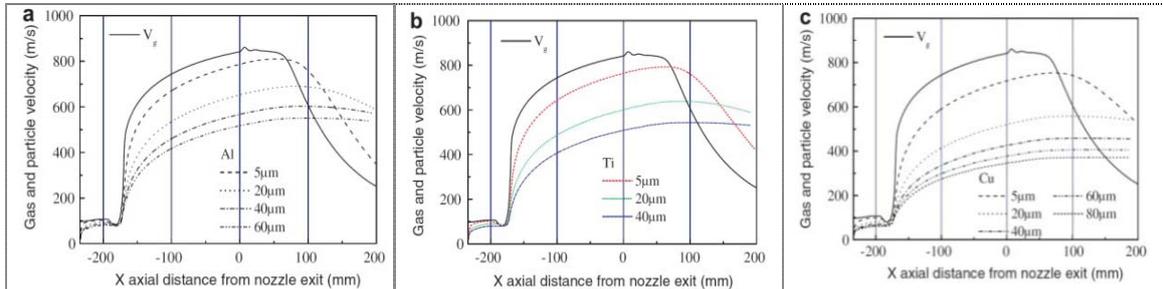


Fig. 1.25 Variation des vitesses de gaz et des particules le long de la buse axiale sans substrat pour des poudres de (a) Al, (b) Ti et (c) Cu dans les mêmes conditions de projection [55]

1.2.5.5 Influence des paramètres de particule

Les paramètres de particule incluent principalement la densité de la poudre, la morphologie, la distribution de la taille, etc. Dans les mêmes conditions de propulsion de gaz, les particules avec une densité et une taille faible peuvent être accélérées plus facilement que des particules denses ou de grande taille. Ainsi, il est plus facile d'atteindre la vitesse critique d'une poudre de faible taille. Typiquement la taille de particule de projection à froid est inférieure à 50 μ m. Toutefois, des particules plus grosses peuvent être utilisées selon leurs vitesses critiques [57]. D'autre part, la vitesse des particules n'est pas une valeur fixe mais une distribution de vitesse correspondant à leurs tailles lors de la projection. Il est donc important de veiller à ce que la plupart de particules puisse dépasser leurs vitesses critiques.

La morphologie des particules peut également influencer sur leur accélération. Plus la particule est de forme irrégulière, et plus il sera facile d'accélérer cette dernière car la force exercée sur elle sera plus importante. Il a été constaté que les particules avec des morphologies angulaires avaient une vitesse plus importante que les particules sphériques. Le coefficient de traînée semble dépendre de la morphologie des particules. Selon H. Fukunuma et J. Pattison, une particule angulaire aura un plus grand coefficient de traînée qu'une particule sphérique et dans les mêmes conditions une vitesse plus élevée [56, 58].

1.3 Objectif de la thèse

Les alliages de cuivre-étain (bronze) sont largement utilisés dans l'aviation, la navigation et l'automobile en raison de leur bonne élasticité, leur haute résistance et leur bonne résistance abrasive ^[59]. Les bronzes sont également utilisés avec le plomb (Pb) (par exemple les alliages Babbit), car la présence de plomb peut améliorer les performances anti-frottement des matériaux à base de cuivre. Toutefois, dans 2002/95/CE, RoHS (Restriction des substances dangereuses, UE), l'utilisation du Pb a été limitée dans les paliers depuis le 1^{er} juillet 2006 (même si elle a été exemptée ultérieurement dans la norme 2005/618/CE, elle doit être réévaluée tous les 4 ans), alors que les alliages de cuivre sans plomb sont caractérisés généralement par leurs faibles propriétés d'anti-frottement. D'autre part, les paliers d'automobile rencontrent des conditions de fonctionnement de plus en plus strictes. L'utilisation d'huiles à basse viscosité ainsi que la réduction drastique de leur teneur de soufre et de phosphore sont requis par diverses autorités ^[60]. L'engagement de l'ACEA (European Automobile Manufacturers Association) a réglementé la limitation des émissions de CO₂ à 140 g/km à partir de 2008 et à 120 g/km à partir de 2012 pour toutes les automobiles. Tous ces défis de conditions de travail de l'automobile ont une liaison directe ou indirecte avec les frictions du moteur. De nouveaux matériaux ayant de bonnes performances de frottement doivent être exploités pour remplacer les paliers actuels contenant le Pb.

Les quasicristaux sont une classe de nouveaux matériaux qui présentent une structure atomique unique et des propriétés physiques et chimiques étonnantes. De nombreux domaines scientifiques se sont intéressés à ces matériaux depuis la découverte d'un alliage Al-Mn de symétrie d'ordre 5 en 1982 ^[61]. Les quasicristaux sont caractérisés généralement par un ordre quasi-périodique, et ils présentent une série de propriétés uniques telles qu'une faible énergie de surface et un faible coefficient de frottement, une bonne résistance à l'oxydation et à la corrosion, une dureté élevée, une faible conductivité électrique et thermique, des propriétés optiques inhabituelles, une biocompatibilité etc. ^[62-64]. Actuellement, plus de 100 alliages quasicristallins ont été découverts, parmi lesquels les alliages ternaires Al-Cu-Fe occupent une place particulière, sont bon marché et non toxiques. Toutefois, les quasicristaux ne peuvent

pas être utilisés comme matériaux structuraux en raison de leur fragilité à température ambiante. Les techniques de projection thermique peuvent être utilisées pour fabriquer des revêtements quasicristallins. Certains chercheurs ont élaborés un revêtement pur de quasicristal d'AlCuFeCr par projection plasma à basse pression (LPPS) [65], AlCuFeB/Fe par projection plasma atmosphérique (APS) [66] et des revêtements composites d'AlCuFe/FeAl par APS ou par la projection plasma sous vide (VPS) [67]. Toutefois, la transformation et l'oxydation de la phase quasicristalline des poudres sont inévitables dans les procédés de projection thermique conventionnels en raison de la température élevée de l'arc du plasma [65-67], et un post-traitement thermique des dépôts doit être suivi d'un contrôle des phases quasicristallines dans le dépôt. La technique de projection à froid présente de nombreux avantages comme mentionné ci-dessus et a été employée largement pour fabriquer des revêtements de métaux et de leurs alliages [68-69], de céramique et de cermet [42, 70-71]. Il est prévu qu'un revêtement composite quasicristallin pourrait être préparé sans transformation de la phase quasicristalline par projection à froid en raison des faibles températures induites par le procédé. D'autre part, les revêtements composites peuvent avoir une porosité plus faible que ceux des revêtements purs. Le revêtement composite d'Al/TiN a une microstructure beaucoup plus dense que le revêtement pur d'Al quand une phase renfort telle que TiN est présente [72]. On peut donc s'attendre à ce que l'introduction de particules quasicristallines puisse également améliorer les propriétés du revêtement composite à base de bronze. En tant que recherche préliminaire sur la faisabilité du développement d'un substitut au matériau actuel pour les paliers, un revêtement composite de bronze/AlCuFeB sera préparé par projection à froid et les comportements en frottement des revêtements fabriqués seront étudiés dans ce travail.

Chapitre 2 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements de bronze élaborés par projection à froid

2.1 Présentation du bronze

Parmi les alliages de cuivre il existe deux grandes familles d'alliages : le laiton et le bronze. Le laiton est composé d'un mélange de cuivre et de zinc. Le bronze est également un alliage de cuivre, il est composé à plus de 60% de cuivre et de métaux (aluminium, plomb...) mais également de non-métaux (silicium, phosphore...). Ces alliages sont très utilisés et font partis des matériaux les plus commercialisés. Généralement, le bronze est un alliage de cuivre qui est composé d'étain, d'aluminium, de silicium, de chrome et de fer etc. Plus de 300 alliages de cuivres sont produits par l'industrie métallurgique. Les bronzes sont définis en fonction de leurs éléments d'addition ^[73]. Si l'étain (Sn), l'aluminium (Al) ou béryllium (Be) sont les éléments additifs principaux dans l'alliage de cuivre, ils seront appelés respectivement Sn-bronze, Al-bronze et Be-bronze. Les composants du bronzes sont miscibles les uns avec les autres à l'état fondu et ne se séparent pas en couches distinctes à l'état solide. Les systèmes d'alliage à base de cuivre sont classés comme alliage de cuivre de forge et l'alliage de cuivre de fonderie. Ces alliages englobent un large éventail de matériaux de forge et de fonderie qui sont présents dans beaucoup de produits (bandes, plaques, feuilles, tuyaux, tubes, tiges, pièces forgées, fils, barres, extrusions et de moulages). Les produits de fonderie sont disponibles dans diverses formes et dimensions ce qui permet de les employer pour des applications spécifiques. Le Bronze possède de nombreuses propriétés très intéressantes telles qu'une excellente conductivité électrique mais également thermique, une résistance exceptionnelle à corrosion, une fabrication simple, une bonne résistance à la fatigue, des propriétés non-magnétique, etc. En outre, le bronze peut être soudé par diverses méthodes, comme la flamme, l'arc et la résistance. Le bronze peut être galvanisé, plaqués avec des substances organiques, ou coloré chimiquement pour élargir la variété des applications disponibles.

2.1.1. Cupro-aluminium (les alliages de cuivre-aluminium)

Le cupro-aluminium peut être divisé en cupro-aluminium simple (Cu-Al binaire alliage) et en cupro-aluminium complexe (alliage multiphasé, qui contient des éléments d'alliage de Fe, Ni et Mn etc. en plus d'Al). Le cupro-aluminium présente de meilleures propriétés mécaniques. Par exemple, la dureté et la résistance à l'abrasion sont plus élevées que celles du laiton ou étain-bronze (Cu-Sn). Sa résistance à la corrosion est supérieure aux laitons et étain-bronzes, mais leur performance concernant le moulage, l'usinage et le soudage n'est pas aussi bonne que ces deux derniers. En plus de l'élément fondamental (Al) le bronze peut contenir une certaine quantité d'autres éléments tels que Ni, Fe, Sn, Cr, Zn, Si et P etc. Certains d'entre eux tels que Ni, Fe, Cr et Sn sont des éléments d'alliages, mais certains d'entre eux tels que Si, P et S sont des impuretés. Les propriétés mécaniques d'Al-bronze sont affectées par l'introduction d'élément(s) d'impuretés. L'introduction de Ni peut augmenter la résistance, la dureté, la stabilité thermique ainsi que la performance d'anti-corrosion d'Al-bronze. L'élément Fe est dissous dans la solution solide d'Al-bronze si sa teneur n'est pas trop élevée. Une quantité de l'élément Sn en dessous de 0,2% en masse renforcera la résistance mécanique et la capacité d'anti-rupture d'Al-bronze. Le silicium (Si) est considéré comme un élément d'impureté d'Al-bronze.

2.1.2. Sn-bronzes (les alliages de cuivre-étain)

L'alliage de cuivre-étain (Cu-Sn) est stable dans l'air ou même dans un environnement plus corrosif (eau de mer par exemple). Sa résistance à la corrosion est meilleure que cela du cuivre ou du laiton. Sn-bronze même présente une très bonne résistance à la corrosion à l'acide sulfurique dilué. Les alliages Sn-bronze ont une bonne élasticité, une bonne résistance abrasive et une haute intensité etc. Ils sont utilisés largement dans l'aviation, les industries d'automobiles. Plus généralement ils sont employés sur ses pièces qui subissent de l'usure, (par exemple : les paquebots, les obus, les disques et les plaquettes de paliers...).

Dans le diagramme de phase binaire de l'alliage de Cu-Sn ^[74] (Fig. 2.1), il y a plusieurs phase-régions distinctes, parmi lesquelles :

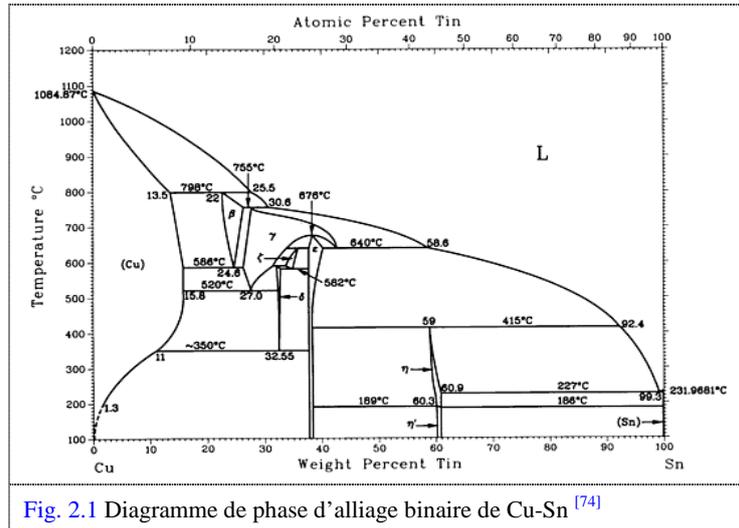


Fig. 2.1 Diagramme de phase d'alliage binaire de Cu-Sn [74]

α -phase : α une solution solide de cuivre-étain avec une structure de maille du cubique à face centrée ; bonne ductibilité.

β -phase : β une solution solide à base du composé défini Cu_5Sn ; avec une maille du cubique centré ; bonne ductilité à haute température.

γ -phase : une solution solide à base de Cu_3Sn ; dur et fragile.

δ -phase : une solution solide à base de composé $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$; structure cubique compliquée.

ϵ -phase : une solution solide à base de composé de Cu_3Sn .

En tant que l'élément d'alliage principal, la teneur de Sn apporte des effets apparents sur les propriétés mécaniques du bronze Sn [73] :

- ✓ Lorsque la teneur en Sn ne dépasse pas 5-6% m, la résistance mécanique et la ductilité du Sn-bronze augmente avec l'augmentation de la teneur en Sn.
- ✓ Lorsque la teneur en Sn dépasse 5-6% m, la ductilité du Sn-bronze diminue en raison de l'apparition de δ -phase qui est dure et fragile.
- ✓ Lorsque la teneur en Sn est supérieure à 20% m, l'alliage devient complètement fragile, en effet la résistance mécanique de l'alliage diminue en raison d'une trop grande proportion de δ -phase au sein de l'alliage.

Ainsi pour la plupart des applications, la teneur en Sn est généralement comprise entre à 3% m et 14% m. Pour certains bronzes qui ont des exigences particulières au niveau

de la ductilité, la teneur en étain est souvent limitée à 5~7% m. La performance de la coulée des Sn-bronzes sera renforcée si une quantité appropriée de Pb est ajoutée. Les bronzes alliés étain coulés sont largement utilisés comme soupapes, engrenages ou coussinets de palier, qui ont des exigences relativement plus élevées concernant la capacité de déformation élastique, de résistances à la corrosion et à l'abrasion que d'autres.

2.2 Procédure expérimentale

2.2.1 Poudres de bronze

Les poudres de bronze sont fabriquées par un processus d'atomisation de gaz au LERMPS (Laboratoire d'Etudes et de Recherches sur les Matériaux, les Procédés et les Surfaces). Deux poudres de bronze, Cu-6% Sn (CuSn6) et Cu-8% Sn (CuSn8), ont été utilisées.

L'analyse des compositions de ces deux poudres grâce à un dispositif EDS (Energy Dispersive Spectrum) indique que les teneurs en étain des poudres CuSn6 et CuSn8 sont respectivement d'environ 6,5% et 8,5% en masse. Les morphologies des poudres sont montrées dans la Fig. 2.2. Les particules des deux poudres de CuSn6 et de CuSn8 présentent une morphologie sphérique. La distribution en taille des deux poudres de CuSn6 et CuSn8 a été mesurée avec un granulomètre laser Mastersizer 2000 (MALVERN Instruments, UK). La Fig. 2.3 indique que ces deux types de poudres présentent une distribution gaussienne de taille des particules avec une taille moyenne de particules de respectivement 27,9 μm et 17,1 μm pour les poudres CuSn6 et CuSn8.

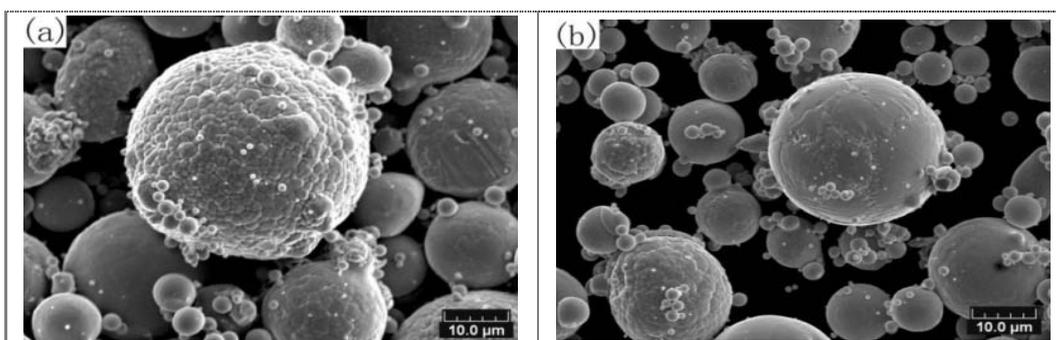
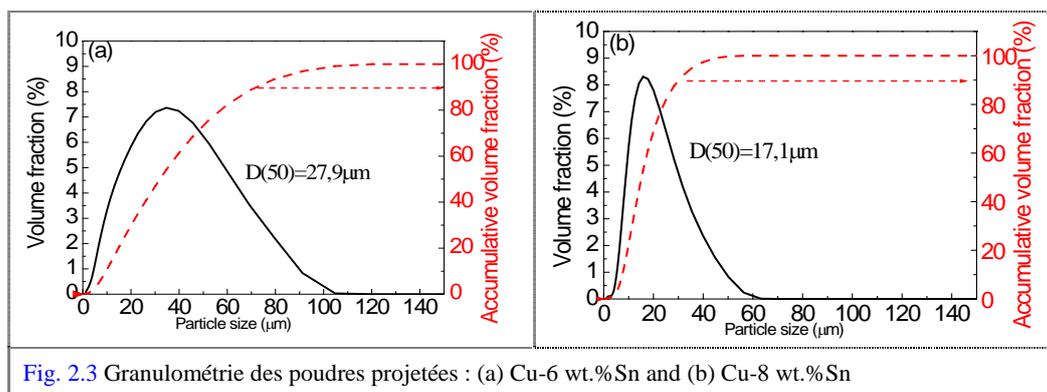
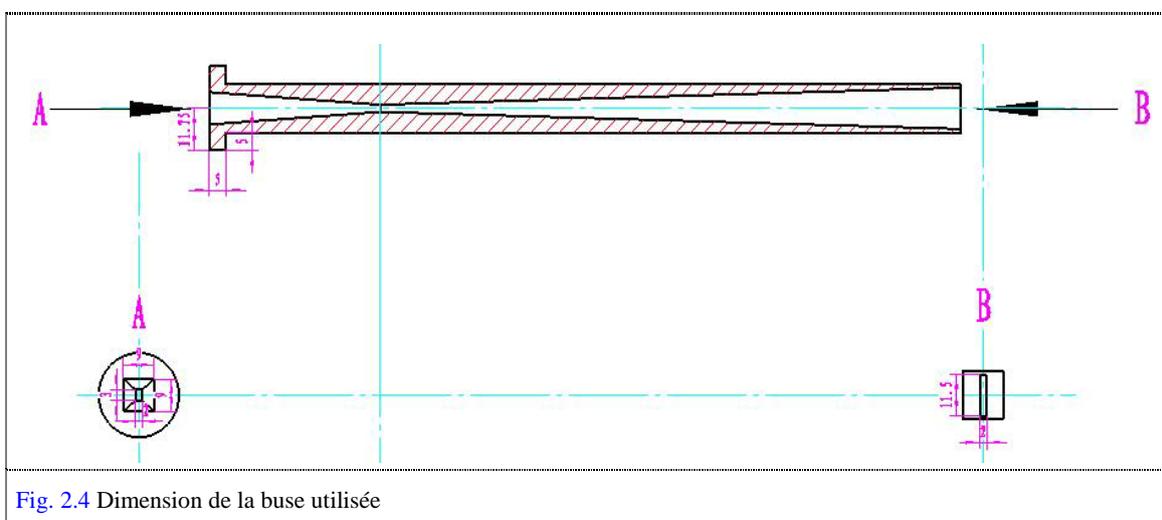


Fig. 2.2 Image MEB des poudres utilisées : (a) Cu-6 wt.%Sn and (b) Cu-8 wt.%Sn



2.2.2 Introduction d’essais et caractérisations de revêtements

Le système de projection à froid (*CGT GmbH, Allemagne*) avec un pistolet commercial installé au LERMPS a été utilisé pour cette thèse. Une buse disposant d’une section rectangulaire intérieure (la sortie de buse 2 mm × 11,5 mm, la gorge 2 mm × 3 mm, et la longueur de divergences 170 mm, voir la Fig.2.4) conçue par le LERMPS, a été employée pour préparer des revêtements. L’air comprimé et l’hélium ont été utilisés comme gaz de propulsion, et l’argon a été utilisé comme gaz porteur pour la poudre. Des disques de l’acier 25CD5 de dimension Ø43x4mm ont été choisis comme substrat. Certains revêtements préparés par la projection à froid ont été traités thermiquement à 600°C pendant 3 heures dans un four sous vide selon les études précédentes [35, 75-76] et le diagramme de phase de Cu-Sn [74]. Les paramètres de la projection à froid et les paramètres de traitements thermiques sont présentés dans le Tableau 2-1.



La microstructure des revêtements a été examinée grâce à un microscope optique (OM, *Nikon, Japon*) et un Microscope Electronique à Balayage (MEB, *JEOL*,

JSM-5800LV, Japon). Les revêtements polis ont été attaqués chimiquement par la solution de 5ml FeCl_3 +10ml HCl +100ml H_2O . Les porosités des revêtements (CuSn6 après projection, CuSn8 après projection, CuSn6 après traitement thermique et CuSn8 après traitement thermique, ci-après dénommé respectivement As6, As8, HT6, et HT8) ont été déterminées par analyse d'image à partir des micrographies de section des revêtements. La microdureté des revêtements a été mesurée avec un micro-duromètre de Vickers (Leitz, Allemagne). Une quinzaine d'indentations ont été réalisées et mesurées pour calculer la dureté moyenne de chaque échantillon.

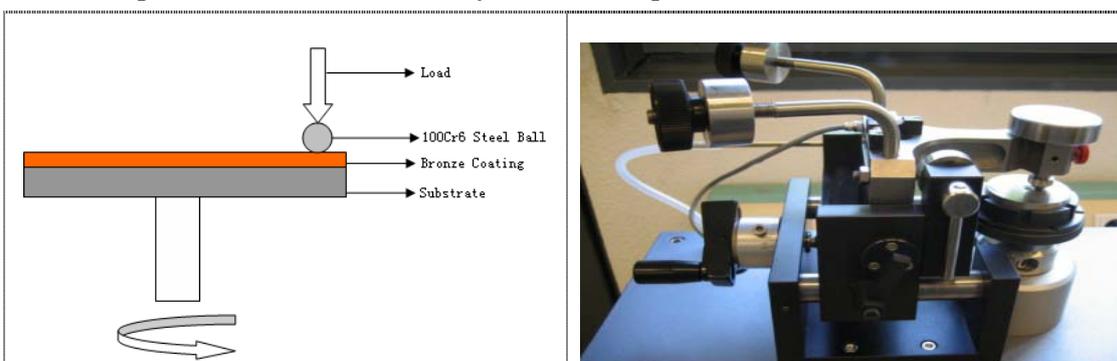


Fig. 2.5 Tribomètre rotatif

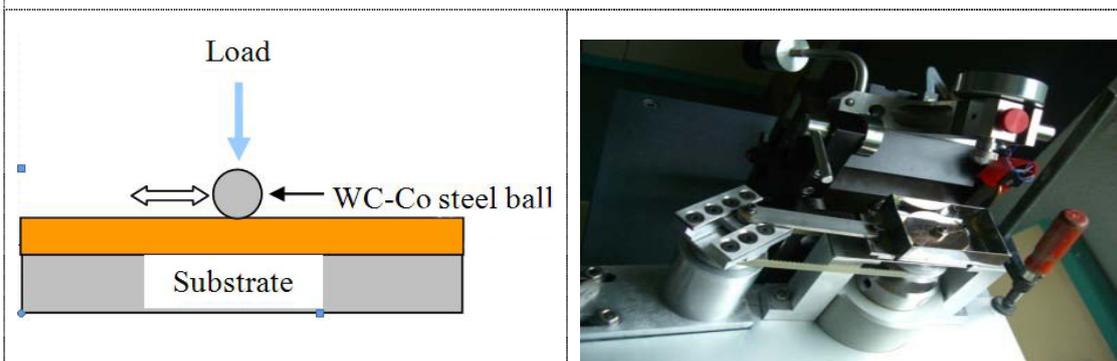


Fig. 2.6 Tribomètre alternatif

Les essais de frottement rotatif et alternatif ont été effectués en configuration de bille-sur-disque avec un tribomètre CSM (comme représenté dans la Fig. 2.5 et Fig. 2.6) à l'air et à l'huile (*EXTRALUB 10W40* pour moteur diesel), tous les essais ont été répétés une fois dans la même condition. Les paramètres des essais tribologiques sont récapitulés dans le [Tableau 2-2](#). Avant les essais de frottement, toutes les surfaces des revêtements ont été polies à une rugosité moyenne (R_a) d'environ $0,05\mu\text{m}$. La partie antagoniste consiste en une bille d'acier en 100Cr6 ou en WC-Co de 6 mm de diamètre. La force de frottement a été mesurée par un capteur et enregistrée dynamiquement dans un ordinateur. Le coefficient de frottement a été calculé en

divisant la force de frottement par la charge appliquée. Le taux d'usure est défini comme le volume d'usure ou la largeur de la trace d'usure (pour l'essai tribologique rotatif et alternatif, respectivement) par unité de charge et de distance de glissement. L'inverse du taux d'usure sera considéré comme la résistance à l'usure des revêtements. Les morphologies de surface d'usure ont été examinées en utilisant le MEB.

Tableau 2-1 Paramètres de projection à froid

N°	#1	#2	#3	#4	#5	#6
Echantillon	As6	HT6	As8	HT8	Air-CuSn8	He-CuSn8
Traitement thermique		600°Cx3h (-760mmHg)		600°Cx3h (-760mmHg)		
Buse	Rectangle		Rectangle		Rectangle	MOC
Gaz de propulsion	Air:30bars/496-502°C		Air:30bars/505-510°C		Air:26bars/500-504°C	He:27bars/583°C
Gaz porteur	Ar:34bars		Ar:34bars		Ar:29bars	He:27,13bars
Distance de projection	30mm		30mm		30mm	30mm
Débit de gaz porteur	40NL/min		40NL/min		40NL/min	389NL/min
Vitesse de poudrier	0,5rpm		0,5rpm		1,0rpm	1,5rpm
Vitesse transverse de buse	200mm/s		200mm/s		50mm/s	50mm/s
Pas vertical de buse	2mm		2mm		2mm	2mm

Tableau 2-2 Paramètres de l'essai tribologique

N°	#1	#2	#3	#4	#5	#6	
Echantillon	As6	HT6	As8	HT8	Air-CuSn8	He-CuSn8	
Les essais rotatifs	Ambiant	à sec	à sec	à sec	à sec		
	Charge (N)	5	5	5	5		
	Vitesse (mm/s)	500	500	500	500		
	Température/Humidité (°C/%)	25,2/40	25,2/40	25,2/40	25,2/40		
	Distance de glissement	500m	500m	500m	500m		
Les essais alternatifs	à sec	Charge	2N		2N		2N
		Vitesse moyenne	70mm/s		70mm/s		70mm/s
		Température/Humidité (°C/%)	26,8/23		27,1/21		30/22
		Distance de glissement	280m		280m		280m
	lubrifié	2N-7mm/s-10,5m	√		√		√
		5N-3.5mm/s-5,3m	√		√		√
		5N-7mm/s-10,5m	√		√		√
		5N-17.5mm/s-21m	√		√		√
		10N-7mm/s-10,5m	√		√		√

Tableau 2-3 Signification des appellations des échantillons

As6	Revêtement de CuSn6 après projection	Gaz de propulsion : Air
HT6	Revêtement de CuSn6 après traitement thermique	
As8	Revêtement de CuSn6 après projection	
HT8	Revêtement de CuSn8 après traitement thermique	
Air-CuSn8	Revêtement de CuSn8 après projection	Gaz de propulsion : He
He-CuSn8	Revêtement de CuSn8 après projection	

2.3 Résultats et discussions

2.3.1 Microstructure des revêtements

Les épaisseurs des revêtements sont tous supérieures à 600 μm . La Fig. 2.7 montre les microstructures en coupe des revêtements après projection. Il peut être observé dans la Fig. 2.7 que tous les revêtements de bronze après projection présentent une structure dense. En outre, il est possible de remarquer sur les coupes attaquées que les particules déposées présentent, entre-elles, des interfaces nettement visibles. Toutefois, ces deux revêtements présentent différentes distributions et tailles de pores (Fig. 2.7 (a1) et (b1)), et ce, bien qu'ils aient presque la même porosité. Ceci peut être attribué aux différentes tailles des particules des poudres de CuSn6 et de CuSn8, comme indiqué dans la Fig. 2.3 (a) et (b). Les revêtements d'Air-CuSn8 et d'He-CuSn8 présentent une structure dense tout comme celle d'As6 et d'As8. Pour l'Air-CuSn8, bien qu'il soit projeté avec une pression du gaz de propulsion plus basse que l'As8, la microstructure du dépôt est semblable à celle de l'As8. Pour l'He-CuSn8, le dépôt a une microstructure plus dense que l'As8. Ceci peut être expliqué par le fait que lorsque l'He est utilisé comme gaz de propulsion, la vitesse des particules projetées est plus importante. La compacité de revêtement dépend fortement de la capacité de déformation et la granulométrie des particules projetées [77].

En plus de la nature du matériau, la capacité de déformation de particules dépend des conditions expérimentales. Par exemple, la température et la pression du gaz de propulsion, la dimension géométrique de la buse utilisée, le niveau d'oxydation de la surface de la poudre, jouent un rôle au niveau du traitement des particules et donc au niveau de la déformation de celles-ci. Tous ces facteurs peuvent influencer la vitesse/vitesse critique et la température de particules ou la dureté du substrat. Pour le

revêtement d'Air-CuSn8, bien qu'il soit projeté avec des paramètres plus bas que celui de revêtement d'As8, la buse balaie avec une vitesse transversale plus faible, donc, la température des particules qui ont été déjà déposées est plus élevée que celle atteinte lors de la projection de l'As8. Cela a pour effet de ramollir le point d'impact des particules suivantes et donc de faciliter la déposition de ces particules, et ce, avec une vitesse relativement plus faible.

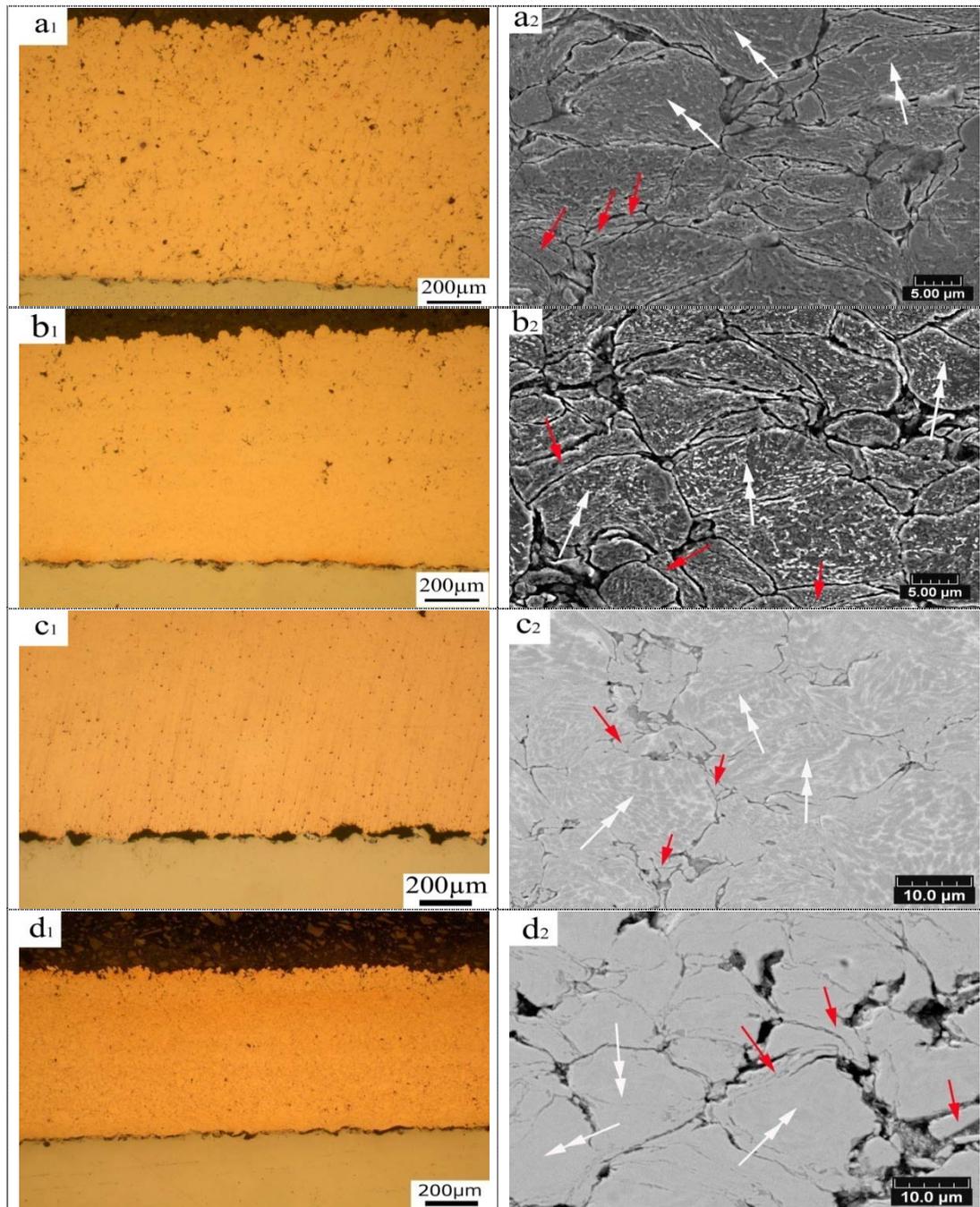


Fig. 2.7 Microstructures des revêtements après projection de bronze : (a1) MO d'As6 ; (a2) MEB d'As6 (attaqué) ; (b1) MO d'As8 ; (b2) MEB d'As8 (attaqué) ; (c1) MO d'Air-CuSn8 ; (c2) MEB d'Air-CuSn8 ; (d1) MO d'He-CuSn8 et (d2) MEB d'He-CuSn8

L'estimation de la porosité des revêtements d'As6 et d'As8 est d'environ 4,7%, et d'Air-CuSn8 et d'He-CuSn8 sont respectivement de 3% et 0,6%, comme indiqué dans la Fig. 2.9. Lors de l'observation des dépôts à un grossissement élevé (Fig. 2.7 (a2), (b2), (c2) et (d2)), il a été constaté que les particules déposées ont subi une déformation plastique intense et ont été aplaties de sorte qu'elles présentent une forme de lentille. De façon générale, les petites particules ont subi des déformations plus intenses que les grandes particules, comme l'indique les flèches simples et les flèches doubles sur la Fig. 2.7 (a2), (b2), (c2) et (d2). Cela peut être attribué à la différence de vitesse entre particules. Les petites particules sont plus accélérées que les grandes particules, donc les petites particules ont subi une déformation plastique plus intense que celle de grandes particules qui semblent avoir conservé une morphologie sphérique. Toutefois, par rapport à du Cu pur [78], en raison de la relativement haute résistance du bronze, la déformabilité des particules ne permet pas de combler tous les interstices entre les particules. En conséquence, les revêtements de bronze présentent une porosité plus élevée que les revêtements de Cu pur préparés par projection à froid.

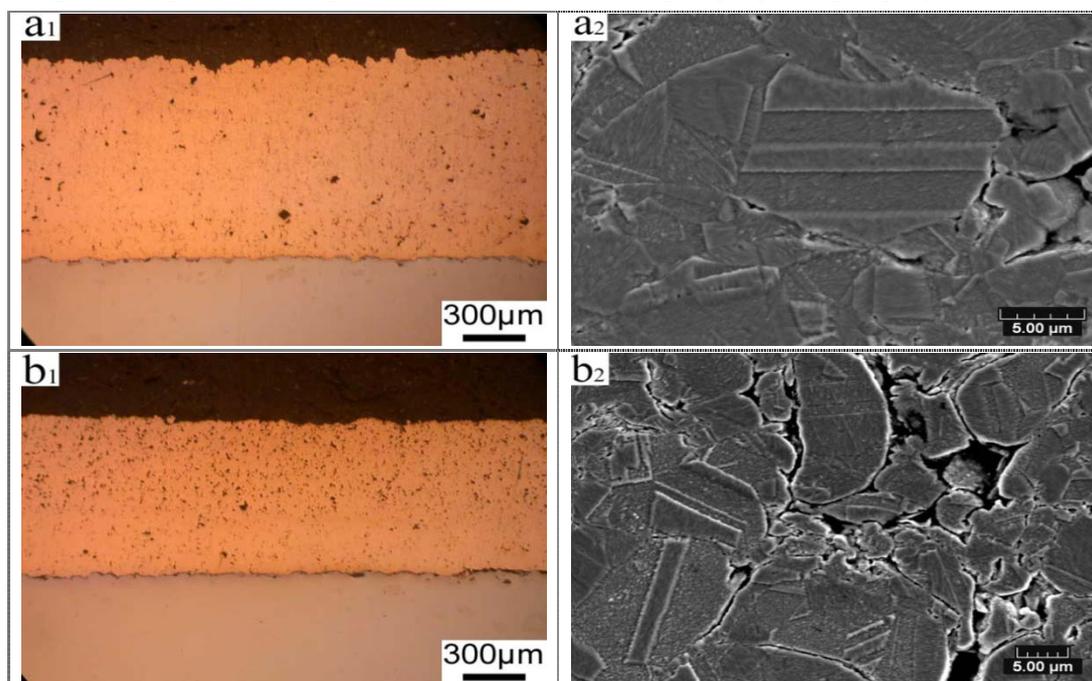


Fig. 2.8 Microstructures des revêtements de bronze avec traitement thermique : (a1) MO d'HT6 ; (a2) MEB d'HT6 (attaqué) ; (b1) MO d'HT8 et (b2) MEB d'HT8 (attaqué)

Pour étudier l'influence de la microstructure sur les propriétés de revêtement, un traitement thermique a été effectué pour ces deux types de revêtements. Après le traitement thermique, les revêtements d'HT6 et d'HT8 préparés par projection à froid

présentent une microstructure très différente de celle des revêtements d'As6 et d'As8. La Fig. 2.8 montre la section typique des microstructures d'HT6 et d'HT8. On constate que les deux revêtements d'HT6 et d'HT8 sont plus denses que l'As6 et l'As8. L'estimation de la porosité des revêtements est d'environ de 1,4% et de 2,4% pour l'HT6 et l'HT8 respectivement, comme indiquée dans la Fig. 2.9. Lorsque l'on observe au MEB avec un grossissement élevé (Fig. 2.8 (a2) et (b2)), il peut être clairement constaté que la recristallisation apparente et la croissance de grain se sont produites dans les deux couches d'HT6 et d'HT8. De nombreuses macles sont présentes dans les revêtements recuits. Des diffusions ont eu lieu entre les interfaces des particules aplaties. Par conséquent, ces interfaces sont moins nettes que celles observées dans les revêtements après projection. D'après des résultats obtenus sur des revêtements de Cu projetés par projection à froid et traités thermiquement [75-76], l'adhésion interfaciale entre les particules aplaties a été améliorée sensiblement après le traitement thermique. Bien que certains pores subsistent encore au niveau des interfaces, il y a eu coalescence des pores. De façon très similaire à ce qui se produit dans le processus de frittage de la poudre [35, 76], les pores ont tendance à être sphéroïdaux. Ces résultats sont également similaires à ceux observés pour les revêtements de Cu projeté par projection à froid [35, 75-76]. D'autre part, un traitement thermique plus long ou une température plus élevée lors du traitement pourrait être nécessaire pour éliminer ou diminuer la plupart des pores d'après les résultats observés [76, 79-80].

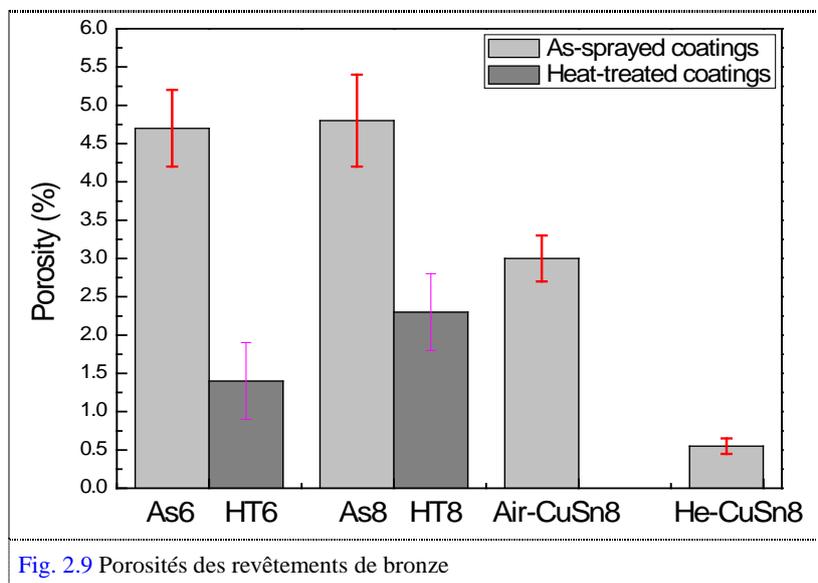


Fig. 2.9 Porosités des revêtements de bronze

2.3.2 Microdureté des revêtements

La Fig. 2.10 montre la microdureté des revêtements préparés dans différentes conditions, avant et après le traitement thermique.

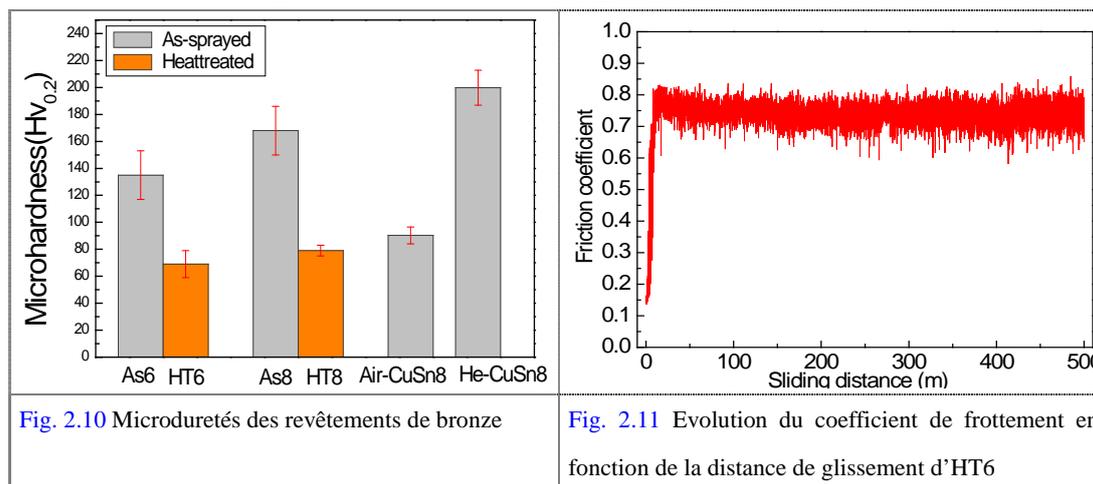


Fig. 2.10 Microduretés des revêtements de bronze

Fig. 2.11 Evolution du coefficient de frottement en fonction de la distance de glissement d'HT6

La dureté des revêtements après projection augmente sensiblement par rapport à la poudre de bronze (environ $76,2Hv_{0,025}$ et $80,3Hv_{0,025}$ pour les poudres CuSn6 et CuSn8 respectivement). Ceci est étroitement lié à l'effet d'écrouissage la suite de la déformation plastique des particules pendant le processus d'impact [35, 75-76, 79, 81-82]. La relaxation de contraintes et la croissance de grains sont sans doute responsables de la diminution de la dureté des revêtements traités thermiquement [35, 76, 79, 81]. En outre, les revêtements réalisés à partir de poudres possédant une teneur en étain plus élevée présentent une dureté plus élevée et ce, avant ou après recuit. Cela pourrait être attribué à l'augmentation de la teneur d'étain dans le cuivre en effet le bronze contenant une teneur en étain plus élevée possède une résistance mécanique plus grande [73]. Le revêtement d'He-CuSn8 possède la microdureté la plus élevée, cela peut être expliqué par le fait que les particules sont projetées avec une vitesse plus élevée. L'He a un coefficient d'entraînement plus important que l'air, les particules impactent donc le substrat avec une vitesse plus élevée ce qui compacte le dépôt et ainsi augmente la microdureté du revêtement. La microdureté importante d'He-CuSn8 est en corrélation avec la faible porosité montrée dans la Fig. 2.9.

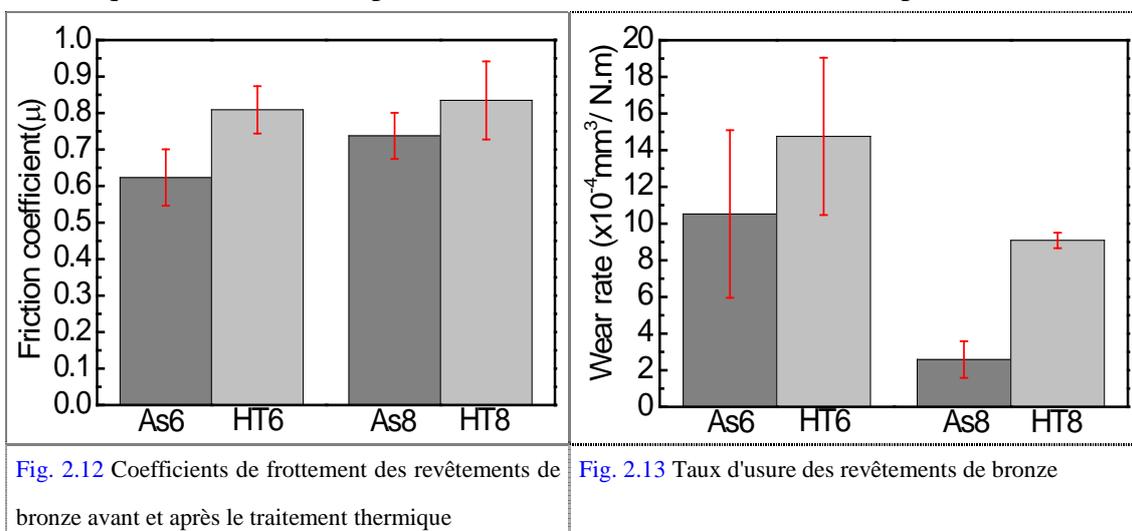
2.3.3 Comportement en frottement

2.3.3.1 Comportement en frottements rotatif

Dans cette partie, le comportement en frottement des quatre types de revêtement (CuSn6 sans/avec le traitement thermique, CuSn8 sans/avec le traitement thermique)

a été étudié. La Fig. 2.11 montre l'évolution des coefficients de frottement d'HT6 en fonction de la distance de glissement. Une première période de rodage a été observée dans ce cas au cours de laquelle la bille de glissement use l'extrémité de la surface et aplanit toutes les irrégularités résiduelles de la surface [83]. Dans la période de rodage, le coefficient de frottement augmente linéairement et puis atteint un palier, ce qui est symptomatique d'un état relativement stable. Blau propose plusieurs formes générales de la friction en fonction du temps de glissement dans le processus d'usure [84]. La forme des courbes des coefficients de frottement peut être divisées en trois étapes, et le processus de frottement du bronze peut être décrit comme suit [84] : tout d'abord, un faible coefficient de frottement de 0,2-0,3 est observé lorsque la bille en acier glisse sur la surface lisse (la durée de cette étape dépend fortement de la charge appliquée) ; puis, le coefficient de frottement passe à 0,5-0,7 une fois que la surface a été endommagée et que l'enlèvement des matériaux de surface a eu lieu ; enfin, le coefficient de frottement atteint et conserve à une valeur stable.

Les coefficients de frottement moyens des revêtements sont présentés dans la Fig. 2.12, les bars d'erreurs ici représentent les écarts types. On constate que l'augmentation de la teneur en étain conduit à un coefficient de frottement légèrement plus élevé pour les deux revêtements après projection et recuit. Après le traitement thermique, les revêtements présentent des coefficients de frottement plus élevés.



La Fig. 2.13 montre le taux d'usure des revêtements. Contrairement au coefficient de frottement, le taux d'usure des revêtements diminue avec l'augmentation de la teneur en étain. Le traitement thermique, cependant, augmente le taux d'usure des

revêtements. Un résultat analogue est obtenu pour le traitement thermique de revêtements de Ni-WC préparé par la projection flamme par rapport au dépôt brut [85] : le traitement thermique détériore la résistance à l'usure de revêtement. Le comportement en frottement d'un matériau n'est pas une propriété intrinsèque, mais une performance de surface [86]. En plus de la nature du matériau, les caractéristiques des structures des revêtements influent sur leur comportement en frottement de dépôt.

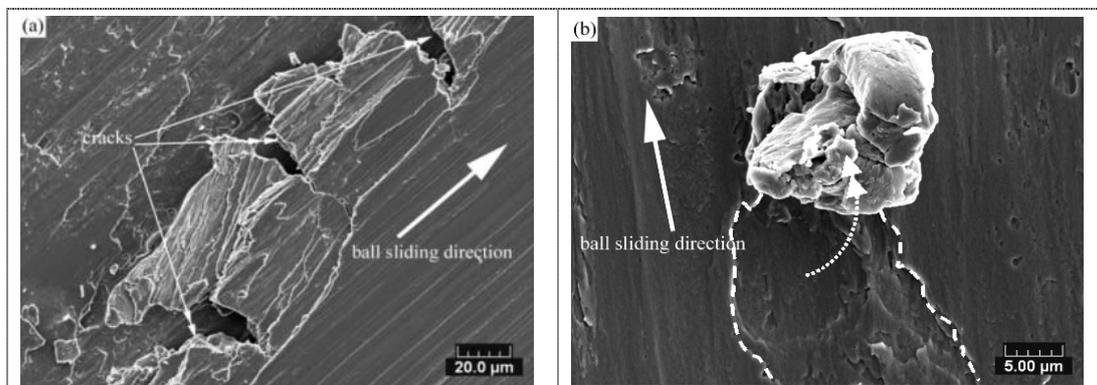


Fig. 2.14 Morphologies d'usure du revêtement d'As6

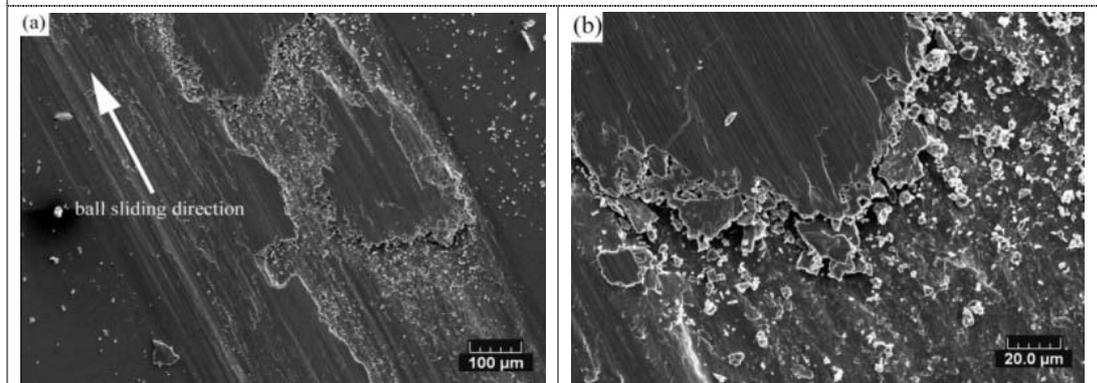


Fig. 2.15 Morphologies d'usure du revêtement d'As8

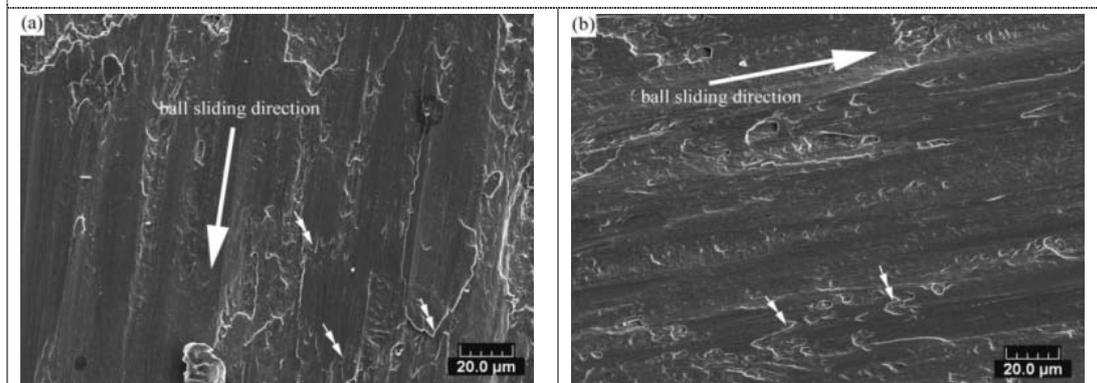


Fig. 2.16 Morphologies d'usure des revêtements d'HT6 et d'HT8

La Fig. 2.14 (a) et (b) montre les surfaces d'As6 après 500m de glissement. Comme il a déjà pu être observé [75], les interfaces entre les particules peuvent être considérées comme des zones faibles. Sous la force de cisaillement répétée, des fissures se créent

au niveau de ces interfaces dans la direction perpendiculaire à la direction de glissement comme l'indique les flèches doubles dans la Fig. 2.14 (a) (la flèche simple représente la direction de glissement). La Fig. 2.14 (b) montre une particule qui s'arrache de la trace et qui agira comme un 'troisième-corps' dans le processus de glissement suivant. Pour l'As6, le labourage et la délamination des particules sont sans doute le phénomène qui domine le comportement en frottement des revêtements.

La Fig. 2.15 (a) et (b) montre la surface d'usure du revêtement d'As8. En plus du labourage et de la délamination des particules, une fragmentation des particules peut également être observée. La dureté élevée d'As8 diminue significativement le taux d'usure du revêtement. Le comportement en frottement des matériaux est essentiellement déterminé par le processus dynamique qui se produit au niveau de la couche de surface engendrée par le processus de frottement [86]. Sous une certaine charge, le revêtement avec une dureté plus grande exhibe une faible profondeur de déformation et, l'épaisseur de la couche de surface engendrée dans le processus de frottement est réduit [87]. Cette diminution de l'épaisseur de la couche de surface correspond à une diminution de la zone de déformation dans la subsurface. Par conséquent, la propagation des microfissures dans la subsurface entre les interfaces de particules peut être réduite [88] et ainsi, le taux d'usure peut être réduit significativement. D'ailleurs, la résistance au cisaillement de couche peut être améliorée grâce à l'augmentation de la quantité de la solution solide [73] par l'augmentation de la teneur en étain. Cela permettrait de réduire le labourage au cours du glissement. La fragmentation des particules que l'on observe sur la surface d'usure, (Fig. 2.15 (b)), peut être principalement attribuée à la diminution de la ductilité du revêtement [73]. Sous la force de cisaillement répétée, la surface des particules déposées a tendance à être fracassée par le glissement de la bille.

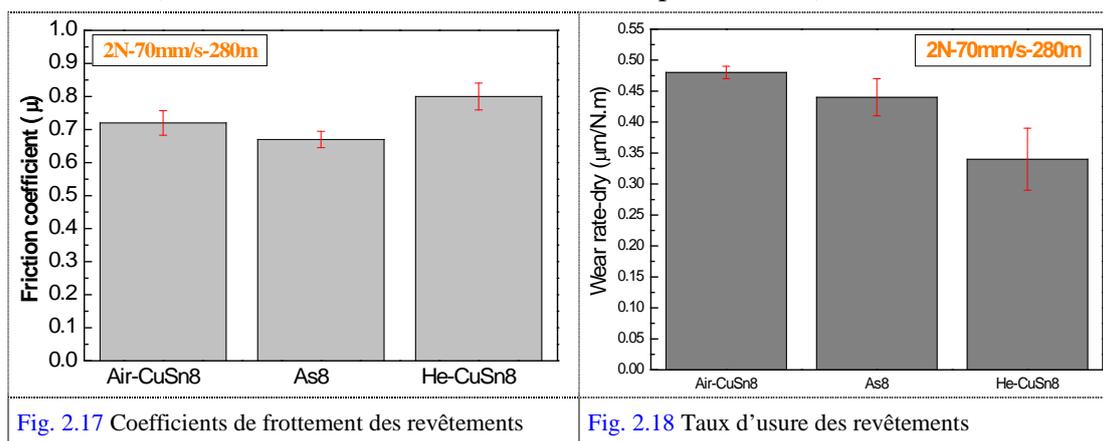
Après le traitement thermique, le labourage et l'effet adhésif entre les deux pièces en frottement deviennent les paramètres dominants pour le comportement en frottement. Comme mentionné ci-dessus, après le traitement thermique, l'adhésion interfaciale entre les particules déposées est sensiblement améliorée, les microfissures se produisant au niveau des interfaces des particules sont inhibées. Dans ce cas, la délamination des particules ne joue plus un rôle important sur les caractéristiques

d'usure. La Fig. 2.16 (a) et (b) montre les surfaces d'usure des revêtements d'HT6 et d'HT8, respectivement. Quasiment aucune différence pour les deux revêtements n'a été trouvée dans les traces d'usure. Les structures formant un bord aiguisé, dont certains sont signalés par des flèches doubles, indiquent que l'adhérence entre le revêtement et la bille joue un rôle important dans le processus de glissement. Ces arêtes sont générées par la déformation parallèle à la direction de glissement de la surface supérieure de la première couche. Cela se produit sous les conditions combinées d'une grande force adhésive entre les pièces de glissement et un matériau possédant un faible rigidité mais une haute ténacité [87]. D'autre part, la diminution de la résistance à l'usure des revêtements après traitement thermique, peut être principalement attribuée à la diminution de la dureté des revêtements.

2.3.3.2 Comportement en frottement alternatif

2.3.3.2.1 Comportement en frottement alternatif à sec

Dans cette partie, le comportement en frottement alternatif de trois types de revêtements possédant la même composition mais préparés dans des conditions différentes (l'Air-CuSn8, l'As8 et l'He-CuSn8, respectivement) ont été étudiés.



La Fig. 2.17 montre le coefficient de frottement moyen des trois types de revêtement en fonction de la distance de glissement. Les revêtements d'Air-CuSn8 et d'As8 présentent un coefficient de frottement similaire, en revanche l'He-CuSn8 possède le plus élevé coefficient de frottement des trois types de revêtement. Cela peut être expliqué par différentes forces de cisaillement exercées sur la bille pendant le processus tribologique. Pour le dépôt d'He-CuSn8, sa dureté élevée induit une force de cisaillement élevée, par conséquent, une force de résistance plus élevée est générée.

De plus les revêtements souples peuvent avoir une déformation plastique plus importante que le revêtement dur.

La Fig. 2.18 montre le taux d'usure des revêtements. Contrairement au coefficient de frottement, le taux d'usure diminue avec l'augmentation de la dureté des revêtements. La dureté élevée bien qu'elle génère un coefficient de frottement plus important, diminue le taux de l'usure du revêtement. Cela coïncide bien avec le résultat expérimental précédent, le revêtement avec une dureté élevée peut avoir un taux d'usure plus faible, comme montré dans la Fig. 2.13. Cela peut être expliqué par la faible déformation de la subsurface des revêtements durs, comme cela est expliqué dans la partie 2.3.3.1.

Les Fig. 2.19, Fig. 2.20 et Fig. 2.21 montrent respectivement les traces d'usure des revêtements Air-CuSn8, As8 et He-CuSn8. Il est possible d'observer sur ces images que l'usure pour les trois types d'échantillon est causée principalement par l'arrachement de particules et le micro-cisaillement (labourage) de la couche. Pour le revêtement d'Air-CuSn8, des trous dans la trace sont trouvés, comme indiqués par les ronds dans la Fig. 2.19 (c) et (d). Ces trous sont causés par l'arrachage de particules. Sous la force répétée de cisaillement, les particules avec une adhésion insuffisante peuvent être arrachées de la matrice et par conséquent, agir comme des débris. Ces particules possédant des formes irrégulières peuvent être écrasées par le glissement de la bille. Des débris adhérant à la surface de la trace (indiqués par les flèches simples dans la Fig. 2.19 (a), (b) et (c)) peuvent être observés à plus fort grossissement. La mauvaise cohésion des particules peut être causée par l'existence d'interfaces entre les particules déposées par le processus de projection à froid. Cela peut aussi être causé par la propagation de microfissures qui apparaissent en raison de la fatigue exercée par la sollicitation à l'intérieur de la subsurface du revêtement. Des cratères apparents peuvent être observés dans la Fig. 2.19 (d) (signalés par les flèches doubles). Pour l'As8 et l'He-CuSn8, leurs traces révèlent une surface d'usure relativement propre. Il semble que l'arrachement de particules n'est pas le facteur le plus important pour l'usure de ces deux revêtements.

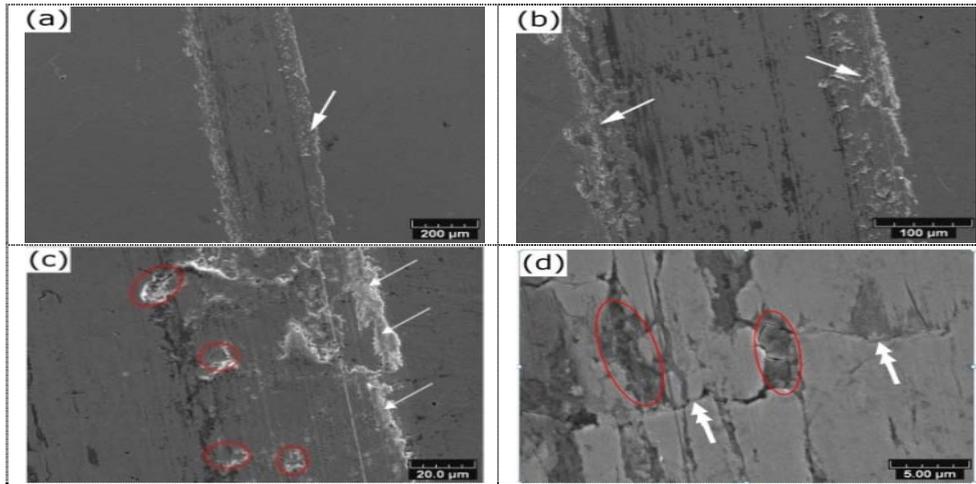


Fig. 2.19 Trace d'usure du revêtement Air-CuSn8

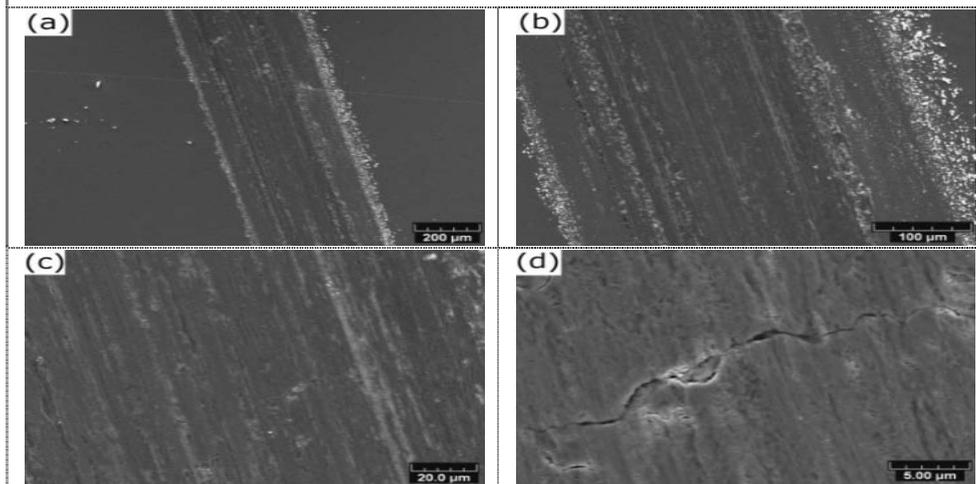


Fig. 2.20 Trace d'usure du revêtement As8

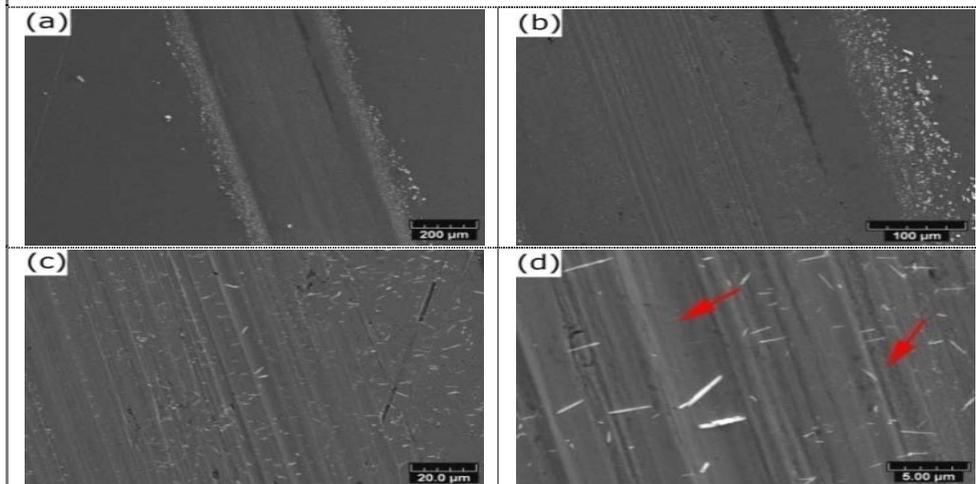


Fig. 2.21 Trace d'usure du revêtement He-CuSn8

On constate de façon très claire sur les Fig. 2.20 (b) et Fig. 2.21 (b) que les débris n'ont pas une forme plate mais une forme plus petite et plus dispersive. La fragmentation des particules et le micro-labourage deviennent plus importants pour l'usure de ces deux échantillons. Les régions marquées par les flèches simples dans la

Fig. 2.21 (d) révèlent un micro-labourage localisé dans un plus grand sillon. La présence du sillon profond indique que l'arrachement de matière a également eu lieu par l'abrasion d'un troisième corps. Le taux de déformation et la sensibilité à la fissuration de la microstructure des échantillons dépendent de la nature et de la stabilité de la couche [88] qui régissent l'ensemble des caractéristiques d'usure du matériau. Pour les dépôts (de même composant) fabriqués par projection à froid, la dureté du revêtement est liée au degré de déformation des particules. La Fig. 2.10 a montre que la dureté du revêtement d'Air-CuSn8 est plus basse que celle d'As8 et que celle d'He-CuSn8. Pour les dépôts durs, les particules ont subi une déformation plus forte que les revêtements mous, les particules deviennent dans ces conditions plus fragiles. Sous la force de cisaillement externe exercée par la bille, les débris qui sont arrachés de la trace de glissement ont tendance à se fragmenter, comme le montre les Fig. 2.20 (b) et Fig. 2.21 (b). La fragmentation des particules cause l'usure d'abrasion par troisième corps, ce qui conduit au changement de nature de contact.

2.3.3.2 Comportement en frottement alternatif à l'huile

Dans cette partie, le comportement en frottement alternatif de trois types de revêtement (l'Air-CuSn8, l'As8 et l'He-CuSn8, respectivement) ont été étudié avec différentes charges et différentes vitesses de glissement.

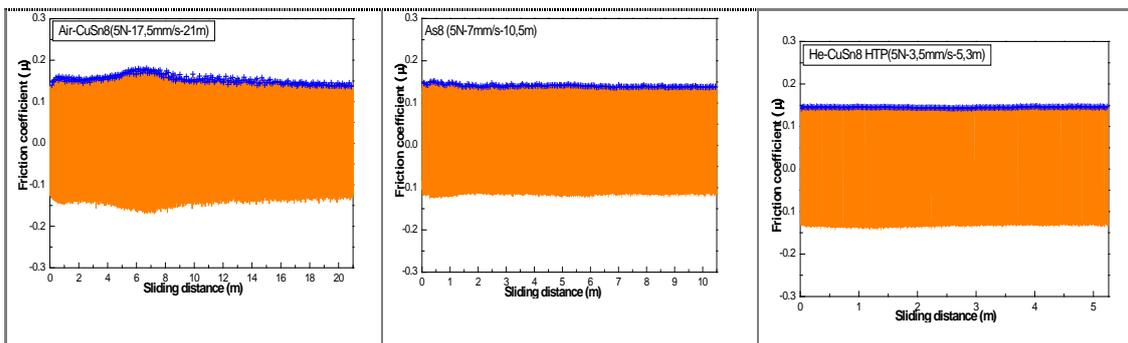


Fig. 2.22 Courbe du coefficient de frottement de : (a) Air-CuSn8, (b) As8 et (c) He-CuSn8

Les courbes typiques des coefficients de frottement dans la condition lubrifiée sont présentées dans la Fig. 2.22. Les pics positifs des courbes ont été extraits et le coefficient de frottement moyen pour chaque échantillon a été calculé.

La Fig. 2.23 et Fig. 2.24 montrent le coefficient de frottement des revêtements en fonction de la charge normale et de la vitesse de glissement de la bille. Globalement, le coefficient de frottement des revêtements diminue avec l'augmentation de la charge

et de la vitesse pour les trois revêtements. L'Air-CuSn8 et l'As8 montrent respectivement les coefficients de frottement le plus haut et le plus bas. Dans les conditions de contact d'Hertz, l'augmentation de la pression peut augmenter localement la déformation élastique ^[89], ce qui augmentera la surface de contact élastique. Cet effet peut provoquer la formation d'une pellicule de lubrifiant, ce qui influence la distribution de pression ^[89] et par conséquent, cela diminue le coefficient de frottement. B.K. Prasad a supposé que, sous la condition lubrifiée, le coefficient de frottement diminue avec la charge ce qui suggère qu'il y a formation d'une pellicule de lubrifiant plus stable. Le coefficient de frottement plus faible indique qu'il y a formation d'une pellicule de lubrifiant et donc une lubrification améliorée ^[90]. B. Dumont et al ont également proposé que plus des aspérités sont en contact, plus la surface de contact est grande ce qui implique que la pression de la charge est plus répartie et donc que chaque aspérité supporte une pression moindre. Ce qui provoque une distribution de lubrifiant plus uniforme et moins de labourage. Finalement ce phénomène permettra d'observer un frottement plus faible ainsi qu'un taux d'usure plus faible ^[91]. La diminution du coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement (comme montré dans la Fig. 2.24) peut être expliquée par l'effet de lubrification. Cela est lié à une meilleure répartition de la pellicule de lubrifiant sur la surface de contact ^[92]. De plus, plus la vitesse relative est élevée, plus la possibilité de la formation d'une lubrification liquide dynamique sera importante. La Fig. 2.25 et Fig. 2.26 montrent le taux d'usure des revêtements en fonction de la charge et de la vitesse. Le taux d'usure des revêtements diminue rapidement avec l'augmentation de la charge et de la vitesse de glissement de la bille pour les trois types de revêtement. Normalement, à haute vitesse, l'épaisseur de la pellicule absorbée diminue avec l'augmentation de la vitesse en raison de l'effet mécanique (la force de suppression de la circulation fluide) et l'effet thermo-chimique (en raison de l'augmentation de température) ^[93]. Néanmoins, la vitesse de glissement maximum est ici inférieure à 0,02m/s, ce qui est insuffisant pour détruire la pellicule d'huile absorbée. La diminution du taux d'usure peut être attribuée à l'effet de lubrifications différentes, comme mentionnés ci-dessus. Dans les deux cas, l'Air-CuSn8 et l'He-CuSn8 montrent respectivement le taux d'usure le plus haut et le plus bas.

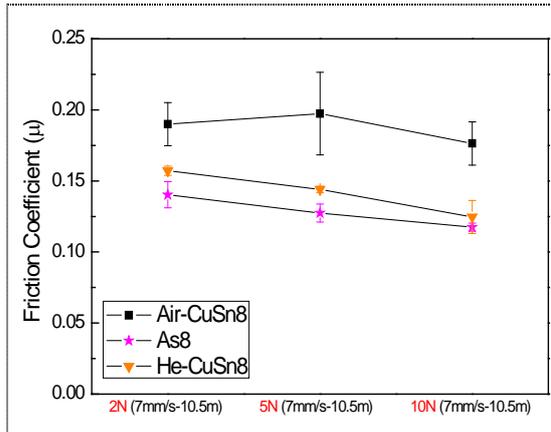


Fig. 2.23 Influence de la charge sur le coefficient de frottement des revêtements

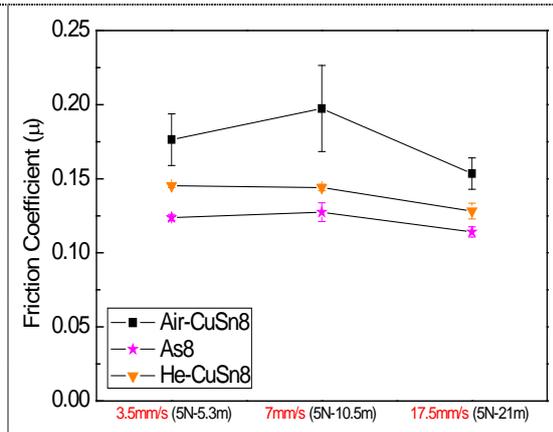


Fig. 2.24 Influence de la vitesse de glissement sur le coefficient de frottement des revêtements

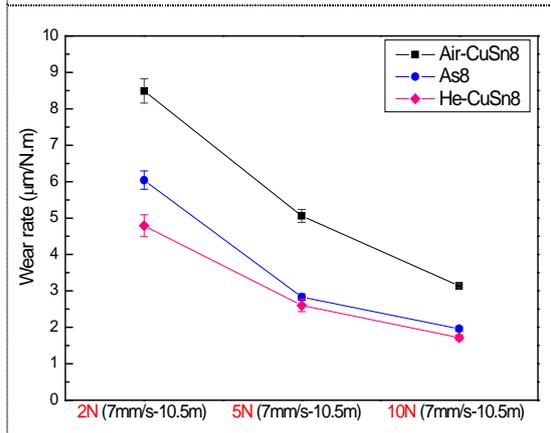


Fig. 2.25 Influence de la charge sur le taux d'usure

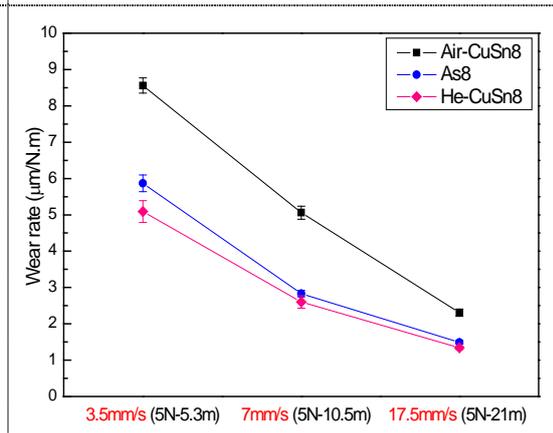


Fig. 2.26 Influence de la vitesse de glissement sur le taux d'usure

Les figures Fig. 2.27, Fig. 2.28 et Fig. 2.29 montrent les morphologies des traces d'usure des revêtements d'Air-CuSn8, d'As8 et d'He-CuSn8 sous des charges et des vitesses différentes. La Fig. 2.27 montre que la délamination de la couche est importante pour l'usure de revêtement d'Air-CuSn8, le décollement de particule et le microlabourage sont les formes d'usure principales du revêtement. Si l'on compare les Fig. 2.27 (a), (c) et (e), on remarque que l'usure devient moins évidente avec l'augmentation de la charge, ce qui correspond au résultat observé dans la Fig. 2.25. Les valeurs des coefficients de frottement de glissement dans le domaine de 0,1-0,2 (comme montrés dans la Fig. 2.23 ou la Fig. 2.24) ont révélé la présence d'une région de lubrification limite [94]. L'une des caractéristiques les plus importantes de la lubrification limite est que la charge externe est soutenue par les microaspérités et le lubrifiant. Les interactions de contacts surfaces/surfaces et surfaces/lubrifiant dominant les caractéristiques tribologiques [95]. L'augmentation de la charge augmente

nécessairement le nombre et change la distribution des microaspérités. Ce qui est visible sur les Fig. 2.27 (a), (c) et (e) à travers l'augmentation de la largeur des traces. On observe dans cette figure que la déformation plastique des surfaces en contact les unes avec les autres a augmenté. Avec l'augmentation de la charge, les aspérités qui sont en contact augmentent, donc, la pression supportée par chaque aspérité diminue. C'est pourquoi les aspérités en contact sont plus facilement séparées par la pellicule d'huile. L'adhérence entre les particules et les zones d'arrachage de l'interface se produit de façon plus difficile (Fig. 2.27 (a), (c) et (e)). Dans la région de lubrification limite, le coefficient de frottement est défini principalement par la caractéristique de l'interface en contact et la forme de la pellicule limite. Vraisemblablement, la lubrification améliorée peut diminuer le coefficient de frottement, ceci peut être constaté sur la Fig. 2.23. Aucune trace de l'échantillon lubrifié n'est suffisamment profonde pour mesurer la section transversale en vue d'obtenir le taux d'usure. Les traces dans la Fig. 2.27, Fig. 2.28 et Fig. 2.29 montrent que le léger microlabourage (les sillons, indiqués par les flèches simples), l'exfoliation et la légère délamination de la couche (des débris déformés ou des cratères/excavations, comme indiqués par les flèches doubles) sont importants pour le mécanisme tribologique des revêtements. Beaucoup de sillons causée par le microlabourage et l'exfoliation dues à la fatigue de la couche sont présents dans la Fig. 2.27, Fig. 2.28 et Fig. 2.29. L'usure abrasive peut être causée par les débris qui sont détachés de la trace. L'exfoliation des particules peut être causée par l'adhérence faible au niveau de l'interface entre les particules ou la fatigue de la couche supérieure. L'exfoliation des particules et le microlabourage des dépôts d'As8 et d'He-CuSn8 sont moins évidents que celui du dépôt d'Air-CuSn8. Cela peut être attribué à la différence de résistance mécanique de la couche et d'adhésion entre les particules différents pour les revêtements. Pour les dépôts de bronze préparés par projection à froid, la microdureté de la couche reflète la force de la liaison et la déformation des particules dans une certaine mesure. Puisque tous les revêtements de bronze sont préparés à partir de la même poudre, la microdureté du revêtement reflète le degré de déformation des particules et la dureté du dépôt défini le degré de déformation plastique sous la charge extérieure. Donc, les traces du dépôt d'As8 et d'He-CuSn8 montrent des traces étroites comme dans le cas du dépôt d'Air-CuSn8, ce qui concorde avec le résultat de la Fig. 2.10.

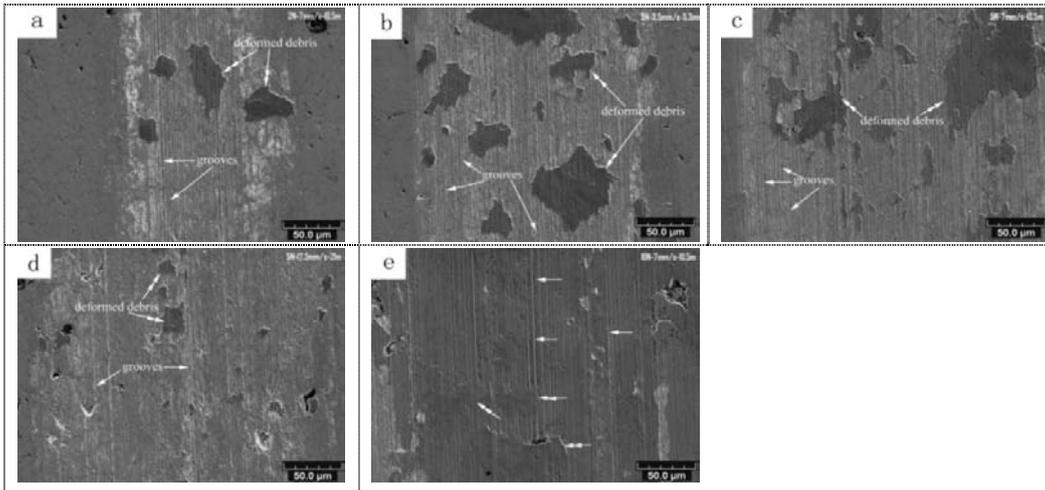


Fig. 2.27 Traces d'usure du dépôt d'Air-CuSn8

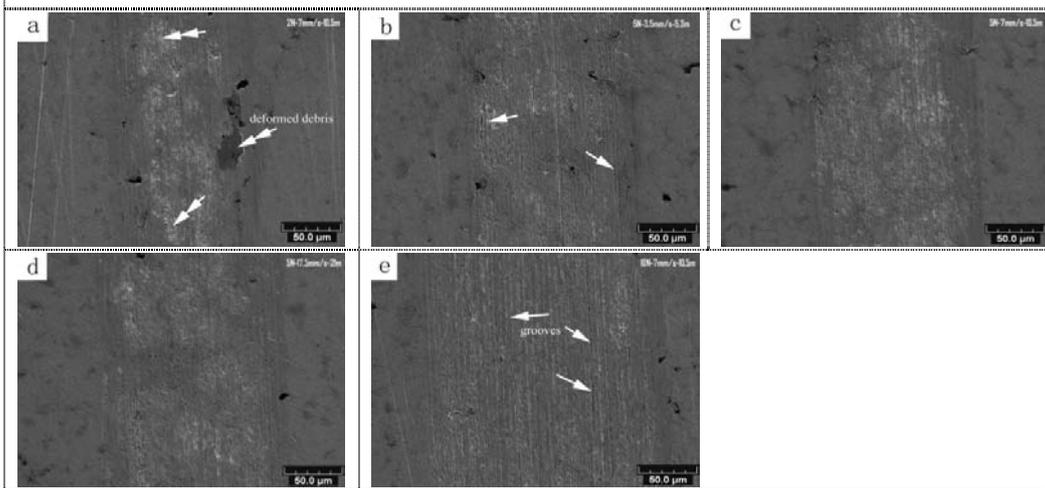


Fig. 2.28 Traces d'usure du dépôt d'As8

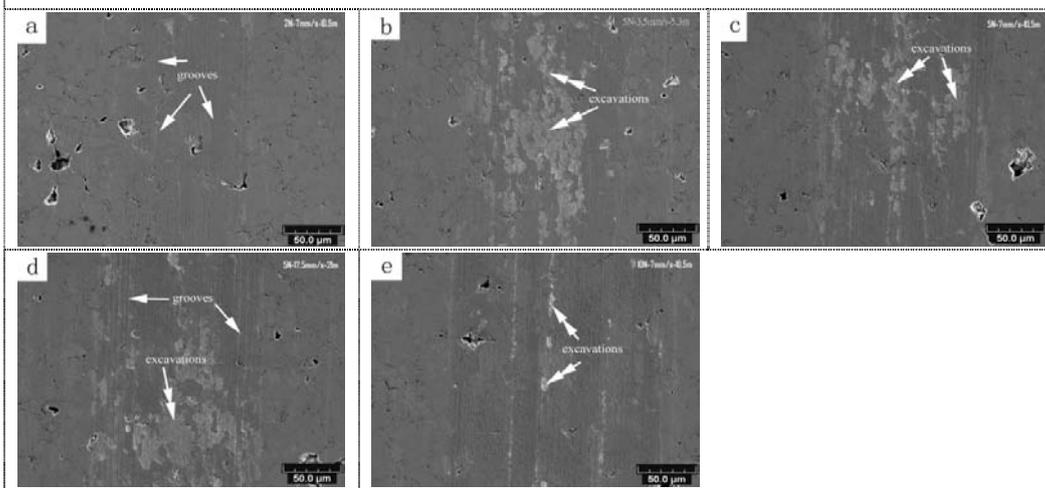


Fig. 2.29 Trace d'usure du dépôt d'He-CuSn8

2.4. Conclusion

Dans ce travail, les revêtements de CuSn6 et de CuSn8 ont été obtenus avec succès en employant un procédé de projection à froid. La microstructure, la microdureté et le

comportement en frottement des revêtements après projection et traités thermiquement ont été caractérisés. Les essais tribologiques ont été exécutés dans des conditions sèches et lubrifiées. Les conclusions suivantes peuvent être données :

1. La porosité des revêtements après projection est élevée. Après le traitement thermique pour les revêtements de CuSn6 et de CuSn8, la porosité des revêtements est considérablement réduite. En outre, les interfaces entre les particules aplaties deviennent moins évidentes après le traitement thermique. Le revêtement de bronze projeté par l'He présente une microstructure très dense en raison de la vitesse élevée des particules.
2. Les revêtements bruts présentent une dureté plus élevée que celle de la poudre en raison de l'effet d'écrasement des particules. L'augmentation de la teneur en étain augmente la dureté du revêtement. Après recuit, la dureté des revêtements est réduite de façon significative. Le dépôt d'He-CuSn8 présente la microdureté la plus élevée.

3. Pour les essais tribologiques rotatifs à sec

Le coefficient de frottement des revêtements augmente avec l'augmentation de la teneur en étain. Une diminution significative du taux d'usure est obtenue lorsque la teneur en étain dans le revêtement est augmentée. Pour les revêtements après projection, la délamination des particules joue un rôle important pour le comportement en frottement. Pour l'As8, la sollicitation plus faible au niveau de la sous-surface du revêtement pourrait contribuer à l'amélioration de la résistance à l'usure. Après le traitement thermique, les revêtements présentent un taux d'usure et un coefficient de frottement plus élevés que ceux des revêtements bruts. Dans ce cas, l'usure adhésive devient le mécanisme important et influe sur le comportement en frottement.

4. Pour les essais tribologiques alternatifs à sec

Le dépôt d'He-CuSn8 présente le coefficient de frottement le plus élevé et le taux d'usure le plus bas comparé aux dépôts d'Air-CuSn8 et d'As8. La microdureté élevée du dépôt d'He-CuSn8 exige une plus grande force de cisaillement de la bille pour surmonter la force résistante au glissement, ce qui coïncide avec les résultats obtenus

pour les dépôts de CuSn6 et de CuSn8. Le revêtement dur présente un faible taux d'usure. Le micro-labourage joue un rôle pour les revêtements. La fragmentation des particules se produit en plus grande proportion lors de l'usure des revêtements d'As8 et d'He-CuSn8 en raison de la fragilité des particules des dépôts d'As8 et d'He-CuSn8.

5. Pour les essais tribologiques alternatifs à l'huile

Le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la charge et de la vitesse. L'Air-CuSn8 et l'As8 présentent respectivement le coefficient de frottement le plus haut et le plus bas. L'augmentation de la charge et de la vitesse diminue le taux d'usure. L'Air-CuSn8 et l'He-CuSn8 possèdent respectivement le taux d'usure le plus haut et le plus bas. Le microlabourage léger et l'exfoliation légère de la couche joue un rôle pour les revêtements. L'exfoliation de la couche est la forme d'usure principale pour l'usure du revêtement d'Air-CuSn8, et elle devient moins évidente avec l'augmentation de la charge. En revanche, l'exfoliation de la couche d'As8 et d'He-CuSn8 est moins évidente que celle d'Air-CuSn8.

Chapitre 3 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements composites à base de bronze élaborés par projection à froid - projection de la poudre mélangée

3.1 Introduction

Le matériau, synthétisé de plus d'une substance par une méthode physique ou chimique et ayant plus de deux phases, est appelé matériau composite. Dans le matériau composite, le matériau qui présente la phase continue est appelé le matériau de base ou la matrice, et le matériau qui présente la phase discontinue est appelé le matériau renfort. Le matériau composite peut conserver les avantages principaux, supprimer ou diminuer les défauts de ses composantes, et peut même générer des propriétés extraordinaires supérieures à ses composants. Selon le matériau de base, le matériau composite peut être divisé en matériau composite à base de polymère, à base de métal ou à base de céramique. Les matériaux composites présentent de nombreux avantages tels qu'un faible poids, une haute résistance, une bonne élasticité, ils présentent également une bonne résistance à la corrosion, de plus ils peuvent être facilement usinés et transformés. Ils ont été utilisés largement dans l'aéronautique, l'aérospatiale, le véhicule, l'électronique et l'architecture. De nombreuses études ont été effectuées sur les revêtements composites. L'intérêt pour les composites a fortement augmenté au cours de ces deux dernières décennies. Ceci est dû principalement au fait qu'ils peuvent améliorer les propriétés (telles que la résistance à l'usure, la protection contre la corrosion à haute température, la résistance à l'oxydation et la lubrification etc.) des revêtements métalliques ^[92, 96]. Les revêtements composites contenant des particules solides de carbures, d'oxydes, de diamants et de polymères augmentent rapidement l'application dans l'ingénierie en raison de leurs meilleures propriétés (dureté, résistance à l'usure, autolubrification ou résistance à la corrosion) par rapport à métaux ou alliages. L'amélioration des propriétés des revêtements composites dépend fortement de la nature et du contenu des particules renforts dans les revêtements ^[97]. Dans ce chapitre, nous étudierons principalement un

matériau composite à matrice métallique avec un renfort de particules dures, soit des revêtements composites à base de bronze.

Depuis la découverte du premier quasicristallin d'Al-Mn en 1982 [61], de plus en plus de recherches ont été effectuées sur ces matériaux car ils possèdent une structure atomique unique et par conséquent, des propriétés physiques et chimiques uniques. Parmi les diverses structures quasicristallines, les alliages ternaires d'Al-Cu-Fe sont attractives et ont été étudiées amplement. La projection thermique a été utilisée pour fabriquer des revêtements quasicristallins. Toutefois, la transformation de phase et l'oxydation des poudres sont souvent inévitables pendant le procédé de projection thermique à cause de la fusion du matériau [61, 65, 98-99], ce qui ne permet pas de réaliser le revêtement attendu.

Les avantages de la projection à froid ont été décrits dans 1.2.4.1 et dans de nombreuses littératures [26, 42, 57, 68, 70-71, 100-101]. Il est prévu que le revêtement composite contenant des quasicristaux pourrait être préparé en préservant la phase quasicristalline. D'autre part, le résultat dans 2.3.1 a indiqué que les revêtements de bronze pur fabriqués par projection à froid présentent des microstructures avec une porosité relativement élevée. Toutefois, le revêtement composite d'Al/TiN est beaucoup plus dense que le revêtement pur d'Al quand une phase renfort tel que TiN est introduite [72]. Il est donc attendu que l'introduction de particules de quasicristaux pourra également diminuer la porosité de revêtements composites à base de bronze. Des revêtements composites à base de bronze ont été préparés par projection à froid en utilisant des poudres mélangées mécaniquement, la microstructure et la performance tribologique de ces revêtements composites ont été caractérisées dans ce travail.

3.2 Procédure expérimentale

3.2.1 Matériaux

Les poudres de CuSn8 et d'AlCuFeB ont été produites par l'atomisation de gaz dans le laboratoire LERMPS. La TiN utilisée dans cette étude est une poudre commerciale (AMPERIT 933.054, STARCK). La poudre d'AlCuFeB a été traitée thermiquement à 600°C pendant 3h dans un four à l'air ambiant après l'atomisation. La composition de

la poudre d'AlCuFeB ($Al_{59,1}Cu_{25,6}Fe_{12,1}B_{3,2}$, en atome pourcent) a été mesurée par ICE-AES, et le résultat est montré dans le [Tableau. 3-1](#). La morphologie de poudres est indiquée dans la [Fig. 3.1](#).

Tableau. 3-1 Composition de poudre d'AlCuFeB confirmée par le titrage chimique

<i>Elément</i>	<i>Al</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	<i>B</i>
Composition nominale (mass.%)	40,4	41,2	17,6	0,82
Composition analysée par l'ICE-AES (mass.%)	39,97	41,84	17,46	0,73

Il est clair que les particules de poudre d'AlCuFeB présente une morphologie sphérique, tandis que les particules de poudre de TiN présentent une morphologie angulaire. La distribution de la taille de poudres a été mesurée grâce à un granulomètre Mastersizer 2000 (Malvern Instruments, UK). La [Fig. 3.2](#) montre la granulométrie de ces deux poudres qui possèdent une distribution gaussienne avec une taille moyenne de 25,9 μm et 17,1 μm pour TiN et AlCuFeB, respectivement. Les DRX de la poudre d'AlCuFeB atomisée et traitée thermiquement ont été effectuées pour vérifier la transformation de phases (de β -phase à Ψ -phase), comme indiqué dans la [Fig. 3.3](#). Les ratios $\frac{i}{i+\beta}$ variant de 65,9% à 93,5% correspondent respectivement à la poudre d'AlCuFeB (ci-après dénommé QC) avant et après le traitement thermique, où i représente la phase icosaédrique quasicristal (Ψ) qui est accompagnée souvent par d'autres phases cristallines ou les phases approximatifs (comme la β -phase). Des disques d'acier doux (25CD5, en France) de $\varnothing 43 \times 4$ mm ont été choisis comme substrats pour les revêtements dans ce travail.

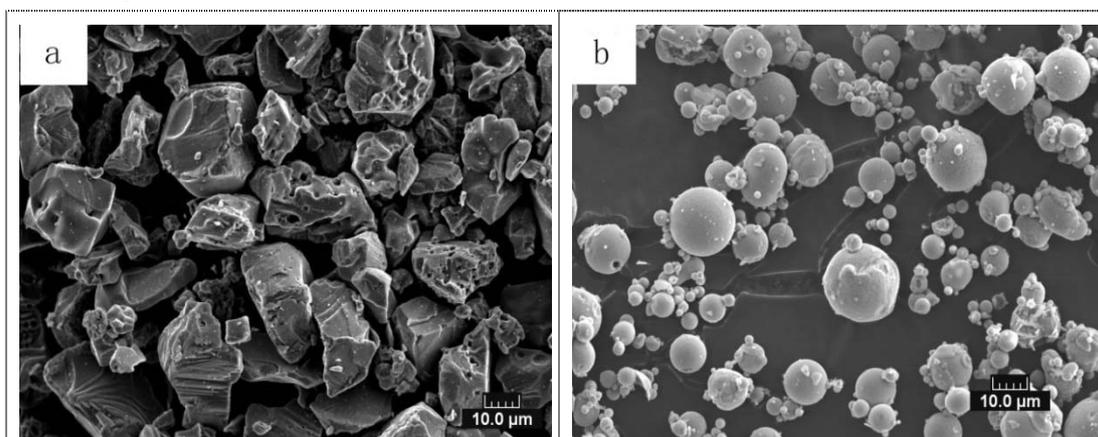
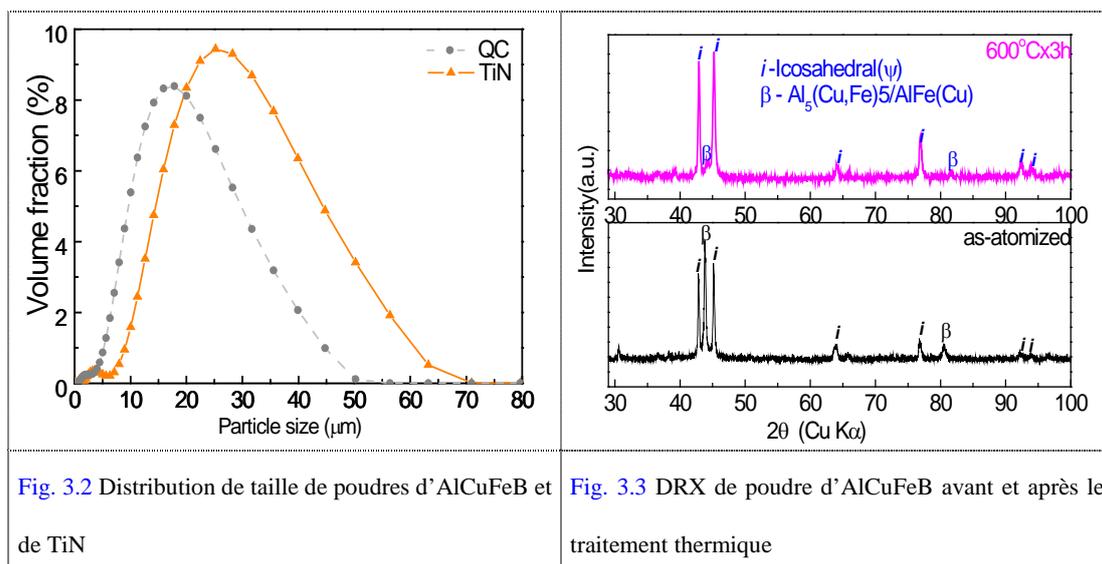


Fig. 3.1 Morphologie MEB de poudres: (a) TiN et (b) AlCuFeB



3.2.2 Préparation et caractérisation des revêtements

Un système de projection à froid avec un pistolet commercial (CGT GmbH, Allemagne) ainsi qu'une buse avec une section intérieure rectangulaire conçue par LERMPS ont été employés pour l'élaboration des revêtements, comme montré dans la Fig.2.4. Les mélanges de bronze avec TiN ou QC ont été utilisés comme poudres.

Le microscope optique (OM) (Nikon, Japon) et le Microscope Electronique à Balayage (MEB : JEOL, JSM-5800LV, Japon) ont été utilisés pour observer les microstructures de revêtements. L'estimation de la porosité des revêtements a été réalisée par la méthode d'analyse d'images : 6 images optiques avec faible grossissement ($\times 50$, qui couvrent presque la surface totale de la section transversale de revêtements) ont été traitées pour faire une statistique sur la porosité des revêtements. Des microanalyses EDS (Energy Dispersive Spectrometry) sur la section transversale de revêtements ont été effectuées pour estimer la fraction de chaque élément dans les revêtements. La fraction volumique de la phase renfort dans les revêtements a pu ensuite être calculée. L'analyse d'EDS a été effectuée sur trois zones pour chaque échantillon à un faible grossissement ($\times 100$) pour chaque revêtement composite, et le résultat peut être considéré comme étant représentatif. La microdureté de la section transversale des revêtements a été mesurée sur la coupe transversale du revêtement avec un microduremètre de Vickers (Leitz, Allemagne), une vingtaine d'indentations a été effectuée pour chaque revêtement. Les essais de frottement à sec et à l'huile (*EXTRALUB 10W40* pour moteur diesel) ont été réalisés sur une

bille-sur-disque CSM tribomètre (comme représentés schématiquement dans la Fig. 2.5 et la Fig. 2.6), et chaque test de frottement a été répété une fois. Avant le test de frottement, toutes les surfaces de revêtements ont été polies à une rugosité (Ra) moyenne d'environ 0,2 μm . Le taux d'usure est défini en volume perdu sur la largeur de la trace d'usure par unité de la charge normale et de la distance de glissement. Dans ce travail, les profils de la surface d'usure (dans le sens perpendiculaire à la trace de frottement pour les essais rotatifs à sec) ont été obtenus par un profilomètre Altisurf 500 après l'achèvement d'un glissement de 500m, 4 positions le long de la trace d'usure ont été mesurées pour chaque revêtement. Pour les essais de frottement alternatifs à sec et lubrifiés, la perte de volume est très faible et la largeur des traces d'usure a donc été utilisée pour comparer le taux d'usure. Ces mesures ont été faites sur 6 positions le long de traces d'usure pour chaque revêtement. La morphologie des surfaces d'usure a été observée grâce au MEB. Les paramètres de projection à froid sont présentés dans le Tableau. 3-2, et les paramètres de l'essai de frottement sont détaillés dans le Tableau. 3-3.

Tableau. 3-2 Paramètres de projection à froid

N°		#7	#8	#9	#10	#11
Echantillon		As8-TiN	As8-QC	Air-19,5% QC(M)	Air-36,8% QC(M)	Air-57,6% QC(M)
Buse (R : Rectangle)		R	R	R	R	R
Gaz de propulsion (Air)	P (bar)	30	30	26	26	26
	T (°C)	500	500	540	540	540
Gaz porteur (Ar) (bar)		34	34	28	28	28
Distance de projection (mm)		30	30	30	30	30
Débit de gaz porteur (NI/min)		40	40	40	40	40
Vitesse de poudrier (rpm)		0,5	0,5	1,0	1,0	1,0
Vitesse transverse de buse (mm/s)		200	200	50	50	50
Pas vertical de buse (mm)		2	2	2	2	2

Tableau. 3-3 Paramètres de l'essai de frottement

N°	#7	#8	#9	#10	#11		
Echantillon	As8-TiN	As8-QC	Air-19,5%QC(M)	Air-36,8%QC M)	Air-57,6%QC(M)		
Les essais rotatifs	Ambiant	à sec	à sec				
	Charge (N)	5	5				
	Vitesse (mm/s)	500	500				
	T/H (°C/%)	25,2/40	25,2/40				
	Distance de glissement	500m	500m				
Les essais alternatifs	à sec	Charge (N)		2	2	2	
		Vitesse moyenne		70mm/s	70mm/s	70mm/s	
		T/H (°C/%)		26,8/23	30/22	25,3/24	
		Distance de glissement		280m	280m	280m	
	lubrifié	2N-7mm/s-10,5m		√	√	√	√
		5N-3,5mm/s-5,3m		√	√	√	√
		5N-7mm/s-10,5m		√	√	√	√
		5N-17,5mm/s-21m		√	√	√	√
		10N-7mm/s-10,5m		√	√	√	√

Tableau. 3-4 Signification des appellations des échantillons

As8-TiN	Dépôt obtenu en projetant la poudre mélangée mécaniquement de CuSn8+50 vol.% TiN
As8-QC	Dépôt obtenu en projetant la poudre mélangée mécaniquement de CuSn8+50 vol.% QC
Air-19,5%QC(M)	Dépôt obtenu en projetant la poudre mélangée mécaniquement de CuSn8+19,5 vol.% QC
Air-36,8%QC(M)	Dépôt obtenu en projetant la poudre mélangée mécaniquement de CuSn8+36,8 vol.% QC
Air-57,6%QC(M)	Dépôt obtenu en projetant la poudre mélangée mécaniquement de CuSn8+57,6 vol.% QC

3.3 Résultats et discussions

3.3.1 Microstructure des revêtements

La Fig. 3.4 montre les sections des revêtements composites d'As8-TiN et d'As8-QC. Des revêtements composites épais et réguliers à base de bronze ont été formés par le procédé de projection à froid. Les particules de renfort (TiN, QC) sont dispersées uniformément dans la matrice de bronze, comme présentées dans la Fig. 3.4.

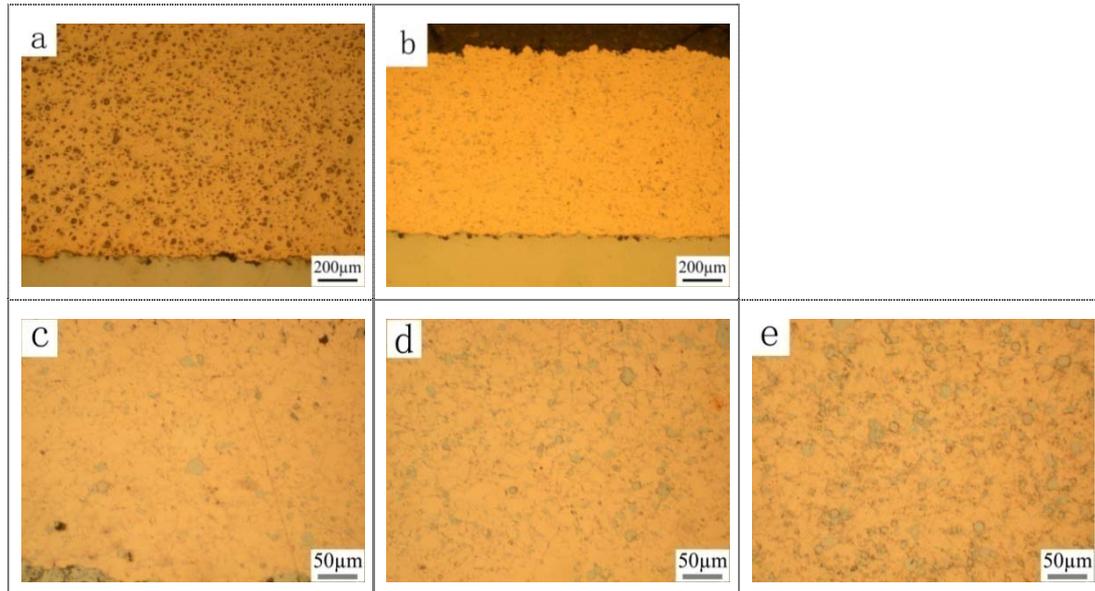
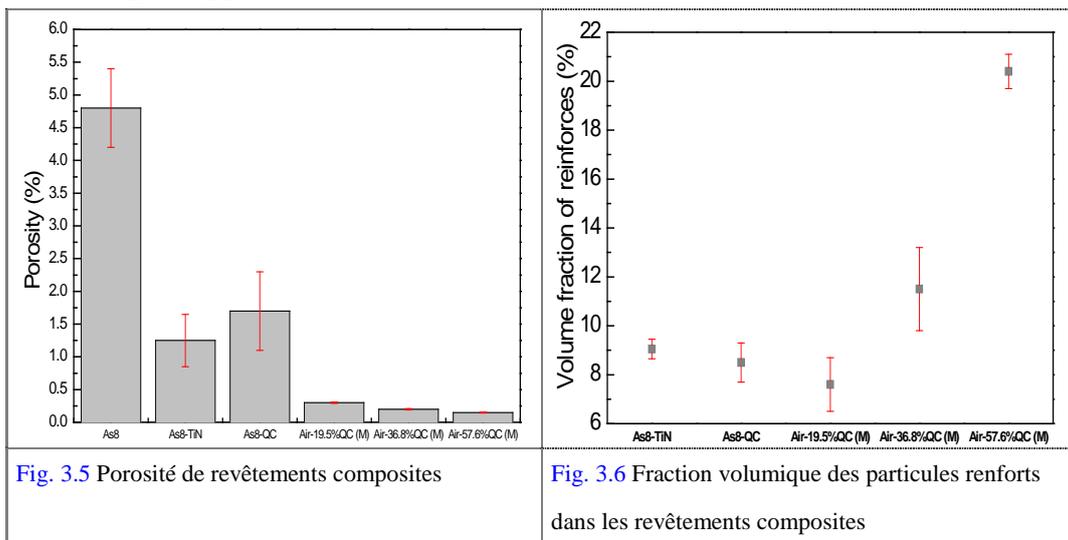


Fig. 3.4 Microstructures optiques de sections de : (a) As8-TiN, (b) As8-QC, (c) Air-19,5%QC(M), (d) Air-36,8%QC(M) et (e) Air-57,6%QC(M)

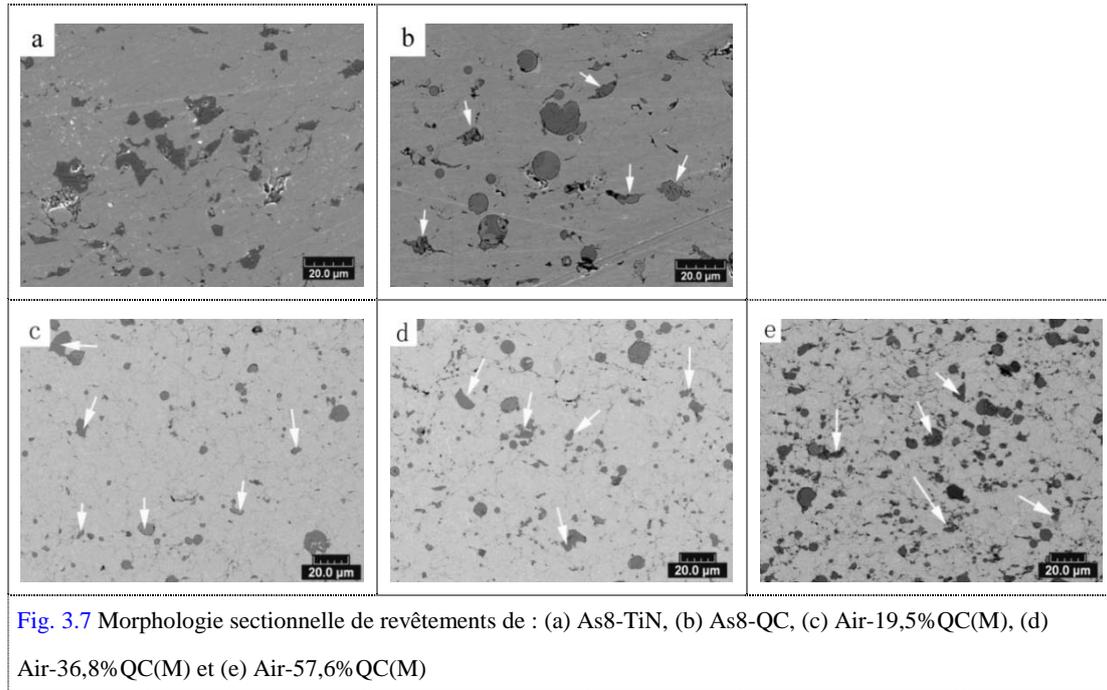
La Fig. 3.5 montre la porosité des revêtements bronzes et de ses composites. Il est constaté dans la Fig. 3.5 que les revêtements composites sont beaucoup plus denses que celui de CuSn8. Ceci est cohérent avec le résultat rapporté : les revêtements composites d'Al-Al₂O₃ présentent des microstructures plus denses que celle de revêtement d'Al fabriqué par projection à froid [102]. Cela peut être principalement attribué à l'effet fort de grenailage des particules renforts. Les deux types de particules de TiN et de QC peuvent être considérés comme étant non-ductiles au cours de leur procédé de déposition, quand elles se heurtent à une grande vitesse sur les particules de bronze déjà déposés, une partie de particules renforts est incrustée dans le dépôt formé par la déformation ductile de la matrice [42, 103], tandis que les autres particules de TiN ou QC rebondissent. Les particules qui rebondissent peuvent exercer un effet de grenailage plus fort (c'est-à-dire, une plus grande force d'impact) sur les particules déjà déposées en raison des caractéristiques de collision élastique, par conséquent cela contraint les particules molles de bronze à se déformer davantage. L'augmentation de la déformation plastique permet donc de réduire la porosité des revêtements anciens [104]. Cependant, plusieurs études en contradiction avec ces observations peuvent être trouvées dans littératures, par exemple, E. Sansoucy a indiqué que le revêtement composite d'Al-12Si/SiC préparé par projection à froid

produit une porosité plus élevée que celle des revêtements d'Al-12Si [105], ce qui est contraire aux résultats de cette étude et du résultat d'Irissou E. et al [102].

La Fig. 3.6 montre la fraction volumique des particules renforts dans les revêtements composites. Pour l'Air-19,5%QC (M), l'Air-36,8%QC (M) et l'Air-57,6%QC (M), la fraction volumique de QC de dépôt augmente avec l'augmentation de sa fraction dans la poudre mélangée, cependant elle est inférieure à la fraction originale dans la poudre mélangée. Pour les revêtements d'As8-TiN et d'As8-QC, malgré le fait que les poudres sont mélangées de façon identique : bronze + 50 vol.% renfort (TiN/QC), la fraction volumique de renforts dans les revêtements composites est d'environ 9,0% et 8,5% pour TiN et QC, respectivement. Un phénomène similaire a été rapporté par D. Morelli et al [106]. L'influence des particules de renforts sur le comportement de la formation des dépôts et sur la microstructure de revêtement composite reste ambiguë actuellement. De nombreux facteurs tels que la densité, la morphologie, la distribution de taille, la dureté, la ténacité, la méthode de fabrication de particules renforts et la condition de projection peuvent influencer la structure des revêtements. Le comportement et le mécanisme de dépôt des particules renforts exigent de nouvelles recherches plus approfondies.



Les particules QC peuvent être cassées en plusieurs morceaux de plus faible dimension au cours de procédé de dépôt, cela est similaire à d'autres particules dures projetées par projection à froid [106-108].



La Fig. 3.7 indique que certaines particules QC ont été cassées en petits morceaux (comme indiqué par les flèches simples) par rapport à leur morphologie sphérique originelle, tandis que pour les particules TiN, il semble que leurs formes multiangulaires sont conservées dans le revêtement composite. Cela est dû probablement à leur différente fragilité. La ténacité à la rupture du TiN et de l' $\text{Al}_{59}\text{Cu}_{25,5}\text{Fe}_{12,5}\text{B}_3$ est respectivement de $7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [109] et $1,34 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [110], donc, il est probable que les particules QC ont une plus grande possibilité que celles en TiN d'être fragmentés au cours du procédé de dépôt. Toutefois, une partie des particules QC sont intactes et sphérique dans le revêtement, comme présentées dans la Fig. 3.7 (b), (c) et (d). Cela peut être dû aux différences de vitesses entre les particules. Les particules irrégulières peuvent être accélérées plus facilement que les particules sphériques, car elles bénéficient d'une plus grande force de traînée exercée par le gaz de propulsion du fait de leur moins bon aérodynamisme [56, 58, 111]. Les particules QC sphériques sont moins accélérées par le gaz de propulsion par rapport aux particules TiN angulaires, et donc, sans prendre en considération d'autres facteurs, les particules QC sphériques ont une vitesse relativement plus faible que les particules TiN angulaires au cours de leur procédé d'impact. La Fig. 3.7 indique également que les grandes particules QC sont plus fragmentées que les plus petits. Bien que les petites QC particules puissent être accélérées à une vitesse plus élevée que les grosses particules, ils ont une relativement peu d'énergie cinétique en raison de leur faible

masse. En conséquence, les grandes particules QC ont une plus grande probabilité que les plus petits d'être fragmentées en petits morceaux. Ainsi, les vitesses différentes des particules semblent jouer un rôle dominant pour la fragmentation à l'impact. D'une façon ou d'autre, c'est un sujet assez complexe concernant le problème de la fragmentation de particules renforts dans le procédé de projection à froid, plus d'études systématiques sont nécessaires pour clarifier et vérifier les mécanismes.

La microdureté des revêtements déposés a été testée. La Fig. 3.8 (a) montre que l'introduction de phases renforts (TiN, QC) augmente significativement la dureté de revêtements composites. Cela peut être attribué principalement à l'effet fort de renforcement par les particules dures qui limitent considérablement la déformation de la matrice. Ainsi l'ajout de particules dures augmente la dureté des revêtements composites.

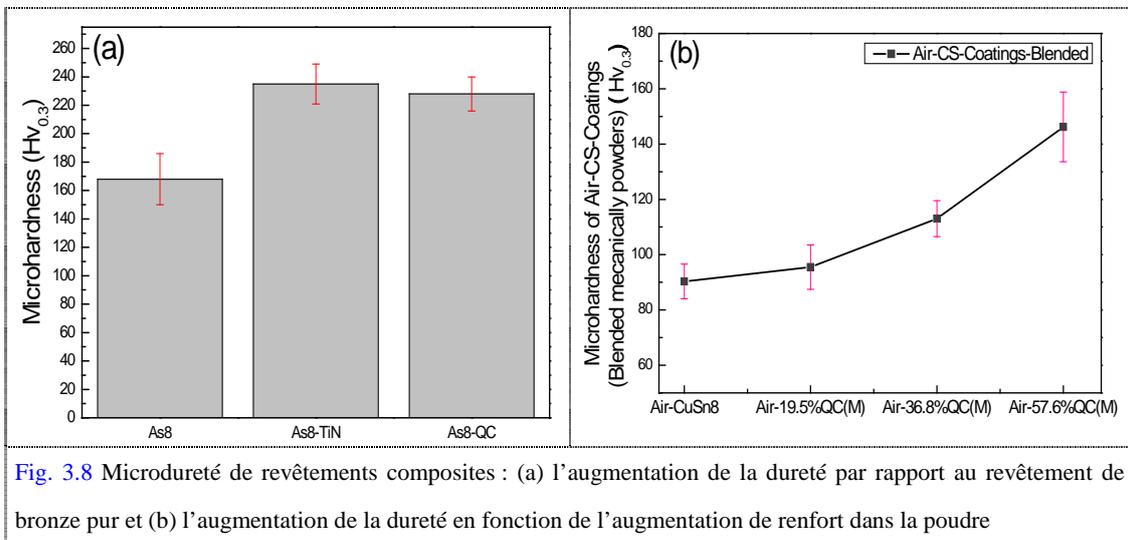


Fig. 3.8 Microdureté de revêtements composites : (a) l'augmentation de la dureté par rapport au revêtement de bronze pur et (b) l'augmentation de la dureté en fonction de l'augmentation de renfort dans la poudre

En comparant la Fig. 3.6 et la Fig. 3.8, on peut constater que les paramètres de projection à froid ont une influence sur la dureté et la fraction volumique de renfort de dépôts. Dans la Fig.3.6, il est montré que les fractions volumiques de renfort de QC sont environ de 8,5% et de 11,5% pour l'As8-QC et l'Air-36,8%QC(M) malgré le fait que les poudres aient été préparées avec 50 vol.%QC + bronze et 36,8 vol.%QC + bronze pour les revêtements d'As8-QC et d'Air-36,8%QC(M). Comme indiqué dans le Tableau. 3-2, le revêtement d'As8-QC a été projeté avec une pression de gaz de propulsion et une vitesse de balayage de buse plus haute que celles utilisées pour le revêtement d'Air-36,8%QC(M). Les particules projetées par le gaz de plus haute pression peuvent avoir une vitesse plus élevée [55] et donc une plus grande

déformation lors de l'impact sur le substrat, en conséquence, le revêtement d'As8-QC est plus dur que celui d'Air-36,8%QC(M). Plus le dépôt est dur, plus les particules QC auront du mal à s'encastrer dans le revêtement. D'autre part, lorsque le pistolet se déplace à basse vitesse, plus de particules heurtent simultanément le substrat, ce qui augmente la probabilité d'impact de particules et augmente probablement la quantité de particules QC de revêtement. Donc, bien que la fraction de QC de l'Air-36,8%(M) dans la poudre mélangée soit inférieure à celle de revêtement d'As8-QC, il est possible que le revêtement d'Air-36,8%QC(M) contienne une fraction de QC plus élevée que celle d'As8-QC.

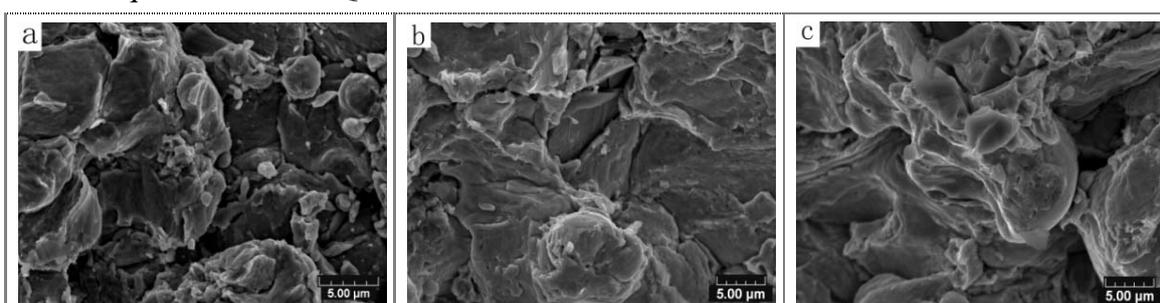


Fig. 3.9 Ruptures de la surface des revêtements fabriqués par projection à froid : (a) As8, (b) As8-TiN et (c) As8-QC

La Fig. 3.9 montre les morphologies de rupture de revêtements d'As8, d'As8-TiN et d'As8-QC. Il est bien connu que, pour des procédés à grande vitesse (tels que l'usinage à grande vitesse) lors de l'impact et de la pénétration, une production de chaleur à l'interface de contact est généralement observée en raison de la déformation plastique, en particulier dans le cadre de conditions de cisaillement adiabatique. Notre étude précédente [112] a montré que la fusion d'impact a eu lieu dans les dépôts d'Al2319, d'Al-12Si et de Ti-6Al-4V, la fusion d'impact de Sn et de Zn pendant la projection à froid a également été rapportée [113-114]. Il semble dans la Fig. 3.9 (a), (b) et (c) que la rupture de revêtements d'As8, d'As8-TiN et d'As8-QC présente aucune fusion d'impact évidente, l'adhésion entre les particules est considérée comme étant de l'adhésion physique, et il semble que les particules ont adhéré principalement en se tassant les unes sur les autres. Ce phénomène peut être attribué probablement aux propriétés différentes des matériaux. Actuellement, l'hypothèse la plus connue concernant le mécanisme d'adhésion est la suivante: la déformation plastique peut perturber les feuilles minces de surface, tels que les oxydes, et fournir un contact local sous haute pression, permettant ainsi aux particules d'adhérer [34]. Ce procédé de liaison est comparable à celui observé lors du soudage explosif ou du compactage de

poudre par onde-de-choc [17, 19, 115-119]. Cette hypothèse peut expliquer la vitesse critique nécessaire pour obtenir un dépôt. De plus cela est compatible avec le fait que seul des matériaux ductiles ont été déposés par projection à froid car les particules déposées doivent pouvoir subir d'importantes déformations afin de former des disques minces. Les matériaux non-ductiles (tels que TiN et QC) ne peuvent être que co-dépôtés avec un matériau ductile (matrice) ou peuvent être projetés sur un substrat ductile pour former une couche mince [17, 19, 34, 115-118]. La chaleur spécifique, la chaleur latente de fusion, le point de fusion, la densité, la conductivité thermique et la résistance mécanique des particules, peuvent tous exercer une influence sur le procédé d'impact de particules. Par exemple, une très faible diffusivité thermique et une haute résistance contribueront à concentrer l'énergie thermique à l'interface de couches minces. Toutefois, une grande résistance rendra plus difficile la réalisation d'un dépôt du fait du manque de déformation plastique (par exemple, les supers-alliages (MCrAlY) [52]). L'un des aspects importants concernant la projection à froid concerne les propriétés et les interactions thermiques des matériaux et du gaz de projection. Le point de fusion du matériau à projeter, la température du gaz de projection et la réaction chimique entre les particules et l'atmosphère ambiante (par exemple, les alliages de Ti), sont des facteurs importants qui contribuent à la fusion des particules lors de l'impact et ont une influence sur la réalisation du revêtement. Une faible conductivité thermique des matériaux à projeter peut contribuer également à la fusion locale. Il a été constaté que pour les matériaux avec un faible point de fusion, tels que Sn et Zn, la fusion de l'interface était facilement atteinte avec une faible vitesse de particules. Pour les revêtements de bronze et ses composites, aucune fusion locale d'impact évidente n'a été aperçue dans la rupture sectionnelle, ce qui peut être attribuée probablement à son point de fusion relativement élevé ($\sim 1040^{\circ}\text{C}$ [10]), à sa relativement faible activité de surface et à sa haute densité ($\sim 8,4\text{kg/m}^3$ [10]). Selon les résultats actuels, aucune preuve de la fusion d'impact n'a été trouvée pour les particules de cuivre même avec une vitesse élevée [17, 19, 34-35].

3.3.2 Comportement en frottement

Il est bien connu que la microstructure joue un rôle prépondérant en déterminant les propriétés divers de matériaux. Tous les comportements en frottement des

revêtements sont fondamentalement la réflexion de propriétés du matériau [120-121]. Pour les revêtements composites, les modèles de renforcement traditionnels assument que les propriétés mécaniques de revêtement dépendent seulement de la fraction de la matrice remplacée par les renforts [122]. Les paramètres des matériaux tels que la taille, la forme, la distribution de phases différentes et leurs teneurs relatifs sont importants pour les propriétés mécaniques de revêtements composites [85]. Donc, les facteurs principaux influençant la propriété d'usure de revêtements composites devraient contenir la dureté, la ténacité, la taille de grains de renforts, la distribution de phases et la teneur de la matrice ainsi que la microstructure de renforts malgré la dureté et la ténacité soient deux facteurs importants influant la résistance à l'usure de revêtements composites constitués de phases molles et dures [121, 123-126]. Au cours des années, la technologie de projection thermique a été utilisée pour fabriquer ce type de revêtements composites pour réaliser des propriétés particulières, dont la résistance à l'usure est incluse. Beaucoup de littérature a rapporté que les revêtements composites préparés par projection thermique ont augmenté la résistance à l'usure du matériau de la matrice [127-130]. Il a été généralement admis que la résistance à l'usure augmente avec la dureté et la ténacité de revêtements composites [121, 131-132]. Les revêtements composites possèdent une plus grande dureté et donc une meilleure résistance à l'usure que l'alliage non-renforcé, cela peut être attribuée principalement au fait que les particules renforts peuvent agir comme des éléments de charge-support pendant le procédé de glissement [133-134]. Il s'agit principalement de deux aspects suivants [130]: (a) diminuer la surface de contact entre la matrice et la partie antagoniste en raison de l'ajout de particules de renfort; (b) accroître la capacité de supporter des charges, renforcer la matrice et inhiber la déformation plastique du revêtement composite.

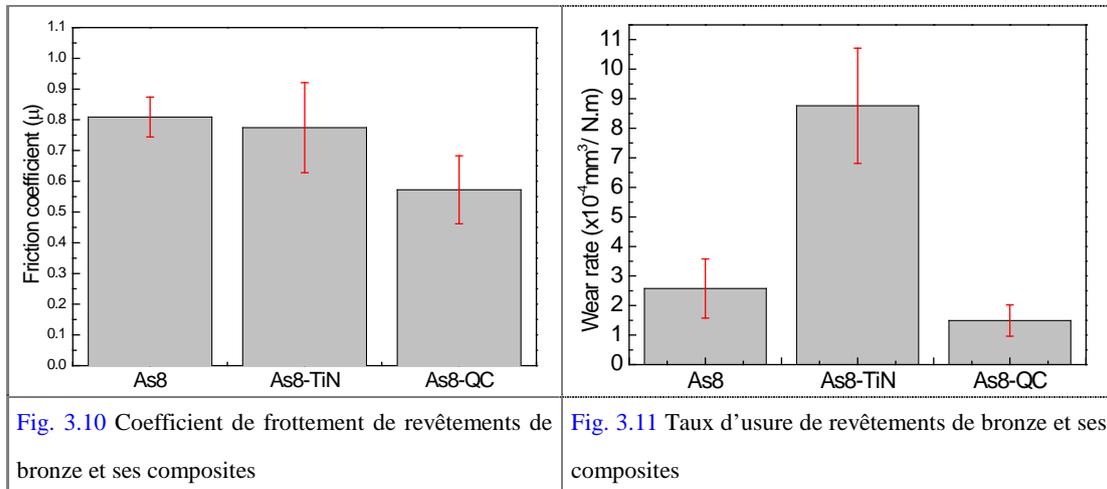
Dans le procédé de frottement, le phénomène d'usure est le procédé d'enlèvement de matière. Sous la force de frottement répétée, l'usure de revêtements composites peut se produire par l'élimination de la matrice qui est relativement molle. La déformation plastique du matériau de la matrice se produit à une profondeur au-dessous du contact. Le matériau de la matrice mou sera d'abord effacé ou enduit sur la surface et ensuite, la matrice molle risque d'être déformée, beurrée rapidement et la charge sera supportée principalement par les grains durs [121, 135]. Ceci peut être expliqué comme suit [135]: le procédé d'élimination du matériau commence par la déformation plastique

de matrice à cause de la plus grande dureté de la bille par rapport à la matrice. Par conséquent, dans la première étape, les grains durs saillent sur le revêtement, éliminant le matériau de la bille en cas du matériau de la bille plus mou. Les particules renforts sont supposées à rester bien collées à la matrice au cours du glissement, et donc, l'élimination de la matrice est moins susceptible de se produire en raison de la protection par particules renforts dures [136]. D'autre part, les revêtements composites peuvent avoir une plus grande résistance à la déformation que les revêtements non-renforcés. Il est connu que la formation et la propagation de fissures dépendent essentiellement des contraintes dans la sub-surface induits par la charge appliquée [127]. L'introduction d'une phase renfort atténuera l'amorçage et la propagation de microfissures et pourront supporter effectivement la charge et fournir la protection à la matrice [137]. Une grande déformation plastique engendrera généralement un taux d'usure élevé puisque la surface d'usure sera détruite facilement. L'introduction d'une phase de renfort dur d'une certaine fraction volumique dans la matrice ductile permettra de réduire la ductilité de la matrice dans la zone de contact, et l'usure de la matrice pourra ainsi être réduite. K.-H. Zum Gahr a démontré l'effet de la fraction volumique des particules de SiC sur l'usure de la matrice de Ni, qui est un exemple d'une phase renfort dure dans une matrice ductile [138]. Le résultat montre qu'une fraction volumique d'environ 10% de particules de SiC permet de réduire de 50% l'usure par rapport à celle sans renfort [138].

3.3.2.1 Comportement en frottement rotatif

La Fig. 3.10 présente la comparaison des coefficients de frottement de revêtements d'As8, d'As8-TiN et d'As8-QC. On peut observer grâce à la Fig. 3.10 que l'introduction de renfort a diminué le coefficient de frottement des revêtements. Le revêtement d'As8-QC présente un coefficient de frottement plus faible que l'As8-TiN. Comme mentionné ci-dessus, les revêtements composites présentent des duretés plus élevées que celle du revêtement de bronze pur, ce qui entraîne une diminution de la déformation verticale de la surface sous charge et donc une diminution de la zone de contact véritable entre le revêtement composite et la bille. En conséquence, la force de cisaillement nécessaire pour surmonter la résistance de glissement sera réduite. L'incorporation de QC peut réduire probablement l'adhésion entre la paire de

glissement en raison de sa faible énergie de surface ($\sim 28\text{mJ/m}^2$) [64]. Cela pourrait expliquer le fait que le coefficient de frottement est plus faible dans le cas du revêtement composite d'As8-QC. En outre, le comportement d'abrasion différent qui se produit dans les interfaces de contacts peut également expliquer la différence de coefficient de frottement des revêtements, ce point sera discuté plus tard.



La Fig. 3.11 montre le taux d'usure de revêtements de bronze et ses composites. Le revêtement composite d'As8-TiN présente le taux d'usure le plus élevé et celui d'As8-QC le plus faible. Comme proposé dans le chapitre 2, la fragmentation du bronze lors du frottement joue un rôle important pour l'usure de revêtement d'As8. La fragmentation du revêtement d'As8 est due à un facteur de déperdition de matériaux provenant de la fatigue de dépôt, à la suite d'une répétition de la déformation tangentielle de la surface de la couche engendrée dans le procédé de frottement. Toutefois, lorsque le renfort (TiN et QC) est ajouté au revêtement, le mécanisme d'usure des revêtements composites est très différent de celui du revêtement de bronze pur.

La Fig. 3.12 présente la morphologie des traces d'usure des revêtements composites d'As8-TiN et d'As8-QC. Il est clair que la fragmentation de couche ne joue plus un rôle important sur la perte de matériau pour les revêtements composites. En raison de l'effet de renfort, la déformation tangente à la surface a été atténuée au cours du procédé de glissement et, par conséquent, l'effet de fragmentation de couche a été également atténué. L'abrasion d'un troisième corps, qui se produit dans le procédé de frottement est significative dans le mécanisme d'usure des revêtements composites. L'adhésion entre les particules renforts et la matrice (TiN/bronze et QC/bronze) est

normalement plus faible que celle entre les particules de la matrice (bronze/bronze) [102], cela peut être expliqué par une mauvaise compatibilité [139-141] entre la phase dure (TiN, QC) et l’alliage matrice (bronze). Sous la force de cisaillement répétée lors du frottement par le glissement de la bille, les particules TiN et QC peuvent être déchaussées de la matrice et par conséquent, agir comme un troisième-corps au cours du procédé de glissement. Le troisième corps, si celui-ci possède certaines propriétés [142], qui reste à la surface de contact peut limiter l’usure en raison d’un effet de lubrification. Ce troisième corps peut également provoquer une abrasion de surface et augmenter le taux d’usure pour les revêtements composites [143]. Ce phénomène peut être observé sur la surface d’usure du revêtement composite de bronze/TiN, qui montre une morphologie d’usure abrasive comme dans la Fig. 3.12 (a).

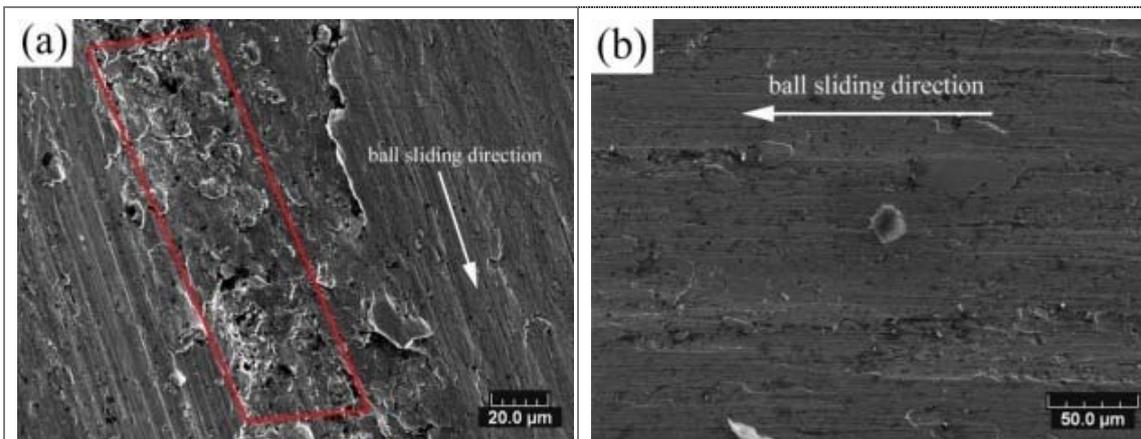


Fig. 3.12 Morphologie de traces d’usure de revêtements composites : (a) As8-TiN et (b) As8-QC

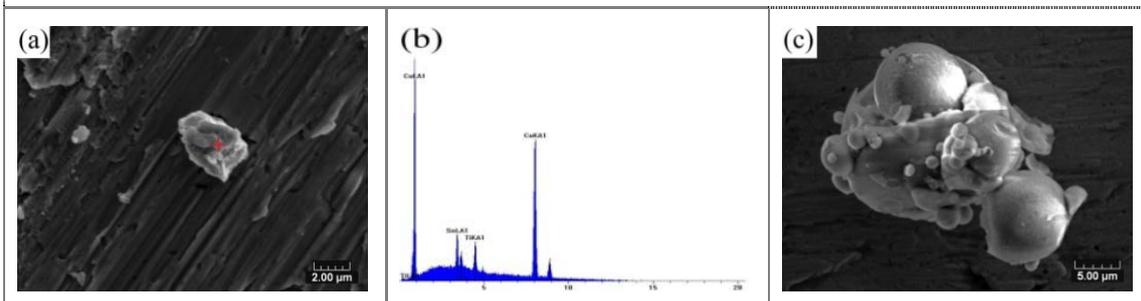


Fig. 3.13 Débris usés de TiN et QC : (a) un débris dans la trace d’usure d’As8-TiN, (b) analyse d’EDX sur le débris dans la Fig. 3.12 (a), et (c) un débris dans la trace d’usure d’As8-QC

La Fig. 3.13 (a) et (c) montre respectivement les particules de TiN et de QC collectés à partir de débris usés. L’analyse d’EDX (Energy Dispersive X-ray) a démontré que le débris dans la Fig. 3.13 (a) est constitué de TiN, ceci est d’ailleurs confirmé par la Fig. 3.13 (b). Les particules QC peuvent être observées clairement sur la figure Fig. 3.13 (c). La résistance à l’usure des revêtements dépend fortement de l’effet abrasif exercé

par les particules de TiN et de QC qui ont été extraits de la matrice. Comme le montre la figure Fig. 3.12 (a), l'usure abrasive sévère se produit au milieu de la trace d'usure du revêtement d'As8-TiN (encadrée dans la figure), là où la pression la plus importante est exercée. La rupture interfaciale de la trace d'usure qui se produit est due à l'effet d'abrasion des particules TiN. Modi et al ont également démontré que les alliages de Zn-Al contenant des particules de SiC présentaient un plus haut taux d'usure que les alliages de Zn-Al. Ce phénomène est causé par une augmentation de la formation des microfissures dans le composite en présence de la phase dispersée [139]. Si la deuxième phase du composite est dure, lorsqu'elle est ajoutée à la matrice métallique, elle augmente la tendance à la formation de microfissures dans le dépôt. Les régions interfaciales de dispersant/matrice agissent comme des sites potentiels pour la nucléation et la propagation des microfissures [144]. Pour le revêtement d'As8-QC, toutefois, l'effet abrasif n'est pas évident. La forme et la dureté du troisième corps ont une influence importante sur le comportement d'usure abrasif [145] : les particules de TiN qui sont angulaires et dures (~2000Hv) peuvent exercer un important microlabourage au niveau de la trace. Pour le revêtement composite d'As8-QC, les particules QC qui sont sortis de la trace de glissement peuvent agir comme un lubrifiant solide grâce à leur faible énergie surface et leur morphologie sphérique. Par conséquent, le taux d'usure du revêtement d'As8-QC peut être réduit significativement.

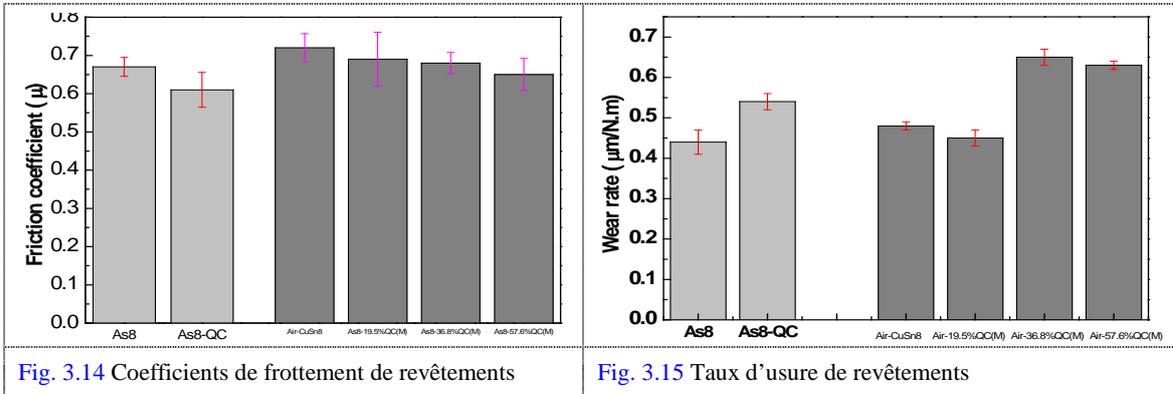
3.3.2.2 Comportement en frottement alternatif

3.3.2.2.1 Comportement en frottement alternatif à sec

La Fig. 3.14 et la Fig. 3.15 montrent le coefficient de frottement et le taux d'usure des revêtements composites dans la condition tribologiques alternative à sec, à titre de comparaison, le coefficient de frottement et le taux d'usure de bronzes purs sont aussi montrés dans la figure.

Dans la Fig. 3.14, les revêtements d'As8 et d'As8-QC sont comparés : il est constaté que le revêtement d'As8-QC présente un coefficient de frottement légèrement plus bas que celui d'As8. Parmi les revêtements d'Air-CuSn8, d'Air-19,5%QC(M), d'Air-36,8%QC(M) et d'Air-57,6%QC(M), les revêtements composites présentent

des coefficients de frottement légèrement plus faibles que celui d'Air-CuSn8. Il est également possible de remarquer que globalement le coefficient de frottement des revêtements composites diminue avec l'augmentation de la fraction QC. Dans la Fig. 3.15, le revêtement d'As8-QC montre un taux d'usure plus haut que celui d'As8; de façon générale, le taux d'usure des dépôts d'Air-19,5%QC(M), d'Air-36,8%QC(M) et d'Air-57,6%QC(M) augmente avec l'augmentation de la fraction de QC.



La figure Fig. 3.16 montre la morphologie des traces d'usure des revêtements composites. Si l'on compare la Fig. 3.16 (a) avec la Fig. 2.20, il est constaté que les deux dépôts montrent des morphologies d'usure très différentes. La trace d'usure du revêtement d'As8 semble relativement lisse comparée à celle d'As8-QC. Pour l'As8, l'usure est caractérisée principalement par l'arrachage et le microcisaillement, comme discuté dans le paragraphe 2.3.3.2.1. Cependant, pour l'As8-QC, la trace d'usure montre une morphologie très rugueuse, beaucoup de particules ont été trouvées à côté de la trace, et de nombreux trous se sont formés dans la trace, comme indiqués par les flèches simples sur la figure Fig. 3.16 (a2) et (a3). Bien entendu, certaines particules QC sont encore conservées dans la trace, comme indiquées par les flèches doubles. L'usure du revêtement d'As8-QC est caractérisée principalement par le déchaussement de particules. Comme indiqué dans 3.3.2.1, l'adhésion entre le renfort et la matrice (QC/bronze) est considérée comme étant plus faible que celle des particules de la matrice (bronze/bronze) [102]. Lorsque les particules QC sont ajoutées au revêtement, la force d'adhésion des particules de bronze peut être diminuée en raison de l'adhésion moindre du fait de la moins bonne affinité entre particules de natures différentes (QC/bronze).

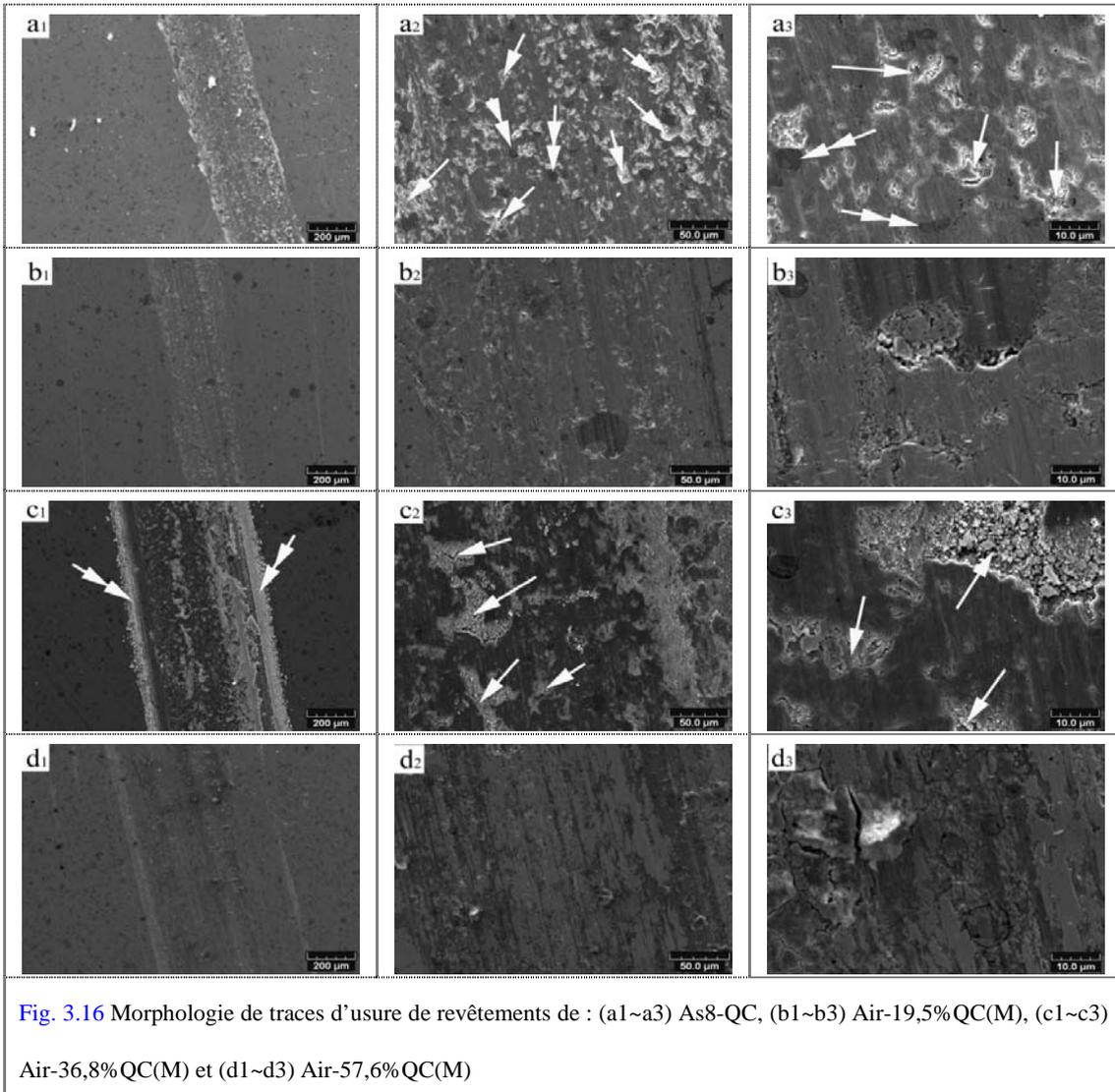


Fig. 3.16 Morphologie de traces d'usure de revêtements de : (a1~a3) As8-QC, (b1~b3) Air-19,5%QC(M), (c1~c3) Air-36,8%QC(M) et (d1~d3) Air-57,6%QC(M)

Le glissement de la bille génère une sollicitation importante du dépôt en cisaillement, les particules présentant une faible adhérence peuvent dans ces conditions être déchaussées de la trace et pourront agir en tant que les troisième-corps de débris pendant le procédé de glissement suivant. La surface de la trace devient alors plus rugueuse. La diminution du coefficient de frottement du revêtement d'As8-QC par rapport à l'As8 peut être attribuée à deux facteurs principaux : d'une part, la faible énergie de surface de particules de QC peut diminuer le coefficient de frottement ; d'autre part, de nombreuses particules constituant le troisième-corps, qui existent dans la trace de glissement, peuvent aider à diminuer surface réelle de contact entre la bille et le revêtement, et par conséquent, diminuer le coefficient de frottement. Les particules déchaussées pourront aggraver le microlabourage de trace, c'est pourquoi le revêtement d'As8-QC montre un taux d'usure plus élevé que celui de revêtement

d'As8. Ces deux phénomènes peuvent expliquer le fait que le revêtement d'As8-QC possède un coefficient de frottement plus faible et un taux d'usure plus important que celui d'As8 (voir figure Fig. 3.14 et la Fig. 3.15). Il est possible de supposer que la fatigue de la couche de revêtement est plus importante dans des conditions de frottement alternatif que rotative, en raison du mouvement fréquent alternatif de la bille coulissante.

Le coefficient de frottement des revêtements d'Air-19,5%QC(M), d'Air-36,8%QC(M) et d'Air-57,6%QC(M) présentent les mêmes tendances que celui du revêtement d'As8-QC. Le coefficient de frottements des revêtements composites est plus faible que celui de revêtement d'Air-CuSn8, il diminue avec l'augmentation de la fraction volumique de QC dans le revêtement, comme le montre la figure Fig. 3.14. Le taux d'usure des revêtements composites est plus élevé que celui d'Air-CuSn8, globalement, il croît avec l'augmentation de la fraction volumique de QC dans le dépôt (voir figure Fig. 3.15). Cela peut aussi être causé par l'influence de l'introduction de la phase renfort. Les figures Fig. 3.16 (b), (c) et (d) montrent les morphologies des traces d'usure des revêtements d'Air-19,5%QC(M), d'Air-36,8%QC(M) et d'Air-57,6%QC(M). Pour le revêtement d'Air-19,5%QC(M), le déchaussement des particules peut être remarqué mais pas très évident, comme il est possible de l'observer dans la figure Fig. 3.16 (b1~b3). Avec l'augmentation de la fraction de QC dans le dépôt, le déchaussage devient très important, de nombreuses cicatrices sont générées dans la trace d'usure dues à l'évacuation des particules, comme l'indique les flèches simples dans la figure Fig. 3.16 (c2~c3). Il est possible d'observer de nombreux débris (indiqués par les flèches doubles) sur les bords de la trace d'usure, ceci montre que l'adhésion entre les particules du revêtement d'Air-36,8%QC(M) est très faible par rapport au revêtement d'Air-19,5%QC(M). Quant au revêtement d'Air-57,6%QC(M), il montre un taux d'usure un peu plus faible que celui du revêtement d'Air-36,8%QC(M), comparé au dépôt d'Air-36,8%QC(M), la trace d'usure de revêtement d'Air-57,6%QC(M) ne présente pas une morphologie très rugueuse. Il semble que le déchaussage de particules ne soit pas un facteur très important dans le mécanisme d'usure du revêtement d'Air-57,6%QC(M), les particules QC dures peuvent inhiber la déformation et la rupture de la matrice entourant le bronze souple ^[146]. La fatigue du revêtement d'Air-57,6%QC(M) a été

allégée par rapport au revêtement d’Air-36,8%QC(M). L’augmentation de la teneur en particules QC dans le revêtement apporte deux propriétés au dépôt: d’une part, l’augmentation de la teneur en QC augmente la dureté du revêtement; d’autre part, la propriété unique des QC commence à être effective lorsque la fraction de QC dans le revêtement atteint un certain degré. Les propriétés de frottement dépendent de la structure de la matrice, ainsi que de la proportion de la phase renfort dans la matrice [147] : plus la teneur en QC est élevée dans le revêtement, plus l’énergie de surface du revêtement est faible, cela permet d’expliquer le phénomène précédemment observé. Cependant, une dureté plus élevée de la couche de revêtement entraîne une plus faible déformation élastique de la sous-couche du revêtement, et donc une diminution de la sollicitation en couche généralement engendrée dans le procédé de frottement.

3.3.2.2.2 Comportement en frottement alternatif à l’huile

La figure Fig. 3.17 montre les courbes typiques de coefficient de frottement des revêtements composites. Les pics positifs des courbes ont été extraits et calculés comme les coefficients de frottement d’As8-QC et d’Air-57,6%QC(M).

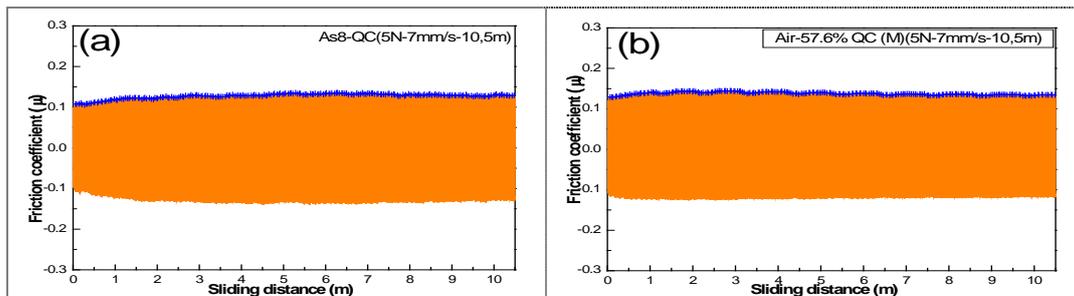


Fig. 3.17 Courbe typique de coefficient de frottement de : (a) As8-QC et (b) Air-57,6%QC(M)

Le coefficient de frottement et l’usure sont les paramètres décrivant l’état de contact des parties dans un tribo-système, ils ne sont pas toujours constants et peuvent varier avec les conditions externes [148]. En tant que deux types de réponses d’un tribo-système, ils peuvent être reliés les uns et les autres dans chaque état de contact dans le système. Les figures Fig. 3.18~Fig. 3.21 montrent l’évolution du coefficient de frottement et du taux d’usure des revêtements en fonction de la charge, de la vitesse et de la fraction de QC. À titre de comparaison, le coefficient de frottement de revêtements en bronze pur est aussi montré dans les figures.

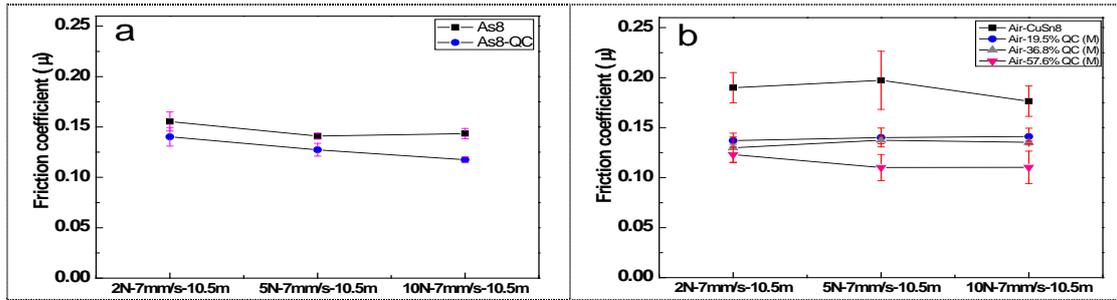


Fig. 3.18 Influence de la charge sur le coefficient de frottement des revêtements

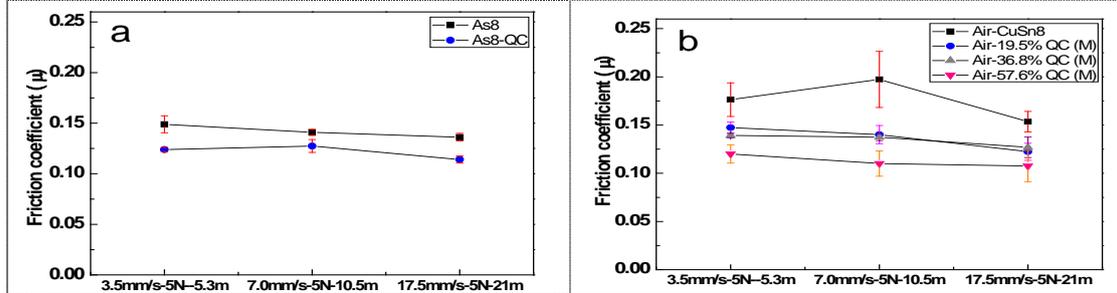


Fig. 3.19 Influence de la vitesse sur le coefficient de frottement des revêtements

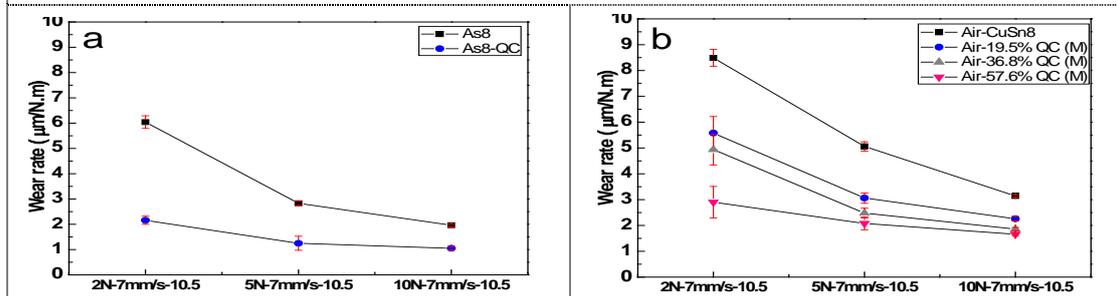


Fig. 3.20 Influence de la charge sur le taux d'usure des revêtements

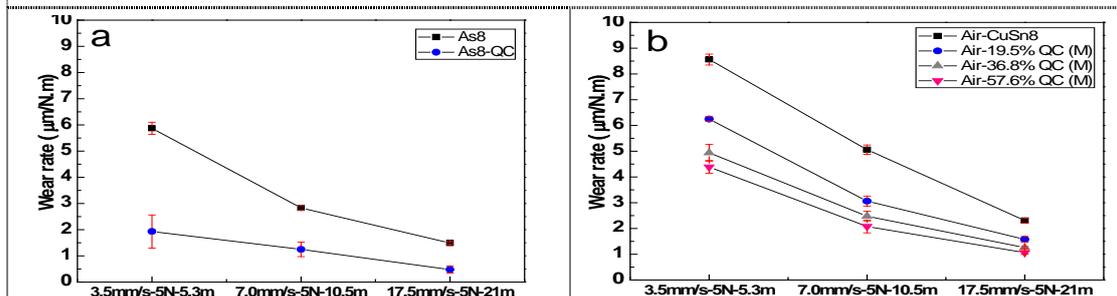
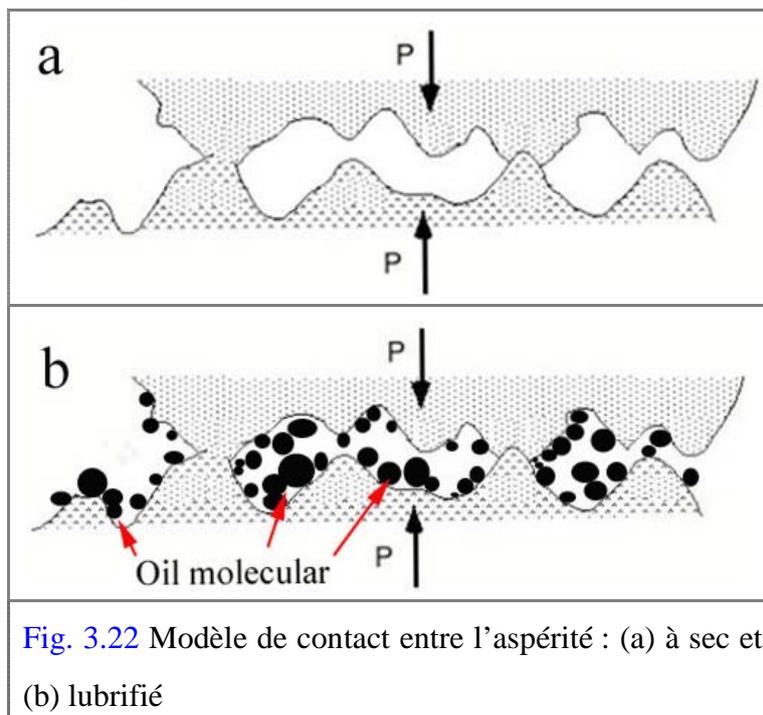


Fig. 3.21 Influence de la vitesse sur le taux d'usure des revêtements

Il est constaté que les revêtements composites présentent un coefficient de frottement et un taux d'usure inférieurs à ceux des revêtements de bronze sous des charges et des vitesses différentes. Le coefficient de frottement et le taux d'usure diminuent généralement avec l'augmentation de la charge, de la vitesse et de la fraction de QC dans le dépôt.

Le procédé de frottement peut être caractérisé de la façon suivante : le contact, le frottement et l'usure sont généralement liés à l'interaction physique directe entre les surfaces de mouvement relatif. D'un point de vue microscopique, le mécanisme de contact d'aspérité-aspérités peut être utilisé pour expliquer de nombreux phénomènes d'usure de glissement [149]. L'usure est un résultat d'endommagement des aspérités dans la surface de matériau à cause du dépassement de la limite plastique dû à la contrainte appliquée lors du frottement. La Fig. 3.22 montre le modèle schématique de contact entre les aspérités.



La dureté d'aspérités peut influencer fortement sur le comportement en frottement, par exemple, lorsqu'une couche dure tels que les diamants ou les DLCs (Diamond Like Coatings) glisse contre un matériau doux, le coefficient de frottement tend à être élevé puisque les aspérités sur la surface du revêtement peuvent agir comme des abrasifs [148]. La dureté du revêtement joue alors un rôle important dans le mécanisme d'usure. Certaines équipes de chercheurs émettent l'hypothèse que le ratio H/E (où H est la dureté et E le module élastique d'Young) a une influence fondamentale sur le comportement d'usure [146, 150-153], nous discuterons ici de l'influence de la dureté H plutôt que de celle du module élastique E . L'influence de la dureté sur le comportement en frottement des revêtements est très importante, il a longtemps été considérée comme l'un des principaux facteurs qui détermine la résistance à l'usure

d'un revêtement [151]. De nombreux chercheurs ont, au fil des ans, démontré l'importance de la dureté dans le mécanisme d'usure une dureté élevée atténue la détérioration de la surface [148, 154-156]. Une formule empirique a montrée l'influence de la dureté sur l'usure à base du model de contact d'aspérité [157] :

$$V = k \cdot \frac{S}{3} \cdot \frac{L}{H}$$

V - volume d'usure

K - une constante (valeur entre 10^{-3} ~ 10^{-8})

S - la distance de glissement

L - la charge normale

H - la dureté de la paire plus ductile

Les matériaux durs ont généralement une perte de matière inférieure à celle des matériaux mous dans la même condition de frottement [158], comme l'exprime l'équation ci-dessus. Une grande dureté du revêtement est bénéfique en termes d'augmentation de la résistance à la déformation plastique [151], les revêtements durs ne subissent pas les phénomènes liés à une importante déformation plastique tels que le microcisaillement ou le microlabourage [152]. Un tribo-élément composé d'un matériau ductile avec une dureté modérée, tel qu'Al, Cu, Ni, Fe ou un alliage avec une combinaison de ceux-ci, peut générer une forte déformation plastique du matériau dans la zone de contact sous l'effet combiné de la sollicitation de compression et de cisaillement. Les revêtements composites de bronze/QC présentent un mécanisme similaire. Le fait qu'un revêtement contienne des particules QC (des particules dures donc) peut être considéré comme l'un des principaux paramètres contribuant au faible taux d'usure, une plus grande dureté entraîne une meilleure résistance à l'usure abrasive et adhésive dans la zone de contact au cours du glissement. Les particules QC dures limitent la déformation plastique et la rupture de la matrice de bronze souple. Elles agissent en tant que composant de charge-support, qui réduit l'adhésion entre la matrice de bronze et la bille pendant le frottement. Cet effet de charge-support par les particules QC réduit considérablement l'appui direct sur la matrice de bronze souple et améliore la résistance à l'usure de revêtement. Donc, grâce à l'effet renfort par les particules QC, la déformation plastique des revêtements composites peut être

limitée. Sous la charge normale de la bille, la fatigue de la couche induite par la sollicitation peut être réduite. L'usure apparentée à la fatigue, tels que la délamination et la rupture provoquées par la fissure, peut ainsi être allégée. L'importance de la dureté du matériau de renfort (ici les QC) permet d'expliquer le fait que le coefficient de frottement et le taux d'usure des revêtements composites sont plus faibles que ceux de revêtement de bronze pur. D'autre part, l'ajout de QC dans les revêtements diminue l'énergie surface, et ce facteur permet d'améliorer la condition de frottement.

Le comportement en frottement peut être influencé ou modifié par la lubrification. La lubrification permet de séparer totalement ou partiellement les surfaces en mouvement relatif avec un film d'un matériau qui peut être cisailé à une faible résistance, sans causer un dommage de la surface ^[159]. Les figures Fig. 3.23~Fig. 3.26 montrent les morphologies des traces d'usure de revêtements composites qui ont été testés dans des conditions différentes (des charges et des vitesses différentes). Comparé avec la Fig. 3.16, il est constaté que les traces d'usure dans des conditions lubrifiées sont plus lisses que celles réalisées à sec. Le déchaussement des particules n'est plus évident pour les revêtements composites dans la condition lubrifiée. Dans la condition à sec, la charge normale est supportée entièrement par les aspérités en contact les unes sur les autres, comme indiqué dans la Fig. 3.22 (a). Dans le cas lubrifié, le comportement en frottement est déterminé par l'interaction de surface entre les couches minces de lubrifiant limite et les surfaces solides. Grâce à la lubrification, l'interaction solide/solide peut être modifiée par l'action de la pellicule limite de lubrifiant, de sorte que le comportement en frottement d'un système de lubrification limite peut être caractérisé par l'interaction solide/lubrifiant/solide. L'interaction solide/lubrifiant/solide, qui elle-même peut être cisailée facilement ^[160], est susceptible de réduire la quantité d'interaction direct solide/solide. Cela peut expliquer la différence de coefficients de frottement entre les conditions sèches et lubrifiées. Il est évident que la lubrification a changé la caractéristique de frottement des revêtements composites à base de bronze.

Les coefficients de frottement présentés dans la Fig 3.18 et la Fig. 3.19 montrent que le procédé de frottement des revêtements composites est dans une condition de lubrification limite ^[94]. Dans ce cas, l'usure d'aspérité domine le procédé de

frottement, car le lubrifiant peut améliorer la condition de contact aspérité-aspérité [149]. Dans la Fig. 3.23~la Fig. 3.26, les revêtements composites n'ont pas subi de labourage ou de cisaillement, et contrairement aux morphologies d'usure présentées dans la Fig. 3.16, il n'y a pas d'écaillage d'interface significatif. La caractéristique d'usure pour les revêtements composites peut être attribué principalement à un beurrage léger de l'aspérité existant à la couche superficielle, comme indiqué par les flèches simples dans les Fig. 3.23~Fig. 3.26. Les aspérités déformées sont dues à la dureté relativement faible du bronze. Plus le revêtement est dur et moins les aspérités seront déformées. L'As8-QC est le revêtement le plus dur parmi tous les revêtements composites, par conséquent, il ne présente presque aucune aspérité déformée. De plus, les aspérités déformées qui sont localisées à la surface peuvent agir comme une tribo-pellicule. La formation de la tribo-pellicule a probablement une influence très importante sur les faibles coefficients de frottement et les faibles taux d'usure des revêtements composites. Ce phénomène de formation d'une tribo-pellicule contribuant au procédé de frottement amélioré a été rapporté dans plusieurs études [148, 152, 161]. En outre, la formation de la tribo-pellicule implique une plus grande zone de contact pour supporter la charge, ce qui induit une pression de contact plus faible au niveau de chaque aspérité. Une plus faible pression de contact entraîne une distribution plus uniforme du lubrifiant, ce qui permet d'obtenir un coefficient de frottement et un taux d'usure plus faibles [91]. Ceci peut expliquer la diminution du coefficient de frottement et du taux d'usure avec la charge, que l'on observe sur les figures Fig. 3.18 et la Fig. 3.20. Normalement, l'épaisseur de la pellicule d'huile diminue avec l'augmentation de la vitesse de glissement en raison d'un effet mécanique (la force visqueuse/tenace de la circulation de fluide) [93]. Cependant, une vitesse plus élevée peut aussi causer une distribution plus uniforme de lubrifiant et par conséquent, un coefficient de frottement et un taux d'usure plus faibles. Le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la vitesse, ce qui indique qu'il existe une séparation, au moins partielle, hydrodynamique des surfaces [162]. Les mécanismes qui gouvernent la diminution du frottement et la diminution de l'usure grâce à un lubrifiant sont complexes, ils combinent la lubrification hydrodynamique, la lubrification limite et l'activité chimique qui forment des pellicules de protection sur les surfaces de glissement [91, 163].

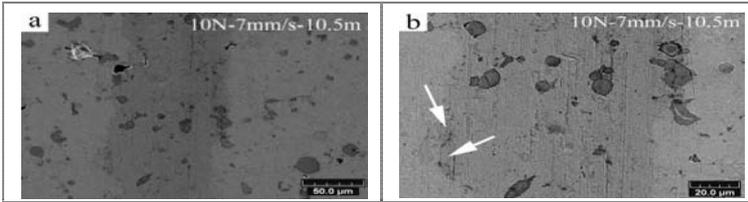


Fig. 3.23 Trace d'usure de dépôt d'As8-QC(M)

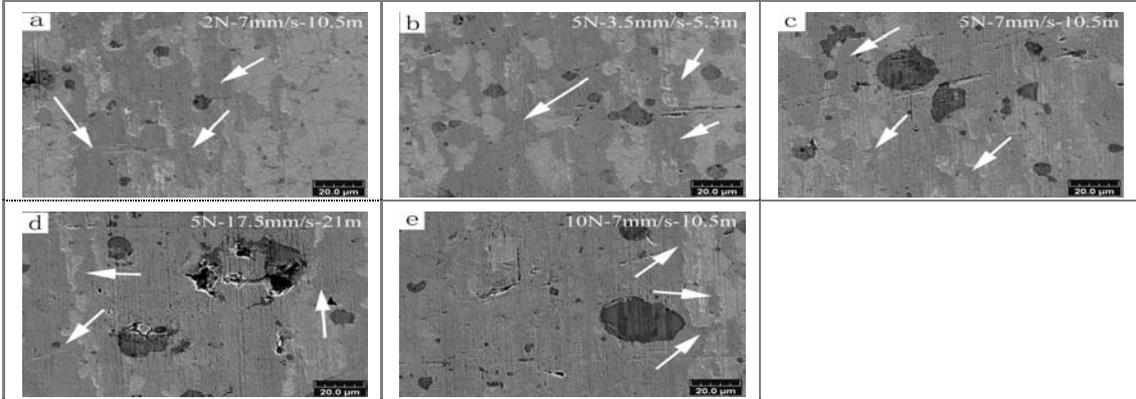


Fig. 3.24 Trace d'usure de dépôt d'Air-19,5%QC(M)

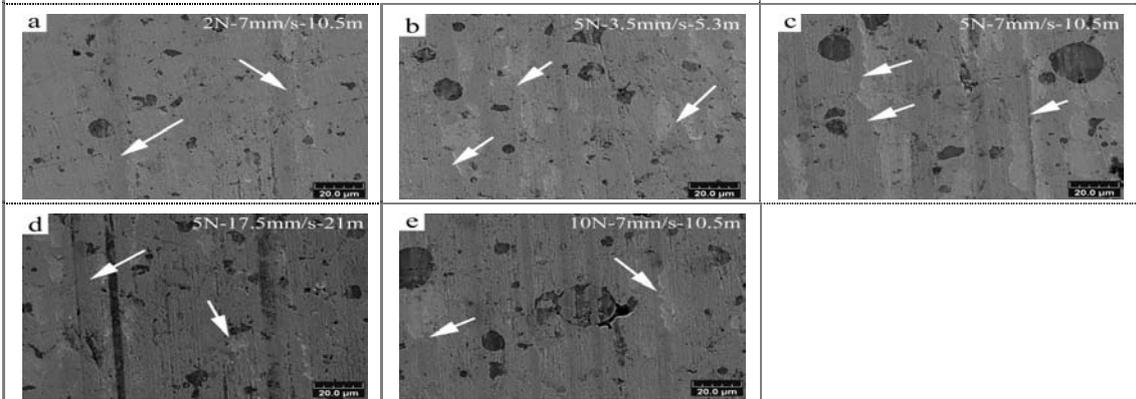


Fig. 3.25 Trace d'usure de dépôt d'Air-36,8%QC(M)

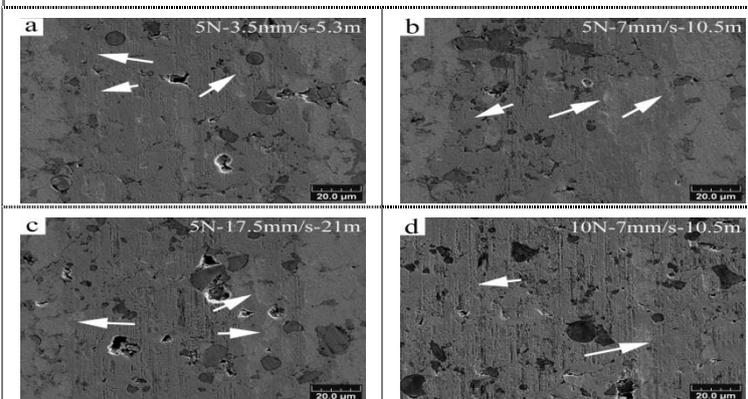


Fig. 3.26 Trace d'usure de dépôt d'Air-57,6%QC(M)

3.4. Conclusion

Des revêtements composites à base de bronze épais et continus peuvent être préparés par projection à froid en utilisant des poudres mélangées mécaniquement. A partir des différents résultats obtenus dans cette étude, plusieurs conclusions peuvent être données :

1. Les revêtements composites sont plus denses par rapport au revêtement de bronze pur, et la compacité des revêtements composites augmente avec la fraction de particules renforts dans le dépôt. Le rendement de projection des particules renforts est inférieur à celui des particules de bronze.
2. La microdureté des revêtements composites est plus élevée que celle du bronze. La fraction volumique des particules renforts des revêtements composites augmente avec la fraction de particules renforts dans la poudre mélangée. Aucune fusion d'impact évidente ne peut être observée dans la rupture des revêtements de bronze et des revêtements composites. L'adhérence entre les particules du dépôt est considérée comme étant de l'adhérence physique.
3. Pour les essais tribologiques rotatifs à sec

Les revêtements composites présentent des coefficients de frottement plus bas que ceux du revêtement en bronze. Le revêtement composite d'As8-QC possède un plus faible coefficient de frottement que celui d'As8-TiN. Les revêtements composites d'As8-QC et d'As8-TiN présentent, respectivement, le taux d'usure le plus bas et le plus haut des trois couches. Certaines particules de TiN peuvent être sorties de la trace de glissement et conduire à une usure abrasive sur le revêtement ; certaines particules QC sont également extraites de la trace, car il est possible d'observer un léger labourage dans le mécanisme d'usure du revêtement d'As8-QC.

4. Pour les essais tribologiques alternatifs à sec

Le coefficient de frottement des revêtements composites est plus bas que celui du revêtement en bronze. Il diminue avec l'augmentation de la fraction QC dans les revêtements. De nombreuses particules constituant un troisième-corps existant

dans la trace explique la diminution du coefficient de frottement constaté pour le revêtement d'As8-QC.

Le taux d'usure des revêtements composites est supérieur à celui du revêtement en bronze, et il augmente avec la fraction QC de revêtements composites. L'usure de revêtement d'As8-QC est causée principalement par le déchaussage de particules. Le déchaussage de particules de revêtement d'Air-36,8%QC(M) est plus important que pour le revêtement d'Air-19,5%QC(M), mais moins important que pour l'Air-57,6%QC(M). La particule QC limite la déformation et la rupture de matrice molle de bronze.

5. Pour les essais tribologiques alternatifs à l'huile

Les coefficients de frottement et le taux d'usure des revêtements composites sont plus bas que ceux du revêtement en bronze, et ils diminuent avec l'augmentation de la charge, de la vitesse et de la fraction volumique de QC dans le dépôt.

La lubrification change les caractéristiques tribologiques des revêtements composites. Une vitesse et une charge plus élevées entraînent un coefficient de frottement et un taux d'usure plus faibles.

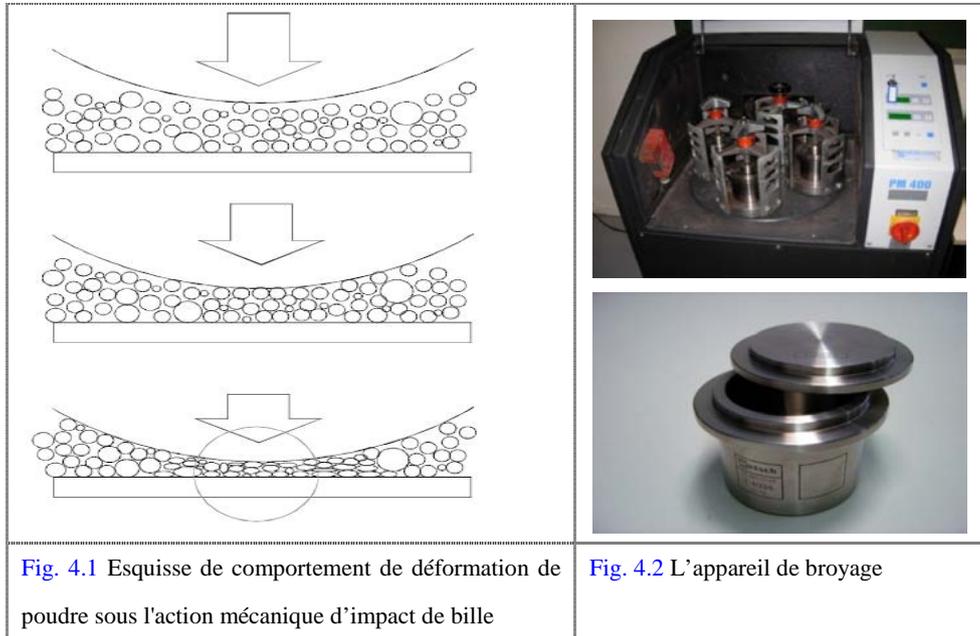
Une plus grande dureté des revêtements augmente leur résistance à la déformation plastique, et donc, une meilleure résistance à l'usure. Le mécanisme d'usure pour les revêtements composites peut être attribué principalement à une légère déformation de l'aspérité existant au niveau de la couche superficielle.

Chapitre 4 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements composites à base de bronze élaborés par projection à froid - projection de la poudre broyée

4.1 Introduction brève sur le broyage

La mécano-synthèse d'alliage (MA: Mechanical Alloying) est une technique de traitement de poudre à l'état solide dans un appareil de haute-énergie ^[164], qui a été mise au point par J.S. Benjamin et al. à l'INCO (International Nickel Company's Research Laboratory) à la fin des années 1960. La découverte de la formation de phase métastable par le broyage lors de ce traitement a ouvert la porte à de nombreuses applications dans le domaine des matériaux ^[165]. L'appareil de broyage employé est constitué d'une chambre contenant un agent de contrôle du procédé et la poudre. Le processus de mécano-synthèse d'alliage débute par le mélange de poudres avec une proportion approprié dans une enceinte contenant l'outil de broyage (généralement, des billes en acier). Le broyage des poudres consiste en une série d'impacts au cours de laquelle les particules de poudre sont confinées entre les surfaces lors de collisions, ainsi un taux élevé de déformation est obtenu, comme présenté schématiquement dans la Fig. 4.1. La soudure à froid et le phénomène de fracturation sont souvent induits en collaboration avec le fracassement de la particule, la production de défauts continus et le processus de renouvellement de l'interface qui permettent de produire des transformations structurelles et chimiques ^[165]. La répétition de ce processus raffine la structure composite jusqu'à ce que le mélange final soit réalisé, les deux poudres se combinent chimiquement par diffusion et par des procédés de réaction, créant un alliage à l'état solide. Donc, les éléments importants dans le processus de mécano-synthèse d'alliage sont les matières brutes, l'appareil de broyage et les variables du processus. La mécano-synthèse d'alliage est très couramment employée pour fabriquer de nouveaux matériaux ^[166]. Le traitement mécanique par broyage est une technique extrêmement polyvalente permettant la synthèse de structures non-équilibrées et la production d'alliages nanostructurés qui présentent d'excellentes propriétés mécaniques. Ce procédé initialement destiné à la

création d'alliages est également utilisé pour dégrader des composants toxiques mais également pour traiter des minéraux [164-167]. En raison de son potentiel commercial (polyvalence et robustesse du procédé) et de phénomènes physiques insolites engagés, l'alliage-mécanique a suscité l'intérêt de nombreuses équipes de recherches. Les applications se situent actuellement entre la science des matériaux et les technologies avancées de traitement de minéraux et la dégradation de déchets [165-166, 168].



Normalement, la fraction volumique de la phase renfort est proportionnelle à la fraction volumique de renfort présent dans la poudre mélangée [128], cependant, compte tenu du résultat obtenu dans le chapitre 3, nous savons que la fraction maximale de QC dans le revêtement composite est d'environ 20 vol.% bien que 57,6 vol.% de QC ait été ajouté dans la poudre mélangée. Il serait difficile d'augmenter davantage la fraction volumique de QC dans les revêtements composites en augmentant simplement la quantité de QC dans la poudre originale mélangée. Afin de pouvoir étudier l'influence de la teneur en QC au-delà de 20 vol.% dans les revêtements composites, il est nécessaire de chercher une solution permettant d'insérer plus de QC dans le dépôt. La technologie de broyage semble être appropriée pour le prétraitement de poudres.

4.2 Procédure expérimentale

4.2.1 Matériau

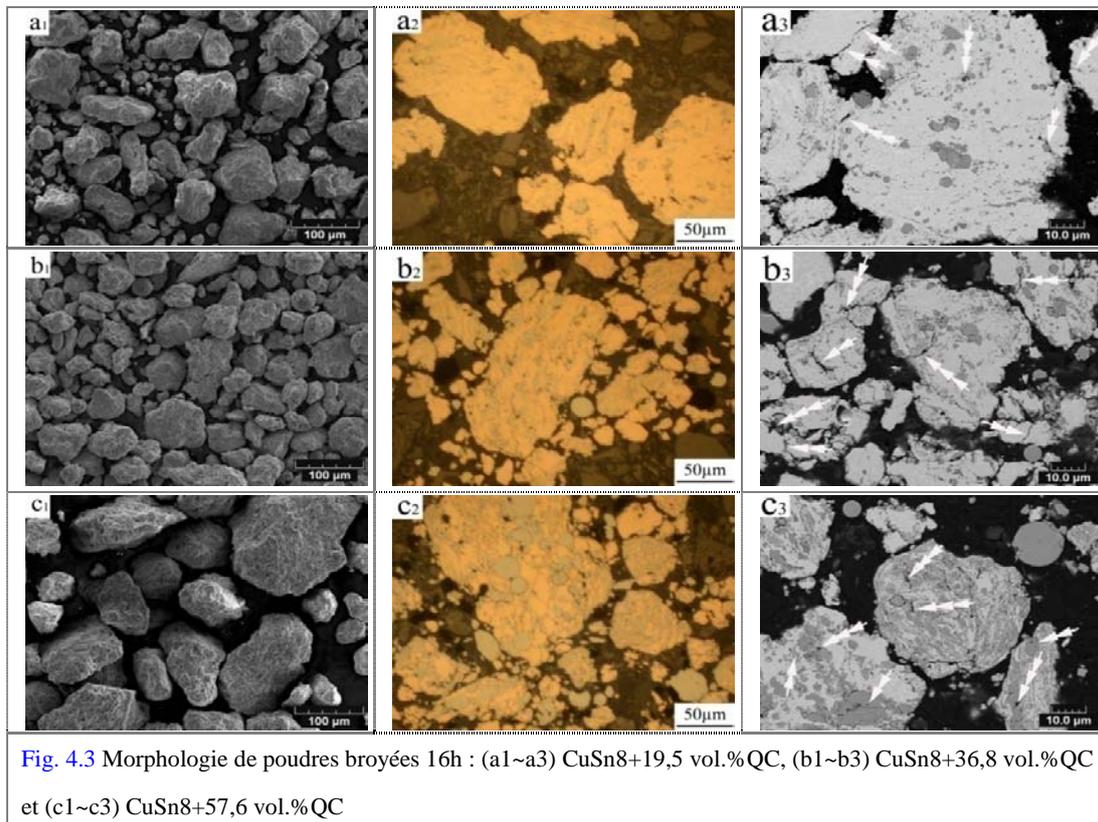
La poudre de bronze (CuSn8) et de QC sont les même que celles utilisées dans les chapitres précédents. Un appareil de broyage (Retsch PM400, Allemagne) a été utilisé pour la préparation des poudres, comme montré dans la Fig. 4.2. Les paramètres de broyage sont détaillés dans le Tableau 4-1.

Tableau 4-1. Paramètres du broyage

Paramètre de bille	Matériau	C106 Acier Inoxydable
	Diamètre	30mm
	Masse	110g
Vitesse de rotation	200rpm	
Masse de poudre dans chaque jar	200g	
Le ratio de masse de bille/poudre	(110x5)g/200 g	

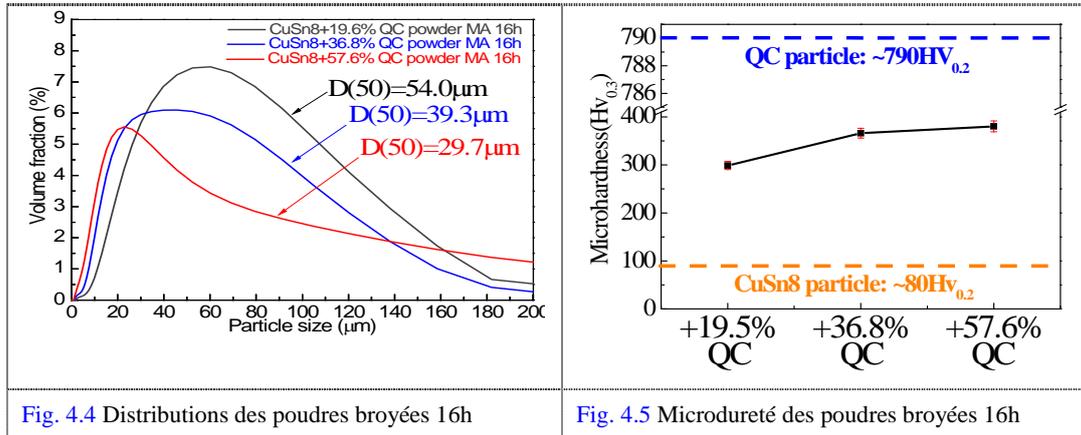
La composition des poudres broyées est la suivante : CuSn8+19,5 vol.%QC, CuSn8+36,8 vol.%QC et CuSn8+57,6 vol.%QC. Grâce à un prééglage programmé, le processus de broyage a été arrêté toutes les 30 minutes afin de permettre le refroidissement de la poudre. Le temps réel de broyage est de 16 heures pour chaque poudre. La Fig. 4.3 montre les morphologies typiques des profils et des sections transversales des poudres de bronze-QC qui ont été utilisées pour réaliser les revêtements après le broyage de 16h. Il est également possible d’observer dans la Fig. 4.3 (a1), (b1) et (c1) que les poudres broyées présentent une morphologie irrégulière et angulaire. La section des poudres broyées observées avec un microscope optique est montrée dans la Fig. 4.3 (a2), (b2) et (c2). Il est visible sur ces images que deux régions distinctes possédant des caractéristiques différentes de microstructure peuvent être distinguées, des résultats analogues existent dans les littératures [169-173]. Il est également visible clairement dans la Fig. 4.3 que les particules de bronze ont subi de grandes déformations après le processus de broyage. Au cours du broyage, une partie de l’énergie est dissipée sous forme de chaleur, et le reste est dissipé par déformation plastique et élastique de la poudre. Lorsque deux billes d'acier entrent en collision à haute énergie au cours du broyage, les particules de bronze ductiles peuvent être aplaties, soudées à froid, fracturées et ré-soudés plusieurs fois. Les particules QC semblent avoir subi des ruptures plutôt que des déformations plastiques. Certaines particules sphériques sont incrustées entre les particules de bronze. Les petites particules QC semblent s'être incrustées plus facilement que les grandes particules QC.

Dans l'ensemble elles se sont intégrées dans la matrice de bronze molle et continue, certaines d'entre elles ont conservées une morphologie sphérique à cause de leur faible élasticité. Au cours de ce processus, les particules de bronze peuvent être allongées en raison de la déformation plastique intense résulte de la collision contre les billes. Pour faire un examen détaillé de la microstructure et la composition des poudres broyées, le MEB a été utilisé pour analyser la poudre. La Fig 4. 3 (a3), (b3) et (c3) montre des images typiques du MEB des microstructures de la section des poudres broyées. Quelques particules QC intactes et sphériques sont présentes dans l'échantillon de poudres broyées, leur présence peut s'expliquer par un temps trop court de broyage. Ces particules QC non broyées peuvent probablement être fracturées simplement en prolongeant le processus de broyage [169-170].



Les fissures apparues à l'intérieur de la poudre (comme indiquées par les flèches doubles dans la Fig. 4.3), ont été provoquées par l'effet de la fracturation intense lors de la soudure à froid pendant l'étape de broyage [171]. Ces fissures sont susceptibles de croître avec un temps de broyage plus long, ce qui entraînera la rupture des grosses particules en plus petites. Ainsi avec un broyage suffisamment long, la structure de poudres sera affinée [169].

La Fig. 4.4 et la Fig. 4.5 montrent respectivement la distribution de la taille (mesurée par *Mastersizer 2000*, Malvern Instruments, UK) et la microdureté des particules broyées.



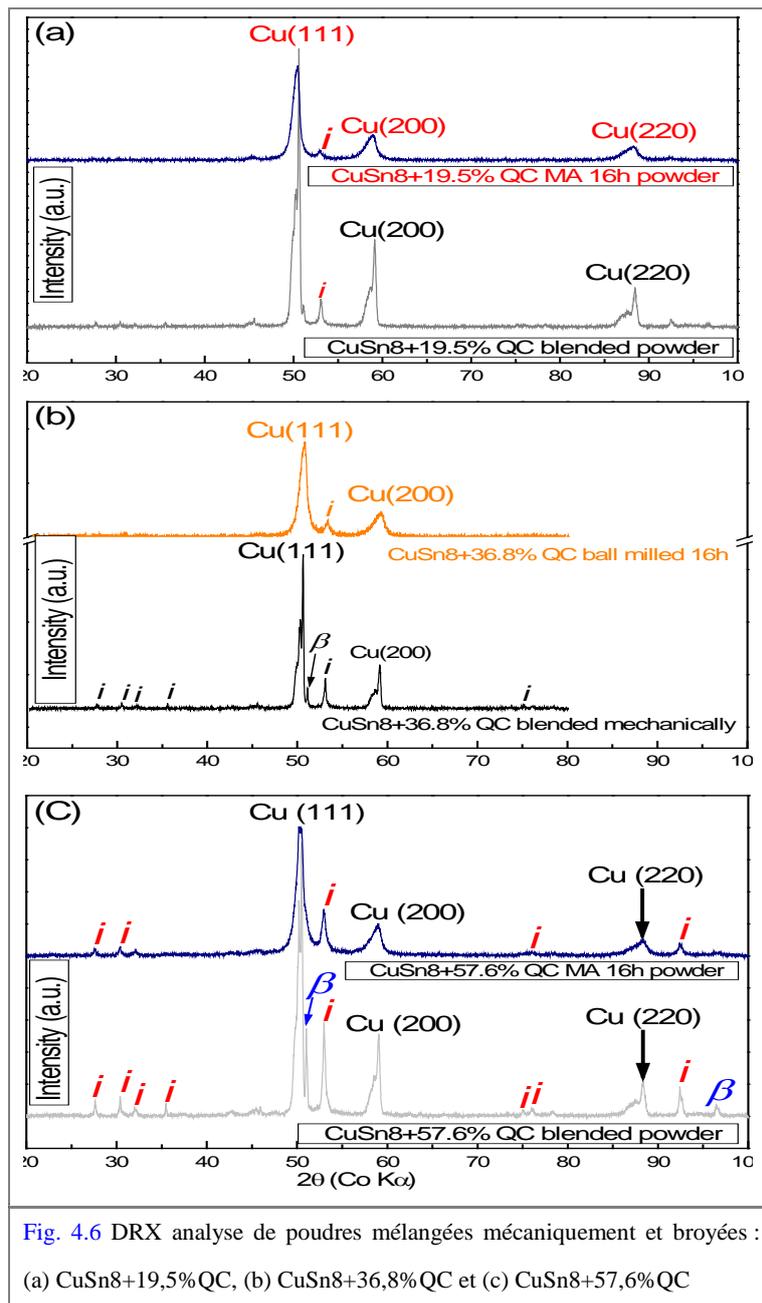
Les tailles moyennes des particules de CuSn8+19,5 vol.%QC, de CuSn8+36,8 vol.%QC et de CuSn8+57,6 vol.%QC sont augmentées en raison du processus de broyage [170, 173]. La force de l'impact déforme plastiquement les particules de poudre conduisant à l'écrasement et à la fracture des particules. Les nouvelles surfaces créées permettent aux particules de se souder entre-elles ce qui conduit à une augmentation de la taille de particules. La taille moyenne des particules de poudre diminue avec l'augmentation de la fraction de QC dans le mélange. Les tailles des poudres de CuSn8 et de QC sont similaires et proches de 17,1µm. Après le broyage, la taille moyenne est respectivement d'environ 54µm, 39,3µm et 29,7µm pour la poudre de CuSn8+19,5 vol.%QC, de CuSn8+36,8 vol.%QC et de CuSn8+57,6 vol.%QC, comme le montre la Fig. 4.4. Dans la première étape de broyage, les particules sont souples, leur tendance à se souder ensemble et à former des grandes particules est élevée. Avec l'augmentation du temps de broyage, les particules de poudres composites se durcissent, par conséquent la fragilité augmente, et les particules peuvent alors être fragmentées plus facilement. Donc, d'une part, avec la répétition des chocs qui aplatissent et soudent à froid les particules entre-elles, des particules composites de grande taille peuvent être formées. Mais d'autre part, avec les déformations appliquées par le système aux particules, celles-ci deviennent plus dures et sont fracturées par un mécanisme de rupture en fatigue et/ou une fragmentation de fragilité. Les fragments générés par ce mécanisme peuvent réduire la taille des particules en l'absence de forte force d'agglomération entre les particules, ce qui

entraînera bien entendu une diminution de la distribution en taille des particules. Les particules plus grandes que les particules de taille moyenne sont fragmentées, et les particules plus petites que la moyenne s'agglomèrent. Donc, comme le montre la Fig. 4.3, le broyage des poudres de bronze+QC pendant 16h a augmenté la taille moyenne des particules. En raison de l'impact continu de billes de broyage, la structure des particules de bronze peut être affinée constamment.

La dureté des poudres de bronze+QC varie entre $300\text{Hv}_{0,3}$ et $380\text{Hv}_{0,3}$, cette valeur est beaucoup plus élevée que celle mesurée pour la poudre de CuSn8 seule mais elle est inférieure à celle obtenue pour la poudre QC. La microdureté des particules de CuSn8 et de QC est respectivement d'environ $80\text{Hv}_{0,3}$ et $790\text{Hv}_{0,3}$. La dureté des particules broyées se situe donc entre celle des particules de bronze et celle des particules de QC. De plus, la dureté des particules broyées augmente avec la teneur en QC dans la poudre mélangée, comme montrée dans la Fig. 4.5 (mesurée par Leitz, Allemagne). L'accumulation d'énergie de tension (qui peut causer la consolidation par déformation) et l'augmentation de la teneur de la phase renfort ^[174] (QC) dans la poudre (qui peut causer la consolidation par dispersion ^[121-122]) peuvent expliquer ce phénomène. La tendance irrégulière de microdureté des particules broyées peut être causée par les pores et les fissures (comme indiquées par les flèches triples dans la Fig. 4.3 (a3), (b3) et (c3)) existant dans les particules des poudres broyées. Après le broyage, la matrice ductile (bronze) a été renforcée et devient plus dure, ce qui diminue la résistance à la fissuration du matériau. La présence de particules QC, qui sont dures et fragiles dans la microstructure joue donc un rôle important pour déterminer la dureté des poudres broyées ^[134].

La Fig. 4.6 montre la Diffraction de Rayon-X (accompli par BRUKER, D8 FOCUS, Allemagne) des poudres mélangées et broyées. Il peut être observé dans la Fig. 4.6 que les pics caractéristiques de QC et de Cu (111) sont plus faibles après le procédé de broyage. Les pics étroits de diffraction de la phase *i* à $2\theta \approx 53^\circ$ diminuent significativement après le broyage de 16h. En même temps, les pics de diffraction de Cu présentent un élargissement apparent et glissent vers un angle un peu plus faible. Après le broyage, la plupart de phase *i* est encore conservée et visible dans la Fig. 4.6, mais certains pics correspondant à *i*-phase se chevauchent avec le pic de bronze

à $2\theta \approx 49\sim 51^\circ$. Ce dernier devient difficile à définir en raison de l'élargissement du pic Cu (111). L'élargissement des pics de diffraction indique un raffinement des grains de Cu, et exprime la possibilité d'une augmentation de paramètre du réseau cristallin et l'introduction de sollicitations internes [169-172]. Ces changements dans la DRX sont attribués probablement à la présence de nombreux impacts créés par les billes de broyage [169-172]. L'élargissement des lignes de diffraction peut être induit par la déformation des particules, il pourra probablement être atténué par un post-traitement thermique [171]. Il est cependant difficile de déterminer quantitativement la transformation d'*i*-phase au cours de broyage.



La Fig. 4.7 montre la teneur en oxygène des poudres broyées. Il semble que la teneur en oxygène dans les poudres broyées est légèrement plus élevée que celle dans la poudre de bronze initiale. Elle augmente avec la fraction de QC dans le mélange de poudres, comme indiqué dans la Fig. 4.7. Cela est dû à la teneur relativement plus élevée en oxygène dans la poudre QC. Plus la fraction de QC est grande dans la poudre mélangée, plus la teneur en oxygène sera grande dans la poudre broyée. Il semble que le processus de broyage n'a pas influé de façon significative sur la teneur en oxygène des poudres composites.

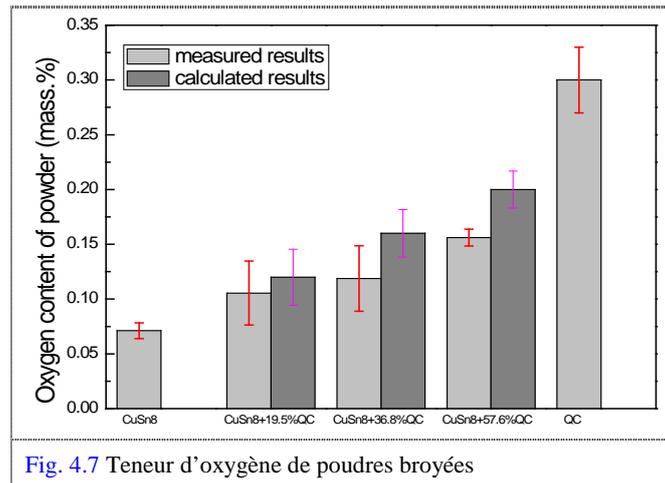


Fig. 4.7 Teneur d'oxygène de poudres broyées

4.2.2 Préparation et caractérisation des revêtements

Un système de projection à froid comme décrit dans les chapitres précédents a été utilisé. La buse utilisée a une section rectangulaire, comme montrée dans la Fig. 2.4. Des poudres de bronze+QC broyées durant 16h ont été utilisées. Le microscope optique (OM) (Nikon, Japon) et le microscope électronique à balayage (MEB) (JEOL, JSM-5800LV, Japon) ont été utilisés pour observer la microstructure des revêtements déposés. Des microanalyses EDX sur la section transversale des revêtements ont été exécutées pour déterminer la fraction en masse de chaque élément des revêtements composites. Grâce à ces mesures la fraction volumique de renforts dans les revêtements composites a pu être calculée. L'analyse EDX a été effectuée sur trois zones différentes à un faible grossissement ($\times 100$) pour chaque revêtement composite, et le résultat pourra ainsi être considéré comme représentatif de l'ensemble du dépôt. La microdureté des sections transversales des revêtements composites a été mesurée avec un microduremètre Vickers (Leitz, Allemagne), et 17 indentations ont été testées pour chaque revêtement composite. Les tests de frottement à sec et à huile

(EXTRALUB 10W40 pour diesel moteur) ont été effectués sur un tribomètre CSM bille-sur-disque (comme représentés schématiquement dans la Fig. 2.5 et la Fig. 2.6). Le taux d'usure est défini par la largeur de la trace d'usure par fonction de la charge normale et en fonction de la distance de glissement. Six positions le long de la trace d'usure ont été mesurées pour chaque revêtement. La morphologie des surfaces d'usure a été observée grâce au MEB. Les paramètres de projection à froid et de l'essai de frottement sont respectivement listés dans le Tableau. 4-2 et le Tableau. 4-3.

Tableau. 4-2 Paramètres de projection à froid

N°	#12	#13	#14	#15
Echantillon	Air-19,5%QC(B)	Air-36,8%QC(B)	He-36,8%QC(B)	He-57,6%QC(B)
Buse	Rectangle	Rectangle	Rectangle	Rectangle
Gaz de propulsion	Air:28bars/600°C	Air:28bars/595°C	He:29bars/590°C	He:29bars/600°C
Gaz porteur	Ar:30bars	Ar:30bars	He:31bars	He:30bars
Vacuum de jar			480mmHg	500mmHg
Distance de projection	20mm	20mm	20mm	20mm
Débit de gaz porteur	30NL/min	33NL/min	100NL/min	100NL/min
Vitesse de poudrier	1,0rpm	1,0rpm	3rpm	3rpm
Chauffage de poudre	700°C	700°C	500°C	530°C
Vitesse transverse de buse	50mm/s	50mm/s	50mm/s	50mm/s
Pas vertical de buse	2 mm	2 mm	2mm	2mm

Tableau. 4-3 Paramètre d'essais tribologiques

N°		#12	#13	#14	
Echantillon		Air-19,5%QC(B)	Air-36,8%QC(B)	He-36,8%QC(B)	
Essais alternatifs	à sec	Charge (N)	2	2	2
		Vitesse moyenne	70mm/s	70mm/s	70mm/s
		T/H	28,9°C/20%	27,4°C/21%	29°C/20%
		Distance	280m	280m	280m
	lubrifié	2N-7mm/s-10,5m	√	√	√
		5N-3.5mm/s-5,3m	√	√	√
		5N-7mm/s-10,5m	√	√	√
		5N-17.5mm/s-21m	√	√	√
		10N-7mm/s-10,5m	√	√	√

Tableau. 4-4 Commentaire d'appellations d'échantillons

Air-19,5%QC(B)	Dépôt obtenu par Air-projeter la poudre broyée de CuSn8+19,5 vol.% QC
Air-36,8%QC(B)	Dépôt obtenu par Air-projeter la poudre broyée de CuSn8+36,8 vol.% QC
He-36,8%QC(B)	Dépôt obtenu par He-projeter la poudre broyée de CuSn8+36,8 vol.% QC
He-57,6%QC(B)	Dépôt obtenu par He-projeter la poudre broyée de CuSn8+57,6 vol.% QC

4.3 Résultats et discussions

4.3.1 Microstructure des revêtements

Les images optiques (Fig. 4.8) montrent les morphologies sectionnelles des revêtements composites préparés par projection à froid en utilisant les poudres broyées. Tous les revêtements composites sont très denses, presque aucune porosité ne peut être discernée dans les images optiques. Il n'est pas possible de déterminer la porosité des revêtements par un traitement d'images. Certaines particules QC sont clairement visibles dans les images comme indiquées par des flèches simples. La fraction de particules QC que l'on peut distinguer sur les images optiques augmente avec la fraction de particules QC initialement présente dans la poudre broyée. En comparant ces couches denses avec les poudres broyées (montrées dans la Fig. 4.3), il apparaît que les particules de poudres broyées ont subi une grande déformation lors du procédé du dépôt. Ceci indique que, bien que les particules de poudres aient subi une grande déformation plastique au cours de procédé de broyage, l'effet d'impact de particules par l'accélération du gaz de propulsion dans le procédé de projection à froid peut encore déformer les particules dans une certaine mesure.

En comparant la Fig. 4.8 (a1) et (b1), on constate que l'épaisseur de dépôt d'Air-36,8%QC(B) est beaucoup plus mince que celle d'Air-19,5%QC(B) bien qu'ils aient été projeté dans les mêmes conditions. Il n'y a pas formation de dépôt d'Air-57,6%QC(B) lorsque l'air a été utilisé comme gaz de propulsion. Ceci est dû à la différence de la dureté de poudres. La Fig. 4.5 a montrée que plus il y a de QC dans la poudre broyée, plus les particules sont dures. La dureté de la poudre broyée d'Air-36,8%QC est plus élevée que celle d'Air-19,5%QC, c'est pourquoi, les particules broyées d'Air-36,8%QC sont plus difficiles à déposer que celles d'Air-19,5%QC. Toutefois, quand l'hélium (He) est utilisé comme gaz de propulsion, une couche épaisse peut être obtenue, comme le montre la figure Fig. 4.8 (c1). Ceci

peut être attribué à une meilleure accélération de particules, car les particules peuvent être accélérées à une vitesse plus élevée quand l'He est utilisé comme le gaz de propulsion. Le revêtement d'Air-57,6%QC(B), qui ne peut donc pas être réalisé en utilisant l'air comme gaz de propulsion. L'He est utilisé comme gaz de propulsion pour la projection à froid de ces poudres. Les avantages de l'utilisation de l'He ont été discutés dans le chapitre 1.

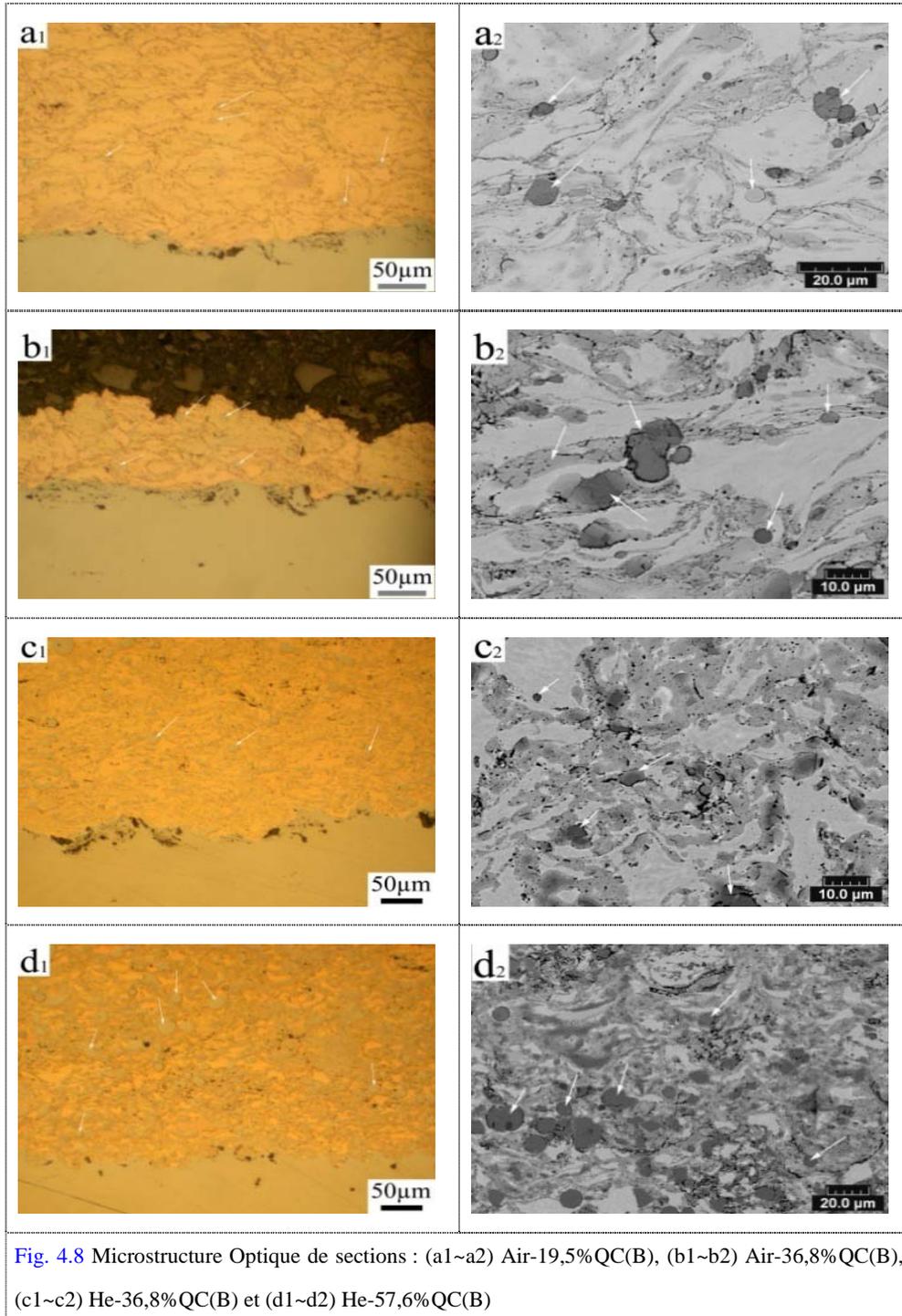


Fig. 4.8 Microstructure Optique de sections : (a1~a2) Air-19,5%QC(B), (b1~b2) Air-36,8%QC(B), (c1~c2) He-36,8%QC(B) et (d1~d2) He-57,6%QC(B)

La Fig. 4.9 montre la fraction de QC dans les revêtements composites en utilisant les poudres broyées. Afin de comparer les fractions de QC au sein des revêtements composites en projetant des poudres mélangées et des poudres broyées, les fractions de QC des dépôts correspondant aux projections des poudres mélangées sont également indiquées dans la figure. La fraction volumique de QC dans les revêtements d'Air-19,5%QC(B), d'Air/He-36,8%QC(B) et d'He-57,6%QC(B) est corrélativement beaucoup plus élevée que celle des revêtements d'Air-19,5%QC(M), d'Air-36,8%QC(M) et d'Air-57,6%QC(M). La plus haute courbe schématisée par * illustre la fraction de QC théorique des poudres et des revêtements en utilisant les poudres broyées. La teneur de QC des revêtements augmente presque linéairement avec la fraction volumique de QC dans la poudre broyée. La fraction de particules de QC dans les dépôts est légèrement inférieure mais concorde bien avec la valeur théorique. Ce résultat démontre que la projection à froid est une méthode efficace pour augmenter et contrôler la fraction volumique de la phase renfort des revêtements composites en utilisant la poudre broyée. Ce résultat est plus difficile à obtenir en utilisant la poudre mélangée mécaniquement. En comparant les revêtements d'Air-36,8%QC(M) et d'He-36,8%QC(B), il est possible de remarquer que la fraction volumique de QC du dépôt d'Air-36,8%QC(M) est légèrement inférieure à celle d'He-36,8%QC(B). Cela peut être expliqué par l'accélération plus ou moins importante des particules projetées en fonction du gaz de projection l'Air ou l'He. La Fig. 4.3 (a2), (b2) et (c2) montre qu'il y a encore certaines particules QC qui ne sont pas incrustées, elles se sont extirpées de la matrices de bronze à cause de leur faible vitesse lors de leur impact lorsque l'Air est utilisée comme le gaz de propulsion. En effet l'énergie cinétique de ces particules n'est pas suffisante pour qu'elles puissent s'incruster dans le dépôt. Ces particules rebondissent alors sur le revêtement, ce qui diminue la fraction volumique de QC au sein des revêtements d'Air-36,8%QC(B). Ce phénomène de rebond est moins fréquent dans le cas des projections réalisés à l'He. Cependant l'inexactitude statistique/l'incertitude peut être une autre cause pour expliquer la différence de fraction volumique de QC entre les revêtements composites d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B). La différence de fraction QC entre les deux revêtements n'est pas très évidente. En outre, le rebond des particules QC, qui ne sont donc pas incrustés dans la matrice de bronze comme montré dans la Fig. 4.3 (a2), (b2)

et (c2) devrait être un facteur important pour la différence de fraction volumique de QC dans les revêtements entre la valeur théorique et réelle [121] en utilisant la poudre broyée insuffisamment.

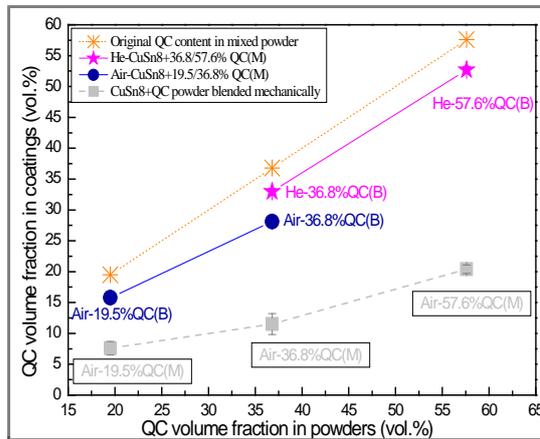


Fig. 4.9 Fraction volumique de renfort de revêtements composites en projetant les poudres broyées

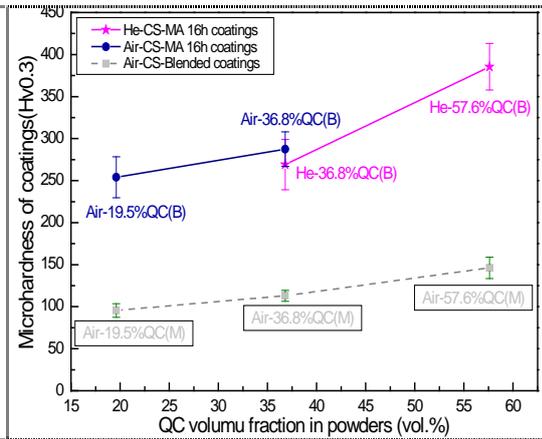


Fig. 4.10 Microdureté des revêtements composites en projetant les poudres broyées

La Fig. 4.10 montre la microdureté des revêtements composites en projetant les poudres broyées. Pour comparaison, la dureté de revêtements composites préparés par projection à froid en utilisant les poudres mélangées mécaniquement est aussi montrée dans la Fig. 4.10. La dureté des dépôts d'Air-19,5%QC(B), d'Air-36,8%QC(B) et d'Air-57,6%QC(B) est beaucoup plus élevée que celle des dépôts d'Air-19,5%QC(M), d'Air-36,8%QC(M) et d'Air-57,6%QC(M). Ceci peut être attribué à la fraction différente de renfort dans les divers revêtements réels : le revêtement ayant un grand teneur en phase renfort (QC) peut avoir une haute dureté [122, 129]. La dureté du revêtement augmente presque linéairement avec la teneur en QC dans le revêtement, ce qui est bien corrélé à l'évolution de la fraction volumique de QC comme l'indique la Fig. 4.9 et d'autres travaux [129]. Les revêtements d'Air-36,8%QC(M) et d'He-36,8%QC(M) présentent une dureté similaire. Cela peut être expliqué par le fait que la différence exercée par le gaz de propulsion (air et He) n'influence pas de façon significative la dureté des revêtements. Après broyage, les particules ont subi suffisamment de déformation plastique pour que l'effet d'écrouissage augmente la dureté. Dans ces conditions, la différence de duretés causée par la différence de vitesse des particules (du fait de l'utilisation de gaz de propulsion différents) n'a pas un impact important. En comparant la Fig. 4.10 avec la Fig. 4.5, il est possible de remarquer un phénomène insolite: la microdureté des revêtements composites

d'Air-19,5%QC(B), d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B) est corrélativement supérieure à celle de la poudre utilisée pour la projection. Jeehoon Ahn et al ont soulignés que la dureté des revêtement peut être affectée par plusieurs facteurs : la porosité du revêtement est l'un des facteurs les plus importants, ils attribuent la dureté plus faible des revêtements à leur phase mélangée à la présence de nombreux pores et de l'instabilité de déroulements de revêtements moins densifiés [175]. Y. QIAO et al ont prouvés également que la porosité peut influencer sur la microdureté des revêtements préparés par projection thermique [134]. Toutefois, il est difficile d'établir une corrélation simple reliant la porosité et la dureté du revêtement [121].

4.3.2 Comportement en frottement alternatif

4.3.2.1 Comportement en frottement alternatif à sec

Dans cette partie, le comportement en frottement des revêtements composites testé dans les conditions atmosphériques a été étudié. Les tests de bille-sur-disque ont été effectués à une distance totale de 280m pour permettre au processus d'usure d'atteindre une situation équilibrée. La Fig. 4.11 montre les courbes typiques du coefficient de frottement des revêtements d'Air-19,5%QC(B), d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B) en fonction de la distance de glissement. Les pics positifs de chaque courbe ont été extraits et calculées comme la moyenne de coefficient de frottement de chaque échantillon. La Fig. 4.12 et la Fig. 4.13 montre le coefficient de frottement et le taux d'usure des revêtements composites réalisés en projetant les poudres broyées. Le coefficient de frottement et le taux d'usure des revêtements diminuent dans l'ordre suivant : $F_{\text{Air-19,5\%QC(B)}} > F_{\text{Air-36,8\%QC(B)}} > F_{\text{He-36,8\%QC(B)}}$.

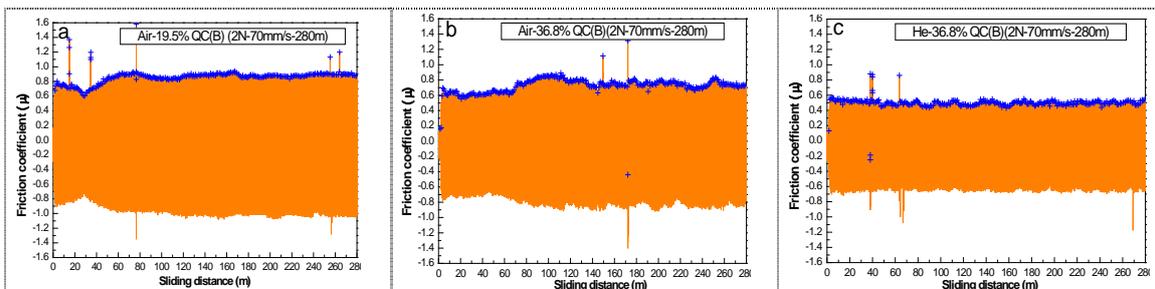
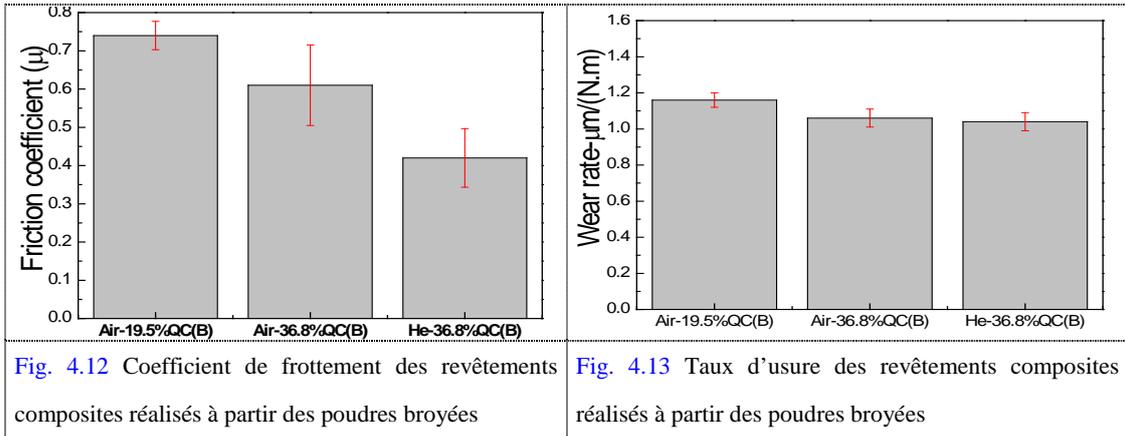


Fig. 4.11 Courbe de coefficient de frottement des revêtements composites testés à sec : (a) Air-19,5%QC(B), (b) Air-36,8%QC(B) et (c) He-36,8%QC(B)



La Fig. 4.14 montre les morphologies des traces d'usure des revêtements composites d'Air-19,5%QC(B), d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B). La délamination de la couche est très importante pour le revêtement d'Air-19,5%QC(B) et d'Air-36,8%QC(B), comme indiquée par les flèches simples dans la Fig. 4.14 (a1) et (b1). Avec un grossissement plus important, il est possible de distinguer de nombreux débris sur les traces d'usure, comme indiqués par les flèches doubles dans la Fig. 4.14 (a2) et (b2). L'usure du revêtement d'He-36,8%QC(B) n'est pas aussi évidente que celle que l'on peut observer sur les autres deux revêtements mentionnés ci-dessus.

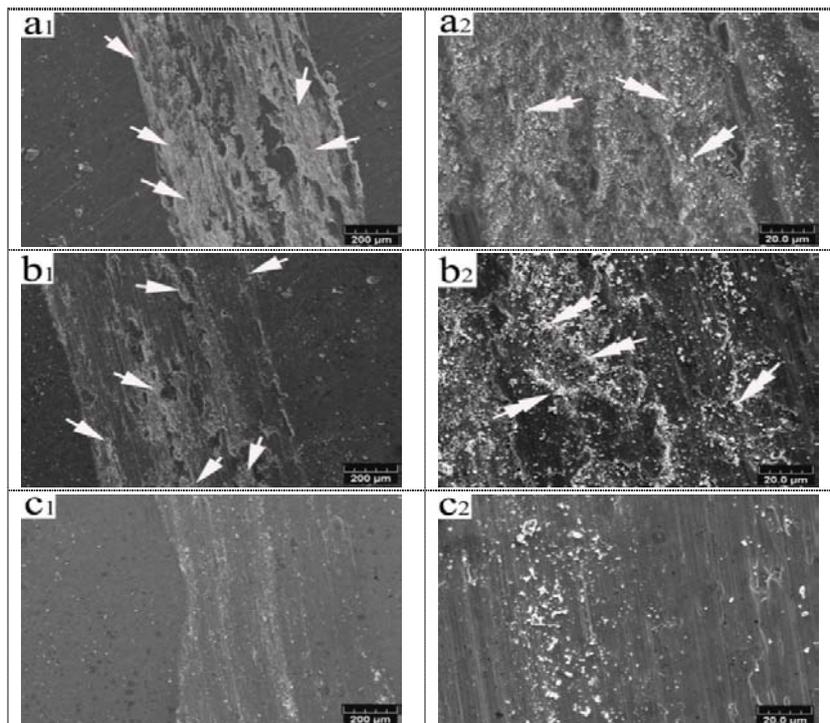


Fig. 4.14 Morphologies des traces d'usure des revêtements composites : (a1~a2) Air-19,5%QC(B), (b1~b2) Air-36,8%QC(B) et (c1~c2) He-36,8%QC(B)

Parmi les trois revêtements composites, le revêtement d'Air-19,5%QC(B) possède le plus haut taux d'usure, alors que le revêtement d'He-36,8%QC(B) présente le taux d'usure le plus bas (voir la figure Fig. 4.13). Cela peut être dû au différent degré de déformation. Le revêtement d'He-36,8%QC(B) a une microdureté plus élevée et donc, la déformation plastique est le plus faible au cours du frottement. Donc, ce revêtement se déforme peu. Au contraire, le revêtement d'Air-19,5%QC(B) possède une microdureté plus basse et donc une déformation plastique plus grande. Des fissures pourront être initiées et se propageront probablement dans la sous-couche du revêtement au cours de la répétition de glissement, du fait de la fatigue de la couche.

En général, la dureté est le facteur le plus critique affectant la résistance à l'usure, toutefois, d'autres facteurs internes ou externes jouent également un rôle important dans le processus d'usure [175]. En dehors de la dureté du revêtement, la cohésion entre les particules déposées peut aussi être un autre facteur important influant sur la propriété d'usure. Certaines études ont montré que même un revêtement possédant une grande dureté, ne disposait pas nécessairement d'une bonne résistance à l'usure dans certaines circonstances [175-176]. En comparant les revêtements composites en utilisant les poudres broyées et en utilisant les poudres mélangées mécaniquement, on constate que le taux d'usure des revêtements réalisés à partir des poudres broyées est plus élevé que celui observé pour les revêtements réalisés à partir des poudres mélangées mécaniquement. Pourtant les revêtements réalisés à partir des poudres broyées ont une plus grande dureté, comme le montre les figures Fig. 3.8, Fig. 3.14, Fig. 4.13 et Fig. 4.10. Pour les revêtements préparés par projection thermique, la structure de la poudre a un effet important sur la microstructure des revêtements [121]. Dans ce travail, le broyage à haute-énergie a été utilisé pour diminuer la taille des grains cristallins de la poudre bronze. Au cours du broyage, la déformation et la soudure à froid des poudres métallique génèrent un affinage des grains de bronze, ce qui diminue inévitablement la ténacité et par conséquent, accroîtra la fragilité des particules de bronze [175]. Ainsi, l'augmentation de la fragilité des particules de bronze peut induire une liaison plus faible à l'interface des couches. Sous l'action répétée des forces de frottement générées par la bille, des fissures sont susceptibles d'être initiées dans le revêtement sous la bille et de se propager parallèlement à la surface [129]. Les surfaces d'usure des revêtements présentées dans la Fig. 4.14 ont révélées que la délamination et la

fragmentation sont les mécanismes principaux contrôlant l'usure de revêtements préparés par projection à froid en utilisant les poudres broyées. L'usure est relativement plus importante que celle relevée pour les revêtements réalisés en utilisant les poudres mélangées mécaniquement. Ceci peut être expliqué comme suit: la déformation plastique a lieu en raison de la charge normale au niveau de la surface du revêtement, avec la déformation de la sub-surface, des fissures sont créées au-dessous de la surface; ces fissures se prolongent, et se rejoignent. Une fois que les fissures atteignent la surface supérieure, la décohésion des particules et donc la délamination du revêtement se produisent car la liaison interfaciale entre les particules et le liant sont faibles [175, 177-178]. Une forte cohésion entre les particules de renfort et la matrice permet de résister à l'initiation, la coalescence et la propagation des fissures induites par la friction [179]. Les interfaces faibles entre les particules seront endommagés facilement, d'où une augmentation du taux d'usure (comparer la Fig. 4.13 et la Fig. 3.14). Ce défaut pourra être surmonté partiellement en améliorant l'adhérence interfaciale des particules [179]. Certaines publications ont révélé que des revêtements composites possédant une densité et une ténacité élevés bénéficiaient d'une résistance améliorée à l'usure [133, 135, 176]. La Fig. 4.12 révèle que le coefficient de frottement des revêtements composites diminue selon l'ordre suivant : $F_{\text{Air-19,5\%QC(B)}} > F_{\text{Air-36,8\%QC(B)}} > F_{\text{He-36,8\%QC(B)}}$. Cela pourrait être causé par les différences de rugosités entre les traces d'usure. Pour une même paire tribologique et une même condition de travail, normalement, le coefficient de frottement présente la tendance inverse à la rugosité de surface [180-181]. Plus la surface est rugueuse et plus le coefficient de frottement est élevé.

4.3.2.2 Comportement en frottement alternatif à l'huile

Des courbes typiques de coefficient de frottement des revêtements d'Air-19,5%QC(B), d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B) sont présentées dans la Fig. 4.15. Le coefficient de frottement de tous les revêtements composites conserve un état stable pendant le processus de glissement dans la condition lubrifiée. Les pics positifs de chaque courbe ont été extraits et calculées comme la valeur moyenne de coefficient de frottement pour chaque échantillon.

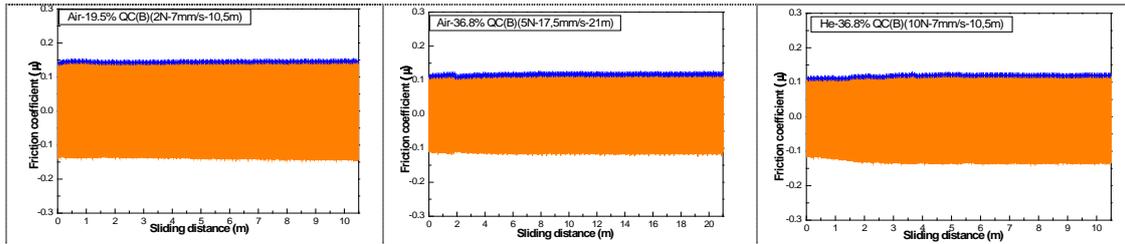


Fig. 4.15 Courbe typique de coefficient de frottement de revêtements composites de : (a) Air-19,5%QC(B), (b) Air-36,8%QC(B) et (c) He-36,8%QC(B)

La Fig. 4.16 et la Fig. 4.17 montrent le coefficient de frottement des revêtements réalisés à partir des poudres broyées en fonction de la vitesse de glissement et de la charge normale. Comparé à l’Air-36,8%QC(B) et l’He-36,8%QC(B), le revêtement d’Air-19,5%QC(B) présente un coefficient de frottement plus élevés en fonction de la vitesse de glissement et de la charge normale. De plus, le coefficient de frottement du revêtement d’Air-19,5%QC(B) diminue avec l’augmentation de la vitesse et de la charge. La différence entre les revêtements d’Air-36,8%QC(B) et d’He-36,8%QC(B) n’est pas très évidente, ils présentent des valeurs de coefficient de frottement comparables en fonction de la vitesse et de la charge, peut-être, en raison de leurs compositions relativement proches.

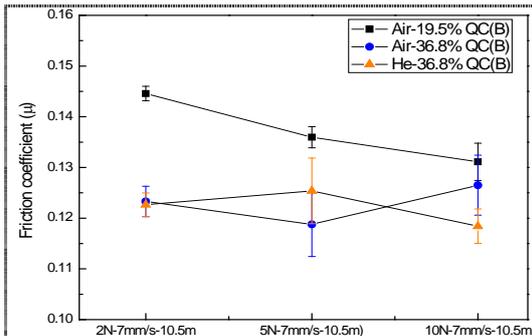


Fig. 4.16 Coefficient de frottement en fonction de la charge

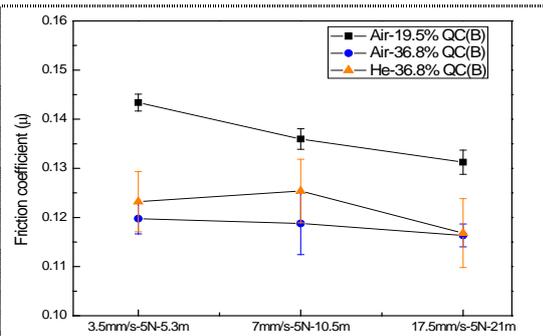


Fig. 4.17 Coefficient de frottement en fonction de la vitesse

La Fig. 4.18 et la Fig. 4.19 montrent le taux d’usure des revêtements composites d’Air-19,5%QC(B), d’Air-36,8%QC(B) et d’He-36,8%QC(B) en fonction de la vitesse de glissement et de la charge normale. Globalement, pour des vitesses de glissement et des charges différentes, le revêtement d’Air-19,5%QC(B) présente le plus haut taux d’usure et le revêtement d’He-36,8%QC(B) le plus bas. En outre, le taux d’usure de chaque revêtement diminue avec la vitesse de glissement et la charge normale. Le faible taux d’usure constaté pour les revêtements d’Air-36,8%QC(B) et

d'He-36,8%QC(B) est dû principalement au fait que ces revêtements possèdent une microdureté élevée. Plus le revêtement est dur et plus la déformation plastique de la surface sera faible et par conséquent le taux d'usure du revêtement sera plus faible. Les deux facteurs que sont la vitesse de glissement et la charge normale peuvent influencer sur la distribution de la pellicule d'huile entre les surfaces en contact dans la condition lubrifiée. Une vitesse ou une charge plus élevée peut contribuer à une meilleure distribution de la pellicule d'huile et, par conséquent, une usure diminuée. Des explications plus détaillées concernant l'influence de la vitesse de glissement et de la charge normale sur l'usure de revêtement ont été données dans le chapitre 3.

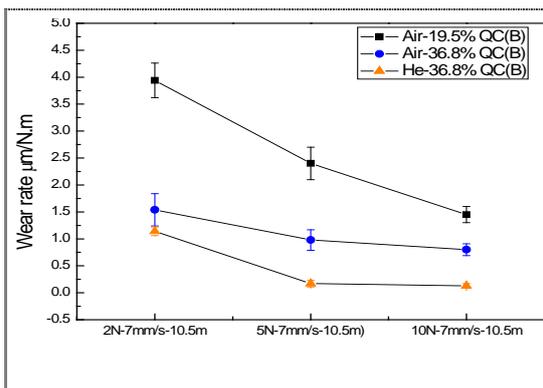


Fig. 4.18 Influence de la charge sur le taux d'usure

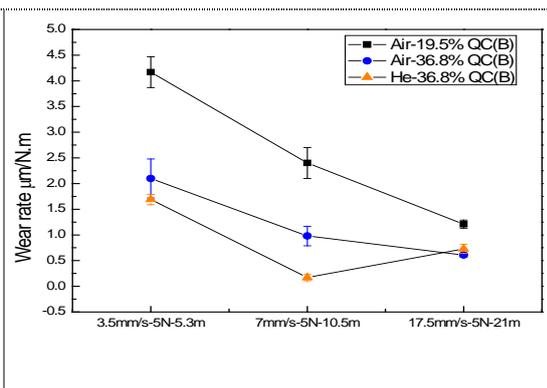


Fig. 4.19 Influence de la vitesse de glissement sur le taux d'usure

La Fig. 4.20, la Fig. 4.21 et la Fig. 4.22 montrent les morphologies des traces d'usure des revêtements d'Air-19,5%QC(B), d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B), les zones usées sont encadrées par des rectangles blancs. Il est possible d'observer qu'une très légère usure a eu lieu au niveau de la surface du revêtement réalisé à partir des poudres broyées. Mais en réalité, presque aucune usure évidente ne peut être trouvée dans les traces d'usure. L'augmentation de la dureté des revêtements induits par l'écrasement des particules de bronze (en raison du processus de broyage) et l'ajout de la phase de renfort (QC) peut être responsable de la très faible usure des revêtements réalisés à partir des poudres broyées. Beaucoup de particules QC (indiquées par les flèches simples dans la Fig. 4.20, Fig. 4.21 et Fig. 4.22) qui sont présentes dans la couche peuvent supporter la charge et protéger la couche en empêchant la bille d'être en contact direct avec la matrice de bronze. Ce phénomène est principalement à l'origine du faible taux d'usure des revêtements préparés par CGDS en utilisant les poudres broyées.

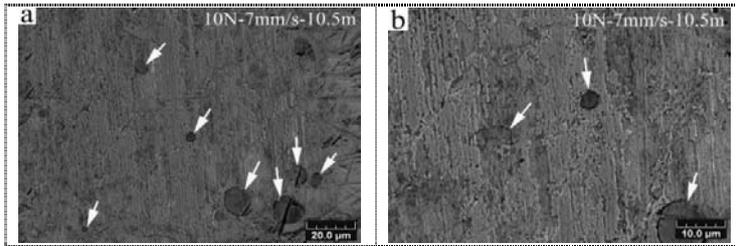


Fig. 4.20 Morphologie de traces d'usure de revêtement d'Air-19,5% QC(B)

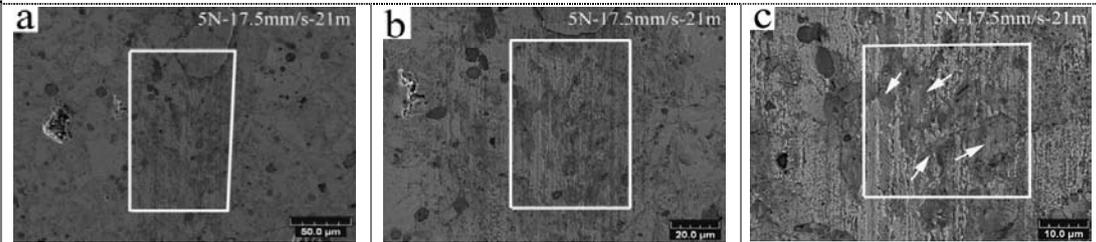


Fig. 4.21 Morphologie de traces d'usure de revêtement d'Air-36,8% QC(B)

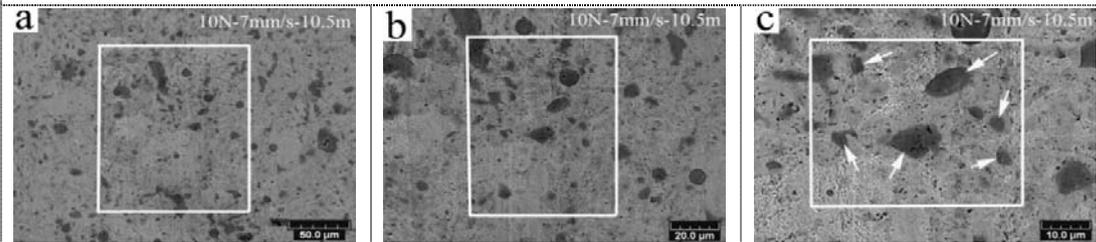


Fig. 4.22 Morphologie de traces d'usure de revêtement d'He-36,8% QC(B)

4.4 Conclusion

Dans cette partie, des poudres avec des compositions de bronze+19,5 vol.%, 36,8 vol.% et 57,6 vol.% QC ont été broyées pendant 16h. Des revêtements composites ont été fabriqués par projection à froid à partir de ces poudres. Le comportement en frottement de ces revêtements composites a été étudié dans différentes conditions. Plusieurs conclusions peuvent être tirées des différents résultats obtenus:

1. Les poudres broyées deviennent angulaires et grosses, et la taille moyenne des poudres diminue avec l'augmentation de la fraction de QC ajouté dans la poudre d'origine. Deux régions distinctes avec des caractéristiques différentes de microstructure existent dans la poudre broyée. La plupart des particules de QC ont été intégrées dans la matrice molle. Certaines particules QC ont conservé la morphologie sphérique. Une partie des particules de QC a subi une rupture plutôt qu'une déformation plastique.

La dureté des poudres broyées est beaucoup plus élevée que la poudre de CuSn8 atomisée et bien inférieur à la poudre de QC. La dureté de la particule broyée augmente avec le contenu de QC dans la poudre d'origine.

L'élargissement des pics RDX est la preuve qu'un raffinement du grain se produit, et donc qu'il y a génération de tensions internes au sein des particules bronze.

2. Les revêtements composites peuvent être fabriqués avec succès en utilisant des poudres broyées. Les conditions expérimentales ont une influence cruciale sur la possibilité de la fabrication de ces revêtements et sur les caractéristiques de ces revêtements.

Les revêtements réalisés à partir des poudres broyées sont très denses. La fraction volumique de QC dans le revêtement augmente avec la fraction de particules de QC présente dans la poudre d'origine. La fraction de particules QC est beaucoup plus élevée pour ces revêtements que pour ceux des revêtements réalisés à partir des poudres mélangées mécaniquement.

La microdureté des revêtements produits à partir des poudres broyées augmente presque linéairement avec la teneur de QC dans les revêtements. De plus, elle est beaucoup plus élevée que pour les revêtements conçus à partir des poudres mélangées mécaniquement. Ceci peut être expliqué par l'augmentation de la fraction volumique de QC dans les revêtements et par l'effet de renfort des particules au cours du broyage.

3. Pour le comportement en frottement à sec

La structure des poudres broyées a un effet important sur la microstructure des revêtements. Le coefficient de frottement des revêtements diminue généralement avec l'augmentation de la teneur en QC dans les différents revêtements. Le taux d'usure du revêtement réalisé à partir des poudres broyées diminue avec l'augmentation de la teneur en QC au sein du revêtement. De plus il est plus élevé que celui mesuré pour les revêtements conçus à partir des poudres mélangées mécaniquement.

La délamination et la fragmentation sont les mécanismes principaux contrôlant l'usure des revêtements en utilisant les poudres broyées. Le broyage a diminué la ténacité et accru la fragilité des particules de bronze, ce qui provoque probablement une diminution des liaisons d'interface entre les particules ce qui faciliter l'initiation et la propagation de fissures.

4. Pour le comportement en frottement à l'huile

Le revêtement d'Air-19,5% QC(B) présente un coefficient de frottement plus élevé que ceux des revêtements d'Air-36,8% QC(B) et d'He-36,8% QC(B).

Le coefficient de frottement du revêtement d'Air-19,5% QC(B) diminue avec l'augmentation de la vitesse et de la charge. La différence de coefficient de frottement entre les revêtements d'Air-36,8% QC(B) et d'He-36,8% QC(B) n'est pas très évidente, cela pourrait être expliqué par le fait qu'ils disposent de compositions comparables.

Globalement, le taux d'usure des revêtements réalisés à partir des poudres broyées diminue avec l'augmentation de la microdureté ou de la fraction volumique de QC dans les revêtements, et il diminue avec l'augmentation de la vitesse et de la charge. L'usure la plus faible a été observée pour les surfaces des revêtements d'Air-36,8% QC(B) ; cette meilleure résistance à l'usure peut être expliquée par la microdureté importante de ce revêtement et par la présence d'une fraction plus importante de particules de QC au sein du revêtement d'He-36,8% QC(B).

Chapitre 5 Étude sur les microstructures et les propriétés des revêtements composites à base de bronze élaborés par projection thermique - comparaison avec projection à froid

5.1 Introduction

En tant que nouveau procédé émergent, la projection à froid présente certains avantages. On se demande naturellement si ce procédé est comparable aux procédés de projection conventionnels. Il est donc nécessaire de comparer la projection à froid avec les procédés traditionnels de projection thermique afin de connaître les avantages et les inconvénients de ce nouveau procédé. C'est pour cette raison qu'une étude de comparaison des dépôts a été effectuée. Dans ce travail, on a comparé le procédé de projection à froid avec le procédé de projection à flamme supersonique et la projection d'arc à fil.

La projection à flamme supersonique (HVOF) est fondée sur une combinaison d'énergie thermique et cinétique que l'on transmet aux particules. Des gaz carburants (le propane, le propylène) ou l'hydrogène sont souvent utilisés comme gaz combustibles et l'oxygène comme comburant. Pour les deux procédés, le CGDS et l'HVOF, les particules peuvent disposer d'une vitesse plus élevée mais elles bénéficient d'une énergie thermique plus faible par rapport aux autres processus de projection thermique.

La projection d'Arc à fil conventionnel est un procédé dans lequel un arc est généré entre deux électrodes consommables constituées du matériau à déposer. Il intègre deux fils connectés directement à l'anode et à la cathode d'un générateur DC. Les gouttelettes fondues sont formées à partir des fils et sont projetées sur la surface du substrat. Un gaz comprimé est souvent utilisé pour atomiser et propulser les gouttelettes sur substrat. La projection d'Arc à fil peut atteindre des températures élevées (5000°C) et une vitesse faible (100-300m/s) des particules ^[182-183], ceci est contraire au procédé de projection à froid.

5.2 Procédure expérimentale

Les poudres de bronze de Cu-8 wt.%Sn et de quasicristaux d'Al_{59,1}Cu_{25,6}Fe_{12,1}B_{3,2} sont fabriquées par l'atomisation au LERMPS, comme pour les poudres utilisées dans les chapitres précédents. Trois types de revêtement ont été élaborés par l'HVOF (*CDS, Sulzer*) en projetant les poudres mélangées mécaniquement (CuSn8, CuSn8+19,5 vol.% QC et CuSn8+57,6 vol.% QC). Afin d'effectuer des comparaisons, un autre revêtement de Cu-6 wt.%Sn a également été préparé par la projection à arc fil (*Model, TAF9000*). Les paramètres de projection sont présentés dans le [Tableau. 5-1](#).

Les essais de frottement alternatif ont été effectués sur un tribomètre CSM ([Fig. 2.6](#) et [Fig. 2.7](#)) dans l'air et à l'huile. Le [Tableau. 5-2](#) présente la signification des appellations des échantillons préparés par l'HVOF. Les paramètres des essais tribologiques sont récapitulés dans le [Tableau. 5-3](#).

Tableau. 5-1 Paramètres de projection thermique

Arc-fil	Fil	Cu-6 wt.%Sn avec Ø=1,6mm			
	Courant/Voltage	200A/31V			
	Distance de projection	150mm			
	Vitesse transversale du pistolet	150mm/s			
HVOF	Échantillon		CuSn8	CuSn8+19,5 vol.%QC	CuSn8+57,6 vol.%QC
	Distance de projection		200mm	200mm	200mm
	O ₂ (gaz combustible)	Pression	11bars	11bars	11bars
		Débit	440NI/min	440NI/min	440NI/min
	CH ₄ (gaz combustible)	Pression	6,5bars	6,5bars	6,5bars
		Débit	160NI/min	160NI/min	160NI/min
	N ₂ (gaz porteur)	Pression	10bars	10bars	10bars
		Débit	25NI/min	25NI/min	25NI/min
	Vitesse rotatif du plateau de poudrier		20rpm	20rpm	20rpm
	Vitesse transversale de pistolet		150mm/s	150mm/s	150mm/s

Tableau. 5-2 Signification des appellations des échantillons

Arc-CuSn6	Dépôt d' Arc à fil de CuSn6
HVOF-CuSn8	Dépôt d'HVOF-CuSn8
HVOF-19,5%QC	Dépôt d'HVOF-CuSn8+19,5 vol.% QC mélangée mécaniquement
HVOF-57,6%QC	Dépôt d'HVOF-CuSn8+57,6 vol.% QC mélangée mécaniquement

Tableau. 5-3 Paramètre des essais tribologiques alternatifs

N°		#15	#16	#17	#18
Échantillon		Arc-CuSn6	HVOF-CuSn8	HVOF-19,5%QC(M)	HVOF-57,6%QC(M)
A sec	Charge (N)	2	2	2	2
	Vitesse moyenne	70mm/s	70mm/s	70mm/s	70mm/s
	T/H	28,9°C/20%	26,8°C/22%	26,8°C/22%	27,7°C/21%
	Distance	280m	280m	280m	280m
lubrifié	2N-7mm/s-10,5m	√	√	√	√
	5N-3,5mm/s-5,3m	√	√	√	√
	5N-7mm/s-10,5m	√	√	√	√
	5N-17,5mm/s-21m	√	√	√	√
	10N-7mm/s-10,5m	√	√	√	√

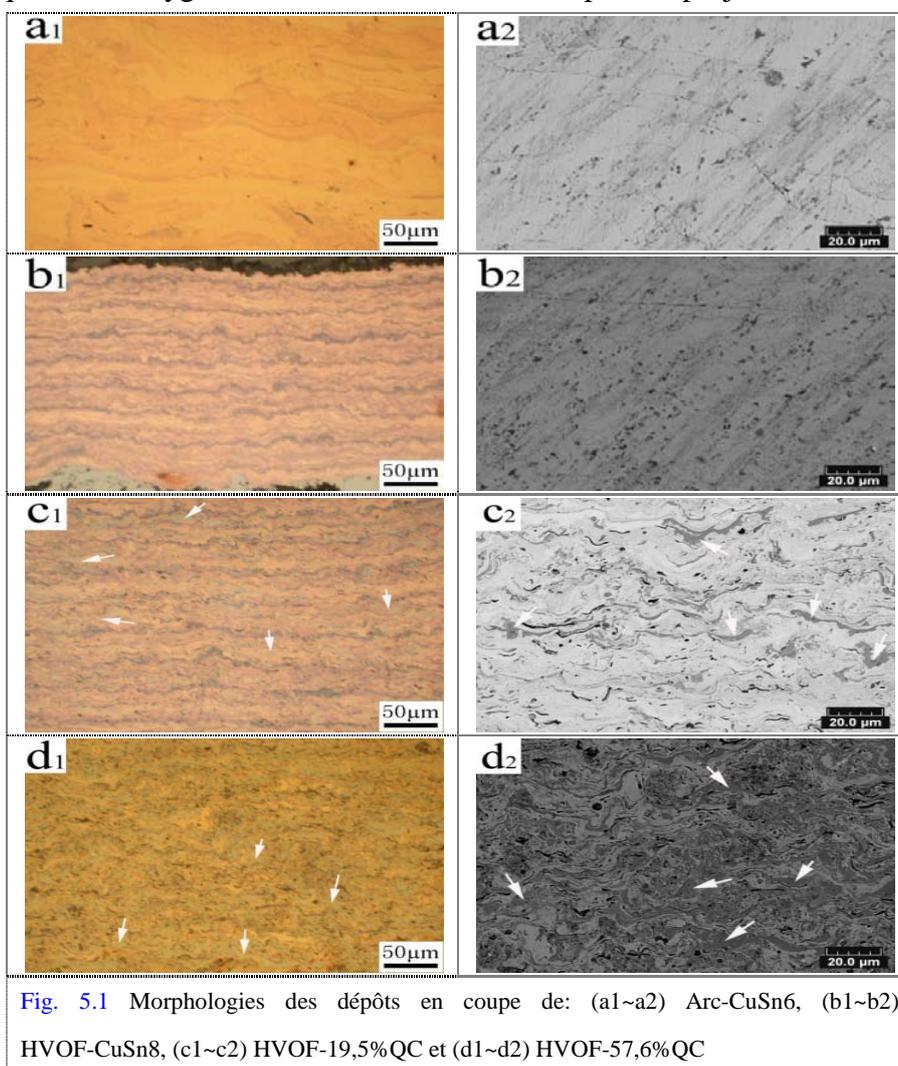
5.3 Résultats et discussions

5.3.1 Caractéristique des revêtements

La Fig. 5.1 montre les microstructures des revêtements élaborés par projection thermique. Des revêtements homogènes et uniformes ont été obtenus, et la structure lamellaire typique qui est due à l'aplatissement des particules [184] peut être visible. Pour les revêtements composites préparés par l'HVOF, la matrice métallique forme un réseau continu dans laquelle les grains de renfort sont enchâssés et distribués de manière homogène, ces observations sont analogues à des études précédentes [184-188]. De nombreux particules QC sont encore conservées dans les revêtements composites préparés par la projection à froid (présentés dans le chapitre 3 et le chapitre 4), cependant, les particules QC ont été fondus et se dispersent uniformément dans les revêtements préparés par l'HVOF, comme indiqué par les flèches simples dans la Fig. 5.1 (c1-c2) et (d1-d2). Les zones de couleur plus foncée ont été identifiées comme étant la phase QC par l'analyse EDS, comme le montre la Fig. 5.2 et la Fig. 5.3.

La Fig. 5.4 présente la teneur en oxygène des poudres originales et des revêtements fabriqués par projection à froid et par projection thermique. Il est à noter que le fil de CuSn6, mesuré par la même méthode, a une teneur en oxygène similaire à celle de la poudre CuSn6. On constate que les revêtements élaborés par projection à froid possèdent une teneur en oxygène très proche de celle des poudres originales. Cependant, comme on pouvait s'y attendre, la teneur en oxygène des revêtements

préparés par projection thermique augmente par rapport aux poudres originales. Cela est principalement causé par l'influence thermique de la projection thermique. Pour l'Arc-CuSn6, bien que l'azote ait été utilisé comme gaz d'atomisation, le fil a complètement fondu dans le processus de projection. L'entraînement inévitable dans le jet de l'oxygène contenu dans l'environnement de la projection provoque l'oxydation des gouttelettes pendant le vol et également au cours de la solidification sur le substrat [75, 189]. En conséquence, une quantité importante d'oxyde peut être présente dans le revêtement brut [190]. La Fig. 5.4 montre également que la teneur en oxygène des revêtements préparés par l'HVOF est presque 3 fois supérieure à celui des revêtements préparés par l'Arc à fil malgré la température relativement basse des particules en vol lors de leur projection par HVOF. Cela pourrait être attribué à la grande quantité d'oxygène utilisé comme comburant pour la projection d'HVOF.



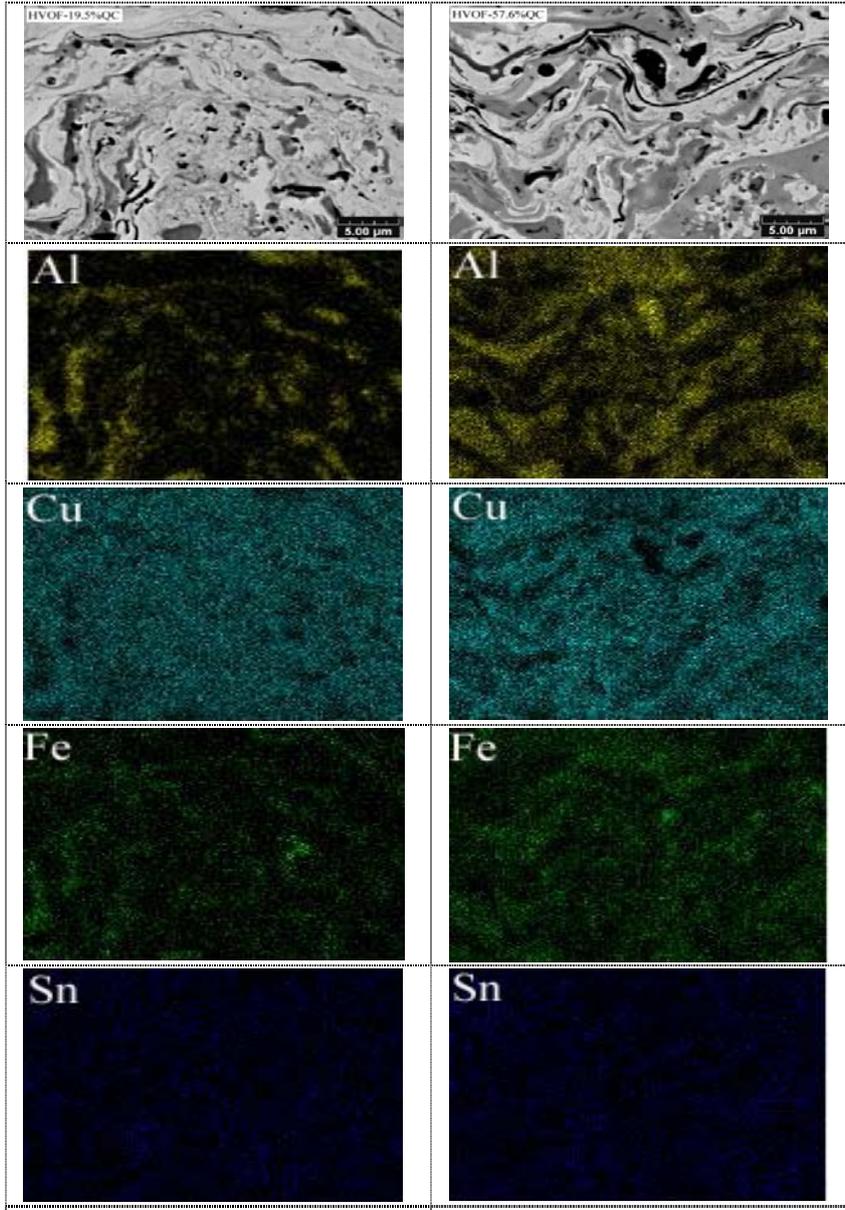


Fig. 5.2 EDS (BE) d'HVOF-19,5%QC

Fig. 5.3 EDS (BE) d'HVOF-57,6%QC

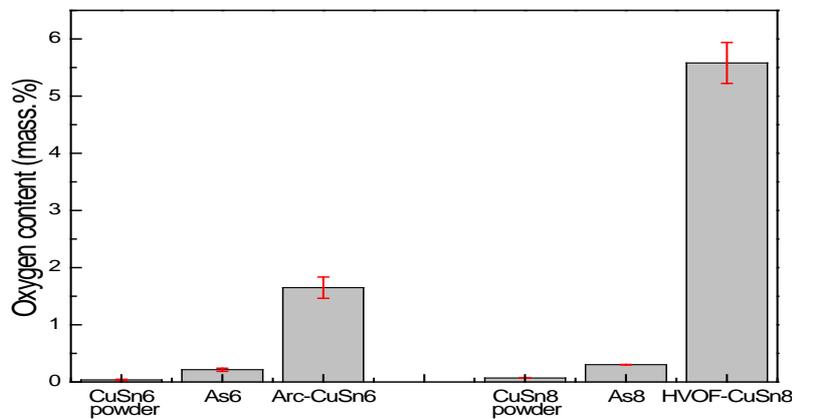
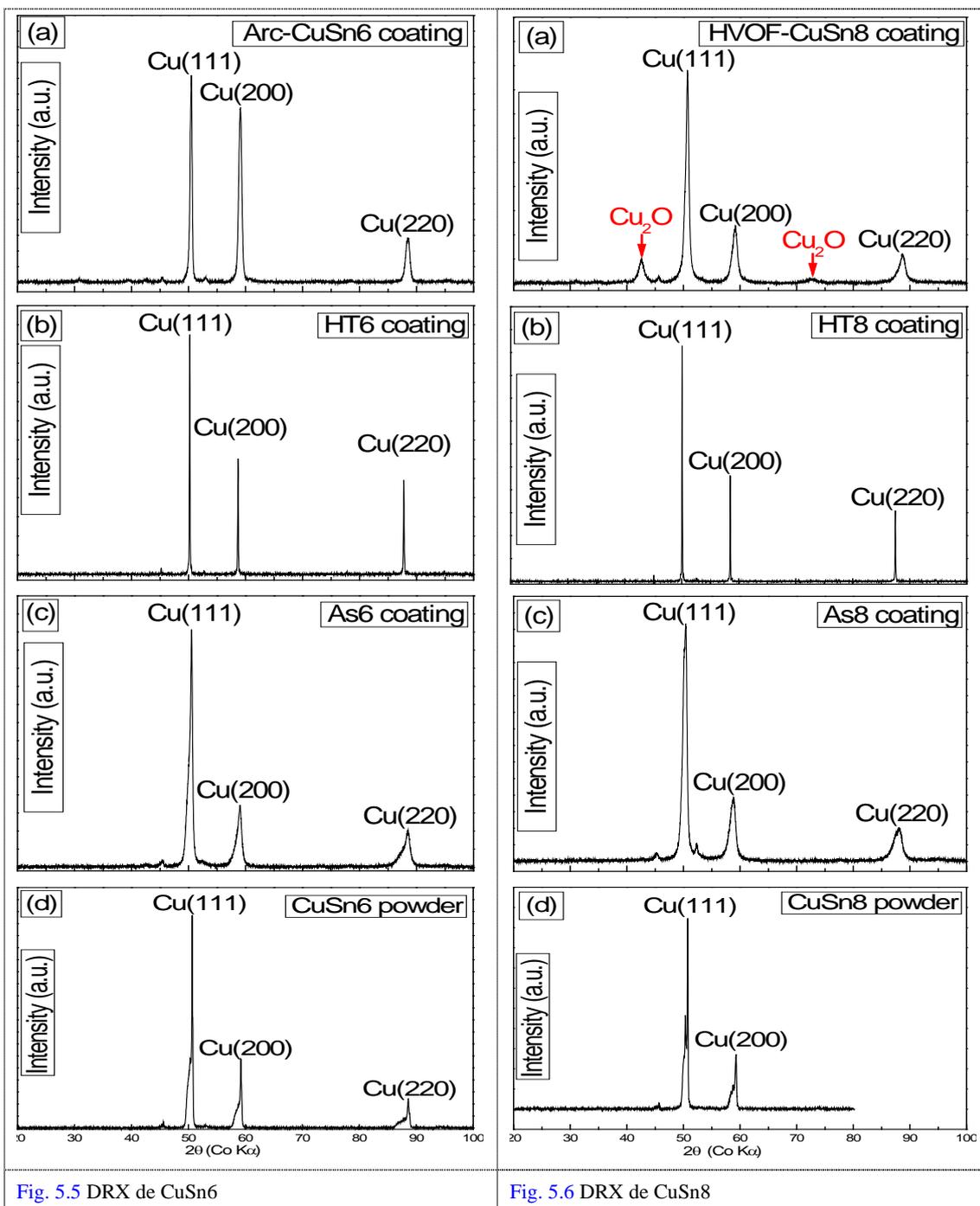


Fig. 5.4 Teneurs en oxygène des matériaux originaux et des revêtements

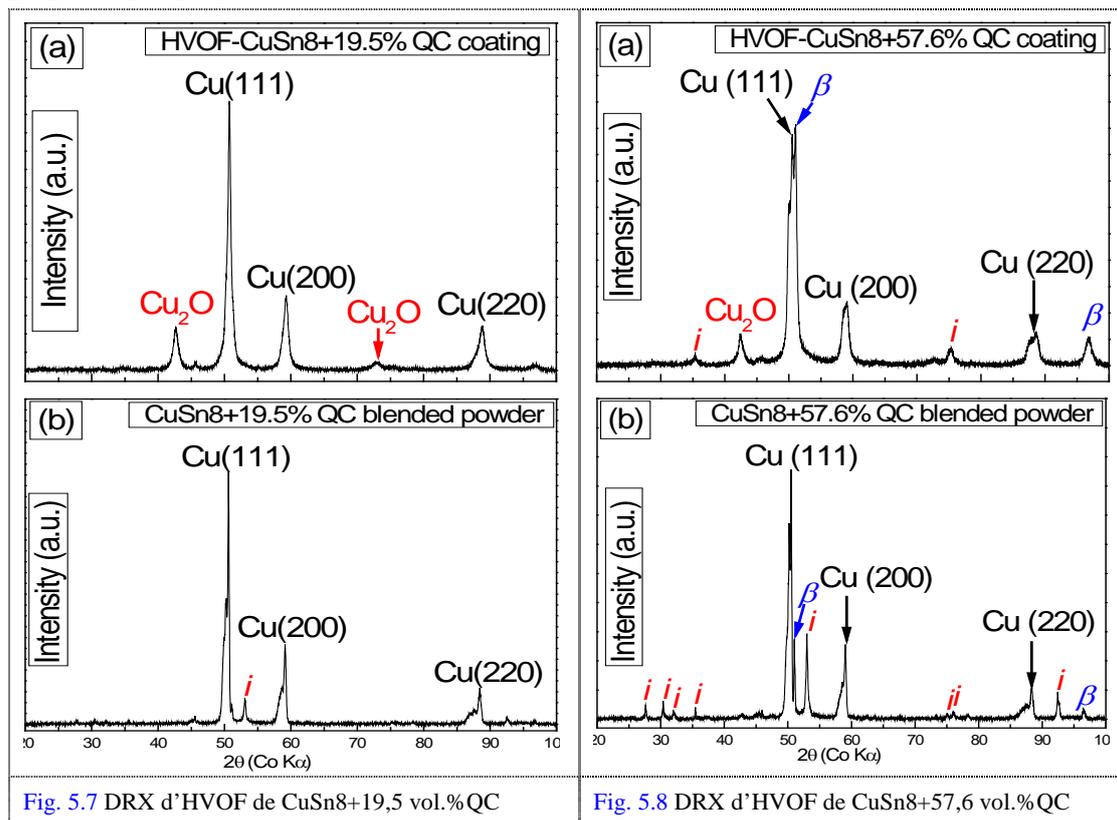
Les figures Fig. 5.5~Fig. 5.8 montrent les Diffractions par Rayon-X (DRX) des poudres et des revêtements.



La Fig. 5.5 montre les DRX de la poudre et des revêtements de CuSn6 préparés par projection à froid et par l'Arc à fil. Le résultat de DRX des poudres et des revêtements élaborés par projection à froid et par l'Arc à fil est presque identique sauf au niveau de la largeur des pics où un léger élargissement des pics des revêtements d'As6 et d'Arc-CuSn6 se produit par rapport à la poudre originale. Cela est dû au raffinement

de la taille de grain ^[169-172], comme présentés dans la Fig. 5.5 (a), (c) et (d). L'élargissement des pics de diffraction peut être diminué par un post-traitement thermique ^[171] (Fig. 5.5 (b)). Après un traitement thermique à 600°C pendant 3h, les pics de la matrice Cu deviennent étroits et nets, ce qui est le résultat de la croissance de grain et la relaxation de la contrainte ^[185]. On peut noter qu'il n'y a pas de phase oxydée présente dans la Fig. 5.5 (a), même le revêtement de bronze préparé par l'Arc à fil possède une teneur en oxygène beaucoup plus grande que celle du matériau original. Cela peut probablement être attribué à sa relativement faible teneur en oxygène. La Fig. 5.6 montre le spectre de la DRX de la poudre et des revêtements de CuSn8 préparés par projection à froid et par l'HVOF. Les revêtements préparés par projection à froid présentent quasiment la même structure que la poudre correspondante. Cependant, contrairement au revêtement d'Arc-CuSn6 (Fig. 5.5 (a)), le dépôt d'HVOF-CuSn8 contient une certaine proportion de la phase oxydée, comme le montre la présence des pics de Cu₂O dans la Fig. 5.6 (a). Ceci est en accord avec les résultats obtenus dans la Fig. 5.4.

La Fig. 5.7 et la Fig. 5.8 montrent le résultat des DRX des revêtements composites préparés par projection HVOF.



La phase oxydée apparaît dans le revêtement composite élaboré par projection HVOF. D'autre part, lorsque l'on compare les résultats de DRX des revêtements et ceux de la poudre mélangée, on remarque que l' i -phase quasicristalline diminue considérablement mais la β -phase augmente dans une certaine mesure. Ceci indique que la température élevée de projection thermique a induit la transformation partielle de l' i -phase quasicristalline en β -phase. La transformation de phase pendant le processus de projection thermique est inévitable en raison de la sensibilité des quasicristaux [62, 191-192].

Les méthodes métallographiques sont souvent appliquées pour étudier les surfaces fracturées afin d'améliorer la compréhension des processus et des propriétés intrinsèques des revêtements. La Fig. 5.9 montre les morphologies des fractures des revêtements préparés par projection thermique. La surface de rupture du revêtement préparé par projection d'Arc à fil est très rugueuse et irrégulière, et elle possède un aspect fragmenté et montre une morphologie lamellaire de composants métalliques, qui est spécifique de ce type procédé de projection [75]. La fracture des revêtements préparés par projection Arc à fil est principalement due à la rupture fragile. La rupture d'inter-transgranulation et les caractéristiques de la granulation peuvent être observées et coexistent dans la section fracturée. Une vue plus détaillée montre que dans certains domaines situés entre les surfaces fracturées, des creux, ductiles existent (Fig. 5.9 (a2)). Ils indiquent qu'il se produit une déformation plastique avant que la rupture n'ait lieu. La rupture fragile en lamelles rugueuses et irrégulières peut probablement être expliquée par la présence d'oxydes (comme le montre le résultat de la Fig. 5.4). D'après les micrographies présentées dans la Fig. 5.9 (b), (c) et (d), les surfaces fracturées des revêtements préparés par l'HVOF sont plus denses, plus uniforme et moins fragmentées comparées au revêtement élaboré par l'Arc à fil. Ces surfaces révèlent des caractéristiques de la rupture fragile au niveau de la surface des particules écrasées et de la rupture fragile transgranulaire. Il est plus difficile de distinguer les particules individuelles et leurs interfaces dans la surface fracturée par rapport aux revêtements préparés par projection à froid (comme présentées dans la Fig. 3.9). L'analyse MEB de la morphologie fracturée montre également que presque toute la surface fracturée présente une rupture inter-particule fragile. Ainsi, la rupture des revêtements préparés par l'HVOF est due à la rupture fragile entre les particules. En

effet les oxydes présents dans le dépôt agissent comme des centres d'initiation des fissures. Les domaines de rupture transgranulaire montrent des figures de fracture fragile plutôt que les creux ductiles que l'on a pu observer avec les revêtements préparés par l'HVOF. Les sites de fissures sont généralement formés dans des zones de concentration plus élevée d'oxyde; l'initiation et la propagation des fissures aux interfaces des particules écrasées sont facilités le long des sites d'oxyde.

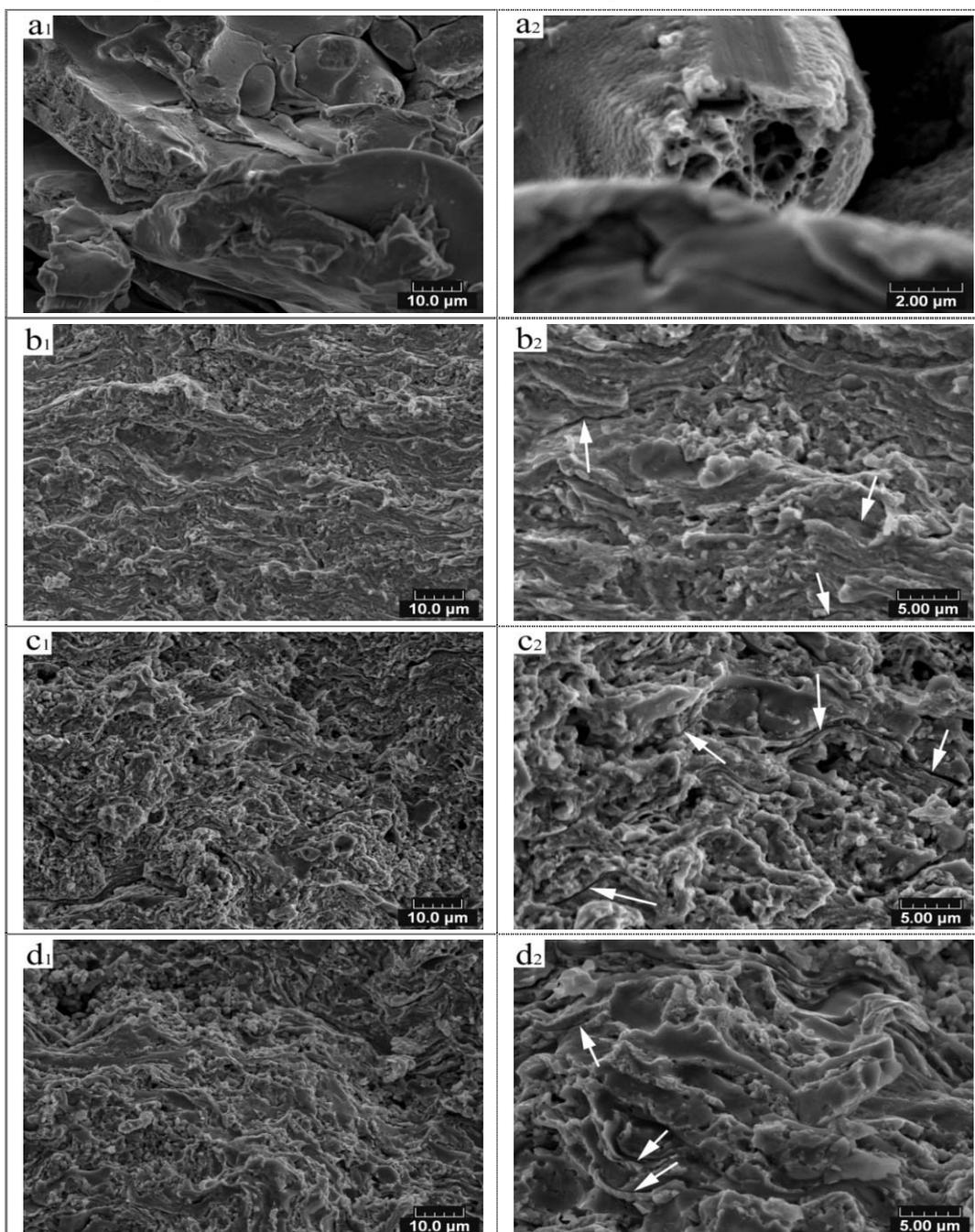


Fig. 5.9 Morphologie de la rupture des revêtements élaborés par la projection thermique : (a1-a2) Arc-CuSn6, (b1-b2) HVOF-CuSn8, (c1-c2) HVOF-19,5vol%QC et (d1-d2) HVOF-57,6vol%QC

Pour les surfaces fracturées des revêtements de bronze et des composites préparés par projection à froid (Fig. 3.13 (d), (e) et (f)), des ruptures fragiles ont été observées. Ceci peut être attribué aux mécanismes d'adhésion des particules déposées par projection à froid et les caractéristiques des matériaux utilisés (par exemple, le point de fusion). L'adhésion des particules déposées par projection à froid est souvent considérée comme étant uniquement le résultat de l'impact à haute énergie des particules solides. L'adhésion des particules peut être principalement attribuée à la déformation des particules et à l'augmentation de la température à l'interface des particules [17]. Les particules s'agglomèrent les unes aux autres en s'ancrant mécaniquement. Sous la sollicitation de tension, l'endommagement se produit à l'interface des particules agglomérées en priorité plutôt qu'à l'intérieur des particules. Cependant, pour les revêtements préparés par projection thermique, les matériaux sont fondus entièrement ou partiellement, et l'adhésion des particules déposées est d'origine métallurgique. Cependant, aucun signe d'adhésion métallurgique au niveau des interfaces des particules n'est observé dans les surfaces fracturées des revêtements fabriqués par projection thermique. Cela peut également être attribué à la forte teneur en oxydes dans les revêtements élaborés thermiquement. Un post-traitement thermique est souvent nécessaire pour obtenir une adhésion métallurgique d'interfaces des particules. Gärtner et al ont comparé les ruptures de surface des revêtements de cuivre préparés par projection à froid et par projection thermique avant et après des traitements thermiques à différentes températures [75]. Les résultats de leur recherche ont démontré qu'un post-traitement thermique peut améliorer efficacement les propriétés mécaniques du revêtement, et des creux ductiles peuvent être observés clairement sur les surfaces fracturées.

La Fig. 5.10 présente la fraction de QC dans les dépôts préparés par projection d'HVOF. Afin de réaliser une comparaison, les fractions de QC des dépôts élaborés par projection à froid en utilisant les poudres broyées sont également présentées dans la figure. Elle montre que les revêtements préparés par l'HVOF possèdent une fraction de QC similaire à la fraction de QC contenu dans la poudre initiale. Cependant cette fraction de QC est légèrement plus élevée que celle des revêtements préparés par projection à froid. Toutefois, la fraction volumique de QC dans les revêtements élaborés par l'HVOF est légèrement plus faible que la fraction volumique

dans la poudre originale. Le rebond des particules renforts pendant la projection est probablement un facteur important qui permet d'expliquer la réduction de la fraction de la phase de renfort dans le revêtement réalisé en utilisant la poudre mélangée [121, 193-194]

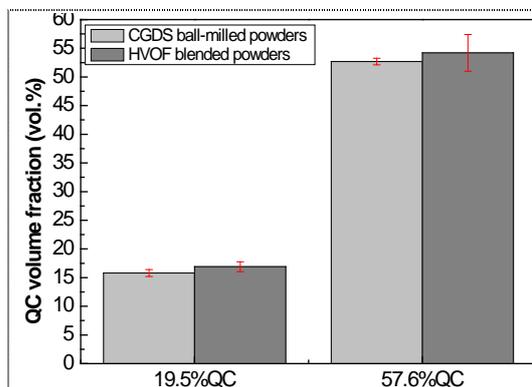


Fig. 5.10 Fraction volumique de QC dans les revêtements fabriqués par l'HVOF et par CGDS (poudres broyées)

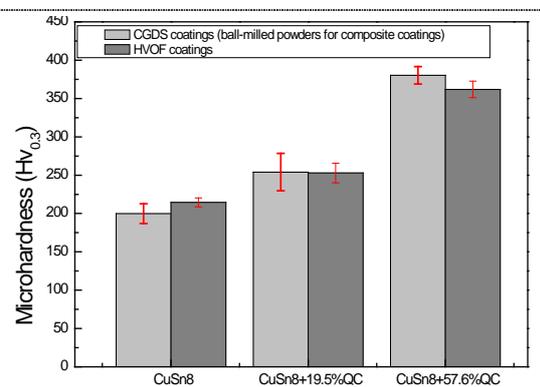


Fig. 5.11 Microdureté des revêtements élaborés par l'HVOF et par CGDS (poudres broyées pour les revêtements composites)

La Fig. 5.11 présente la microdureté des revêtements préparés par projection d'HVOF, pour comparaison, la microdureté des revêtements composites préparés par CGDS en utilisant les poudres broyées est également montrée dans la figure. Pour les revêtements projetés thermiquement, la dureté varie en fonction de la méthode de projection, des paramètres de projection et de la poudre utilisée [195]. Le revêtement d'HVOF-CuSn8 présente une microdureté (~215Hv_{0.3}) beaucoup plus élevée que celle des particules originales de la poudre (~80Hv_{0.025}). Cela pourrait être causé principalement par l'effet de trempe induite par la solidification rapide lors de l'aplatissement des particules. Des études récentes ont déjà démontrées que l'impact des particules à grande vitesse (comme il est possible d'obtenir avec l'HVOF) provoque un type de défaut persistant sous la forme de boucles de dislocation. Cela améliora la dureté de revêtement [196]. Pour les revêtements composites, la microdureté des revêtements composites préparés par l'HVOF augmente avec la fraction volumique de la phase renfort. En générale, la dureté globale de la structure composite peut être décrite par une règle de mélanges entre la fraction volumique et la dureté de chaque phase [197]. L'ajout de la phase renfort des particules QC augmente significativement la microdureté des revêtements composites. En outre, la microdureté des revêtements composites préparés par l'HVOF est légèrement plus faible que celle

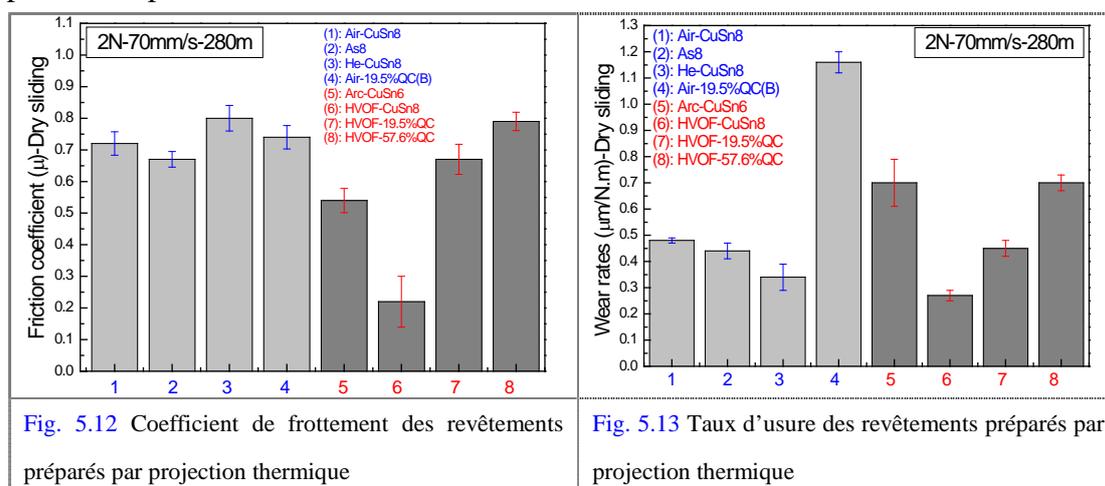
des revêtements élaborés par CGDS en utilisant les poudres broyées. Un phénomène similaire a déjà été observé : le revêtement de cuivre préparé par l'HVOF présente une microdureté légèrement inférieure à celle des revêtements préparés par CGDS [198]. La grande dureté des revêtements composites préparés par CGDS peut être attribuée au durcissement par écrouissage et la haute densité de dislocations (surtout pour la poudre broyée). Dans le processus d'HVOF, la poudre est complètement ou partiellement fondue [75], la recristallisation et la croissance de grain de particules peuvent se produire. Cela diminue la dureté des revêtements préparés par l'HVOF [185, 199-200], cela peut expliquer, dans une certaine mesure, le fait que le revêtement préparé par projection à froid est légèrement plus dur que le revêtement préparé par l'HVOF, comme le montre la Fig. 5.11. Toutefois, l'influence de la porosité et la teneur d'oxyde des revêtements sur la dureté n'a pas été considérée, bien qu'il puisse avoir une influence complexe [75, 187, 201].

5.3.2 Comportement en frottement

5.3.2.1 Comportement en frottement alternatif à sec

La Fig. 5.12 montre le coefficient de frottement des revêtements préparés par projection thermique. Pour faciliter la comparaison, les coefficients de frottement des revêtements préparés par projection à froid sont également montrés dans la figure. Les coefficients de frottement des revêtements d'As8, d'Air-CuSn8 et d'He-CuSn8 sont entre 0,67 et 0,8, et ils sont plus élevés que ceux des revêtements de bronzes préparés par projection thermique. Les coefficients de frottement relativement faibles des revêtements d'Arc-CuSn6 et d'HVOF-CuSn8 sont probablement dus à la teneur importante d'oxyde dans les revêtements. Les oxydes formés dans le procédé de projection thermique peuvent être le facteur le plus important contribuant à la réduction du coefficient de frottement des revêtements d'Arc-CuSn6 et d'HVOF-CuSn8, par rapport aux revêtements fabriqués par CGDS. Le coefficient de frottement des revêtements composites d'Air-19,5%QC(B) est légèrement plus élevé que celui d'HVOF-19,5%QC, cela est probablement dû à la présence élevée d'oxydes dans le revêtement d'HVOF-19,5%QC. Parmi les revêtements préparés par projection thermique, le coefficient de frottement du revêtement d'Arc-CuSn6 est beaucoup plus élevé que celui du revêtement d'HVOF-CuSn8, et le coefficient de frottement des

revêtements composites (HVOF-19,5%QC et HVOF-57,6%QC) est beaucoup plus élevé que celui du bronze pur (HVOF-CuSn8). Le revêtement d'HVOF-57,6%QC possède le plus haut coefficient de frottement.



La Fig. 5.13 montre les taux d'usure des revêtements préparés par projection thermique, et les taux d'usure des revêtements élaborés par projection à froid sont également montrés afin d'effectuer des comparaisons. Le taux d'usure des revêtements montre quasiment la même tendance que le coefficient de frottement. Les taux d'usure d'As8, d'Air-CuSn8 et d'He-CuSn8 sont inférieurs à celui d'Arc-CuSn6, mais supérieurs à celui d'HVOF-CuSn8. Pour les revêtements composites d'Air-19,5%QC(B) et d'HVOF-19,5%QC, qui contiennent une fraction de la phase renfort similaire, le taux d'usure d'Air-19,5%QC(B) (1,16 μm³/N.m) est supérieur à celui d'HVOF-19,5%QC. L'usure du revêtement d'Air-19,5%QC(B) est caractérisée principalement par la délamination et la fragmentation de particules. La faible ductilité et par conséquent, la fragilité des revêtements d'Air-19,5%QC(B) est le facteur le plus important contribuant au taux élevé d'usure par rapport au revêtement d'HVOF-19,5%QC. L'adhésion entre les particules déposées par l'HVOF est meilleure que celle du revêtement d'Ari-19,5%QC(B), même si le revêtement d'HVOF-19,5%QC semble avoir subi une rupture fragile (comme montré dans la Fig. 5.9) de la couche.

La Fig. 5.14 présente la morphologie de la trace d'usure des revêtements d'Arc-CuSn6, d'HVOF-CuSn8, d'HVOF-19,5%QC et d'HVOF-57,6%QC. La morphologie de la trace d'usure d'Arc-CuSn6 est très rugueuse et inhomogène, la délamination lamellaire peut être observée dans de nombreuses régions. Cela peut être

attribué à l'effet de la fatigue de la couche d'Arc-CuSn6. La Fig. 5.9 montre que le revêtement d'Arc-CuSn6 possède une microstructure relativement poreuse, de nombreux micro défauts existant à l'intérieur de la sous-couche de revêtement peuvent agir comme un centre d'initiation de fissures au cours du processus de glissement. La pénétration et la propagation de fissures peuvent éventuellement causer l'endommagement de la surface supérieure, et finalement, la délamination des particules écrasées. Cela est sans doute responsable du taux d'usure relativement élevé du revêtement d'Arc-CuSn6. Pour le revêtement d'HVOF-CuSn8, les particules s'étalent de façon importante pendant le processus d'impact, car les particules projetées par l'HVOF ont une vitesse élevée et être déposées à l'état liquide du fait de la fusion. Cela permet de former une microstructure plus dense et plus uniforme. Donc, le revêtement de bronze préparé par l'HVOF bénéficie d'une microstructure dense et d'une bonne adhésion entre les particules écrasées. Il peut avoir une meilleure capacité d'antifatigue, et par conséquent, un plus faible taux d'usure que les revêtements des bronzes élaborés par CGDS. Cela pourrait probablement expliquer la différence des taux d'usure entre les revêtements de CuSn8 élaborés par CGDS et ceux réalisés par l'HVOF. Un micro-cisaillement très léger semble être le mécanisme principal lors du processus d'usure du revêtement d'HVOF-CuSn8, comme le montre la Fig. 5.14 (b). La Fig. 5.14 (c) et (d) montre respectivement les morphologies des traces d'usure des revêtements composites d'HVOF-19,5%QC et d'HVOF-57,6%QC. La morphologie des traces d'usure devient plus rugueuse avec l'ajout de la phase renfort par rapport à celle du revêtement d'HVOF-CuSn8. La surface de la trace d'usure du revêtement d'HVOF-57,6%QC est particulièrement rugueuse, la délamination des particules (indiquée par les flèches simples), et l'abrasion de troisième corps, semblent être les principales raisons de la perte de matériau. De nombreux débris peuvent être trouvés à côté de la trace d'usure dans la Fig. 5.14 (d1). Certaines fissures indiquées par les flèches doubles peuvent également être observées à la surface de la trace. Ces informations obtenues à partir de la morphologie de la trace d'usure démontrent que la qualité de l'adhésion des particules du revêtement composite contenant une grande quantité de la phase renfort est détériorée par rapport au revêtement de bronze préparé par l'HVOF. Cela peut être principalement attribué à l'augmentation de la fragilité du revêtement composite contenant une grande quantité

de la phase renfort. Une grande quantité de la phase fragile de QC répartie à l'intérieur du revêtement pourrait augmenter la fragilité du revêtement et par conséquent pourrait détériorer la capacité antifatigue du revêtement.

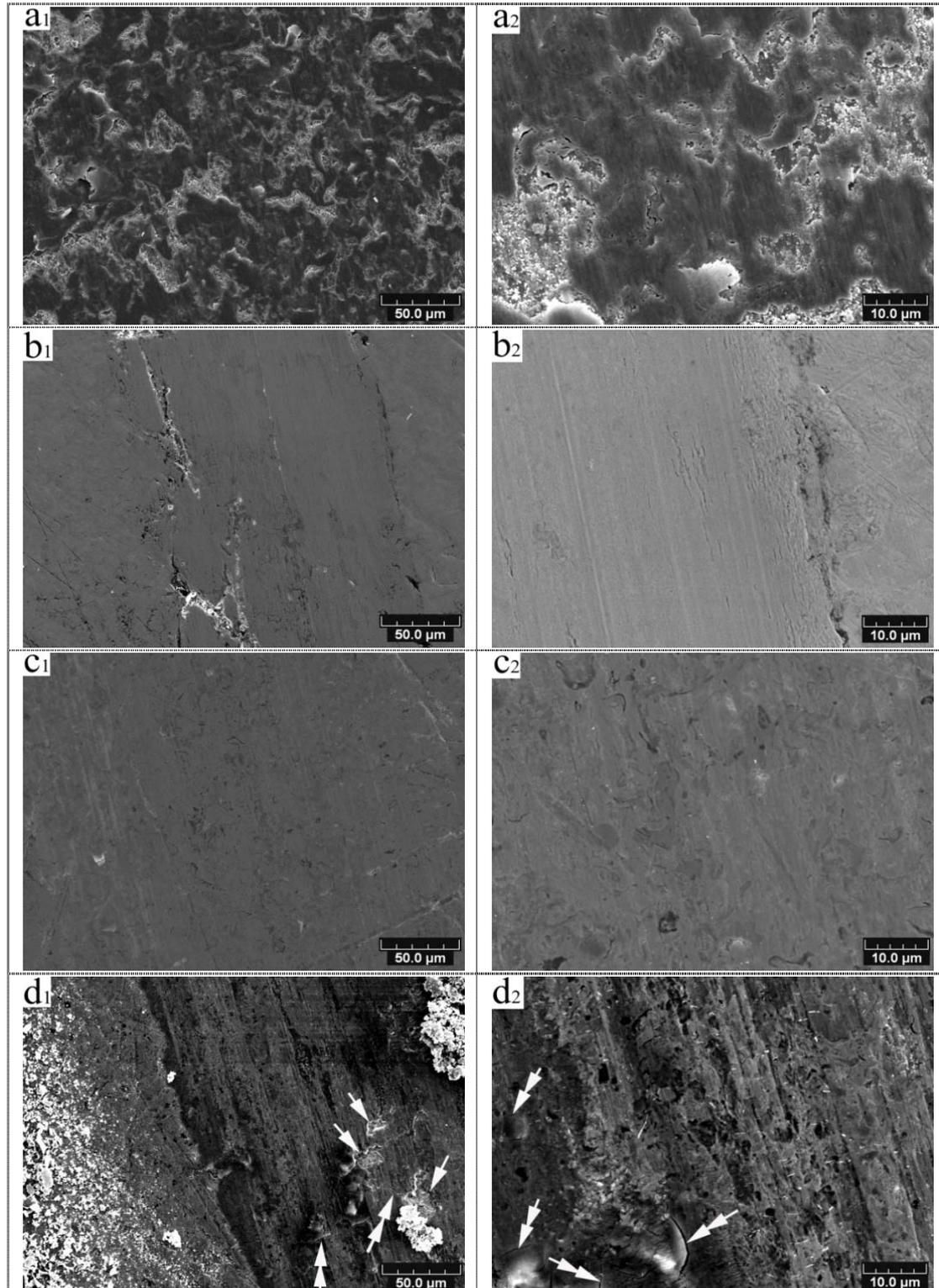


Fig. 5.14 Morphologie de la trace d'usure des revêtements de: (a) Arc-CuSn6, (b) HVOF-CuSn8, (c) HVOF-19,5%QC et (d) HVOF-57,6%QC

5.3.2.2 Comportement en frottement alternatif à l'huile

La Fig. 5.15 et Fig. 5.16 montrent l'évolution du coefficient de frottement des revêtements fabriqués par projection thermique en fonction de la vitesse et de la charge dans la condition lubrifiée. L'Arc-CuSn6 présente un coefficient de frottement plus élevé que celui des revêtements préparés par l'HVOF. Le coefficient de frottement diminue presque linéairement avec la vitesse de glissement et la charge normale pour tous les revêtements. Le coefficient de frottement diminue avec le contenu de QC dans les différents revêtements préparés par l'HVOF. Le coefficient de frottement correspond à la dureté des différents revêtements en tenant compte de la capacité de déformation plastique des revêtements élaborés par projection thermique. Le coefficient de frottement correspond bien à la dureté montrée dans la Fig. 5.12, plus de détails ont été données dans les chapitres précédents. Les coefficients de frottement des revêtements élaborés par CGDS (revêtements en bronze: Air-CuSn8, As8 et He-CuSn8 voir Fig. 2.23~Fig. 2.24 ; revêtements composites: Air-19,5%QC%(B), Air-36,8%QC%(B) et He-36,8%QC%(B) voir Fig. 4.16~Fig. 4.17) sont comparables à ceux des revêtements préparés par l'HVOF (HVOF-CuSn8, HVOF-19,5%QC et HVOF-57,6%QC).

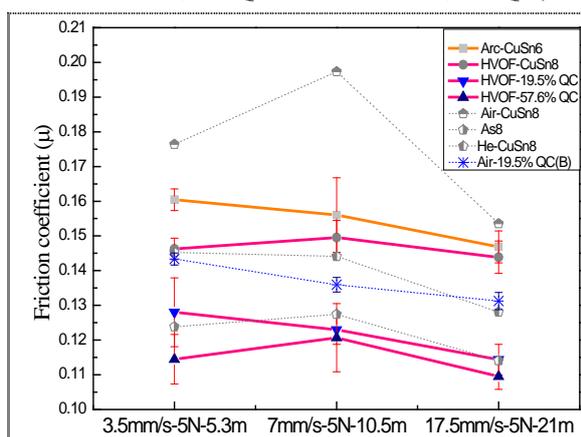


Fig. 5.15 Coefficient de frottement en fonction de la vitesse

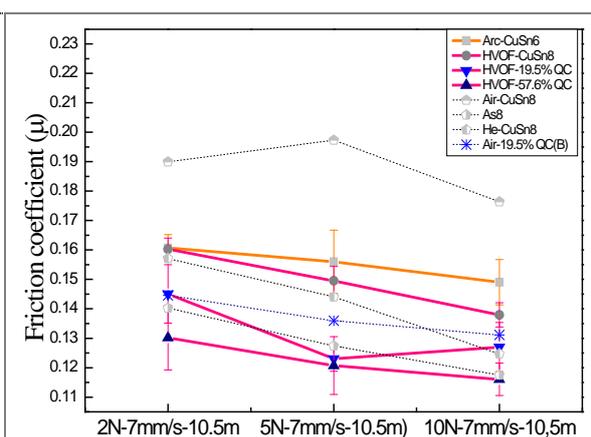


Fig. 5.16 Coefficient de frottement en fonction de la charge

Les figures Fig. 5.17 et Fig. 5.18 montrent le taux d'usure des revêtements élaborés par projection thermique en fonction de la vitesse de glissement et de la charge normale. Le taux d'usure des revêtements d'Arc-CuSn6 et d'HVOF-CuSn8 diminue globalement avec la vitesse et la charge. Cependant, pour les revêtements composites, le taux d'usure est très faible par rapport aux revêtements en bronze. Il est intéressant

de noter que le taux d'usure du revêtement d'HVOF-57,6% QC a été estimé à zéro, car aucune trace d'usure ne peut être trouvée dans la surface en utilisant la même méthode que celle des autres revêtements.

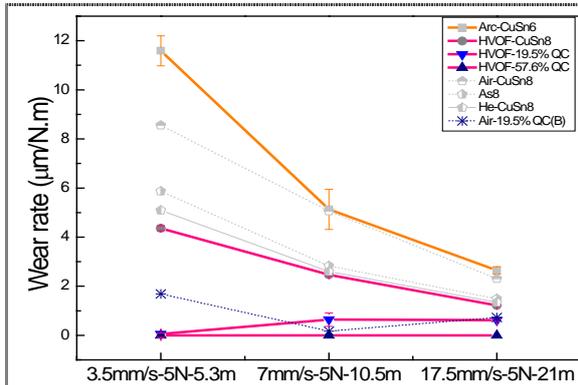


Fig. 5.17 Taux d'usure en fonction de la vitesse

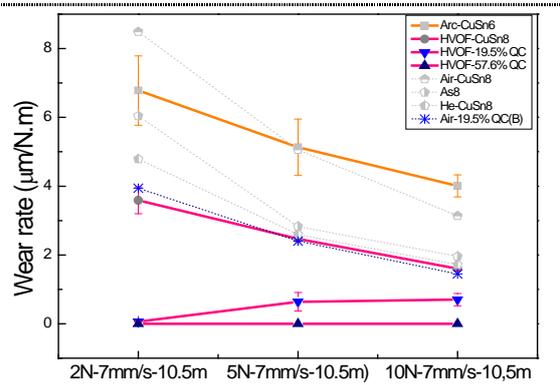


Fig. 5.18 Taux d'usure en fonction de la charge

La Fig. 5.19 montre la morphologie de la trace d'usure des revêtements d'Arc-CuSn6, d'HVOF-CuSn8 et d'HVOF-19,5% QC, et aucune trace d'usure de revêtement d'HVOF-57,6% QC n'a été trouvée dans l'image du MEB.

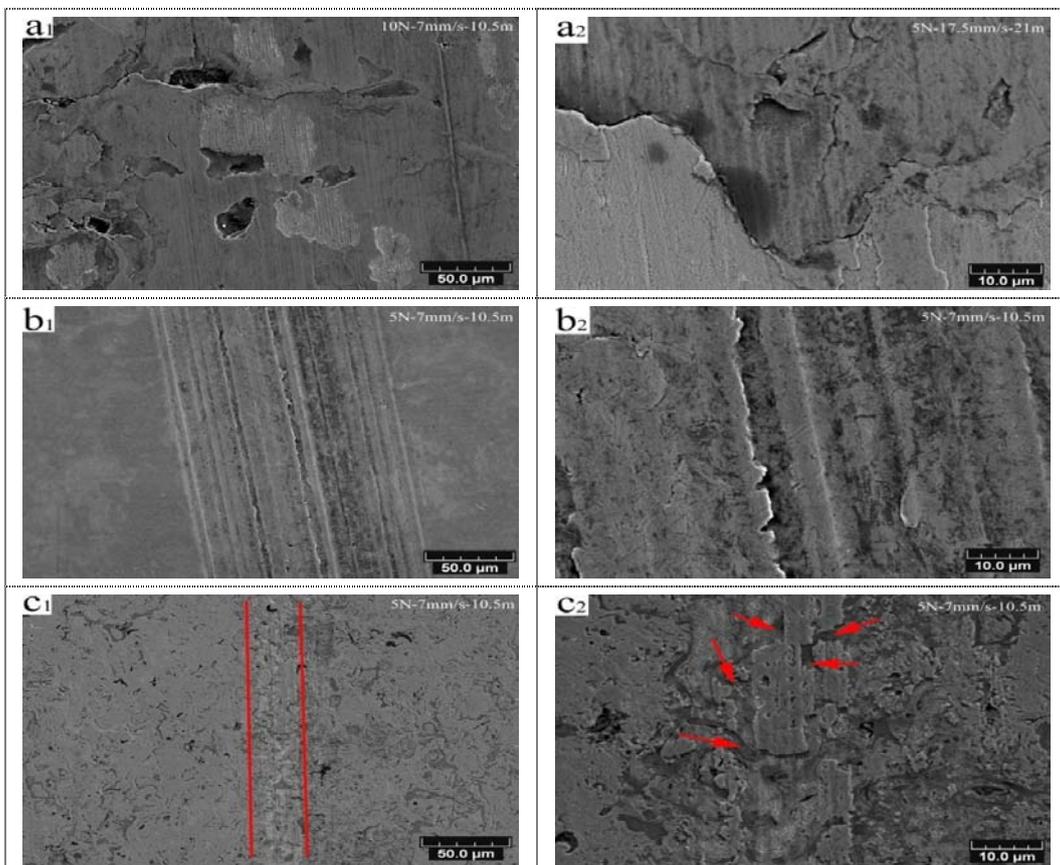


Fig. 5.19 Morphologie de la trace d'usure des revêtements élaborés par projection thermique : (a1-a2) Arc-CuSn6, (b1-b2) HVOF-CuSn8, et (c1-c2) HVOF-19,5% QC

On constate dans la Fig. 5.19 (a) que de nombreuses fissures et cavités existent à la surface de la trace d'usure. Les fissures et les cavités causées par le détachement des particules sont induites par la fatigue du revêtement d'Arc-CuSn6. La porosité élevée du revêtement d'Arc-CuSn6 augmente la probabilité de nucléation et de propagation des fissures, l'occlusion des fissures peut probablement causer le détachement de particules écrasées. La Fig. 5.19 (b) montre que l'usure du revêtement d'HVOF-CuSn8 est beaucoup plus faible que celle d'Arc-CuSn6. Le microlabourage est très important pour l'usure de revêtement d'HVOF-CuSn8. La Fig. 5.19 (c) montre qu'une très légère usure a eu lieu sur la surface du revêtement d'HVOF-19,5%QC. Un très léger décollement (comme indiqué par les flèches simples dans la Fig. 5.19 (c2)) semble être le mécanisme principal pour l'usure du revêtement d'HVOF-19,5%QC dans la condition lubrifiée.

En comparant les revêtements de bronzes, on constate que le taux d'usure des revêtements d'As8 et d'He-CuSn8 est également comparable à celui du revêtement d'HVOF-CuSn8. Cependant, pour les revêtements composites, on peut remarquer à partir des figures Fig. 4.18~Fig. 4.19 et des figures Fig. 5.17~Fig. 5.18 que le taux d'usure du revêtement d'Air-19,5%QC(B) est plus élevé que celui du revêtement d'HVOF-19,5%QC et ce en dépit du fait qu'ils possèdent une teneur en QC et une microdureté quasiment identique. Cela est probablement dû à la différence de distribution de la phase renfort dans les revêtements élaborés par CGDS et par l'HVOF. La Fig. 4.3 et la Fig. 4.8 ont montré qu'une certaine quantité de particules QC intactes et sphériques existent encore dans la poudre broyée et ensuite dans le revêtement. Cependant, d'après l'observation, les particules QC sont dispersées plus finement et plus uniformément dans les revêtements élaborés par l'HVOF. Une meilleure distribution de la phase renfort génère une meilleure capacité à supporter la charge en limitant la déformation plastique de la matrice (bronze), par conséquent, le revêtement d'HVOF-19,5%QC a un plus faible taux d'usure. Cependant, le revêtement d'He-36,8%QC(B) peut également avoir un très faible taux d'usure à peu près le même que celui de revêtement d'HVOF-57,6%QC, bien que le revêtement d'He-36,8%QC(B) possède une teneur en QC et une microdureté inférieurs à ceux du revêtement d'HVOF-57,6%QC. Celui donne une information importante: un revêtement préparé par CGDS, qui contient une teneur en QC plus faible, peut

présenter un faible taux d'usure, comparable à celui du revêtement élaboré par HVOF, qui contient pourtant une teneur en QC plus élevée. Les morphologies des traces d'usure présentées dans les figures Fig. 4.21 et Fig. 4.22 indiquent qu'aucune d'usure ne peut être observée dans les revêtements d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B), qui sont légèrement meilleure que celui du revêtement d'HVOF-19,5%QC. Dans les traces d'usure des revêtements d'Air-36,8%QC(B) et d'He-36,8%QC(B) peu de décollement de matière se produit, contrairement à ce qui peut être observé pour le revêtement d'HVOF-19,5%QC (voir Fig. 5.19 (c2)). Ceci peut être expliqué par le fait que le revêtement élaboré par l'HVOF possède un taux d'oxyde plus élevé que les autres dépôts. Une grande quantité d'oxydes existant à l'interface des particules écrasées augmente probablement la fragilité du revêtement et par conséquent, la couche possède une plus grande tendance à l'endommagement.

5.4 Conclusion

Dans cette partie, des revêtements ont été préparés par la projection thermique. La microstructure et les propriétés de ces revêtements ont été caractérisées et comparées avec les revêtements élaborés par la projection à froid. Selon les résultats expérimentaux, les conclusions suivantes peuvent être données:

1. Les revêtements préparés par projection à froid possèdent une teneur en oxyde plus faible que les revêtements élaborés par projection thermique. Le processus de projection thermique augmente la teneur en oxyde et diminue considérablement la fraction d'*i*-phase dans les revêtements composites.
2. Presque aucune adhésion métallurgique entre les interfaces des particules ne peut être observée dans les ruptures des revêtements préparés par projection thermique, ceci est similaire aux résultats obtenus pour les revêtements préparés par projection à froid.
3. La fraction volumique de QC dans des revêtements élaborés par CGDS en utilisant la poudre broyée est comparable avec celle des revêtements réalisés par l'HVOF. La microdureté des revêtements composites élaborés par CGDS est légèrement plus élevée que celle des revêtements préparés par l'HVOF.

4. Pour le comportement en frottement à sec:

Les coefficients de frottement des revêtements en bronzes élaborés par CGDS sont plus élevés que ceux des revêtements d'Arc-CuSn6 et d'HVOF-CuSn8. Le coefficient de frottement du revêtement composite d'Air-19,5%QC(B) est légèrement plus élevé que celui d'HVOF-19,5%QC. La haute teneur d'oxydes des revêtements préparés par projection thermique est un facteur important qui contribue aux faibles coefficients de frottement obtenus. Le coefficient de frottement du revêtement d'Arc-CuSn6 est beaucoup plus élevé que celui du revêtement d'HVOF-CuSn8.

Les revêtements d'As8, d'Air-CuSn8 et d'He-CuSn8 présentent un taux d'usure plus faible que celui de l'Arc-CuSn6, mais plus élevé que celui du revêtement d'HVOF-CuSn8. La délamination des particules écrasées joue un rôle important pour l'usure du revêtement d'Arc-CuSn6. Le mécanisme principal pour l'usure du revêtement d'HVOF-CuSn8 dans la condition non-lubrifiée peut être attribué au très léger microcisaillement. Le revêtement d'Air-19,5%QC(B) présente un taux d'usure plus élevé que celui du revêtement d'HVOF-19,5%QC. La délamination ou la fragmentation, qui sont principalement responsables de l'usure du dépôt d'Air-19,5%QC (B), sont moins présents pour l'HVOF-19,5%QC en raison de l'adhésion meilleure des particules déposées par l'HVOF par rapport au CGDS. Une délamination importante des particules, et une abrasion de troisième corps, semblent être à l'origine de la perte de matière du revêtement d'HVOF-57,6%QC. L'adhésion des particules du revêtement composite contenant une grande quantité de QC est plus faible que pour le dépôt HVOF-CuSn8.

5. Pour le comportement en frottement à huile:

Les coefficients de frottement des revêtements élaborés par CGDS sont comparables à ceux préparés par l'HVOF.

Le taux d'usure des revêtements d'As8 et d'He-CuSn8 est également comparable à celui des revêtements d'HVOF-CuSn8. Le taux d'usure du revêtement d'Air-19,5%QC(B) est plus élevé que celui du revêtement d'HVOF-19,5%QC. Le revêtement d'He-36,8%QC(B) présente un très faible taux d'usure à peu près

équivalent à celui du revêtement d'HVOF-57,6%QC, ce qui démontre qu'un revêtement préparé par CGDS, qui contient une teneur de QC plus faible, peut également obtenir un faible taux d'usure proche de celui du revêtement élaboré par HVOF qui possède une teneur en QC élevé. Une grande quantité d'oxydes existant à l'interface des particules écrasées augmente la fragilité des revêtements et par conséquent cela induit une plus grande tendance à l'endommagement.

Parmi les revêtements élaborés par projection thermique, les revêtements composites d'HVOF-19,5%QC et d'HVOF-57,6%QC présentent un très faible taux d'usure par rapport aux revêtements de bronzes. L'usure d'Arc-CuSn6 est principalement due au détachement de matière induit par la fatigue du dépôt. L'usure du revêtement d'HVOF-CuSn8 est beaucoup plus faible que celle d'Arc-CuSn6. De plus le microlabourage est très important pour l'usure du revêtement d'HVOF-CuSn8. Une usure très légère a eu lieu pour le revêtement d'HVOF-19,5%QC, et un décollement très léger semble être le mécanisme principal pour l'usure du revêtement d'HVOF-19,5%QC dans la condition lubrifiée. Aucune trace d'usure du revêtement d'HVOF-57,6%QC n'a été trouvée au moyen des observations MEB.

Chapitre 6 Conclusion générale et perspectives

6.1 Conclusion générale

Des revêtements de bronze et ses composites ont été préparés par la projection à froid et également par la projection thermique. Les optimisations des conditions de projection à froid pour l'élaboration des revêtements de bronzes et de ses composites ont été réalisées ; une bonne méthode pour augmenter la fraction de la phase de renfort des revêtements composites sans oxydation ni transformation de phase a été étudiée et les résultats montrent que cette méthode est tout à fait réalisable ; plusieurs essais tribologiques dans différentes conditions ont été réalisés en vue d'étudier les comportements en frottement et les mécanismes d'usure de ces dépôts. A la lumière de ces résultats on peut conclure que la projection à froid peut être une technologie fiable pour réaliser des revêtements composites à base de bronze et pourra trouver ses applications potentielles industrielles. Ainsi, les conclusions suivantes peuvent être tirées :

1. Microstructure de revêtements:
 - 1) Épais et continus revêtements composites peuvent être préparés par projection à froid en utilisant la poudre mélangée mécaniquement et la poudre broyée.
 - 2) Le broyage de la poudre peut être un moyen efficace pour augmenter la fraction de la phase renfort de revêtement composite. Cela pourrait être d'une grande signification pour d'autres applications de CGDS.
 - 3) Un revêtement composite présente une microstructure plus dense et une microdureté plus élevée. La microdureté de revêtement composite dépend de la teneur de QC dans le revêtement.
 - 4) La CGDS peut préserver efficacement la phase/composition de la poudre ; cependant, la projection thermique cause évidemment l'oxydation et la transformation de la phase quasicristalline du revêtement.
2. Comportement en frottement à sec:

- 1) Le coefficient de frottement augmente et le taux d'usure diminue avec l'augmentation de la microdureté du revêtement de bronze pur préparé par CGDS. Le micro-labourage, la délamination et l'adhésion jouent un rôle important pour l'usure de ces revêtements.
- 2) Le coefficient de frottement d'un revêtement composite préparé par CGDS en utilisant la poudre mélangée et broyée est généralement inférieur à celui d'un revêtement de bronze pur, et il diminue globalement avec l'augmentation de la fraction de QC de revêtement composite.
- 3) Le taux d'usure d'un revêtement de bronze pur est supérieur à celui d'un revêtement préparé par CGDS en utilisant la poudre mélangée, mais inférieur à celui d'un revêtement réalisé en utilisant la poudre broyée. La délamination et la fragmentation sont les mécanismes principaux contrôlant l'usure des revêtements réalisés en utilisant la poudre broyée.
- 4) Le coefficient de frottement d'un revêtement préparé par CGDS est plus élevé que celui d'un revêtement préparé par projection thermique, la haute teneur d'oxyde est supposée être le facteur le plus important contribuant au faible coefficient de frottement d'un revêtement préparé par projection thermique.
- 5) Le revêtement préparé par CGDS présente un mauvais caractère tribologique par rapport au revêtement préparé par l'HVOF dans la condition sèche. L'adhésion différente de particule écrasée réalisée par CGDS et par HVOF est supposée d'être la raison principale contribuant à leurs usures différents.

3. Comportement en frottement lubrifié:

- 1) Le coefficient de frottement et le taux d'usure diminuent globalement avec l'augmentation de la charge et de la vitesse de glissement dans la condition lubrifiée.
- 2) Le revêtement composite présente de plus faibles coefficients de frottement et taux d'usure par rapport au revêtement de bronze pur. Le mécanisme d'usure pour les revêtements composites peut être attribué principalement à légère déformation d'aspérités. Le coefficient de frottement et le taux d'usure de

revêtements réalisés en utilisant la poudre mélangée et broyée diminuent avec l'augmentation de la fraction de QC.

- 3) Le comportement en frottement d'un revêtement préparé par CGDS est comparable avec celui d'un revêtement préparé par HVOF dans la condition lubrifiée.
- 4) Le revêtement préparé par CGDS contenant une relativement plus faible teneur de QC pourrait également obtenir une faible usure presque la même que le revêtement fabriqué par l'HVOF qui contient un taux plus élevé de QC.

6.2 Perspectives

En perspective, certaines idées d'améliorations pourront compléter l'étude actuelle :

1. Etudier systématiquement le comportement du dépôt de particules renfort: influence de la taille, densité, morphologie et dureté etc. des particules renfort.
2. Etudier l'influence de la température du substrat sur le comportement de dépôt de particules.
3. Etudier le comportement en frottement des revêtements réalisés par CGDS avec une distribution de particules renfort de QC plus uniforme et plus fine.
4. Etudier l'influence de l'énergie de surface sur le comportement en frottement des revêtements composites.
5. Mettre en application les revêtements fabriqués.

Référence :

- [1] XU, B. and LI, C. Application and development of thermal spray technology. In *Proceedings of the The 8th national welding conference* (Beijing, 1997). Machinery industry press.
- [2] GAO, R. *Thermal spray*. Chemical industry press, Beijing, 1992.
- [3] DONG, Y., ZHANG, T. and LIN, X. *Modern surface engineering technology*. Machinery industry press, Beijing, 2000.
- [4] ZEN, X. and WU, Y. *Surface engineering*. Machinery industry press, Beijing 2001.
- [5] JI, G. Investigation on the structure and property of Cr₃C₂-NiCr coating prepared by HVOF. *Journal of Xi'an Jiaotong University*(2000).
- [6] LI, C. Development and application of HVOF technology. *Thermal spray technology*, 6, 3-4 (2000), 11-18.
- [7] WANG, Y. Influence of the particle state on the bonding strength of HVOF sprayed coating. *Journal of Xi'an Jiaotong University*(2001).
- [8] Pawlowski, L. and Chichester, W. *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*. UK, ISBN O-471-95253-2, 1995.
- [9] Pierlot, C., Pawlowski, L., Bigan, M. and Chagnon, P. Design of experiments in thermal spraying: A review. *Surface & Coatings Technology*, 202, 18 (Jun 15 2008), 4483-4490.
- [10] Unger, R. H. *Thermal Spray Coatings*. ASM Handbook, 1987.
- [11] LI, W. Investigation on microstructures and properties of MCrAlY coating prepared by HVOF. *Journal of Xi'an Jiaotong University*(2001).
- [12] M, H. C. and S., S. G. Turbulent mixing of the HVOF thermal spray and coating oxidation. In *Proceedings of the Thermal Spray Industrial Applications, OH: ASM International* (1994).
- [13] T., F. and S., K. Oxidation of sprayed alloy coatings and its control by a gas shroud. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces for a New Millennium, OH: ASM International* (Ohio, USA, 2001).
- [14] Gourlaouen, V., Verna, E., Khor, K., TGuek, P. S. and Lugscheider, E. Role of some fuel gases on properties of HVOF metallic coatings. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces For A New Millennium, OH: ASM International* (Ohio, USA, 2001).
- [15] Papyrin, A. Cold spray technology. *Advanced Materials & Processes*, 159.9, Wilson Applied Science & Technology Abstracts Plus Text (2001), 49-51.
- [16] J. Karthikeyan, © Cold spray technology:International status and USA efforts. *ASB Industries, Inc. December 2004*.(2004).
- [17] Assadi, H., Gartner, F., Stoltenhoff, T. and Kreye, H. Bonding mechanism in cold gas spraying. *Acta Materialia*, 51, 15 (Sep 3 2003), 4379-4394.
- [18] Klinkov, S. V., Kosarev, V. F. and Rein, M. Cold spray deposition: Significance of particle impact phenomena. *Aerospace Science and Technology*, 9, 7 (Oct 2005), 582-591.

- [19] Schmidt, T., Gartner, F., Assadi, H. and Kreye, H. Development of a generalized parameter window for cold spray deposition. *Acta Materialia*, 54, 3 (Feb 2006), 729-742.
- [20] Alkhimov, A. P., V. F. K. and Papyrin, A. N. A Method of Cold Gas Dynamic Deposition. *Soviet Physics Doklady*, 35(1990), 1047.
- [21] McCune, R. C. Potential Applications of Cold-Spray Technology in Automotive Manufacturing. In *Proceedings of the Thermal Spray 2003: Advancing the Science & Applying the Technology* (2003). Materials Park (OH): ASM International.
- [22] Papyrin, A., Kosarev, V., Klinkov, S., Alkhimov, A. and Fomin, V. *Cold spray technology*. Elsevier, 2007.
- [23] Alkhimov, A. P., N., P. A., F., K. V., I., N. N. and M., S. M. *Gas-Dynamic Spray for Applying a Coating*. City, 1994.
- [24] Alkhimov, A. P., Papyrin, A. N., Kosarev, V. F., Nesterovich, N. I. and Shushpanov, M. M. *Method and Device for Coating*. City, 1995.
- [25] Alkhimov, A. P., Kosarev, V. F. and Klinkov, S. V. The features of cold spray nozzle design. *Journal of Thermal Spray Technology*, 10, 2 (Jun 2001), 375-381.
- [26] Van Steenkiste, T. H., Smith, J. R., Teets, R. E., Moleski, J. J., Gorkiewicz, D. W., Tison, R. P., Marantz, D. R., Kowalsky, K. A., Riggs, W. L., Zajchowski, P. H., Pilsner, B., McCune, R. C. and Barnett, K. J. Kinetic spray coatings. *Surface & Coatings Technology*, 111, 1 (Jan 10 1999), 62-71.
- [27] Bhagat, R. B., Amateau, M. F. and Papyrin, A. Deposition of Nickel-Aluminum Bronze Powder by Cold Gas-Dynamic Spray Method on 2681 Al for Developing Wear Resistant Coatings. In *Proceedings of the Thermal Spray: A United Forum for Scientific and Technological Advances*, OH: ASM International (1997).
- [28] McCune, R. C., Cooper, R. P. and Popoola, O. O. Post-Processing of Cold-Spray Deposits of Copper and Iron. In *Proceedings of the Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research*. OH: ASM International, 2000. (2000).
- [29] Karthikeyan, J., Kay, C. M., Lindeman, J., Lima, R. S. and Berndt, C. C. Cold Spray Processing of Titanium Powder. In *Proceedings of the Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research*, OH: ASM International, 2000 (2000).
- [30] Kreye H, S. T. Cold Spraying—A Study of Process and Coating Characteristics. In *Proceedings of the Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research*, OH: ASM International (2000).
- [31] Gilmore, D. L., Dykhuizen, R. C., Neiser, R. A., Roemer, T. J. and Smith, M. F. Particle velocity and deposition efficiency in the cold spray process. *Journal of Thermal Spray Technology*, 8, 4 (Dec 1999), 576-582.
- [32] Dykhuizen, R. C. and Smith, M. F. Gas dynamic principles of cold spray. *Journal of Thermal Spray Technology*, 7, Volume 7, Number 2 / June, 1998 1998), 205-212.
- [33] Papyrin, A. N., Alkhimov, A. P. and Kosarev, V. F. Spraying the current conducting coatings on electrotechnical unit by the CGS method. In *Proceedings of the Tagungsband Conference Proceedings*, Dusseldorf: DVS, 1999. (1999).

- [34] Dykhuizen, R. C., Smith, M. F., Gilmore, D. L., Neiser, R. A., Jiang, X. and Sampath, S. Impact of high velocity cold spray particles. *Journal of Thermal Spray Technology*, 8, 4 (Dec 1999), 559-564.
- [35] McCune, R. C., Donlon, W. T., Popoola, O. O. and Cartwright, E. L. Characterization of copper layers produced by cold gas-dynamic spraying. *J Therm Spray Techn*, 9, 1 (Mar 2000), 73-82.
- [36] Shukla, V., Elliott, G. S. and Kear, B. H. Nanopowder deposition by supersonic rectangular jet impingement. *Journal of Thermal Spray Technology*, 9, 3 (Sep 2000), 394-398.
- [37] K., D. M., A., N. R., D., G. and D., T. H. Microstructure and Properties of Cold Spray Nickel. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces For A New Millennium, OH: ASM International, 2001* (Ohio, USA, 2001).
- [38] Papyrin A N, A. A. P., Kosarev V F, Klinkov S V. , . Experimental Study of Interaction of Supersonic Gas Jet With a Substrate Under Cold Spray Process. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces For A New Millennium, OH: ASM International, 2001* (Ohio, USA, 2001).
- [39] Shukla, V., Elliott, G. S., Kear, B. H. and McCandlish, L. E. Hyperkinetic deposition of nanopowders by supersonic rectangular jet impingement. *Scripta Materialia*, 44, 8-9 (May 18 2001), 2179-2182.
- [40] Matejicek, J. and Sampath, S. Intrinsic residual stresses in single splats produced by thermal spray processes. *Acta Materialia*, 49, 11 (Jun 22 2001), 1993-1999.
- [41] J., K., M., K. C., J., L., S., L. R. and C., B. C. Cold Sprayed Nanostructured WC-Co. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces For A New Millennium, OH: ASM International, 2001*. (Ohio, USA, 2001).
- [42] Lima, R. S., Karthikeyan, J., Kay, C. M., Lindemann, J. and Berndt, C. C. Microstructural characteristics of cold-sprayed nanostructured WC-Co coatings. *Thin Solid Films*, 416, 1-2 (Sep 2 2002), 129-135.
- [43] Segall, A. E., Papyrin, A. N., Conway, J. C., Jr. and Shapiro, D. A Cold-Gas Spray Coating Process for Enhancing Titanium. *Journal of Minerals, Metals and Materials Society*, 50(9)1998), 52-54.
- [44] T., S., E., P., A., P. and E., S. Nanostructured Hydroxapatite Powders and Coatings. In *Proceedings of the Tagungsband Conference Porceedings, Dusseldorf: DVS, 1999* (1999).
- [45] F., A. M. and J., E. T. High-Velocity Particle Consolidation Technology. *iMAST Quarterly*2000), 3-6.
- [46] Wenya, L. and Changjiu, L. Properties of cold spraying. *Surface Engineering of China*, 15 (1)2002), 12-16.
- [47] J., V., H., H. and H., V. Kinetic Powder Compaction Applying the Cold Spray Process—A Study on Parameters. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces For A New Millennium, OH: ASM Internationa* (Ohio, USA, 2001).
- [48] T., S., H., K. and J., R. H. Optimization of the Cold Spray Process. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces For A New Millennium, OH: ASM International, 2001* (2001).

- [49] Jodoin, B. Effects of Shock Waves on Impact Velocity of Cold Spray Particles In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces For A New Millennium, OH ASM International, 2001* (2001).
- [50] Sakaki, K. and Shimizu, Y. Effect of the increase in the entrance convergent section length of the gun nozzle on the high-velocity oxygen fuel and cold spray process. *Journal of Thermal Spray Technology*, 10, 3 (Sep 2001), 487-496.
- [51] Wenya, L. and Changjiu, L. Properties of cold spray. *China Surface Engineering*, 15 (1)2002), 12-16.
- [52] Stoltenhoff, T., Kreye, H. and Richter, H. J. An analysis of the cold spray process and its coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 11, 4 (Dec 2002), 542-550.
- [53] Wenya, L. *Study on the Effect of Particle Parameters on Deposition Behavior, Microstructure Evolution and Properties in Cold Spraying*. Application Fundamentals, Xi'an Jiaotong University, Xi'an, China, 2005.
- [54] Jodoin, B. Cold spray nozzle Mach number limitation. *Journal of Thermal Spray Technology*, 11, 4 (Dec 2002), 496-507.
- [55] Wu, J. W., Fang, H. Y., Yoon, S., Kim, H. and Lee, C. Measurement of particle velocity and characterization of deposition in aluminum alloy kinetic spraying process. *Applied Surface Science*, 252, 5 (Dec 15 2005), 1368-1377.
- [56] Pattison, J., Celotto, S., Khan, A. and O'Neill, W. Standoff distance and bow shock phenomena in the Cold Spray process. *Surface & Coatings Technology*, 202, 8 (Jan 15 2008), 1443-1454.
- [57] Van Steenkiste, T. H., Smith, J. R. and Teets, R. E. Aluminum coatings via kinetic spray with relatively large powder particles. *Surface & Coatings Technology*, 154, 2-3 (May 15 2002), 237-252.
- [58] Fukunuma, H., Ohno, N., Sun, B. and Huang, R. Z. In-flight particle velocity measurements with DPV-2000 in cold spray. *Surface & Coatings Technology*, 201, 5 (Oct 25 2006), 1935-1941.
- [59] CUI, Z. *Metallurgy and Heat Treatment*. Mechanical Industry Press, Beijing, 1989.
- [60] Erdemir, A. Review of engineered tribological interfaces for improved boundary lubrication. *Tribology International*, 38, 3 (Mar 2005), 249-256.
- [61] Zhou, C. G., Cai, F., Xu, H. B. and Gong, S. K. Cyclic oxidation behavior of Al-Cu-Fe-Cr quasicrystalline coating on titanium alloy. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 386, 1-2 (Nov 25 2004), 362-366.
- [62] Huttunen-Saarivirta, E. Microstructure, fabrication and properties of quasicrystalline Al-Cu-Fe alloys: a review. *Journal of Alloys and Compounds*, 363, 1-2 (Jan 28 2004), 150-174.
- [63] Bonasso, N. and Pigeat, P. Preparation of Al-Cu-Fe ultra-thin quasicrystalline films without protective coatings by MBE: influence of processing. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 349, 1-2 (May 25 2003), 224-229.
- [64] Tcherdyntsev, V. V., Kaloshkin, S. D., Shelekhov, E. V., Salimon, A. I., Sartori, S. and Principi, G. Quasicrystalline phase formation in the mechanically alloyed Al-Cu-Fe system. *Intermetallics*, 13, 8 (Aug 2005), 841-847.

- [65] Zhou, C. G., Cai, F., Kong, J., Gong, S. K. and Xu, H. B. A study on the tribological properties of low-pressure plasma-sprayed Al-Cu-Fe-Cr quasicrystalline coating on titanium alloy. *Surface & Coatings Technology*, 187, 2-3 (Oct 22 2004), 225-229.
- [66] Stihle, A., LIAO, H., Bertrand, P., Allain, N. and Coddet, C. Characterization of AlCuFeB Quasicrystalline Coating Sprayed by APS In *Proceedings of the Proceedings of the 2006 International Thermal Spray Conference, May 15-18, Seattle, Washington, USA* (Seattle, Washington, USA, May 15-18, 2006).
- [67] Sordelet, D. J., Besser, M. F. and Logsdon, J. L. Abrasive wear behavior of Al-Cu-Fe quasicrystalline composite coatings. *Materials Science and Engineering A*, 255(1998), 54-65.
- [68] Ajdelsztajn, L., Zuniga, A., Jodoin, B. and Lavernia, E. J. Cold gas dynamic spraying of a high temperature Al alloy. *Surface & Coatings Technology*, 201, 6 (Dec 4 2006), 2109-2116.
- [69] Ning, X. J., Jang, J. H., Kim, H. J., Li, C. J. and Lee, C. Cold spraying of Al-Sn binary alloy: Coating characteristics and particle bonding features. *Surface & Coatings Technology*, 202, 9 (Feb 1 2008), 1681-1687.
- [70] Kim, H. J., Lee, C. H. and Hwang, S. Y. Fabrication of WC-Co coatings by cold spray deposition. *Surface & Coatings Technology*, 191, 2-3 (Feb 21 2005), 335-340.
- [71] Lee, H. Y., Yu, Y. H., Lee, Y. C., Hong, Y. P. and Ko, K. H. Thin film coatings of WO₃ by cold gas dynamic spray: A technical note. *Journal of Thermal Spray Technology*, 14, 2 (Jun 2005), 183-186.
- [72] Li, W. Y., Zhang, G., Guo, X. P., Liao, H. L. and Coddet, C. Characterizations of cold-sprayed TiN particle-reinforced Al alloy-based composites - from structures to tribological behaviour. *Advanced Engineering Materials*, 9, 7 (Jul 2007), 577-583.
- [73] Cui, Z. *Metallurgy and Heat Treatment*. Mechanical and Industry publisher, Beijing, 1994.
- [74] *ASM Handbooks Online*. ASM International 2007, City, 2007.
- [75] Gartner, F., Stoltenhoff, T., Voyer, J., Kreye, H., Riekehr, S. and Kocak, M. Mechanical properties of cold-sprayed and thermally sprayed copper coatings. *Surf Coat Tech*, 200, 24 (Aug 1 2006), 6770-6782.
- [76] Li, W. Y., Li, C. J. and Liao, H. L. Effect of annealing treatment on the microstructure and properties of cold-sprayed Cu coating. *J Therm Spray Techn*, 15, 2 (Jun 2006), 206-211.
- [77] Guo, X., Zhang, G., Li, W. Y., Dembinski, L., Gao, Y., Liao, H. L. and Coddet, C. Microstructure, microhardness and dry friction behavior of cold-sprayed tin bronze coatings. *Applied Surface Science*, 254, 5 (Dec 30 2007), 1482-1488.
- [78] Li, W. Y., Zhang, C., Wang, H. T., Guo, X. P., Liao, H. L., Li, C. J. and Coddet, C. Significant influences of metal reactivity and oxide films at particle surfaces on coating microstructure in cold spraying. *Applied Surface Science*, 253, 7 (Jan 30 2007), 3557-3562.
- [79] Li, W. Y., Li, C. J., Liao, H. L. and Coddet, C. Effect of heat treatment on the microstructure and microhardness of cold-sprayed tin bronze coating. *Applied Surface Science*, 253, 14 (May 15 2007), 5967-5971.

- [80] Phani, P. S., Vishnukanthan, V. and Sundararajan, G. Effect of heat treatment on properties of cold sprayed nanocrystalline copper alumina coatings. *Acta Materialia*, 55, 14 (Aug 2007), 4741-4751.
- [81] Decker, M. K., R.A.Neiser, D.Gilmore and H.D.Tran. Microstructure and Properties of Cold Spray Nickel. In *Proceedings of the Thermal Spray 2001: New Surfaces for a New Millennium*, ASM International, OH, 2001 (Singapore, May 28-30, 2001). ASM International.
- [82] Li, W. Y., Guo, X. P., Verdy, C., Dembinski, L., Liao, H. L. and Coddet, C. Improvement of microstructure and property of cold-sprayed Cu-4 at.%Cr-2 at.%Nb alloy by heat treatment. *Scripta Materialia*, 55, 4 (Aug 2006), 327-330.
- [83] Jackson, L., Vosevic, M., Knight, R. and Cairncross, R. A. Sliding wear properties of HVOF thermally sprayed nylon-11 and nylon-11/ceramic composites on steel. *J Therm Spray Techn*, 16, 5-6 (Dec 2007), 927-932.
- [84] Blau, P. J. Interpretations of the friction and wear break-in behavior of metals in sliding contact. *Wear*, 71(1981), 29-43.
- [85] Harsha, S., Dwivedi, D. K. and Agarwal, A. Performance of flame sprayed Ni-WC coating under abrasive wear conditions. *J Mater Eng Perform*, 17, 1 (Feb 2008), 104-110.
- [86] Myshkin, N. K., Petrokovets, M. I. and Kovalev, A. V. Tribology of polymers: Adhesion, friction, wear, and mass-transfer. *Tribology International*, 38, 11-12 (Nov-Dec 2005), 910-921.
- [87] Liu, J. *Material wear principle and wear resistance*. Tsinghua University Press, Beijing, 1993.
- [88] Choi, W. B., Li, L., Luzin, V., Neiser, R., Gnaupel-Herold, T., Prask, H. J., Sampath, S. and Gouldstone, A. Integrated characterization of cold sprayed aluminum coatings. *Acta Materialia*, 55, 3 (Feb 2007), 857-866.
- [89] Jianfeng, Z. *Friction, wear and anti-wear technology*. Tianjin science and technology translating & publishing Ltd. company, Tianjin, China, 1993.
- [90] Prasad, B. K. Sliding wear response of a zinc-based alloy and its composite and comparison with a gray cast iron: influence of external lubrication and microstructural features. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 392, 1-2 (Feb 15 2005), 427-439.
- [91] Dumont, B., Blau, P. J. and Crosbie, G. M. Reciprocating friction and wear of two silicon nitride-based ceramics against type 316 stainless steel. *Wear*, 238, 2 (Mar 2000), 93-109.
- [92] Ghorbani, M., Mazaheri, M. and Afshar, A. Wear and friction characteristics of electrodeposited graphite-bronze composite coatings. *Surface & Coatings Technology*, 190, 1 (Jan 3 2005), 32-38.
- [93] Iglesias, P., Bermudez, M. D., Carrion, F. J. and Martinez-Nicolas, G. Friction and wear of aluminium-steel contacts lubricated with ordered fluids-neutral and ionic liquid crystals as oil additives. *Wear*, 256, 3-4 (Feb 2004), 386-392.
- [94] Blau, P. J. Friction and wear of a Zr-based amorphous metal alloy under dry and lubricated conditions. *Wear*, 250(Oct 2001), 431-434.
- [95] Hironaka, S. Boundary lubrication and lubricants. *Three Bond Technical News*(July 1,1984 1984).

- [96] Balaji, R., Pushpavanam, M., Kumar, K. Y. and Subramanian, K. Electrodeposition of bronze-PTFE composite coatings and study on their tribological characteristics. *Surface & Coatings Technology*, 201, 6 (Dec 4 2006), 3205-3211.
- [97] Chen, X. H., Chen, C. S., Xiao, H. N., Liu, H. B., Zhou, L. P., Li, S. L. and Zhang, G. Dry friction and wear characteristics of nickel/carbon nanotube electroless composite deposits. *Tribology International*, 39, 1 (Jan 2006), 22-28.
- [98] Stihle, A., Liao, H., Bertrand, P., Allain, N. and Coddet, C. Characterization of AlCuFeB Quasicrystalline Coatings Sprayed by APS. In *Proceedings of the Building on 100 Years of Success, Proceedings of the 2006 International Thermal Spray Conference* (Seattle, Washington, USA, May 15-18, 2006, 2006). ASM International.
- [99] Sordelet, D. J., Besser, M. F. and Logsdon, J. L. Abrasive wear behavior of Al-Cu-Fe quasicrystalline composite coatings. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 255, 1-2 (Oct 31 1998), 54-65.
- [100] Papyrin, A. Cold spray technology. *Advanced Materials & Processes*, 159, 9 (Sep 2001), 49-51.
- [101] Ning, X. J., Jang, J. H., Kim, H. J., Li, C. J. and Lee, C. Cold spraying of Al-Sn binary alloy: Coating characteristics and particle bonding features. *Surface & Coatings Technology*, 202, 9 (Feb 1 2008), 1681-1687.
- [102] Irissou, E., Legoux, J. G., Arsenault, B. and Moreau, C. Investigation of Al-Al₂O₃ cold spray coating formation and properties. *Journal of Thermal Spray Technology*, 16, 5-6 (Dec 2007), 661-668.
- [103] Maev, R. G., Leshchynsky, V. and Papyrin, A. Structure Formation of Ni-based Composite Coatings during Low Pressure Gas Dynamic Spraying. In *Proceedings of the Building on 100 Years of Success, Proceedings of the 2006 International Thermal Spray Conference* (May 15-18, 2006, 2006). ASM International.
- [104] Xiong, T., Gu, C., Zhang, W., Wu, M., Wu, J., Jin, H. and Li, T. Study of Aluminum Bronze Coating By Cold Spray Process. In *Proceedings of the Thermal Spray Solutions, Advances in Technology and Application* (Osaka, Japan, May 10-12, 2004). ASM International.
- [105] Sansoucy, E., Ajdelsztain, L., Jodoin, B. and Marcoux, P. Properties of SiC-Reinforced Aluminum Alloy Coatings Produced by the Cold Spray Deposition Process. In *Proceedings of the Global Coating Solutions, Proceedings of the 2007 International Thermal Spray Conference*. (Beijing, China, May 14-16, 2007). ASM International.
- [106] Morelli, D. T., Elmoursi, A. A., Vansteenkiste, T. H., Gorkiewicz, D. W. and Gillispie, B. Kinetic Spray of Aluminum Metal Matrix Composites For Thermal Management Applications. In *Proceedings of the Advancing the Science and Applying the Technology, Proceedings of 2003 International Thermal Spray Conference* (Orlando, Florida, USA, May 5-8, 2003, 2003). ASM International.
- [107] Lee, H. Y., Yu, Y. H., Lee, Y. C., Hong, Y. P. and Ko, K. H. Interfacial studies between cold-sprayed WO₃, Y₂O₃ films and Si substrate. *Applied Surface Science*, 227, 1-4 (Apr 15 2004), 244-249.

- [108] Lee, H. Y., Jung, S. H., Lee, S. Y., You, Y. H. and Ko, K. H. Correlation between Al₂O₃ particles and interface of Al-Al₂O₃ coatings by cold spray. *Applied Surface Science*, 252, 5 (Dec 15 2005), 1891-1898.
- [109] Holmberg, K., Laukkanen, A., Ronkainen, H., Wallin, K. and Varjus, S. A model for stresses, crack generation and fracture toughness calculation in scratched TiN-coated steel surfaces. *Wear*, 254, 3-4 (Feb 2003), 278-291.
- [110] Zhou, X., Li, P. and Qian, S. Evaluation of Fracture Toughness of Al-Cu-Fe-B Quasicrystal. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci.Ed*, Vol.18, No.4(2003), 46-49.
- [111] Ning, X. J., Jang, J. H. and Kim, H. J. The effects of powder properties on in-flight particle velocity and deposition process during low pressure cold spray process. *Applied Surface Science*, 253, 18 (Jul 15 2007), 7449-7455.
- [112] Li, W. Y., Zhang, C., Guo, X. P., Li, C. J., Liao, H. L. and Coddet, C. Study on impact fusion at particle interfaces and its effect on coating microstructure in cold spraying. *Applied Surface Science*, 254, 2 (Sep 15 2007), 517-526.
- [113] Li, C.-J., Li, W.-Y. and Fukunuma, H. Impact fusion phenomenon during cold spraying of zinc. In *Proceedings of the Thermal Spray Solutions, Advances in Technology and Application* (Osaka, Japan, May 10-12, 2004). ASM International.
- [114] Li, C. J., Li, W. Y. and Wang, Y. Y. Formation of metastable phases in cold-sprayed soft metallic deposit. *Surface & Coatings Technology*, 198, 1-3 (Aug 1 2005), 469-473.
- [115] Li, C. J., Li, W. Y. and Liao, H. L. Examination of the critical velocity for deposition of particles in cold spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 15, 2 (Jun 2006), 212-222.
- [116] Grujicic, M., Zhao, C. L., DeRosset, W. S. and Helfritch, D. Adiabatic shear instability based mechanism for particles/substrate bonding in the cold-gas dynamic-spray process. *Materials & Design*, 25, 8 (Dec 2004), 681-688.
- [117] Grujicic, M., Saylor, J. R., Beasley, D. E., DeRosset, W. S. and Helfritch, D. Computational analysis of the interfacial bonding between feed-powder particles and the substrate in the cold-gas dynamic-spray process. *Applied Surface Science*, 219, 3-4 (Dec 15 2003), 211-227.
- [118] Li, W. Y., Liao, H. L., Li, C. J., Li, G., Coddet, C. and Wang, X. F. On high velocity impact of micro-sized metallic particles in cold spraying. *Applied Surface Science*, 253, 5 (Dec 30 2006), 2852-2862.
- [119] Schmidt, T., Gaertner, F. and Kreye, H. High Strain Rate Deformation Phenomena in Explosive Powder Compaction and Cold Gas Spraying. In *Proceedings of the Advancing the Science and Applying the Technology, Proceedings of 2003 International Thermal Spray Conference* (Orlando, Florida, USA, May 5-8, 2003, 2003). ASM International.
- [120] Factor, M. and Roman, I. Use of microhardness as a simple means of estimating relative wear resistance of carbide thermal spray coatings: Part 2. Wear resistance of cemented carbide coatings. *J Therm Spray Techn*, 11, 4 (Dec 2002), 482-495.

- [121] Liu, S. L., Sun, D. B., Fan, Z. S., Yu, H. Y. and Meng, H. M. The influence of HVOF powder feedstock characteristics on the sliding wear behaviour of WC-NiCr coatings. *Surf Coat Tech*, 202, 20 (Jul 15 2008), 4893-4900.
- [122] Niezgodna, S., Gupta, V., Knight, R., Cairncross, R. A. and Twardowski, T. E. Effect of reinforcement size on the scratch resistance and crystallinity of HVOF sprayed nylon-11/ceramic composite coatings. *J Therm Spray Techn*, 15, 4 (Dec 2006), 731-738.
- [123] Zhu, Y. C., Yukimura, K., Ding, C. X. and Zhang, P. Y. Tribological properties of nanostructured and conventional WC-Co coatings deposited by plasma spraying. *Thin Solid Films*, 388, 1-2 (Jun 1 2001), 277-282.
- [124] Prasad, B. K., Das, S., Dasgupta, R., Modi, O. P., Jha, A. K. and Yegneswaran, A. H. Two-body abrasion characteristics of a zinc-based alloy: effects of SiC particle reinforcement and related factors. *J Mater Sci Lett*, 17, 11 (Jun 1 1998), 901-903.
- [125] Mondal, D. P., Das, S., Jha, A. K. and Yegneswaran, A. H. Abrasive wear of Al alloy-Al₂O₃ particle composite: a study on the combined effect of load and size of abrasive. *Wear*, 223, 1-2 (Dec 1998), 131-138.
- [126] Wang, A. and Rack, H. J. Abrasive Wear of Silicon-Carbide Particulate-Reinforced and Whisker-Reinforced 7091 Aluminum Matrix Composites. *Wear*, 146, 2 (Jun 28 1991), 337-348.
- [127] Gui, M. C. and Kang, S. B. Dry sliding wear behavior of plasma-sprayed aluminum hybrid composite coatings. *Metall Mater Trans A*, 32, 9 (Sep 2001), 2383-2392.
- [128] Wielage, B., Steinhäuser, S., Schnick, T. and Nickelmann, D. Characterization of the wear behavior of thermal sprayed coatings. *J Therm Spray Techn*, 8, 4 (Dec 1999), 553-558.
- [129] Gawne, D. T., Qiu, Z., Bao, Y., Zhang, T. and Zhang, K. Abrasive wear resistance of plasma-sprayed glass-composite coatings. *J Therm Spray Techn*, 10, 4 (Dec 2001), 599-603.
- [130] Xiu, K., Wang, H. Y., Sui, H. L., Wang, Y., Xu, C. L., Wang, J. G. and Jiang, Q. C. The sliding wear behavior of TiCp/AZ91 magnesium matrix composites. *J Mater Sci*, 41, 21 (Nov 2006), 7052-7058.
- [131] Ak, N. F., Tekmen, C., Ozdemir, I., Soykan, H. S. and Celik, E. NiCr coatings on stainless steel by HVOF technique. *Surf Coat Tech*, 174(Sep-Oct 2003), 1070-1073.
- [132] Zhao, L. D., Zwick, J. and Lugscheider, E. HVOF spraying of Al₂O₃-dispersion-strengthened NiCr powders. *Surf Coat Tech*, 182, 1 (Apr 1 2004), 72-77.
- [133] Daoud, A., Abou El-Khair, M. T. and Abdel-Azim, A. Effect of Al₂O₃ particles on the microstructure and sliding wear of 7075 Al alloy manufactured by squeeze casting method. *J Mater Eng Perform*, 13, 2 (Apr 2004), 135-143.
- [134] Qiao, Y. F., Liu, Y. R. and Fischer, T. E. Sliding and abrasive wear resistance of thermal-sprayed WC-CO coatings. *J Therm Spray Techn*, 10, 1 (Mar 2001), 118-125.
- [135] Stoica, V., Ahmed, R., Golshan, M. and Tobe, S. Sliding wear evaluation of hot isostatically pressed thermal spray cermet coatings. *J Therm Spray Techn*, 13, 1 (Mar 2004), 93-107.

- [136] Bonny, K., De Baets, P., Vleugels, J., Huang, S. and Lauwers, B. Dry reciprocating sliding friction and wear response of WC-Ni cemented carbides. *Tribol Lett*, 31, 3 (Sep 2008), 199-209.
- [137] Prasad, B. K., Venkateswarlu, K., Modi, O. P., Jha, A. K., Das, S., Dasgupta, R. and Yegneswaran, A. H. Sliding wear behavior of some Al-Si alloys: Role of shape and size of Si particles and test conditions. *Metall Mater Trans A*, 29, 11 (Nov 1998), 2747-2752.
- [138] Gahr, K.-H. Z. Wear by hard particles. In *Proceedings of the New Directions in Tribology, 1st World Tribology Congress* (IMEchE, 1997).
- [139] Prasad, B. K., Jha, A. K., Das, S., Modi, O. P., Dasgupta, R. and Yegneswaran, A. H. Sliding wear response of a zinc-aluminum alloy as affected by SiC particle dispersion and test conditions. *Journal of Materials Science Letters*, 18, 21 1999), 1731-1734.
- [140] Modi, O. P., Prasad, B. K., Yegneswaran, A. H. and Vaidya, M. L. Dry sliding wear behaviour of squeeze cast aluminium alloy-silicon carbide composites. *Materials Science and Engineering A*, 151(1992), 235-245.
- [141] Prasad, B. K. and Das, S. The significance of the matrix microstructure on the solid lubrication characteristics of graphite in aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 144(1981), 229-235.
- [142] Xu, G. Z., Liu, J. J. and Zhou, Z. R. The effect of the third body on the fretting wear behavior of coatings. *J Mater Eng Perform*, 11, 3 (Jun 2002), 288-293.
- [143] Modi, O. P., Rathod, S., Prasad, B. K., Jha, A. K. and Dixit, G. The influence of alumina particle dispersion and test parameters on dry sliding wear behaviour of zinc-based alloy. *Tribology International*, 40, 7 (Jul 2007), 1137-1146.
- [144] Prasad, B. K., Patwardhan, A. K. and Yegneswaran, A. H. Dry sliding wear characteristics of some zinc-aluminium alloys: A comparative study with a conventional bearing bronze at a slow speed. *Wear*, 199, 1 (Nov 1 1996), 142-151.
- [145] Mitsugu, Y. and Kazumi, T. Erosion mechanism of thermally sprayed coatings depending on shape and hardness of particles. In *Proceedings of the Thermal Spray Solutions, Advances in Technology and Application* (Osaka, Japan, May 10-12, 2004). ASM International.
- [146] Wan, D. T., Hu, C. F., Bao, Y. W. and Zhou, Y. C. Effect of SiC particles on the friction and wear behavior of Ti₃Si(Al)C-2-based composites. *Wear*, 262, 7-8 (Mar 15 2007), 826-832.
- [147] Kestursatya, M., Kim, J. K. and Rohatgi, P. K. Wear performance of copper-graphite composite and a leaded copper alloy. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 339, 1-2 (Jan 2 2003), 150-158.
- [148] Kato, K. Wear in relation to friction - a review. *Wear*, 241, 2 (Jul 2000), 151-157.
- [149] Hsu, S. M., Shen, M. C. and Ruff, A. W. Wear prediction for metals. *Tribology International*, 30, 5 (May 1997), 377-383.
- [150] Halling, J. The Tribology of Surface-Films. *Thin Solid Films*, 108, 2 1983), 103-115.
- [151] Leyland, A. and Matthews, A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour. *Wear*, 246, 1-2 (Nov 2000), 1-11.

- [152] Bolelli, G., Cannillo, V., Lusvardi, L. and Manfredini, T. Wear behaviour of thermally sprayed ceramic oxide coatings. *Wear*, 261, 11-12 (Dec 20 2006), 1298-1315.
- [153] Rebholz, C., Leyland, A., Schneider, J. M., Voevodin, A. A. and Matthews, A. Structure, hardness and mechanical properties of magnetron-sputtered titanium-aluminium boride films. *Surface & Coatings Technology*, 121(Nov 1999), 412-417.
- [154] Nam, D. H., Lee, K. and Lee, S. Correlation of microstructure with hardness and wear resistance of (Cr₃C₂,CrB)/steel surface alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation. *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 38A, 6 (Jun 2007), 1193-1201.
- [155] Euh, K. and Lee, S. Correlation of microstructure with hardness and wear resistance of VC/steel surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation. *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, 34, 1 (Jan 2003), 59-69.
- [156] Richardson, R. C. D. The wear of metals by relatively soft abrasives. *Wear*, 11, 4 (1968), 245-275.
- [157] Samuels, L. E., Doyle, E. D. and Turley, D. M. *Sliding Wear Mechanisms: in Fundamentals of Friction and Wear of Materials (Papers presented at the 1980 ASM Materials Science Seminar, October 4-5, 1980, Pittsburgh, Pennsylvania)*. American Society for Metals, 1980.
- [158] Gahr, K. H. Z. *Microstructure and wear of materials*. Elsevier, 1987.
- [159] Czichos, H. *Tribology: Systems Approach to the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear (Tribology series)*. Elsevier Science Publisher, B. V., 1978.
- [160] Dorinson, A. and Ludema, K. C. *Mechanics and Chemistry in Lubrication, Tribology Series, 9*. Elsevier Science Publisher, B.V., 1985.
- [161] Cai, F., Zhou, C. E., Wang, N., Gong, S. K. and Xu, H. B. Wear behavior of low-pressure plasma-sprayed AlCuFe quasicrystalline coating on titanium alloy. *Vacuum*, 81, 1 (Sep 16 2006), 85-90.
- [162] Loring, S. H., Brown, R. E., Gouldstone, A. and Butler, J. P. Lubrication regimes in mesothelial sliding. *Journal of Biomechanics*, 38, 12 (Dec 2005), 2390-2396.
- [163] Zhao, X. Z., Liu, J. J. and Fischer, T. E. Effects of lubricant rheology and additive chemistry in the wear of Si₃N₄ sliding on steel. *Wear*, 223, 1-2 (Dec 1998), 37-43.
- [164] Suryanarayana, C. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, 46, 1-2 (2001), 1-184.
- [165] Delogu, F., Orru, R. and Cao, G. A novel macrokinetic approach for mechanochemical reactions. *Chemical Engineering Science*, 58, 3-6 (Feb-Mar 2003), 815-821.
- [166] Harris, J. R., Wattis, J. A. D. and Wood, J. V. A comparison of different models for mechanical alloying. *Acta Materialia*, 49, 19 (Nov 14 2001), 3991-4003.
- [167] Suryanarayana, C., Ivanov, E. and Boldyrev, V. V. The science and technology of mechanical alloying. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 304(May 31 2001), 151-158.

- [168] Koch, C. C. and Whittenberger, J. D. Mechanical milling/alloying of intermetallics. *Intermetallics*, 4, 5 (1996), 339-355.
- [169] Wang, H. T., Li, C. J., Yang, G. J. and Li, C. X. Effect of heat treatment on the microstructure and property of cold-sprayed nanostructured FeAl/Al₂O₃ intermetallic composite coating. *Vacuum*, 83, 1 (Sep 4 2008), 146-152.
- [170] Wang, H. T., Li, C. J., Yang, G. J., Li, C. X., Zhang, Q. and Li, W. Y. Microstructural characterization of cold-sprayed nanostructured FeAl intermetallic compound coating and its ball-milled feedstock powders. *J Therm Spray Techn*, 16, 5-6 (Dec 2007), 669-676.
- [171] Roman'kov, S. E., Kaloshkin, S. D. and Pustov, L. Y. Synthesis of titanium aluminide coatings on aluminum and titanium surfaces by mechanical alloying and subsequent annealing. *Phys Met Metallogr+*, 101, 1 (Jan 2006), 58-65.
- [172] Ding, C. H., Li, P. L., Ran, G. and Zhou, J. N. PM304 coating on a Ni-based superalloy by PM technique. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 483(Jun 15 2008), 755-758.
- [173] Hall, A. C., Brewer, L. N. and Roemer, T. J. Preparation of aluminum coatings containing homogenous nanocrystalline microstructures using the cold spray process. *J Therm Spray Techn*, 17, 3 (Sep 2008), 352-359.
- [174] Alemdag, Y. and Savaskan, T. Effects of silicon content on the mechanical properties and lubricated wear behaviour of Al-40Zn-3Cu-(0-5)Si alloys. *Tribol Lett*, 29, 3 (Mar 2008), 221-227.
- [175] Ahn, J., Hwang, B. and Lee, S. Improvement of wear resistance of plasma-sprayed molybdenum blend coatings. *J Therm Spray Techn*, 14, 2 (Jun 2005), 251-257.
- [176] Dong, Y. C., Yan, D. R., He, J. N., Li, X. Z. and Zhang, J. X. Dry sliding wear behavior of ceramic-metal composite coatings prepared by plasma spraying of self-reacting powders. *J Therm Spray Techn*, 15, 3 (Sep 2006), 323-328.
- [177] Basavarajappa, S., Chandramohan, G., Mukund, K., Ashwin, M. and Prabu, M. Dry sliding wear behavior of Al 2219/SiCp-Gr hybrid metal matrix composites. *J Mater Eng Perform*, 15, 6 (Dec 2006), 668-674.
- [178] Alpas, A. T. and Zhang, J. Effect of Microstructure (Particulate Size and Volume Fraction) and Counterface Material on the Sliding Wear-Resistance of Particulate-Reinforced Aluminum-Matrix Composites. *Metall Mater Trans A*, 25, 5 (May 1994), 969-983.
- [179] Ji, Q. L., Zhang, M. Q., Rong, M. Z., Wetzel, B. and Friedrich, K. Friction and wear of epoxy composites containing surface modified SiC nanoparticles. *Tribol Lett*, 20, 2 (Oct 2005), 115-123.
- [180] Jiang, H., Browning, R., Fincher, J., Gasbarro, A., Jones, S. and Sue, H. J. Influence of surface roughness and contact load on friction coefficient and scratch behavior of thermoplastic olefins. *Appl Surf Sci*, 254, 15 (May 30 2008), 4494-4499.
- [181] Chowdhury, M. A. and Helali, M. M. The effect of amplitude of vibration on the coefficient of friction for different materials. *Tribol Int*, 41, 4 (Apr 2008), 307-314.

- [182] Madaeni, S. S., Aalami-Aleagha, M. E. and Daraei, P. Preparation and characterization of metallic membrane using wire arc spraying. *J Membrane Sci*, 320, 1-2 (Jul 15 2008), 541-548.
- [183] Newbery, A. P., Grant, P. S. and Neiser, R. A. The velocity and temperature of steel droplets during electric arc spraying. *Surf Coat Tech*, 195, 1 (May 23 2005), 91-101.
- [184] Chwa, S. O., Klein, D., Liao, H. L., Dembinski, L. and Coddet, C. Temperature dependence of microstructure and hardness of vacuum plasma sprayed Cu-Mo composite coatings. *Surf Coat Tech*, 200, 20-21 (May 22 2006), 5682-5686.
- [185] Tao, K., Zhou, X., Cui, H. and Zhang, J. Microhardness variation in heat-treated conventional and nanostructured NiCrC coatings prepared by HVAF spraying. *Surface and Coatings Technology*, 203(2009), 1406-1414.
- [186] Newbery, A. P. and Grant, P. S. Oxidation during electric arc spray forming of steel. *J Mater Process Tech*, 178, 1-3 (Sep 14 2006), 259-269.
- [187] Hearley, J. A., Little, J. A. and Sturgeon, A. J. The effect of spray parameters on the properties of high velocity oxy-fuel NiAl intermetallic coatings. *Surf Coat Tech*, 123, 2-3 (Jan 24 2000), 210-218.
- [188] Voyer, J. and Marple, B. R. Sliding wear behavior of high velocity oxy-fuel and high power plasma spray-processed tungsten carbide-based cermet coatings. *Wear*, 229(Apr 1999), 135-145.
- [189] Hackett, C. M. and Settles, G. S. Turbulent mixing of the HVOF thermal spray and coating oxidation. In *Proceedings of the 1994 NTSC Proceedings: Thermal Spray Industrial Applications* (Ohio, U.S.A, 1994). ASM International, Materials Park, OH, USA.
- [190] Hoile, S., Rayment, T., Grant, P. S. and Roche, A. D. Oxide formation in the sprayform tool process. *Mat Sci Eng a-Struct*, 383, 1 (Oct 10 2004), 50-57.
- [191] Zhang, L. M., Schneider, J. and Luck, R. Phase transformations and phase stability of the AlCuFe alloys with low-Fe content. *Intermetallics*, 13, 11 (Nov 2005), 1195-1206.
- [192] Fleury, E., Lee, S. M., Kim, W. T. and Kim, D. H. Effects of air plasma spraying parameters on the Al-Cu-Fe quasicrystalline coating layer. *J Non-Cryst Solids*, 278, 1-3 (Dec 2000), 194-204.
- [193] Li, C. J., Ji, G. C., Wang, Y. Y. and Sonoya, K. Dominant effect of carbide rebounding on the carbon loss during high velocity oxy-fuel spraying of Cr₃C₂-NiCr. *Thin Solid Films*, 419, 1-2 (Nov 1 2002), 137-143.
- [194] Li, W. Y., Zhang, C., Liao, H. L., Li, J. L. and Coddet, C. Characterizations of cold-sprayed Nickel-Alumina composite coating with relatively large Nickel-coated Alumina powder. *Surf Coat Tech*, 202, 19 (Jun 25 2008), 4855-4860.
- [195] Wayne, S. F. and Sampath, S. Structure/property relationships in sintered and thermally sprayed WC-Co. *J Therm Spray Techn*, 1(4)1992, 307-315.
- [196] Borchers, C., Gartner, F., Stoltenhoff, T. and Kreye, H. Formation of persistent dislocation loops by ultra-high strain-rate deformation during cold spraying. *Acta Mater*, 53, 10 (Jun 2005), 2991-3000.
- [197] Eckert, J., Reger-Leonhard, A., Weiss, B. and Heilmaier, M. Nanostructured materials in multicomponent alloy systems. *Mat Sci Eng a-Struct*, 301, 1 (Mar 15 2001), 1-11.

- [198] Stoltenhoff, T., Borchers, C., Gartner, F. and Kreye, H. Microstructures and key properties of cold-sprayed and thermally sprayed copper coatings. *Surf Coat Tech*, 200, 16-17 (Apr 27 2006), 4947-4960.
- [199] Lewandowska, M. and Kurzydowski, K. J. Thermal stability of a nanostructured aluminium alloy. *Mater Charact*, 55, 4-5 (Nov 2005), 395-401.
- [200] Hu, W. Y., Li, M. H. and Fukumoto, M. Preparation and properties of HVOF NiAl nanostructured coatings. *Mat Sci Eng a-Struct*, 478, 1-2 (Apr 15 2008), 1-8.
- [201] Factor, M. and Roman, I. Vickers microindentation of WC-12%Co thermal spray coating - Part 1: statistical analysis of microhardness data. *Surf Coat Tech*, 132, 2-3 (Oct 23 2000), 181-193.

Résumé :

Dans cette étude, la technologie de la projection à froid a été utilisée pour réaliser des projections de bronze et ses composites de manière à obtenir un revêtement qui possède bonnes performances en frottement. Les recherches suivantes ont été exécutées dans ce travail à savoir :

- la fabrication, la sélection et le post-traitement des poudres de bronzes et de quasicristaux ;
- la réalisation de revêtements de bronze et ses composites ;
- l'analyses des performances en frottement des revêtements fabriqués ;
- la comparaison des caractéristiques et des comportements en frottement entre les revêtements fabriqués par la projection à froid et par la projection thermique conventionnelle. Les résultats montrent que la projection à froid peut être une technologie fiable pour réaliser des revêtements composites à base de bronze, la transformation de phase et l'oxydation qui sont associées aux revêtements fabriqués par les autres techniques de projection thermique conventionnelle peuvent être évitées ou atténuées efficacement par utilisation du procédé de projection à froid, le revêtement composite présente une meilleure propriété tribologique par rapport aux revêtements de bronzes seuls. Les performances en frottement des revêtements fabriqués par projection à froid sont comparables à celles des revêtements fabriqués par projection thermique.

Mots clés : projection à froid ; projection thermique ; bronze ; quasicristalline ; revêtement composite ; coefficient de frottement ; taux d'usure

Abstract:

In this study, the cold spray technology has been used to fabricate bronze and its composite coatings in order to obtain coatings with good frictional performance. The research carried out in this study involves several fields:

- Elaboration, selection and post-processing of powder of bronze and quasicrystals;
- Elaboration of bronze and its composites coatings;
- Analysis of frictional performance of coatings obtained;
- Comparison of characteristics and frictional behaviours between the coatings produced by cold-spray and conventional thermal spraying.

The results show that the cold spray can be a reliable technology for fabricating bronze based composite coatings. The phase transformation and oxidation that are associated with the coatings produced by other conventional thermal spraying techniques can be avoided or alleviated effectively by using the cold spray technique. The composite coating has a better tribological property compared to pure bronze coatings. Frictional performances of cold sprayed coatings produced are comparable to those of conventional thermal sprayed coatings.

Keywords: cold spray; thermal spray; bronze; quasicrystallin; composite coating; tribological; friction coefficient; wear rate