

**UNIVERSITÉ SAAD DAHLEB DE BLIDA**

**Faculté des Sciences de l'ingénieur**  
Département De Génie Mécanique

# **MEMOIRE DE MAGISTER**

Spécialité : Science Des Matériaux

## **LES REVETEMENTS $Cr_3C_2$ -NiCr ELABORES A LA FLAMME HVOF : MICROSTRUCTURES ET PROPRIETES MECANIQUES.**

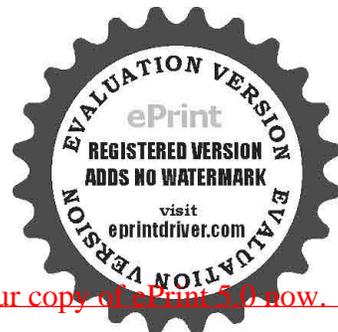
**Par**

**CHIKHI Mourad**

Devant Le Jury Composé De :

Pr. M. HADJI	Professeur, USDB	Président
Dr. H.KELLOU	M.C-A, U. de USTHB	Examineur
Dr. A.BRAHIMI	M.C-B, U. de USDB	Examineur
Dr. T.SAHRAOUI	M.C-A, USDB	Rapporteur

Blida, JANVIER 2009



## RESUME

Dans le cadre de la recherche de nouvelles alternatives aux revêtements électrolytiques notamment ceux du « chrome dur », qui ne répond plus aux exigences environnementales et technico-économiques posées, sans oublier ces effets néfastes sur la santé. La projection thermique présente une nouvelle opportunité pour le remplacement.

Le présent travail consiste à élaborer et étudier par projection thermique à la flamme supersonique des revêtements cermets de type  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ , les corrélations entre poudre, particules en vol, microstructures des revêtements et leurs propriétés mécaniques sont discutées.

Le traitement d'image des micrographies obtenues par microscopie électronique à balayage en utilisant le logiciel scion image, a permis l'identification des particules infondues, des oxydes, ainsi que de déterminer le taux de porosité de chaque revêtement.

L'utilisation de méthodes non destructives telles que les ultrasons et les courants de Foucault a permis le calcul de l'adhérence des revêtements et d'identifier leur état de surface.

Le recours à la diffraction des rayons X a révélé l'avantage qu'offre le procédé HVOF. Il a été constaté qu'une grande partie de carbures responsables de la dureté élevée dans les revêtements. Ceci s'explique par le faible taux de décarburation qui se produit sous l'effet des énergies thermique et cinétiques lors du vol des particules.

Enfin, les revêtements possèdent des duretés appréciables, des faibles taux de porosités, ainsi qu'une bon état de surface.



## ملخص

تعتبر عملية التلبس للخيط Cr3C2-NiCr باستعمال تقنية القذف الحراري دى الشعلة الحرارية ذات السرعة ما فوق الصوتية عملية واسعة الاستعمال خاصة في مجال الطيران.

في هذا البحث قمنا بدراسة ميزات التلبس المحصل عليه باستعمال هذه التقنية ولدلك قمنا باخذ صور مجهرية للبنية التحتية للسطح باستخدام المجهر الضوئي والالكتروني ثم القيام بدراستها باستعمال برنامج يسمح باستخراج سمك طبقة التلبس و مواصفاته كما استعملنا كذلك طرق المراقبة بدون إتلاف تيار فوكو و الموجات فوق صوتية لتقييم حالة التحام السطح.

الملاحظ على النتائج المحصل عليها أن هذا التلبس ذو مقاومة عالية ونسبة الفراغات جد ضعيفة، كما أن التحام السطح مع التلبس جيدة.

تقنية القذف الحراري دى الشعلة الحرارية ذات السرعة ما فوق الصوتية (HVOF) تسمح بالحصول على تلبس ذو صفات ميكانيكية و تريبولوجية عالية.



## ABSTRACT

Thermal sprayed Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr coating are widely used due to their excellent properties such as hardness and wear resistance, even at high temperatures or in corrosive environments.

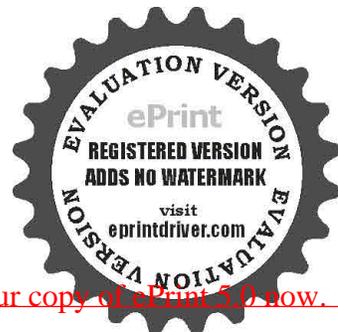
The purpose of this study was to characterize the microstructures, porosity, surface roughness and microhardness of HVOF sprayed Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr coating.

The coatings were examined using metallography, SEM and XRD techniques. Porosity of coating and oxides contents was determined by scion image computer program. Non destructive testing (NDT) methods (eddy current, ultrasound) were used to surface quality characterization.

The results showed a high hardness due to the Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> carbide un-molten, and a low content of porosity.

It was shown that the high velocity oxy fuel thermal spraying HVOF exhibit a good properties.

**Keywords:** thermal spraying, HVOF, cermets, NDT, X-ray diffraction.



## TABLE DES MATIERES

RESUME	
REMERCIEMENTS	
TABLE DES MATIERES	
LISTES DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEUX	
INTRODUCTION	

### 1-PROJECTION THERMIQUE :

1-1 introduction.....	13
1-2 Techniques de la projection thermique.....	14
1-2-1 Flamme.....	15
1-2-2 plasma d'arc.....	16
1-2-3 arc- fil.....	17
1-2-4 flamme super sonique.....	17
1-2-4-1 HVOF (high velocity oxy-fuel).....	18
1-3.Paramètres opératoires en projection thermique.....	20
1-3-1. Matériaux d'apport.....	21
1-3-2. Paramètres d'injection de la poudre.....	22
1-3-3. Paramètres énergétiques de la torche de projection.....	22
1-3-4. Paramètres relatifs à l'interaction dépôt/substrat.....	22
1-3-5.Les paramètres cinématiques.....	23
1-4. Fabrication et dépôt des poudres cermets.....	26
1-4-1. Introduction.....	26
1-4-2. Applications et composition de dépôts cermets.....	26
1-4-3. Techniques d'élaboration des dépôts cermets par projection thermique.....	27
1-4-4. Cermet a base de Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr.....	29
1-4-5. Construction du dépôt.....	30
2-REVUE SUR LE CERMET Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr	
2-1 introduction.....	33
2-2 composantes du système Ni-Cr-C.....	33
Système binaire Ni-C.....	33
Système binaire Ni-Cr.....	33
Système binaire Cr-C.....	35
System ternaire Ni-Cr-C.....	36
2.3 revue sur la qualité du revêtement Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr par HVOF.....	
2-3-1 caractéristiques du dépôt.....	



1. microstructure.....	38
2. teneur en oxyde et porosité.....	38
3. adhérence et dureté.....	40
4. résistance à la corrosion.....	41
2-4. Etude comparatives.....	42
2-5 Applications des cermets Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr.....	43
1-Introduction.....	43
2-Profil des caractéristiques du Carbure de chrome Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> – NiCr.....	44
3-Quelques propriétés des cermets Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> – NiCr à différentes compositions.....	44
Conclusion.....	47
<b>3- OXYDATION DU CERMET Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr</b>	
3-1.introduction.....	48
3-2.Niveaux de pertes de carbone Durant la projection HVOF.....	48
du Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -NiCr	
3-3.Mécanisme de perte du carbone.....	49
3-4.Oxydation de Cr pure.....	50
3-4-1. Introduction.....	50
3-4-2.mecanisme.....	51
3-5.Oxydation de l'alliage NiCr.....	53
3-6.Oxidation de Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> .....	55
Conclusion.....	55
<b>4- PROCEDURE EXPERIMENTALES</b>	
1. Matériaux.....	57
1-1.Poudre utilisée pour la projection.....	57
1-2.Substrat.....	57
1-2-1. Choix du substrat.....	57
2. Procédé d'élaboration de projection thermique.....	60
2-1.Elaboration des revêtements à la flamme supersonique HVOF.....	60
3-Caractérisation des dépôts.....	61
3-1.Méthodes de Contrôle Non Destructifs (CND).....	61
3-1-1. Introduction.....	61
3-1-2.Contrôle par courants de Foucault.....	62
3-1-3.Contrôle par ultrasons.....	
3-2.Observations microscopiques.....	



a/ Microscope optique.....	66
b/ Microscope Electronique à Balayage (MEB).....	66
3-3. Diffraction des rayons X.....	67
3-4. Outils pour l'étude de la microstructure.....	68
<b>Analyse d'image</b>	
3-5. Caractérisation des propriétés mécaniques.....	70
<b>Microdureté</b>	
4- Conclusion.....	71
5- RESULTATS ET INTERPRETATION	
5-1. Résultats et discussion.....	72
5-2. Diffraction des Rayons X (DRX).....	72
5-3. Construction du dépôt.....	74
5-3-1. Etude de la microstructure du dépôt.....	75
a/ épaisseur du dépôt.....	76
b/ Taux de porosité.....	78
c/ La rugosité.....	79
d/ La teneur en oxyde.....	79
a/ Etude des porosités.....	79
b/ Etude des fissures.....	80
f/ adhérence du dépôt.....	81
1. Contrôle par CF.....	81
2. Contrôle par les US.....	82
CONCLUSION.....	84
REFERENCES	



## LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLAUX

**Figure 1.1.** schéma de développement du procédé de pulvérisation thermique et le mécanisme d'accumulation de revêtement.

**Figure 1.2.** Le résumé des techniques de pulvérisation thermiques.

**Figure 1.2.1.** Schéma de principe d'un pistolet flamme-poudre.

**Figure 1.2.2 :** Schéma de principe d'une torche à plasma d'arc.

**Figure 1.2.3.** Schéma de principe d'un dispositif de projection à l'arc électrique.

**Figure 1.2.4.1.** Schéma de principe d'un pistolet HVOF.

**Figure 1.2.4.** schémas illustratives des procédés de projection thermique par les systèmes HVOF et HVAF.

**Figure 1-4-1 :** Schéma du principe de fonctionnement d'un réacteur de mécanofusion.

**Figure 1-4-2 :** Mécanismes d'enrobage des particules et de fabrication de la poudre cermet.

**Figure 1-4-3. :** Schéma d'écrasement de la particule (a), introduction de Tt (b).

**Figure 1-4-4 :** Schéma d'un dépôt en croissance.

**Figure 2.3.a :** Le diagramme de phase d'équilibre de Ni-C.

**Figure 2.3.b :** Le diagramme de phase d'équilibre de Ni-Cr.

**Figure 2.3.c :** Le diagramme de phase d'équilibre de Cr-C.

**Figure 2.3.d :** Le diagramme d'Ellingham pour les premiers carbures de transition.

**Figure 2.3.1 :** sommaire des valeurs de porosité présentés dans la littérature du revêtement  $Cr_3C_2-NiCr$ , dans un intervalle de morphologie de poudres et technique de déposition.

**Figure 2.3.2 :** sommaire des valeurs de microduretés présentées dans la littérature du revêtement  $Cr_3C_2-NiCr$ , dans un intervalle de morphologie de poudres et de technique de déposition. Les proportions numériques représentées la proportion de  $Cr_3C_2-NiCr$  (% de poids).



**Figure3.1** : schéma illustratif du mécanisme de dégradation de carbure en vol.

**Figure3.2** : schéma du mécanisme de croissance latérale de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  sur le Cr (dessus), avec le schéma de la croissance de l'oxyde  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  après séparation d'oxyde de la surface de Cr (le fond).

**Figure4-1** : Schéma du substrat.

**Figure 4.2** : Schéma d'une torche CDS.

**Figure4.3** : Schéma de principe du contrôle par courants de Foucault.

**Figure 4.4** : Examen par ultrason.

**Figure 4.5** : Chaîne de mesure ultrasonore.

**Figure 4.6**: Etalonnage d'une chaîne d'analyse à partir de l'image numérique d'un micromètre étalon (étalonnage suivant l'axe horizontal).

**Figure5.1**: Micrographies MEB de la poudre projetée.

**Figure 5.2** : spectres DRX, a/ poudre  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -25NiCr. b/ revêtement sur un substrat en aluminium.

**Figure 5.3** : images MEB du revêtement a différents grossissements. c/ pats  $200\mu\text{m}$  ; d/ pats  $100\mu\text{m}$ .

**Figure 5.4**: section d'image du revêtement  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -25NiCr par procédé HVOF. e/ pats  $20\mu\text{m}$  ; f/ pats  $5\mu\text{m}$

**Figure5.5** : isolation des profils du substrat et du dépôt :(a).section du dépôt ; (b). seuillage a deux niveaux avec application des opérateurs morphologiques ouverture/fermeture ; (c).construction du profil et calcul de l'épaisseur du dépôt.

**Figure5.6** : binarisation et utilisation des filtres Open-close.

**Figure 5.7** : teneur en oxydes du revêtement étudié.

**Figure5.8** : variation de l'impédance en fonction des différents points de dépôt.

**Figure 5.9** : Echogrammes du dépôt.



**Tableau 2.3** : Les propriétés de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> et autres composés d'intérêt.

**Tableau 2.6** : Caractéristiques générales de la couche.

**Tableau 4.1** : composition chimique de la poudre.

**Tableau 4-2**: composition chimique de l'alliage 7075-T6.

**Tableau 4-3** : caractéristiques physiques et mécaniques de l'alliage 7075-T6.

**Tableau 4.4** : conditions de sablage.

**Tableau 4.5** : Paramètres opératoires de projection HVOF.

**Tableau 5.1** : caractéristique du revêtement.



## CHAPITRE 1

### PROJECTION THERMIQUE

#### 1-1 introduction:

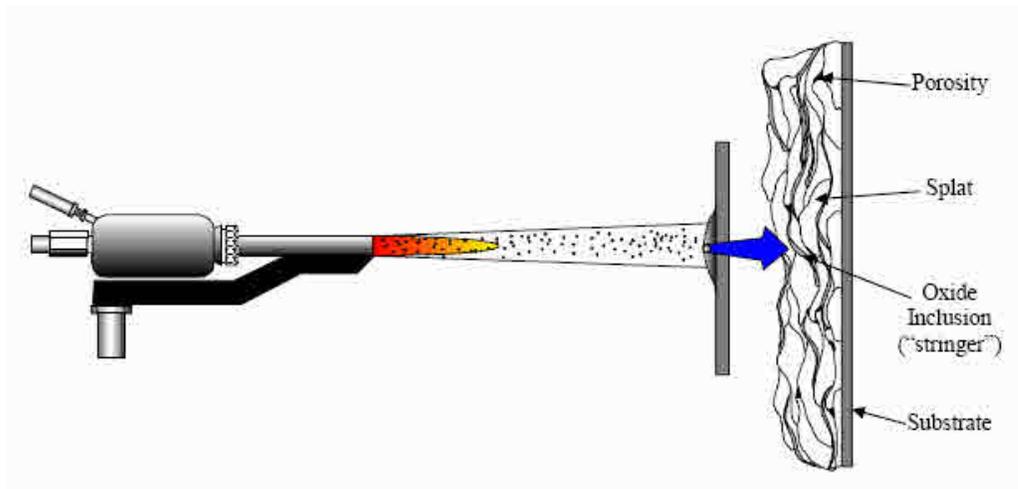
La projection thermique est un terme générique qui regroupe un ensemble de procédés utilisés pour déposer des matériaux métalliques et non métalliques sur une pièce à revêtir. Ces revêtements sont utilisés dans de nombreux secteurs industriels: nucléaire (modérateurs), aéronautique (ailettes de turbines fixes, chambre de combustion, pièces d'usure et d'abrasion,...), automobile (têtes de soupape, pales de turbocompresseur, pistons,...), industrie papetière, minière, chimique,... Ils permettent de modifier les propriétés de volume de la pièce et de lui conférer des propriétés spécifiques en surface comme une bonne résistance à la corrosion et à l'usure ou des propriétés fonctionnelles (chimique, électrique, magnétique). [1]

Ce procédé prévoit que les gouttelettes de matériel en fusion ou partiellement-en fusion sont produites et sont projetées à une surface pour former un revêtement. Les gouttelettes subissent une petite interaction avec le substrat, adhérant simplement à rendre la surface rugueuse par les moyens physiques pour former un revêtement de « dessin superposé ». Des différentes techniques ont été conçues pour ce procédé, variant dans la manière dans laquelle ils chauffent le matériel, la température d'opération et la vitesse à laquelle les gouttelettes sont accélérées. [2]

Par la gamme de conditions, on produit un matériau qui ne subit pas la dégradation au cours du chauffage, qui sera peut être appliqué comme revêtement. Les matériaux projetables tel que les polymères, métaux, carbures, cermets et les céramiques. [3]

Dans le procédé de pulvérisation thermique généralisé, le matériau de revêtement dans la tringle, sous forme de fil ou de poudre, est nourri dans une source de haute température, où il est près chauffé, ou dépassé sa température fondante. Une haute vitesse accélérant le gaz ou le ruisseau de gaz de combustion qui accélère les gouttelettes de matériau au substrat, où ils influent et étalent à travers la surface pour former un « flop », la Figure 1.1. [2]





**Figure 1.1** schéma de développement du procédé de pulvérisation thermique et le mécanisme d'accumulation de revêtement. [2]

Le flop du matériau se déforme pour égaler la topographie de la surface, formant les liens d'emboîtement mécaniques comme il subit la solidification rapide (106 K/S). [2]

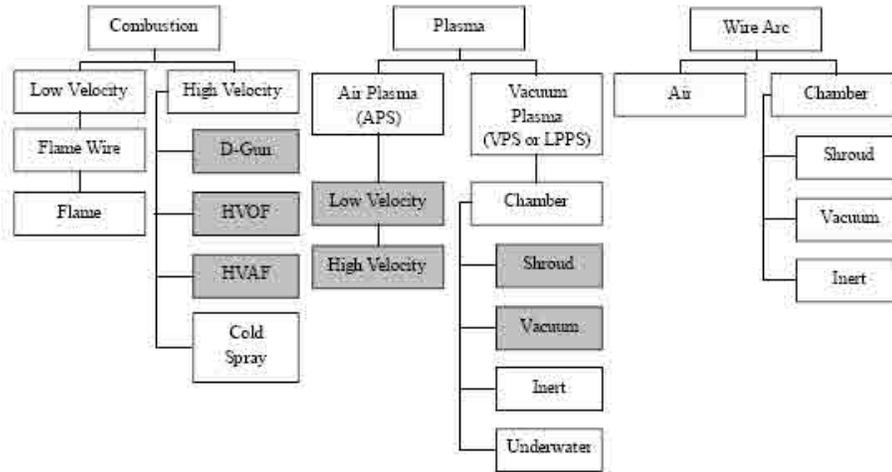
Le revêtement est développé par les impacts de particules multiples pour former la caractéristique fondamentale de la microstructure hétérogène de cette technique. L'interaction complexe de la source de chaleur, les profils de vitesse et la particule, est responsable des propriétés thermiques et mécaniques que les gouttelettes atteignent avant la déposition. L'oxydation peut arriver en vol autour de la périphérie de particule, formant ainsi des oxydes dans le revêtement. La solidification rapide, produit des phases métastables (non-équilibre) et les structures amorphes dans le flop. Réciproquement, les particules qui ne sont pas suffisamment en fusion, ne se déforment pas significativement sur l'impact, ce qui favorise la production de la porosité dans le revêtement. L'étendue à laquelle les phases de matériau de la poudre sont retenues dans le revêtement, et la densité de revêtement, sont d'une manière critique dépendant de la technique de déposition et des paramètres de pulvérisation. [2]

## 1.2 Techniques de la projection thermique :

Les diverses techniques de pulvérisation thermique sont globalement classifiées dans trois catégories basées sur leur méthode de chauffage – la combustion, le plasma, et l'arc électrique. Chacune de ces catégories entourent une gamme de méthodes différentes, la Figure 1.2.

Les techniques les plus applicables sont: la vaporisation par plasma, canon à détonation, l'haute vitesse de carburant d'oxygène (HVOF) et la haute vitesse de carburant d'air ( [2]. La technique HVOF a été exclusivement utilisée pour produire les revêtements imp dans ce travail.



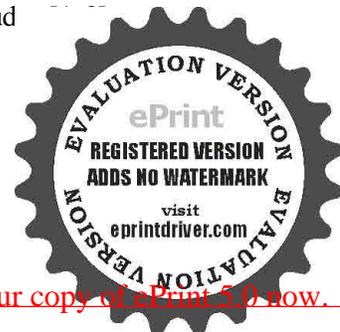


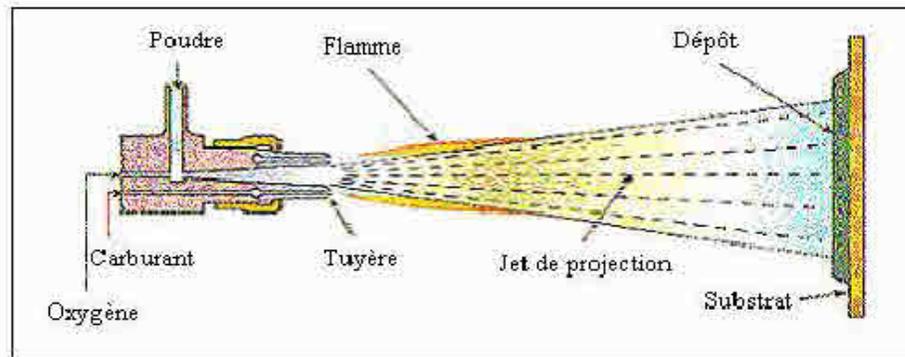
**Figure 1.2.** Le résumé des techniques de pulvérisation thermique. [2]

### 1.2.1 Flamme :

Le procédé de projection par flamme est basé sur la combustion d'un carburant sous forme gazeuse avec l'oxygène de l'air. Dans la technologie dite flamme-poudre, le matériau est introduit sous forme de poudre dans la flamme diffusante qui le véhicule jusqu'au substrat (figure 1.2.1). Les températures de la flamme sont de l'ordre de 3000 °C, et donc les températures atteintes par les particules à projeter ne dépassent pas environ 2000 °C. La vitesse des particules projetées par la flamme est faible (~50m/s) et c'est pourquoi elles sont souvent accélérées avec de l'air. [1]

La distance entre la buse et le substrat est comprise entre 100 et 200 mm afin que les particules de poudre aient un temps de séjour suffisamment long pour être fondues. Ce procédé permet d'obtenir des dépôts de quelques dixièmes à quelques centièmes de millimètre d'épaisseur, à des taux horaires de dépôt d'environ 2 à 3kg/h, sans échauffement important du substrat ( $T < 250^{\circ}\text{C}$ ). Les matériaux les plus utilisés restent les alliages auto-fusibles (alliages à base Nickel ou Cobalt contenant des éléments de petite taille tels que le bore et/ ou le silicium et chargés éventuellement en carbures), qui sont réchauffés à 1150 °C après dépôt pour améliorer l'adhérence, éliminer en partie les oxydes et diminuer la porosité du dépôt. Notons que cette température exclut l'usage de substrats à base d'aluminium. La projection d'acier, d'alliages à bas point de fusion ou de polymères est également possible par le procédé flamme-poudre



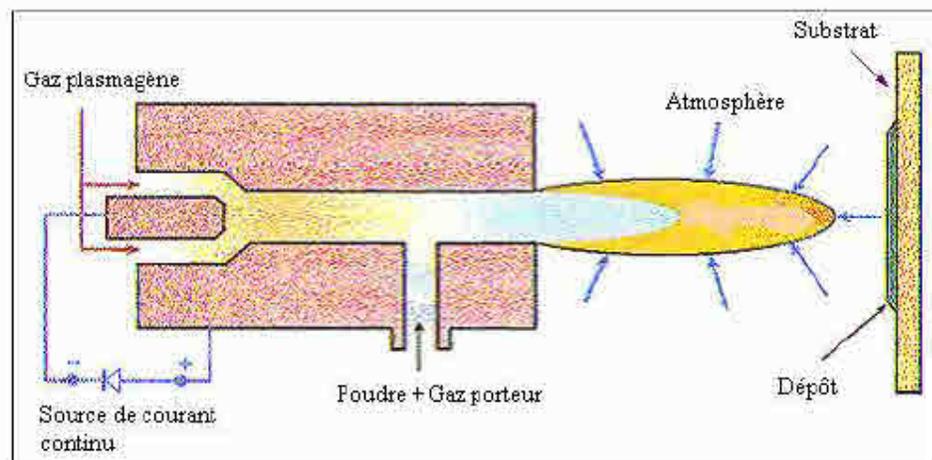


**Figure 1.2.1.** Schéma de principe d'un pistolet flamme-poudre. [1]

### 1-2-2 plasma d'arc :

La source de chaleur utilisée est un plasma thermique créé par l'ionisation partielle d'un gaz plasmagène. Le jet de plasma est caractérisé par des températures comprises entre 10000 et 14000 K. Celles-ci dépendent essentiellement de la composition du gaz plasmagène et de son enthalpie spécifique. Les vitesses de l'écoulement sont typiquement de l'ordre de 800 à 2200m/s en sortie de tuyère avec un plasma ayant une très faible densité (1/30 à 1/40 du gaz froid). Cependant, l'écoulement resté subsonique du fait des vitesses élevées du son à ces températures. Ainsi, elle est supérieure à 2800 m/s à 14000 K pour les mélanges Ar-H<sub>2</sub> qui sont très utilisés pour la projection des matériaux réfractaires. [1-4]

Les particules de poudre sont introduites dans le jet de plasma à l'aide d'un gaz porteur, généralement de l'argon en raison de sa masse molaire élevée (figure 1.2.2).



**Figure 1.2.2 :** Schéma de principe d'une torche à plasma d'arc. [1]



Les dépôts réalisés avec cette technique ont de nombreuses applications : barrières thermiques, protection contre l'oxydation et la corrosion, résistance au frottement et à l'usure, revêtements conducteurs électriques et isolants, implants médicaux, etc. [1-3]

### 1-2-3 arc- fil :

La projection arc-fil, est une technique de revêtement de surface relativement économique qui compte de nombreuses applications industrielles. Elle est utilisée industriellement en Europe depuis 1945 [1-3].

Le principe consiste à faire éclater un arc électrique entre deux fils ductiles consommables et à atomiser le matériau aussi fondu par un jet de gaz comprimé (généralement de l'air) qui le projette sur le substrat (figure 1.2.3). Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu avec des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités de courant allant de 100 à 500 A. [1-3-5] Ils sont essentiellement constitués de deux parties :

- la première sert à l'entraînement des fils ;
- la seconde assure la fusion et la projection du métal fondu ; [1]

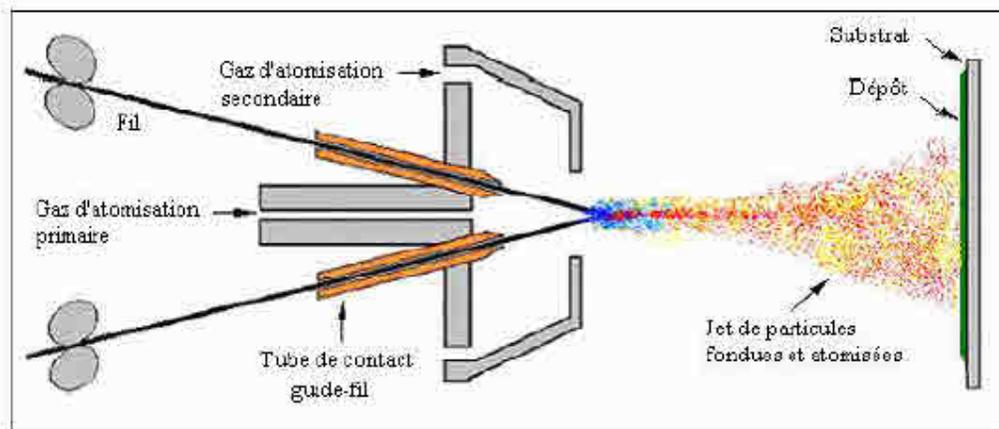
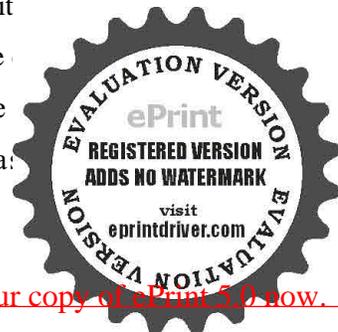


Figure 1.2.3. Schéma de principe d'un dispositif de projection à l'arc électrique. [1]

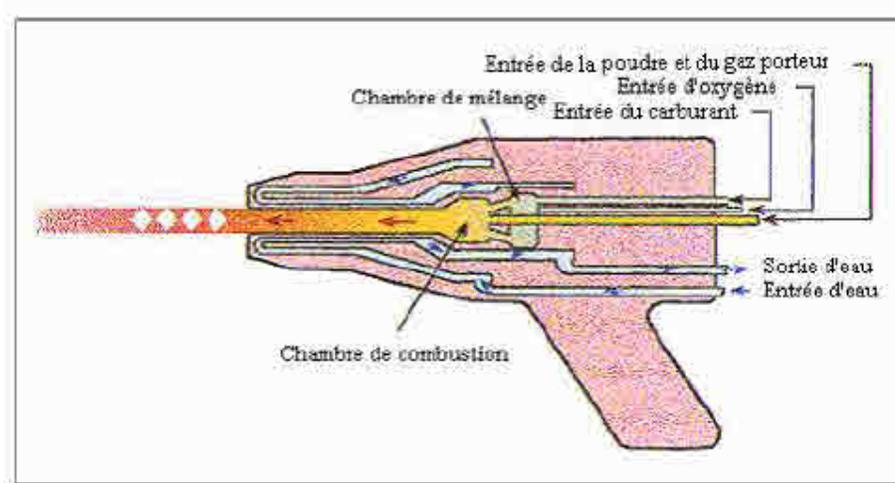
### 1-2-4 flamme super sonique :

Les deux classes principales dans cette technique sont basées sur l'oxydant utilisé, soit l'oxygène (l'haute vélocité de carburant d'oxygène, HVOF) ou l'air (la haute vélocité de d'air, HVAF). La dynamique générale de la technique de HVAF est similaire à celle de bien qu'il fonctionne par-dessus d'une température et une enveloppe de vélocité plus ba:



### 1-2-4-1 HVOF (high velocity oxy-fuel):

La projection à la flamme supersonique utilise également une torche à flamme mais la géométrie spéciale de la tuyère et l'ajout d'une chambre de combustion (où règne une pression de 0,5 à 0,7MPa), suivie d'une tuyère convergente-divergente, permet à la flamme d'atteindre des vitesses supersoniques. Le matériau à projeter se présente généralement sous forme de poudre. Il est injecté à l'aide d'un gaz neutre dans la flamme où il est fondu et accéléré dans la tuyère à une vitesse de 300 – 600 m/s (figure 1.2.4.1). [1-3-6]



**Figure 1.2.4.1.** Schéma de principe d'un pistolet HVOF. [1]

Les pressions importantes atteintes dans le pistolet n'autorisent pas l'utilisation de l'acétylène comme gaz combustible (risque d'explosion). Pendant leur temps de séjour très court (quelques dixièmes de millisecondes) dans la flamme, les particules sont généralement chauffées à l'état pâteux, l'énergie cinétique (vitesse > 300 m/s) acquise permettant cependant la réalisation de dépôts caractérisés par une faible porosité (< 2%), une bonne adhérence (70-100 MPa) et une faible rugosité de surface.

Les principales applications de ce procédé sont la projection de cermets (WC-Co, Cr<sub>3</sub>C<sub>7</sub>-Co ou Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr), de métaux, d'alliages et d'alliages auto fusibles. [1-7]

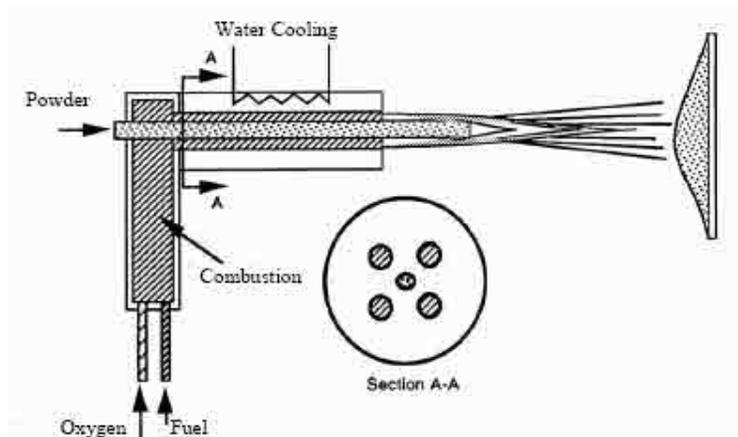
L'injection de la poudre et la combustion est différemment atteinte dans les quatre conceptions principales [2] :

- l'Allumage du mélange de carburant/oxygène arrive dans une chambre de combustion. Les gaz de combustion sont alors dirigés vers une région mélangeante où la poudre est injectée via un gaz porteur. Le système à réaction fonctionne sur ce principe, la Figure 1.2.4.1
- Le carburant et l'oxygène sont combustibles dans une chambre de combustion axiale. La poudre est nourrie dans un gaz porteur par un tube axial dans les gaz combustibles.

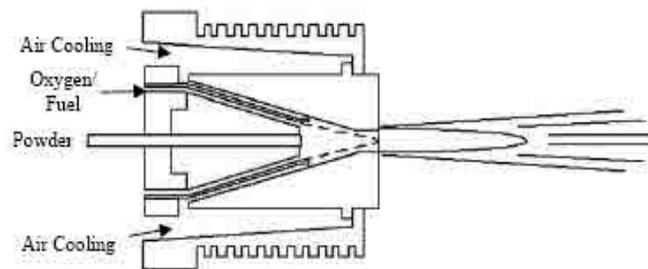


- Le carburant, la poudre, le gaz porteur et l'oxygène sont injectés dans une chambre de combustion centrale et continuellement combustibles. Les particules sont chauffées dans le gaz de combustion et accélérées avec le ruisseau de gaz d'échappement. la Figure 1.2.4.b.
- La combustion est arrivée dans une chambre de combustion centrale, le gaz s'échappe par une section de gorge dans un jet. La poudre, montée par un gaz porteur est injectée après dans la région de gorge. Ce procédé générique forme la base de la Figure 1.2.4c. Les systèmes de pulvérisation par HVOF et HVAF, sont illustrés dans la Figure 1.2.4d.

La variation dans la conception et les conditions physiques d'opérations (les pressions de gaz et les débits, la composition de carburant, la distance de vaporisation etc.), sont les moyens pour que chaque système produit ses propres caractéristiques thermiques et les profils de vitesse dans le brûleur. Ces facteurs dictent le degré de chauffage de la particule, la période d'exposition au oxyde de gaz et l'étendue de déformation sur l'impact. [2]



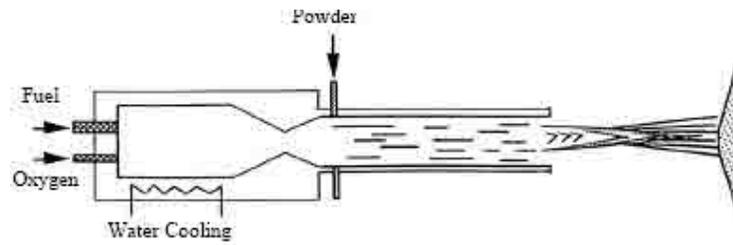
1.2.4.a. Le système, où le carburant et l'air sont combustibles séparément et sont dirigés dans une région mélangeante où la poudre est chauffée. Le fusil utilise un baril droit qui est de l'eau refroidie [2].



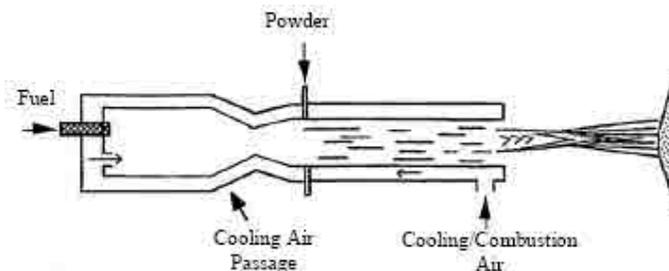
1.2.4.b Les systèmes HVOF possèdent de petits fusils et des poches similaires aux premiers systèmes de HVOF. La poudre est injectée axialement dans le secteur de co



Le jet est refroidi à l'air.



1.2.4.c Le système HVOF, où la poudre est radialement injectée dans la région de basse pression, Le système est refroidi à l'eau. [2].



1.2.4.d Le système HVAF généralisé, l'air est utilisé pour refroidir le fusil avant la combustion. Un jet convergent-divergent est utilisé, avec la poudre injectée dans la même région comme le système au-dessus [2].

**Figure 1.2.4** schémas illustratifs des procédés de projection thermique par les systèmes HVOF et HVAF. [2]

### 1-3.Paramètres opératoires en projection thermique :

La projection thermique se caractérise par une forte interaction entre les paramètres opératoires, les propriétés et les caractéristiques des dépôts produits.

Les paramètres opératoires peuvent se diviser en cinq catégories :

- Les paramètres relatifs aux matériaux d'apport.
- Les paramètres d'injection du matériau dans le jet gazeux.
- Les paramètres énergétiques du jet.
- Les paramètres cinématiques.
- Les paramètres relatifs à l'interaction dépôt/substrat.



Les paramètres opératoires sont fortement couplés entre eux, ainsi que l'ont montré plusieurs études [8,9].

### 1-3-1. Matériaux d'apport : [8]

Les caractéristiques du matériau d'apport sont importantes dans l'optimisation du procédé HVOF. Un nombre important est lié au choix du matériau.

- **le procédé de fabrication** : la technique de fabrication de la poudre du matériau d'apport influence sur la morphologie des grains, la composition des phases ainsi que la cohésion des constituants dans le cas où plusieurs matériaux sont agrégés.
- **la nature de la poudre** : la nature de la poudre joue un rôle important dans la détermination des paramètres énergétiques et des paramètres d'injection. Les paramètres physiques associés à une poudre donnée sont principalement sa densité, sa température de fusion, sa chaleur latente de vaporisation et sa conductivité thermique. Ces paramètres influencent sur l'efficacité du transfert thermique et le rendement de projection.
- **la distribution granulométrique et la morphologie des particules de la poudre** : la taille des particules est un critère important qu'il convient de prendre en compte pour adapter le plus efficacement possible les paramètres opératoires conduisant à la fusion des particules.

L'efficacité du transfert thermique de la flamme HVOF aux particules, au même titre que les transferts de quantités de mouvement dépend de la taille des particules. Ces transferts conditionnent les caractéristiques des particules en vol qui dépendent à leur tour du temps de séjour au sein de la flamme et de la distance de projection.

Bien que leur inertie plus faible induise un freinage aérodynamique plus important durant leur vol en dehors de la flamme, les particules de petits diamètre sont fortement accélérées durant leur séjour dans la chambre de combustion. Ce dernier leur communique une quantité de mouvement importante se traduisant à la distance de projection, par une vitesse moyenne d'impact plus élevée que celle des particules de plus grande dimension.

Par ailleurs, plus les particules ont une énergie cinétique importante à l'impact sur le substrat, plus l'étalement des gouttelettes sur les irrégularités de la surface est important, améliorant l'adhérence par un fort ancrage mécanique. Cet aspect est plus favorable aux particules de grande taille. Néanmoins, la viscosité et la tension de surface diminuant avec l'augment



la température des particules, ces derniers aspects sont plus favorables aux particules de faible taille qui présentent les plus basses viscosités et tension de surface et donc de meilleurs paramètres d'écrasement.

### **1-3-2. Paramètres d'injection de la poudre [8]**

Les paramètres régissant l'injection de la poudre dans la chambre de combustion contrôlent la trajectoire des particules et donc la qualité des transferts. Ces paramètres sont principalement le débit massique, le diamètre de la buse, la distance d'injection à l'axe géométrique de la torche, l'angle de projection et la nature et le débit du gaz porteur.

### **1-3-3. Paramètres énergétiques de la torche de projection**

Les paramètres énergétiques de la torche de projection permettent de contrôler indirectement la température et la vitesse des particules en vol *via* l'ajustement des caractéristiques du jet. Ces paramètres englobent le débit du gaz combustible, le débit du gaz porteur, le débit de la poudre et le mode de refroidissement.

Dans le cas des mélanges binaires communément employés, c'est le pourcentage volumique d'hydrogène et le débit total du mélange qui seront considérés comme paramètres opératoires dans cette présente étude. [8]

### **1-3-4. Paramètres relatifs à l'interaction dépôt/substrat :**

Les paramètres relatifs à l'interaction dépôt/substrat comprennent la température moyenne du dépôt en formation, le type de substrat et son état de surface.

Le contrôle de la température moyenne du dépôt et de la pièce à revêtir est important pour réduire les contraintes résiduelles et améliorer l'adhérence et la cohésion du dépôt. La cohésion et l'adhérence des dépôts sont nettement supérieures si ces dépôts sont construits à des températures de substrat élevées. Par exemple, un préchauffage adéquat du substrat permet de doubler la valeur de l'adhérence du dépôt (si l'oxydation du substrat est évitée) et de réduire les contraintes de trempe. En contre partie, les contraintes thermiques générées doivent être limitées pour éviter leur relaxation notamment par la fissuration du dépôt. C'est pourquoi il est préférable, pour gérer ces contraintes, de maintenir la température de l'ensemble relativement faible, à savoir quelques dizaines de degrés au dessus de la température ambiante. En plus des effets sur les propriétés mécaniques, le refroidissement de la pièce durant sa projection permet, à adhérence constante, de diminuer la rugosité de la surface du dépôt.

Il est démontré toutefois que la stabilité de la température de surface du dépôt en



projection est difficile à maintenir l'état de la surface du substrat joue également un rôle important dans l'ancrage mécanique des dépôts, surtout dans le cas des cermet. Plusieurs études mettent en évidence l'amélioration de l'adhérence en augmentant la rugosité de surface. [8]

### **1-3-5. Les paramètres cinématiques :**

Les paramètres cinématiques de projection sont les paramètres modifiant la trajectoire et la cinématique de la torche de projection dont les contrôles sont assurés principalement par un manipulateur (un robot multi-axes par exemple). Ces paramètres concernent :

- La trajectoire de la torche.
- La vitesse relative de déplacement de la torche par rapport au substrat.
- La distance de projection.
- L'angle de projection.

Ces paramètres peuvent avoir une influence sur le rendement de dépôt, sur la température du substrat, sur la morphologie des lamelles et des dépôts et sur la qualité des dépôts. [9]

### **1-vitesse relative torche-substrat :**

La vitesse relative torche-substrat représente l'écart de vitesse entre la torche et le substrat. Avec le débit de poudre et le nombre de passe, cette vitesse est l'un des paramètres les plus influents sur la répartition massique de la matière projetée sur le substrat.

La qualité d'un dépôt réside généralement non seulement dans son homogénéité structurale (faible porosité, peu d'infondus, peu d'oxydation), mais aussi dans son homogénéité de répartition. L'obtention d'une épaisseur constante est un gage de gain de matière (respect d'une cote minimale) et d'un post traitement réduit (usinage à la cote).

L'épaisseur de matière déposée sur une surface est fonction de la vitesse d'éclairement de la torche par rapport au substrat.

La projection thermique fait partie des procédés dits « continus » au même titre que la peinture et l'encollage. En d'autre terme la vitesse d'éclairement doit être constante et le mouvement doit être adapté au profil du substrat.

Par ailleurs, la vitesse de balayage doit être modifiée pendant la projection sur de nombreuses pièces de rotation de section variable (configuration souvent rencontrée dans les applications industrielles). [9]



## 2-distance de projection :

La distance de projection est l'écart entre le dernier plan géométrique de la tuyère de la torche et le substrat.

Idéalement tout les particules impactant le substrat sont totalement fondues. Pourtant à cause de leurs différentes tailles, de leur injection, formes, comportements, des gradients importants de vitesses et températures, les particules arrivent dans différents états de fusion. C'est aussi le paramètre le plus facilement ajustable pour faire varier l'état des particules à l'impact sur le substrat.

Une valeur optimale de la distance de la projection doit permettre d'établir une valeur de température relativement égale entre les petites et les grosses particules avant leur impact sur le substrat.

La distance de projection contrôle les propriétés du dépôt comme le taux de contraintes résiduelles, la porosité, le taux d'infondus et le rendement de projection.

Une distance de projection très courte conduit à un échauffement excessif de substrat a cause du flux thermique transmis. Par ailleurs, un éloignement très important peut allonger les trajectoires des particules et donc les refroidir par le transfert convectifs/radiatifs et influence rapidement le rendement de dépôt, le taux de porosité et son adhérence au substrat.

C'est pourquoi, afin de garantir une homogénéité dans les caractéristiques intrinsèques du dépôt, il convient de conserver une distance de projection tout au long de la trajectoire à effectuer. [9]

## 3-Angle de projection :

L'angle de projection est défini couramment comme l'angle intérieur entre l'axe géométrique de la torche et la tangente à la surface à revêtir. L'impact des particules sur le substrat peut être classé en deux groupes : impact normale et impact incliné.

L'angle de projection influence significativement le profil du dépôt formé. Des études ont ainsi montré que la hauteur de l'empreinte déposée diminuait avec la diminution de l'angle de projection, diminuant alors le rendement de projection par suite de rebondissement croissant des particules sur le substrat. Cette diminution s'accompagne en général d'un décalage de l'empreinte.

En plus de ces effets macroscopiques, un effet remarquable sur le taux et la morphologie des porosités a été démontré, correspondant à une augmentation du taux de porosité lorsque de projection diminue. Ceci cause en général une perte d'adhérence et une diminution de L'angle de projection « idéal » de projection maximal serait donc l'angle normal. Plusie



études ont aussi souligné que la rugosité de surface augmente pour des angles décroissants de projection.

La nécessité de maîtriser parfaitement l'orientation de la torche est donc évidente et constitue un paramètre important à prendre en compte lors de la projection thermique. [9]

#### **4-L'influence de la direction d'injection de la particule :**

Il est montré d'après les résultats de travail de [9], que le comportement des particules le long de l'axe de projection est fortement affecté par la direction d'injection. On signale que l'inclinaison de la direction d'injection du point de vue pratique peut être défavorable à cause des problèmes d'agglutinement qu'elle génère sur la buse.

#### **5-L'influence de la distance canon-substrat :**

L'éloignement du substrat implique une diminution de la vitesse de particule, du fait de l'augmentation de l'effet de freinage. On note aussi que l'effet de freinage augmente quand la dimension des particules diminue. D'autre part, pour chaque diamètre de particule une position de substrat est préférentielle. Par exemple : pour une particule de 25 $\mu$ m la distance du substrat est de 200mm. [9]



## **1-4.Fabrication et dépôt des poudres cermets :**

### **1-4-1. Introduction :**

Un dépôt cermet est un composite constitué de deux phases ou plus, à base de métal et de céramique. Chacune de ces phases, en gardant ses propriétés intrinsèques dans le cermet, apporte de nouvelles combinaisons de propriétés physiques, mécaniques, thermiques etc.... [11]. Les accroissements de la dureté, des propriétés élastiques et de la résistance au frottement des revêtements métalliques ont été mesurés après l'addition de la phase dure (céramique). La résistance à la rupture et au choc thermique de la céramique peut être améliorées en ajoutant des métaux [12]. Il a été aussi montré qu'un faible pourcentage des métaux mous (Ag, Cu, Pb) dans les dépôts céramiques peut aider à abaisser le coefficient de frottement. Les cermets peuvent aussi être utilisés pour lutter contre la corrosion et l'oxydation. D'une façon générale, les propriétés de ces dépôts sont fortement liées aux interactions et caractéristiques des interfaces entre les différentes phases, aux modes d'élaboration, et à la microstructure au sens large du terme [13] etc....

Les dépôts cermets ont été développés par des procédés très divers : projection thermique, dépôt physique en phase vapeur (PVD), dépôt chimique en phase vapeur (CVD), déposition électrophorétique (EPD), déposition électrospark (ESD), etc... La projection thermique est une des techniques la plus adaptée pour leur élaboration du fait de sa versatilité et de son aspect économique. Les paragraphes suivants donnent en détail les applications et les méthodes d'élaboration de ces revêtements par projection thermique.

### **1-4-2. Applications et composition de dépôts cermets :**

Pour lutter contre le frottement et la tribo-corrosion, les dépôts cermet WC-M sont les plus utilisés [14]. M représente la phase métallique, constituée souvent de Co, Ni, Cr ou de leur alliage, qui a pour rôle de maintenir la phase carbure et d'assurer une bonne protection contre la corrosion et l'oxydation à haute température. Récemment, Itsukaichi et Osawa [15] ont développé de nouveaux dépôts WC-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Ni avec d'excellentes propriétés tribologiques et de résistance à la rupture. Dans les applications où les contraintes mécaniques, l'érosion et la corrosion (notamment par les vapeurs des acides) sont importantes, les cermets TiC-Ni remplacent WC-M [16,17]. D'autres cermets avec une phase de carbure de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> ou TaC sont aussi exploités et présentent une résistance supérieure à l'érosion [16]. Pour les applications où la résistance à l'abrasion et à l'érosion est extrêmement importante, des dépôts cermets avec des particules de diamants sont actuellement développées [17].

Les dépôts céramiques oxydes Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sont très résistants à l'usure.



Leur résistance au frottement est inférieure à celle des dépôts à base carbure mais leur excellente stabilité chimique en font de très bons candidats dans le cas d'utilisation en frottement en milieu agressif. Elaborés par projection thermique, les dépôts de ces matériaux cependant possèdent plusieurs types de défauts (transformation de phase, porosité, fissures etc...) réduisant leur application tribologique [13]. Les phases secondaires de céramiques comme  $\text{TiO}_2$  et  $\text{ZrO}_2$  ou /et de métal comme Cu, Ni ou Cr ont parfois été ajoutées dans les dépôts d'alumine. L'addition de ces phases améliore à la fois la résistance à la rupture et la résistance au frottement. [13]

### 1-4-3. Techniques d'élaboration des dépôts cermets par projection thermique :

#### 1-4-3.a Fabrication et projection des poudres cermets :

Les dépôts cermets sont principalement élaborés en projetant des poudres cermets préalablement fabriquées. Il existe un grand nombre de procédés d'obtention des poudres destinées à la projection thermique. Les paragraphes suivants présentent brièvement des méthodes les plus utilisées :

- **Mécanofusion** : En provoquant une réaction mécano-chimique de surface entre différents matériaux, de nouveaux matériaux peuvent être préparés [18]. Le principe de la mécanofusion consiste à appliquer une pression mécanique sur des poudres qui subissent des forces de compression, de cisaillement, de laminage et d'usure par frottement. Pour cela, les poudres sont introduites dans un réacteur constitué d'une chambre cylindrique en rotation et d'un assemblage de deux pièces de compression et de deux racloirs (Figure 1-4-1). Elles sont plaquées contre la paroi du fait de la force centrifuge et elles sont comprimées dynamiquement par les pièces de compression. Les racloirs décolmatent les particules de la paroi. Ces phénomènes permettent l'enrobage partiel ou complet d'une poudre par une autre. Normalement les particules les plus grosses forment le cœur de la particule composite et les particules fines s'accumulent à la surface.

L'enrobage dépend de la taille, de la nature, et de la morphologie des poudres initiales ainsi que des paramètres du procédé (Figure 1-4-2). L'avantage de cette technique est l'obtention des poudres constituées de particules sphériques ayant une bonne distribution de phase, un excellent contact entre les différentes phases sans liants et avec un contrôle de leur granulométrie [19].



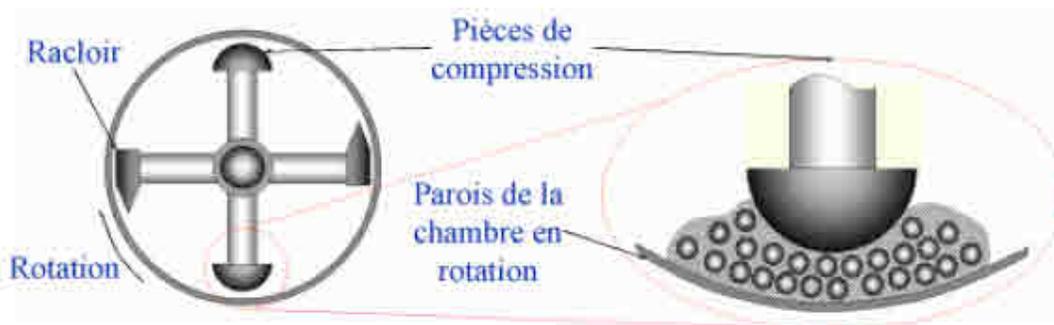


Figure 1-4-1 : Schéma du principe de fonctionnement d'un réacteur de mécanofusion. [13]

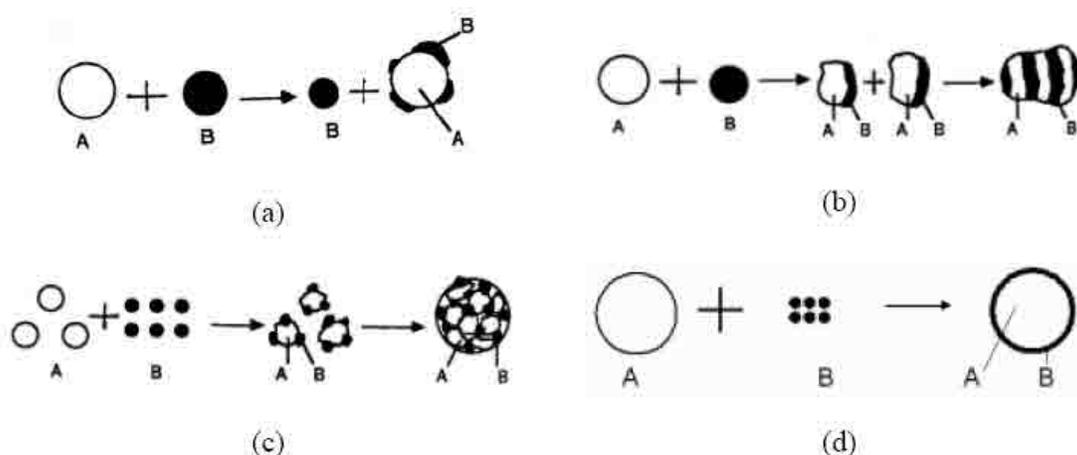


Figure 1-4-2 : Mécanismes d'enrobage des particules et de fabrication de la poudre cermet. [13]

- Agglomération / Agglomération et frittage** : Les poudres agglomérées sont fabriquées lors de l'atomisation sous eau ou sous gaz des particules métalliques avec la co-injection des particules céramiques. L'atomisation séchage (spray drying), a été également utilisée pour fabriquer les agglomérats des poudres cermets. Cette technique consiste à projeter une suspension constituée de particules de céramiques et de métaux avec des liants. A l'aide d'une source de chaleur le solvant est vaporisé produisant les agglomérats de particules plus ou moins sphériques. Ces agglomérats présentent un pourcentage de porosité élevé et doivent être ultérieurement calcinés voire frittés. Les poudres agglomérées sont utilisées dans les travaux pour élaborer des dépôts cermets.

Cependant du fait de leur mauvaise tenue mécanique et de leur faible résistance aux chocs thermiques une désagglomération a été observée lors de leur pénétration dans le jet plasma flamme, ceci se traduit par une porosité élevée du dépôt et de faibles propriétés mécaniques. Le frittage de poudres agglomérées permet de renforcer la cohésion mécanique des agglom.



[14]. La température de frittage varie selon le type de matériau. Les agglomérats frittés conservent leur forme sphérique et leur caractère poreux (la porosité est relativement faible par rapport à celle des agglomérats sans frittage).

- **Poudre avec revêtements** : Des poudres cermets peuvent être fabriquées par revêtement d'une poudre par une autre en utilisant une méthode électrochimique (electrochemical cladding) ou chimique (chemical cladding) [20]. Ces techniques permettent de fabriquer des poudres sphériques avec un bon écoulement des particules et de limiter des risques de ségrégation des phases.

D'autres procédés ont aussi été employés pour fabriquer les poudres cermet pour la projection thermique : Fusion et broyage, Self propagating High temperature Synthesis (SHS) [20], etc....

Il faut noter que la morphologie et les propriétés physico-chimiques dépendent du procédé de fabrication de poudre [29] qui peut modifier leur comportement lors de la projection thermique et par là même que celui de la qualité des dépôts. Pour une même composition des éléments dans la poudre Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, de Chang-Jiu Li et Gang-Chang Ji [21] a souligné l'importance des techniques de fabrication sur la morphologie des particules, le taux des différentes phases et leurs cristallinités.

#### 1-4-3.b Cermet in-situ :

Plusieurs travaux ont été effectués pour élaborer des poudres ou des dépôts cermet in-situ en favorisant les réactions en vol des particules métalliques sous atmosphère réactive. La projection plasma réactive (RPS) est particulièrement exploitée. Un environnement constitué de gaz réactifs, comme l'azote ou le méthane, est introduit autour du jet plasma. Les gaz environnants s'engouffrent dans le jet plasma et réagissent avec les particules métalliques en formant les phases céramiques [22]. Le taux de phase céramique formée in-situ et de phase métallique non-réagie dépend de la thermodynamique et de la cinétique des réactions chimiques ; elles-mêmes liées à plusieurs paramètres. Le taux de composé formé en vol peut considérablement augmenter si les mouvements convectifs dans les particules sont favorisés. Cette technique d'élaboration des cermets par réactions en vol a aussi été appliquée à d'autres procédés de projection thermique tel que l'arc fil [1].

#### 1-4-4. Cermet a base de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr :

Le décarbure de trichrome est parfaitement mouillé par Mn, Fe et Ni ; cependant, seu nickel a, jusqu'ici, été utilisé comme liant.



La poudre de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  est préparée par réduction de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  par le carbone, sous courant d'hydrogène, à 1400-1600°C. le mélange  $\text{Cr}_3\text{C}_2+\text{Ni}$  est effectué en broyeur a bille.

Le retrait des cermets dépend de la finesse du mélange. Pour les mélanges très fins, il démarre dès 950°C et résulte de la diffusion du nickel et de la dissolution du  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  : un film de nickel se forme à la surface des grains de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  : à 1500°C, l'eutectique Ni-Cr-C fond et 96-98% du retrait suivant en quelques minutes. Les grains de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  se réarrangent alors sous l'action des forces capillaires. Lorsque la température augmente, un retrait final de 1-2% et un grossissement suivi d'une coalescence des grains de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  survient.

Les cermets  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  sont beaucoup plus résistants à l'oxydation a haute température et a la corrosion que les cermets TiC-Ni/Mo (gain de poids 30 à 50 fois plus faible). L'addition de 0.2% de phosphore provoque un accroissement de la résistance à la flexion sans que l'on sache exactement pourquoi.

Pour empêcher la précipitation de carbone libre à partir de la phase liquide Cr/Ni/C, il est préconisé d'utiliser plutôt comme liant un alliage (20 à 80%pds. La dissolution du chrome dans le nickel au début du frittage active celui-ci. Le chrome augmente en outre considérablement la résistance a l'usure du cermet en en augmentant sa dureté.

Ces cermets sont surtout utilisés à la fabrication de pièces devant résister à la fois à l'usure et à l'oxydation et/ou la corrosion. Sous forme de poudre granulée, ils sont de plus en plus utilisés au revêtement par projection à haute température des métaux, pour leur protection contre l'environnement. [23]

#### 1-4-5. CONSTRUCTION DES DEPOTS

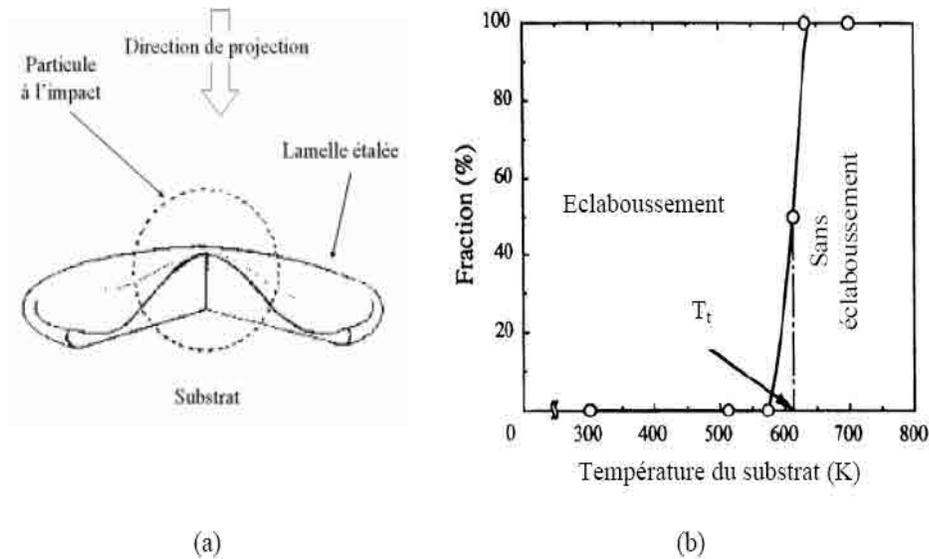
Un dépôt réalisé par projection thermique, est formé par l'écrasement de particules sur un substrat préalablement préparé. Le dépôt, ainsi constitué, peut se représenter par une structure lamellaire hétérogène [6] (une particule est déjà solidifiée lorsque la suivante arrive au même point) constituée par un empilement de particules individuelles plus ou moins bien fondues. La structure lamellaire des dépôts est responsable de l'anisotropie des propriétés mécaniques [24]. La qualité des dépôts projetés dépend essentiellement de la morphologie des lamelles et de la nature du contact entre elles. Une bonne compréhension des mécanismes gouvernant l'écrasement des particules est donc indispensable.

##### 1-4-5-1. Ecrasement des particules sur le substrat

Lorsqu'une particule fondue s'écrase sur le substrat, elle prend une forme lamellaire l'étalement latéral du liquide sous les pressions présentes dans la particule (Figure 1-4-3



L'énergie cinétique de la particule se transforme en déformation visqueuse et en énergie de surface à la fin de l'écrasement [25]. L'écrasement de la particule peut être divisé en trois étapes: impact initial, étalement de la particule et enfin refroidissement et solidification.



**Figure 1-4-3** : Schéma d'écrasement de la particule (a), introduction de  $T_t$  (b).

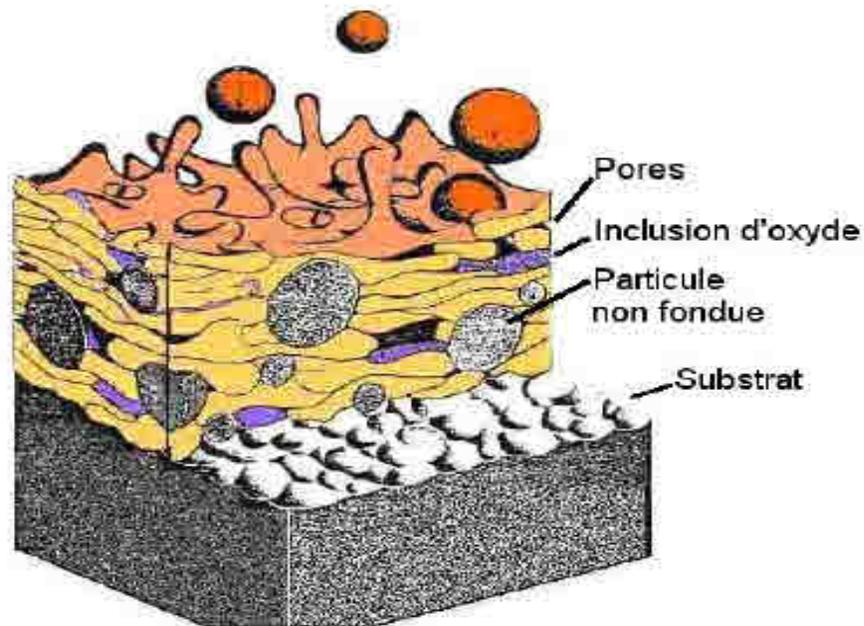
#### 1-4-5-2 Empilement des lamelles et construction des dépôts

Un dépôt réalisé par projection thermique croît par empilement des particules écrasées d'abord sur le substrat et puis sur les lamelles déjà solidifiées. Les particules écrasées subissent un refroidissement très rapide (entre 106 et 108 K.s<sup>-1</sup>), suivi par un chauffage induit par l'écrasement de la particule suivante au même endroit. La chaleur est diffusée rapidement dans le substrat ou les couches déjà déposées pour obtenir la température moyenne du dépôt dépendant de la température de préchauffage du substrat, du système de refroidissement et de l'épaisseur du cordon de projection.

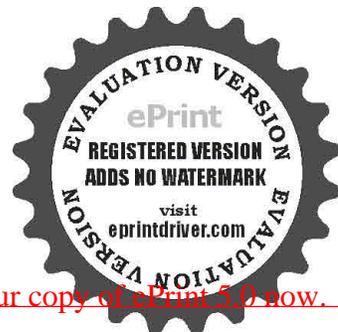
L'épaisseur de passe déposée lors de chaque passage dépend de la vitesse relative Torche/substrat ainsi que du débit et du rendement massique de la poudre projetée. Ce n construction génère des microporosités, des fissurations inter et intralamellaires ainsi qu



zones de contacts imparfaits au niveau des empilements lamelle-lamelle et lamelle-substrat dont les conséquences peuvent être préjudiciables aux propriétés d'usage. Cette microstructure lamellaire est représentée schématiquement sur la Figure 1-4-4.



**Figure1-4-4** : Schéma d'un dépôt en croissance. [13]



## CHAPITRE 2 REVIU SUR LE CERMET $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$

### 2-Carbures cémentés $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ :

#### 2-1 introduction :

L'application de la projection thermique des carbures cémentés  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  est la seconde, derrière le système WC-CO [2-28]. Les deux composites de carbure cémentés sont appliqués considérablement pour résister à l'usure, le frottement et l'érosion. Pendant que la plus haute dureté et la plus grande résistance d'usure dans les températures ambiantes et de faible corrosion sont offertes par les systèmes WC, mais l'exécution d'oxydation de cette application se limite dans les environnements corrosifs ou aux températures au-dessus de 450-500°C [2].

Les revêtements  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  offrent la plus grande résistance à la corrosion et à l'oxydation, pendant qu'il a aussi un haut point de fusion et il maintient la haute dureté, la résistance à l'usure jusqu'à un maximum de température fonctionnelle qui atteint 900°C [2 -27].

D'avantage supplémentaire significatif, est que le coefficient d'expansion thermique de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  est similaire à celui du fer et du nickel qui constituât la base des alliages a plus haute température.

#### 2-2 composantes du système Ni-Cr-C :

##### Système binaire Ni-C :

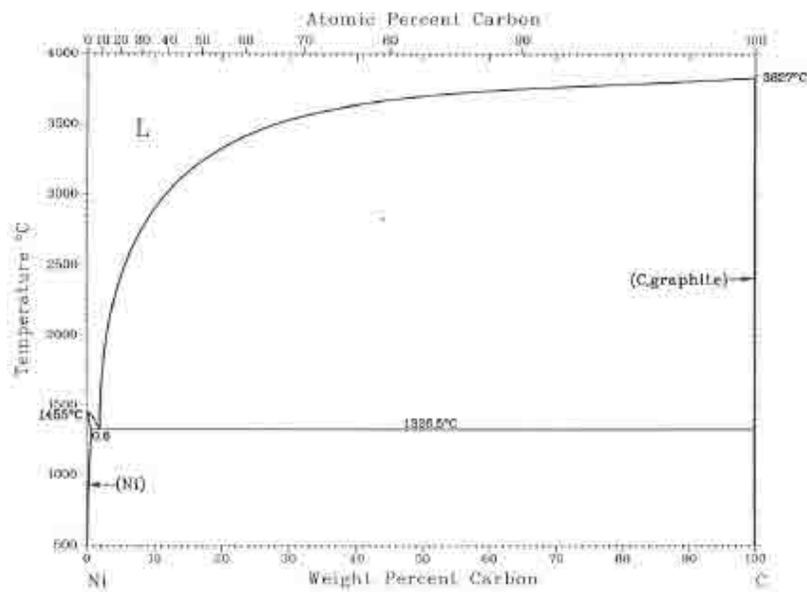
Ni montre une solubilité de carbone négligeable par-dessus la gamme de température d'intérêt, atteignant au maximum 0,6 (% pds) dans l'état solide, la Figure 2.3.a [28]. Un eutectique arrive à 2,2 (% pds) de carbone et à 1326.5°C. Pendant qu'aucun carbures stable n'existe dans ce système, une phase métastable  $\text{Ni}_3\text{C}$  a été rapportée a [2], pendant la solidification rapide d'alliages de Ni-C en fusion. [2]

##### Système binaire Ni-Cr :

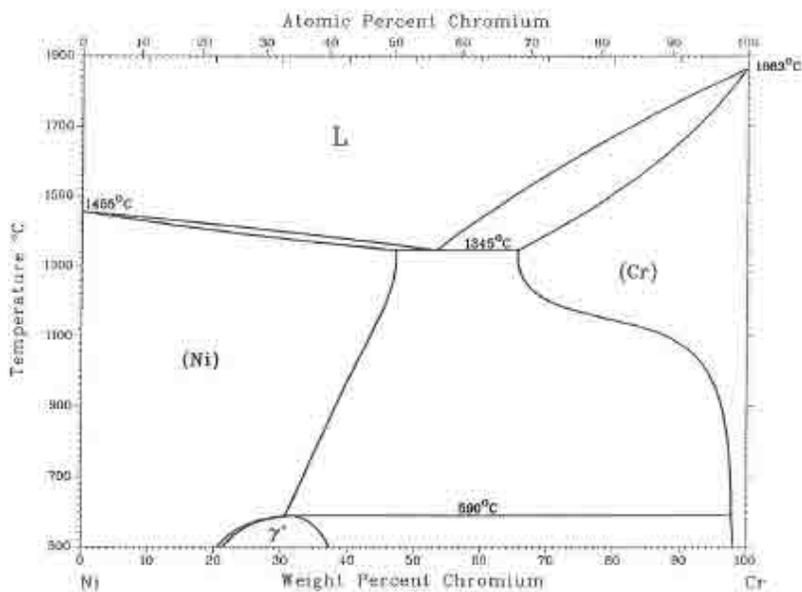
Ni (fcc) forme un remplacement de la solution solide avec Cr (cf) [2], la limite de solubilité de Cr augmente avec la température jusqu'à un maximum approximativement 48(% pds) à 1345°C [2], la Figure 2.3.b. Cr allié qui augmente dans cette région de phase, mène à une réduction dans la température de formation de la phase liquide. La plus grande taille de Cr relatif à Ni cause une expansion dans le réseau fcc d'un d-espçant de  $3.532 \times 10^{-10}$



$3.582 \times 10^{-10}$  m comme le contenu de Cr augmente de 1 à 25 (%pds). Au dessous de  $600^\circ\text{C}$ , la formation de phase de  $\text{Ni}_2\text{Cr}$  qui arrive aux contenus de Cr de 20-37(%pds).



**Figure 2.3.a** .Le diagramme de phase d'équilibre de Ni-C. [30]



**Figure 2.3.b**. Le diagramme de phase d'équilibre de Ni-Cr. [30]



### Système binaire Cr-C :

Trois carbures stables se forment dans le système de Cr-C, le  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  et le  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  (la Figure 2.3c de [28]). Chaque gamme existe par-dessus, a une homogénéité très étroite avec les températures de fusion;  $1576^\circ\text{C}$ ,  $1766^\circ\text{C}$  et  $1811^\circ\text{C}$  respectivement. Plusieurs phases métastables ont été notées sur la solidification rapide de la phase liquide pour les compositions au dessus de 10% C. la formation de  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  pourrait être éliminée par le refroidissement rapide, pour former un mélange métastable de  $\text{Cr}_7\text{C}_3 + (\text{Cr})$ . La phase métastable  $\text{Cr}_3\text{C}$ , a été rapportée pour former la fusion rapide de Cr-C dans la gamme 13-22 %C et cela à été proposé d'arriver pendant la projection thermique de revêtements  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ . Le chauffage au-dessus de  $700^\circ\text{C}$ , transforme cette phase a l'équilibre à  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Cela a été rapporté dans le travail de [2], basé à son tour sur les résultats publiés. [29-30-31]

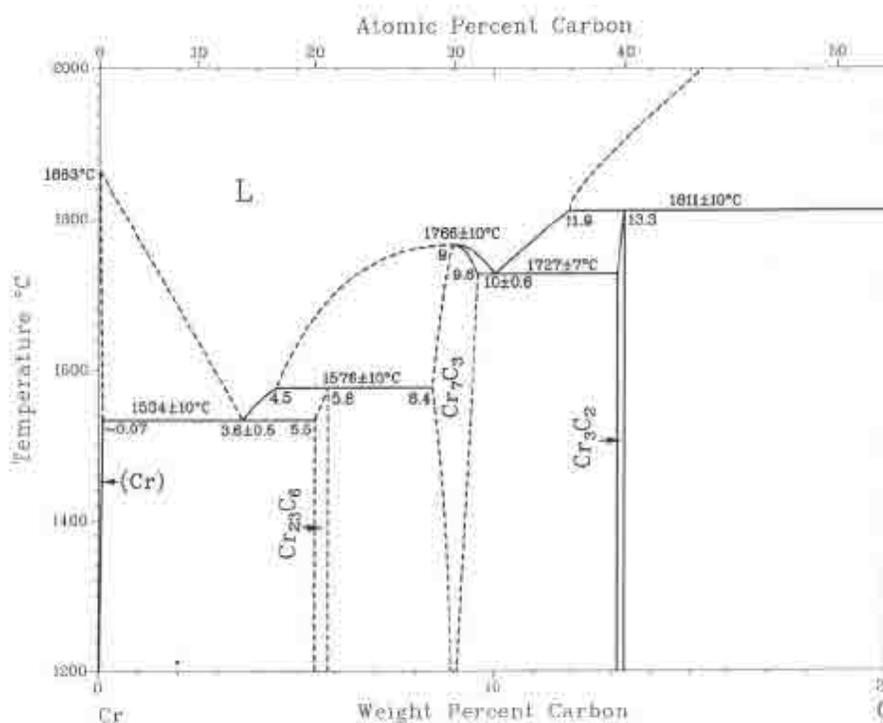


Figure 2.3.c. Le diagramme de phase d'équilibre de Cr-C. [30]

Le tableau 2.3, présente une gamme de propriétés physiques des phases de carbure de Cr. Qui montre la réduction de la dureté avec le contenu décroissant du carbone rapporté par al [34].



**Tableau 2.3.** Les propriétés de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> et autres composés d'intérêt. [2]

composantes	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Cr	Ni
Structure du cristal	Orthorhombique	Orthorhombique	Cubique	CC	FCC
Température de fusion (°C)	Température péritectique 1810°C	1765°C	1576°C	1875°C	1453°C
Densité (g/cm <sup>3</sup> )	6.68			7.2	8.9
Module de Young (GPa)	370	20.2-23.6	14.1		
Microdureté (GPa)	26.6 14				
Conductivité thermique (W/m.K)	19				
Coefficient d'expansion thermique (m/m.K)	10.3x10 <sup>-6</sup>				

### System ternaire Ni-Cr-C :

Les caractéristiques les plus pertinentes du système Ni-Cr-C à 800°C sont la solubilité du carbone très basse dans le NiCr, la solution solide et la transition vers les mélanges d'équilibre de NiCr + Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> + Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> et NiCr + Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, ainsi le contenu de carbone est réduit à cette température. [2]

La compréhension des transitions de ce système a été conduite par le développement de solide et la phase liquide produite par le frittage eu pour la production du composite Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, avec un liant à base de Ni. Mécaniquement, Cr et C dissous du carbure dans le liant formant un alliage de NiCr et de particules de graphite globulaires, ce dernier est à cause de la solubilité minimale du carbone dans Ni et NiCr. La dissolution de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> apparue produite par la séparation directe des atomes de Cr et C dans la phase d'agglomérant, sans perte préférentielle d'autres éléments, ou la formation en gradin de faible teneur de carbone dans les carbures (Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>). Au dessus de 980°C, une dissolution irrégulière du carbure dans les régions de la surface riches, formant une apparence de porosité. Après le frittage au dessus de 1030°C, les poches de l'alliage de la phase Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> est produite, avec une solubilité maximum de Ni de 0.89%. Une augmentation de la température de frittage jusqu'à 1080°C mène à la disparition des pores de surface du c



à la transition de la phase interne riche en Ni vers la périphérie du carbure.

L'influence d'addition du Cr à l'alliage du démarrage sur les phases formées par le contact avec  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  durant le frittage de la phase liquide à  $1500^\circ\text{C}$ , a été examinée en déposant des gouttelettes en fusion d'alliage de NiCr sur le compact  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . La caractérisation de la zone de contact utilisant l'alliage, a souligné la dissolution de la phase  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , ayant pour résultat la formation de carbure  $(\text{Cr, Ni})_7\text{C}_3$  et une augmentation dans la teneur d'alliage de Cr à 8(%pds). [33, 34]

En générale, Steven James Mathews [2], a noté que le contact de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  avec l'alliage NiCr, a pour résultat la transformation de carbone à  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  et allie la phase NiCr. Le taux limitant l'escape pour cette transformation a été identifiée comme la diffusion de Cr du carbure dans la masse d'alliage. Par opposition a la formation préférentielle apparente de  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  au dessus de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  dans le système Ni-Cr-C fusionné. Noté la formation de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  quand les gouttelettes de NiCr en fusion ont été appliquées au graphite a la même température. Le diagramme d'Ellingham pour les carbures présentés à la figure 2.3, indique que, thermodynamiquement  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  est significativement plus stable que  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ .

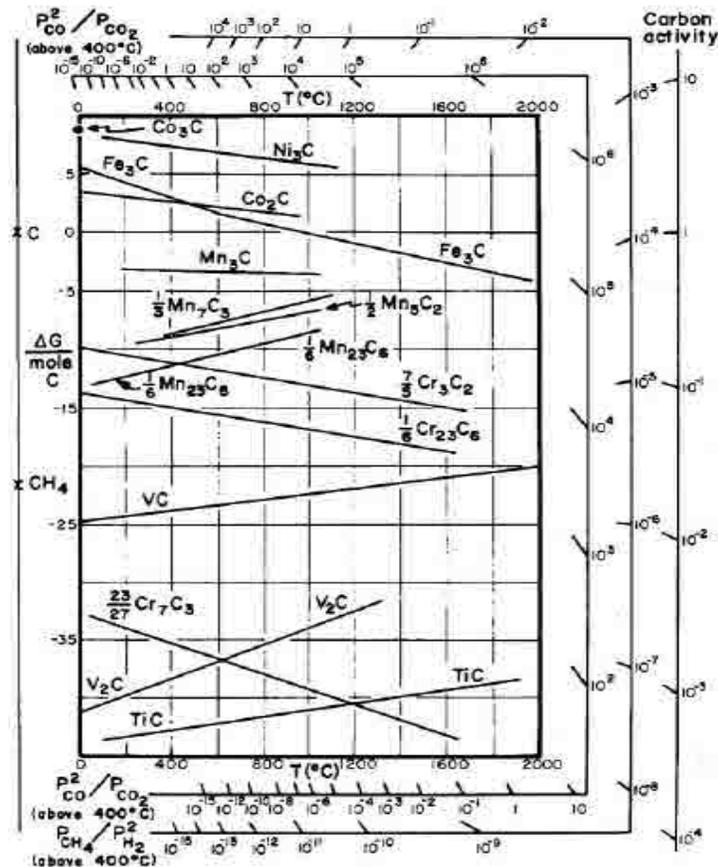


Figure 2.3.d. Le diagramme d'Ellingham pour les premiers carbures de transition



### 2.3. Revue sur la qualité du revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr par HVOF:

#### 2-3-1 caractéristique du dépôt :

##### 1. microstructure :

Les particules fondues s'écrasent sur le substrat où des particules sont déjà déposées et forment de fines lamelles qui s'adaptent aux irrégularités de la surface. Le temps de solidification d'une particule projetée est de l'ordre de la microseconde à la dizaine de microsecondes [35-36-1].

Les caractéristiques de la microstructure dépendent, d'une part, des paramètres des particules à l'impact (vitesse, taille, état de fusion et état chimique) et d'autre part, des paramètres du substrat (matière, rugosité, état chimique de la surface et température) [37-38].

Trois types de carbures sont habituellement observés dans la projection thermique du Revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, ce sont Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, et Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Il est évident que la décarburation du Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> dirigée vers la formation de Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, et Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Cependant, excepté Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> qui est retourné à partir de la poudre de démarrage, il est possible de considérer que Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, et Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> sont formés à travers différentes méthodes basées sur les résultats obtenus par G.C.Ji et al. [35]

En raison d'échauffement extensif à l'état de broyage, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> est directement formé à partir de la décarburation du Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, cela est supporté par le fait que le maximum de Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> est présent sur les alentours des particules de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. [35]

Un alliage contenant de carbure riche en carbone, est préférablement précipité durant le traitement de recuit, et des traitements thermiques adéquats peuvent améliorer la résistance d'usure de glissement du revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr. [36]

##### 2. teneur en oxyde et porosité :

Fondamentalement, trois paramètres principaux, la vitesse, la température et la taille de particules, influencent la porosité et la teneur en oxydes des dépôts. La fraction d'oxydes dans le dépôt est inversement proportionnelle au diamètre et à la vitesse de particules et directement proportionnelle à la température de surface des particules [37-38]. L'augmentation de la température des particules se traduit par une diminution de leur viscosité et la rugosité du dépôt est réduite.

On peut distinguer trois types de porosités. La première est la porosité fermée avec d'entièrement inclus dans le dépôt. La seconde est la porosité ouverte avec des pores qui p une « extrémité » fermée et une autre ouverte au niveau de la surface du dépôt ou de la s



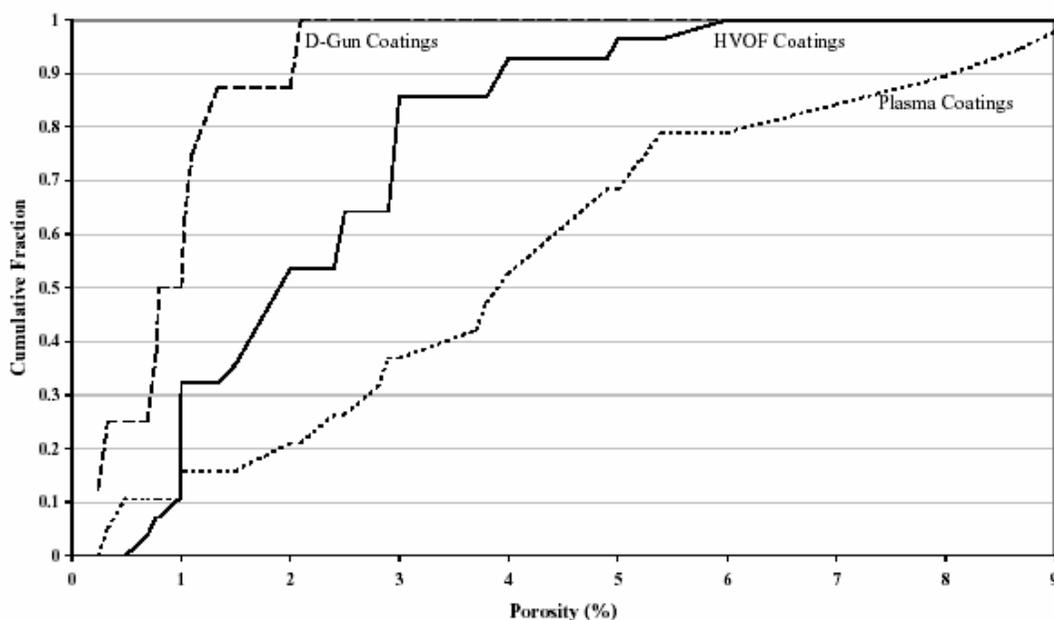
de coupe. La troisième concerne les pores ou plutôt des fissures qui traversent le dépôt, de sa surface jusqu'au substrat [1].

La porosité produite durant le revêtement, est généralement résultat de la rugosité de la surface, dont une discontinuité tel que les particules non fondues. [2]

La porosité formée dans tel manière, peut être minimisée en utilisant des techniques de haute vitesse de déposition, qui produisent des particules de déformation adéquate sur l'impact, causant l'élargissement de la particule et la conformation à la surface pré-projectée. [2]

La variation des propriétés mécaniques du carbure et la phase matrice compliquent le procédé métallographique de préparation du spécimen.

La figure 2.3.1, présente le sommaire des données de porosité, inclus dans le travail de Steven James Matthews. [2]



**Figure 2.3.1** : sommaire des valeurs de porosité présentés dans la littérature du revêtement  $Cr_3C_2-NiCr$ , dans un intervalle de morphologie de poudres et technique de déposition. [2]

Les résultats trouvés par H.S.Sidhu et al. [8], apportent que le revêtement  $Cr_3C_2-NiCr$  par HVOF, à préservé la haut volume de carbure qui a été bien dispersé pour une valeur inférieure de porosité trouvée dans ces revêtements.

Généralement, l'hyper vitesse de HVOF et du D-canon, produisent une faible teneur de porosité du revêtement relative aux projections par plasma avec plus de travail à valeurs spécifiques ou  $<3\%$ . [2]



### 3. adhérence et dureté :

Plusieurs mécanismes interviennent sur l'adhérence du dépôt au substrat tels que la Diffusion, les réactions chimiques, des forces électrostatiques, l'accrochage mécanique, etc. [1-4]. Cependant, dans le cas des dépôts élaborés par projection thermique, l'adhérence est générée essentiellement par trois types de liaisons [1] :

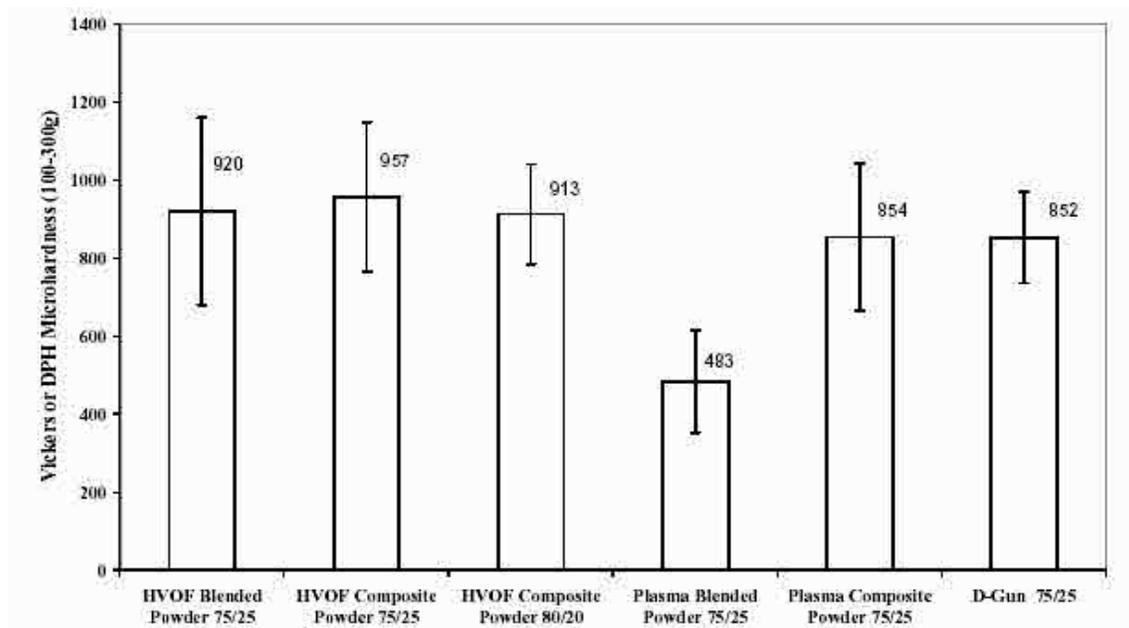
- 1- l'accrochage mécanique,
- 2- les liaisons chimiques,
- 3- les liaisons métalliques.

En considérant la solidification rapide des particules et la microstructure lamellaire des dépôts, l'accrochage mécanique sont le mécanisme principal d'adhérence. Le comportement mécanique du dépôt et en particulier son adhésion/cohésion dépend de la morphologie des lamelles, des aires de contact réel entre les lamelles ainsi que de la rugosité du substrat [39-40]. Le sommaire des valeurs de microduretés du revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr projeté thermiquement, est représenté dans la figure 2.3.2, de source [2].

Le revêtement par HVOF, expose des valeurs de dureté similaire à 900-960VHN300, dans l'intervalle 75-80% de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, et la dureté moyenne du revêtement par plasma et D-canon, est faibles que le revêtement par HVOF. Postérieurement, dans le cas de plasma, le mélange des poudres est simple. Résultats soutenus par [2-4]

Le travail porté par J.K.N et al. [5], qui ont travaillé sur la technique D-canon, affirment que la ténacité de la fracture de l'entaille et la dureté de revêtement est trouvée pour améliorer sous les traitements de chaleur qui est attribuée a la formation de composites nanocristalline de carbure et NiCr. De plus la déformation du liant améliore la résistance et la ténacité due à la présence de la phase nanocristalline avec la précipitation des carbures fines.





**Figure 2.3.2** : sommaire des valeurs de microduretés présentées dans la littérature du revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, dans un intervalle de morphologie de poudres et de technique de dépôt. Les proportions numériques de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr (% de poids). Résultat de [2]

#### 4. résistance à la corrosion :

La corrosion, et en particulier l'oxydation, reste l'un des plus grands problèmes techniques auquel on doit faire face. Chaque année dans les pays développés, la corrosion détruit l'équivalent de 3 à 5 % du produit intérieur brut. Les dépôts réalisés par projection thermique peuvent en particulier prémunir de la corrosion des structures en acier et en fer [1].

La résistance à la corrosion des dépôts dépend de leur microstructure et de la résistance à la corrosion des matériaux qui les constituent. [41]. Il faut en effet prendre en compte la corrosion du substrat au travers des pores traversants ou d'autres défauts dans le dépôt et les surfaces au contact. Il peut également se produire une corrosion galvanique du dépôt ou du substrat. Celle-ci peut aussi se produire entre deux phases ou constituants du dépôt lui-même. Le colmatage d'un dépôt poreux peut diminuer significativement le risque de corrosion générale et galvanique du dépôt [1].

Les dépôts réalisés par projection thermique ont fondamentalement trois inconvénients quand ils sont utilisés pour lutter contre la corrosion. Le premier point est la faible teneur en oxygène qui est générée pendant la projection. Il convient de noter que la présence d'oxydes dans le dépôt diminue sa passivité [1]. Le deuxième inconvénient réside dans la présence de pores ou de fissures entre les lamelles, par lesquelles les environnements corrosifs pénètrent jusq



substrat. Les espaces entre les lamelles sont à l'origine également de la corrosion caverneuse. Le troisième est la dégradation des matériaux constitutifs des dépôts pendant la projection. Certains éléments tels que le chrome et l'aluminium sont partiellement oxydés. En raison de ce phénomène, la composition chimique du dépôt est différente de celle du matériau projeté. [42].

#### 2-4. Etude comparatives :

Ce paragraphe compare quelques résultats des travaux du revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, avec d'autres revêtements obtenus par d'autres procédés.

1- D'après le résultat de travail de H.S.Sidhu et al. [26], l'utilisation de HVOF avec LPG (liquid petroleum gas), comme combustible gazeux a été bien réussi aux projections de revêtement WC-CO et Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr

La mesure du profil de la micro dureté du revêtement, a montré que, le revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr possède une dureté légèrement inférieure a celle du WC-CO, quoi que les deux revêtements aient des valeurs de dureté supérieure comparé au matériau de substrat.[3]

La porosité mesurée du revêtement WC-CO, est inférieure au composite Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, et la surface de rugosité pour ce reversement aussi inférieure. [43]

2-Le revêtement par projection thermique peut représenter une alternative pour le chrome dure, pour des applications industrielles, principalement pour minimiser les problèmes environnementaux, concernant la production du chrome dure. Ainsi, d'offrir des bonnes propriétés afin de résister au phénomène de la corrosion comparé au chrome dur. [43-44-45]

3-Aux conditions érosives élevées, la structure du revêtement et la dureté jouent un rôle important dans le mécanisme d'érosion-corrosion. Toujours dans les mêmes conditions, la microstructure du revêtement de tungstène est responsable de sa résistance à l'érosion-corrosion, comparé avec le revêtement du carbure de chrome et celui du chrome dur. [45]

4-Le groupe TCCP (traitements composites poudres et process), caractérise la poudre d'alliage Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr projetée par voie sèche. Parmi ces propriétés, sa bonne résistance à la corrosion, bon coefficient de glissement, dureté élevée et sa grande résistance à l'érosion. [46]



## 2-5 APPLICATION DES CERMETS $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ :

### 1-Introduction :

Dans la course actuelle aux procédés ayant le meilleur rapport qualité prix, les dépôts épais ont désormais un rôle clef parmi les nombreux candidats en lice. Afin d'améliorer les caractéristiques des dépôts et leur applicabilité dans les conditions extrêmes, les dépôts cermets à base de métal et de céramique de propriétés spécifiques ont été développés. Parallèlement, la progression des connaissances sur les matériaux ainsi que sur les procédés de fabrication des revêtements est actuellement très rapide. Parmi les procédés connus, la projection thermique est sans contestation l'une des techniques les plus appréciées. [47, 49]

Des dépôts de natures différentes peuvent être employés efficacement pour combattre l'usure abrasive, adhésive ou érosive, y compris pour des applications qui nécessitent une résistance à l'usure et à la corrosion, aux températures ambiantes ou élevées.

Les dépôts de carbure se révèlent souvent un excellent choix pour des applications contre l'usure et la corrosion. Ces dépôts se composent de petites particules en céramique incrustées dans une phase intermédiaire métallique. Ainsi, les dépôts à base de WC-Co et  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , sont utilisés en remplacement des dépôts de chrome dur [3-4].

Les matériaux à base de carbure de tungstène avec un liant cobalt (WC-Co) sont employés intensivement dans l'industrie dans leur forme massive ou sous forme de dépôts réalisés par projection thermique pour des applications nécessitant une résistance à l'abrasion, au glissement, à la corrosion et à l'érosion. Les particules dures de WC sont le constituant majeur dans la résistance à l'usure, alors que le liant de cobalt apporte la ténacité et le support.

Les revêtements  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  se composent d'une structure de métal dur formée de carbures de chrome avec des teneurs de 75(%pds). qui sont enrobés dans une matrice métallique de nickel et de chrome. Le processus de projection à la flamme à haute vitesse conduit à des revêtements très denses, homogènes et ultra-durs, qui protègent les surfaces fonctionnelles d'éléments de construction contre l'usure mécanique et les attaques par la corrosion chimique. Les carbures de chrome se distinguent par leur très haute stabilité chimique et thermique. Enrobés dans une matrice de nickel et de chrome hautement résistante à la corrosion et à l'oxydation, les couches de protection contre l'usure obtenues conviennent particulièrement pour des applications à hautes températures et elles ont parfaitement fait leurs preuves dans l'industrie chimique ainsi que dans l'aviation.

La dureté de ces revêtements est nettement supérieure à celle du chromage dur par dépôt galvanique. La variété des applications est due, en plus des nombreuses propriétés phys



chimiques spécifiques, à la possibilité d'obtenir des états de surface particuliers par différents modes de traitements mécaniques.

## **2-Profil des caractéristiques du Carbure de chrome Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – NiCr :**

### **✓ Résistance à l'usure**

Des teneurs élevées en carbures et une structure homogène de la couche conduisent à une excellente résistance à l'abrasion, à la cavitation et à l'érosion

### **✓ Résistance chimique**

La très grande stabilité chimique des composants de la couche et la structure dense assure une très bonne résistance dans les liquides acides et alcalins.

### **✓ Résistance au frottement et propriétés de glissement**

D'excellentes caractéristiques de glissement et de frottement font de ce revêtement la solution technique idéale pour des sièges de joints soumis à des sollicitations extrêmes dans la construction de machines en général.

### **✓ Résistances aux gaz chauds**

La stabilité thermique élevée des composants de la couche permet un emploi résistant à l'oxydation jusqu'à 870°C.

### **✓ Anti-fretting**

La microstructure et la basse énergie superficielle assurent une résistance élevée au grippage, surtout en présence de températures élevées.

## **3-Quelques propriétés des cermets Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – NiCr à différentes compositions: [49]**

### **Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – NiCr (65/35 ; aggloméré/fritté) :**

- HVOF.
- Température opérationnelle MAX=870°C.
- Dureté inférieure à celle du 75/25.

### **Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – NiCr (80/20 ; aggloméré/fritté) :**

- HVOF.
- Température MAX=870°C.
- Dureté élevée que celle du 75/25.



**Cr3C2 – NiCr (80/20 ; revêtement dense) :**

- HVOF.
- Température opérationnelle MAX=870°C.
- Excellente résistance à l'usure abrasive et l'usure par frittage.
- Recommandé pour les cavitations et pour la protection contre l'usure par glissement à haute température.
- Une bonne résistance des particules solides à l'érosion.

**Cr3C2 – NiCr (83/17 ; revêtement dense) :**

- HVOF, APS.
- Carbure dense.
- Température opérationnelle MAX=870°C.
- Excellente résistance à l'usure abrasive et l'usure par frittage.
- Recommandé pour les cavitations et pour la protection contre l'usure par glissement à haute température.
- Une bonne résistance des particules solides à l'érosion.

**Cr3C2 – NiCr (90/10; fritté):**

- HVOF.
- Température opérationnelle MAX=870°C.
- Revêtements résistants à l'érosion pour les applications à des turbines d'avions.

**Cr3C2 – NiCr (75/25 ; mélangé) :**

- HVOF, APS.
- Carbure dense.
- Température opérationnelle MAX=870°C.
- Bonne résistance à la corrosion, l'abrasion, l'érosion des particules, frittage et à l'oxydation.
- Très bonne résistance à la corrosion des gaz chauds.
- Utilisé dans les manches des pompes, les pièces d'avion, les soupapes hydraulique, les outillages et les étampes à formage à chaud.



**Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – NiCr (75/25 ; aggloméré/fritté) : [46, 49]**

- HVOF.
  - Carbure moyen.
  - Température opérationnelle MAX=870°C.
  - Utilisé pour les revêtements contre la corrosion dense et la résistance à l'érosion.
  - Bonne résistance à la cavitation.
  - Bonnes propriétés de glissement.
  - Très bonne résistance à la corrosion des gaz chauds.
- **Exemples d'applications:**
- Les tiges de soupapes.
  - Composantes de la turbine d'avion.
  - Les mandrins des tiges de carburants.
  - Le canon de kérosène.
  - Piston vanne.
  - Plongeurs et corps de pompes.
  - Sièges d'étanchéité d'arbres.
  - Vannes à bille.
  - Vannes hydrauliques.

**Tableau2.6.** Caractéristiques générales de la couche.

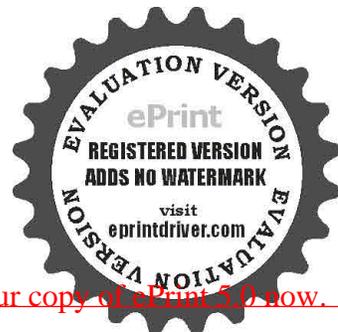
Composition	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> – NiCr 75/25	Température d'utilisation	< 870°C
Dureté	1000 - 1300 HV0,1	Densité	6,3 g/cm <sup>3</sup>
Epaisseur de la couche (typ.)	150 - 300 µm	Module E	1,22 · 10 <sup>6</sup> N/mm <sup>2</sup>
Rugosité (typique)	2,5 - 4,0 µm R <sub>a</sub>	Allongement de rupture	< 0,1 %
Porosité (typique)	0,5 - 2 %	Résistance à la traction	10,0 · 10 <sup>6</sup> 1/K
Résist. d'adhérence EN 582	> 80 MPa	Dilatation thermique	0,67 J/gK, à 870°C



**Conclusion :**

Dans notre étude nous nous intéresserons au dernier cermet celui Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> – NiCr, avec HVOF comme procédé de projection.

Au cours du temps, les progrès, grâce à la recherche fondamentale et appliquée, ont amélioré la qualité et la reproductibilité du dépôt, tout en diminuant le coût de production. Ces progrès ont permis d'élargir les applications des cermets et celui du procédé HVOF qui s'étendent actuellement aux domaines automobile, énergie, outillage, etc.... Cependant, les résultats ne sont pas encore tout à fait satisfaisants et l'élargissement des applications demande une meilleure compréhension des phénomènes intervenant au cours du dépôt, de façon à améliorer la qualité et la fiabilité des couches projetés.



## CHAPITRE 3 OXYDATION DU CERMETS Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr

### 3-1.introduction :

Généralement, la décarburation du carbure peut être produite en deux étapes. Une étape est la période en vol et l'autre est la période après l'impact de gouttelettes sur le substrat. L'oxydation est considérée comme le processus principal pour mener à la décarburation. [2,50]

### 3-2.Niveaux de pertes de carbone Durant la projection HVOF du Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr :

Au cours de la période en vol, la perte de carbone des particules de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr se produit par le processus de décarburation du carbure.

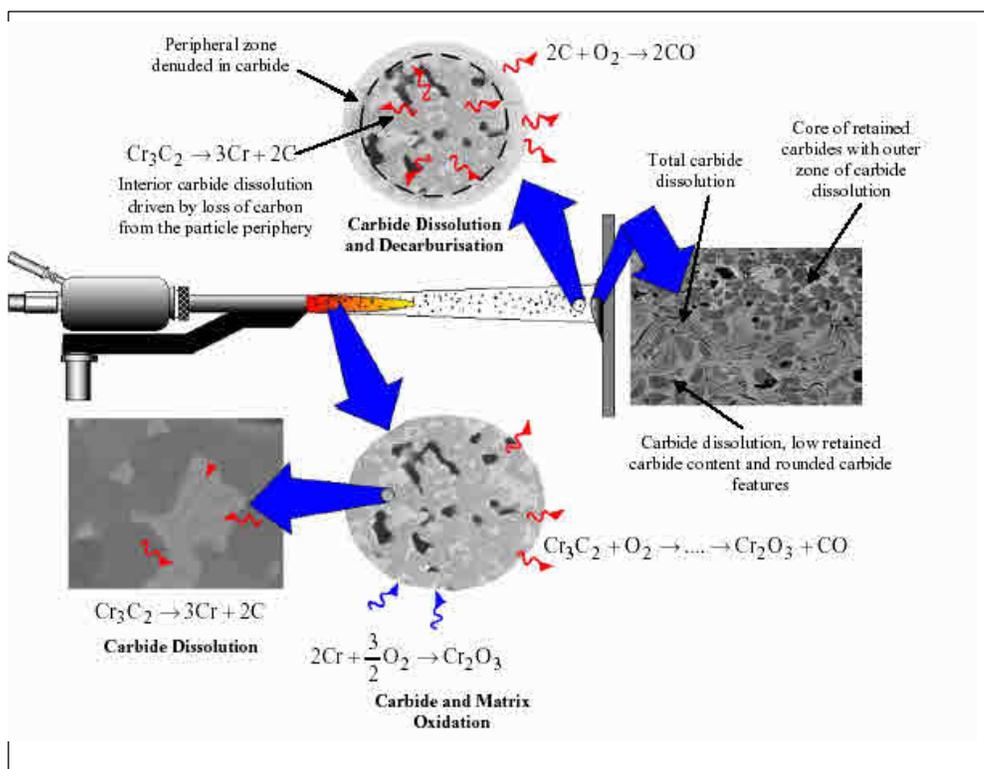
Puisque l'oxydation du carbure de chrome est cinétiquement moins favorable que l'oxydation du carbone ou le chrome, et les particules de carbure de chrome sont collées ensemble et couvertes par l'alliage de nichrome pendant l'étape en vol de la poudre cermet de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr utilisée dans la présente étude, il peut suggérer que l'oxydation du carbure de chrome ait lieu par l'oxydation du chrome et la combustion du carbone qui a résulté de la dissolution du carbure dans la phase de liant liquide. [48]

Les résultats reportés par [2], tenant en compte la dynamique d'oxydation de la phase solide et le temps limité de la réaction durant l'étape en vol, il est raisonnable que l'oxydation de l'alliage NiCr est plutôt moins que Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, qui est principalement responsable des oxydes dans le revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr. [51]

L'addition de carbures dans les poudres de carbure cimentées, introduit deux considérations supplémentaires – l'oxydation de ces carbures exposés à réaction à l'atmosphère, et l'interaction entre le carbure et la matrice introduit dans la particule. Les carbures périphériques subissent la décarburation sur l'exposition à l'oxygène à la haute température, évoluant CO/CO<sub>2</sub> [2].

Finalement ceci a pour résultat l'évolution du métal pur sur lequel le carbure est basé, typiquement le Cr, qui s'oxyde rapidement. Le taux d'oxydation dépend de la température, du contenu d'oxygène et de l'oxydation en métal cinétique, de même que la conductivité thermique de la phase de carbure. [2]





**Figure 3.1** schéma illustratif du mécanisme de dégradation de carbure en vol. [2]

### 3-3. Mécanisme de perte du carbone :

Théoriquement, il peut être considéré qu'après les impacts de gouttelettes sur la surface, l'occurrence de la perte de carbone est basée sur les trois mécanismes suivants :

- 1- l'oxydation du carbure directement exposé à la surface du revêtement.
- 2- l'oxydation du carbone s'est dissoute dans la phase de matrice NiCr .
- 3- le rebondissement des particules de carbure solide sur impact de gouttelette biphasée.

La perte de carbone provoquée par l'oxydation des deux premières approches mentionnées ci-dessus est associée à la combustion du carbone. Il peut être considéré que le processus de combustion est à ce stade semblable à celui de l'étape en vol des particules. La mesure de la vitesse de particules a prouvé que la particule de jet dans HVOF atteint à une vitesse moyenne de 300 à 500 m/s.

Ceci signifie que le moment d'exposition possible pour la particule de jet à l'oxydation ] des quantités en vol à plusieurs millisecondes.



Basé sur les caractéristiques rapides de solidification du splat pulvérisé [52], le splat individuel sera solidifié en plusieurs micro-secondes 10s.

Par conséquent, le temps d'exposition du splat dans l'état liquide sera deux fois plus ou moins que celle de la particule en vol.

D'une part, suivant l'approche adoptée par Houben [51], on a estimé que la période d'exposition à la flamme à hautes températures pour une lamelle déposée individuelle a eu lieu en plusieurs millisecondes. Ce temps était comparable au temps de pause des particules de jet en flamme à hautes températures.

Comparé à l'étape en vol de particules, la température de la surface de lamelle déposée sera inférieure en raison de la caractéristique du refroidissement rapide du splat aplati. Un tel état de condition sera moins favorable pour l'oxydation comparée à la particule en vol, bien qu'il convienne de noter que la superficie sera augmentée d'un ordre après que la particule de jet s'aplatisse. D'ailleurs, la combustion du carbone à ce stade doit se produire par le splat solidifié pour avoir comme conséquence la perte de carbone.

Par conséquent, tenant compte de tels états de condition d'oxydation, après que l'impact de gouttelette comparé à la période de la particule en vol pour la collection de la poudre passant à travers la flamme de HVOF et la perte de carbone postérieurement limitée observée expérimentalement, il puisse être suggéré que la perte de carbone par la combustion à ce stade puisse également être limitée. En conséquence, le rebondissement des particules grosses de carbures solides sera principalement responsable de la grande perte de carbone à ce stade. La plupart des particules de carbure étaient dans un état solide pendant la pulvérisation qui était collées entre elles par l'alliage liquide de chrome-nickel, bien que la dissolution du carbure dans le liant liquide soit produite selon le chauffage de particules.

Par conséquent, le revêtement de  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$  a été déposé par les particules biphasées solide-liquide, où les particules de carbure  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  et l'alliage de nickel-chrome étaient dans les états solide et liquide, respectivement. [50]

### 3-4.Oxydation de Cr pure :

#### 3-4-1. Introduction

L'analyse de la formation de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  pendant l'oxydation du Cr sert dans un premier point à adresser le mécanisme de la croissance d'oxyde sur les alliages contenant le Cr, autant d cinétique et des caractéristiques mécaniques du développement de dépôt  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  sont refl dans la réponse de ces alliages à température élevée. Pratiquement, les espèces d'oxyde



chromes les plus importants sont  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  et  $\text{CrO}_3$ .  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  est thermodynamiquement l'oxyde de chrome le plus stable, formant une barrière à la pénétration de l'oxygène sur les alliages contenant du Cr à température élevée, cela réduit l'attaque oxydante du substrat. [2]

### 3-4-2.mecanisme:

Le Cr réagit avec l'oxygène par l'intermédiaire de l'équation 3.1 pour former  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , le plus généralement comme une couche d'oxyde polycristalline.



Un grand nombre de petits grains d'oxyde nucléés sur la surface [54] et se développent en couche continue d'oxyde. La croissance continue se produit par la diffusion de Cr sur le substrat, en dehors de la couche de dépôt, où elle réagit à l'interface d'oxyde-gaz pour former une croissance externe de la couche d'oxyde. La diffusion de Cr dans l'oxyde se produit par la diffusion réticulaire, en termes de diffusion de lacune et en tant que diffusion interstitielle des ions de Cr [52], aussi bien que par la diffusion le long des parcours tels que l'oxydation de joint de grain.

La diffusion de joint de grain se produit significativement plus rapide que celle par le réseau. De tels parcours permettent également à l'oxygène de pénétrer dans la couche d'oxyde.

En conséquence, la croissance d'oxyde se produit non seulement à l'interface d'oxyde-gaz, mais également dans la zone externe de la couche d'oxyde.

La formation interne d'oxyde dans la couche de dépôt mène à la croissance non seulement à l'extérieur de la surface, mais aussi latéralement à travers la surface.

La croissance d'oxyde de cette manière, produit des efforts de compression dans la zone externe du dépôt. À températures élevées, la détente se produit par le fluage et la déformation plastique de l'oxyde, ayant pour résultat la formation des vides intergranulaires dans l'oxyde, et la déformation de la couche supérieure du matériau de substrat, menant à l'apparence de rides dans l'oxyde. La détente peut également se produire par la séparation de dépôt-substrat, et la formation des vides interfaciales.

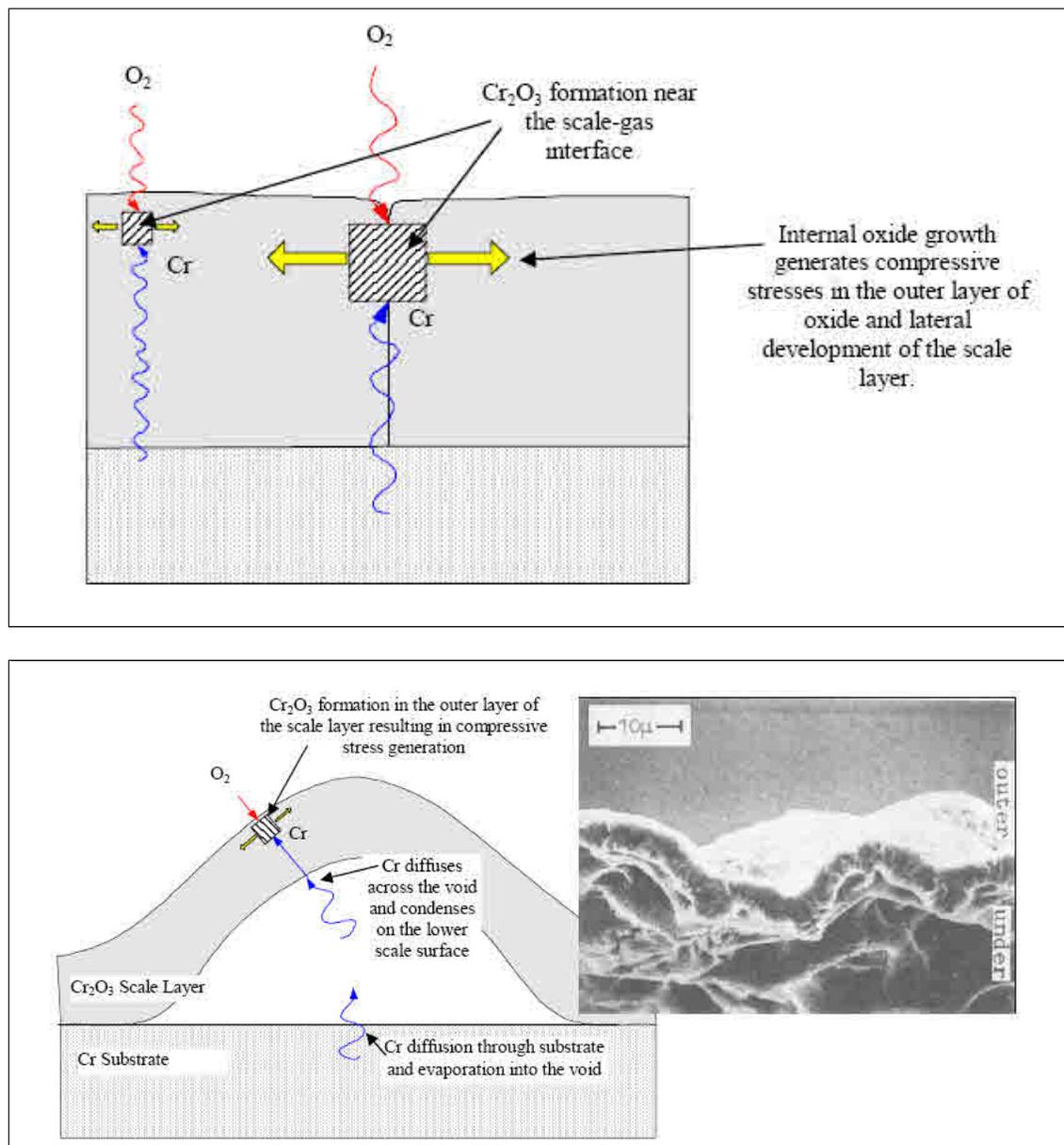
Ce mécanisme est accentué par les discontinuités structurales telles que les bords pointus et les coins [53].

A Températures élevées ( $\geq 800-900^\circ\text{C}$ ) [2] une telle formation de cavité a une influence minimale sur le taux de croissance d'oxyde sur le Cr pur, malgré la réduction de la surface de contact dépôt-substrat. À de telles températures, la pression de vapeur du Cr est assez ha



Pour que le Cr puisse s'évaporer du substrat, diffusé à travers le vide, et condenser à l'interface dépôt-substrat à un taux suffisant pour que ce mécanisme ne limite pas l'étape de la formation de dépôt.

La croissance continue dans l'oxyde mène à la formation d'une contrainte de compression complémentaire, générant un degré élevé de flambement dans le dépôt jusqu'à ce qu'il se dirige vers la formation éventuelle d'une fissure, permettant la pénétration de l'oxygène sur la surface de substrat. Si la teneur en Cr initiale est assez haute, ce processus peut être répété, menant à un dépôt stratifié contenant des couches de vides de type ballon, le schéma 3.2.



**Figure 3.2.** schéma du mécanisme de croissance latérale de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sur le Cr (dessus), avec schéma de la croissance de l'oxyde Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> après séparation d'oxyde de la surface de Cr [2].



### 3-5.Oxydation de l'alliage NiCr :

Plusieurs recherches étaient menées concernant l'oxydation des alliages NiCr, parmi les résultats obtenus, la concentration en Cr exigé pour produire une couche protectrice Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, typiquement 10%pds sous les conditions isothermes [1,3 ,9]. Le mécanisme d'oxydation de cette composition d'alliage, en particulier au dessus de 700°C [50].

Lors d'exposition à haute température, les grains d'oxydes se forme à travers la surface d'alliage. Compositionnellement, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> est thermodynamiquement l'oxyde le plus stable. Cependant, sa faible vitesse de croissance signifie moins de protecteurs.

Mais, la formation rapide des oxydes NiO et NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, sont cinématiquement favorisées [1, 3, 50,53]. La croissance latérale rapide du NIO entoure rapidement la surface exposée, enveloppant et dégageant tous autres noyaux d'oxyde. Tous les grains Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> piégées dans la couche d'oxyde subissent une réaction avec NIO pour former NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, l'équation 3.2.



L'oxydation interne se produit par la réaction avec l'oxygène à la pression de dissociation du NIO, produite a l'interface métal-dépôt [1].

La consommation du Cr dans la zone extérieure proche, produit un gradient de concentration favorable pour la diffusion de cet élément a partir de la masse d'alliage. Tandis que la diffusion du réseau fournit le Cr dans la surface du grain, le transport rapide du Cr se produit le long des joints de grain qui agissent en tant que chemins de diffusion. Alors que, ces caractéristiques agissent comme un site préférentiel pour la nucléation de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et lance la formation d'une couche protectrice dans les alliages à basse teneur en Cr [1].

Le développement de cet oxyde a l'interface du joint de grain avec la surface produit des anneaux de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, alors qu'intérieurement, les grains Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> isolés continuent à se nucléer. A l'intérieur du grain, la diffusion du réseau est insuffisante pour remplacer le Cr consommé par la formation d'oxyde, permettant la diffusion latérale du Cr aux joints de grain. Ceci permet à l'oxyde Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> de pénétrer latéralement dans les grains par la croissance et la coalescence des grains d'oxyde internes [1].

Tel la croissance latérale d'oxyde sera empêchée, car le développement d'oxyde interne empêché la pénétration de la face frontale de l'oxydation interne, et cela implique que la croissance couche Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> se développe perpendiculairement à la surface, produisant une étape dans la couche d'oxyde. Le taux de croissance de la face frontale de l'oxydation interne diminue



que la distance de l'interface alliage-oxyde augmente. Ceci permet à la couche  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  de se développer encore latéralement par la diffusion de Cr dans les joints de grain.

Pendant cette période du développement la couche externe de NIO avance dans l'alliage [1, 2].

Tel que, l'interface de oxyde-métal, d'où l'oxygène est fourni, progresse plus près de la face frontale de l'oxydation interne. Le gradient de concentration d'oxygène augmente donc menant à une période accélérée d'oxydation interne.

Ceci est encore avancé par l'avancement de l'oxyde  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  au joint de grain réduisant la surface de l'alliage par lequel l'oxygène peut diffuser, augmentant le flux de ces espèces [2].

L'avancement de NIO dans l'alliage continue jusqu'à ce que les deux couches d'oxydes s'intersectent, produisant une couche interfaciale  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ .

Tel que, dans les alliages a basse teneur en Cr un oxyde complexe existe, comportant une couche externe plus épaisse de NIO qui contient des quantités progressivement plus élevées de particules  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$  pendant qu'elle approche la couche  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$  qui existe au-dessus de l'oxyde protecteur  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  [1,50,54].

Avec l'augmentation du contenu de Cr, jusqu'à 20-30(%pds), le taux de développement des caractéristiques  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  dans ce mécanisme augmente. Au cours de la période initiale de l'exposition, une formation rapide de NIO se produit toutefois pour former une couche continue.

Ceci augmente le gradient de concentration entre les joints de grain riches en Cr et l'alliage épuisé, accélérant le taux de diffusion. La nucléation et la croissance plus grandes des grains  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  empêchent le taux de pénétration de la face frontale de l'oxydation interne et accélère la formation de la «fraction de volume critique de l'oxyde interne » [54].

Et comme pour résultat, la couche protectrice  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  se produit plus rapidement et se développe progressivement plus près de l'interface originale de oxyde-métal, avec l'augmentation de la concentration en Cr. La couche d'oxyde de NIO a moins de temps pour se développer, menant aux oxydes généralement plus légèrement et aux gains de masse oxydative inférieurs [54].

Aux teneurs très élevées de Cr, 40-50(%pds), ce mécanisme approche une limite supérieure. Le NIO est toutefois l'oxyde le plus rapidement formé, cependant, l'abondance de Cr mène à la formation très répandue de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  sur la surface.  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  additionnel se développe sous les régions du NIO, fusionnant rapidement avec ces grains nucléés sur la surface pour former une couche continue d'oxyde [53].

Les travaux d'Ecer et de Meier [53] sur les alliages de ces compositions à 1100°C, suggèrent que ce mécanisme se produit très rapidement, avec la croissance de NIO terminée après seulement quelques secondes. Alors que,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  est l'oxyde primaire formée sur ces alliages. La t



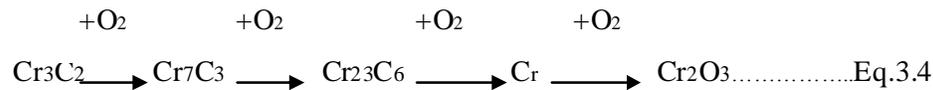
élevée de Cr signifie que le taux de croissance et les caractéristiques de l'oxyde mettent en parallèle l'étroitement de l'oxydation du Cr.

### 3-6.Oxidation de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>:

Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> oxydé pour former Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, est décrite par l'équation 3.3 [2]



Deux mécanismes ont été postulés pour expliquer cette réaction ; une réaction directe de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> avec l'oxygène, comme décrit ci-dessus, et une réaction par étapes complexe où Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> subit des réactions successives de décarburation pour former le Cr, et plus tard Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, comme décrit par Equation 3.4 [2]



### Conclusion :

En général, l'atmosphère de projection et la taille des particules en vol sont les facteurs principaux sur la teneur en oxydes du dépôt. Les particules plus petites réagissent plus aisément avec l'oxygène que les particules plus grosses en raison de leur plus grande surface spécifique. Aussi les dépôts atomisés sous air à une pression d'atomisation élevée présentent généralement une teneur en oxyde élevée.

Les paramètres qui affectent la taille des particules formées lors de l'atomisation sont essentiellement le débit massique, le diamètre de la buse, la distance d'injection à l'axe géométrique de la torche, l'angle de projection et la nature et le débit du gaz porteur. La géométrie de la buse affecte également la taille des particules.

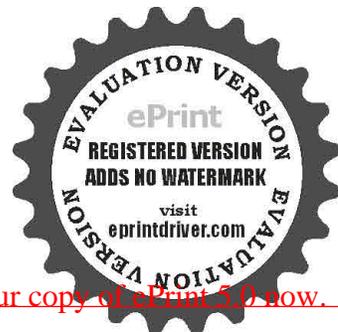
Un autre paramètre qui affecte la teneur en oxydes est la distance de tir. Avec une plus grande distance de tir, les particules ont plus de temps pour s'oxyder. Par ailleurs, quand la distance de tir est diminuée la température des particules à l'impact devient plus élevée et les gouttelettes se déforment plus en impactant sur le substrat mais le taux de dépôt peut alors diminuer.

La porosité du dépôt quant à elle dépend essentiellement de la vitesse d'impact des gouttelettes et de leur viscosité à leur impact.



Le contenu de carbone dans le revêtement est inférieur à celui contenu dans la poudre avant projection. Ceci implique que la décarburation s'est produit pendant l'étape en vol de la particule et du procédé du dépôt. Le matériau de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr après le dépôt a perdu de 10% à 30% comparé à la poudre originale. [52]

Cependant, il est clair que la décarburation du carbure est beaucoup limitée pendant l'étape en vol. En conséquence, les pertes importantes de carbone de la particule Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> ont eu lieu après des impacts de gouttelettes de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr sur la surface de revêtement.



## CHAPITRE 4 PROCEDURE EXPERIMENTALES

### 1-Matériaux :

#### 1-1.Poudre utilisée pour la projection :

Pour la construction de dépôt, on a choisit la poudre  $Cr_3C_2-25NiCr$ , dont la composition chimique est présentée au tableau 4.1.

**Tableau 4.1** : composition chimique de la poudre.

poudre	Méthode de production	Eléments	C	Ni	Cr
Amdry 5260	Agglomérée et frittée	Poids (%)	9.23	19.6	Bal

- **Etuvage et mélange des poudres :**

L'étuvage des poudres a été mené avant leur projection, afin d'éliminer l'humidité et d'assurer une bonne homogénéité de la granulométrie.

L'opération d'étuvage consiste à introduire la poudre dans une étuve pendant 24 heures, à une température qui varie entre 80 et 90°C, après elles sont mélangées automatiquement pendant 30 minutes.

#### 1-2.Substrat :

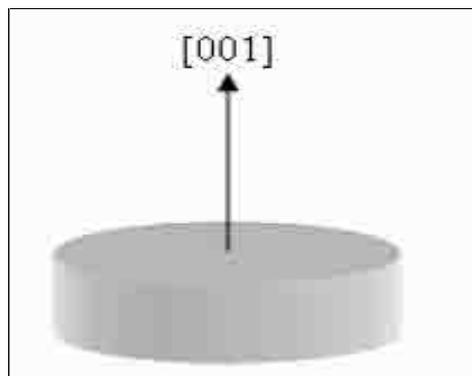
##### 1-2-1. Choix du substrat :

C'est un alliage d'aluminium à durcissement structural, très souvent utilisé dans la fabrication des pièces nécessitant une légèreté et une bonne résistance, en particulier celles utilisées dans l'industrie aéronautique. La composition chimique ainsi que les propriétés de cet alliage sont présentées respectivement dans les tableaux 4-2 et 4-3.

Les échantillons sont de forme cylindrique de 25mm de diamètre et 20mm de hauteur, c hauteur a été choisie pour permettre la dissipation de l'important flux thermique transmi la torche lors de la projection.



La projection est faite sur la surface de la direction comme indiquée dans le schéma au dessous. (Figure 4.1).



**Figure4-1** : Schéma du substrat

**Tableau4-2:** composition chimique de l'alliage 7075-T6. [57]

éléments	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Fe	Si	Al
Poids (%)	5.9	2	1.32	0.2	0.12	0.42	0.19	bal

**Tableau 4-3** : caractéristiques physiques et mécaniques de l'alliage 7075-T6 [57]

Masse volumique (g/cm)	2.80
Intervalle de fusion (°C)	475-630
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (°C-1.106)	23.5
Module d'élasticité (Mpa)	72000
Coefficient de poisson	0.33
Conductivité thermique (0à100°C) (W/M°C)	Etat T6 :130
Résistivité à 20°C ( $\Omega\mu\text{cm}$ )	Etat T6 :5.2
Capacité thermique massique (0à100°C) (J/kg°C)	915
Limite élastique RP0.2 (Mpa)	470 (1)
Limite à la rupture Rm (Mpa)	535 (1)
Allongement (%)	8(1)
Limite élastique RP0.2 (Mpa)	390 (2)
Limite à la rupture Rm (Mpa)	475 (2)
Allongement (%)	7 (2)
Dureté HB	152



### 1-2-2. Préparation de la surface du substrat :

Les techniques de préparation de surface doivent permettre de nettoyer les matériaux et de modifier l'état géométrique de leur surface. La réalisation d'un dépôt par projection thermique impose la réalisation d'une série d'opérations indispensables dans un ordre bien établi :

- Un dégraissage, qui consiste à débarrasser la surface des films passivant et des graisses. C'est la première étape de préparation des pièces destinées à être revêtues. En effet, elle a pour conséquence la destruction et l'élimination de la plupart des impuretés (graisses, inclusions superficielles, etc.) généralement responsables de la mauvaise tenue des revêtements ;
- Un traitement mécanique appelé « sablage » qui permet la création d'un état de surface rugueux. Après le nettoyage des pièces, il est nécessaire de créer une rugosité sur la surface à revêtir afin de permettre aux particules en fusion ou à l'état pâteux de venir épouser les rugosités de la surface et réaliser ainsi un bon accrochage mécanique.

Outre la création d'une grande surface d'adhérence, la rugosité permet également de diminuer les contraintes résiduelles générées au sein du dépôt en empêchant leur addition par la séparation des grains écrasés, notamment pour les contraintes parallèles au substrat qui tendent à provoquer le décollement des dépôts.

En contrepartie, le sablage crée des contraintes de compression dans le substrat au voisinage de la surface sablée. Le sablage se fait généralement à l'aide de particules d'abrasifs, le plus souvent de l'alumine, entraînées par de l'air sous pression et dirigées sur le substrat.

- Un nettoyage ultérieur (par ultrasons et solvant par exemple) est indispensable pour éliminer les particules de sablage incrustées dans les creux et toute trace de graisse (introduite par exemple par l'air de sablage).

Les conditions de sablage utilisées dans notre travail sont présentées dans le tableau 4.4.

**Tableau4.4** : conditions de sablage.

<b>Type de sableuse</b>	sableuse à pression
<b>Type d'abrasif</b>	corindon blanc
<b>Granulométrie moyenne</b>	400 µm
<b>Pression d'air comprimé</b>	1.5 bar
<b>Distance</b>	120mm
<b>Angle</b>	75°

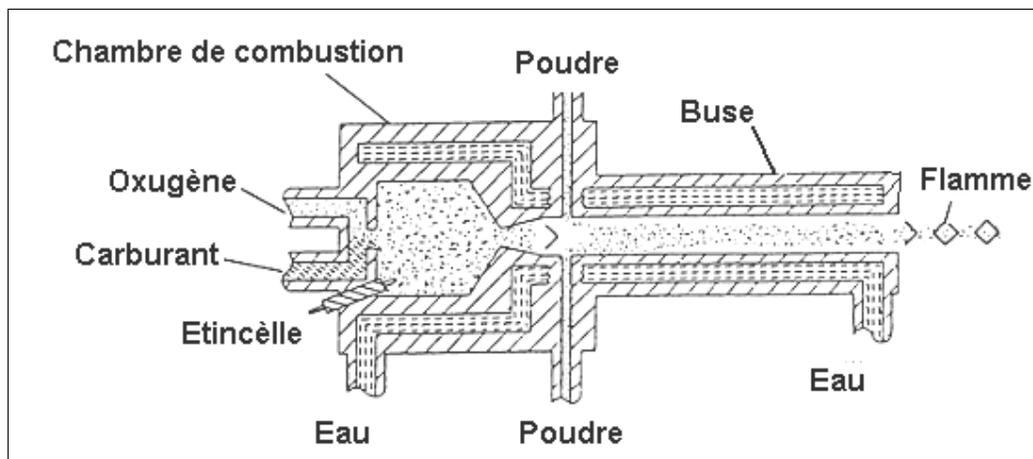


## 2-Procédé d'élaboration de projection thermique :

### 2-1.Elaboration des revêtements à la flamme supersonique HVOF

Le système **HVOF** utilisé est de type **CDS** (Sulzer-Metco). L'installation présentée en partie sur la figure .5.1 est constituée de :

- une cabine insonorisée ;
- un système automatisé de commande et contrôle de type PTA-2000 ;
- une source de courant PT-800A d'une puissance de 80KV ;
- un ensemble de manipulation de la torche et des pièces, constitué d'un robot ASEA cinq axes et axe qui permet d'assurer la rotation de la pièce ;
- un chalumeau standard de type CDS ;
- un système vidéo, qui facilite le contrôle de l'opération depuis l'extérieure de la cabine ;
- un système de refroidissement ;

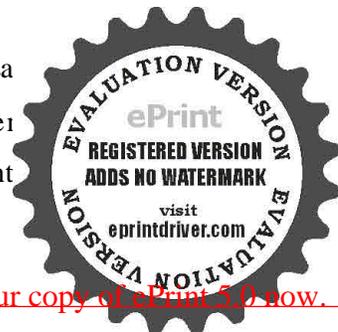


**Figure 4.2** : Schéma d'une torche CDS.

Les échantillons à revêtir sont montés sur un mandrin horizontal qui tourne à une vitesse de 160 tr/min, et sont balayés horizontalement par le jet du chalumeau du bas vers le haut et vis versa. La vitesse de rotation du mandrin et le nombre de passes effectuées par le chalumeau contrôlent l'épaisseur du revêtement.

#### 2-1-1. Le refroidissement

Le refroidissement des échantillons lors de la projection thermique est indispensable en raison de l'augmentation de la température du substrat qui peut engendrer des problèmes de stabilité dimensionnelle. En outre, il influence de façon importante le taux de cont



résiduelles à l'intérieur du revêtement. Le refroidissement s'effectue par l'utilisation d'un flux d'air comprimé qui contribue aussi à l'évacuation des poussières pendant la projection.

### 2-1-2. Les combustibles

Le comburant utilisé dans ce travail, étant naturellement l'oxygène et le gaz combustible étant le gaz naturel (méthane) avec une pression de 08 bars avec un compresseur.

### 2-2. Les paramètres opératoires

Le choix des paramètres opératoires des gaz détermine l'énergie calorifique nécessaire pour fondre et projeter les poudres. Lorsqu'on utilise le gaz naturel comme gaz combustible dans un système CDS au lieu du propane ou du propylène, il faut considérer les caractéristiques de la combustion, du fait que le comportement des produits de combustion est différent. Les caractéristiques les plus importantes sont : L'énergie calorifique, la température adiabatique et le débit massique.

**Tableau 4.5** : Paramètres opératoires de projection HVOF.

Paramètres	échantillon
<b>Débit d'oxygène (NI/min)</b>	420
<b>Débit du combustible (NI/min)</b>	145
<b>Débit du gaz porteur (N<sub>2</sub>) (NI/min)</b>	20
<b>Distance de projection (mm)</b>	200
<b>Longueur de la buse (pouces)</b>	3
<b>Débit de poudre (g/min)</b>	40

### 3- Caractérisation des dépôts :

#### 3-1. Méthodes de Control Non Destructifs (CND) :

##### 3-1-1. Introduction :

Dans l'industrie aéronautique, comme dans la plupart des industries du transport, les non destructifs peuvent faire la différence entre la vie et la mort.



Comme son nom l'indique le contrôle non destructif (CND) a pour objectif de mettre en évidence, les défauts tout en préservant l'intégrité des produits contrôlés. Cette définition est assez large, pour être plus précis, les CND concernent exclusivement la « santé de la matière », et consistent à rechercher les défauts internes des structures, matériaux, pièces et assemblages.

Les mesures dimensionnelles et de formes n'entrent donc pas dans le domaine d'application du CND.

Les techniques de CND sont utilisées en contrôle de qualité pour s'assurer de la conformité et de la normalité d'une production, puis de garantir la tenue des pièces en service et des assemblages fabriqués. Elles sont également très appréciées en maintenance. Elles permettent de vérifier la continuité de la matière, et donc de déceler le manque de la matière, les fissures, la présence des corps étrangers...etc. [56]

Les techniques CND sont nombreuses, citons par exemple :

➤ L'examen visuel :

- Le ressuage.
- La magnétoscopie.
- La radiographie.
- Les courants de Foucault.
- Les ultrasons.

Ces techniques sont très utilisées dans :

- L'industrie automobile (contrôle des blocs moteurs).
- L'industrie navale (contrôle des coques des bateaux).
- L'aéronautique (poutres, ailes d'avions).

### 3-1-2. Contrôle par courants de Foucault :

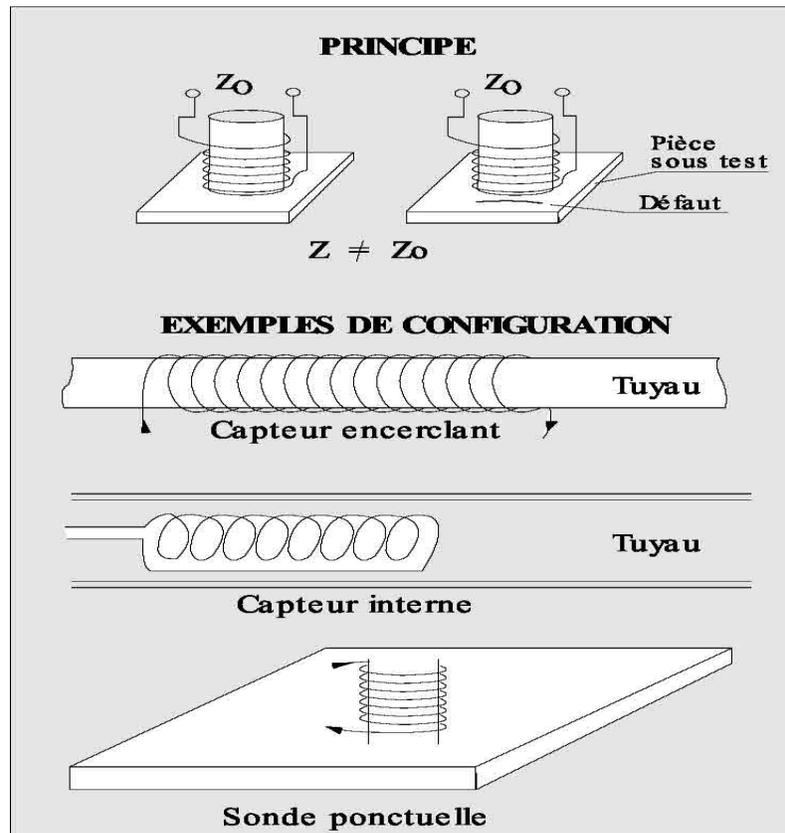
Le contrôle par courants de Foucault consiste à soumettre la pièce à contrôler à l'action d'un champ magnétique variable dans le temps, à l'aide d'une bobine parcourue par un courant électrique. Pour ce faire, on induit des courants dans le matériau à contrôler. La trajectoire des courants induits est perturbée par des variations locales, soit de la géométrie des caractéristiques électromagnétiques du matériau. La perturbation locale des lignes de courant conduit à une modification du champ induit, lequel s'oppose à chaque instant au



champ d'excitation (loi de Lenz). Par conséquent, le courant traversant la bobine d'excitation varie. Autrement dit, l'impédance  $Z_0$  de la bobine est modifiée. [57]

Pour réaliser le contrôle complet d'une pièce, il faut déplacer (à une vitesse qui peut atteindre quelques m/s) la bobine à la surface de celle-ci et déceler les variations d'impédance, qui traduisent la présence d'une anomalie à l'intérieur de la pièce.

Par visualisation des signaux, il permet le contrôle des surfaces fissurées, et permet la mesure des épaisseurs. Il fonctionne en mode absolu et en différentiel. Sur une seule voie, il ne convient pas pour les chantiers, vu l'importance de son poids et sa grande taille. Il est destiné pour les travaux de laboratoire, figure 4.3.



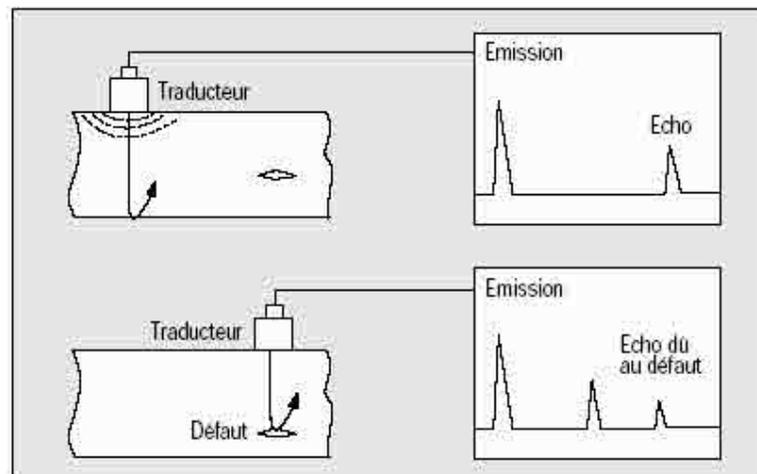
**Figure4.3** : Schéma de principe du contrôle par courants de Foucault. [56]



### 3-1-3. Contrôle par ultrasons :

L'ultrason est basé sur la transmission, la réflexion, et l'absorption d'une onde ultrasonore, qui se propage dans la pièce à contrôler. Le train de l'onde émis est réfléchi dans le fond de la pièce et sur les défauts et puis revient vers le transducteur (qui joue souvent le rôle d'émetteur et de récepteur).

L'interprétation des signaux permet de positionner le défaut. Parmi les avantages de cette méthode : la localisation et le dimensionnement des défauts, l'examen a partir d'une seule face souvent suffisant...etc. la figure 4.5, montre un examen par ultrason.



**Figure 4.5** : examen par ultrason. [56]

Le contrôle non destructif par ultrason nous a permis d'évaluer l'adhérence du revêtement au substrat. Une chaîne de contrôle a été utilisée pour la réalisation de cet essai.

La chaîne de contrôle ultrasonore comme la montre la figure 4.6, se compose de :

- Un micro-ordinateur doté d'un programme qui permet la commande des trois moteurs pas à pas de la cuve ultrasonore suivant trois axes, x, y, z, ainsi que le traitement des données et l'affichage des résultats. [58]
- Un générateur d'impulsion électrique (émetteur- récepteur) produit une cadence réglable des impulsions d'amplitudes élevées.
- Un oscilloscope à phosphore numérique de type TEKTRONIX série TDS 3054 connecté au micro-ordinateur via une interface IEEE 488 qui permet l'échantillonnage et l'acquisition des signaux obtenus.



- Un pupitre de commande de la cuve de type SIGE AX 416 PP qui est connecté au micro-ordinateur. Il permet la commande automatique et manuelle de chariot porte sonde suivant les trois axes.
- La cuve utilisée spécialement pour le contrôle par immersion de petites pièces plates et cylindriques, est montrée à la figure 4.4. Elle est équipée de trois chariots qui se déplacent suivant trois axes x, y, z.

Deux supports de la sonde sont fixés sur le troisième chariot que l'on peut régler à l'aide de deux pignons:

L'un pour l'orientation verticale et l'autre pour l'orientation transversale. Cette cuve permet en tout cinq degrés de liberté.

Les deux sondes sont utilisées simultanément dans le cas de contrôle par transmission (émetteur, récepteur) séparés dont l'une envoie l'onde et l'autre reçoit. Mais dans notre étude (contrôle par écho) on utilise une seule sonde (même sonde qui envoie et reçoit l'onde). La tige qui maintient la pièce à étudier est fixée sur goniomètre. Ce dernier est fixé sur un bac en plexiglas. Pour faciliter la propagation des ondes ultrasonores on a utilisé un milieu élastique qui est l'eau douce dans lequel la pièce et la sonde sont immergées. Le bac en plexiglas est placé dans la cuve à immersion, et repose sur deux cales de hauteur identique. [58]

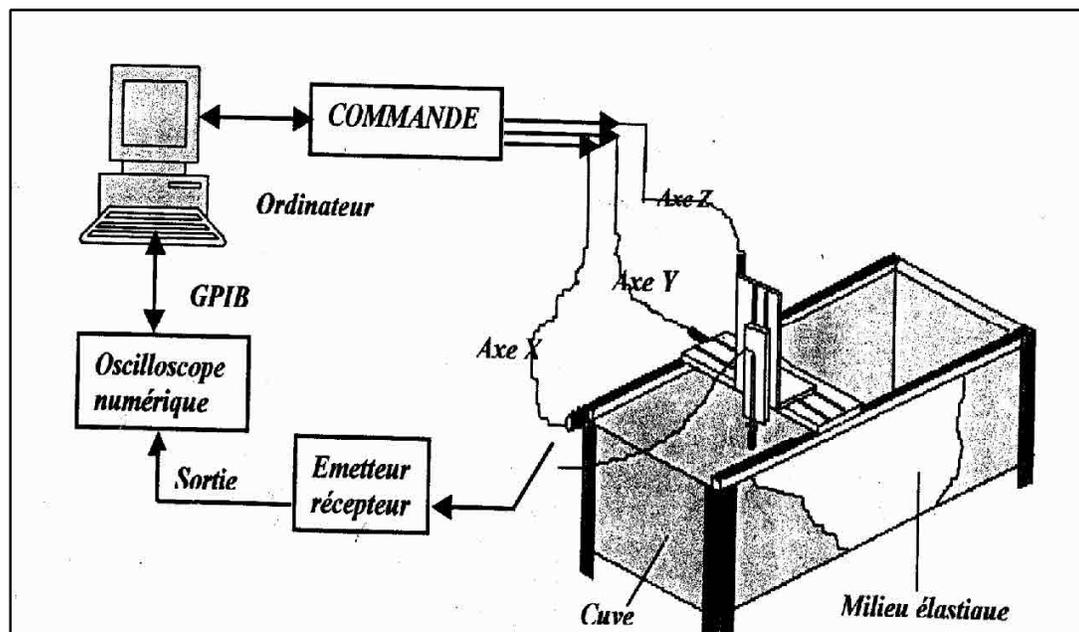


Figure 4.6 : Chaîne de mesure ultrasonore. [58]



### 3-2.Observations microscopiques :

L'observation microscopique nécessite un polissage fin de la surface ou de la coupe du dépôt à observer. Le polissage mécanique, obtenu manuellement dans notre cas, vise à rendre les surfaces uniformes. Il consiste à abrader la surface, sous une charge constante, à l'aide de papiers revêtus de carbure de silicium (SiC) de grade progressif, montés sur des tourets de polissage dont la vitesse est de 300 tr/min. La diminution de la taille des grains d'abrasif d'un papier à l'autre permet d'affiner progressivement l'état de polissage et de diminuer la rugosité moyenne. Compte tenu de la différence de dureté existant entre le carbure et le revêtement (2500 HV5 pour SiC), la surface à polir se couvre de rayures de plus en plus fines, caractéristiques des sillons laissés par les grains de SiC.

Chaque séquence de polissage dure environ 5 minutes. Les échantillons ainsi polis (surface ou coupe des dépôts) peuvent alors être observés au microscope.

#### a/ Microscope optique :

Un microscope métallographique qui permet l'observation des échantillons, avec un grossissement qui varie de 10 à (x100) fois. Ce microscope s'accompagne d'un appareil photo de type SONY. L'avantage de la microscopie optique, outre sa grande facilité d'utilisation, est de permettre l'observation de grandes surfaces et de collecter ainsi une information globale sur l'aspect de la surface observée.

Mais compte tenu de sa faible résolution, il n'est pas possible de l'utiliser pour une observation fine d'objets rugueux de petite taille, la microscopie électronique à balayage est alors mieux adaptée.

#### b/ Microscope Electronique à Balayage (MEB) :

Un microscope Philips XL30, couplé à une sonde d'analyse X à dispersion en énergie (EDS) de type EDAX 9100/60, a été utilisé pour les observations en microscopie à balayage électronique (MEB).

L'interaction entre le faisceau électronique et l'échantillon se traduit par l'émission d'électrons secondaires et rétrodiffusés. La détection de ces électrons est mise à profit pour obtenir des images réalisées à partir d'un balayage de la surface de l'échantillon par la sonde électronique. La méthodologie employée a consisté à observer les échantillons en image d'électrons secondaires (SE) à 20 keV pour obtenir une bonne résolution. L'analyse EDS a été accomplie à 10 keV en mode d'électrons rétrodiffusés (BSE) afin d'augmenter le rapport signal/bruit des éléments.



légers. La microanalyse X permet de détecter les éléments lourds ainsi que certains éléments légers, la teneur en éléments légers n'étant pas quantifiable.

### **Spectroscopie de rayons X dispersive en énergie (EDS) :**

La spectroscopie dispersive des rayons X en énergie est une technique de microanalyse qui utilise les rayons X émis par l'échantillon sous l'impact du faisceau d'électrons et permet de déterminer la composition élémentaire du volume irradié.

### **3-3. Diffraction des rayons X**

Bien que les rayons X aient été découverts en 1895 par W.K.Rontgen à l'université de Würzburg [6], il faut attendre l'expérience de Laue en 1912 pour voir apparaître le premier cliché de diffraction d'un petit cristal blende. W.L.Bragg utilisa et développa la diffraction X pour identifier les structures des matériaux cristallins. Depuis, de nombreuses applications ont été développées dans le domaine de la cristallographie, de la physique et de la métallurgie. Aujourd'hui la DRX reste une méthode très utilisée pour caractériser et comprendre la microstructure et l'état mécanique des matériaux cristallins. [59]

Cette technique repose sur l'interaction élastique d'un mince faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. La diffusion cohérente ou diffraction résultante permet l'obtention d'un diffractogramme et la détermination des distances réticulaires des plans diffractants en utilisant la loi de Bragg (Équation 4.1), pour une longueur d'onde ( $\lambda$ ) du rayonnement incident donnée, les paramètres réticulaires repérés par les indices de Miller (dhkl) sont une fonction de l'angle de diffraction ( $\theta$ ). L'entier naturel (n) représente l'ordre de diffraction ; pour mémoire, l'intensité des raies d'ordre supérieur ou égal à 2 est généralement négligeable [14].

$$n\lambda = 2dhklsin\theta \qquad \text{Équation (4.1)}$$

L'identification des phases cristallines s'appuie sur la comparaison des valeurs expérimentales des distances réticulaires avec celles de la base de données J.C.P.D.S. (Joint Committee Powder Diffraction Standard). [60].

Les analyses des poudres et des matériaux massiques ont été effectuées avec un diffractomètre SIEMENS D5000 à anode de cuivre. La fluorescence du fer est éliminée grâce à un monochromateur arrière. Ce monochromateur, par contre, ne permet pas de séparer le d



et  $K_{\alpha 2}$ . L'angle  $2\theta$  entre le faisceau incident de rayons X et l'axe principal du détecteur varie entre  $15^\circ$  et  $100^\circ$ .

La méthode de diffraction des rayons X sous faible incidence a été employée pour obtenir l'analyse de surface des substrats. Un diffractomètre SEIFERT-XRD7 a été utilisé. La surface analysée est alors d'environ  $1 \text{ cm}^2$ . L'angle  $2\theta$  varie entre  $20^\circ$  et  $80^\circ$ . Le rayonnement atteignant le détecteur correspond aux raies  $K_{\alpha 1}$  et  $K_{\alpha 2}$  du cuivre, dont la longueur d'onde moyenne est de  $0.15417 \text{ nm}$ . Sa pénétration dans le matériau, de l'ordre de quelques micromètres, dépend des propriétés d'absorption de l'échantillon et de l'angle d'incidence [12].

### 3-4. Outils pour l'étude de la microstructure :

#### ❖ Analyse d'image [61]

L'analyse d'image permet l'étude des échantillons à l'échelle microscopique. Les deux grands types d'utilisation sont l'analyse quantitative et la reconnaissance. Dans le premier cas, c'est l'exploitation de données numériques, portant aussi bien sur la taille, la densité, la couleur, la forme des objets ou l'organisation des structures, qui est primordiale, dans le second cas, c'est l'identification des formes. Les formes peuvent être identifiées soit à partir de mesures, comme en analyse quantitative, soit à partir de transformations d'images suivies uniquement d'un dénombrement pour tester la présence ou non de la figure recherchée, l'analyse quantitative étant alors très réduite.

A chaque application correspond un programme d'analyse d'images, qui comporte quatre étapes essentielles :

1. acquisition de l'image,
2. sélection des zones d'intérêt,
3. mesures,
4. interprétation des résultats,

#### 3-2-1. Principe de base

Le traitement d'une image numérique consiste à altérer les valeurs des différents pixels (intensités) la constituant en vue d'en extraire des informations spécifiques (contours des objets, intersections entre ces objets, surfaces des singularités, etc.).

Quatre groupes principaux de filtres, ou opérateurs, sont communément utilisés pour une image:

- la modification du contraste;



- les opérateurs arithmétiques et logiques;
- les filtres spatiaux;
- les filtres morphologiques.

### **3-2-2. Analyse par modification du contraste**

Les modifications du contraste consistent à convertir les valeurs initiales des pixels en des valeurs modifiées en vue d'altérer le contraste ou/et la brillance. Les altérations des intensités des pixels sont décrites par une fonction de transfert linéaire, non-linéaire, continue ou discontinue.

### **3-2-3. Analyses morphologiques**

L'opération de traitement morphologique vise à altérer les images numériques dans le but de détecter les objets d'intérêt et d'en extraire des informations relatives à leur taille, à leur forme ou à leur location spatiale. La détection des objets s'opère essentiellement après la binarisation de l'image numérique (les objets sont contrastés en noir, le reste de l'image en blanc) et par son traitement grâce à l'emploi de filtres morphologiques. L'objet essentiel de ce qui suit est de décrire succinctement le protocole de binarisation d'une image, de lister les principaux filtres morphologiques et de détailler quelques notions relatives à la taille, la forme et la distribution surfacique des objets sélectionnés

### **3-2-4. Détection des objets d'intérêts**

La détection des objets d'intérêt est rendue possible par la binarisation de l'image qui permet d'extraire les objets à analyser. La binarisation consiste à segmenter l'image en deux régions distinctes, d'une part la région des objets digitaux affectée de la valeur d'intensité 1, et d'autre part la région de l'arrière-plan affectée de la valeur 0.

Deux approches sont possibles pour binariser l'image, la méthode du seuillage d'une part, et la méthode de la coupe de densité d'autre part. Le choix de l'une ou l'autre de ces méthodes est dicté au cas par cas par la configuration de la microstructure étudiée.

Afin d'épurer l'image binaire de ses artefacts, il est nécessaire de lui appliquer plusieurs filtres morphologiques. Quatre filtres principaux sont communément employés à ce niveau de l'analyse :

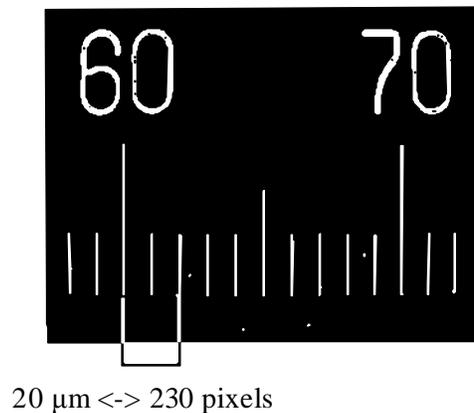
- Le filtre "érosion"
- Le filtre "dilatation"



- Le filtre "ouverture"
- Le filtre "fermeture"

### 3-2-5. Etalonnage

L'étalonnage du système de mesure (logiciel d'analyse d'image) est la première étape dans l'analyse quantitative. Cet étalonnage permet de corréler l'aire d'un pixel à des dimensions physiques. Pratiquement, la calibration est effectuée en définissant la distance séparant deux pixels non contigus de l'image. Cette opération est réalisée à partir de l'image d'un micromètre étalon numérisée dans des conditions identiques à celles utilisées pour acquérir les images des microstructures à analyser, ainsi qu'illustré sur la figure 4.6.



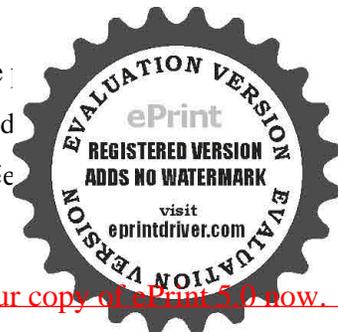
**Figure 4.6 :** Etalonnage d'une chaîne d'analyse à partir de l'image numérique d'un micromètre étalon (étalonnage suivant l'axe horizontal).

Nous avons appliqué la méthode d'analyse d'image à la mesure d'épaisseur, de rugosité, de porosité et de teneur en oxyde des dépôts.

### 3-5. Caractérisation des propriétés mécaniques :

#### ❖ Microdureté

Cet essai consiste à mesurer l'empreinte faite dans une partie du dépôt. Ceci est utile pour estimer la résistance à l'usure et étudier la structure du dépôt. Les mesures de la microdureté des dépôts ont été effectuées sur des surfaces ou des coupes polies. Elles ont été réalisées



un indenteur de type Vickers. Des charges de 3 Newton ont été appliquées pendant 5 secondes pour les dépôts d'alliage d'aluminium 7075. L'appareillage utilisé est un duromètre de type **LEIZ. MINILOAD2** qui est équipé d'un pénétrateur diamant Vickers. Les valeurs de dureté obtenues résultent de la moyenne de 5 mesures

#### 4-Conclusion :

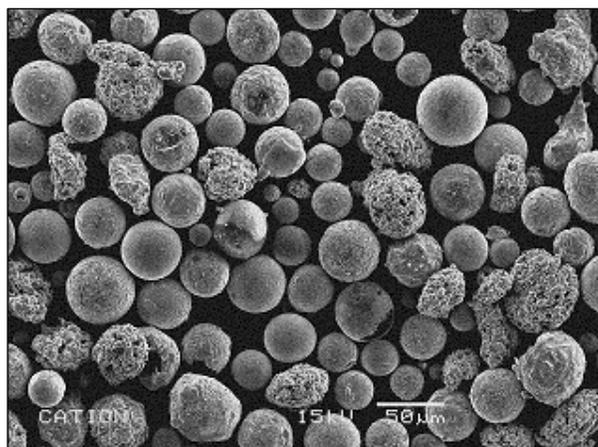
Nous avons présenté, dans ce quatrième chapitre, les diverses techniques utilisées pour mesurer les caractéristiques des dépôts et étudier leurs propriétés. Les propriétés des dépôts sont caractérisées par différentes techniques : analyse au MEB, DRX, l'utilisation d'un logiciel de traitement d'image (scion image) pour calculer l'épaisseur, la rugosité et quantifier la porosité ainsi que la teneur en oxyde. Les méthodes CND (courant de Foucault et les ultrasons) sont aussi utilisées pour estimer l'adhérence du dépôt. Les résultats obtenus sont mentionnés dans le chapitre suivant.



## CHAPITRE 5 RESULTATS ET INTERPRETATION

### 5-1. Résultats et discussion :

L'examen au MEB de la poudre Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25NiCr figure 5.1, révèle un mélange de particules sphériques agglomérées de surfaces différentes, ayant relativement la même composition chimique due aux mêmes éléments constituant cette poudre, tandis que le mode de fabrication (agglomérée / frittée, dans notre cas) est responsable de la différence de morphologies et leur surfaces.



**Figure 5.1:** Micrographies MEB de la poudre projetée.

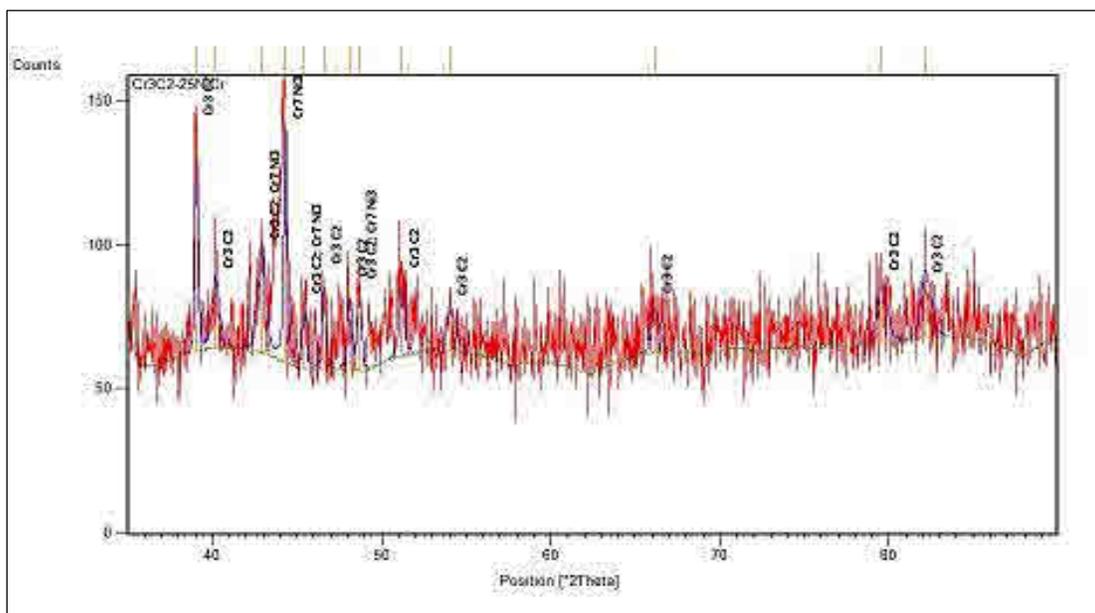
Lors de la préparation de la poudre, l'opération d'agglomération induit beaucoup de porosité, cette opération est suivit par le procédé de frittage afin de la minimiser (la porosité). Donc, les particules poreuses peuvent être issues d'insuffisance de frittage, et/ou de la fusion partielle de la phase liante lors de la fabrication de la poudre. [12]

### 5-2. Diffraction des Rayons X (DRX) :

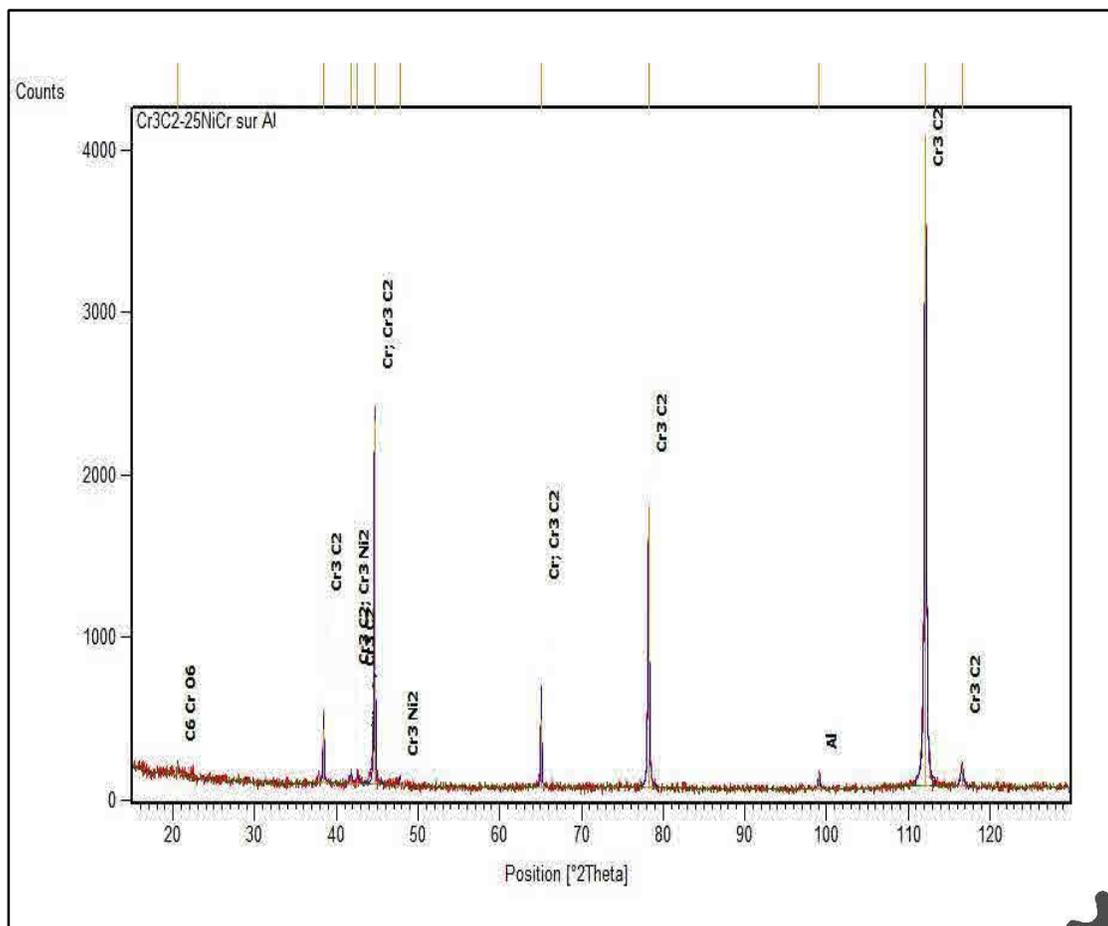
L'examen DRX a été effectué au CDSE du Birine de Ain Ouessera. La technique DRX appliquée sur la poudre utilisée, ainsi que sur le revêtement élaboré par projection à la flamme HVOF à révèle les résultats présentés dans la figure 5.2



a/



b/



**Figure 5.2** : spectres DRX, a/ poudre  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ . b/ revêtement sur un substrat aluminium.



Pour les deux échantillons, on remarque une variabilité dans l'intensité des spectres de carbure, attribuée à la morphologie (différentes granulométries) et à la composition de la poudre. Les spectres de la poudre, ainsi que ceux du revêtement sont dominés par les pics de  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ .

Dans les spectres DRX de la poudre, on remarque la présence de pics de grande intensité de  $\text{Cr}_7\text{Ni}_3$ , qui peut résulter d'une fusion importante de la phase NiCr pendant la fabrication du cermet.

Concernant l'analyse du revêtement, des pics d'une grande intensité celle du carbure  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , qui apparaît dans l'analyse, cela revient à la composition initiale de la poudre. Des pics mineurs de  $\text{Cr}_3\text{Ni}_2$  sont aussi observés, cette phase pourrait être formée par la fusion d'une petite quantité du carbure  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  dans l'alliage NiCr.

Une quantité substantielle de Cr est également observée sur le spectre.

Il est aussi à noter que, les carbures  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  et  $\text{Cr}_{23}\text{C}_7$  (normalement apparus dans ces carbures) n'apparaissent pas, preuve qu'aucune décomposition significative du carbure  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  n'est intervenue durant la projection, ceci est relié au temps de séjour très court de la particule pendant la pulvérisation.

Une petite quantité de  $\text{C}_6\text{CrO}_6$ , qui est peut être résulté d'une faible décarburation superficielle du  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  avec l'atmosphère.

Ces résultats comptent parmi les avantages qu'offrent la technique HVOF.

### 5-3. Construction du dépôt :

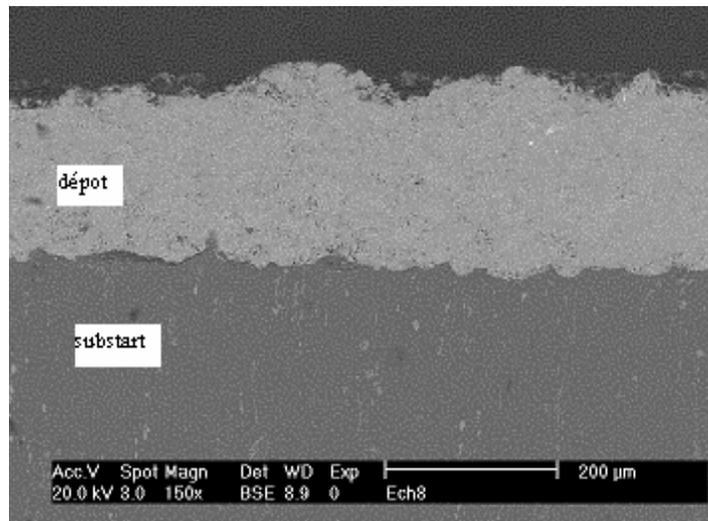
La formation du revêtement est obtenue par l'impact, la déformation et la solidification rapide des particules sur le substrat. Le revêtement pourrait présenter une structure lamellaire comportant éventuellement des oxydes, des micro-porosités, des fissurations inter et intra lamellaires, des zones de contact entre lamelles et avec le substrat plus ou moins parfaites. La manière dont les gouttelettes s'étalent et se solidifient influe sur les caractéristiques du dépôt et notamment sur sa porosité. Par ailleurs, la formation des lamelles peut s'accompagner d'un phénomène d'éclaboussure à l'impact et /ou à la fin de la phase d'étalement. Les mécanismes d'étalement et de solidification des particules sont relativement complexes, car ils dépendent de l'énergie cinétique et thermique des gouttelettes et de leur viscosité vis à vis du matériau substrat, de la nature et de l'état de surface du substrat ainsi que de sa température.



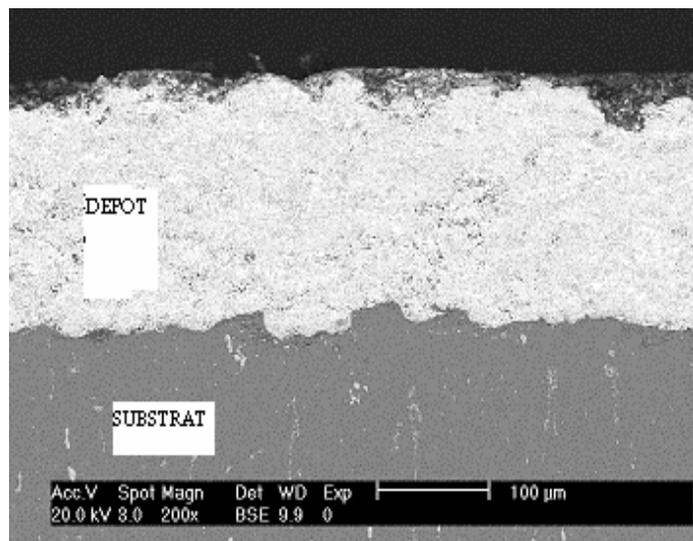
- **Etude de la microstructure du dépôt :**

Des coupes transversales polies des dépôts ont été observées par microscopie électronique à balayage en utilisant un détecteur d'électrons rétrodiffusés. Ceci permet d'avoir un fort contraste entre le matériau et les hétérogénéités (porosité, oxydes, particules non fondues....).

Les micrographies obtenues révèlent les différents défauts présents dans le dépôt, Figure 5.4.



c/

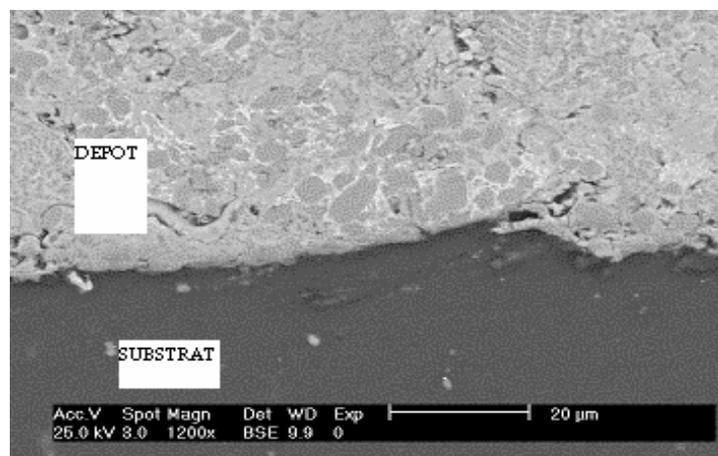


d/

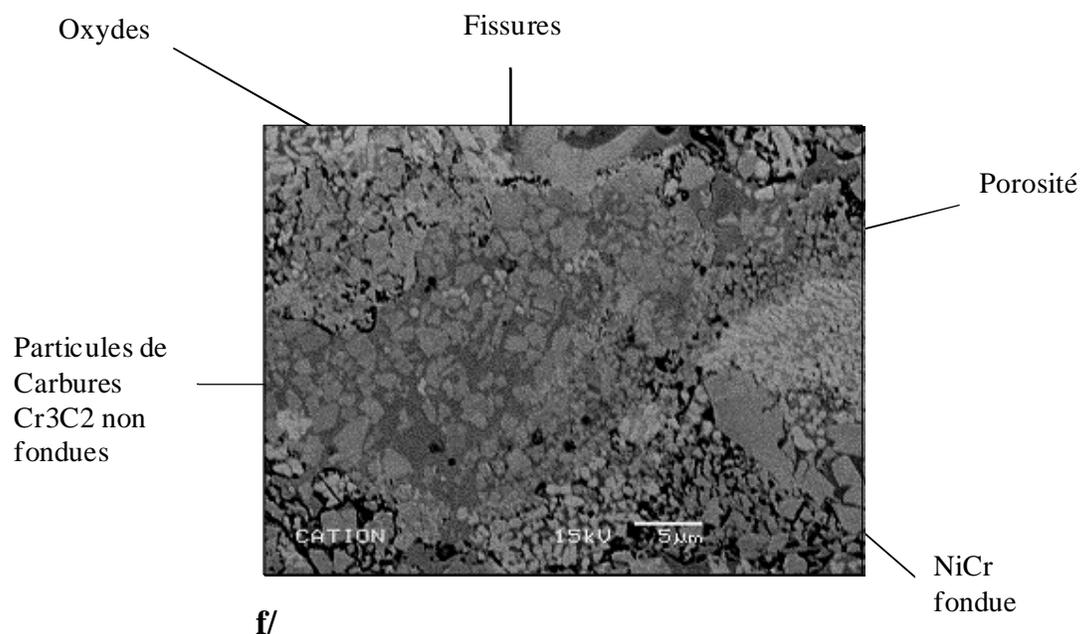
**Figure 5.3** : images MEB du revêtement a différents grossissements.

c/ pats 200μm ; d/ pats 100μm.





e/



f/

**Figure 5.4:** section d'image du revêtement  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$  par procédé HVOF.

e/ pats  $20\mu\text{m}$  ; f/ pats  $5\mu\text{m}$

La technique de traitement d'image « scion image » a été appliquée afin de calculer l'épaisseur, la rugosité, le taux de porosité ainsi que la teneur en oxyde.

#### a/ épaisseur du dépôt :

Pour chaque échantillon, trois images de section du dépôt choisies aléatoirement ont analysées afin de déterminer les caractéristiques microstructurales, notamment l'épaisse



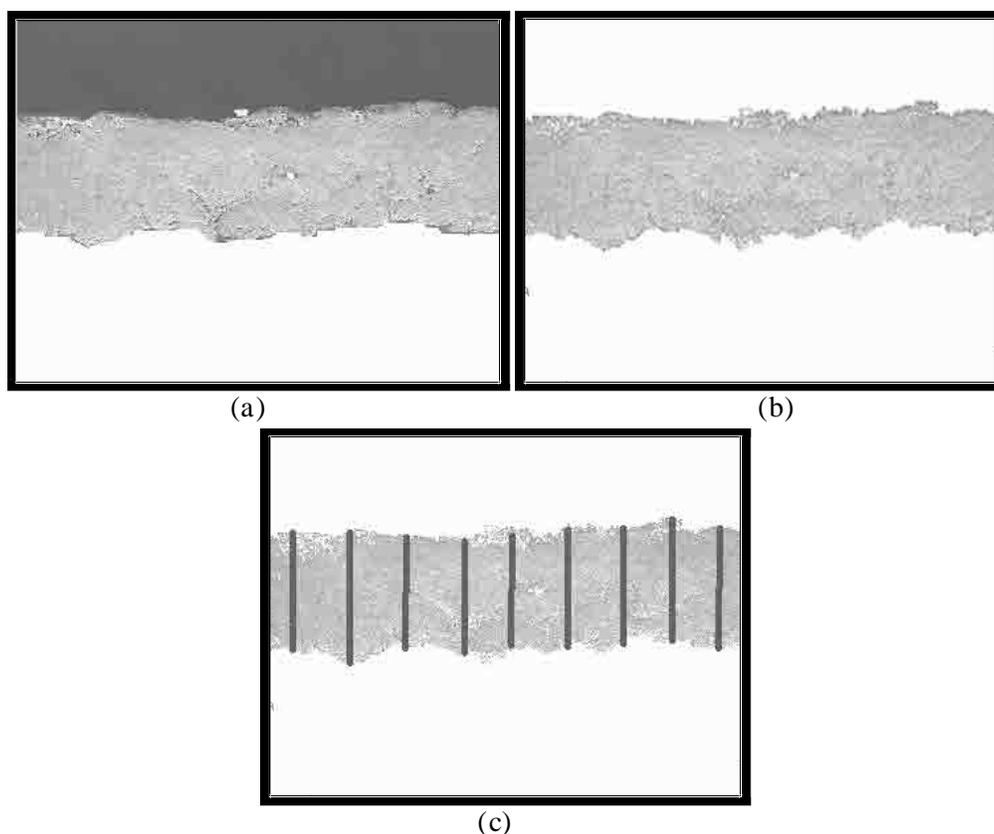
moyenne du dépôt. En effet, cette épaisseur moyenne permet d'estimer dans un second temps l'épaisseur moyenne déposée par passe de la torche.

Cette quantité est un indicateur relatif du rendement intrinsèque du rendement. Les résultats obtenues expérimentalement sont illustrés dans le tableau 1. la démarche adoptée est décrite ci-dessous :

- L'image originale (figure 4.6.a) est binarisée par un seuillage à deux niveaux ;
- On fait disparaître les pixels moins isolés en appliquant l'opérateur morphologique ouverture (cycle 'd'érosion' suivi du cycle 'dilatation').

Ensuite on applique l'opérateur morphologique fermeture (cycle 'dilatation' suivi du cycle 'd'érosion') pour éliminer les pixels isolés (figure 4.6.b).

- L'image est traitée en appliquant un algorithme qui permet de déterminer pour chaque objet d'intérêt, les pixels qui lui sont attribués (figure 4.6.c). le profil recherché correspond à l'objet possédant le nombre maximal de pixels.



**Figure 5.5** : isolation des profils du substrat et du dépôt :(a).section du dépôt ; (b). seuillage a deux niveau avec application des opérateurs morpho ouverture/fermeture ; (c).construction du profil et calcul de l'épaisseur du dépôt.



### b/ Taux de porosité :

La porosité au sein des dépôts peut prendre plusieurs faciès :

- Fermé : ce qui correspond a des pores inter-ou intra- lamellaires mais sans connexion ni avec le substrat ni avec la surface.
- Ouvert : le pore part de la surface jusqu'à l'intérieur du dépôt sans atteindre la surface du substrat.
- Interconnecté : elle découle de la porosité ouverte mais dans ce cas elle se propage à travers tout le dépôt mettant le substrat en contact avec l'extérieur.

L'observation du revêtement en coupe, avec un traitement d'image couplé à une analyse statistique a permis le taux global de porosité.

Cinq images en coupe choisies aléatoirement ont été acquises et analysées. Compte tenu de la méthode utilisée, les résultats présents des dispersions plus ou moins importantes autour des valeurs moyennes.



**Figure5.6** : binarisation et utilisation des filtres Open-close.

Les valeurs de la porosité obtenues résultent de la moyenne de 5 mesures.

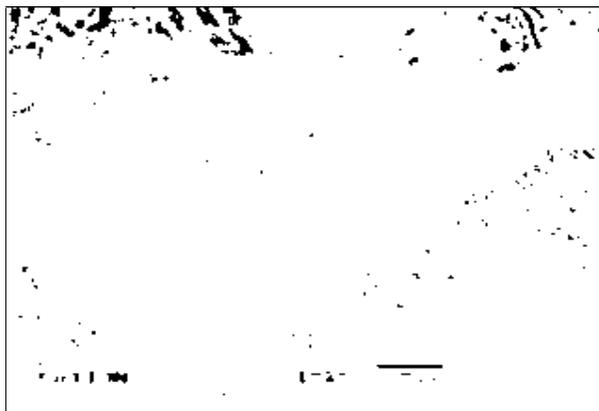


**c/ La rugosité :**

La rugosité du revêtement est estimée à partir de l'épaisseur déjà calculée, en tenant compte des valeurs supérieures à celle de l'épaisseur moyenne, ensuite calculer une moyenne de la rugosité, qui est résultée de la moyenne de 5 mesures.

**d/ La teneur en oxyde :**

La teneur en oxyde a été déterminée par analyse d'image en évaluant le taux du noir sur le blanc correspondant à celui des oxydes. L'image correspondante est mentionnée dans la figure ci-dessous (figure 5.7).



**Figure 5.7 :** teneur en oxydes du revêtement étudié.

Les résultats calculés par la méthode de traitement d'image sont présentés dans le tableau 5.1, qui montre les propriétés du revêtement Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25NiCr élaboré par procédé HVOF de type CDS.

**Tableau 5.1 :** caractéristique du revêtement.

	Epaisseur ( $\mu\text{m}$ )	Taux de porosité (%)	Teneur en oxydes (%)	Microdureté HV0.3kgf	Rugosité Ra ( $\mu\text{m}$ )
résultats	200 $\pm$ 17	0.90	0.89	856 $\pm$ 125	4.05 $\pm$ 0.40

**a/ Etude des porosités :**

Les pores présents au coeur du dépôt résultent d'un étalement imparfait des gouttelettes possible de relier leur présence aux paramètres de projection. En effet, l'étalement des gouttelettes dépend de leur température et vitesse au moment de l'impact [10], de leur c



de refroidissement donc de la température du substrat [10,11], ainsi que des forces de tension de surfaces.

On remarque un faible taux de porosité, qui revient à plusieurs facteurs :

### **1-influence de la granulométrie de la poudre :**

A partir de la figure 5.4, il apparaît que plus les particules projetées sont grosses, plus le dépôt contient de pores. Cela peut être expliqué par la taille des objets à empiler : plus les particules sont grosses, plus leurs lamelles le seront aussi et plus il sera difficile d'avoir un empilement compact sans créer de défauts. La grosse particule s'étalera alors moins et créera plus de pores.

### **2- influence de la distance de projection :**

Les particules sont chauffées et accélérées lors de leur passage dans la flamme. Pendant leur vol jusqu'au substrat, le contact avec l'atmosphère environnante fait chuter leur vitesse et leur température. Plus la distance de projection, c'est-à-dire la distance entre la torche et le substrat, sera grande, plus la vitesse et la température de surface des particules seront faibles.

Aux faibles distances de projection, la température des lamelles qui s'empilent est très élevée. La torche est très proche du substrat et du dépôt en cours de construction. Le dépôt est alors très chaud.

Le dépôt emmagasine beaucoup de contraintes lors du refroidissement. Des microfissures peuvent alors se former. Celles-ci peuvent être détectées comme pores au cours du traitement par analyse d'images et ainsi augmenter artificiellement la mesure du volume relatif des porosités.

### **b/ Etude des fissures :**

Les pores ne sont pas les seuls éléments constitutifs de la porosité. Les fissures interconnectent les pores. Elles peuvent même les relier à la surface libre du dépôt et à l'interface dépôt/substrat.

Les deux familles de fissures résultent de phénomènes distincts. Les fissures intra-lamellaires apparaissent lorsque les contraintes emmagasinées dans le dépôt se relaxent. Elles sont d'autant plus nombreuses que les contraintes sont élevées, c'est-à-dire que le dépôt et le substrat ont chauffé pendant la projection. Ce fort chauffage provient de la taille des particules, plus faciles à chauffer lorsqu'elles sont fines, de distances de projection courtes.

Les fissures inter-lamellaires proviennent d'un décollement des petites lamelles les unes des autres pour relaxer les contraintes ou d'un mauvais contact lors de l'étalement avec les lamelles sous-jacentes. Pour améliorer ce contact, il faut augmenter la vitesse et la température des particules au moment de l'impact en diminuant la distance de projection.

Cela doit être effectué de manière modérée car les particules trop accélérées et chauffées éclatent lors de l'impact et ne s'étalent pas correctement.



**c/ la rugosité :**

En projection thermique, lorsque la température d'une particule au moment de l'impact sur le substrat ou sur d'autres particules est faible, celle-ci s'étale mal. Un empilement de telles particules peut générer un dépôt à forte rugosité. [1]

La mesure de l'épaisseur nous a permis d'estimer une faible rugosité. Cette diminution peut s'expliquer par la diminution de la taille des particules mais aussi par l'augmentation de la vitesse des particules à l'impact sur le substrat qu'offre la technique HVOF.

**d/ la teneur en oxyde :**

Si la présence de l'oxyde dans le dépôt se traduit généralement par une élévation de sa dureté, elle entraîne aussi sa fragilisation car les lamelles oxydées sont en général peu ou mal liées avec les autres lamelles.

Le revêtement enregistre une faible teneur en oxydes, car l'interaction de la particule avec l'atmosphère est très courte, d'où un temps de séjour de quelques millisecondes.

**e/ microdureté :**

Les variations de dureté surgissent en raison des différentes hétérogénéités qui constituent le dépôt, et surtout la répartition non homogène du carbure Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, ce qui explique la grande valeur de l'écart type.

**f/ adhérence du dépôt :**

L'adhérence du dépôt a été estimée en utilisant les méthodes non destructives (NDT), en occurrence les CF (courant de Foucault) et les US (ultrasons).

**1. Contrôle par CF :**

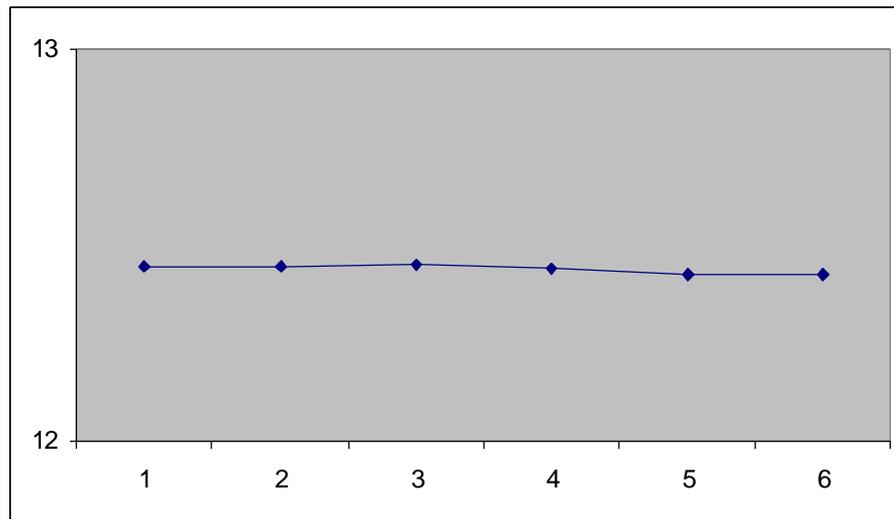
Cette méthode de caractérisation nous a permis d'évaluer l'état de la surface du dépôt en fonction de la variation de l'impédance.

Dans ce type de contrôle, on considère les caractéristiques électriques et magnétiques les mêmes dans tout l'échantillon, donc la conductivité électrique et la perméabilité magnétique sont constantes (c.à.d. même matériau). La seule variable est uniquement la surface de l'échantillon revêtu.

Les valeurs d'impédance mesurées selon les différentes positions de matériaux sont légèrement modifiées, d'où la courbe obtenue est presque une droite (figure 5.8), qui signifie que le matériau possède les mêmes caractéristiques surfaciques. Donc, on peut conclure que



l'échantillon présente une homogénéité, une uniformité, d'où le revêtement à une bonne adhérence avec le substrat.



**Figure 5.8** : variation de l'impédance en fonction des différents points de dépôt.

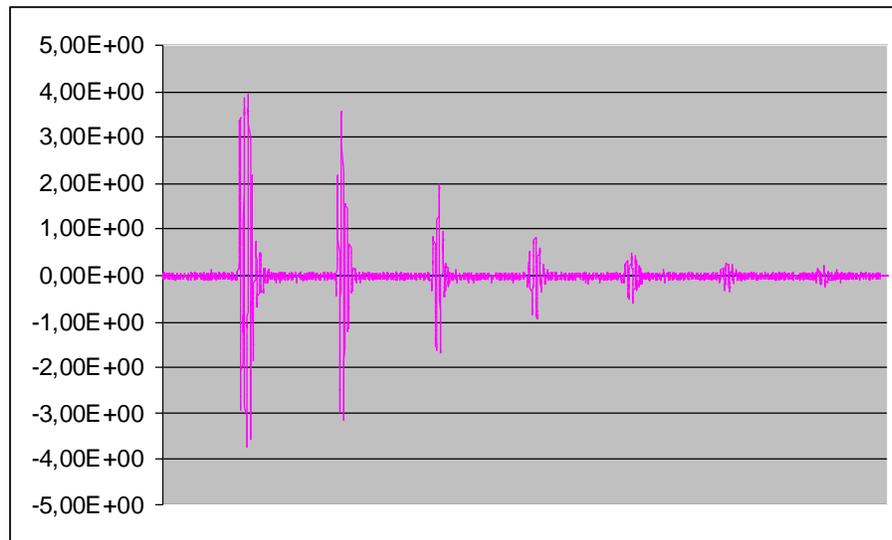
## 2. Contrôle par les US :

La méthode des ultrasons vise à estimer l'adhérence entre le substrat et le revêtement. Les courbes obtenues (figure 5.9) mentionnent des échos à fortes amplitudes qui signifient une faible atténuation des ondes ultrasonores.

La décroissance exponentielle des amplitudes revient au phénomène d'atténuation des ondes longitudinale dans le matériau.

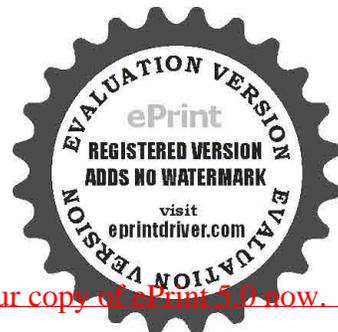
La distance entre les échos est bien respectée (même distance), donc le temps d'aller retour de l'onde est identique, c'est-à-dire que les ondes émises par la sonde ultrasonore se propagent sans difficulté dans le matériau, et si on savait que les ondes ultrasonores qui sont les ondes longitudinales ne se propagent pas dans le vide, cela, confirme l'absence (très faible) des défauts tel que la porosité, les fissures..., d'où une bonne adhérence.





**Figure 5.9** : Echogrammes du dépôt.

Les résultats obtenus par l'examen NDT (courant de Foucault, ultrasons) révèlent que le revêtement possède une bonne adhérence, ce qui confirme celles obtenus par l'analyse d'image (faible taux de porosité et celui de la teneur en oxyde...), d'où un bon état de surface du revêtement.



## *CONCLUSION*

Les procédés de projection thermique font maintenant partie de la panoplie des techniques de traitements de surface préconisées par les bureaux d'études. Deux grands domaines d'application de ces procédés sont le frottement et l'usure.

L'objectif de ce travail était de mettre en évidence les propriétés des dépôts cermets élaborés par projection thermique en utilisant différentes techniques de caractérisation telles que : le traitement d'image et les contrôles non destructifs, et discuter les corrélations entre microstructures et propriétés des dépôts.

Le matériau utilisé est le Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25NiCr, élaboré avec le procédé à la flamme supersonique HVOF.

Les principaux résultats sont les suivants.

- ✚ La microstructure des dépôts réalisés par projection thermique conditionne leurs propriétés mécaniques et tribologiques, elle dépend essentiellement de la vitesse, la température et de l'état des particules au moment de leur impact sur le substrat.
- ✚ Les valeurs de la rugosité témoignent la concordance de la granulométrie de la poudre utilisée avec le procédé HVOF.
- ✚ La porosité est minimisée en utilisant les techniques de haute vitesse de déposition, qui produisent des particules de déformation adéquate sur l'impact causant l'élargissement de la particule et la conformation à la surface projetée.
- ✚ Le (% poids) des porosités et fissures entre lamelles est faible, ce qui minimise le risque d'avoir la corrosion cavernueuse.
- ✚ Pour les diverses applications de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, les techniques de fabrications influencent la morphologie des particules et le taux des différentes phases de cristallinités.



- ✚ La dureté des revêtements reflète la préservation d'un taux élevé de carbure de type Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr lors du vol des particules. Ceci revient aux conditions thermiques et cinétiques utilisées durant le procédé de projection HVOF.
- ✚ Les techniques CND (courant de Foucault, ultrasons) utilisées dans cette étude ont pour but d'évaluer l'uniformité du revêtement et l'adhérence entre le substrat et le revêtement.

Enfin le procédé HVOF a permis l'obtention de dépôts denses et durs avec des taux de porosité et une rugosité relativement faibles.



## REFERENCES

- [1]. **Salman Nourouzi**, thèse de doctorat : contribution a l'étude du procédé ARC-FIL pour la réalisation de dépôts métalliques durs résistant a l'usure abrasive. Matériaux Céramiques et Traitements de surface.2004
- [2]. **Steven James Matthews**, these de doctorat: Erosion-Corrosion of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr High Velocity Thermal Spray Coatings, The University of Auckland.2004
- [3]. **Sahraoui Tahar**, thèse de doctorat: alternative au chrome : caractérisation et étude tribologique des revêtements élaborés par projection thermique à la flamme de HVOF, université de Saad dahleb.blida.2003
- [4]. **J.F.Li, L.Li, C.X.Ding**, thermal diffusivity of plasma-sprayed Cr<sub>3</sub>c<sub>2</sub>-NiCr coating, materials science and Engineering A394.2005
- [5]. **J.K.N.Murthy, S.Bysakh, K.Gopinath, B.Venkataraman**, microstructure dependant erosion in Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-20(NiCr) coating deposited by a detonation gun, Surface and coating Technology 202.2007
- [6]. **P. Fauchais, A. Vardelle, B. Dussoubs**, Quo Vadis Thermal Spraying?, Thermal Spray Technology. 2001
- [7]. **Chang-Jiu, Li, Gang-chang.Ji, Yu-yui Wang, Keiji Sonoya**, dominant effect of carbide rebounding on the carbon loss during high velocity oxy-fuel spraying of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, Thin solid films 419.2002
- [8]: **Boswell P.G.**, "Solidification models for high cooling rates", Metals Forum, 2 (1),
- [9]: **Sihao Deng**, programmation robotique hors-ligne et control en temps réel des trajectoires : Développement d'une extension logiciel du robotstudiot<sup>TM</sup> pour la projection thermique. These de doctorat 2006, université de technologie de Belfort-Montbéliard.
- [10] : **Abdellah Elhadj Abdellah**, Modilisation de l'interactin particule-gaz pendant la projection thermique, these de doctorat –blida-2005.
- [11]. High performance metal and ceramic matrix composites, (ed.) K. Upadhy, (pub.) TMS, 1994.
- [12]. **W. Buqian, W.L. Seong**, *Erosion–corrosion behavior of HVOF NiAl–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> intermetallic-ceramic coating*, Wear, 239 (1), 2000, pp 83-90.
- [13]. **Syed Asif Ansar**, Co-projection d'alumine et d'acier inoxydable par plasma d'arc de Doctorat de l'université de Limoge2004



- [14]. **B. Arsenault, J.G. Legoux, H. Hawthorne**, HVOF Process Optimization for the Erosion Resistance of WC-12Co and WC-10Co-4Cr Coatings: New Surfaces for a New Millennium, (Ed.) C.C Berndt, K.A. Khor, E. Lugscheider, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (2001)
- [15]. **P. Vuoristo**, *Development of titanium carbide-nickel hardmetals for thermal spraying*, Metal Powder Report, 53 (9), 1998, pp 56.
- [16]. **G. S. Upadhyaya**, *Materials science of cemented carbides — an overview*, Materials & Design, 22 (6), 2001, pp 483-489.
- [17]. **A.F. Richardson, A. Neville, J.I.B. Wilson**, *Developing diamond MMCs to improve durability in aggressive abrasive conditions*, Wear, 2003, in Press.
- [18]. **H. Herman, Z.J. Chen, C.C. Huang, R. Cohen**, *Mechanofused powders for thermal spray*, J. Thermal Spray Technology, 1 (2), 1992, pp 129-135.
- [19]. **D. Bernard, O. Yokota, A. Grimaud, P. Fauchais, S. Usmani, Z.J. Chen, C.C. Berndt, H. Herman**, *Mechanofused metal-carbide-oxide cermet powders for thermal spraying*, in Thermal Spray Industrial Applications, (ed.) C.C. Berndt, S. Sampath, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1994, pp 171.
- [20]. **E.J. Kubel Jr**, *Powders dictate thermal-spray-coating properties*, Advance Material Processing, 12, 1990, pp 24-32.
- [21]. **Pawlowski**, *The science and engineering of thermal spray coatings*, (pub.) J. Wiley and sons, New York, USA, 1995.
- [22]. P. Cheang, *Quantitative analysis of thermally sprayed coatings using backscattered electron imaging*, in Thermal Spray Industrial Applications, (ed.) C. C. Berndt and S. Sampath, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1994, pp 715-720.
- [23]. **Didier Bouvard**, *Métallurgie des poudres, mécanique et ingénierie des matériaux*, p328-330. 2002
- [24]. **H. Nakahira, K. Tani, K. Miyajima, Y. Harada**, *Anisotropy of thermally sprayed coatings*, in Thermal Spray: International Advances in Coatings Technology, (ed.) C.C. Brendt, (pub.) ASM International, Materials Park, OH, USA, 1992, pp 1011-1017.
- [25]. **A. Vardelle, C. Moreau, P. Fauchais**, *Deposit formation dynamics*, MRS Bulletin, 2000, July, pp 32-37.
- [26]. **Hazoor Singh Sidhu, Butha Singh Sidhu, S.Prakash**, mechanical and microstructural properties of HVOF sprayed WC-CO and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr coating on the boiler tube steels using LPG as the fuel gas, Journal of materials processing technology 171.2006
- [27]. **B. Arsenault, J.G. Legoux, H. Hawthorne**, HVOF Process Optimization for the Erosion Resistance of WC-12Co and WC-10Co-4Cr Coatings: New Surfaces for a New Millennium, (Ed.) C.C Berndt, K.A. Khor, E. Lugscheider, ASM International, Material Park, Ohio, USA, (2001)



- [28]. **technique d'ingénieur**, M70.
- [29]. **Guilemany, J.M., J. Nutting, and N. Llorca-Isern**, Characterisation of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr Cermet Powder for High Velocity Oxyfuel Spraying. Powder Metallurgy, 1994.
- [30]. **Venkatraman, M. and J.P. Neumann**, C-Cr (Carbon-Chromium), in Binary Alloy Phase Diagrams, **T.Massalski, et al.**, Editors.1990, ASM International.
- [31]. **Guilemany, J.M., J. Nutting, and N. Llorca-Isern**, Microstructural Examination of HVOF Chromium Carbide Coatings for High Temperature Applications. Journal of Thermal Spray Technology, 1996.
- [32]. **Mayr, W. et al.**, Phase Equilibria and Multiphase Reaction Diffusion in the Cr-C and Cr<sub>3</sub>N Systems. Journal of Phase Equilibria, 1999.
- [33]. **Vlasyuk, R.Z., et al.**, Dissolution of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> in a Nickel Matrix During Sintering I: Reaction of Chromium Carbide with Nickel During Solid Phase Sintering. Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 1985.
- [34]. **Vlasyuk, R.Z., I.D. Radomysel'skii, and A.A. Sotnik**, Dissolution of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> in a Nickel Matrix During Sintering II: Formation of a Liquid Phase in the Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Ni System During Sintering. Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 1985.
- [35]. **Grang-chang. Ji, Chang-Jiu Li, Yu-yue Wang, Wen-ya Li**, microstructural characterisation and abrasive wear performance of HVOF sprayed Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, surface and coatings technology 200.2006
- [36]. **J.M.Guilemany, J.M.Miguel, S.Vizcaino, C.Lorenzana, J.Delgado, J.Sanchez**, surface and coatings technology 157.2002
- [37]. **G. Jandin, H. Liao, Z.Q. Feng, C. Coddet**, Correlations Between Operating Condition, Microstructure and Mechanical Properties of Twin Wire Arc Sprayed Steel Coating, Materials Science Engineering, A00 , 2002,
- [38]. **A.M. Ahmed, R.H. Rangel, V.V. Sobolev, J.M. Guilemany**, In-Flight Oxidation of Composite Powder Particles During, Thermal Spraying, Heat and Mass Transfer, 44, 2001,
- [39]. **M.P. Planche, R. Bolot, C. Coddet**, In-Flight Characteristics of Plasma Sprayed Alumina Particles: Measurements, Modeling, and Comparison, Thermal Spray Technology, Vol. 12 (No.1), 2003,
- [40]. **C.J. Li, G. Yang, A. Ohmori**, Improvement of the Properties of Thermally Sprayed Ceramic Coating by the Infiltration of the Adhesives: Advancing the Science and Applying the Technology, (Ed.) B.R. Marple, C. Moreau, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (2003),
- [41]. **L.Fedrizz, L.Valentinelli, S.Rossi, S.Segna**, tribocorrosion behaviour of HVOF coating, corrosion science 49.2007



[42] **S. Simard, B. Arsenault**, Influence of Thermal Spray Process on the Corrosion behaviour of High-Density 316 Stainless Steel Coatings in Simulated Marine Environment: Advancing the Science and Applying the Technology, (Ed.) B.R. Marple, C. Moreau, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (2003),

[43] **J.M.Guilemany, N.Espallargas, P.H.Suegama, A.V.Benedetti**, comparative study of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr coating obtained by HVOF and hard chromium coating, corrosion science 42.2006

[44] **J.K.N.Murthy, B.Venkataraman**, abrasive wear behaviour of WC-CO and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-20(NiCr) deposited by HVOF and detonation spray process, surface and coatings technology 200.2006

[45] **N.Espallargas, J.Berget, J.M.Guilemany, A.V.Benedetti, P.H.Suegama**, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr and WC-Ni thermal spray coating as alternative to hard chromium for erosion-corrosion resistance, surface and coatings technology.2007

[46]. Société de Traitements Composites Poudres et Process., <file:///H:/proj-ther-MAGISTER/TCCP>, htm.2008.

[47] **C.R. Lima, F. Camargo**, Study and Characterization of High-Velocity Oxyfuel Thermal Sprayed Wear Coatings: Tagungsband Conference Proceeding, (Ed.) E. Lugscheider, P.A. Kammer, (Pub.) DVS Deutscher Verband für Schweißen, Germany, (2002), pp654-657

[48] **C.R.C. Lima, F. Camargo**, Evaluation of HVOF Coatings for Wear Applications: Advancing the Science and Applying the Technology, (Ed.) B.R. Marple, C. Moreau, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (2003), pp763-767-152

[49]. Société H.C.Starck-carbides for wear protection.

[50] **.Chang-Jiu, Li, Gang-chang, Ji, Yu-yui Wang, Keiji Sonoya**, dominant effect of carbide rebounding on the carbon loss during high velocity oxy-fuel spraying of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr, Thin solid films 419.2002

[51]. **Choi, H.S., J.Y. Moon, and C.H. Lee**, The Isothermal Oxidation Behaviours of APS NiCrAlY Bond Coatings, in Thermal Spray: Surface Engineering via Applied Research, C.C. Berndt, Editor. 2000, ASM International, Materials Park: OH-USA. p. 1273-1279.

[52]. **Caplan, D. and G.I. Sproule**, Effect of Oxide Grain Structure on the High Temperature Oxidation of Cr. Oxidation of Metals, 1975. **9**(5): p. 459-472.

[53]. **Ecer, G.M. and G.H. Meier**, Oxidation of High Chromium Ni-Cr Alloys. Oxidation of Metals, 1979. **13**(2): p.119-158.

[54]. Stott, F.H., P.K.N. Bartlett, and G.C. Wood, Laser Surface Treatment and Its Influence on the Development of Healing Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Scales on Nickel-Chromium Alloys. Oxidation of Metals, 1987. **27**(1/2): p. 37-55.



[55]. **Badaoui Ouassila**, étude des propriétés structurales, mécanique et tribologique des revêtements de Tribaloy-400 élaboré a la flamme supersonique HVOF, mémoire de magister, Université de Blida, (juin 2006).

[56]. **Nabil Benhadda**, Modélisation des Capteurs Inductifs à courant de Foucault, mémoire de magistère en matériaux, université El Hadj Lakhdar, Batna, 2006.

[57]. **M. Zergoug** "réalisation des sondes et caractérisation non destructif par courant de Foucault de couches de rechargement et de revêtement dans les matériaux conducteurs", conférence maghrébine sur le contrôle non destructif (COM CND97), Alger, (juin 1997),

[58]. **Kefaifi A.**, "Application des méthode non destructifs pour la caractérisation des revêtements déposés par projection à la flamme", Mémoire de magister, Université de Blida, (Oct.2005).

[59]. **Vincent Ji**, contribution a l'analyse par diffraction des rayons X de l'état microstructural et mécanique des matériaux hétérogènes.

[60]: Joint Committee Powder Diffraction Standard (JCPDS), International Center for Diffraction Data, Pennsylvania, USA.386-393.

[61]. **Ghislain Montavon**, Analyse structurale par traitement d'image, LERMPS. UTBM France.



**UNIVERSITÉ SAAD DAHLEB DE BLIDA**

**Faculté des Sciences de l'ingénieur**  
Département De Génie Mécanique

# **MEMOIRE DE MAGISTER**

Spécialité : Science Des Matériaux

## **LES REVETEMENTS $Cr_3C_2$ -NiCr ELABORES A LA FLAMME HVOF : MICROSTRUCTURES ET PROPRIETES MECANIQUES.**

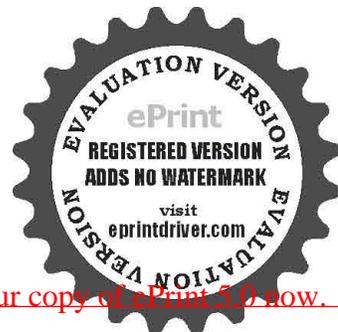
**Par**

**CHIKHI Mourad**

Devant Le Jury Composé De :

Pr. M. HADJI	Professeur, USDB	Président
Dr. H.KELLOU	M.C-A, U. de USTHB	Examineur
Dr. A.BRAHIMI	M.C-B, U. de USDB	Examineur
Dr. T.SAHRAOUI	M.C-A, USDB	Rapporteur

Blida, JANVIER 2009



**UNIVERSITÉ SAAD DAHLEB DE BLIDA**

**Faculté des Sciences de l'ingénieur**  
Département De Génie Mécanique

# **MEMOIRE DE MAGISTER**

Spécialité : Science Des Matériaux

## **LES REVETEMENTS $Cr_3C_2$ -NiCr ELABORES A LA FLAMME HVOF : MICROSTRUCTURES ET PROPRIETES MECANIQUES.**

**Par**

**CHIKHI Mourad**

Devant Le Jury Composé De :

Pr. M. HADJI	Professeur, USDB	Président
Dr. H.KELLOU	M.C-A, U. de USTHB	Examineur
Dr. A.BRAHIMI	M.C-B, U. de USDB	Examineur
Dr. T.SAHRAOUI	M.C-A, USDB	Rapporteur

Blida, JANVIER 2009

