

Effet des additions sur la microstructure et le comportement tribologique et en fatigue thermique des revêtements à base de NiAl obtenus par projection plasma

The effect of additions on the microstructure, tribological behavior and thermal fatigue of the NiAl coating, obtained by atmospheric plasma spraying (APS)

Haoues Ghouss^{1,21} & Said Boudebane²

¹Université de M'sila, Département Mécanique M'sila, 28000, Algérie.

²Université Badji Mokhtar Annaba, Département et laboratoire de Métallurgie et Génie des Matériaux, BP12 Annaba, 23000, Algérie.

Soumis le 11/12/2016

Révisé le 17/04/2017

Accepté le 26/04/2017

ملخص

سلوك الكلال الحراري و الترابيولوجي للطلاء نيكال ألمنيوم يمكن أن يتأثر بإضافة جزيئات WC, SiC, TiC, MgO. هدفنا هو أن ندرس تأثير هذه الجزيئات في خليط القاعدة NiAl على البنية الكلال الحراري و وبلى تعرية الطلاء الذي تم الحصول عليه بطريقة الرش بالبلازما (APS). أظهرت بنية الطلاء بنية رقائقية ميزة الطلاء المحصل عليه بطريقة الرش بالبلازما. الطلاء NiAl+5%WC لديه صلابة أعلى من الطلاء الأخرى. أجريت تجربة الكلال الحراري عن طريق التسخين الدوري بفعل جول (800-100 °C). أظهرت النتائج التجريبية أن الطلاء NiAl+5%WC له أفضل سلوك كلال حراري. وأجريت كذلك تجربة بلى تعرية في درجة حرارة الغرفة تحت زاوية هجوم 90° وتم تقدير سلوك التآكل عن طريق تحديد فقدان كتلة العينة إلى وحدة كتلة الرمل. أظهرت الطلاءات التي تحتوي على الإضافات سلوك أفضل للتآكل بالمقارنة مع طلاء القاعدة ألمنيوم نيكال. تم تحديد معامل الاحتكاك تحت الحمل الطبيعي N 5 مع سرعة الانزلاق 11.31 سم / ثانية وعند درجة حرارة الغرفة. أظهرت النتائج أن الطلاء NiAl له أدنى معامل الاحتكاك و أن إضافة الجزيئات يحسن معامل الاحتكاك

كلمات البحث: الكلال الحراري, الرش بالبلازما, طلاء NiAl, معامل الاحتكاك, التآكل.

Résumé

L'objectif principal de ce travail est de comprendre l'influence des additions des particules de TiC, SiC, MgO et WC dans le mélange de base NiAl, sur la structure, le comportement en fatigue thermique, à l'usure et par érosion du revêtement obtenu par projection plasma (APS). La microstructure des revêtements a montré une structure lamellaire, caractéristique des revêtements obtenus par projection plasma. Le revêtement NiAl+5%WC a acquis ainsi une dureté plus élevée que les autres revêtements. L'essai de fatigue thermique a été réalisé par un chauffage cyclique par effet joule dans l'intervalle 100 et 800°C. Les résultats expérimentaux ont montré que le revêtement enrichi en WC présente le meilleur comportement en fatigue thermique. Les essais d'érosion ont été effectués à température ambiante avec un angle d'attaque de 90°. Le coefficient de frottement a été déterminé sous une charge normale de 5N, avec une vitesse de 11,31 cm/s et à température ambiante. Le revêtement NiAl accuse le plus bas coefficient de frottement. L'incorporation des autres particules améliore le comportement à l'érosion ainsi que le coefficient de frottement.

Mots-clés : *Fatigue thermique- érosion- projection plasma-revêtement NiAl-coefficient de frottement.*

Abstract

The main focus of this work is to highlight the influence of the TiC, SiC, MgO and WC particles, as additions on the microstructure, thermal fatigue and tribological tests of the NiAl coating, obtained by atmospheric plasma spraying (APS). It was founded that the NiAl-5%WC microhardness and thermal fatigue behaviour were more improved than the TiC, MgO, and SiC coatings. In addition, the MgO, WC, SiC and TiC coatings showed lower erosion rates compared to NiAl base ones. However, the thermal fatigue and erosion tests were conducted by a cyclic heating Joule effect within the range 100–800 °C degrees and at room temperature with an attack angle of 90° respectively. Furthermore, the microstructure of all the coatings showed a lamellar morphology, which is typical of the coatings obtained by atmospheric plasma spraying. The friction coefficient was determined under a normal load of 5 N with sliding speed of 11.31 cm/s and at room temperature. The NiAl coating present the lowest coefficient of friction. The incorporation of the particles improves the coefficient of friction

Keywords: *Thermal fatigue-erosion-plasma Spray-NiAl coating-friction coefficient.*

*Auteur correspondant : ghoushaoues23@gmail.com

1. INTRODUCTION

Ces dernières années, de nombreux travaux ont été consacrés aux aluminures de nickel, non seulement en tant que matériaux massifs, mais également comme revêtement, du fait qu'ils présentent une combinaison attrayante de propriétés physiques et mécaniques comprenant une haute température de fusion, une dureté élevée, une faible densité, et surtout une bonne tenue à l'oxydation et à la corrosion. Ce qui les place parmi les matériaux les plus utilisés pour des applications à hautes températures [1-4]. Outre cela de récentes recherches [5, 6, 7] ont été consacrées au comportement tribologique de NiAl et ils ont montré que ces revêtements possèdent d'excellentes propriétés tribologiques.

Sous forme de revêtements, ces matériaux sont souvent mis en œuvre par projection thermique, particulièrement la projection plasma. Les hautes températures atteintes par plasma permettent la déposition de revêtements résistants à la corrosion à hautes températures (intermétalliques) et à l'usure (carbures, borures, oxydes...etc.). Dans le cas des revêtements à base de Ni-Al, la réaction exothermique entre le nickel et l'aluminium produit la fusion et la soudure partielles entre le revêtement et le substrat, améliorant ainsi l'adhérence du revêtement au substrat [8]. Les revêtements obtenus par projection plasma de poudres de Ni-Al à différentes compositions ont été étudiés par Sampath et al [9]. Ils ont signalé que les revêtements contiennent des oxydes de Ni et d'Al en plus de la solution solide Al-Ni. Une réaction chimique entre les différents éléments se produit pendant l'envol des particules dans la flamme d'APS. Le nickel et l'aluminium fondus forment alors des composés intermétalliques en présence d'oxydes. L'incorporation d'une deuxième phase dure et réfractaire dans la matrice intermétallique offre la possibilité de renforcer efficacement la tenue du matériau à hautes températures ainsi que la tenue à l'usure. Ces dernières années, plusieurs travaux ont mis au jour l'influence de diverses additions telles que SiC, Al₂O₃, TiB₂ et TiC sur le comportement à chaud des revêtements à base d'intermétalliques [2-4,8-10]. D'autre par, l'ajout de particule céramique peut améliorer efficacement le comportement tribologique du revêtement NiAl.

Le présent travail a donc pour objectif l'étude de l'influence des additions telles que TiC, SiC, WC, et MgO sur la microstructure, les propriétés mécaniques ainsi que le comportement en fatigue thermique, à la dégradation par érosion et à l'usure par frottement des revêtements plasma à base de NiAl.

2. MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

2.1. Préparation des échantillons

Les poudres ont été pulvérisées sur trois nuances d'acier : 55NCDV7, Z60CDV5 et 316L. Les substrats (60 × 25 × 1.5 mm³) ont été préalablement dégraissés avec de l'acétone et grenillé par projection de particules de corindon de 500 µm sous une pression de 3 bar. Après sablage, les substrats ont une rugosité (Ra) de l'ordre de 08-09 µm. Trois échantillons en acier inoxydable ont été revêtus préalablement par une couche de nickel par pulvérisation cathodique. Un dispositif spécial a été conçu afin d'assurer la projection de la poudre sur tous les échantillons placés sur un cylindre en rotation. Les mélanges de poudres étudiés sont constitués de poudre à base de NiAl avec une granulométrie - 90+45 µm et des additions de WC, TiC, SiC, MgO (Tab. 1).

Tableau 1. Compositions en poids des revêtements.

Revêtement	NiAl	NiAl+5%TiC	NiAl+5%WC	NiAl+5%SiC	NiAl+5%MgO
Code	NA	NA5T	NA5W	NA5S	NA5M

Les mélanges ont été étuvés préalablement à 80°C pendant 08 heures. Un mélange des gaz Ar/H₂ a été employé comme gaz carburant, la projection plasma a été réalisée sur un équipement de type F4-HB SULZER METCO dont les conditions de projection sont données par le tableau 2.

Tableau 2. Paramètres de projection plasma des revêtements.

Paramètres de projection	Valeur
Intensité de courant	600A
Tension	70V
Pression Ar	4.8Bar
Pression H ₂	7.5Bar
Distance projection	140mm

2.2. Essai de fatigue thermique

Le schéma du banc d'essai de fatigue thermique est présenté par la figure 1. L'éprouvette de dimensions $60 \times 05 \times 1,5 \text{ mm}^3$ est chauffée de manière continue par effet Joule suite au passage d'un courant, alors que son refroidissement se fait à l'air libre. Un régulateur-programmateur permet de fixer les limites maximales et minimales de la température au cours du chauffage et de refroidissement. Les caractéristiques du montage permettent d'assurer un chauffage de 100°C à 800°C en quelques secondes.

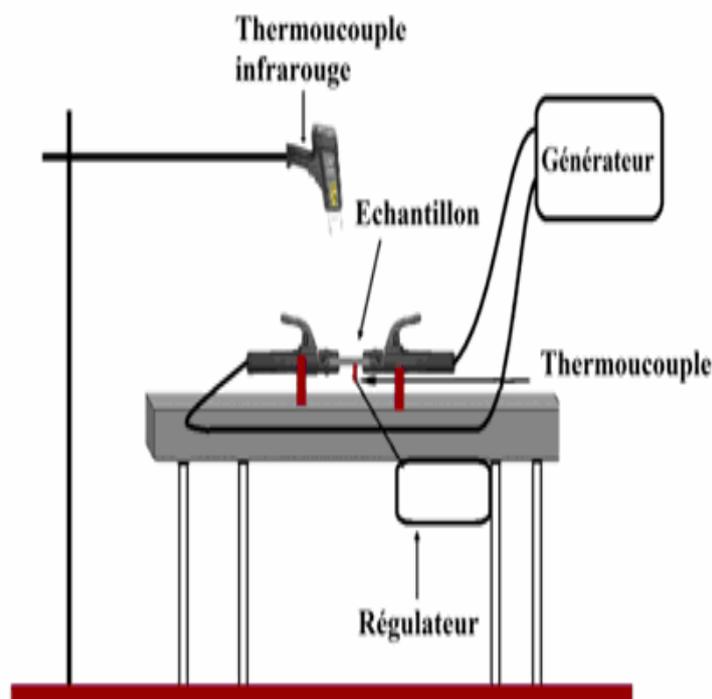


Figure. 1. Vue générale du banc d'essai de fatigue thermique.

Un pyromètre infrarouge est placé juste au-dessus de l'échantillon. L'apparition des fissures ou l'écaillage de revêtement ont été adoptés comme critères d'appréciation de l'endommagement du revêtement. La surface des échantillons est examinée visuellement par une loupe après chaque cycle.

2.3. Essai d'érosion

Les tests d'érosion ont été menés à température ambiante et en imposant un angle d'incidence de 90° entre le flux des particules en sable et la surface des échantillons à éroder, celle-ci est soigneusement placée sur une surface plate afin d'assurer des mesures appropriées (Fig. 2), L'érosion des échantillons est évaluée par la perte en masse au centre des échantillons, soit la région la plus soumise à l'érosion.

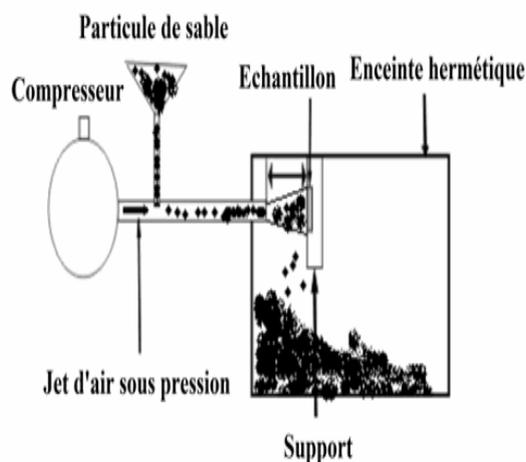


Figure. 2. Vue simplifiée du dispositif d'érosion.

La taille des particules du sable est de l'ordre de $54\ \mu\text{m}$ et la pression de l'air utilisé est de 2 bars. La perte de masse des échantillons en fonction de la masse du sable permet de déterminer le taux d'érosion des revêtements. Ainsi, avant chaque essai les échantillons sont nettoyés en acétone, séchés, pesés à une précision de $0,001\ \text{g}$ en utilisant une balance électronique de type KERN PCB. Les échantillons sont érodés sur le banc d'essai et pesés après consommation de $100\ \text{g}$ de sable. L'opération est renouvelée 3 fois.

2.4. Test d'usure

Le comportement tribologique des revêtements étudiés a été évalué par la mesure du coefficient de frottement. Les essais ont été effectués à l'aide d'un tribomètre de type CSM instruments bille-disque, avec une bille d'alumine de $6\ \text{mm}$ de diamètre, une charge normale de $5\ \text{N}$ et avec une vitesse de $11,31\ \text{cm/s}$. L'essai d'usure a été réalisé à température ambiante.

2.5. Caractérisation des revêtements

Les structures cristallines des poudres de départ et des revêtements ont été caractérisées par diffraction des rayons X (DRX) sur un diffractomètre de type Philips PANalytical X'Pert PRO utilisant un rayonnement $\text{Cu-K}\alpha$. La microscopie électronique a été mise à profit pour l'étude des microstructures des revêtements. Les observations au microscope électronique à balayage ont été effectuées sur des échantillons sans attaque et avec attaque avec solution à l'acide oxalique à 4% . L'appréciation de la porosité des revêtements a été rendue possible grâce à l'analyse d'image à l'aide du logiciel image J [11] sur des microstructures sans attaque. Les mesures de la microdureté des dépôts ont été effectuées sur des coupes polies avec un indenteur de type Vickers et une charge de $50\ \text{g}$ appliquée pendant 30 secondes. L'appareillage utilisé est un duromètre de type Shumadzu équipé d'un pénétrateur diamant Vickers. La dureté est la moyenne de 25 mesures pour chaque revêtement. Cinq mesures de rugosité ont été réalisées à l'aide d'un rugosimètre de type MITUTOYO SurfTest SJ-301 suivant la direction de tir.

3. RESULTATS ET DISCUSSION

3.1. Formation de la structure lors de la projection plasma de poudre à base de NiAl

3.1.1. Résultats d'analyse par diffraction des rayons X (DRX)

La figure 3a présente les diffractogrammes de la poudre de départ et du revêtement NA obtenu par projection plasma. La poudre se compose d'une phase majoritaire qui est le nickel, et d'une phase minoritaire l'aluminium. Par contre, le spectre de diffraction du revêtement révèle la présence de deux principaux constituant le nickel ($\alpha\text{-Ni}$) et l'intermétallique L_0 (NiAl). Ces deux phases ($\alpha\text{-Ni}$) et NiAl ont été déjà identifiées comme phases principales dans le revêtement Ni5Al par S. Deshpande et al [12] et B. Movahedi [13].

Cependant, aucun pic de l'aluminium n'a été détecté. Une partie de cette phase a été transformé en intermétallique, et l'autre partie a été oxydée avec formation de l'alumine. Les oxydes Al_2O_3 et NiO

identifiés dans tous les revêtements élaborés sont dus au phénomène d'oxydation en vol lors de la projection plasma.

Bien que révélé par des travaux précédents [14], le composé intermétallique de nickel Ni_3Al n'a pas été trouvé, dans notre cas. L'oxydation des composés intermétalliques de $NiAl$ au cours de la projection plasma est un phénomène inévitable, cette dernière peut affaiblir le lien entre les particules, ce qui se traduit par une chute de la dureté et d'autres caractéristiques du revêtement.

Pour le revêtement NA5T contenant 5% Pds TiC , aucune interaction entre le carbure de titane et l'intermétallique Ni_5Al n'a pu être détectée par diffraction des RX. Comme on peut le constater sur la figure 3b, les résultats confirment ceux de S.Economou et al [15]. On retrouve les principaux pics, c'est-à-dire les pics de Ni , $NiAl$ en plus des pics de TiC . NiO et Al_2O_3 ont été identifiés comme dans le cas précédent.

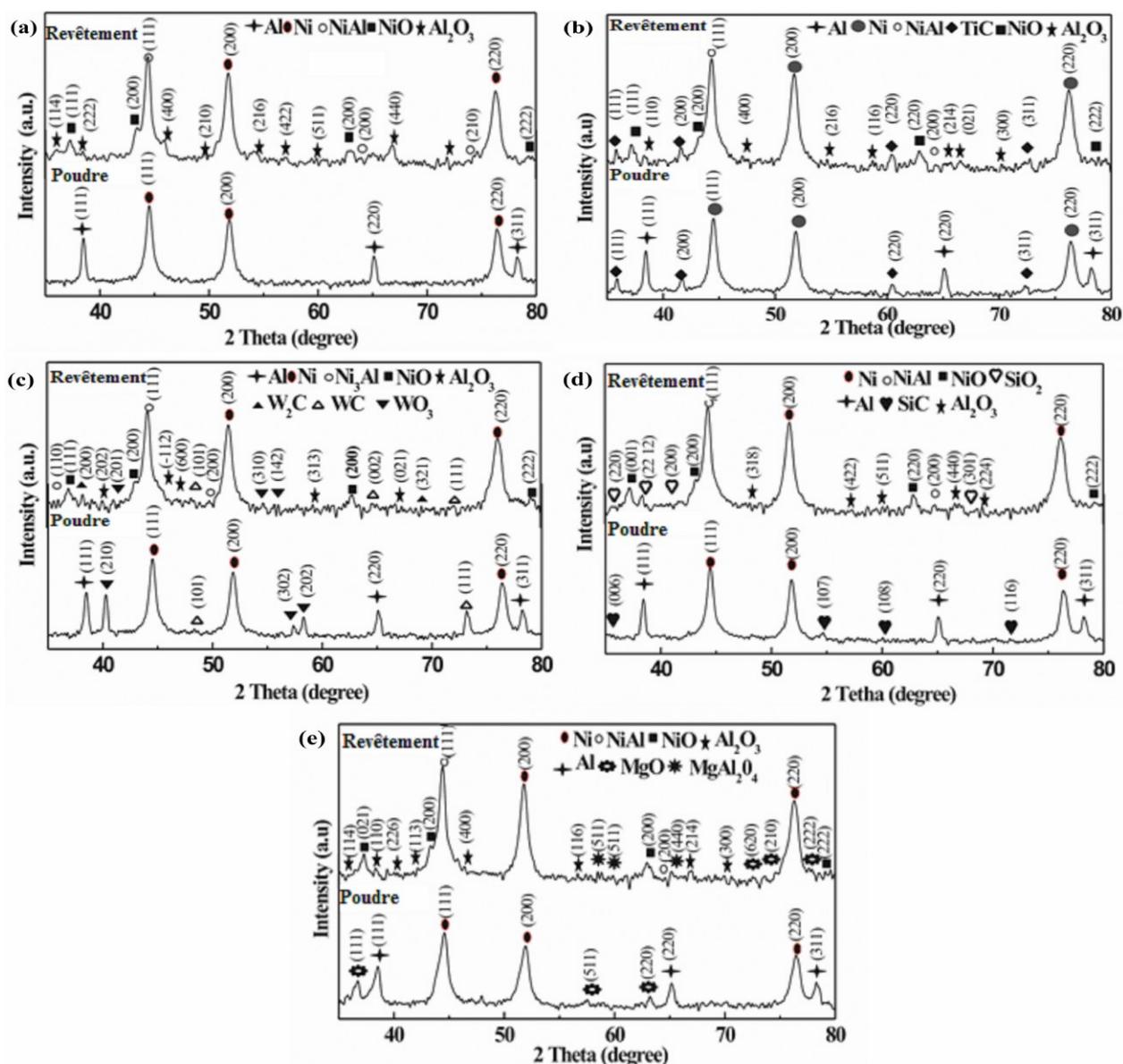


Figure. 3. Spectres de diffraction X de la poudre et des différents revêtements. (a) NA, (b) NA5T, (c) NA5W, (d) NA5S, (e) NA5M.

Les spectres de diffraction des rayons X de la poudre et du revêtement NA5W sont présentés par la figure 3c. La poudre se compose de Ni , Al , WO_3 et WC . L'analyse par diffraction des RX du revêtement NA5W révèle la présence des pics de $\alpha-Ni$ et Ni_3Al en tant que phases principales.

L'intermétallique Ni₃Al comme sa température de fusion élevée [16] pourrait améliorer sensiblement la tenue à haute température du matériau.

Dans notre cas le pic de W₂C confirme un début de décarburation du monocarbure de tungstène, phénomène observé préalablement [17].

Les figures 3c, 3d, et 3e montrent les diffractogrammes des revêtements de NA5W, NA5S, NA5M. Les pics de α -Ni et NiAl ont confirmé le caractère prédominant de ces phases dans la structure des revêtements étudiés.

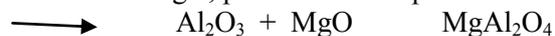
Cependant, les résultats des analyses par diffraction des RX du revêtement NA5S contenant le carbure de silicium ont prouvé la présence de la silice SiO₂. Les particules de SiC n'ont pas pu être identifiées dans la microstructure. Probablement, du fait de leur fusion dans le foyer du plasma et leur oxydation lors de l'envole vers l'objectif à revêtir. De ce fait, le SiC est entouré probablement d'une couche amorphe de SiO₂. Ces observations ont été rapportées par E. Ercken et al [18] qui stipule que le carbure de silicium est entouré par une phase vitreuse (SiO₂). Ces mêmes résultats ont été révélés par Bartuli et al [19].

La figure 3e montre le diffractogramme de la poudre et du revêtement NA5M contenant 5% Pds de MgO. L'ajout de MgO dans la poudre de NiAl entraîne l'apparition d'une nouvelle phase spinelle, issue de l'interaction entre le produit de l'oxydation de l'aluminium et la magnésie.

L'oxydation de l'aluminium au cours de la projection engendre la formation d'Al₂O₃



L'alumine réagit à son tour avec MgO, pour former le spinelle selon la réaction :



3.1.2. Microstructure des revêtements

Les microdéfauts dans les revêtements, tels que les pores, les microfissures et les particules non fondues sont le produit de différentes sources, selon les paramètres de pulvérisation. Par exemple, les gaz emprisonnés dans la masse métallique sont à l'origine de la formation d'une porosité fermée. D'autre part, le rétrécissement des lamelles lors de la solidification peut être considéré comme une source de fissuration [15].

Les morphologies des revêtements à base de NiAl avec différentes additions de TiC, WC, SiC et MgO sont présentées par la figure 4. On peut constater que les particules sont solidifiées rapidement de l'état fondu formant des régions aplaties, améliorant la liaison interlamellaire. Des fissures et des cavités sont mises au jour entre les couches déposées. Quelques régions de microsoudure à l'interface de revêtement-substrat sont également observées attestant que l'adhérence substrat-revêtement n'est pas uniforme. Ces images mettent en évidence des inclusions d'oxydes (sombre) dans la phase métallique (claire) et une quantité de défauts inter et intra lamellaires dans le revêtement (Fig. 4).

L'interface entre le substrat et le revêtement joue un rôle important quant à l'adhérence de revêtement. Des cavités ont été révélées le long de l'interface substrat-revêtement et cela pour toutes les compositions, ce qui pourraient altérer la tenue des revêtements.

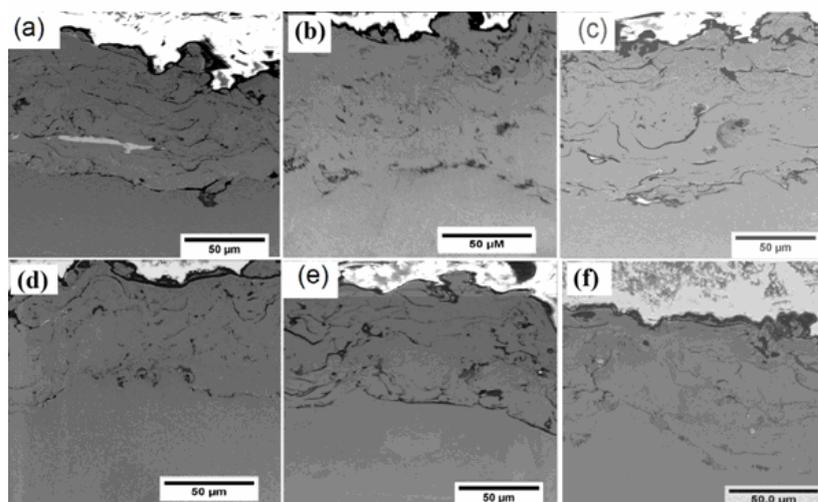


Figure. 4. Microstructures des revêtements. (a)NA, (b) NA5T, (c)NA5W, (d) NA5S, (e) NA5M, (f) NA5T avec une couche de nickel.

Des fissures le long de l'interface substrat-revêtement dues probablement à la disparité du coefficient de dilatation thermique des substrats et des matériaux des revêtements, conduiraient à un abaissement de l'adhérence.

L'interface des revêtements déposés sur des substrats en inox recouverts préalablement d'une couche de nickel par pulvérisation cathodique est moins affectée par ce défaut de l'interface substrat-revêtement (Fig. 4f).

La porosité du revêtement a été estimée par traitement de l'image à l'aide du logiciel image J. La figure 5b montre une image typique des pores résultant de l'application de cette méthode. Cette image est obtenue par la fonction seuillage, la fraction de dimension des particules a été estimée grâce à la fonction «analyse des particules». L'appréciation de la porosité des dépôts par traitement d'images montre un pourcentage important des pores de petite taille.

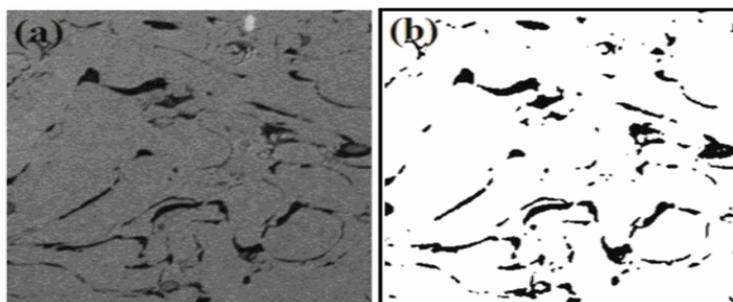


Figure. 5. Images typique du revêtement. (a) avant analyse par image J. (b) avec analyse par image J.

La figure 6 présente la distribution de grandeurs des pores des dépôts en fonction de leur pourcentage. Nous constatons que les tailles de pore des revêtements ont la distribution continue dans l'intervalle considéré.

L'allure générale des distributions des grandeurs des pores des revêtements sont semblables. En analysant ces distributions, certaines remarques peuvent être soulignées. La présence d'un pourcentage important des petites porosités (aire $< 0,01 \mu\text{m}^2$) dont la forme est proche de la sphère. On note aussi une porosité de forme irrégulière mais avec un faible pourcentage. Cependant des différences évidentes dans la distribution des grandeurs des pores sont enregistrées. Dans le cas du revêtement NA 65,68 % des pores ont une taille inférieure à $0,01 \mu\text{m}^2$ alors que ce taux ne dépasse pas 44,04% dans le cas du revêtement NA5S.

Les revêtements NA et NA5M ont presque le même pourcentage de pores de l'ordre de 7,8% pour des tailles de pores qui se situent entre $0,05$ et $0,1 \mu\text{m}^2$, alors que celle du revêtement NA5S est de 32,36 % pour le même intervalle. Nous pouvons retenir aussi que le revêtement NA5M a une porosité cumulative importante de 41,84 %, pour tous les pores dont les tailles dépassent $0,1 \mu\text{m}^2$, alors que celle du revêtement NA est de 26,46 % et celle du revêtement NA5W est seulement 16,7 %. En fait, L'existence d'un pourcentage important des microfissures et des micropores peut évidemment améliorer les propriétés mécaniques, telles que la dureté [20]. La porosité totale de ces revêtements se situe dans l'intervalle 0.92-2.98%, les valeurs obtenues de porosité sont acceptables.

Le taux d'oxydes dans les dépôts d'acier a été apprécié grâce au traitement de l'image décrit précédemment, les résultats sont rassemblés dans le tableau 3.

Tableau 3. Teneur en oxydes des différents revêtements.

Type de revêtements	NA	NA5T	NA5W	NA5S	NA5M
% oxyde	2.49	1.46	1.92	1.82	4.24

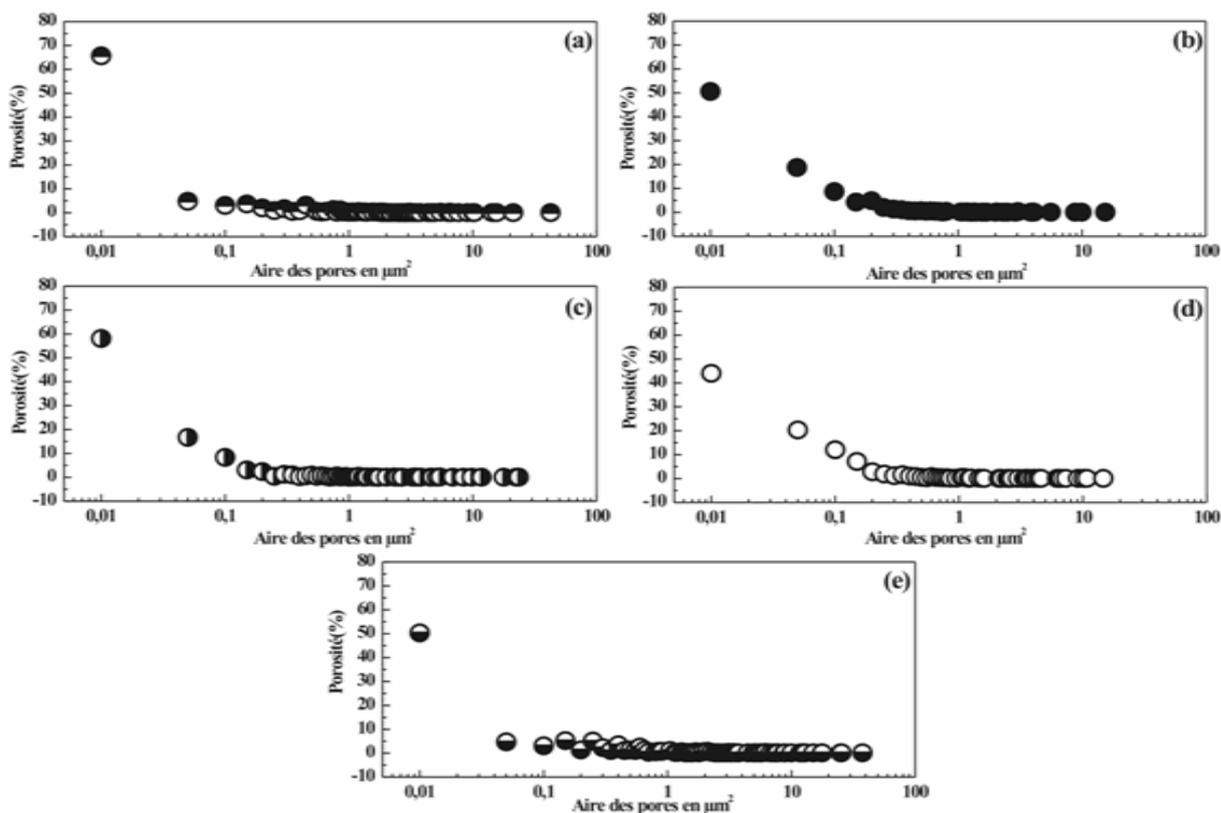


Figure. 6. Distribution de la surface des pores en fonction de leur pourcentage. (a) revêtement NA, (b) revêtement NA5T, (c) revêtement NA5W, (d) revêtement NA5S. (e) revêtement NA5M.

On remarque une évolution significative du taux d’oxydes en fonction de la nature de l’addition. Le revêtement NA5T montre une faible quantité d’oxydes, comparé au revêtement de base NA, par contre le revêtement NA5M contient plus d’oxydes.

La figure 7 montre que le revêtement NA5M est le plus poreux. La microstructure est plus grossière et comporte des pores en grande quantité. Par contre, le dépôt NA5S comporte moins de pores.

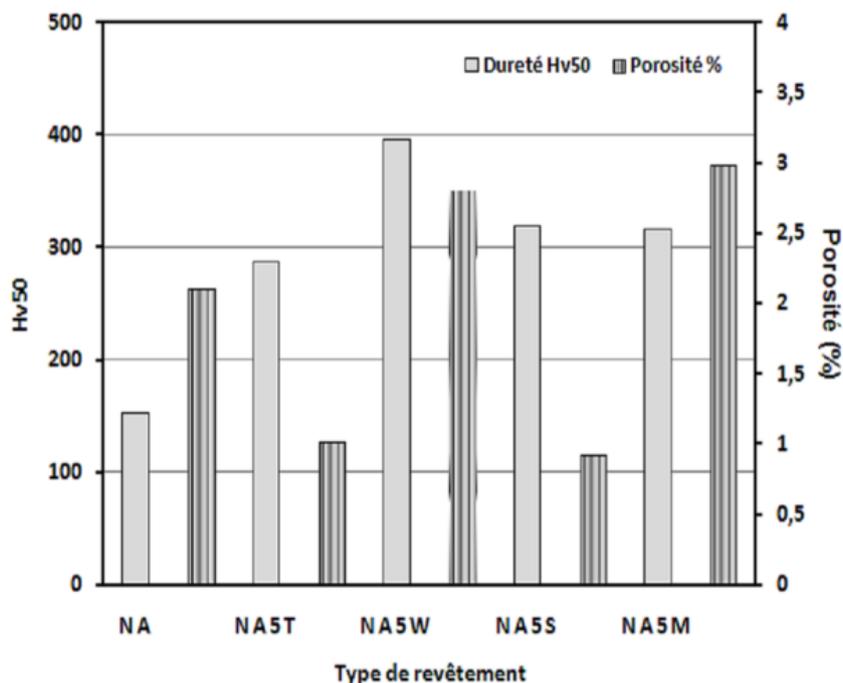


Figure. 7. Histogrammes comparatifs illustrant la microdureté et la porosité des revêtements.

3.1.3. Dureté du revêtement

Les résultats des mesures de la microdureté et le pourcentage de la porosité des dépôts des cermets de différentes compositions sont présentés par la figure 7. On remarque une légère amélioration de la dureté des dépôts contenant des carbures par rapport au dépôt de référence NA. Les valeurs de dureté des revêtements varient dans la gamme de 151-396 Hv. le revêtement NA5W contenant 5%WC présente la dureté Vickers la plus élevée avec une valeur moyenne de 396 Hv50 dépassant celle du revêtement de base NA de 38%. Les ajouts de carbures contribuent donc à l'amélioration de la dureté des revêtements.

On peut noter l'effet positif des additions de carbures sur la dureté des revêtements d'où on constate l'amélioration de la dureté des revêtements contenant des carbures de TiC, WC, SiC par rapport au revêtement de référence NA. La porosité dégrade généralement les propriétés mécaniques des matériaux. Une teneur importante en défauts (fissures, porosité) conduit à une altération des caractéristiques mécaniques [21], ce qui conforte nos résultats.

L'influence claire de la porosité sur ces propriétés dépend de la taille de pore et de leur morphologie. En général, L'augmentation de la porosité a comme conséquence la diminution de la dureté de revêtement.

3.2. Comportement tribologiques des revêtements

3.2.1. Coefficient de frottement

Le comportement tribologique des revêtements étudiés est étroitement lié à leur composition. La figure 8 présente les courbes de variations du coefficient de frottement des revêtements NA, NA5T, NA5W, NA5S et NA5M en fonction de la distance de glissement lorsque le test est réalisé avec une bille en Al₂O₃, sous une charge normale de 5N et à température ambiante. Tous les échantillons montrent une évolution similaire du coefficient de frottement, caractérisée comme une augmentation initiale, suivie par un état d'équilibre due à l'usure d'aspérités et de la formation des débris. De ce fait, la présence de ces particules réduit la surface de contact de la surface réelle entre les couches de revêtement et la bille en alumine ce qui en conséquence diminue la valeur du coefficient de frottement. Ces observations confortent celles faites par M. Jafari et al [22]. Ce phénomène semble plus marqué dans le cas du revêtement NA5W qui après seulement 20 M de glissement engendre la formation des premiers débris. Le coefficient de frottement moyen du revêtement NA5W est de 0,6 avec cependant une grande dispersion dans les valeurs expérimentales.

Dans le cas du revêtement NA, ne contenant d'additions, le coefficient de frottement augmente d'abord rapidement avec la distance parcourue, qui correspond en réalité à un rodage intense caractérisé par une usure élevée. Au-delà, on observe une diminution progressive et par la suite une stabilisation, après 60 M de glissement. Le revêtement NA a le plus bas coefficient de frottement moyen de l'ordre de 0,42 en comparaison avec les autres revêtements. On enregistre surtout une grande dispersion dans les valeurs des revêtements NA5M et NA5W. Le coefficient de frottement du revêtement de composition NA5T présente peu de fluctuations en comparaison avec les autres revêtements.

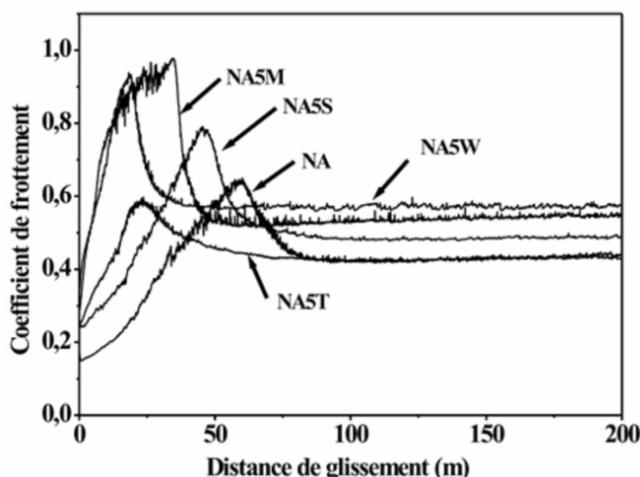


Figure. 8. Evolution du coefficient de frottement des revêtements en fonction de la distance de glissement.

Le revêtement NA5W possède le coefficient de frottement plus élevé, ceci est probablement dû à sa dureté relativement élevée. On peut aussi expliquer la valeur élevée du coefficient de frottement du revêtement NA5M, par la présence d'oxydes de MgO dont la mouillabilité par le nickel et ces alliages demeure très faible ($\Theta = 152$) [23]. Ceci pourrait être l'explication à la fréquence de la formation de débris et de leur élimination dans un processus cyclique plus long en comparaison avec les autres revêtements.

Pour une meilleure compréhension du frottement et des mécanismes d'usure des revêtements étudiés, les surfaces usées des revêtements ont été examinées par microscopie électronique à balayage. Suivant les indications de la figure 9, les micrographies des surfaces usées pour les revêtements NA, NA5T, NA5W, NA5S et NA5M obtenus par projection plasma nous permettent de mettre au jour le mécanisme de dégradation prédominant. L'observation des microstructures montre que les revêtements accusent une déformation plastique locale illustrée par des traces d'usure, des sillons et des éraflures d'usure. La charge appliquée à la bille cause un effet abrasif sur la surface des revêtements.

La composition chimique des revêtements étudiés influence sensiblement la déformation plastique des revêtements lors de l'essai d'usure, Les particules dures rayent la surface et accélèrent l'usure. On peut clairement observer les éraflures provoquées par la bille en alumine (Fig. 9).

La surface usée du revêtement NA présente un faciès plus lisse comparé à la surface du revêtement non dégradé du fait du frottement et de l'usure. En outre, on note la présence de fissures transversales par rapport à la direction de glissement. Il est bien connu aussi que la bille en Al_2O_3 utilisée possède une dureté plus élevée que celles des revêtements étudiées. De ce fait, au début du processus de frottement et sous la pression de la charge appliquée, les aspérités dures de la bille pénètrent dans la surface du revêtement et enlèvent les parties les plus douces du revêtement NA, conduisant à la formation d'une surface rugueuse représentée sur la figure 9a et b. Une partie peut être donc retenue sur la surface usée rugueuse, sous l'effet de la contrainte cyclique en cours de frottement, alors qu'une autre partie du revêtement est détachée et se transforme en débris d'usure et répartis le long de la direction de glissement.

La microstructure de la surface usée du revêtement contenant MgO (Fig.9c) montre une usure adhésive liée à la déformation plastique de la surface du revêtement. Les images révèlent des particules écaillées dues à l'usure des couches du revêtement. Comme souligné précédemment, les revêtements obtenus par projection plasma ont une structure lamellaire typique caractéristique de ce type de revêtement. Pendant le glissement, les couches sont déformées plastiquement et par la suite séparées de la surface.

Les couches de revêtement séparées accompagnées des aspérités de la bille adhérentes à la piste d'usure du revêtement. Pendant que l'essai continu, les couches adhérentes sont graduellement enlevées de la surface du revêtement due au glissement répété.

Considérant que ce revêtement souffre de plus d'oxydation, la présence de la phase Al_2O_3 diminue l'adhérence entre les couches du revêtement; ceci cause l'arrachement des couches plus facilement de la surface du revêtement et les dommages par conséquent seront plus graves pour le revêtement.

La dureté élevée du revêtement NiAl+5%WC augmente la résistance à l'écoulement du revêtement et empêche sa déformation, donc la nucléation et la propagation de fissure sont réduites ou éliminées et le décollement des particules par usure n'aura par conséquent pas lieu. En outre, un autre point vue peut être évoquée selon lequel le système offre une résistance à l'usure améliorée, du fait de la physico-chimie extérieure du revêtement. Ainsi la présence de WO_3 peut être considéré comme une lubrification et diminue le coefficient de frottement et évite l'usure adhésive. Ceci a été déjà évoqué dans de précédents travaux [24].

La surface usée présente des détachements et des éraflures continues et discontinues (Fig. 9d). Ceci pourrait être provoqué par action de micro découpage et de cisaillement de la surface dure protubérance de la bille Al_2O_3 à la surface du revêtement. En outre, la température instantanée locale à l'interface entre le revêtement NA et la bille de Al_2O_3 peut être suffisamment haute pour ramollir les aspérités en contact et causer leur déformation sous l'effort initial de contact élevé. La déformation plastique à l'interface pourrait contribuer aussi à l'atténuation de la fatigue de contact et donc de réduire l'usure du couple de frottement. Cependant, avec l'application de la charge, les débris résultants de l'usure ou troisième corps pourraient labourer le revêtement et provoquer le détachement d'autres particules du revêtement et engendre une dégradation plus sévère. Ce qui se traduit par une élévation du coefficient de friction (Fig. 8). Les fluctuations de coefficient de frottement du revêtement NA5W et NA5M dans le processus de frottement de rodage (Fig.8) confirment cette hypothèse.

Les stries formées sont plus fines que celles formées des autres revêtements. La surface usée du revêtement NA5T montre des signes de déformation plastique, des fractures de fatigue, ceci est le résultat, d'une part, des débris d'usure détachés du revêtement et de la bille qui agit comme particules abrasives conduisant à une usure par abrasion; en plus l'effort cyclique a comme conséquence la rupture par fatigue du revêtement. En outre, il semble que le mécanisme de dégradation du revêtement est dominé par une fracture de fatigue et l'usure par abrasion, bien que la déformation plastique pût également avoir un rôle important comme on peut le constater sur la figure 9e [25]. Donc la déformation plastique à l'interface a pu contribuer pour soulager l'effort de contact et par conséquent réduire l'usure du coefficient de frottement. La surface usée du revêtement NA5S présente de profondes rainures formées sur la piste d'usure, Des débris d'usure et de cavités ont été nettement observés sur la surface de ces échantillons (Fig. 9f). En outre, l'observation détaillée de l'échantillon usé met au jour des déformations plastiques locales illustrées par des sillons et des jonctions adhésives.

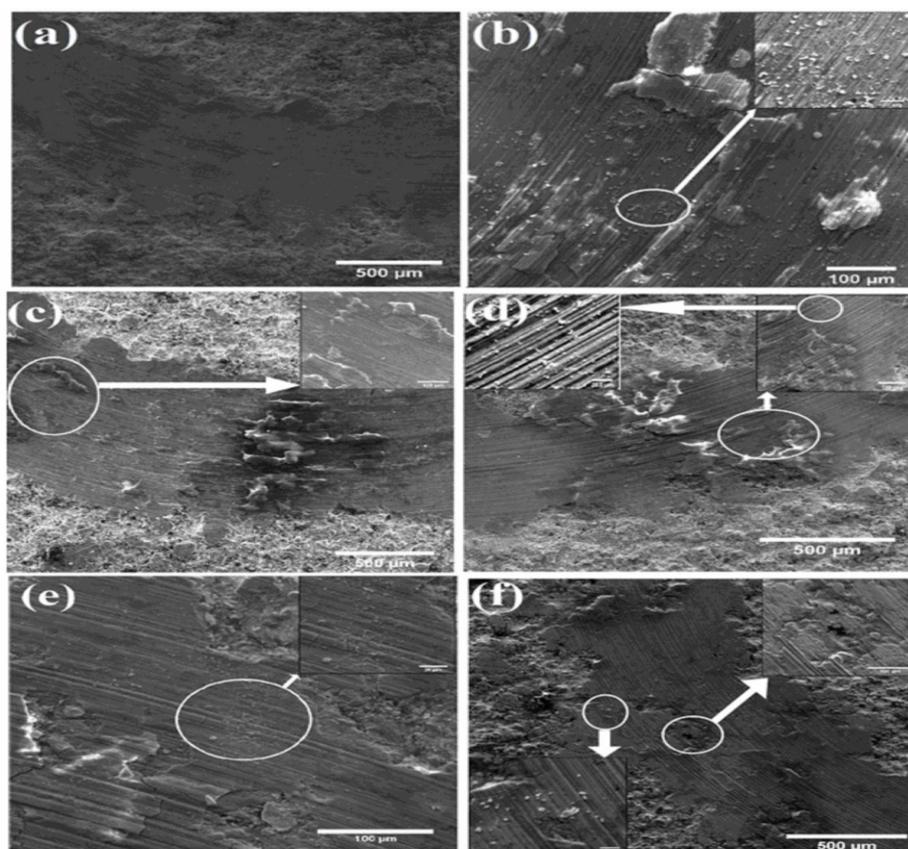


Figure. 9. Etat de surface des revêtements après essais de frottements: (a), (b) : NA; (c) : NA5M;(d) : NA5W ;(e) : NA5T ;(f) : NA5S.

3.2.2. Résultats des tests d'érosion

L'érosion des revêtements obtenus par projection plasma de structure lamellaire se produit par l'effritement des lamelles extérieures résultant de l'impact des particules abrasives. La dégradation du revêtement lors du test d'érosion se fait principalement par la propagation des fissures le long des interfaces, c.-à-d., la liaison d'interface entre les lamelles. Par conséquent l'érosion des revêtements sera régie par l'interface et l'épaisseur de lamelle.

La figure 10 montre l'effet de la masse cumulative d'érodent sur la perte en masse des revêtements. À partir de cette figure, on constate qu'il y a deux régions distinctes pour tous les revêtements. La première région correspond à une perte progressive de masse, où la pente de la courbe illustrant la perte de la masse par érosion est importante. Ceci peut être expliqué par la présence des aspérités développées qui sont facilement aplaties à la surface des revêtements. Dans la seconde région, la pente de la courbe d'érosion devient pratiquement constante.

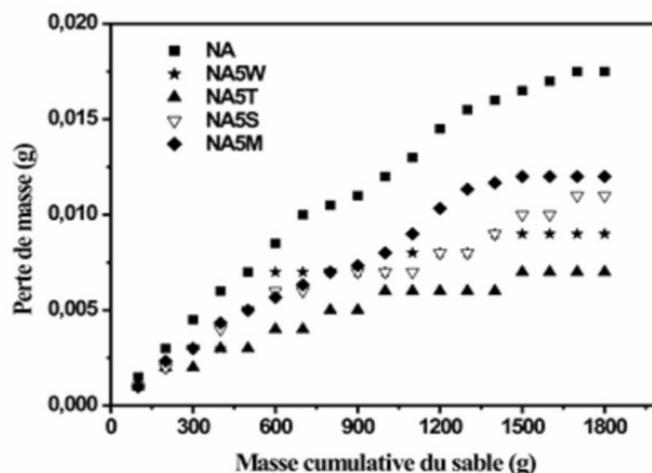


Figure. 10. Évolution de la perte de masse des revêtements en fonction de la masse de sable projeté.

Nous pouvons noter à partir de cette figure que la dégradation du revêtement NA est plus intense et continue. Les pertes de masse sont plus importantes que dans le cas des autres revêtements. On peut expliquer cela par la plus grande ductilité du revêtement NA par rapport aux autres revêtements. Par ailleurs, nous pouvons remarquer, que l'amplitude de la dégradation ou perte de masse est d'autant plus marquée dans la première région en raison de la présence d'une rugosité forte.

Le comportement à l'érosion des revêtements étudiés est montré par la figure 11. Le revêtement de base NiAl sans addition accuse un taux d'érosion maximal comparé aux autres revêtements. Ainsi, la résistance à l'érosion du revêtement NA5T contenant 5%TiC est améliorée d'environ deux fois par rapport au revêtement de base.

A premier abord, on peut retenir que les revêtements ayant une dureté élevée montrent une meilleure résistance à la dégradation par érosion, c'est le cas des revêtements NA5T, NA5W, NA5S, NA5M (Fig. 11) dont le taux d'érosion est relativement faible.

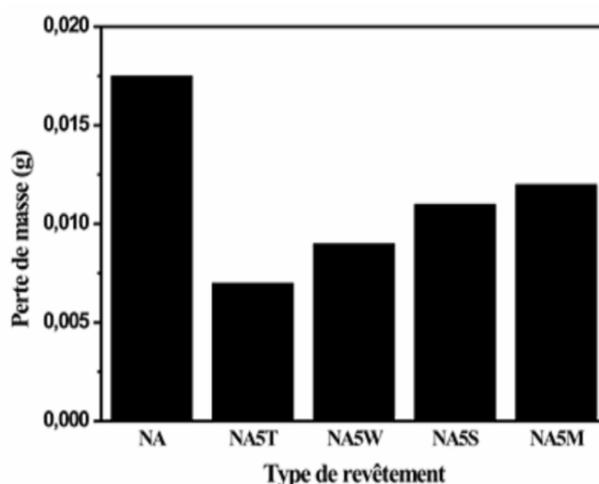


Figure. 11. Histogrammes comparatifs du taux d'érosion des revêtements.

Il faut cependant noter que parmi ces revêtements, celui contenant MgO accuse un taux d'érosion relativement plus élevé. A notre avis, ce comportement trouve son explication dans le fait que la structure du revêtement contenant MgO est poreuse. Ce qui est en accord avec les résultats de V. Fervel et al [24] qui rapporte que plus le revêtement est poreux, plus la vitesse d'érosion est grande.

On peut constater d'après les figures 7 et 11 que les taux d'érosion les plus élevés correspondent en général à une dureté faible et l'existence d'une porosité élevée. Des résultats semblables pour la dureté et la porosité des revêtements de barrière thermique en céramique ont été rapportés par Davis et al [26]. Cependant, S.B. Mishra et al [27] ont signalé que la dureté ne contribue pas directement à

l'amélioration de la résistance à l'érosion, même si les taux d'érosion observés dans cette étude demeurent faibles et comparables à ceux obtenus par Davis et al [26].

L'érosion des revêtements à structure lamellaire obtenus par projection plasma se produit par la dégradation des lamelles extérieures suite à l'impact des abrasifs.

La figure 12 montre les macrographies des revêtements après le test d'érosion. Pour tous les échantillons, l'érosion commence dans la partie centrale, et se propage par la suite vers les bords des échantillons en formant un affaissement circulaire. Les micrographies des échantillons érodés indiquent clairement trois zones, une zone centrale d'où la majeure partie du matériel a été érodée, une deuxième zone plus claire et légèrement dégradée et enfin une troisième région extérieure pratiquement sans érosion. On note aussi que toutes les surfaces érodées montrent des signes de déformation plastique.

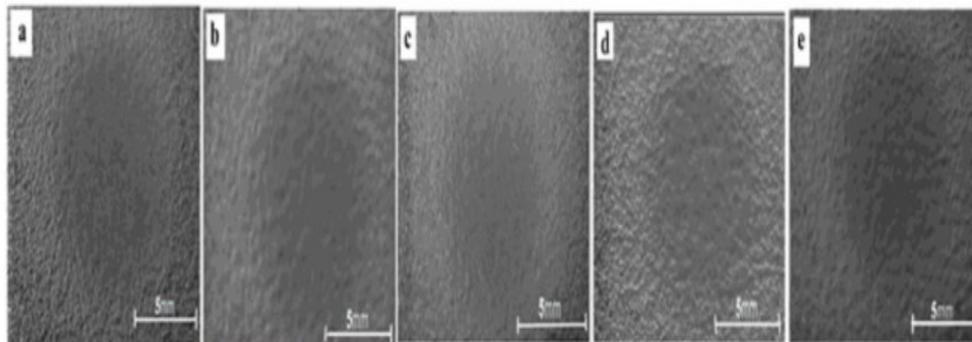


Figure. 12. Photographies des revêtements érodés. (a) NA, (b) NA5T, (c) NA5W, (d) NA5S, (e) NA5M.

Le façonnage de la surface par des particules de silice, commence d'abord par la formation de sillon, qui, par répétition des impacts des particules dures, engendre l'apparition de plaquettes fortement déformées. Ces mêmes zones se dégradent par la suite, sous l'effet des particules.

Certains travaux stipulent que l'énergie cinétique des particules peut favoriser d'une façon significative le chauffage de la surface du revêtement, ce qui d'une part peut engendrer la fermeture des fissures pendant l'érosion, et d'autre part, une partie de cette énergie est stockée dans le revêtement sous forme de dislocations et d'autres imperfections cristallines [28-30].

Une analyse des photographies montre qu'après érosion, la surface des revêtements est plus régulière, Ceci est confirmé par la diminution de la rugosité (Ra), comme le montre le tableau 4.

L'impact répété des particules solides cause l'érosion et la dégradation du revêtement. Le mécanisme d'enlèvement du matériel de la surface du revêtement par érosion peut avoir un caractère ductile ou fragile.

Tableau 4. Rugosité Ra avant et après le test d'érosion.

Revêtements	Rugosité Ra(μm) avant érosion	Rugosité Ra (μm) après érosion
NA	9,17	1,99
NA5T	8,28	2,12
NA5W	9,34	1,78
NA5S	8,58	1,97
NA5M	8,84	2,15

Généralement, le processus de dégradation de l'état ductile est caractérisé par un maximum de perte aux bas angles d'impact et la plupart des revêtements métalliques s'éroderont selon ce mécanisme [29]. Le processus de dégradation de l'état fragile s'accompagne par un maximum de perte aux angles à impact élevé, l'érosion se produit alors par fissuration et ébrèchement du matériel extérieur. L'érosion du revêtement obtenu par plasma ayant une structure lamellaire se produit par effritement de lamelle extérieure résultant de l'impact des particules abrasives. En conséquence, l'érosion du revêtement est régit par la propagation des fissures le long des interfaces, entre les lamelles qui peut être identifié comme une région faible.

Dans notre cas, l'érosion s'effectue à 90°, le mécanisme fragile devrait dominer pour le revêtement de NA5T comme le présente la figure 13 a et b, où dans l'ensemble des lamelles sont réduites ou enlevées en fragments. La figure montre que la surface érodée du revêtement contient des fissures et une morphologie ébréchée, ce qui confirme le déroulement du même mécanisme fragile d'érosion. La perte de masse s'est produite par un mécanisme de fissuration et d'ébrèchement des morceaux rompus et détachés. L'aspect des surfaces érodées indique également que les fissures se produisent dans les directions de moindre résistance produisant ainsi des débris d'usure.

La morphologie de la surface érodée au bord indique que la défaillance est due à l'érosion de sable où façonnage et la rupture au niveau des lèvres (Fig.13a) (symbole L) jeu un rôle dominant. La surface du revêtement soumis à l'érosion subit au début une déformation plastique et suivie d'un détachement des particules à partir de la surface. Le labourage sous l'effet de la déformation plastique se produit suite à l'impact des particules, et se traduit par l'apparition de lèvres ou les arêtes aux rives des cannelures.

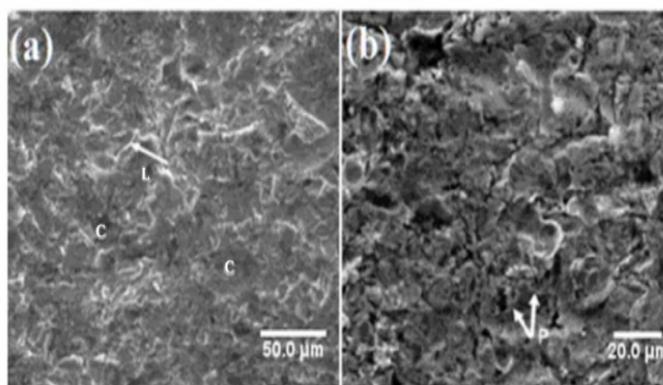


Figure. 13. Morphologie de la surface du revêtement NA5T après érosion. (a) bord de la surface érodée. (b) milieu de la surface érodée.

De grandes fosses sont alors visibles (Fig.13a) (symbole C) montrant que des particules solides ont été retirées de cette région. En raison de l'impact répété des particules, beaucoup de cavités sont formé.

La surface au centre de la zone érodée semble par contre aplatie, suite à une déformation plastique intense. Le labourage de la surface par l'impact de particules aura pour résultat la formation de cannelures. Il est évident que les impacts répétés par les particules dures de silice a comme conséquence l'apparition de lèvres fracturées ou retirées des rainures suite à une érosion ultérieure, le résultat sera alors des plaquettes fortement déformées (Fig.13b) (symbole P).

3.3. Comportement à la Fatigue thermique

Le comportement en fatigue thermique des revêtements peut être lié à leur microstructure et à la nature des phases qui les constituent mais surtout par leur coefficient de dilatation thermique. On note à premier abord que le meilleur comportement en fatigue thermique a été enregistré sur le revêtement NA5W contenant WC.

En fait, l'aptitude à la dilatation thermique conditionne la contrainte thermique résultant de la disparité de coefficient de dilatation thermique CDT entre le revêtement et le substrat peut ainsi mener à la dégradation, les écarts dans les valeurs du CDT peuvent être responsables de l'échec du revêtement.

La figure 14 présente les résultats des essais de fatigue thermique des revêtements étudiés. L'effet de la composition chimique du substrat sur la tenue au choc thermique peut être expliqué en termes de disparité de CDT. Ainsi, le substrat en acier inox et le revêtement NA ayant relativement la même

composition chimique n’engendre qu’une faible disparité de CDT. Par contre, dans le cas des aciers Z60CDV7 et le 55NCDV7 l’écart entre les CDT est élevé. Par conséquent, les contraintes thermiques qui en résultent sont concentrées dans l’interface entre le revêtement et le substrat. Avec l’exposition des échantillons aux cycles thermiques, ces efforts conduisent à la nucléation et la propagation de fissures dans le revêtement.

On peut également mettre au jour l’effet d’une sous-couche de nickel déposée préalablement sur le substrat sur le comportement du revêtement à base de NiAl. On peut noter qu’en présence de ce dépôt de nickel le revêtement présente une meilleure résistance à la fatigue thermique, comparé au revêtement NA n’ayant pas été préalablement revêtu de nickel. Les revêtements à base de NiAl avec sous couche de nickel se dégradent après 285 cycles thermiques. Les revêtements sans sous couche de nickel sont détérioré après 101 cycles.

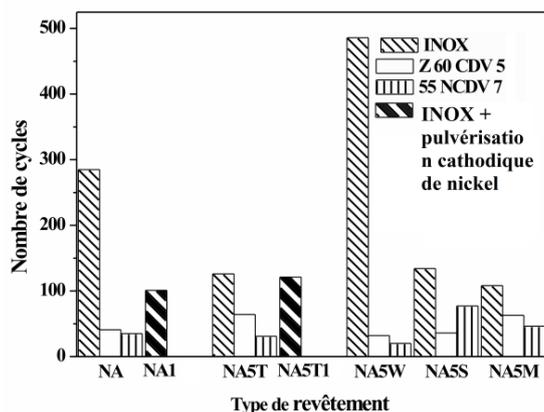


Figure. 14. Histogramme comparatif montrant le comportement en fatigue thermique des revêtements réalisés sur les aciers inox (316L), Z60CDV7 et le 55NCDV7.

Les photographies des échantillons après l’essai de fatigue thermique sont présentées par la figure 15. L’endommagement de presque tous les revêtements commence à partir des bords de l’échantillon puis se propage aux zones adjacentes. Ce cheminement est dû aux conditions extrêmes de chauffage et de refroidissement et à la singularité des contraintes thermiques aux bords de l’échantillon.

Au cours des essais de fatigue thermique, des changements de phases sont inévitables comme le prouvent les spectres de DRX. La comparaison des diffractogrammes des revêtements NA, NA5T, NA5W, NA5S et NA5M, après les tests de fatigue thermique, montre qu’à premier abord, tous les diffractogrammes ont la même allure avec les mêmes constituants. Cependant, d’après les pics des phases détectées par DRX les intensités sont différentes.

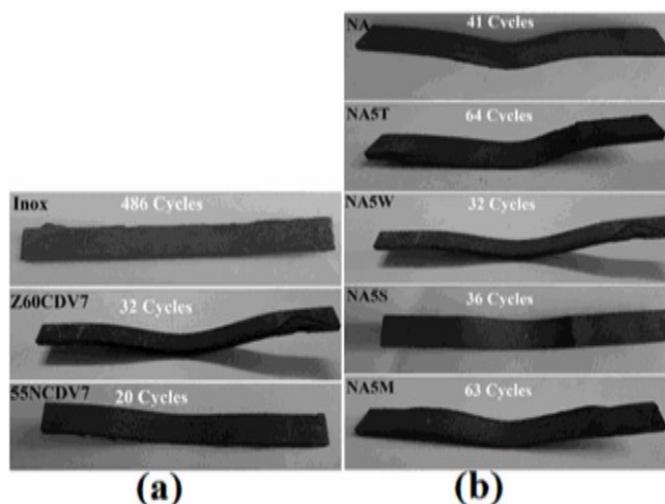


Figure. 15. Vue générale des revêtements après l’essai de fatigue thermique. a : Revêtement NA5W sur différents substrats, b : Revêtements étudiés réalisés sur substrat Z60CDV7.

La figure 16a présente les diffractogrammes du revêtement NA après fatigue thermique. On peut constater que la tendance générale des transformations de phases dans les revêtements NA1 (avec sous couche de nickel) et NA (sans sous couche de nickel) est similaire. On peut donc conclure que la sous couche nickel n'a pas une influence directe sur les transformations de phases au cours des essais de fatigue thermique.

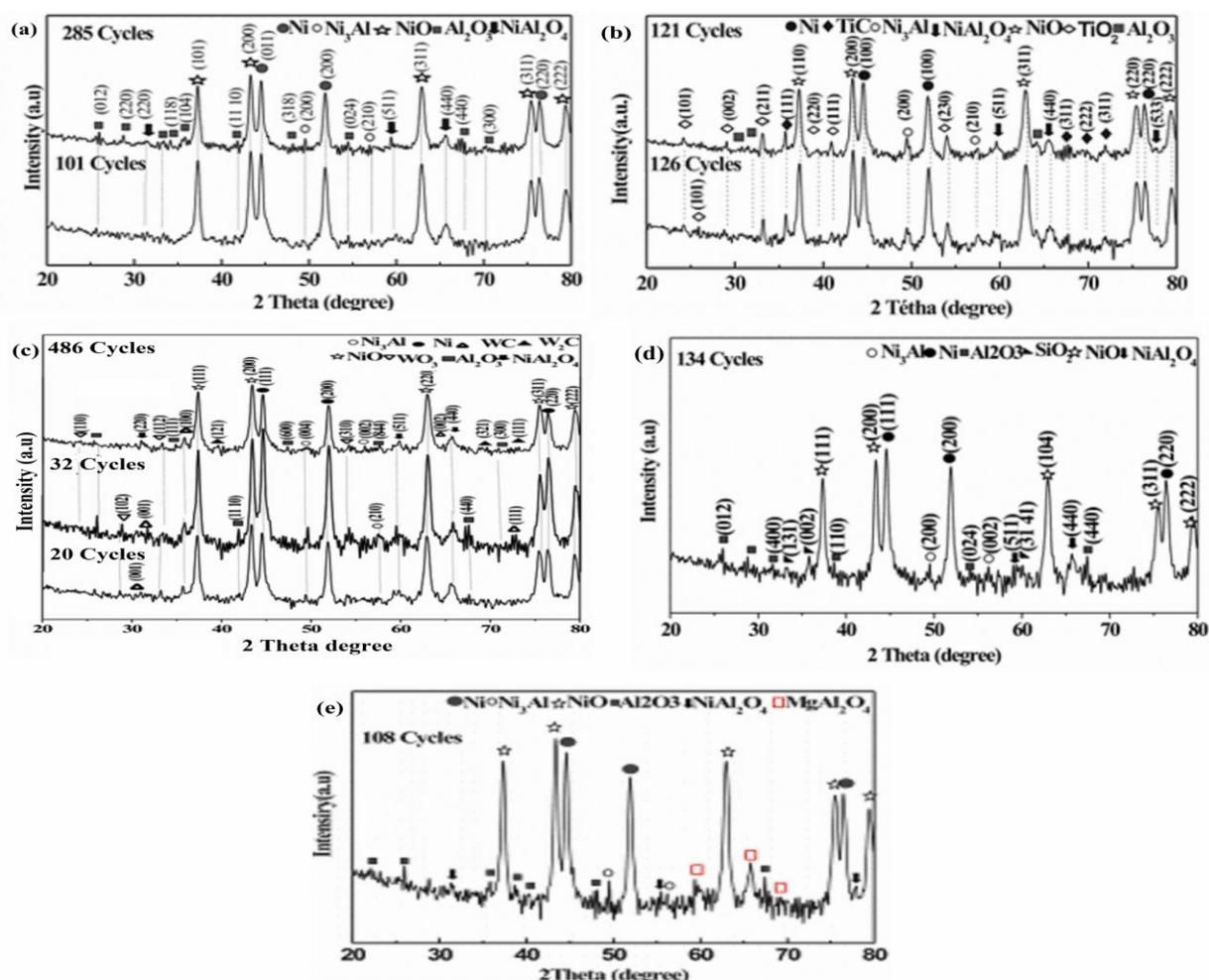


Figure. 16. Spectre de diffraction X des revêtements étudiés après fatigue thermique. (a) NA, (b) NA5T, (c) NA5W, (d) NA5S, (e) NA5M, NA5M,

Le comportement en fatigue thermique du revêtement NA5M est similaire à celui du revêtement de base, ce qui permet de conclure qu'à premier abord l'ajout de MgO n'a pas un effet notable sur le comportement en fatigue thermique, du fait qu'ils ont presque la même durée de vie.

Le spectre de diffraction du revêtement révèle l'apparition de NiO, Al_2O_3 , NiAl_2O_4 et du nickel (α -Ni). On note cependant une évolution qualitative due à l'effet du maintien lors de l'essai de fatigue pendant lequel il y a diffusion de nickel et transformation d'intermétallique NiAl et Ni_3Al . Un appauvrissement progressif de NiAl en aluminium modifie le rapport atomique Al/Ni, ce qui pourrait expliquer l'apparition d'intermétallique Ni_3Al .

A notre avis, la dégradation des revêtements au cours des essais de fatigue thermique est due à la transformation de NiAl à Ni_3Al causant inévitablement des changements de volume et des contraintes de traction au sein du revêtement.

Les spectres de diffraction du revêtement NA5T avec ou sans couche de nickel sont présentés par la figure 16b. On enregistre une réaction de TiC avec l'oxygène de l'air et l'apparition de TiO_2 au cours des essais de fatigue thermique. L'ajout de TiC n'a pas un effet positif sur la résistance en fatigue thermique, car on constate la ruine du revêtement NA5T1 (avec sous couche de nickel) après seulement 126 cycles. Ce résultat pourrait être expliqué par l'expansion du volume du revêtement

associée à la transformation de TiC en TiO₂ qui peut produire un état de contraintes peu favorable à la fatigue thermique. D'autre part, la formation de molécules de CO lors de l'oxydation de TiC pourrait, à notre avis, aggraver la dégradation du revêtement suite à la formation des macropores.

En outre, l'apparition de TiO₂ ralentirait la formation et la croissance d'une couche uniforme et stable d'alumine. Cette éventualité a été envisagée lors des travaux de Songlan Yang et al [31].

Les spectres de diffraction des rayons X du revêtement NA5W contenant le carbure de tungstène sont présentés par la figure 16c. Ce revêtement déposé sur un acier inoxydable, sur Z60CDV7 ou sur l'acier 55NCDV7 révèlent les mêmes phases. Cependant, l'intensité du pic de la phase NiO pour le revêtement NA5W déposé sur un acier inoxydable, s'avère légèrement plus élevée que celles des pics de NiO observés sur ces revêtements déposés sur Z60CDV7 et 55NCDV7.

La figure 16d présente le spectre de diffraction du revêtement NA5S contenant SiC. Le spectre indique la présence SiO₂, ce qui pourrait expliquer sa stabilité durant tous les cycles de fatigue thermique.

L'effet des ajouts de MgO est bien visible par la figure 16e montrant les spectres de diffractions du revêtement

4. CONCLUSION

Cette étude a montré l'influence des ajouts de TiC, MgO, SiC et de WC sur la structure, la dureté, l'usure par frottement, le comportement en fatigue thermique et l'érosion des revêtements à base de NiAl élaborés par projection plasma. La structure du revêtement obtenu est un empilement de lamelles de l'alliage NiAl contenant des oxydes et des pores. Il a été établi que la nature des additions n'a pas d'influence directe sur la porosité dont les valeurs varient dans l'intervalle 1-3 %. Les revêtements obtenus se distinguent par une rugosité de surface assez développée. La dureté, par contre, évolue en fonction de la nature de l'addition. La valeur la plus élevée a été observée sur le revêtement contenant 5%WC.

Les revêtements NiAl contenant TiC, MgO, SiC ou WC ont montré de faibles taux d'érosion comparativement au revêtement de base NiAl. Le revêtement contenant MgO présente la plus basse résistance à l'érosion par rapport aux autres revêtements. Les revêtements contenant TiC ou WC grâce à leur dureté élevée acquièrent une meilleure résistance à la dégradation par érosion.

Tous les revêtements ont montré une évolution similaire du coefficient de frottement. Le revêtement NiAl possède le plus bas coefficient de frottement. Il a été établi que les revêtements avec WC ou MgO ont montré les valeurs les plus élevées du coefficient de frottement.

L'examen des surfaces usées des revêtements par microscopie électronique a révélé la présence de débris, d'une déformation locale, des sillons et des éraflures. L'ampleur du phénomène dépendra de la nature de l'addition.

Le comportement en fatigue thermique s'est avéré sensible à la composition chimique du substrat, à la présence de la sous couche de nickel et aux additions de TiC, MgO, SiC ou WC. Les résultats obtenus ont montré que les ajouts de WC avaient une influence positive sur le comportement en fatigue thermique du revêtement. La contrainte thermique provoquée par la différence dans CDT entre le revêtement et le substrat a été identifiée comme facteur principal conditionnant le comportement du revêtement. Des transformations de phase produites lors des essais de fatigue thermique conduisent à un état de contrainte favorisant la dégradation thermique des revêtements.

REFERENCES

- [1] Zhong D., Moore J.J., Disam J., Thiel S. & Dahan I., 1999. Deposition of NiAl thin films from NiAl compound target fabricated via combustion synthesis, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 120-121, 22-27.
- [2] Hashemi S.M., Enayati M.H. & Fathi M.H., 2009. Plasma spray coatings of Ni-Al-SiC composite, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 18 (2), 284-291.
- [3] Frommeyer G., Rablbauer R., 2008. High temperature materials based on the intermetallic compound NiAl reinforced by refractory metals for advanced energy conversion technologies, *Materials Technology*, Vol. 79 (7), 507-513.
- [4] Starosta R., 2008. Testing of regenerative thermal spraying Ni-Al alloy coatings, *Journal of Polish Cimac*, Vol. 3 (2), 155-161.
- [5] Guo J., Wang Z., Sheng L., Zhou L., Yuan C., Chen Z., Song L., 2012. Wear properties of NiAl based materials, *Progress in Natural Science, Materials International*, Vol. 22 (5), 414-425.

- [6] Movahedi B., 2013. Fracture toughness and wear behavior of NiAl-based nanocomposite HVOF coatings, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 235, 212-219.
- [7] Yuan J., Zhang X., Li B., Wang X., Sun K., 2017. Microstructure and tribological behavior of NiAl/WC composites fabricated by thermal explosion reaction at 800°C, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 693, 70-75.
- [8] Mishra S.C., Satapathy A. & Chaithanya M., 2009. Wear characteristics of plasma sprayed nickel–aluminum composite coatings, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 28 (23), 2931-2940.
- [9] Sampath S., Jiang X.Y., Matejcek J., Prchlik L., Kulkarni A., Vaidya A., 2004. Role of thermal spray processing method on the microstructure, residual stress and properties of coatings: an integrated study for Ni–5 Wt.%Al bond coats, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 364, 216-231.
- [10] Fedorishcheva M. V., Sergeev V. P., Sergeev O. V. & Kozlov E. V., 2009. Structure and mechanical properties of intermetallic magnetron sputtered coating based on the Ni–Al system, *Bulletin of the Russian Academy of Sciences Physics*, Vol. 73 (7), 988-991.
- [11] Ferreira T. & Rasband W., 2012. Image J User Guide-IJ 1.46, imagej.nih.gov/ij/docs/guide/.
- [12] Deshpande S., Sampath S. & Zhang H., 2006. Mechanisms of oxidation and its role in microstructural evolution of metallic thermal spray coatings case study for Ni–Al, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 200 (18-19), 5395-5406.
- [13] Movahedi B., 2014. Mechanical and tribological behavior of Ni(Al)-reinforced nanocomposite plasma spray coatings, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 23 (3), 477-485.
- [14] Khor K.A., Chia C.T. & Gu Y.W., 2000. Dynamic mechanical properties of plasma sprayed Ni-based alloys, *Materials Science and Engineering*, Vol. A 279 (1-2), 166-171.
- [15] Bin C., Tan Y., Long H., Hua TAN., Li GAO., 2013. Tribological properties of TiC particles reinforced Ni-based alloy composite coatings, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, 1681-1688.
- [16] Okamoto H., 2004. Al-Ni (aluminum-nickel), *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 25 (4). 394-394.
- [17] Yu L.G., Khor K.A., Li H., Pay K.C., Yip T.H. & Cheang P., 2004. Restoring WC in plasma sprayed WC–Co coatings through spark plasma sintering (SPS), *Surface and Coatings Technology*, Vol. 182, 308-317.
- [18] Ercenk E., Sen U. & Yilmaz S., 2011. Structural characterization of plasma sprayed basalt–SiC glass–ceramic coatings, *Ceramics International*, Vol. 37, 883-889.
- [19] Bartuli C., Valente T. & Tului M., 2002. Plasma spray deposition and high temperature characterization of Zr₂SiC protective coatings, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 155, 260-273.
- [20] Wang J., Zhai C.S., Yang Y. & Sun B.D., 2006. Vickers microindentation and statistical analysis of microhardness of detonation sprayed nanocomposite Al₂O₃–TiO₂ coatings, *Journal of Composite Materials*, Vol. 40 (11), 943-954.
- [21] Zhang X.C., Xu B.S., Xuan F.Z., Tu S.T., Wang H.D., Wu Y.X., 2009. Porosity and effective mechanical properties of plasma-sprayed Ni-based alloy coatings, *Applied Surface Science*, Vol. 255, 4362-4371.
- [22] Jafari M., Enayati M.H., Abbasi M.H. & Karimzadeh F., 2010. Compressive and wear behaviors of bulk nanostructured Al₂O₃ alloy, *Materials and Design*, Vol. 31 (2), 663-669.
- [23] Béranger G., Mazille H., 2005. Approche scientifique des surfaces. Caractérisation et propriétés, *Technique de l'ingénieur*, M 1425. 1-21.
- [24] Fervel V., Normand B., Liao H., Coddet C., Bêche E. & Berjoan R., 1999. Friction and wear mechanisms of thermally sprayed ceramic and cermet coatings, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 111 (2-3), 255-262
- [25] Yu Y., Zhou J., Chen J., Zhou H., Guo C., Wang L. & Yang L., 2012. Preparation, microstructure and tribological behavior of laser cladding NiAl intermetallic compound coatings, *Wear*, Vol. 274-275, 298-305.
- [26] Branco J.R.T., Gansert R., Sampath S., Berndt C.C., Herman H., 2004. Solid particle erosion of plasma sprayed ceramic coatings, *Materials Research*, Vol 7 (1), 147-153.
- [27] Mishra S.B., Prakash S. & Chandra K., 2006. Studies on erosion behaviour of plasma sprayed coatings on A Ni-based superalloy, *Wear*, Vol. 260, 422-432.
- [28] Krishnamurthy N., Murali M.S., Venkataraman B. & Mukunda P.G., 2012. Characterization and solid particle erosion behavior of plasma sprayed alumina and Calcia-Stabilized Zirconia coatings on Al-6061 substrate, *Wear*, Vol. 274-275, 15-27.
- [29] Mishra B., Chandra K., Prakash S. & Venkataraman B., 2005. Characterization and erosion behaviour of a plasma sprayed Ni₃Al coating on a Fe-based superalloy, *Materials Letters*, Vol. 59, 3694 -3698.
- [30] Vicenzi J., Villanova D.L., Lima M.D., Takimi A.S., Marques C.M. & Bergmann C.P., 2006. HVOF-coatings against high temperature erosion (≈300°C) by coal fly ash in thermoelectric power plant, *Materials and Design*, Vol. 27 (3), 236-242.
- [31] Yang S., Wang F., Wu W. & Niu Y., 2001. Effect of a NiAl coating on the oxidation resistance of a NiAl–TiC composite, *Oxidation of Metals*, Vol. 56 (1), 33-49.