

Effet des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques des dépôts de Zircon stabilisés à l'yttrium obtenus par projection plasma

Heat treatments effect on microstructure and mechanical properties of plasma sprayed Ytria stabilized Zirconia coatings

Fatma Zohra Bahroun* & Mohamed ZineTouhami

Faculté des sciences de l'ingénieur, Département de métallurgie et génie des matériaux
Laboratoire de Recherche de Fonderie, Université Badji Mokhtar, BP12, 23000, Annaba, Algérie.

Soumis le : 14/05/2017

Révisé le : 04/12/2017

Accepté le : 07/12/2017

ملخص

يتكون نظام الحاجز الحراري من جزئين، وديعة معدنية على ركيزة وطلاء السيراميك (عادة ما يكون زركونيا مستقر بأكسيد الإيتريوم) على سطح طبقة معدنية. ويوفر هذا النظام الحاجز الحراري ومضادات الأكسدة بين الغازات الساخنة من المحرك وشفرة التوربينات. في هذه الدراسة، لدينا نظام الحواجز الحرارية التي أدلى بها البلازما في الغلاف الجوي بتقنية الإسقاط على ركيزة "المقاوم للصدأ". والهدف من هذا العمل هو دراسة تقييم الخصائص المورفولوجية والهيكلية للحواجز الحرارية، وتمت دراسة جوانب مختلفة من الحواجز، مثل المجهرية، المسامية، وتكسیر والتقطيع والخواص الميكانيكية. وأخيرا تم إجراء اختبارات الحرارية خارج لدراسة تدهور الطلاء السيراميك من نوع الحاجز الحراري عند التعرض للإجهاد الحراري. تم تحديد التحقيقات الهيكلية والمجهرية عن طريق الأشعة السينية، على التوالي، المجهر الإلكتروني والمجهر الضوئي.

كلمات المفتاحية: طلاء السيراميك- الرش الحراري بالبلازما- السلوك الحراري - السلوك الميكانيكي. - الحاجز الحراري

Résumé

Cette étude a pour objectif de déposer des revêtements de zircon stabilisée par l'oxyde d'yttrium utilisant la projection thermique par plasma atmosphérique et d'étudier l'effet des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques de ces dépôts. Le revêtement qui sert comme barrière thermique a été déposé sur un acier inoxydable ferritique de type 410S. Au préalable, nous avons caractérisé ces dépôts en s'intéressant à la constitution du dépôt, la nature des phases, la morphologie, la porosité, ainsi qu'aux propriétés mécaniques.

Des essais de chocs thermiques et de vieillissement ont été appliqués aux dépôts dont le but de tester leurs performances et les phénomènes métallurgiques qui peuvent apparaître comme la fissuration, l'écaillage et éventuellement d'autres types de dégradation. Les essais de chocs thermiques ont été réalisés à atmosphère oxydante à des températures de 950 °C et 1050°C durant 20 minutes, puis trempés énergiquement. Pour mieux élucider l'évolution des phases et l'architecture poreuse des revêtements lors de leur mise en service, les dépôts ont subi des traitements thermiques de vieillissement à 1100°C à des temps allant de 10h, 20h et 40h puis refroidis à l'air. L'évolution de la microstructure, les propriétés mécaniques ainsi que les phénomènes métallurgiques ont été suivies respectivement en utilisant la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage, la diffraction des rayons X ainsi que la nano indentation.

Mots-clés : Barrière thermique- Zircon Ytrié- Projection plasma- Essais thermiques et de vieillissement- Propriétés mécaniques.

Abstract

The objective of this study is to realize Ytria partially stabilized zirconia thermal barrier coatings (TBC) by conventional plasma spraying (APS) and to study the heat treatment effect on the microstructure and mechanical properties of coatings. The Thermal barrier coatings (TBC) have been deposited on stainless steel substrates (410S). Also we have characterized these coatings with particular attention to their microstructures, the nature of the phases, the morphology, the porosity, as well as to the mechanical properties.

As TBC are commonly applied for high temperature protection, effect of isothermal shocks in air at 950 °C and 1050 °C during 20 minutes and ageing at 1100°C during 10h, 20h and 40h on phases and the porous structure has also been evaluated.

In the present work, the detailed evaluation of the microstructure, thermal properties and mechanical properties of thermal barrier coating (TBC) have been evaluated by X-ray diffraction, scanning electron microscopy (SEM) and optical microscopy.

Key-words: Thermal barrier coating, Ytria stabilized zirconia, Plasma thermal spraying, isothermal shocks and ageing, Mechanical properties.

* Auteur correspondant : zahrabahroun@hotmail.com

1. INTRODUCTION

Les systèmes barrières thermiques (BT) sont largement utilisés pour protéger les pièces métalliques situées dans les parties chaudes des turbines à gaz aéronautiques et terrestres aux dégradations à haute température ainsi que dans certains moteurs à combustion diesel [1-3]. Leur fonction première est l'isolation des composants métalliques permettant une utilisation de gaz de combustion à des températures élevées (entre 400-500 °C pour les moteurs diesel, 900-1100 °C pour des turbines à gaz terrestres de production d'énergie, 1300-1500°C pour les réacteurs d'avions civils, 1500-1600°C, voire plus, pour les réacteurs d'avions militaires [4-6].

Les BT sont des revêtements constitués d'une couche céramique déposée par projection plasma APS sur une couche de liaison métallique servant à accommoder les coefficients de dilatation thermique des différentes couches, elle-même déposée sur le substrat [7,6]. La technique de projection plasma, est une technique appropriée pour la réalisation de ces BT. Ce procédé présente de nombreux avantages, telle que la capacité à projeter un vaste éventail des matériaux sur des composants de toutes tailles, le coût inférieur d'application et la capacité de fondre des matériaux à haut point de fusion comme des métaux réfractaires, exemple le tungstène ou des céramiques comme la zircone [8-11]. La couche céramique la plus communément utilisée dans les systèmes BT est la zircone yttrée partiellement stabilisée (6 à 8% massique en yttrine) en raison de sa faible conductivité thermique, de sa stabilité à haute température en atmosphère oxydante et de combustion, et du coefficient de dilatation thermique élevé [12-14]. La couche de zircone est déposée sur une couche de liaison métallique, son rôle primaire est d'assurer une bonne adhérence entre le substrat et la couche de zircone, par conséquent on obtient une bonne compatibilité mécanique et chimique de l'ensemble [16,17]. La couche de liaison à base de Ni est surtout utilisée dans des systèmes relativement peu sollicités mécaniquement, en particulier des turbines terrestres dont les cycles de fonctionnement sont faibles. Comme ces couches peuvent être déposées en forte épaisseur (>100 µm) par projection APS ou par Co-dépôt électrolytique, elles constituent un réservoir d'aluminium suffisant pour répondre aux besoins de longues durées de vie recherchées [18].

Au cours de ces dernières années, la caractérisation des systèmes BT ont fait l'objet des nombreuses études [19-21]. Dong [22], DiGirolamo [23], S.Natha [24] et Dong [25], se sont intéressés à l'amélioration de la performance de leurs propriétés mécaniques et thermiques tout en expliquant les phénomènes d'endommagement au cours de leur utilisation.

L'objectif visé dans ce travail est double, dans un premier temps, nous nous intéressons à réaliser par la technique de projection thermique plasma atmosphérique un revêtement céramique à base de zircone partiellement stabilisée à l'yttrine relativement épais (de l'ordre de 500 µm) sur un acier inoxydable de type 410S. En second, nous examinerons l'effet des essais thermiques répétés pendant plusieurs cycles et notamment, le vieillissement sur l'évolution microstructurale, les propriétés mécaniques et l'étude des phénomènes métallurgiques comme la fissuration et l'écaillage.

2. MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

2.1 Matériaux

2.1.1 Substrat

Le substrat utilisé est un acier inoxydable de type 410S (X6Cr13); dont sa composition chimique est présentée dans le tableau 1. Les échantillons sont sous forme de plaquettes de dimensions (30mm x 80mm) et de 3mm d'épaisseur.

Tableau.1. Composition chimique du substrat en pourcent poids.

Élément	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Si	Ti
%	0.038	0.28	13.09	0.16	0.015	0.008	0.028	0.41	0.0033

Pour assurer une meilleure adhérence du dépôt au substrat, nous avons jugé utile de préparer au préalable l'état de surface. Avant l'opération de projection thermique, les échantillons ont subi un grenailage utilisant des grenailles d'alumine (Al_2O_3) de taille $36\ \mu m$, puis ils ont été nettoyés dans un bain d'acétone avec l'assistance d'ultrasons pour éliminer les résidus.

2.1.2 Matériaux de dépôt

La poudre utilisée pour la bande de liaison est un alliage à base Ni, de granulométrie $56-91\ \mu m$. Elle est obtenue par atomisation, ce qui lui confère une forme quasi-sphériques (Fig. 1a).

La poudre céramique de projection est une poudre de zircone partiellement stabilisée à l'oxyde d'yttrium à 8 % en masse (YSZ), commercialisée par la Société Sulzersous la référence 204NS-G. Les poudres obtenues par agglomération et fusion se présentent sous la forme de sphères creuse, la granulométrie nominale est $16-106\ \mu m$ (Fig. 1b).

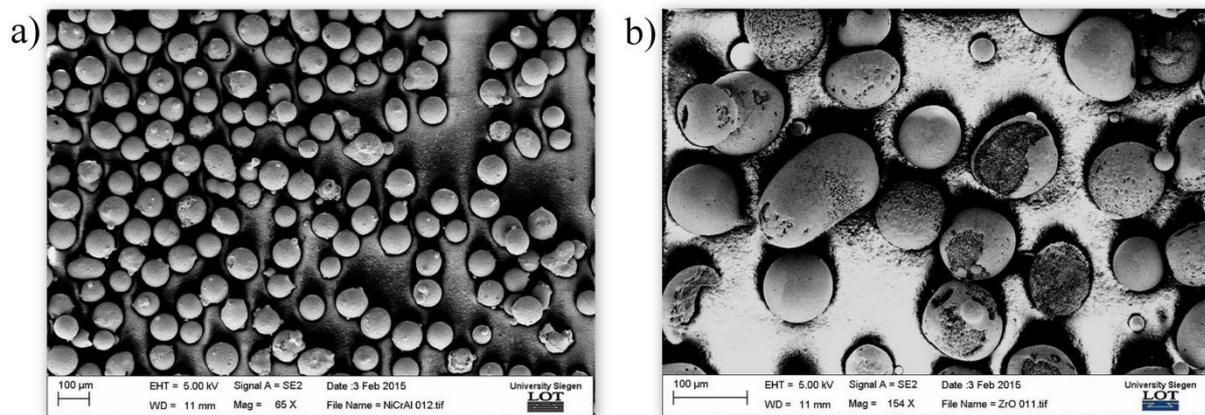


Figure 1(a, b) : Microscopie électronique à balayage montrant la morphologie des particules a) Alliage de Ni, b) la poudre YSZ.

L'analyse par spectrométrie à énergie dispersive EDS (Tab.2) de la composition chimique de la bande de liaison et du dépôt céramique a donné les résultats suivants:

Tableau 2. Proportion massique des éléments constituant l'alliage de Ni et la poudre YSZ.

Elément	Al-K	Cr-K	Ni-K
% (Alliage de Ni)	9.45	20.17	67.60
Elément	O-K	Y-L	Zr-L
% (Poudre YSZ)	27.71	7.92	63.81

2.2 Paramètres de projection thermique par plasma

La torche à plasma utilisée est une Sulzer Metco de type 3MB, le dépôt d'YSZ est projeté directement sur le pré-dépôt d'alliage de nickel.

Les paramètres de projection sélectionnés pour les deux dépôts, communément retenus dans les standards industriels, sont représentés dans le tableau 3.

Tableau 3 : Tableau récapitulatif des conditions de projection thermique par plasma.

Type de torche		3MB - SULZER METCO	
Diamètre interne de tuyère(mm)		6	
Puissance plasma max (KW)		40	
Vitesse du gun (mm.s ⁻¹)		800	
		Dépôt YSZ	Bande de liaison
Débit de gaz porteur de poudre (L.min ⁻¹)		4	3
Débit de poudre (g.min ⁻¹)		60	
Distance torche/pièce (mm)		100	110
Intensité de courant d'arc (A)		500	
Voltage (V)		83	81
refroidissement par jet d'air (L.min ⁻¹)		2	3.5
Mélange plasmagène		N ₂ +H ₂	
Débit du gaz primaire (N ₂) (L.min ⁻¹)		33	65
Pression du gaz primaire (N ₂) (bar)		4	
Débit du gaz secondaire (H ₂)(L.min ⁻¹)		9	
Pression du gaz secondaire (H ₂) (bar)		4	

2.3 Techniques de caractérisation

Les phases constituant les dépôts ont été déterminées utilisant un diffractomètre Philips dont les caractéristiques sont les suivantes : anticathode en cuivre ($\text{Cu}\lambda\text{K}\alpha_1 = 1,54056 \text{ \AA}$; $\text{Cu}\lambda\text{K}\alpha_2 = 1,54439 \text{ \AA}$), tension 45 kV, intensité 40 mA.

La morphologie des dépôts a été étudiée respectivement par microscopie optique (Olympus BMX 50x) et par microscopie électronique à balayage (type Zeiss). La composition chimique de la poudre ainsi que du dépôt a été analysée par spectrométrie (EDX).

La rugosité moyenne (Ra) a été déterminée utilisant un profilomètre linéaire à palpeur Time Surf FOR TR220.

Pour les calculs de la porosité de dépôt, nous avons utilisé le logiciel ImageJ développé par le NIH (National Institute of Health)[26]. L'épaisseur moyenne des couches formées par projection APS a été déterminée à l'aide du contrôleur d'épaisseur type Elcometer 345 et ImageJ [26].

2.4 Caractérisation mécanique de dépôt

Pour les dépôts minces, nous avons choisi d'utiliser un système d'indentation en se servant d'essai de dureté instrumenté qui nous a permis de mesurer à la fois le module de Young et la dureté. Les essais de dureté ont été réalisés sur des coupes transversales à l'aide d'un micro duromètre instrumenté de type Zwick ZHU 2,5. L'indenteur Vickers est en diamant, la charge est de 2N appliquée pendant 15 secondes et la valeur de microdureté obtenue représente la moyenne de 20 mesures.

2.5 Caractérisation thermique du dépôt

2.5.1 Le choc isothermique

Les échantillons sont maintenus dans un four à des températures de 950°C et 1050°C à atmosphère ambiante pendant 20 minutes ; puis refroidis dans de l'eau glacée à environ $4 \pm 2^\circ\text{C}$. Après chaque cycle thermique, l'état de surface de l'échantillon est observé visuellement. Le test est stoppé lorsque la barrière thermique est écaillée sur plus de 50 % de sa surface.

2.5.2 Vieillessement thermique

Afin de mieux élucider, l'évolution des phases et la fraction volumique de la porosité des revêtements évoluant lors de leur mise en service, les dépôts ont subi des traitements thermiques de vieillissement à la température de 1100°C à des temps de 10h, 20h et 40h, le refroidissement a eu lieu à l'air.

3. RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSIONS

3.1 Evolution microstructurale

La microstructure du substrat métallique de l'acier inoxydable correspond à une structure ferritique caractérisée par des grains polyédriques homogènes dont la taille moyenne des grains est de 30µm (Fig.2).



Figure 2. Microstructure optique montrant la structure de l'acier inoxydable de type 410S.

L'étude par microscopie optique des coupes transversales des échantillons revêtus montre les microstructures du substrat, de la zone de liaison et du dépôt de zirconium stabilisé à l'yttrium sous différents grossissements. Nous observons que la microstructure de dépôt est nettement lamellaire, et que les gouttes partiellement liquides qui s'écrasent sur le substrat, forment en se solidifiant un empilement irrégulier de disques plus ou moins jointifs. La porosité qui en résulte est essentiellement orientée selon des surfaces parallèles à l'interface céramique/substrat [11].

La couche de liaison possède une microstructure dense par rapport au dépôt de zircone (Fig.3). Elle sert d'intermédiaire entre les différents coefficients de dilatation thermique de la céramique et du substrat. Elle sert aussi de réservoir de l'élément aluminium qui développe la couche oxyde et protège le substrat de l'oxydation. L'aluminium présent dans la sous-couche est consommé par l'oxygène diffusant dans la couche de zircone pour former de l'alumine.

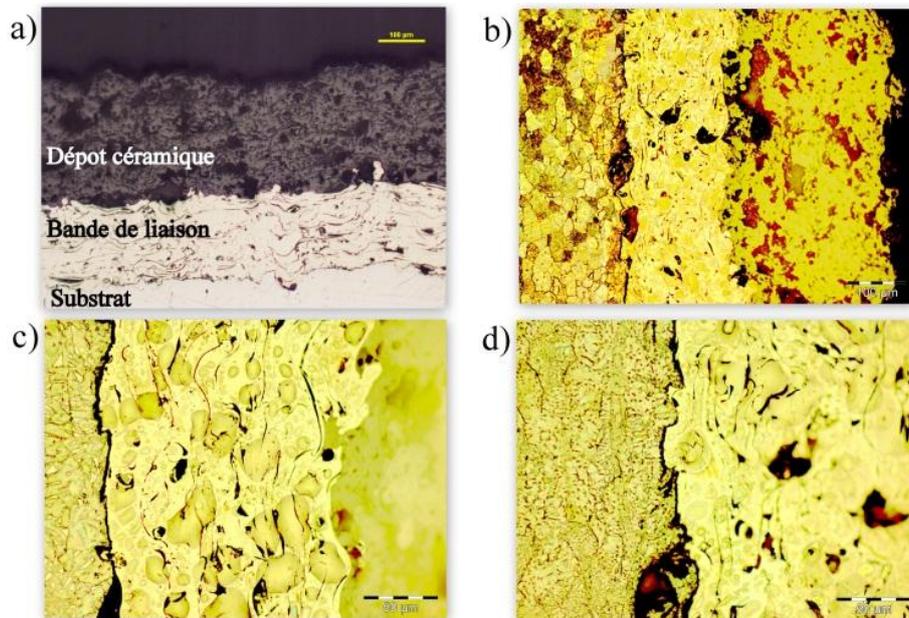


Figure 3 : Microstructures du système TB : (a) Sans attaque, (b), (c) et (d) Attaque à l'eau régale.

3.2 Mesure d'épaisseur

Le tableau 4 montre les épaisseurs des revêtements déterminées de deux manières différentes, l'une mécanique à l'aide d'un contrôleur d'épaisseur de type Elcometer 345 et l'autre métallographique où

les mesures ont été réalisées par ImageJ en utilisant le mode «Distances ». L'épaisseur (e) totale est de 470 μ m.

Tableau 4. Epaisseur moyenne mesurée du système TBC.

Nature du dépôt	Image J	Elcometer 345
Dépôt YSZ	e = 271 μ m	/
Bande de liaison	e = 186 μ m	/
Système TBC	e _{BT} = 476 μ m	e _{BT} = 468 μ m

3.3 Détermination de la porosité

Les dépôts élaborés en APS (Atmospheric Plasma Spraying) présentent souvent un grand nombre de défauts, comprenant des pores, des fissures, des vides, des délaminations et des particules infondues [19,23]. Dans les dépôts obtenus par projection thermique, souvent la détermination de la porosité est nécessaire, et son taux dépend essentiellement de la technique choisie. Généralement, la porosité dans les dépôts obtenus par APS est de l'ordre de 10% à 20%. En effet, lorsque la température d'une particule au moment de l'impact est trop faible, celle-ci s'étale mal. Un empilement de telles particules génère un dépôt à forte rugosité. Ces particules trop visqueuses ne peuvent remplir toutes les anfractuosités de la surface [27]. Le calcul de la porosité dans le système TBC (Fig.4) a donné un taux considérable qui est de 13%.

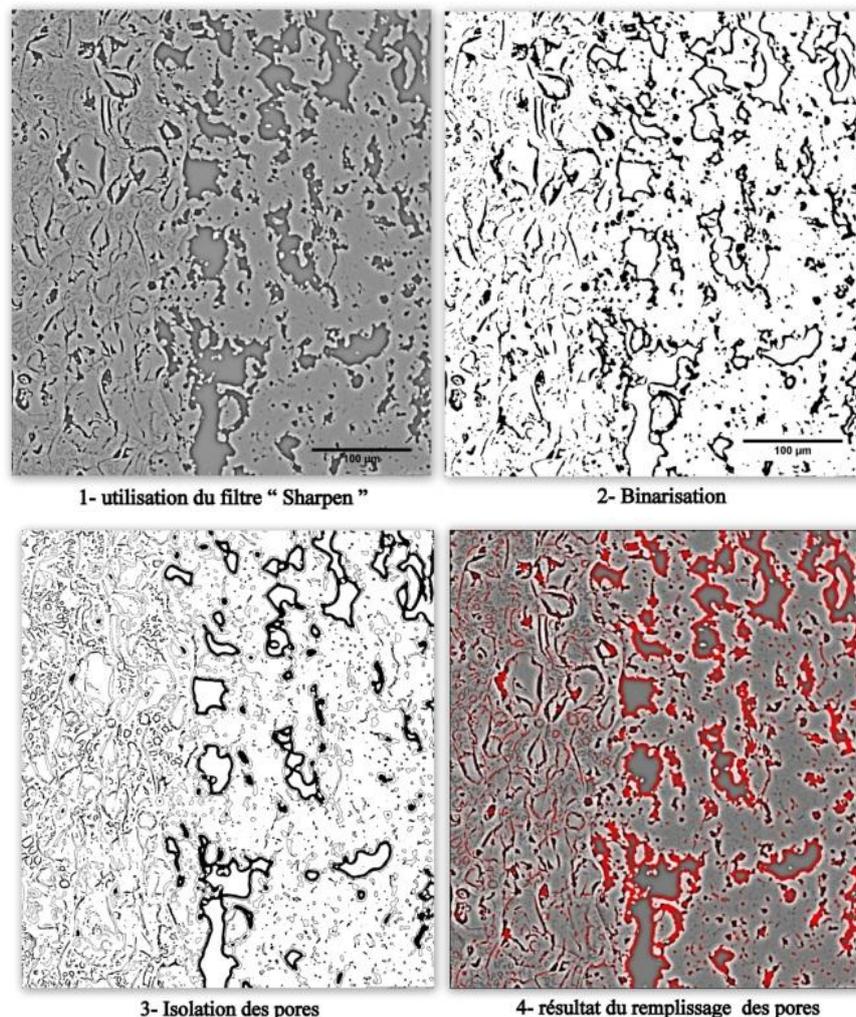


Figure 4. Illustration des étapes de quantification du taux de pores.

3.3.1 Dépôt céramique

La porosité au niveau de la couche de revêtement est considérable. En l'absence de particules métalliques, les particules sphériques de la zircone, probablement enrobées par l'yttrine, auront tendance à se souder les unes aux autres en laissant une porosité fermée considérable (le domaine de répartition granulométrique de la poudre est très limité).

L'addition de l'oxyde d'yttrium est volontaire afin de pallier au problème de transformation allotropique de la zircone. Les travaux de Scott et al. [28] ont montré que la présence d' Y_2O_3 est nécessaire pour empêcher la transformation allotropique de la zircone en stabilisant totalement ou partiellement la phase tétragonale (T).

3.3.2 Bande de liaison

Les particules fondues s'écrasent sur le substrat 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 [15,18]. Elle sert d'intermédiaire entre les différents coefficients de dilatation thermique de la céramique et du substrat. La présence de l'aluminium favorise la formation la couche oxyde et protège le substrat de l'oxydation.

Le tableau 5 montre le taux de porosité mesurée dans les dépôts YSZ et la bande de liaison.

Tableau 5. Taux de porosité obtenue par analyse d'image

Paramètre	Dépôt YSZ	Bande liaison	Système TBC
Surface moyenne sélectionnée (μm^2)	30519	52223	34995
Taux de porosité (%)	16	06	13

3.4 Mesure de rugosité

Les tests de profilométrie linéaire appliqués sur les échantillons non revêtus et revêtus montrent que la rugosité (R_a) est plus importante dans le cas des échantillons revêtus qui est de l'ordre de $8\mu m$ contre $4\mu m$ correspondant de l'échantillon non revêtu (Fig.5). Cette différence traduit un mauvais étalement des splats et donc un mauvais traitement thermique des particules au sein du jet plasma [29]. En effet, la rugosité (R_a) d'un dépôt obtenu avec des particules bien fondues, est en général légèrement plus faible que celle de l'état initial. Inversement, pour des particules peu ou non fondues, le dépôt résultant possède une rugosité (R_a) supérieure à celle d'origine [29].

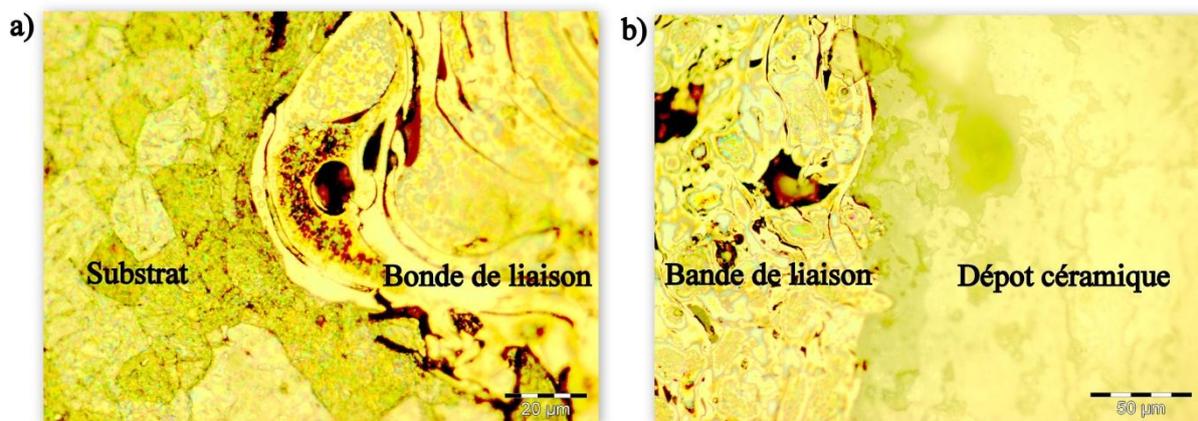


Figure 5. Interface rugueuse dans le système TBC entre : a) substrat/bande de liaison, b) dépôt céramique/ bande de liaison.

Ce mauvais traitement thermique des particules en vol est dû à la grande dispersion granulométrique de la poudre YSZ ($16-106\mu m$), l'ensemble des particules n'est pas thermiquement traité de manière

©UBMA - 2018

uniforme. Les plus grosses particules sont pratiquement infondues, alors que les plus fines sont entièrement vaporisées. Le dépôt présente donc un étalement inhomogène de splats et des inclusions de particules infondues ou décondensées après vaporisation [29].

Tous ces défauts génèrent une forte rugosité en surface, mais également une porosité élevée au cœur du dépôt (de l'ordre de 13%).

3.5 Analyse par Diffraction des rayons X

La figure 6 montre le spectre de diffraction de l'ensemble du dépôt YSZ. La phase majoritaire pour le dépôt YSZ est la phase tétragonale (T). L'obtention de cette phase est liée au refroidissement rapide des lamelles après étalement qui conduit à la transformation cristallographique de la phase cubique en phase (T) avec une teneur en yttrine de l'ordre de 8% massique [30].

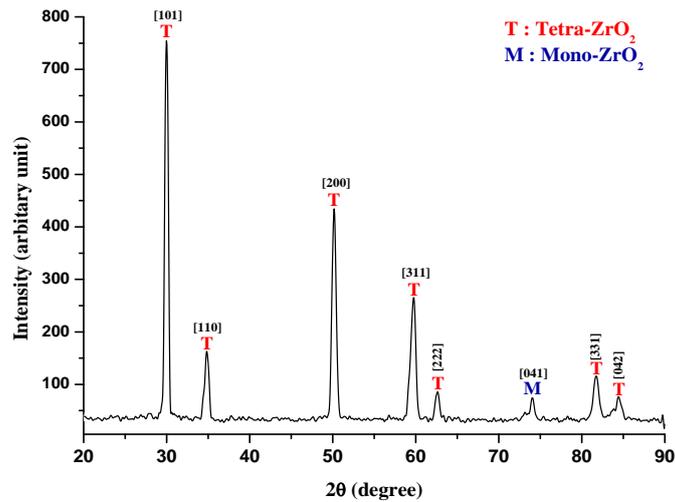


Figure 6. Spectre de diffraction du dépôt YSZ.

La phase minoritaire est la phase monoclinique (M) dont les pics les plus caractéristiques sont de faible intensité (Fig.7). Sa présence à l'état résiduel pourrait être attribuée à des particules infondues ou partiellement fondues piégées dans le dépôt [31].

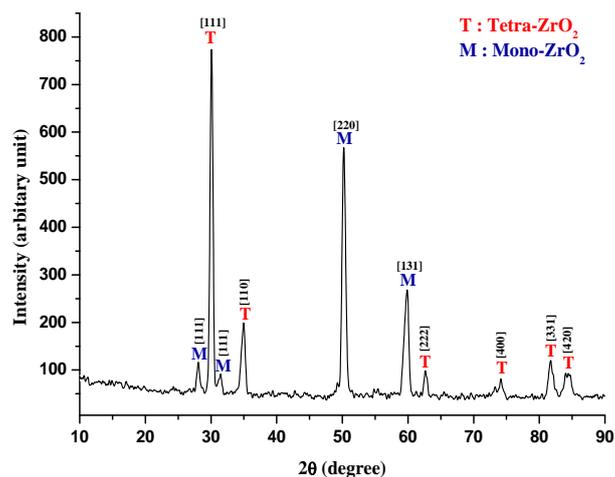


Figure 7. Spectre de diffraction de la poudre YSZ.

3.6 Caractérisation mécanique du dépôt

3.6.1 Mesure de la microdureté Vickers

La figure 8 présente les valeurs de dureté Vickers du substrat, la bande de liaison et du revêtement YSZ. En effet, nous enregistrons une dureté importante du dépôt de la zircone (HV=900) par rapport à celle de la bande de liaison (HV=400).

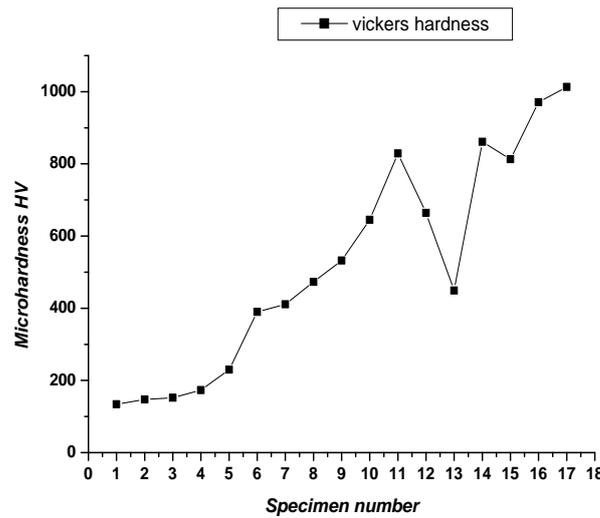


Figure 8. Micro-dureté Vickers mesurée sur la surface de l'échantillon.

La figure 8 montre une nette dispersion de la dureté superficielle du dépôt YSZ. Cette hétérogénéité est due à notre avis à la microstructure de dépôt qui se manifeste dans certains endroits par une dureté importante due par exemple à l'effet des inclusions comme les oxydes qui favorisent l'augmentation de la dureté. La baisse de la dureté est expliquée par la porosité.

3.6.2 Module de Young

Le tableau 6 montre le module de Young du substrat, de la bande de liaison et du revêtement de Zirconium stabilisé à l'yttrium.

Tableau 6. Propriétés mécaniques des matériaux.

Nature du matériau	Dureté HV [3N]	Module de Young E [GPa]
Substrat	174	123
Bande de liaison	338	111
Dépôt YSZ	742	94

Le test de micro indentation instrumenté réalisé à des charges constantes de 3 N, maintenues pendant 10 secondes, puis une décharge à même taux de charge a été réalisé.

La figure 9 montre les courbes caractéristiques charge-déplacement (P-h). En effet, la baisse du module de Young est liée aux défauts comme la porosité qui contribue à la dégradation des propriétés mécaniques. Le module de Young de la zircone (E=94 GPa) et de la bande de liaison dépend (E=111 GPa) de leurs structures intrinsèques.

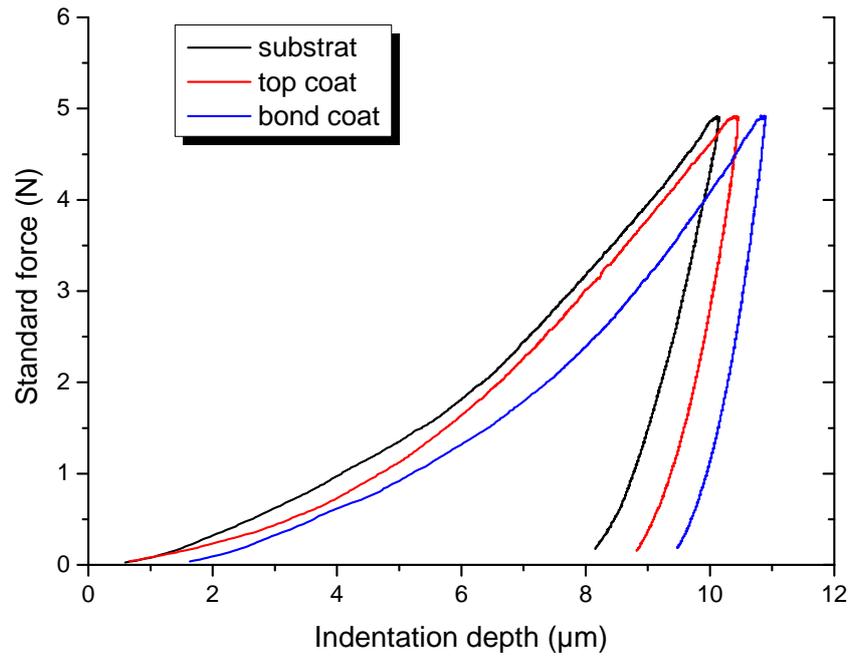


Figure9. Courbes caractéristique charge-déplacement (P-h) du système Dépôt YSZ/BL/substrat.

3.7 Caractérisation thermique du dépôt

3.7.1 Test de Chocs isothermiques

La figure 10 montre que le dépôt présente une partie pelée à partir du bord du substrat après 18 cycles thermiques à la température 950°C et 10 cycles thermiques à la température 1050°C. Pour les deux différents tests, on observe en surface un écaillage de la couche de zircone et le décollement de la barrière thermique du substrat (Fig.11).

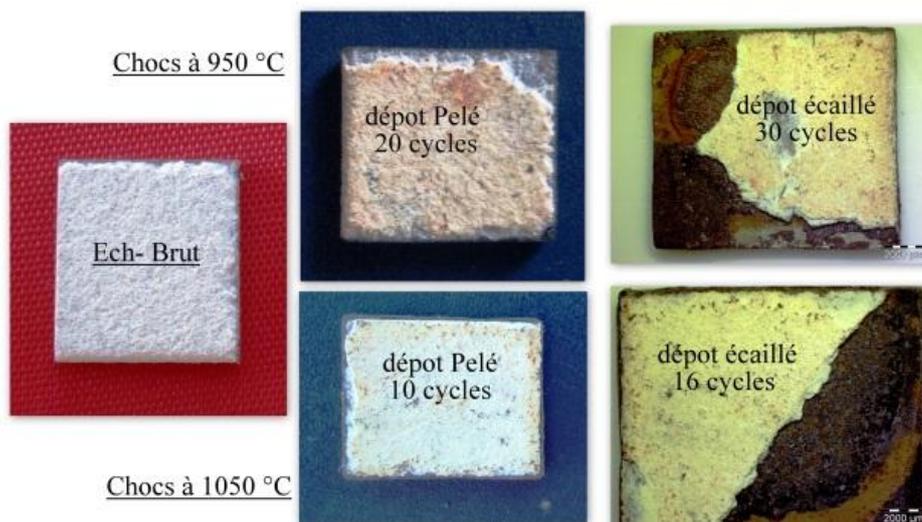


Figure 10. Macrographies du dépôt YSZ après le test de choc isothermique.

a) 950°C

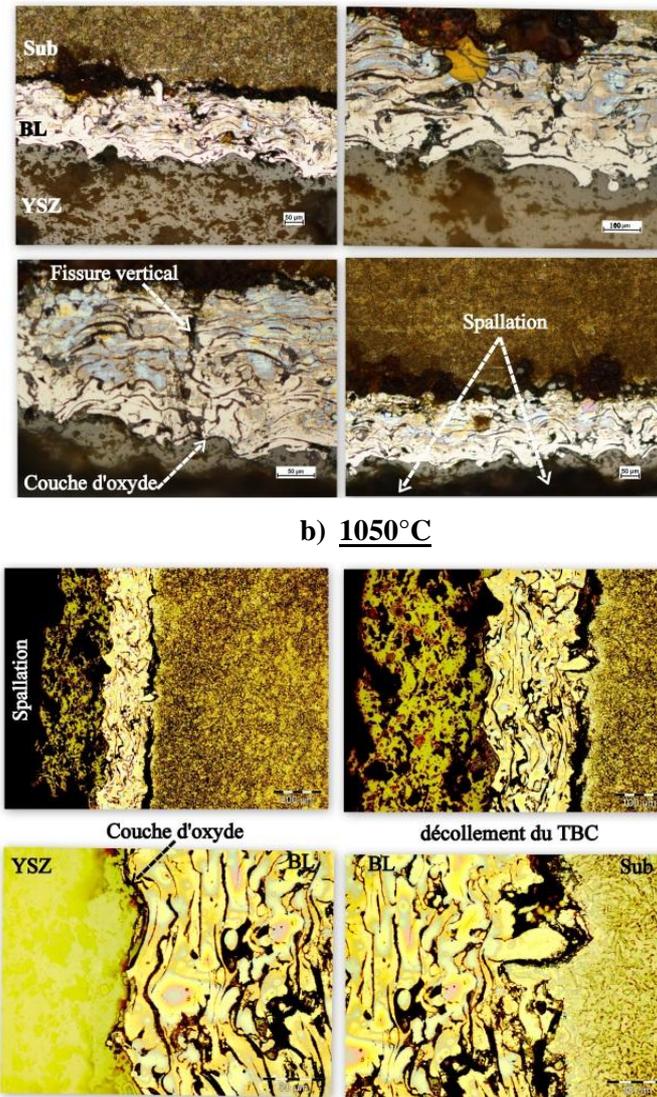


Figure 11(a, b). Microstructures optiques du dépôt YSZ après les essais de chocs isothermiques.

De plus, l'apparition des fissures perpendiculaires à la surface du substrat sont formées et par conséquent provoquent le mécanisme d'endommagement du dépôt. Il a déjà été indiqué que ce dépôt est principalement formé de splats et une majorité de défauts dans la couche de zircone. Le développement des fissures dans les splats sont créées en raison de la différence de température entre le substrat et le dépôt [32]. Dans le cas d'un bon contact entre les splats et le matériau sous-jacent, une contrainte en traction se développe lors du refroidissement. D'après S.O. Chwa et al [33] la différence de température provoque une augmentation de la contrainte et cause l'initiation et la propagation de fissures verticales. La propagation des fissures dans les splats suivantes est initiée, résultant ainsi en une fissure verticale continue au travers de la lamelle entière sous des conditions appropriées. La faible résistance du dépôt YSZ peut être attribuée à des microfissures distribuées de façon non homogène, des pores ouverts et une adhérence relativement faible entre la couche supérieure et la couche de Ni.

2.5.3 Vieillissement thermique

Plusieurs auteurs [34-36] montrent que lorsque les couches céramiques élaborées par projection APS exposées pendant quelques dizaines d'heures à des températures supérieures à 1000°C subissent des phénomènes de frittage qui provoquent leur densification. J. Ilavsky et al [37] montrent aussi que la réorganisation des fissures et des pores au sein d'une couche poreuse de zircone yttrée pouvait intervenir à partir de 650°C. Ainsi, une diminution du taux de porosité et une évolution de la morphologie ont été observées sur des dépôts de zircone complètement stabilisée à 20 % d' Y_2O_3 [36]. Dans le cas de revêtements de zircone partiellement stabilisée à 8 % d' Y_2O_3 , les mêmes phénomènes

de densification, accompagnés d'une forte augmentation de conductivité thermique, ont été mis en évidence par d'autres auteurs, qui ont étudié l'effet de divers traitements thermiques [34,35].

Le cycle thermique utilisé inclut un palier de 10,20 et 40 heures à 1100°C et offre donc des conditions pouvant entraîner des modifications dans l'architecture de la couche. Les figures 12 et 13 montrent une évolution de l'architecture du système BT avec une augmentation assez remarquable des fissures et les pores présents dans certaines zones de l'interface.

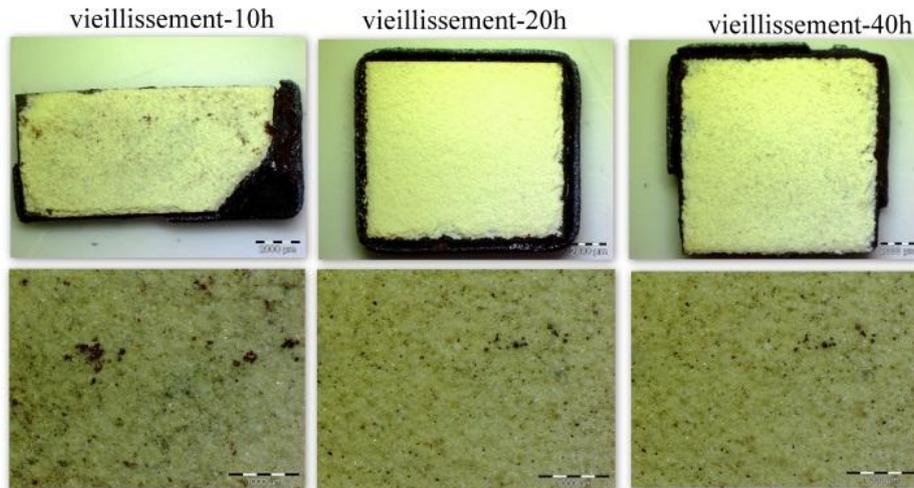


Figure 12 : Macrographie optique des dépôts vieillis à 1100°C.

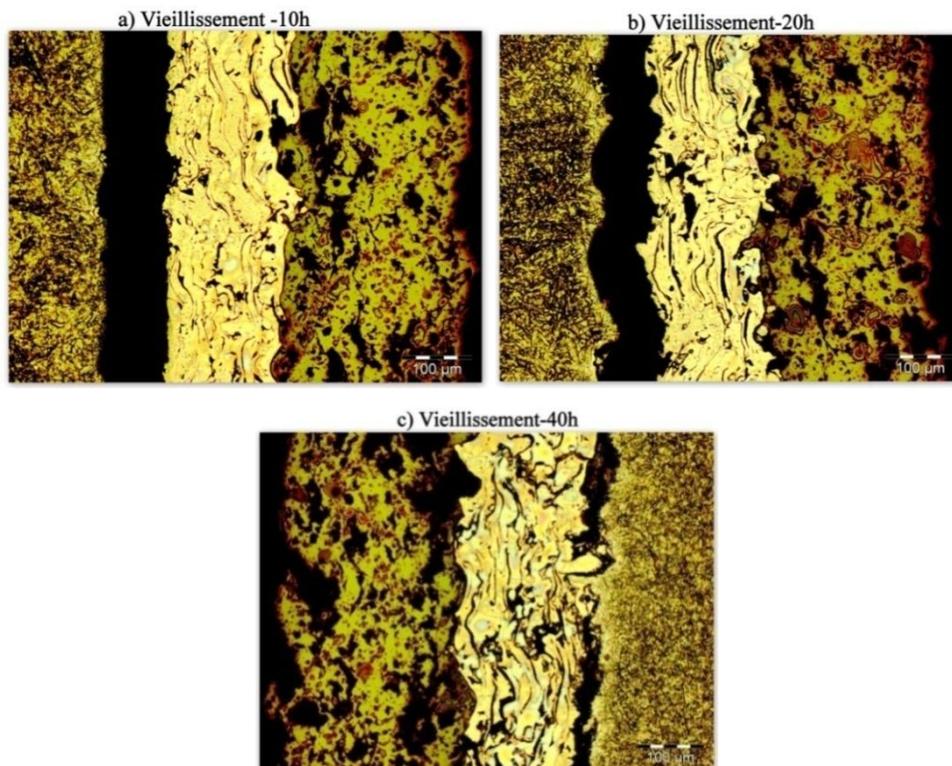


Figure 13. Microstructures des dépôts vieillis à 1100°C.

Pour conclure, il nous semble donc que nos dépôts soient moins affectés par le phénomène de frittage à haute température. Cela est du très certainement au fait que les fissures présentes sont plus larges et sont moins sensibles au frittage que les fissures inter et intra-lamellaires des dépôts bruts de projection. Après un traitement thermique de vieillissement à 1100°C, il est possible de constater que notre barrière thermique présente une résistances élevée lors des cycles de fonctionnement comme dans le cas des turbines à gaz comportant une architecture poreuse plus résistante au maintien à haute température.

4. CONCLUSION

Au cours de ce travail, nous avons déposé par la technique de projection thermique à plasma soufflé de la zircone stabilisée à l'oxyde de l'yttrium sur un acier inoxydable à structure ferritique. En effet, le procédé de projection thermique a assuré un revêtement adhérent d'épaisseur 470µm à structure lamellaire avec l'existence d'une zone de liaison de type chimique. Néanmoins, ce revêtement présentant une dureté de l'ordre de 742HV et un module de Young de 94GPa présente une hétérogénéité résultant de la présence des particules d'oxydes durs, des porosités et des particules non fondues. Cependant la bande de liaison est caractérisée par un module de Young plus élevé que le revêtement (111GPa) et une dureté de 338HV. Les essais de chocs thermiques réalisés dans l'intervalle de température (950-1050°C) pour des cycles thermiques allant de 10 à 18 ont provoqué en surface un écaillage de la couche de zircone et le décollement de la barrière thermique du substrat, ainsi l'apparition des fissures et par conséquent un endommagement du dépôt.

Le vieillissement thermique appliqué aux revêtements (TBC), a induit un niveau de concentrations des contraintes thermiques très important ce qui a conduit l'apparition des microfissures et l'endommagement complet des dépôts.

REFERENCES

- [1] Loghman-Estarki M.R., ShojaRazavi R., Jamali H., Thermal stability and sintering behavior of plasma sprayed nanostructured 7YSZ, 15YSZ and 5.5SYSZ coatings at elevated temperatures .Ceramics International, Vol.42 (13) ,2016,14374-14383.
- [2] Weeks M.D., Subramanian R., Vaidya A., Mumm D.R., Defining optimal morphology of the bond coat–thermal barrier coating interface of air-plasma sprayed thermal barrier coating systems. Surface and Coatings Technology, Vol.273 (15), 2015, 50-59.
- [3] Dong H., Yang G., Cai H., Li C., Li C., Propagation feature of cracks in plasma-sprayed YSZ coatings under gradient thermal .Ceramics International, Vol.41 (3), 2015,3481-3489.
- [4] Nejati M., Rahimipour M.R., Mobasherpourn I., Evaluation of hot corrosion behavior of CSZ, CSZ/microAl₂O₃ and CSZ/nanoAl₂O₃ plasma sprayed thermal barrier coatings, Ceramics International, Vol.40 (3), 2014,4579-4590.
- [5] Abbas M., Guo H., Shahid M.R., Comparative study on effect of oxide thickness on stress distribution of traditional and nanostructured zirconia coating systems, Ceramics International, Vol.39(1), 2013,475-481.
- [6] Ghasemi R., Shoja-Razavi R., Mozafarinia R., Jamali H., Comparison of microstructure and mechanical properties of plasma-sprayed nanostructured and conventional yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings.Ceramics International, Vol.39 (8), 2013 , 8805-8813.
- [7] LimaC.R.C., CincaN., GuilemanyJ.M. Study of the high temperature oxidation performance of Thermal Barrier Coatings with HVOF sprayed bond coat and incorporating a PVD ceramic interlayer. Ceramics International, Vol.38 (8), 2012, 6423-6429.
- [8] Guo S., Kagawa Y. Isothermal and cycle properties of EB-PVD yttria- partially stabilized zirconia thermal barrier coatings at 1150 and1300 °C, Ceramics International, vol.33 (3), 2007, 373–378.
- [9] Rajendran R. Gas turbine coatings - an overview, *Engineering Failure Analysis*, vol.26,2012,355–369.
- [10] BaiY.,Han Z.H.,Li H.Q.,Xu C.,Xu Y.L. Wang Z.,Ding C.H., Yang J.F., High performance nanostructured ZrO₂ based thermal barrier coatings deposited by high efficiency supersonic plasma spraying, *Applied SurfaceScience* Vol.257 (16), 2011,7210–7216.
- [11] Guy A. Améliorations de revêtements barrières thermiques par un procédé de refusion laser in situ utilisant un laser à diodes, Thèse de doctorat en Sciences et technologies industrielles, Université Louis Pasteur – Strasbourg I,2004.
- [12] Sun L., Guo H., Peng H., Gong S., Xu H., Influence of partial substitution of Sc₂O₃ with Gd₂O₃ on the phase stability and thermal conductivity of Sc₂O₃-doped ZrO₂, Ceramics International, Vol.39 (3), 2013,3447–3451.
- [13] Klemens P.G.,Gell M. Thermal conductivity of thermal barrier coatings, *Materials Science and Engineering*, vol.245 (2)1998,143–149.
- [14] Zhou C., Wang N., Wang Z., Gong S., Xu H. Thermal cycling life and thermal diffusivity of a plasma sprayed nanostructured thermal barrier coating, *ScriptaMaterialia*, Vol.51, 2004,945–948.
- [15] Llewellyn H., Grant P.S., Newbery A.P., Jordan R.M., Development of an Electric Arc Sprayed Self Lubricating Coating, Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, 1998, 263-268

- [16] Wang L., Wang Y., Sun X. G., He J.Q., Pan Z.Y., Wang C.H., Thermal shock behavior of 8YSZ and double-ceramic-layer $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7/8\text{YSZ}$ thermal barrier coatings fabricated by atmospheric plasma spraying, *Ceramics International*, Vol.35 (5), 2012, 3595–3606.
- [17] Jamali H., Mozafarinia R., Shoja-Razavi R., Ahmadi-Pidani R., Comparison of thermal shock resistances of plasma-sprayed nanostructured and conventional yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings, *Ceramics International*, Vol.38 (8), 2012, 6705–6712.
- [18] Holloman L., V. Levy A. Ceramic-coated components for the combustion zone of natural gas engines, *Thermal Spray Technology*, Vol.1 (1), 1992, 27–31.
- [19] Karaoglanli A., Doleker K., Ozgurluk Y. State of the Art Thermal Barrier Coating (TBC) Materials and TBC Failure Mechanisms. Properties and Characterization of Modern Materials, Vol. 33, 2016, 441-452.
- [20] Karthikeyana S., Balasubramanian V., Rajendran R., Developing empirical relationships to estimate porosity and Young's modulus of plasma sprayed YSZ coatings. *Applied Surface Science*. Vol .296, 2014. 31–46.
- [21] Guan-Jun Y., Zheng-Long C., Cheng-Xin L., Chang-Jiu L., Microstructural and Mechanical Property Evolutions of plasma-sprayed YSZ coating during high-temperature exposure: Comparison Study Between 8YSZ and 20YSZ. *Journal of Thermal Spray Technology*. Vol 22(8), 2013, 1294–1302.
- [22] Dong H., Yang G., Nengcai H., Ding H., Li C., Li C. The influence of temperature gradient across YSZ on thermal cyclic life time of plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Ceramics International*. Vol (41), 2015, 11046–11056
- [23] Digirolamo G., Blasib C., Brentari A., Schioppa M. Microstructural, mechanical and thermal characteristics of zirconia-based thermal barrier coatings deposited by plasma spraying. *Ceramics International*. Vol(41), 2015, 11776–11785
- [24] Natha S., Manaa I., Majumdar J., Nanomechanical behavior of yttria stabilized zirconia (YSZ) based thermal barrier coating. *Ceramics International*. Vol(41). 2015, 5247–5256.
- [25] Dong H., Yang G., Nengcai H., Ding H., Li C., Lin C., Propagation feature of cracks in plasma-sprayed YSZ coatings under gradient thermal cycling. *Ceramics International*. Vol(41), 2015, 3481–3489
- [26] Rasband W. S., Logiciel: ImageJ. National Institutes of Health, Bethesda, Maryland, USA, 1997-2009.
<http://rsb.info.nih.gov/ij>
- [27] Bernard D. Projection par plasma de la couche céramique de barrière thermique $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ – Etude des divers mécanismes entrant en jeu. Thèse de doctorat en Matériaux et Procédés, Université de Limoges, 1990.
- [28] Scott H.G. Phase relationships in the zirconia-yttria system. *Journal of Materials Science*, Vol.10, 1975, 1527-1535.
- [29] Noguès – Delbos E. Densification de dépôts de zircone yttrée projetés par plasma d'arc Ar-H₂ et N₂-H₂ pour leur utilisation dans l'industrie des semi-conducteurs. Thèse de doctorat en Matériaux et Procédés, Université de Limoges. 2007.
- [30] Vincent D. Contribution à l'Etude des Propriétés Optiques de Dépôts Plasma de Zircone Yttrée : Influences de leurs Caractéristiques Microstructurales et Physico-chimiques. Thèse de doctorat en Matériaux et Procédés, Université de Limoges, 2007.
- [31] Foujanet Ste-Catherine M. C, Etude des Couches Zircone-Alumine Obtenues par Projection Plasma Thèse de doctorat en Matériaux et Procédés, Université de Limoges, 1990.
- [32] Bengtsson P., Johannesson T., Wigren J. Characterization of microstructural defects in plasma-sprayed thermal barrier coatings, *Thermal Spray Technology*, Vol.4 (3), 1995, 245–251.
- [33] Chwa S.O., Ohmori A. Microstructures of ZrO_2 -8wt. % Y_2O_3 coatings prepared by a plasma laser hybrid spraying technique, *Surface and Coatings Technology*, Vol.153 (2-3), 2002, 304-312.
- [34] Poulain M. Etude de la conductivité thermique de revêtements céramiques à base de zircone – relation avec la composition, la microstructure et la morphologie. Thèse de doctorat de l'Université d'Orsay, 1999.
- [35] Dutton R., Wheeler R., Ravichandran K.S. An Effect of heat treatment on the thermal conductivity of plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Thermal Spray Technology*, Vol.9 (2), 2000, 204-209.
- [36] Eaton H.E, Linsey J.R, Dinwiddie R.B. The effect of thermal aging on the thermal conductivity of plasma sprayed fully stabilized zirconia. *Thermal Conductivity*, 1994, 289-300.
- [37] Ilavsky J., Long G. G., Allen A. J., Berndt C. C. Evolution of the void structure in plasma-sprayed YSZ deposits during heating. *Materials Science and Engineering*, Vol.272 (1), 1999, 215–221.