



HAL
open science

Comportement en frottement sec de dépôts SiC_x(H) (1,5 < x < 3) élaborés par PACVD micro-onde sur ACIER

Christine Boher, M Ducarroir, T Gregoire, S Scordo

► To cite this version:

Christine Boher, M Ducarroir, T Gregoire, S Scordo. Comportement en frottement sec de dépôts SiC_x(H) (1,5 < x < 3) élaborés par PACVD micro-onde sur ACIER. *Annales de Chimie - Science des Matériaux*, 1998, 23 (5-6), pp.879-890. 10.1016/S0151-9107(99)80028-2 . hal-01717279

HAL Id: hal-01717279

<https://hal.science/hal-01717279>

Submitted on 25 Sep 2018

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

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

COMPORTEMENT EN FROTTEMENT SEC DE DÉPÔTS $\text{SiC}_x(\text{H})$ ($1,5 < x < 3$) ÉLABORÉS PAR PACVD MICRO-ONDE SUR ACIÈR

C. BOHER^a, M. DUCARROIR^b, T. GREGOIRE^c, S. SCORDO^b

^a DGA/CREA, 16 bis avenue Prieur de la Côte d'Or, F- 94212 Arcueil Cédex
adresse actuelle : EMAC, Campus Jarlard, Route de Teillet, F- 81013 Albi Cedex 9
^b CNRS/IMP, Université, 52 avenue de Villeneuve, F- 66860 Perpignan cedex
^c AÉROSPATIALE - CCr, 12 rue Pasteur, BP76, F- 91152 Suresnes

Abstract : Dry friction behaviour of $\text{SiC}_x(\text{H})$ ($1,5 < x < 3$) coatings obtained by microwave PACVD. Thin coatings in the Si-C system were obtained in a plasma device actived by microwave. Their chemical composition and mechanical properties are dependent on the deposition parameters like temperature and gas flow rate in the reactor. When the substrate temperature increases the stationary dry friction coefficient is lower than 0.1 and the wear scar is smooth. In this case surface analyses reveal an interfacial layer on the antagonist which participates to the good tribological behaviour. With a hydrogen flow in the reactor, the coating flaked. The microstructure, the mechanical properties and the tribological behaviour are closely interdependent.

Résumé : Des dépôts minces Si-C, riches en carbone, sont obtenus à partir d'un réacteur CVD plasma assisté par micro-ondes. Leur composition chimique et leurs propriétés mécaniques sont fortement dépendantes des paramètres de dépôt tels que la température d'élaboration et l'introduction de gaz dans l'enceinte. De même, ces paramètres induisent de grandes différences dans le comportement au frottement et les mécanismes d'usure des dépôts. Plus la température d'élaboration est importante, plus le coefficient de frottement est faible ($\leq 0,1$) sans présence de lubrifiant. L'usure est douce et des analyses de surface ont mis en évidence la présence d'un film de transfert adhérent à l'antagoniste. En présence d'hydrogène dans le réacteur, les dépôts ont un comportement fragile et s'écaillent dès le début du glissement. La microstructure, les propriétés mécaniques et le comportement tribologique sont étroitement liés.

1. INTRODUCTION

Les matériaux massifs possèdent rarement les propriétés nécessaires pour résister simultanément à des sollicitations chimiques, mécaniques et thermiques sévères. L'apport d'un

revêtement permet de leur conférer des propriétés de surface pour répondre à de telles exigences tout en conservant leurs propriétés massiques.

Dans le cas des aciers, les revêtements de surface ou dépôts les plus couramment proposés et testés sont des céramiques cristallines du type nitrure ou carbure, obtenus par des techniques de dépôt physique en phase vapeur (PVD) ou chimique (CVD); Ils présentent une dureté et une résistance à l'usure face à de l'acier élevées, une bonne résistance à la corrosion, mais leur inconvénient majeur est leur caractère fragile. Par ailleurs ces dépôts de carbure et nitrure présentent des coefficients de frottement à sec compris entre 0,3 et 1,2 [1, 2, 3]. Les revêtements qui ont des coefficients de frottement inférieurs à 0,1 sont constitués de carbone adamantin (DLC) ou de diamant [4, 5, 6] de matériaux carbonés contenant soit de l'azote [6] ou du silicium [7] ou encore à base de carbure de silicium [9, 12]. Récemment les films MC:CH où M représente un métal (W, Cr, Ti...) ont suscité un vif intérêt industriel [13] mais parmi tous ces matériaux, les plus performants en frottement sec voient leurs applications limitées par suite d'une faible stabilité thermique.

L'objectif de cette étude est d'évaluer les propriétés tribologiques de films type Si-C(H) obtenus par CVD assistée par un plasma micro onde (PACVD) à partir de mélanges Si(CH₃)₄.Ar.

2. EXPÉRIMENTATION

2.1 Élaboration et influence des paramètres

Le réacteur utilisé permet de découpler la puissance électrique injectée dans le gaz plasmagène (argon), et la température de la surface à traiter. Dans les expériences réalisées, le substrat est toujours situé dans la décharge. La configuration du réacteur PACVD assisté micro onde a fait l'objet d'études préliminaires associées à des simulations numériques faisant appel à des calculs hydrodynamiques; elle permet la décomposition du tétraméthylsilane (TMS) dilué dans l'argon.

L'effet qualitatif des paramètres d'élaboration sur les caractéristiques des dépôts est synthétisé dans le *tableau 1*. Une étude détaillée révèle que la température du substrat « Ts » et le débit additionnel d'hydrogène « DH₂ » sont les paramètres principaux [14]. En particulier, ils influencent fortement les caractéristiques mécaniques du dépôt. Ainsi pour une composition de film identique (rapport Si/C) les valeurs de la dureté et du module d'Young peuvent varier dans de larges proportions [15].

TABLEAU 1- Variables d'élaboration et caractéristiques des échantillons

(↑ : augmente, ↓ : décroît, ↔ : constant)

Caractéristiques dépôts		Vitesse de croissance (µm/h) de 3,6 à 68,8	Composition Si/C (XPS) de 0,32 à 1,54	Dureté H (GPa) de 7 à 25	Module d'Young E (GPa) de 61 à 224
Variables					
température substrat	↑ Ts	↓	↑↑	↑↑	↑↑
position du substrat	↑ d	↔	↔	↓	↓
	↑ d'	↓↓	↓	↓	↓
Débit gazeux	↑ DH ₂	↓↓	↔	↑↑	↑↑
	↑ D(SiH ₄)	↑↑ puis ↓	↑↑	↓	↓
	↑ D(TMS)	↑↑	↔	↔ puis ↓	↔ puis ↓
	↑ Dint (Ar)	↓	↑	↔ puis ↑	↔ puis ↑
Puissance	↑ W	↑ puis ↔	↔	↔	↔
Pression	↑ P	↓	↔	↓	↓

2.2. Essais tribologiques

Les essais ont été réalisés sur un tribomètre de configuration pion sur disque [16] en ambiance de laboratoire. La vitesse de rotation du disque est constante au cours d'un essai. La charge normale (F_n) est appliquée sur le pion par l'intermédiaire de masses mortes.

L'usure totale (perte de côte du pion et profondeur de la trace d'usure du disque) est enregistrée en continu par un capteur de déplacement capacitif. Après essai, les usures respectives des deux échantillons sont évaluées par profilométrie et les traces d'usure observées par microscopie.

Les pions antagonistes sont en acier AISI 4337 traités thermiquement pour obtenir une charge à la rupture de 1800 MPa. Ils ont un rayon de contact de 0,01 m.

Les disques sont constitués de substrats en acier AISI 4135 recouverts de dépôts $\text{SiC}_x(\text{H})$ ou de dépôts DLC commercial déposé par PACVD radio fréquence à une température inférieure à 200°C. Les conditions d'élaboration des dépôts $\text{SiC}_x(\text{H})$ étudiés et leurs propriétés mécaniques sont récapitulées dans le *tableau 2*. Les dépôts $\text{SiC}_x(\text{H})$ présentent une rugosité initiale moyenne (R_a) de 0,02 μm moindre que celle des dépôt DLC (0,06 μm). Une charge de 3 ou 14 N a été appliquée avec une vitesse de rotation de 33 trs/mn (1,3 m/min).

Compte tenu des faibles épaisseurs de dépôts, les propriétés mécaniques du substrat acier influencent la déformation élastique du dépôt sous l'effet du chargement. Les pressions de Hertz pour les dépôts MOA5 et MOA1 seront sensiblement supérieures à celles calculées pour le dépôt seul. Pour le dépôt MOA11, la pression de contact maximale est quasiment équivalente à celle calculée pour le dépôt seul soit sous une charge de 14 N une pression de 677 MPa.

A titre de comparaison des essais avec un tribomètre alternatif pion plan sur disque ont été réalisés avec un déplacement d'amplitude de 4 mm à une fréquence de 3 Hz, sous une charge normale de 3N.

TABLEAU 2- Conditions de dépôts et propriétés mécaniques des échantillons $\text{SiC}_x(\text{H})$ PACVD

Echantillons Type	Ts (K)	Débit TMS (l/h)	Débit H_2 (l/h)	Épaisseur (μm)	Rapport atomique Si/C	Dureté* (MPa)	Module d'Young* (GPa)
MOA5	673	0,05	0	3	0,4-0,5	6	50
MOA1	673		5	4,5	0,8-0,9	22,5	190
MOA34	773		0	4	0,4	13,5	122
MOA21	823		0	3,6	0,45	15,8	134
MOA22	823		1	3	0,7-0,8	hétérogène	
MOA11	873		0	2	0,5-0,6	17	140
MOA14	873		0	1,8	0,45	17	138

*: mesures par nano indentation(15)

D'après les résultats du tableau N°2 et les caractéristiques complémentaires [14] [18] , l'introduction d'hydrogène dans le mélange gazeux agit sur la composition du dépôt et la dureté plus que sur la température d'élaboration ne le fait dans le domaine 673-873 K

2.3. Analyses

Les spectroscopies classiques : diffraction des rayons X, analyses X, photoélectrons X (XPS), SIMS, Auger, Infrarouge FTIR, ont été utilisées pour analyser les surfaces ou réaliser des profilométries élémentaires dans l'épaisseur du dépôt et des zones de frottement du pion.

Les principales conditions opératoires sont:

- pour l'Auger : 5 keV, 62 nA, résolution 1,5 eV, décapage Ar^+ 4 kV, 1,5 μA (*figures 7 et 9*) ;
- pour le SIMS : Ar^+ , 15 kV, 200 nA, balayage 150 x 150 μm^2 (*figure 8*),
- pour l'XPS : Al $K\alpha$, 12 kV, 30 mA, décapage Ar^+ 3 kV, 0,5 $\mu\text{A.cm}^{-2}$.

3. RESULTATS

3.1. Résultats tribologiques

Avec le tribomètre rotatif, pour une charge de 3N, à partir de tous les tests, trois comportements tribologiques types ont été identifiés (*figure 1*). Ils correspondent respectivement au comportement des échantillons MOA11, MOA5 et MOA1. L'échantillon MOA11 présente un très faible coefficient de frottement dynamique (de l'ordre de 0,05) après une période d'accommodation correspondant à une distance de glissement de l'ordre de 10 mètres. L'évolution du coefficient de frottement du dépôt MOA1 en fonction de la distance de glissement présente la même allure que celle de l'échantillon MOA11 mais sa valeur stationnaire est très élevée (de l'ordre de 0,5).

Enfin dans le cas du troisième type (MOA5), le coefficient de frottement présente de grandes fluctuations sans période d'accommodation sur toute la durée de l'essai

Les profondeurs des traces d'usure des échantillons sont différentes et cohérentes avec le comportement en frottement. Pour le dépôt MOA11, la profondeur de la trace est faible (0,2 μm), alors que pour le dépôt MOA1, la profondeur d'usure est supérieure à l'épaisseur du film et on assiste à une usure abrasive par écaillage. Pour le dépôt MOA5, la profondeur d'usure est de l'ordre de 1 μm .

La *figure 2* montre les résultats en frottement alternatif obtenus sur des échantillons identiques à MOA11, MOA5 et MOA1. Pour chaque échantillon, les trois courbes correspondent aux valeurs maximale, moyenne et minimale du coefficient de frottement. On retrouve la même phénoménologie qu'en frottement rotatif tant dans les valeurs que dans l'allure générale de la courbe et que dans les endommagements. Pour MOA11, l'usure est douce avec une cicatrice de faible largeur (100 μm) et peu de débris d'usure. Pour MOA5 et MOA1 l'usure est sévère avec de nombreux débris de taille importante et un début d'écaillage du dépôt MOA1.

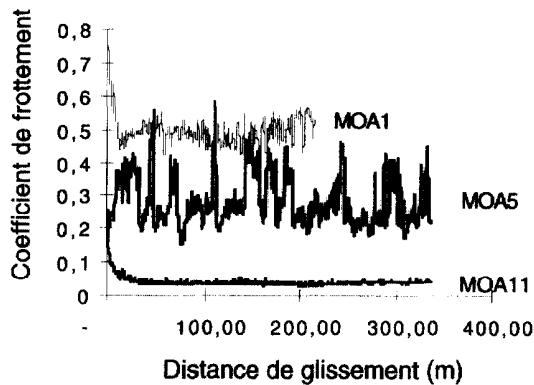


Figure 1. Évolution du coefficient de frottement en fonction de la distance de glissement ($F_n = 3 \text{ N}$ - tribomètre rotatif)

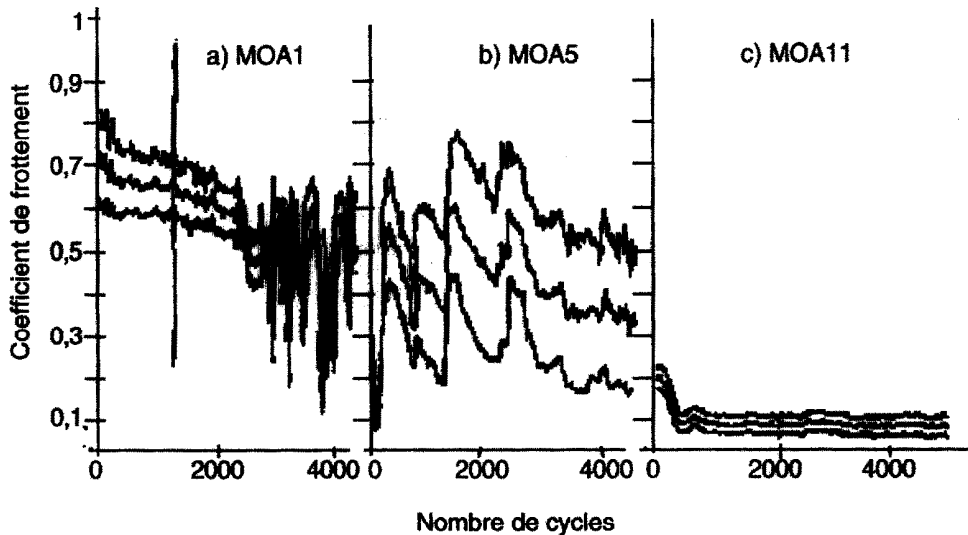


Figure 2. Évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de cycles ($F_n = 3 \text{ N}$ - fréquence 3 Hz- tribomètre alternatif). Les trois courbes correspondent aux valeurs maximales, minimales et moyennes

A plus forte charge (*figure 3*), le dépôt MOA11 (873 K) conserve de très bonnes propriétés tribologiques. Son coefficient de frottement est de l'ordre de 0,1 et la profondeur d'usure reste faible (de l'ordre de $0,3 \mu\text{m}$ pour une largeur de trace de l'ordre de $350 \mu\text{m}$). Par contre, le coefficient de frottement augmente sensiblement quand la température de dépôt « Ts » diminue. On peut également noter lors de ces essais que la période d'accommodation ou rodage diminue sensiblement quand la température « Ts » augmente.

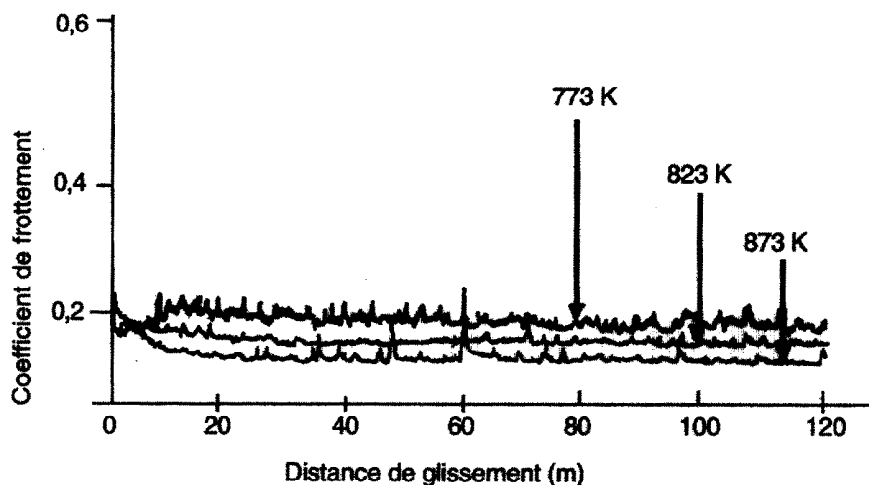


Figure 3. Évolution du coefficient de frottement pour des dépôts élaborés à différentes températures ($F_n = 14\text{N}$)

A titre de comparaison, le comportement d'un film DLC est reporté sur la *figure 4*. L'évolution du coefficient de frottement présente également deux phases distinctes et la valeur du coefficient de frottement dynamique est deux fois plus élevée que celle du dépôt MOA11.

Les échantillons qui présentent un faible coefficient de frottement ont été analysés afin de tenter de comprendre les mécanismes induisant de bonnes propriétés tribologiques.

En fin d'essai, on observe sur le pion un transfert constitué de deux parties (figure 5). Une partie noire de débris d'usure localisée essentiellement en avant du contact et peu adhérente, à base de carbone; puis après nettoyage aux ultra sons une partie adhérente. Il semblerait que ce transfert s'établisse lors de la phase de rodage.

Afin d'étudier l'influence de ce transfert sur l'évolution du coefficient de frottement trois essais successifs interrompus après la phase d'accommodation, en utilisant le même pion sur de nouvelles zones d'un dépôt type MOA11, vierges de toute usure, ont été réalisés (figure 6). Il existe une nette différence entre la première évolution et les autres. Le coefficient de frottement au démarrage, lorsque le transfert a déjà été généré, diminue ainsi que la période d'accommodation. On aboutit plus rapidement à la faible valeur du coefficient de frottement en régime stationnaire, mais la période d'accommodation n'est jamais nulle. Cette différence souligne le rôle du transfert sur le pion dans le contact mais l'accommodation géométrique constitue également un élément non nul sur le comportement au frottement

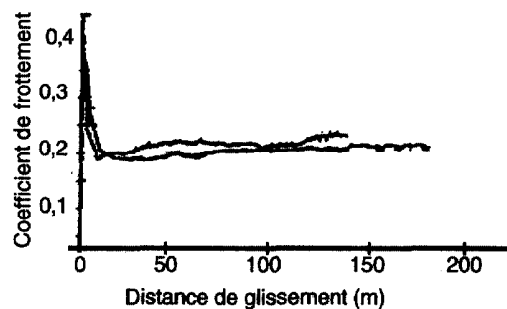


Figure 4. Évolution du coefficient de frottement d'un dépôt DLC commercial ($F_n = 14N$) sur tribomètre rotatif



Figure 5. Micrographie du transfert sur le pion : dépôt type MOA11, $F_n = 3N$, tribomètre rotatif

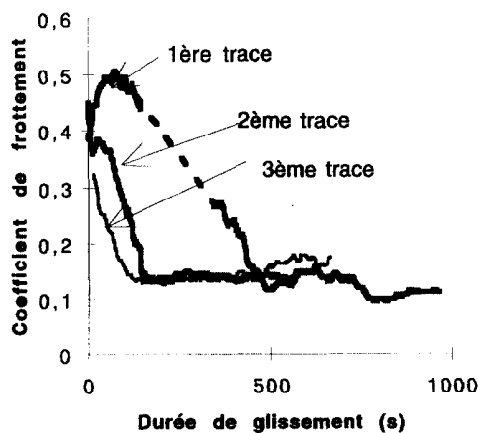


Figure 6. Évolution du coefficient de frottement en fonction de la durée de glissement ($F_n = 14$ N): pion unique utilisé successivement pour les traces 1, 2 et 3 (échantillon MOA14)

3.2. Observations analytiques

Les analyses par microsonde de Castaing de la partie adhérente du transfert mettent en évidence la présence de Si, O (en quantité significative) et de Fe. Les spectres Auger révèlent un important pic d'oxygène O_{KLL} associé aux pics Si_{LVV} et Si_{KLL} à 1607 eV. La position de ces pics tend à indiquer la formation d'oxyde de silicium SiO_2 [17]. Nous avons qualifié, toujours par analyses Auger, le profil de composition du transfert (type MOA11). Ainsi en fonction du temps de décapage par bombardement électronique, les analyses montrent que les pics d'oxygène, de carbone et de silicium diminuent alors que les pics caractéristiques du fer, constituant le pion, augmentent (figure 7). De plus, le signal de l'oxygène se déplace vers les hautes énergies; cette évolution pourrait indiquer une variation de la nature du transfert dans son épaisseur.

Au niveau du disque, après un décapage poussé, le silicium et le carbone sont détectés ainsi qu'un faible signal d'oxygène. Cet élément (en quantité inférieure à 2% atomique) est constitutif du dépôt comme le confirme l'analyse SIMS qui révèle également la présence d'hydrogène dans toute l'épaisseur de la couche (figure 8).

Par ailleurs, les cartographies élémentaires du Fe, Si, O, C obtenues par Auger sur le pion, montrent que ces quatre éléments ne sont pas répartis uniformément sur la trace d'usure. Néanmoins plusieurs zones caractéristiques se dégagent: les zones où Fe, Si, O sont associés avec peu de C, par contre quand cet élément est maximum, Si et O ont tendance à avoir un niveau minimum; enfin des zones où seuls Si et C sont présents qui prouvent bien l'existence d'un transfert de matière. Sur le disque, les éléments Si, O, C sont assez bien uniformément répartis sur toute la surface; cependant on peut noter l'existence d'une concentration plus grande de carbone dans la trace d'usure et une concentration en oxygène accrue en bordure (figure 9).

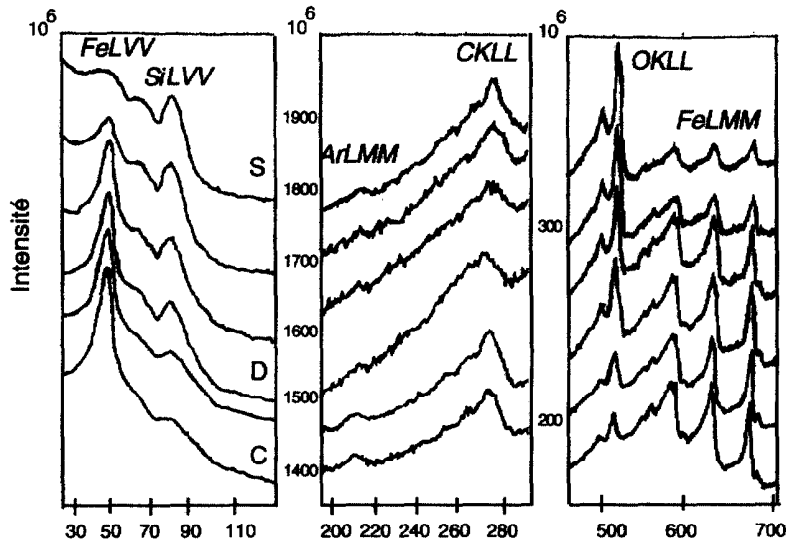


Figure 7. Analyses Auger du transfert sur le pion après test de l'échantillon type MOA11: S = surface du transfert sans décapage; D = transfert après décapage; C = transfert après érosion ionique

4. DISCUSSION

4.1. Réponses en frottement

Les figures 1 et 2 montrent que le comportement tribologique des dépôts dépend des conditions d'élaboration. Celles-ci agissent sur les liaisons chimiques dans le solide déposé (figure 10), sur la microstructure et en conséquence sur les propriétés mécaniques des dépôts [15, 17].

Les analyses XPS, Auger, FTIR et de diffraction des rayons X indiquent que les échantillons préparés à 873 K (MOA11) ont une microstructure différente de ceux préparés à plus basse température (673 K) pour un rapport Si/C quasi identique.

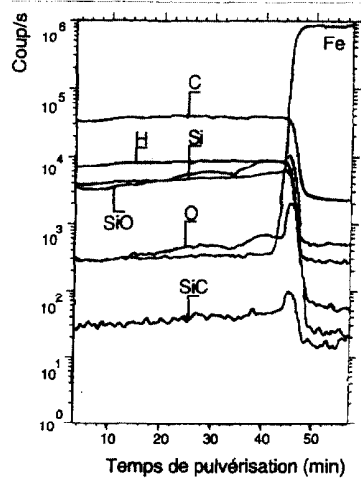
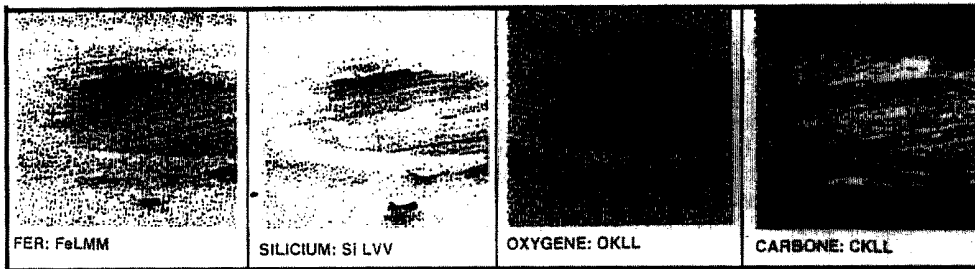


Figure 8. Analyse SIMS du dépôt type MOA11 (873K)

A) Cartographie sur le pion



B) Cartographie sur le disque

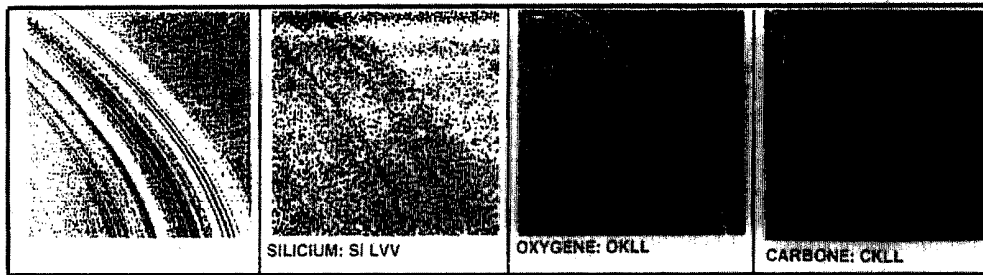


Figure 9. Cartographie élémentaire de l'essai relatif à un échantillon type MOA11 (aire balayée 1 mm x 1 mm). Les éléments analysés sont en niveaux de gris proche du blanc.

a) 873 K

b) 673 K

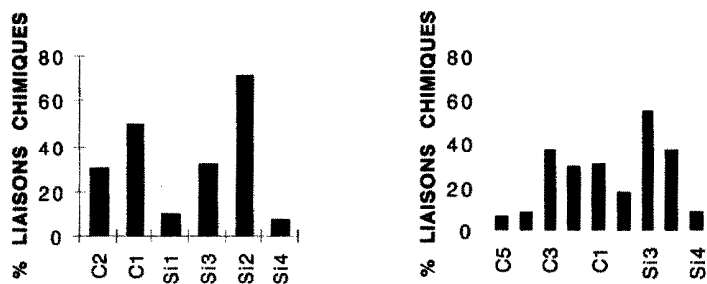


Figure 10. Liaisons chimiques déduites des analyses XPS des échantillons a) MOA11, b) MOA5
 C1= C-(Si₄); C2= C tricoordonné; C3= Csp²; C4= C-O; C5= C-H ou C-OH; Si1= Si-(Si₄); Si2= Si-(C₄); Si3= Si-(C₄); Si4= Si-(O₄) ou Si-(O₂)

Il est difficile de comparer les résultats obtenus avec ceux de la littérature car, d'un auteur à l'autre, les paramètres tribométriques varient. Cependant plusieurs auteurs ont observé que les coefficients de frottement de films $\text{Si}_x\text{C}_x\text{:H}$ peuvent être faibles [10, 22]. Torhu Arai mentionne que les dépôts Si-C préparés à partir de mélanges $\text{SiH}_4\text{-CH}_4$ qui ont un faible coefficient de frottement contiennent une forte concentration en hydrogène [22].

Dans notre cas, à partir du tétraméthylsilane, le comportement tribologique de l'échantillon MOA5 semble en contradiction avec l'affirmation précédente puisque cet échantillon qui contient le plus fort taux de liaisons hydrogène (mais inférieure à 30%) a un coefficient supérieur à 0.2; sa variation erratique pourrait être la conséquence d'une évolution des débris dans le contact. Meneve et al ont montré que des films Si_xC_x dont la fraction x est comprise entre $0,7 < x < 0,9$ ont le plus faible coefficient de frottement [10]; là encore le résultat relatif à MOA11 est autre puisque x est dans ce cas inférieur à 0.66. Devant ces différences on peut penser que la microstructure des matériaux doit certainement jouer un rôle non négligeable sur leur comportement tribologique.

4.2. Nature du transfert

Dans cette étude, la présence d'un transfert complexe sur le pion (essentiellement constitué de Si, O avec un peu de C) après frottement sur le dépôt (échantillon type MOA11) est indéniable. Celui-ci se crée pendant la phase d'accommodation car il a été détecté sur le pion lorsque l'essai est arrêté au début de la période stationnaire. Le rapprochement des variations du coefficient de frottement de la constitution des échantillons conduit à penser que la couche interfaciale de SiO_2 trouve son origine dans la transformation des microcristallites β SiC contenus dans l'échantillon. Quand leur teneur décroît (échantillon MOA5), la transformation est défavorisée, le transfert sur l'antagoniste est moindre ce qui donne pour résultat un coefficient de frottement supérieur. Un mécanisme impliquant SiO_2 a été observé dans une étude tribologique antérieure de frottement homogène de α SiC sous faible pression partielle d'oxygène [23].

A partir de ces résultats, on peut conclure que le comportement en frottement sec est fortement influencé par la présence ou l'absence d'une couche interfaciale de transfert. Mais celle-ci n'est pas la seule raison car l'évolution du coefficient de frottement présente toujours une phase d'accommodation même en présence d'un transfert déjà initié. Au vu du comportement tribologique de l'échantillon type MOA11, on peut supposer que les dépôts doivent également présenter des caractéristiques mécaniques qui ne leur confèrent pas un caractère trop fragile.

4.3. Comparaison avec d'autres revêtements céramiques

Grâce à la similitude des résultats obtenus avec le tribomètre rotatif et alternatif, il est possible de comparer le comportement de l'échantillon MOA11 (de composition SiC_x) à ceux de différents revêtements céramiques (*figure 11*). Les revêtements obtenus, au laboratoire, par PACVD radio fréquence à partir de mélanges TMS+Ar et TMS+Ar+ NH_3 , bien qu'amorphes, ont des performances nettement inférieures. La supériorité du film type SiC_2 est flagrante. On se doit de mentionner également l'obtention récente par PVD de dépôts de carbure de vanadium (VC1,07; VC0,61) dont le coefficient de frottement, testé dans des conditions identiques, est légèrement inférieur à 0,38 [3].

5. CONCLUSION ET PERSPECTIVES

Les résultats de cette étude montrent que l'élaboration par PACVD micro onde à partir d'un précurseur unique (TMS) en dilution dans l'argon conduit à des revêtements dont les caractéristiques mécaniques peuvent être modulées au travers de paramètres qui agissent sur la composition et la microstructure et se répercutent sur le coefficient de frottement. La très faible valeur obtenue (inférieure à 0,1 en frottement sec) est essentiellement attribuée à la présence d'un transfert de type SiO_2 à la surface de l'antagoniste en acier qui semble conditionnée par l'existence de microcristallites β SiC et non aux liaisons hydrogène tel que cela a été reporté pour des dépôts obtenus par PACVD à partir de deux précurseurs, dépôts qui sont certainement différents du point de vue microstructural.

Compte tenu des variations mises en évidence on dispose donc de tout un clavier de

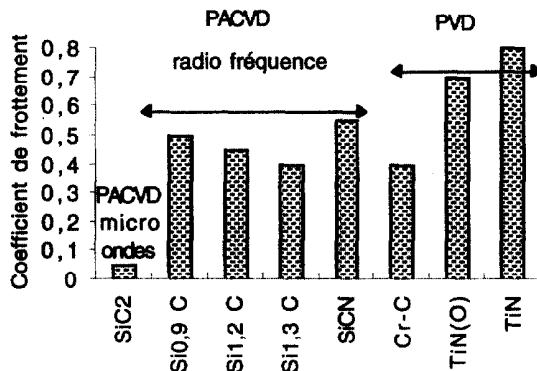


Figure 11. Coefficient de frottement stationnaire (tribomètres rotatif et alternatif - frottement à sec) de divers revêtements

possibilités pour optimiser le revêtement vis à vis d'une fonction. De plus, des résultats préliminaires récents indiquent - qu'après exposition en brouillard salin, de tels revêtements conservent leur faible coefficient de frottement - qu'un prétraitement par un plasma d'hydrogène ou d'azote accroît fortement la tenue au test de la rayure- qu'ils adhèrent bien sur aciers et alliages de titane.

Cependant la compréhension fine des variations du coefficient de frottement nécessite diverses études complémentaires pour relier le comportement de ces revêtements à la mécanique et la chimie de surface sous contact.

Remerciements

Ce travail a été effectué dans le cadre d'un contrat de recherche impliquant le CNRS, la DRET, l'Aérospatiale, Giat Industries et Ascométal. Les essais sur tribomètre alternatif ont été réalisés à l'Ecole Centrale de Lyon

6. RÉFÉRENCES

- [1] M.C. Sainte Catherine, G. Farges, Microstructural and tribological study of triode magnetron sputtered V-C coatings: Influence of partial pressure of reactive gas, *Surface and Coatings Technology* 54/55 (1992) 266-272
- [2] Y. Rey, Ph. Kapsa, G. Male, Dry friction and wear of chemical vapour deposited borure carbide coatings, *Surface and Coatings Technology* 36 (1988) 375-386
- [3] G. Farges, M.C. Sainte Catherine, N.Nadal, N. Poirier, F. Teyssandier, M.Ignat, Caractérisation de revêtements PVD dans le système V-C-N-O et comparaison avec les propriétés de revêtements similaires obtenus par OMCVD, *Ann. Chim. Sci. Mat.*, 23 (1998) présent numéro
- [4] J.F. Braza, T.S. Sudarshan, Tribological behaviour of diamond and diamond like carbon films: status and prospects, *Materials Science and Technology* 8 (1992) 574-581
- [5] M. Kohzaki, K. Higuchi, S. Noda, Frictional properties of chemical deposited diamond thin films, *Materials letters* 9 (2/3) (1990) 2-3
- [6] Heng De Li, Xia Ming He, Studies of diamond like carbon films prepared by ion beam assisted deposition, *Bulletin Materials Science* 17 (1994), 1415-1435
- [7] F. Deemichelis, Rong, X.F. Schreiter, A. Tagliaferro, C. Demartino, *Diamond and related Materials* 4 (1995) 361-365
- [8] C. Demartino, F. Deemichelis, A. Tagliaferro, *Diamond and related Materials* 3(1994) 547-550
- [9] M. Lelogeais, M. Ducarroir, *Surface and Coating Technology* 48 (1991) 121-129
- [10] J. Meneve, E. Dekempeneer, J. Smeets, a-Si_{1-x}C_xH films and their possibilities and limitations for tribological applications, *Diamond films Technology* 4 (1994) 23-36

- [11] J. Meneve, E. Dekempeneer, S. Kuypers, J. Smeets, Substrate bias effect on the tribological properties a-Si_xC_{1-x}H films, *Diamond and related Materials* (1995) 366-369
- [12] T.Z. Kattamis, M. Chen, S. Skolianos, B.V. Chavbers, *Surface and Coatings Technology* 70 (1994) 43-48
- [13] D. Repenning, *Le Vide* 276 (avril-mai-juin) (1995) 197-209
- [14] S.Scordo, M. Ducarroir, N. Nadal, Microwave deposition of a binary hard coating, *Proceedings of the 13th International Conf.on the CVD, May 5-10 1996, Los Angeles, The Electrochemical Soc.*
- [15] C. Angelelis, M. Ducarroir, E. Felder, M. Ignat, S. Scordo, Comparative coating failure by indentation and bending test, *Surface Modification Technologies X, The Institute of Materials, London, 1997, 623*
- [16] C. Boher, M. Ducarroir, S. Scordo, T. Grégoire, Behaviour against steel of coatings in the Si-C system, *Surface Modification Technologies X, The Institute of Materials (London) (1997) 87*
- [17] R. Berjoan, Y. Rodriguez, F. Sibiende, AES Study of the SiO₂/SiC interface in the oxydation of CVD SiC, *Surface Science* 291 (1992) 237-243
- [18] S. Scordo, M. Ducarroir, R. Berjoan, E. Bêche, On the nature microwave deposited hard silicon carbon films, *accepté dans J. Mat.Res.*
- [19] Y. Hattori, D. Kruangam, T. Toyama, H. Okamoto, Y. Hamakawa, High conductive p-type microcrystalline SiC:H prepared by ECR plasma CVD, *Appl. Surf. Sci* 33-34 (1988) 1276-1284
- [20] M. Yoshimoto, K. Yoshiba, T. Fuyuki, H. Matsunami, Deposition of hydrogenated amorphous silicon carbon alloy by hybrid-plasma CVD, *Proc.Jpn.Symp.Plasma Chem.* 3 (1990) 139-144
- [21] G.M. Hamilton, L.E. Goodman, The stress field created by a circular sliding contact, *J.Appli. Mec.* (1966) 371-374
- [22] T. Arai, K. Oguri, Hard and lubricant thin film of iron base metallic material coated with amorphous carbon-hydrogen silicon, *Patent N°5,198,285, (1993) 1-22*
- [23] J.M. Martin, T. Lemagne, M.N. Gardos, Friction of α SiC under oxygen partial pressure: high resolution analysis of interface film, *Proceedings of Japan International Tribology Conference, Nagoya (1990) 1407*