HAL
open science

Etude expérimentale et modélisation de l'évolution couplée du frottement et de l'usure dans un contact entre une surface métallique et un revêtement polymère

Laurent Boissonnet, Benjamin Duffau, Pierre Montmitonnet

To cite this version:

Laurent Boissonnet, Benjamin Duffau, Pierre Montmitonnet. Etude expérimentale et modélisation de l'évolution couplée du frottement et de l'usure dans un contact entre une surface métallique et un revêtement polymère. JIFT - Journées Internationales Francophones de Tribologie, May 2011, Obernai, France. 16 p. hal-00724757

HAL Id: hal-00724757

https://minesparis-psl.hal.science/hal-00724757v1

Submitted on 23 Aug 2012

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.

Etude expérimentale et modélisation de l'évolution couplée du frottement et de l'usure dans un contact entre une surface métallique et un revêtement polymère

LAURENT BOISSONNET [1,2] laurent.boissonnet@constellium.com
BENJAMIN DUFFAU [2] benjamin.duffau@renault.com
PIERRE MONTMITONNET [1] pierre.montmitonnet@mines-paristech.fr

[1] ECOLE DES MINES – CEMEF, UMR CNRS / MINESPARISTECH 7635
BP 207 - 06904 SOPHIA-ANTIPOLIS - CEDEX – FRANCE

[2] RENAULT TECHNOCENTRE, 78280 GUYANCOURT – FRANCE

Auteur correspondant: *Pierre MONTMITONNET [1] pierre.montmitonnet@mines-paristech.fr*
Téléphone : 04 93 95 74 14 Fax : 04 92 38 97 52

Résumé

Dans une jonction statique, le frottement a la particularité de devoir atteindre un fort niveau en fin d'assemblage, car il représente la majeure partie de la force de résistance de la jonction en service. Ce niveau de frottement est conféré par le procédé d'assemblage. Nous nous intéressons ici aux relations entre frottement et usure pour un assemblage polymère – métal caractérisé par un contact sous haute pression (localement, plus de 500 MPa), mais à basse vitesse (quelques $mm.s^{-1}$) et avec une faible longueur de glissement (inférieure à 10 mm). Pour simuler ce contact, des essais tribologiques en régime linéaire alternatif ont été mis au point, dans lequel ont été utilisés des objets les plus proche possible des pièces réelles. Le polymère est celui qui reste en contact permanent, le métal voyant, lui, défiler la zone de contact. Le frottement augmente fortement au début de l'essai, puis se stabilise. En observant les surfaces en microscopie optique et électronique, on montre qu'une forte usure du polymère se produit, et que les particules d'usure se déposent pour une grande part dans la rugosité de la surface métallique. Des essais complémentaires montrent que ce piégeage de particules d'usure est la cause principale de l'augmentation du frottement. Un paramètre essentiel est la rugosité du métal, dont l'usure et la croissance du frottement sont fonctions croissantes. La croissance du frottement est modélisée sur la base du concept de troisième corps et d'un bilan de la circulation des particules d'usure. La comparaison aux courbes expérimentales de frottement montre la pertinence de ce modèle.

1 – Introduction

Le contact polymère – métal présente la particularité de mettre en vis-à-vis deux matériaux aux propriétés notablement différentes. Dans la majorité des cas, l'un, le métal, va user l'autre, le polymère. Cette dissymétrie du contact risque d'être particulièrement marquée si la pression de contact est forte.

Pour les métaux, Lancaster [1] a introduit la distinction entre usure douce et usure sévère entre surface métalliques. La première procède par détachement abrasif ou par fatigue

de petites particules, généralement oxydées ; la vitesse d'usure est relativement faible. La seconde se rencontre lorsque par exemple la charge augmentant, la couche protectrice d'oxyde est détruite et une forte composante d'usure adhésive apparaît : la vitesse d'usure croît fortement, avec formation d'un transfert adhésif massif, et, dans les cas extrêmes, grippage.

Lorsqu'un polymère est présent, où l'usure se concentre, la couche d'oxyde n'existe évidemment pas ; néanmoins, une transition dans la vitesse d'usure peut se produire lorsque la charge croît ; elle est souvent mise en relation avec l'échauffement induit par la dissipation d'énergie par frottement, notamment lorsque cette augmentation de température fait franchir au polymère sa transition vitreuse [2-4].

Quoiqu'il en soit, on considère généralement que la loi d'Archard, initialement développée pour l'usure abrasive de surfaces métallique non lubrifiées, mais dont l'utilité a été démontrée dans bien d'autres conditions, reste valide pour les polymères [5] au moins dans le domaine non thermiquement activé. Elle s'écrit [6]:

$$dW/dt = K_{usure} \cdot F_n \cdot v_g \qquad (1)$$

où W est la quantité de matière perdue par usure, Fn la force normale appliquée, v_g la vitesse de glissement, et K_{usure} le coefficient d'usure. Il est bien connu que ce dernier dépend de la dureté du corps usable [7,8], mais aussi de bien d'autres facteurs : rugosité, présence et propriétés d'une couche d'oxyde ou autre protection, lubrification, humidité et température…

L'usure des polymères s'accompagne très souvent de formation de films de transfert bien visibles, formés de particules d'usure du polymère déposées, plus ou moins adhérentes, sur la surface métallique ; dans ce sens, on pourrait parler d'usure sévère. Ces films peuvent jouer fortement sur le frottement, dans le sens d'une augmentation [9-11].

Le système tribologique auquel nous nous intéressons ici fait intervenir un contact métal – polymère. La surface métallique est un acier recouvert d'une galvanisation par un Zn – 15% Ni ; le polymère est un film de résine époxyde de 30 µm environ, déposé par cataphorèse, et qui recouvre en fait une pièce métallique. Ces deux pièces forment un assemblage, dont la résistance mécaniques est directement proportionnelle au frottement polymère – métal (figure 1): celui-ci doit donc être aussi fort que possible à l'issue du processus d'assemblage.

L'assemblage se fait sous forte pression, localement plusieurs centaines de MPa, sous lesquelles il n'existe pas à notre connaissance d'étude tribologique des époxydes. La vitesse de glissement est par contre modérée, moins de 10 $mm.s^{-1}$, ce qui fait que les températures locales pendant l'assemblage sont peu élevées ; et la longueur de glissement est elle aussi relativement faible, moins de 10 mm. Mais tout cela est suffisant pour engendrer une forte transformation de la surface du polymère, accompagnée d'usure qui n'est pas sans conséquences sur le frottement. Celui-ci présente apparemment une forte variabilité, liée aux propriétés peu constante de ces surfaces. Cette évolution couplée du frottement et de l'usure est donc le sujet du travail présenté ici, ainsi que son lien avec les propriétés des surfaces en présence.

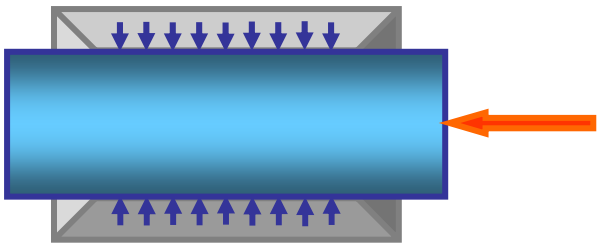


Figure 1 : la tenue d'un pièce assemblée : le frottement, lié à la pression de contact via le coefficient de frottement de Coulomb μ, doit résister aux forces axiales appliquées (flèche rouge)

Nous présentons dans la suite les matériaux, puis le dispositif tribométrique expérimental et les procédures d'essai (§2). Les résultats (§3) feront ensuite l'objet d'une analyse qui conduira à un modèle fondé sur les débits de matière du « troisième corps » [12] (§4), et enfin à la confrontation du modèle à l'expérience (§5).

2 – Matériaux et dispositif expérimental

2.1 La surface métallique

Il s'agit de pièce industrielles, en acier ferrito-bainitique HE400M à 0.17% de carbone, à grains fins (5 à 10 µm), de haute résistance mécanique : 200 HV dans l'état d'écrouissage considéré, soit une contrainte d'écoulement de 650 Mpa. Il est revêtu d'une couche de 5 à 20 µm de Zn – 15% Ni, électrodéposée dans des conditions variables (c'est une source majeure de dispersion, en particulier de sa rugosité [13]). Après revêtement, la pièce a subi un léger rétreint (5% en diamètre) qui implique un contact haute pression avec des enclumes en acier à outil.

Compte tenu de la composition, cet alliage est monophasé (phase dite γ [14]). Sa dureté est de 350 à 500 HV ; en dépit de la variabilité, il est clair que cette surface pourra être considérée comme indéformable, en regard du polymère.

L'état de surface est décrit figure 2 par Microscopie Electronique à Balayage (MEB, Philips XL 30 ESEM, canon LaB6). Il est clairement hétérogène, sur une même pièce, ou des zones relativement lisses voisinent avec des aires en « chou-fleur », clairement multi-échelles. Partout, des micro-fissures. Les variations d'une pièce à l'autre sont considérables elles aussi. La rugosité a été mesurée avec une longueur de coupure λ_c = 80 µm, que nous avons jugée plus à même de représenter les interactions métal – polymère, sur la base d'une meilleure corrélation avec le coefficient de frottement. Elle varie suivant les pièces (mode de dépôt, intensité du courant…) de Ra = 0,2 µm à Ra = 0,9 µm.

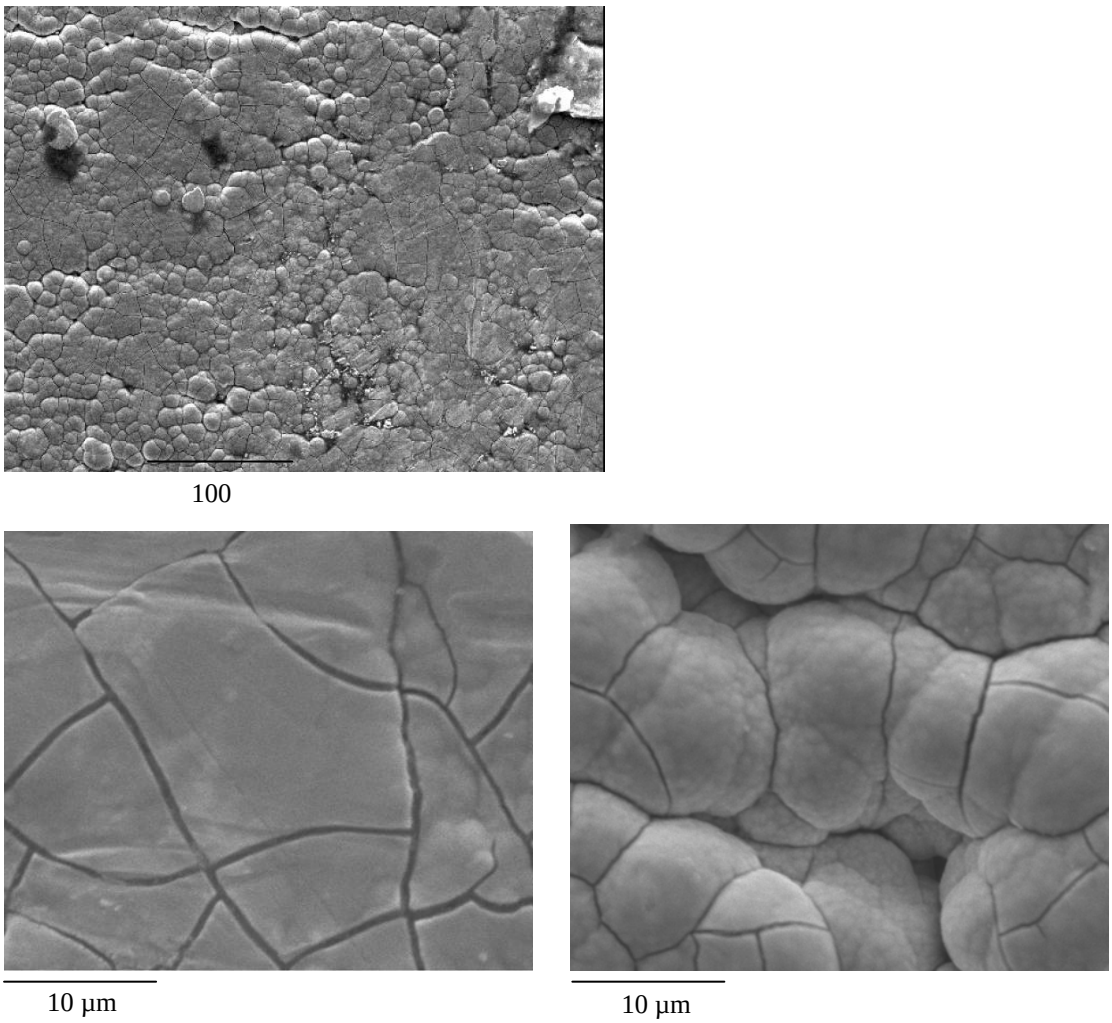


Fig. 2 Etat de surface du revêtement ZnNi15, micrographies MEB (électrons secondaires). En haut : vue large. En bas : deux vues de détail, l'une d'une zone lisse (à gauche), l'autre d'une zone rugueuse (à droite).

2.2 Le revêtement polymère

Il est déposé sur une tôle métallique de même nature que précédemment, substrat de grande dureté relativement au polymère (250 à 300 HV, soit des contraintes d'écoulement de 800 à 1000 MPa ici, car écroui davantage et de manière hétérogène). Il s'agit d'une résine époxyde, chargée à environ 15% en noir de carbone et kaolin, déposée par cataphorèse à partir d'une solution micellaire, puis déshydratée et réticulée par cuisson à 170°C.

Son état de surface est décrit figures 3 et 4. Il est à noter que le kaolin (silicate d'aluminium), bien visible en EDX, n'est pas détecté en XPS : avant frottement, cette charge n'atteint pas l'extrême surface.

La rugosité a été mesurée par rugosimétrie tactile 3D (Hommel-Tester TKL 100 ; rayon de pointe équivalent 5 µm). La figure 4a montre un profil de bosses et de cratères, dus à la formation et l'éclatement de bulles de gaz (eau résiduelle, gaz de réticulation) lors de la cuisson. L'image a été traitée par le logiciel Mountains Map®, avec élimination d'une forme de degré 2. L'échelle caractéristique résiduelle est le mm, les amplitudes totales sont de l'ordre de 10µm.

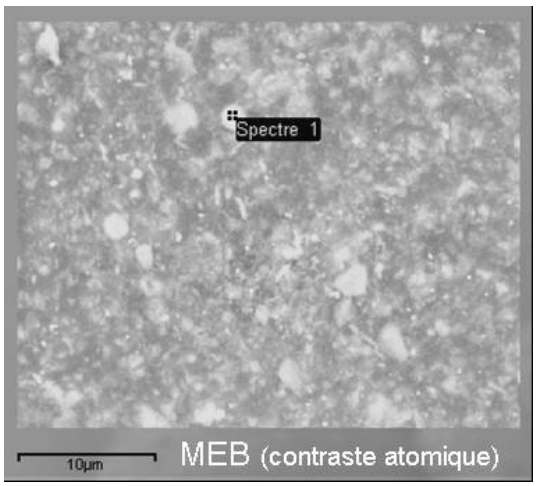


Figure 3 : Image MEB en électrons rétrodiffusés de la surface du revêtement époxyde, montrant les plaquettes de kaolin (blanches), le noir de carbone (apparaissant ici en gris sombre) et la matrice époxyde (gris clair).

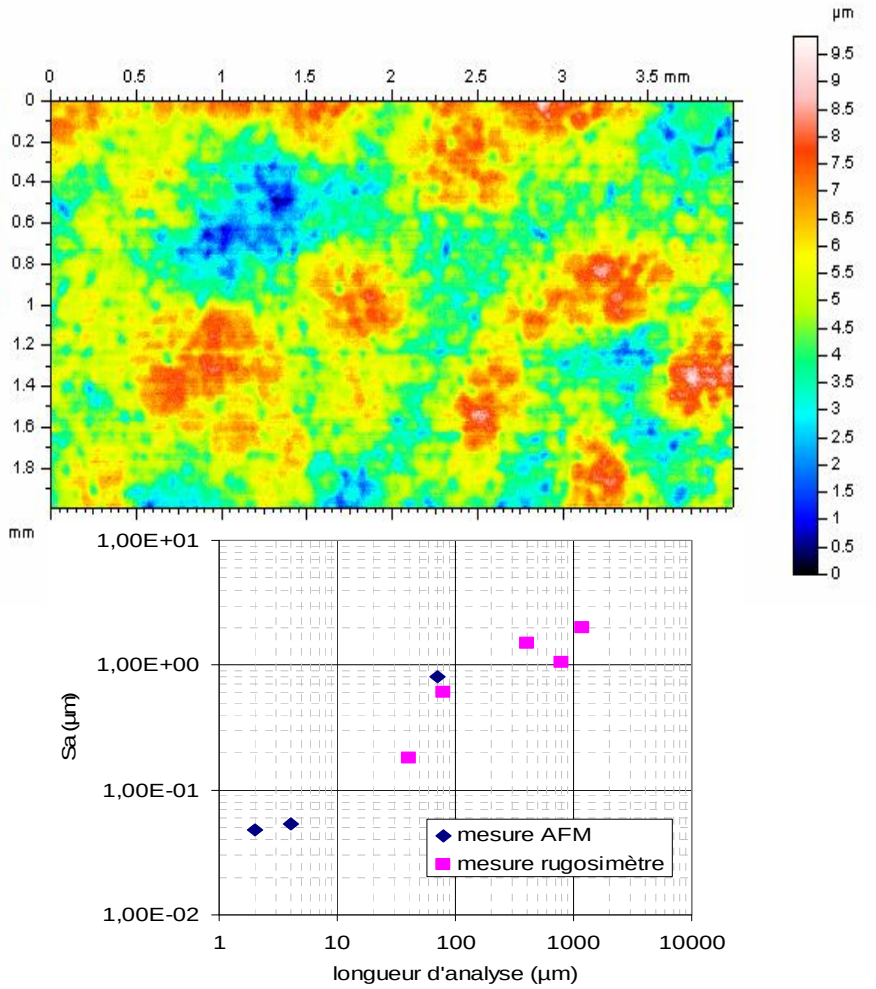


Figure 4 : étude rugosimétrique de la surface du revêtement époxy. En haut : cartographie au rugosimètre 3D (longueur d'onde de coupure 1.2 mm). En bas : étude multiéchelle, cartographie au rugosimètre 3D avec longueur d'onde de coupure variable (points roses) et mesures par AFM sur des surfaces de 2x2 à 70x70 µm^2, 256 x 256 points.

Une étude multiéchelle a été effectuée. D'une part, l'image ci-dessus a été traitée avec différents λ_c, de 80 à 1200 µm, pour sélectionner des fenêtres de fréquences différentes. D'autre part, des mesures à plus fine échelle on été réalisées par AFM. La figure 4b montre que $Sa \sim \lambda^{0.6}$.

Enfin, les propriétés mécaniques ont été mesurées par micro-indentation, donnant $HV_{0.025} = HV_{0.05} = 24$. Le polymère est donc 10 fois moins dur que le revêtement ZnNi15.

2.3 Essai tribologique

La pièce revêtue de ZnNi15 à une diamètre de 40 mm, celle revêtue d'époxy un diamètre de 17 mm. L'essai consiste à mettre en contact les deux pièces revêtues, cylindriques, avec leurs axes croisés, sous une force constante, et à les faire glisser l'une sur l'autre dans un mouvement de translation linéaire alternatif. Ce contact entre deux cylindres à axes croisés est un contact ponctuel, non conforme. La surface de polymère est en contact continu, alors que la surface métallique voit défiler le contact : un élément de matière n'est en contact que deux fois par cycle.

La force normale peut varier d'un essai à l'autre, nous présenterons des résultats pour $F_n = 10$ N et $F_n = 150$ N. Dans ces conditions, un calcul de fondation élastique nous donne des diamètres de contact de 0.3 mm (resp. 0.8 mm) et des pressions de 140 MPa (resp. 300 MPa). Lors de l'essai, sous l'effet de l'usure, l'aire de contact augmente, et la pression diminue ; cette dernière est estimée à 80 MPa en fin d'essai sous 10 N. Dans tous les essais présents, la vitesse de glissement moyenne est de 1 $mm.s^{-1}$; l'étude n'a pas montré de variations significatives dans la gamme 0.1 – 50 $mm.s^{-1}$. L'amplitude du mouvement est de 2 ou 5 mm, la position initiale étant toujours le centre de l'intervalle. Les essais présentés dans la suite comportent 5 cycles complets, ou ¼ de cycle (frottement commençant).

La mesure porte sur le coefficient de frottement uniquement. L'observation des surfaces permet de déterminer après essai le taux de couverture local du revêtement métallique par les particules d'usure du polymère.

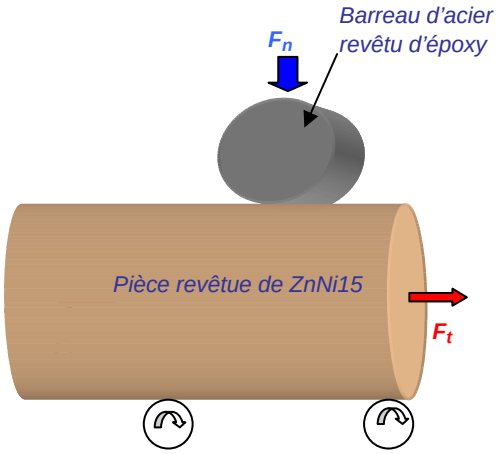


Figure 5 : la configuration schématique d'essai tribologique

La surface métallique en particulier est une pièce réelle, utilisée industriellement. Elle garde une couverture huileuse venant de l'opération de rétreint post-dépôt. Cela donne une très grande dispersion de propriétés tribologiques. Il est nécessaire, comme dans le procédé réel,

de dégraisser ces pièces avant els essais. Un essuyage à l'éther de pétrole a été pratiqué, suivi d'un repos de 5 minutes avant essai pour évaporation. Cette procédure peut laisser elle-même un dépôt, ou modifier la surface du polymère. Elle permet cependant d'assurer une reproductibilité suffisante, et représente parfaitement la réalité du procédé.

Les pièces sont stockées, puis utilisées en conditions ambiantes, estimées T = 20 ± 3°C et un taux d'humidité de 50 ± 3 %. Une étude d'étuvage, à sec ou sous atmosphère saturée en vapeur d'eau, a montré des variations négligeables du frottement ; l'usure est un peu plus rapide pour l'époxy desséchée que pour l'époxy saturée d'eau, au caractère plastifiant.

3 – Frottement et transfert de matière

3.1 Relation usure - transfert - frottement

La figure 6 montre une considérable augmentation du frottement au cours des cycles : de μ = 0.2 au début, on passe à μ = 0.5 – 0.55 en fin d'essai. L'augmentation est rapide au début, mais on sent une tendance à la saturation de cette croissance. Ce type de comportement a été observé systématiquement, quelles que soient les conditions de l'essai décrit, ainsi que dans d'autres configurations. Un essai à Fn = 150 N reporté figure 7, le montre ; c'est un essai de 1/4 de cycle car l'usure est rapide dans ces conditions.

Une certaine variabilité intra-cycle est visible. Il ne s'agit pas d'évolutions aléatoires, car les mêmes variations locales se reproduisent fidèlement de cycle en cycle. On peut d'ores et déjà conclure qu'elles sont liées à l'état de surface local du métal. Une partie de l'origine sera expliquée plus loin, à l'aide du modèle du §4 ; une autre partie vient simplement de l'hétérogénéité de la surface métallique.

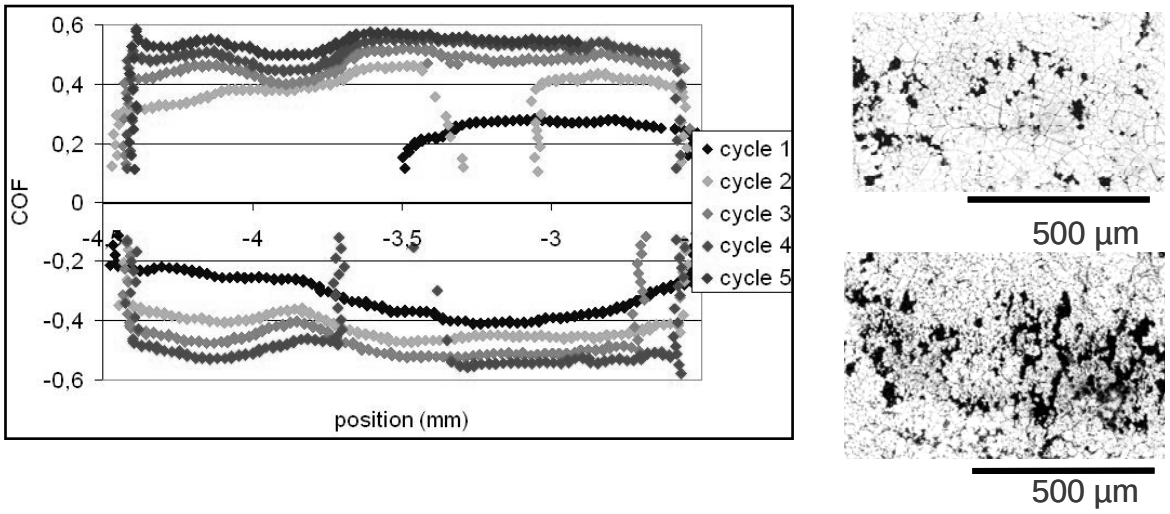


Figure 6 : coefficient de frottement (COF) au cours de 5 cycles, F_n = 10 N, v_g = 1 mm.s^{-1}. $Ra_{métal}$ = 0,4 µm. Les états de la surface métallique sont décrits à droite (photographies MEB) ; en haut : après ¼ de cycle ; en bas : après $4^{1/2}$ cycles.

Les images MEB de la figure 6b montrent une croissance concomitante au cours des cycles de la couverture du métal par des taches noires aisément identifiées comme des amas de particules d'usure issues du polymère. Réciproquement, la figure 7b montre un fort endommagement de la surface du polymère : plus rugueuse, porteuse de microfissures. Les

deux observations peuvent concourir à expliquer la croissance du frottement.

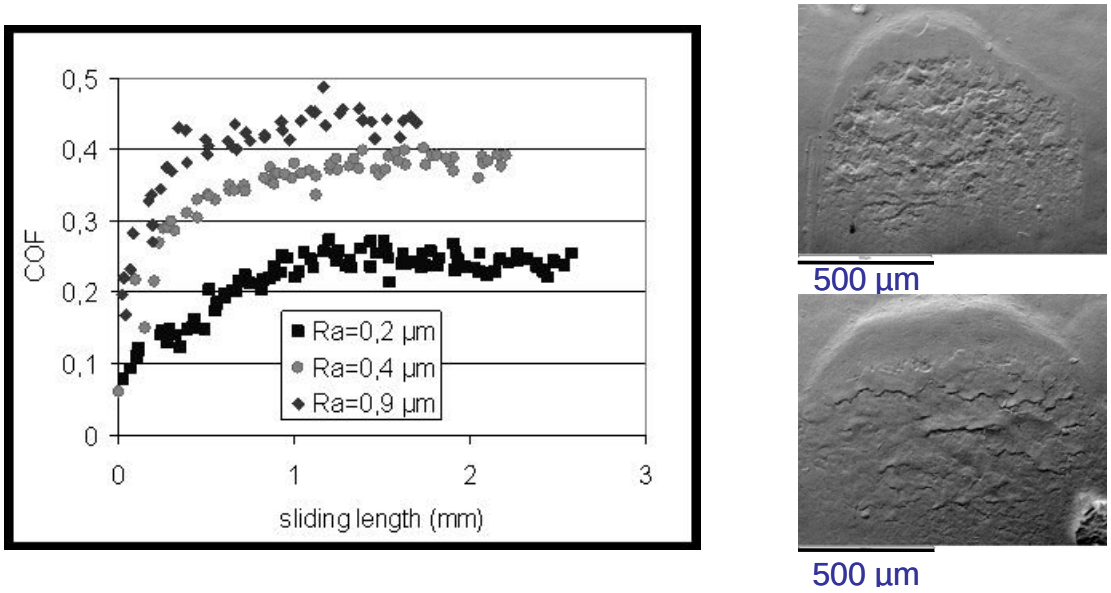
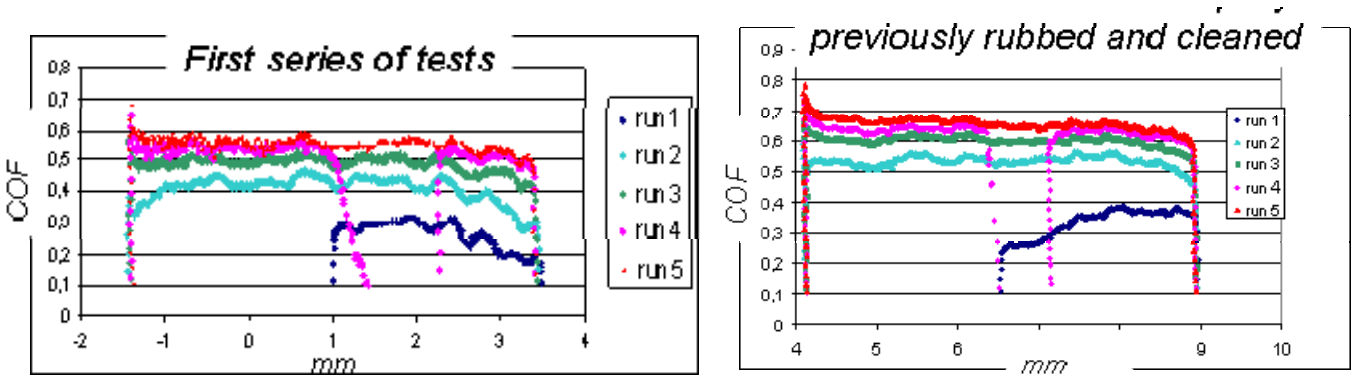


Figure 7 : coefficient de frottement (COF) au cours de 1/4 cycle, F_n = 150 N, v_g = 1 mm.s^{-1}. La rugosité du métal est prise comme paramètre. Les états de surface du polymère sont décrits à droite (photographies MEB, électrons secondaires) ; en haut : $Ra_{métal}$ = 0,4 µm ; en bas : $Ra_{métal}$ = 0,2 µm..

3.2 Influence de l'état de surface du polymère au début de l'essai

Pour séparer les deux effets, un essai complémentaire a été réalisé. D'une part, on utilse deux pièces vierges (figure 8a). D'autre part (figure 8b), on prépare une surface de polymère en lui faisait subir un essai contre une première pièce métallique ; puis on la nettoie pour éliminer l'essentiel des particules d'usure qui pourraient y rester collée ; enfin, cette surface endommagée subit un second essai face à une nouvelle surface métallique. Cela permet d'estimer l'impact de l'endommagement seul sur le frottement (terme d'interaction de rugosité accru).



a **b**

Figure 8 : étude de l'influence de l'état initial du polymère : (a) une surface vierge comparée à (b) une surface préalablement frottée. 5 cycles, F_n = 10 N, v_g = 1 mm.s^{-1}. $Ra_{métal}$ = 0,4 µm.

La figure 8a montre les mêmes caractéristiques que la figure 6, avec une croissance progressive de μ = 0,3 à μ = 0,6. En comparaison, l'époxy pré-endommagée de la figure 8b voit un frottement supérieur de Δμ = 0,1 environ. On peut donc estimer que le reste (environ +0.3) est dû à la présence des particules, qui apparaît donc comme le facteur dominant.

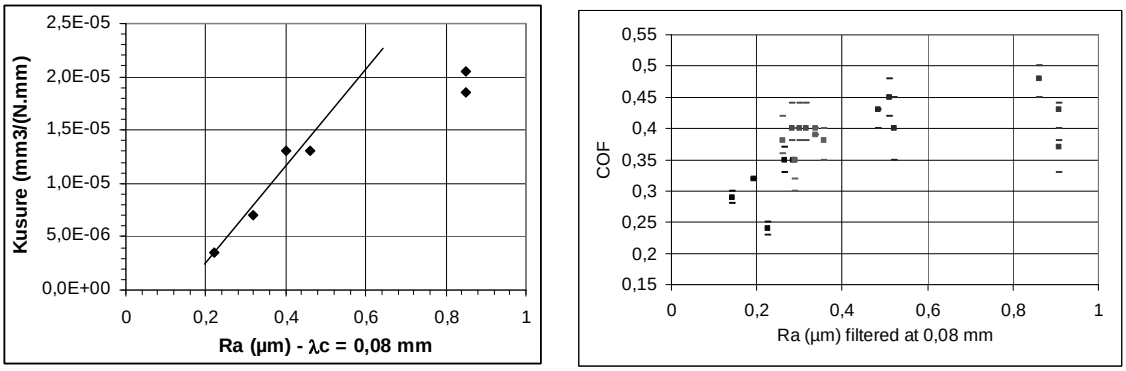
Pourquoi la présence des particules d'usure ferait-elle croître le frottement ? Des essais de frottement, toujours entre cylindres croisés, ont été réalisés entre deux surfaces revêtues d'époxy, vierges ou pré-endommagées comme ci-dessus. Ils ont donné les résultats suivants (frottement en début d'essai):

- polymère vierge – polymère vierge : μ = 0,08
- polymère vierge – polymère endommagé : μ = 0,45
- polymère endommagé - polymère endommagé : μ = 0,55

On peut donc penser qu'avec le développement du transfert, le contact devient de plus en plus polymère – polymère, dans sa version « endommagé », ce qui correspond à un frottement nettement supérieur à celui régnant entre acier et ZnNi15, qui a été mesuré à μ = 0.2 .

3.3 Influence de la rugosité du métal

Nous avons vu que le revêtement métallique présente une variabilité certaine. La figure 9 décrit son influence sur le frottement et l'usure. Le coefficient d'usure de la figure 9a (cf équation (1)) a été mesuré lors d'un essai « ¼ de cycle » sous 10 N, le volume usé étant mesuré sur une cartographie profilométrique. Quant au frottement de la figure 9b, c'est une synthèse de tous les essais, le coefficient étant pris après 2 mm de glissement.



a **b**

Figure 9 : évolution du coefficient d'usure (a) et du coefficient de frottement (b) avec la rugosité du revêtement métallique.

Frottement et usure présentent des croissances similaires, linéaires avec saturation, ce qui souligne encore le lien fort entre ces deux grandeurs tribologiques. Notons que le sens causal n'est pas visible ici : plus de frottement parce que plus d'usure, ou l'inverse.

4 – Modèle d'usure, de transfert et de frottement couplés

4.1 Bases et équations du modèle

Les observations et données quantitatives recueillies ci-dessus nous permettent de proposer une modélisation phénoménologique de ce système. Les principes, tirés de [12], en sont évoqués sur la figure 10.

Des particules d'usure sont créées par les interactions métal polymères ; les mécanismes sont probablement abrasifs au premier chef, adhésif dans un second temps (les particules sont faiblement liées et peuvent être facilement éliminées par essuyage). Mais peu importe pour le modèle. Nous prévoyons qu'une partie des débris d'usure peuvent rester attachés au polymère, ou du moins être entraînés par son mouvement – du fait de leur faible adhésion au métal ; mais l'essentiel forme visiblement la trace de contact sur la surface métallique.

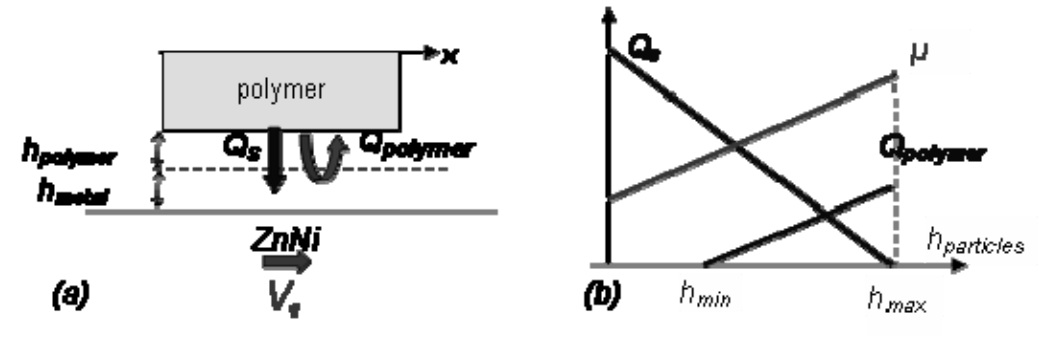


Figure 10 : le modèle d'usure et de transfert de particules

Ainsi, à tout instant dans le contact :

$$h_{particules} = h_{metal} + h_{polymer}$$

où $h_{particules}$ désigne l'ensemble des particules présentent en un point donné du contact, h_{metal} celles qui sont liées au métal, bloquées dans les vallées de sa rugosité, et $h_{polymère}$ celles qui se déplacent avec le polymère. Bien sûr, ne reste sur la surface métallique lrosque le contact est passé que h_{metal}. En définissant les flux de particules par unité de surface, Q_s (formation de débris) et $Q_{polymer}$ (particules se déplaçant avec le polymère).

$$\frac{\partial h_{metal}(x)}{\partial t} = Q_s - Q_{polymer} \qquad et \qquad \frac{\partial h_{polymer}(x)}{\partial t} = Q_{polymer} \qquad \text{(2a,b)}$$

Q_s est considéré comme une fonction de l'épaisseur locale de particules. Un troisième corps bien formé, remplissant la rugosité du métal, devrait protéger le polymère contre la poursuite de l'usure. On définit ainsi h_{max} (figure 10b) au-dela de laquelle l'usure cesse

$$Q_s(h_{particules} > h_{max}) = 0 \qquad (3)$$

Lorsque hparticules est faible, on peut représenter la situation par une loi d'Archard, et relier ainsi Qs au coefficient d'usure mesuré plus haut :

$$K_{usurer} \cdot P \cdot V_g \approx Q_s\left(h_{particules} \to 0\right) \qquad (4)$$

Une hypothèse heuristique reprise de [12] consiste à représenter par une variation linéaire le

flux Q_s entre $h_{particules} = 0$ et $h_{particules} = h_{max}$ (il est nul ensuite) :

$$Q_s(t) = K_{usure} \cdot P \cdot V_g / h_{max} \cdot Max\left(h_{max} - h_{particules}(t), 0\right) \quad (5)$$

Reste à traiter $Q_{polymère}$. On considère que seule une fraction α des débris formé à un instant donné se déplacent avec le polymère (figure 10b). Au tout début du transfert, les débris trouvent facilement à se caser au fond des rugosités du métal, la probabilité qu'elles suivent le mouvement du métal est faible. Cette probabilité commence d'apparaître lorsque le troisième corps a une épaisseur h_{min}. On suppose qu'elle croît ensuite linéairement (seconde hypothèse heuristique de [12]), ce qui fait que :

$$Q_{polymer}(t) = \alpha \cdot K_{usure} \cdot P \cdot V_g / h_{max} \cdot Max\left(h_{particules}(t) - h_{\min}, 0\right) \quad (6)$$

Quant au frottement, nous supposons qu'il varie linéairement avec le taux de couverture par les débris d'usure, ce qui en première approximation revient à en faire une fonction linéaire de l'épaisseur du troisième corps :

$$\mu(h_{metal}) = \mu_{min} + \frac{\mu_{max} - \mu_{min}}{h_{max}} \cdot \min\left(h_{metal}, h_{max}\right) \quad (7)$$

Cela représente sous une forme plus simple l'idée proposée par Blau [16].

L'ensemble des ces équations forme un système différentiel facilement intégré au long de l'essai, qui donne les courbes de h_{metal}, $h_{polymère}$, et μ en fonction de la longueur de glissement au long des cycles, ou du temps.

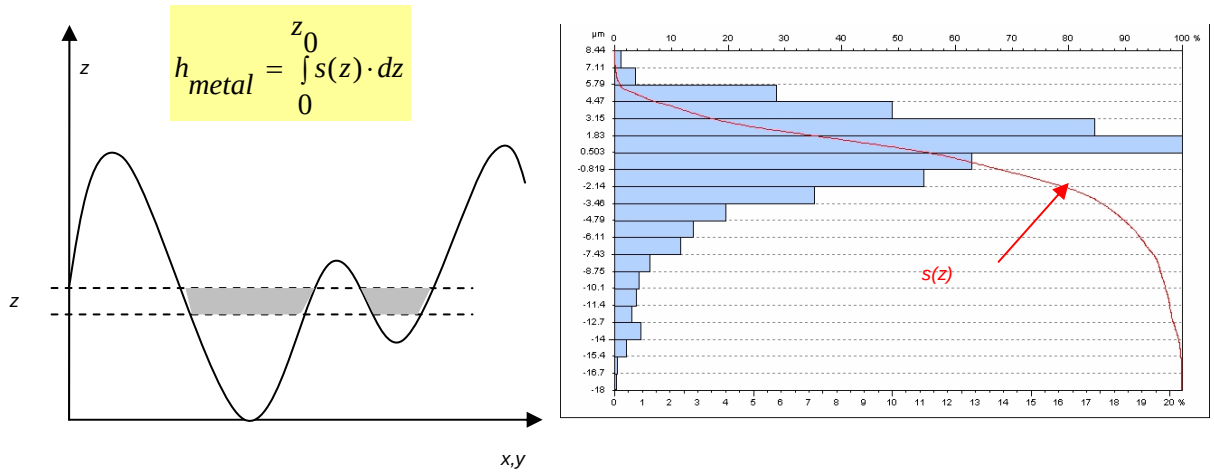
4.2 Identification des paramètres

Ce modèle non prédictif comporte 6 paramètres à ajuster : K_{usure}, h_{min}, h_{max}, α, μ_{min} et μ_{max}. μ_{min} est lu sur les courbes de frottement, c'est le frottement initial (contact homogène avec métal propre). En fin d'essai, h_{metal} n'est pas forcément égal à h_{max}, donc le frottement final ne donne pas directement μ_{max}. $h_{metal}(x,t)$ est de plus hétérogène dans le contact même. On intègre donc les équations (2) à (6), ce qui donne $h_{metal}(x,t)$; puis on calcule le frottement moyen correspondant, avec une hypothèse de répartition hertzienne de la pression de contact. Ce coefficient moyen est fonction de μ_{max}, ce qui permet de déterminer celui-ci par confrontation à la valeur expérimentale.

K_{usure} pourrait être repris de la figure 9a. En fait, l'usure n'ayant pas été mesurée dans toutes les conditions, nous préférons le réajuster à chaque essai en utilisant l'équation 4 et le début des courbes comme celle présentée sur la figure 12. h_{min}, h_{max} et α sont eux aussi identifier à l'aide de cette courbe.

De fait, l'observation des surfaces ne permet pas de confronter directement h_{metal} et $h_{polymère}$ à l'expérience. D'abord, côté polymère, les particules se distinguent mal de la matrice. Du côté métal, ce que l'on peut mesurer est un taux de recouvrement de la surface par les débris d'usure, S(x). L'épaisseur hmetal étant considérée comme étant le volume des débris piégé divisé par la surface nominale, la relation s'écrit (figure 11) :

$$h_{metal} = \int_0^{z_0} S(z).dz \quad (8)$$



a **b**

Figure 11 : passage du taux de recouvrement S à l'épaisseur des débris d'usure (a) via la courbe de portance (b)

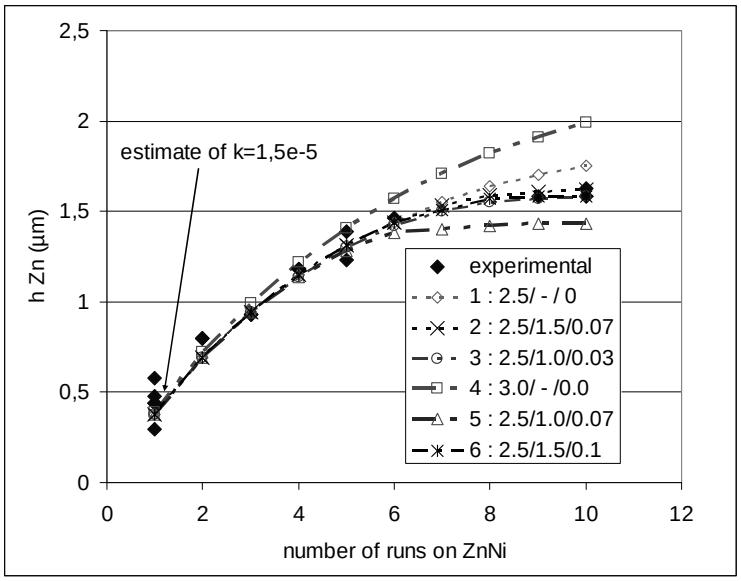


Figure 12 : identification des paramètres du modèle d'usure – transfert – frottement par ajustement du modèle à la courbe expérimentale $h_{metal}(N_{cycles})$. Ra = 0.8 µm (λc=0.08mm). Courbes indexées par (h_{max}/Ra) / (h_{min}/Ra) / α. Lorsque α = 0 (simulations 1 et 4), la valeur de h_{min} n'a pas d'influence et n'est donc pas notée.

L'ajustement par étapes résumé sur la figure 12 pour le cas d'une surface métallique très rufueuse (Ra = 0,08 µm) aboutit aux conclusions suivantes :

- h_{min} et h_{max} sont considérés comme proportionnels à la rugosité du métal (puisqu'elles se réfèrent *in fine* au remplissage de cette rugosité). Ainsi, l'usure cesse lorsque h_{metal} = 2,5 Ra, ce qui correspond à un remplissage presque total ; et l'entraînement des débris par le polymère demande que h_{metal} = 1,5 Ra, soit un remplissage à moitié.
- Le coefficient d'usure initial (surface vierge) est trouvé proche de celui mesuré figure 9a.

- Le taux de particules entraînées par le polymère est faible, $\alpha = 0{,}07$, ce qui correspond bien aux observations des surfaces.

4.3 application du modèle à l'évolution du frottement

Une fois tous les paramètres d'usure et de transfert ajustés dans ce cas – test, le modèle est appliqué à un autre cas, Ra_{metal} = 0,4 µm, 5 cycles sous 10 N à 1 mm.s^{-1} (figure 13). Seul le coefficient d'usure a été modifié, puique Rametal est plus faible (0,4 µm contre 0,8 µm). L'évolution du frottement est correctement représentée. Le coefficient augmente au cours des cycles (figure 13a).

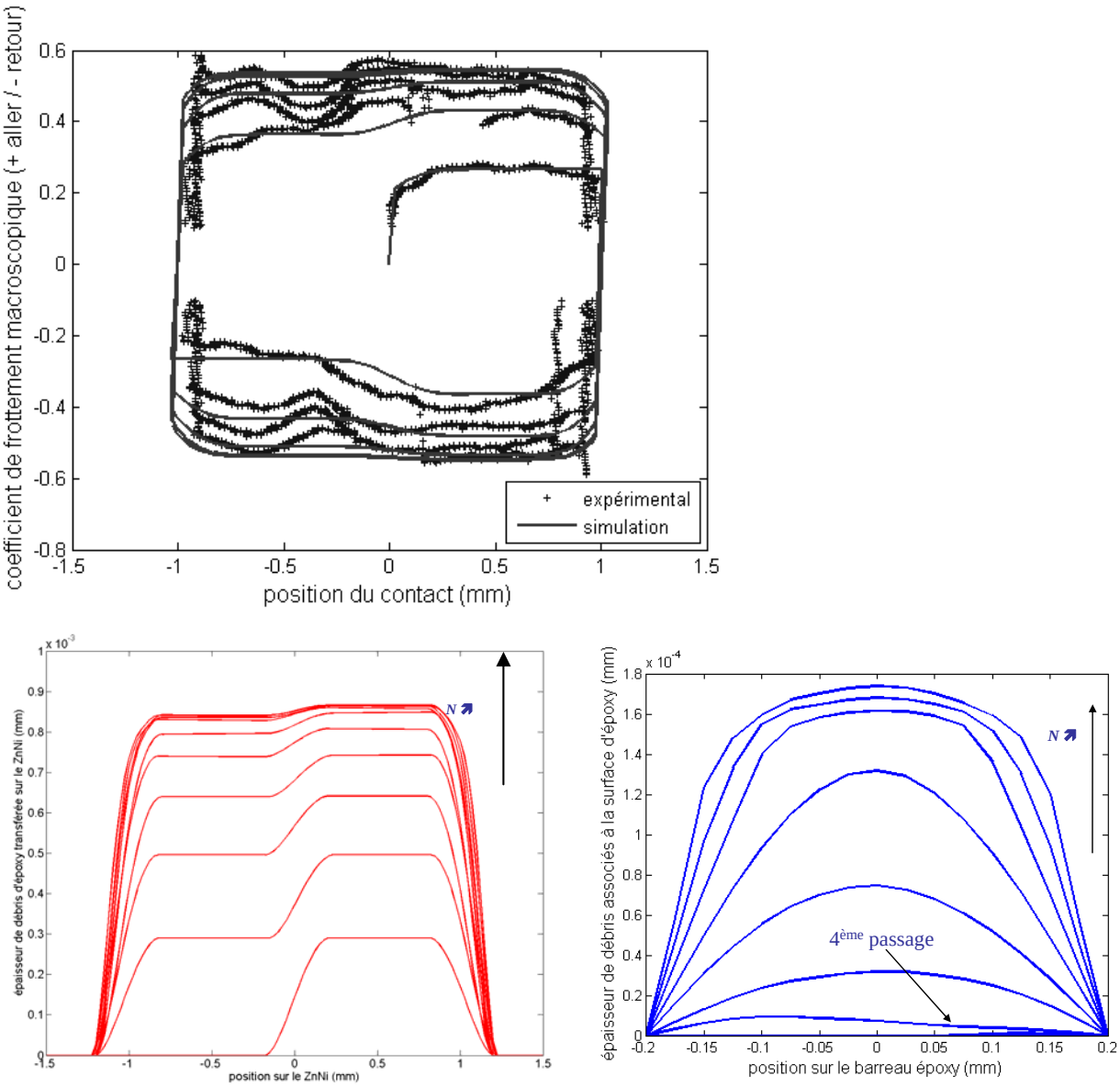
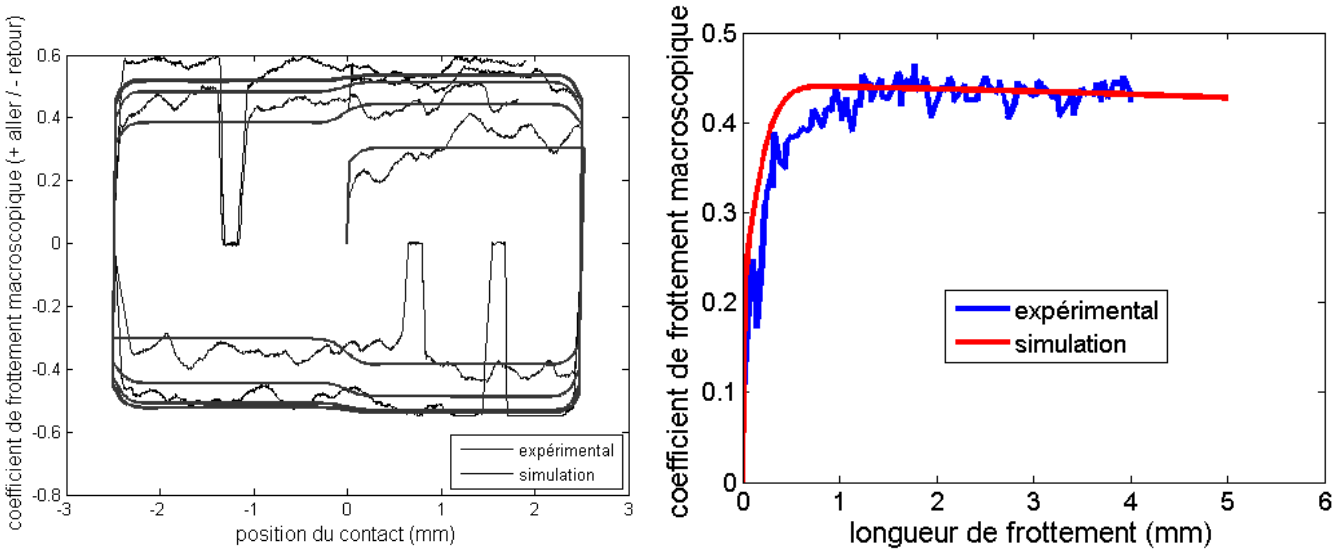


Figure 13 : confrontation du modèle (avec paramètres identifiés figure 12) à un essai 5 cycles de 2 mm d'amplitude, sous 10 N, à 1 mm.s^{-1}. Ra_{metal} = 0,4 µm. a) évolution du coefficient de frottement ; b) évolution de h_{metal}, en abscisse : position sur la trace de contact, longueur 2 mm ; c) évolution de $h_{polymère}$, en abscisse : position sur la zone de contact, fixe, du polymère (longueur de contact 0,4 mm).

La comparaison avec les épaisseurs h_{metal} (figure 13b) et $h_{polymère}$ (figure 13c) permet de mieux comprendre les variations intra-cycle. Lors des demi-cycles « à droite », le métal a vu passer un contact de plus que lors des demi-cycles « à gauche », puisque l'essai part du centre de l'intervalle et que le déplacement initial se fait sur la droite. L'épaisseur du transfert est donc systématiquement plus forte lors des demi-cycles « à droite ». Il est donc logique que le frottement diminue lorsqu'on passe par le centre, de la droite vers la gauche, et augmente un demi-cycle plus tard. Cette évolution intra-cycle se superpose à l'évolution de cycle en cycle.



a **b**

Figure 14 : application du modèle à deux autres cas : a) essai 5 cycles de 5 mm d'amplitude, sous 10 N, à 1 mm.s^{-1}. Ra_{metal} = 0,8 µm ; b) essai 1/4 cycle de 4 mm d'amplitude, sous 150 N, à 1 mm.s^{-1}. Ra_{metal} = 0,4 µm.

Pour démontrer la généralité du modèle, nous avons repris son intégration dans nombre d'autres cas, dont deux sont reportés figure 14. Dans les deux cas, l'ajustement est correct. Notons que μ_{min} et μ_{max} ont été modifiés, et le coefficient d'usure est pris conforme à la rugosité du métal.

5 - Conclusion

Le cas considéré confirme, dans des conditions particulières, les observations faites antérieurement sur le contact polymère – métal : dès lors que les conditions de contact sont suffisamment sévères pour induire une usure significative, la formation du troisième corps, de couches de transfert conduit à une augmentation très significative du frottement. Lors d'essais cycliques, nous avons ainsi vu le coefficient de Coulomb monter de 0,2 à 0,6. Une partie a été attribuée à l'endommagement de la surface du polymère (rugosité accrue, peut-être arrivée en surface de kaolin, puisqu'il s'agit d'un polymère chargé). Mais l'essentiel provient de la formation d'un transfert abondant de débris de polymère sur la surface métallique, transformant un contact initial polymère – métal en un contact majoritairement polymère – polymère, dont il a été par ailleurs montré qu'il conduisait à un très fort frottement.

Ces observations nous ont conduit à activer le modèle de Fillot, Iordanoff et Berthier [12] qui décrit la formation d'un troisième corps par usure, et nous l'avons couplé à un modèle de frottement semblable à celui de Blau [16]. Nous obtenons ainsi le frottement à chaque instant et en chaque position du contact, grâce à la détermination de l'état correspondant du troisième corps, partiellement bloqué dans la rugosité du métal (paramètre de première importance), pour le reste « attaché » au polymère. Il faut insister : ce modèle est phénoménologique, et non prédictif, il permet de comprendre et qualifier les phénomènes, les manifestations des mécanismes élémentaires, pas de modéliser ces derniers.

Il est important de noter que dans le cas présent, la couche de transfert a été trouvée peu adhérente. Il est donc plausible que nous avons un processus premier d'abrasion, suivi du dépôt, avec forces d'adhésion modérées, sur le métal. Il ne nous semble pas possible dans ce cas, compte tenu de nos diverses études, que l'adhésion soit première et conduise à l'arrachement des particules. Ce résultat n'est peut-être pas général, et des cas plus adhésifs conduiraient forcément à réviser le modèle.

Références

[1] J.K. Lancaster, Formation of surface films at transition between mild and severe metallic wear, Proc. Roy. Soc. Lond. 273A, 135 (1963) 466-483

[2] J. Hanchi, N.S. Eiss Jr, Tribological behavior of polyether-etherketone, a thermotropic liquid crystalline polymer and in situ composites based on their blends under dry sliding conditions at elevated temperatures, Wear 200 (1996)105-121

[3] C.J. Hooke, S.N. Kukureka, P. Liao, M. Rao, Y.K. Chen, The friction and wear of polymers in non-conformal contacts, Wear 200 (1996) 83-94

[4] P. Samyn, G. Schoukens, Experimental extrapolation model for friction and wear of polymers on different testing scales, Int. J. Mech. Sci. 50 (2008) 1390-1403

[5] J.K Lancaster, Material-specific wear mechanisms. Relevance to wear modeling, Wear 141 (1990) 159-183

[6] J.F. Archard, W. Hirst, The wear of metals under unlubricated conditions, Proc. Roy. Soc. Lond. A 236**,** 1206 (1956) 397-410

[7] F.P. Bowden, D. Tabor, The friction and lubrication of solids, Oxford University Press, London, 1964

[8] S.N. Ratner, I.I. Farberova, O.V. Radyukevich, E.G. Lur'e ; Connection between wear resistance of plastics and other mechanical properties, Soviet Plastics 7 (1964) 37-45

[9] S. Bahadur, The development of transfer layers and their role in polymer tribology, Wear 245 (2000) 92–99

[10] Y.J. Mergler, R.P. Schaake, A.J. Huis in't Veld, Material transfer of POM in sliding contact, Wear 256 (2004) 294-301

[11] L. Vanel, Le contact stator-rotor dans un moteur piézoélectrique : modélisation mécanique et étude du frottement métal-polymère en vue de l'optimisation de la couche de frottement, PhD Dissertation, MINES-ParisTech, CEMEF (1996)

[12] N. Fillot, I. Iordanoff, Y. Berthier, Wear modeling and the third body concept, Wear 262 (2007) 949–957

[13] G. Barcelo, E. Garcia, M. Sarret, C. Muller, J. Pregonas, Characterization of zinc-nickel alloys obtained from an industrial chloride bath, J. Appl. Electrochem. 28 (1998) 1113-1120

[14] S. Bruet-Hotellaz, J.P. Bonino, A. Rousset, E. Chauveau, I. Marolleau, Structure of zinc-nickel alloy electrodeposits, J. Mat. Sci. 34 (1999) 881-886

[15] L. Boissonnet, Etude d'un contact métal - polymère sous forte pression, PhD Dissertation, MINES-ParisTech, CEMEF (2011)

[16] P.J. Blau, Embedding Wear Models into Friction Models, Tribol. Lett. 34 (2009) 75-79