



HAL
open science

Simulation numérique de l'essai de rayure

Nicolas Aleksy, Guillaume Kermouche, Jean-Michel Bergheau, Alain Vautrin

► **To cite this version:**

Nicolas Aleksy, Guillaume Kermouche, Jean-Michel Bergheau, Alain Vautrin. Simulation numérique de l'essai de rayure. 9e Colloque national en calcul des structures, CSMA, May 2009, Giens, France. hal-01408469

HAL Id: hal-01408469

<https://hal.science/hal-01408469>

Submitted on 5 Dec 2016

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.



Distributed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

Simulation numérique de l'essai de rayure

N. Aleksy^{1,2}, G.Kermouche¹, J.M. Bergheau¹, A.Vautrin²

¹ Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes, UMR 5513, CNRS, ENISE
58 rue Jean Parot, 42023 Saint-Etienne Cedex 02
{aleksy,kermouche,bergheau}@enise.fr

² Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes, UMR 5513, CNRS, ENSMSE
158 cours Fauriel, 42023 Saint-Etienne Cedex 02
{vautrin@emse.fr}

Résumé — Dans le but de faciliter l'analyse de l'essai de rayure par une approche éléments finis, nous avons développé deux outils numériques que nous présentons ici. Le premier est un algorithme de remaillage origine capable de traiter les problèmes bicouches. Le second est un algorithme d'association en série deux modèles de comportement.

Mots clés — rayure, remaillage, comportement.

1 Introduction

La rayure se présente aujourd'hui comme un essai mécanique qualifiant les propriétés de surface des matériaux. Néanmoins sa complexité rend l'analyse et la caractérisation des phénomènes qu'il implique souvent délicate et parfois impossible expérimentalement. Les études par éléments finis fournissent alors des réponses précieuses. Dans ce contexte, nos travaux ont pour objectif la compréhension des phénomènes mécaniques et thermiques prenant place lors de rayure en mode labourage (c'est à dire sans arrachement de matière). Les difficultés rencontrées nous ont obligés à développer des outils numériques, au sein de code éléments finis SYSTUS [1], spécifiquement dédié à l'essai de rayure. Nous présentons ici les deux principaux, l'un concerne les problèmes de maillage, et le second traite de la modélisation du comportement. Ils sont tous deux illustrés par des résultats pertinents qu'ils ont permis d'obtenir.

2 Stratégie de remaillage

L'essai de rayage est généralement modélisé à l'aide d'une formulation lagrangienne, pour laquelle le maillage représente la matière et subit la déformation. En raison des grandes déformations et grandes rotations et des phénomènes de contact (adhésif ou glissant), ce maillage peut subir des distorsions suffisamment importantes pour mener à l'échec du calcul. La méthode développée repose sur la gestion de zones de maillage à fortes ou faibles concentrations d'éléments. L'originalité est que la taille et la position de ces zones sont déterminées automatiquement au cours du calcul. Les facteurs pris en compte dans ce calcul sont la position de l'indenteur, la taille de la surface de contact à l'avant et à l'arrière de l'indenteur.

2.1 Description de l'algorithme de remaillage

Les zones de maillage sont mobiles et s'adaptent automatiquement à la position de l'indenteur. Grâce à cette technique, le nombre d'éléments est indépendant de la taille du massif. Cet algorithme permet d'augmenter ou de diminuer le nombre de noeuds du modèle au cours de la rayure. Considérons l'étape de remaillage du schéma 1. Elle se décompose de la façon suivante :

1. création d'un parallépipède de référence. Le maillage de celui-ci respecte les différentes zones de maillage déterminées précédemment.
2. déformation homogène de ce parallépipède par rapport à la géométrie de la surface supérieure de l'ancien maillage.
3. transports des champs (déplacements, contraintes, ...) de l'ancien maillage vers le nouveau maillage.

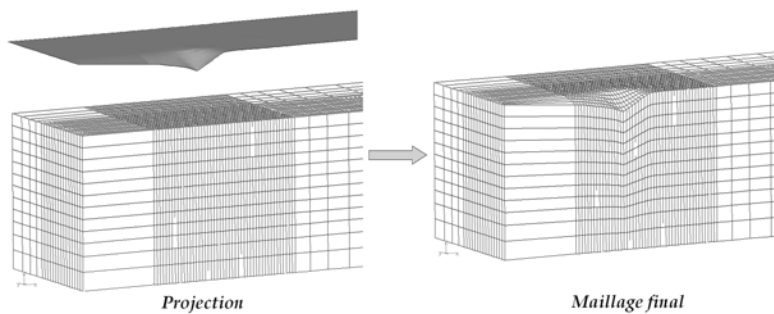


Figure 1 – Construction du nouveau maillage.

Une fois le nouveau maillage construit, il faut lui affecter les données de l'ancien maillage. On parle de transport des quantités physiques du maillage source vers le maillage cible. Deux types de variables à transporter doivent être distingués :

1. les variables nodales (déplacement, vitesse, température, ...). On cherche l'élément de l'ancien maillage contenant le noeud du nouveau maillage considéré. Les quantités physiques lui sont alors affectées par l'intermédiaire des fonctions de forme de l'élément (Fig. 2). Cette opération est appelée interpolation inverse [2].

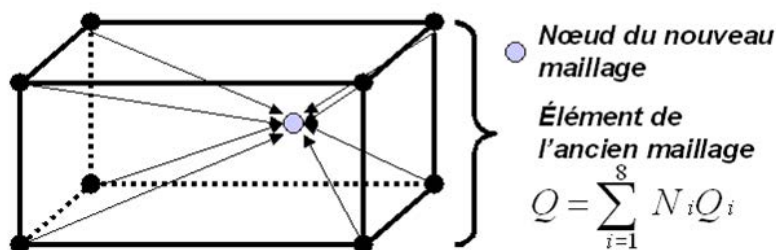


Figure 2 – Transport par interpolation inverse.

2. les variables stockées aux points de Gauss des éléments (contrainte, déformation, ...) sont extrapolées aux noeuds de l'ancien maillage en utilisant l'approximation par éléments finis [3]. Pour chaque point de Gauss du nouveau maillage, on cherche alors l'élément de l'ancien maillage le contenant. Les quantités physiques sont ensuite affectées par interpolation inverse. Cette méthode nécessite d'effectuer un calcul de rééquilibrage des différentes grandeurs physiques à l'instant du remaillage.

Cet algorithme permet également de traiter les problèmes bicouches de substrat recouvert d'une couche mince.

2.2 Application de l'algorithme de remaillage

Cette procédure de remaillage est mise en oeuvre pour comprendre la réponse en rayure d'un massif élastique viscoplastique recouvert d'un film rigide élastique. Les propriétés sont arbitrairement fixées proches de celles de polymères, type PMMA pour le massif et vernis dur pour le film. Le rayon de l'indenteur vaut $R = 10 \mu\text{m}$ et il raye l'ensemble à une vitesse de $V = 100 \mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ et une profondeur de $h = 3 \mu\text{m}$. L'épaisseur du film est égale à la profondeur. Le contact est supposé parfaitement glissant.

Le mécanisme d'ouverture et de propagation d'une fissure dans un solide est lié à la valeur et la localisation de la contrainte principale maximum, par rapport à un critère. Pour un solide purement élastique et non recouvert, soumis à un contact frottant, la contrainte maximum apparaît à l'arrière du contact [4] et sa valeur dépend de la forme de l'indenteur et de la valeur du coefficient de frottement adhésif. Dans le cas d'un revêtement mince, dur et élastique, le processus de fissuration est fortement modifié par la déformation du substrat [5, 6]. L'intérêt de cette étude est de localiser la région où apparaît cette contrainte critique.

A ce sujet la figure 3 montre la distribution de la composante S_{xx} du déviateur des contraintes. Sa valeur maximum n'apparaît pas sur le bord arrière du contact, mais juste sous l'indenteur à une profondeur correspondant à la localisation de l'interface film/substrat. Le substrat subit d'importants niveaux de déformations plastiques que le revêtement doit accommoder pour respecter les conditions d'équilibre. C'est pourquoi la contrainte maximum apparaît dans cette zone tandis que des contraintes de compression sont générées dans le substrat.

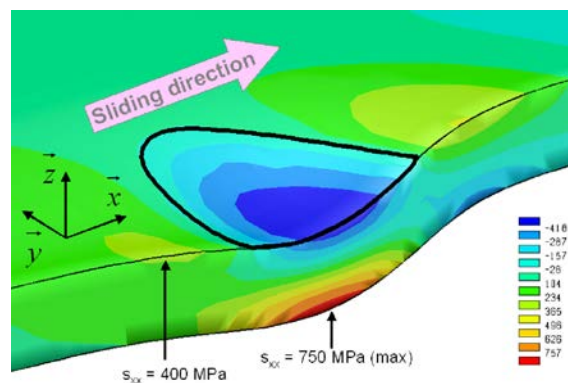


Figure 3 – distribution de la contrainte S_{xx} dans une couche mince dur sur un substrat polymère au cours d'un essai de rayure avec une pointe sphérique.

3 Modélisation du comportement mécanique

Le modèle de comportement mis en oeuvre lors de simulation numérique à une influence capitale sur la réponse en rayure [7, 8]. Lorsque ce dernier est complexe, comme pour les polymères amorphes, nous avons développé un algorithme spécifique, nommé modèle série, qui permet d'associer en série deux modèles de comportement quelconques, déjà disponibles dans le code. Décrit dans le cadre particulier des petites perturbations, il ne peut être généralisé au cadre des grandes transformations qu'en émettant l'hypothèse de décomposition additive du taux de déformation, dans une formulation dite quasi Euler. Son principal intérêt est d'éviter la tâche délicate d'intégration numérique d'un modèle de comportement qui peut être obtenu par simple association en série

de deux autres modèles.

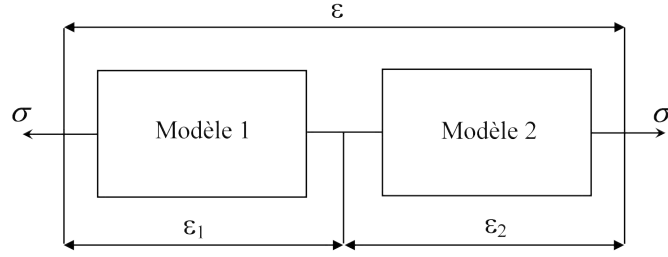


Figure 4 – Décomposition de la déformation lors d'un assemblage en série d'éléments rhéologiques.

3.1 Description de l'algorithme "modèle série"

Lorsque deux éléments rhéologiques sont en série, la déformation totale ε associée à cet assemblage est la somme des déformations dans chacun d'eux (Fig. 4), tandis que les contraintes sont identiques dans les deux modèles :

$$\begin{aligned}\varepsilon &= \varepsilon_1 + \varepsilon_2 \\ \sigma &= \sigma_1 = \sigma_2\end{aligned}\quad (1)$$

A chaque point d'intégration de chaque élément du maillage et pour chaque pas de temps, le code de calcul fournit à l'algorithme la déformation totale $\varepsilon(t + \Delta t) = \varepsilon(t) + \Delta\varepsilon$. Le but de cet algorithme est l'assemblage en série de deux modèles de comportement connus, et de par le fait, leurs équations constitutives sont maîtrisées :

$$\begin{aligned}\text{Modèle 1 :} \quad \sigma_1 &= \wp_1(\Delta\varepsilon_1, X_1, t, \dots) \\ \text{Modèle 2 :} \quad \sigma_2 &= \wp_2(\Delta\varepsilon_2, X_2, t, \dots)\end{aligned}\quad (2)$$

Par conséquent les inconnues du système à l'instant courant $t + \Delta t$ sont :

$$\begin{aligned}\sigma(t + \Delta t) \\ \sigma_1(t + \Delta t) \quad \text{et} \quad \sigma_2(t + \Delta t) \\ \Delta\varepsilon_1(t \rightarrow t + \Delta t) \quad \text{et} \quad \Delta\varepsilon_2(t \rightarrow t + \Delta t)\end{aligned}\quad (3)$$

L'algorithme calcule la répartition de l'incrément de déformation de telle sorte que les tenseurs des contraintes résultants des équations 2 satisfont bien, à un critère de précision près, les équations 1. Pour ce faire il utilise la méthode de Newton-Raphson, initialisé arbitrairement en supposant que l'incrément de déformation total est entièrement affecté à un des deux modèles. Le schéma de Newton-Raphson fournit une nouvelle valeur de l'incrément de déformation du modèle 1 de la manière suivante (pour un développement limité au premier ordre) :

$$\left[\frac{d(\sigma_2^i - \sigma_1^i)}{d\Delta\varepsilon_1^i} \right] \{ \Delta\varepsilon_1^{i+1} - \Delta\varepsilon_1^i \} + \{ \sigma_2^i - \sigma_1^i \} = \{ 0 \}\quad (4)$$

3.2 Application du "modèle série"

Dans le cadre de l'étude des polymères amorphes en rayure, cet algorithme a permis de construire rapidement un modèle de type viscoélastique viscoplastique. Le modèle élastique viscoplastique d'Arruda-Boyce [9] est associé au modèle viscoélastique de Kelvin-Voigt, dont l'élément

visqueux dépend non linéairement de la vitesse de déformation. Les valeurs des paramètres de ces modèles sont identifiés pour un PMMA (atactique) commerciale courant, à différentes températures, entre 273 K et $T = 373\text{ K}$. Ceci permet de réaliser plusieurs simulations de rayure dans cette gamme de températures. Elles mettent en oeuvre un indenteur sphérique de rayon $R = 2\text{ mm}$, supposé indéformable, pénétrant à une profondeur imposée $h = 0,1\text{ mm}$ un massif en PMMA maillé à l'aide d'éléments hexaédriques du premier ordre, plus finement dans la zone de contact.

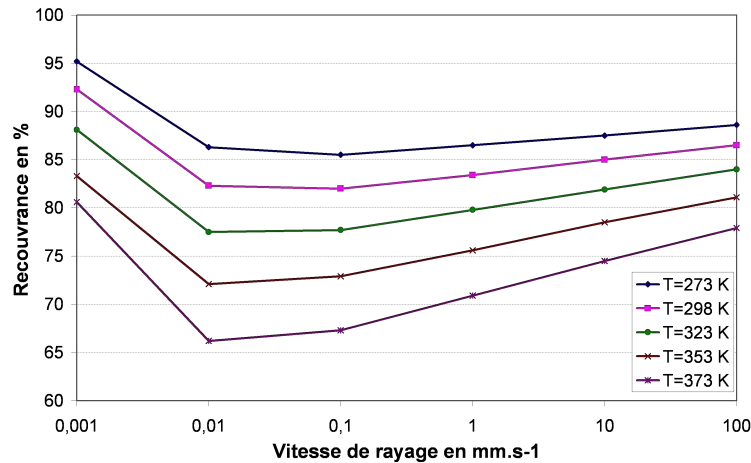


Figure 5 – Recouvrance en fonction de la vitesse de rayage à différentes températures.

La figure 5 présente la variation de la recouvrance en fonction de la vitesse de rayage. La recouvrance est définie par l'expression [10] :

$$\mathfrak{R} = 1 - \frac{h_p}{h} \quad (5)$$

où h_p est la profondeur du sillon résiduelle, mesurée après tout phénomène de relaxation et h la profondeur de pénétration de l'indenteur. Chaque courbe correspond à une température. La courbe $T = 273\text{ K}$ décroît aux petites vitesses de rayage, puis augmente lorsque la vitesse de rayage augmente. Le module de rigidité équivalent du modèle varie en fonction de la vitesse de rayage. Il augmente jusqu'à $v = 0,1\text{ mm.s}^{-1}$ puis, au delà de cette vitesse, il devient constante (hors de la transition viscoélastique). La recouvrance semble décroître lorsque le module de rigidité équivalent croît et elle augmente quand il devient constant. En résumé, la viscoélasticité tend à diminuer la recouvrance dans la gamme de la transition viscoélastique et, la viscoplasticité l'augmente. Puisque la transition de ce modèle viscoélastique est plus brutale que la transition viscoplastique, elle domine donc le comportement pendant sa transition. En dehors le comportement est équivalent à un modèle élastique viscoplastique.

Ces résultats s'accroissent avec l'augmentation de la température. En effet, la recouvrance présente une décroissance aux petites vitesses d'autant plus importante que la température est élevée. De même, l'augmentation de la recouvrance après la transition viscoélastique est plus significative aux températures élevées. Ceci correspond au fait que la variation du module de rigidité équivalent en fonction de la vitesse de sollicitation est d'autant plus importante que la température est élevée, dans cette gamme de vitesses.

À vitesse de rayage donnée, la valeur de la recouvrance dépend de la température. Plus la température est élevée, plus la recouvrance est faible. L'augmentation de la température tend à diminuer le module de rigidité mais aussi la limite d'élasticité initiale du modèle d'Arruda-Boyce [11]. La plasticité prend place plus tôt sur l'échelle des déformations. Cet aspect est dominant par rap-

port aux effets viscoélastiques, puisque le niveau de déformation plastique est une fonction exponentielle de la limite d'élasticité [9].

4 Conclusions

L'analyse numérique des phénomènes mécaniques, tribologiques et thermiques, parfois couplés apparaissant lors de rayure sur matériaux solides a nécessité le développement d'outils spécifiques. Une stratégie particulière de remaillage, permettant de traiter rapidement et efficacement des problèmes de type couche mince déposée sur substrat, a été implémentée dans le code de calcul SYSTUS [1]. D'autre part, un algorithme spécifique d'association en série de modèle rhéologique a permis la modélisation du comportement complexe des polymères, à la fois viscoélastique et viscoplastique. Accompagné d'une dépendance des paramètres du modèle à la température, il a mené à la mise en évidence d'une réponse particulière, autant dépendante de la vitesse de rayage que de la température.

Références

- [1] Systus/Sysweld. *User's manual*. ESI Group, 2006.
- [2] D. Peric, M. Vaz, and D.R.J. Owen. On adaptative strategies for large deformation of elastoplastic solids at finite strains : computational issues and industrial application. *Computational Methods Applied to Mechanics and Engeneering*, 176 :279–312, 1999.
- [3] J-M. Bergheau and P. Saillard. La méthode des éléments finis en mécanique. Technical report, ENISE, 2004.
- [4] G. Hamilton and L. Goodman. The stress field created by a circular sliding contact. *Journal of Applied Mechanics*, 88 :371, 1966.
- [5] I. Demirci, C. Gauthier, and Schirrer R. Mechanical analysis of the damage of a thin polymeric coating thickness to the roughness of a scratching tip. *Thin Solid Films*, 479 :207–215, 2005.
- [6] A. Chateauminois, M.C. Baietto-Dubourg, C. Gauthier, and R. Schirrer. In situ analysis of the fragmentation of polystyrene films within sliding contacts. *Tribology International*, 38(11-12) :931–942, November 2006.
- [7] B.J. Briscoe, P.D. Evans, E. Pelillo, and S.K. Sinha. Scratching maps for polymers. *Wear*, 200 :137–147, 1996.
- [8] Eric Felder, Jean-Luc Bucaille, and Gilles Hochstetter. Influence de la rheologie des polymeres sur leur resistance a la rayure : etude experimentale et par simulation numerique. *Annales de Chimie Science des Materiaux*, 28(3) :15–28, May 2003.
- [9] E.M. Arruda and M.C. Boyce. Evolution of plastic anisotropy in amorphous polymers during finite straining. *International Journal of Plasticity*, 9 :697–720, 1993.
- [10] Thomas Koch and Doris Machl. Evaluation of scratch resistance in multiphase pp blends. *Polymer Testing*, 26(7) :927–936, October 2007.
- [11] E.M. Arruda and M.C. Boyce. Effects of strain rate, temperature and thermomechanical coupling on the finite strain deformation of glassy polymers. *Mechanics of Materials*, 19 :193–212, 1995.