



HAL
open science

Modélisation du frottement outil-pièce pour la simulation de la coupe par la méthode des éléments finis

David Ryckelynck, Marianne Meiller

► To cite this version:

David Ryckelynck, Marianne Meiller. Modélisation du frottement outil-pièce pour la simulation de la coupe par la méthode des éléments finis. *Mechanics & Industry*, 2002, 3 (4), pp.323-332. 10.1016/S1296-2139(02)01172-7. hal-00021104

HAL Id: hal-00021104

<https://hal.science/hal-00021104>

Submitted on 24 Dec 2022

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 - NonCommercial 4.0 International License

Modélisation du frottement outil–pièce pour la simulation de la coupe par la méthode des éléments finis

Friction modelisation of tool workpiece contact for the finite element simulation of cutting process

David Ryckelynck^a, Marianne Meiller^b

^a *LMSF, UMR CNRS ENSAM-ESEM, 151 boulevard de l'hôpital, 75013 Paris, France*

^b *LABOMAP, ENSAM, Place du 11 août 44, 71250 Cluny, France*

Résumé

Pour comprendre et modéliser le frottement entre la pièce et l'outil, nous avons développé un dispositif expérimental qui permet de reproduire des conditions de frottement et d'usure du même ordre de grandeur que celles observées lors de la coupe. Le dispositif est du type pion-disque. Le matériau sélectionné pour le disque est un acier faiblement allié 42CrMo4. Les pions ont été taillés dans des plaquettes en carbure cémenté non revêtu. Les essais ont mis en évidence, sous la piste de frottement dans le disque, des phénomènes observés dans la pièce ou le copeau pour certaines conditions de coupe. En particulier, l'existence d'une couche blanche qui est le résultat de la transformation ferrite-martensite, ainsi qu'une zone ayant subi de fortes déformations plastiques sur une profondeur de l'ordre de 0,05 mm. Deux approches ont été exploitées pour proposer des modèles de frottement à deux échelles différentes. Le premier modèle est dédié à une analyse des conséquences du frottement à l'échelle macroscopique. Le deuxième est dédié à une analyse à l'échelle mésoscopique. Ce dernier doit-être adapté à la prévision des déformations plastiques dans la pièce usinée et dans le copeau. Nous pensons que le problème inverse à traiter pour identifier le modèle de frottement à l'échelle mésoscopique est aussi complexe que celui nécessaire pour la prévision de la formation du copeau. Dans cet article nous montrons l'importance des couplages thermomécaniques, des déformations plastiques observées en dehors du troisième corps et des phénomènes dynamiques sur une profondeur plus grande que celle du troisième corps.

Abstract

To understand and model friction, an experimental device has been developed: this modified pin-on-disc set-up can reproduce full-scaled wear and friction conditions of cutting process. The disc is made of a low allied steel for plastic injection 42CrMo4 (closed to an AISI 4142 steel). The pin is accrued from an uncoated insert cut off by a precision diamond wire saw to get a rather flat pad . Tests revealed, beyond the friction track phenomena which can be observed within the workpiece or the chip for some cutting conditions: a white-etched layer which is the result of ferrite into martensite transformation and the existence of a constrained zone, 50 μ m deep, with high plastic strains. To model friction, two different scales of study have been chosen. The first model is suited to analyse consequences of friction on a macroscopic scale. The second one is made for a mesoscopic scaled study because it is fitted to predict plastic strain within the chip or the workpiece. The inverse problem which has to be solved to identify a friction model on a mesoscopic scale, is as difficult as chip formation prediction. With this paper, we show the importance of thermo-mechanical coupled equations, plastic strains observed beyond the third body (mesoscopic scale) and dynamical phenomena on a depth higher than the third body layer.

Mots-clés : Frottement ; Coupe ; Modélisation mésoscopique ; Dynamique ; Thermomecanique

Keywords: Friction; Cutting; Mesoscopic modelisation; Dynamic; Thermomechanics

Adresses e-mail : david.ryckelynck@paris.ensam.fr (D. Ryckelynck), marianne.meiller@free.fr (M. Meiller).

Nomenclature

A	limite d'élasticité de l'acier sans écoulement	MPa	T_U, T_{V2000}, T_{SVA}	températures maximales mesurées pour des essais de coupe réalisés sur les nuances d'acier U, SVA et V2000	°C
a, b	dimensions d'un grain après déformation ...	m	\ddot{u}	accélération	$m \cdot s^{-2}$
a_0, b_0	dimensions d'un grain avant déformation ...	m	V	vitesse de glissement à l'échelle macroscopique	$m \cdot s^{-1}$
B	coefficient de la loi d'écrouissage de l'acier	MPa	V_{meso}	vitesse de glissement à l'échelle mésoscopique	$m \cdot s^{-1}$
C	chaleur spécifique de l'acier	$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	δ	taux d'usure	$mg \cdot min^{-1}$
c	coefficient viscoplastique de l'acier		ε_{eq}	déformation plastique cumulée	
d	distance parcourue par le flux de chaleur mobile	m	γ	déformation plastique de cisaillement	
F_n	effort normal du pion sur la piste de frottement	N	$\dot{\gamma}$	taux de déformation plastique de cisaillement	
h	profondeur de mesure de γ	m	μ_{macro}	coefficient de frottement défini à l'échelle macroscopique	
k	conductivité thermique de l'acier	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	μ_{meso}	coefficient de frottement défini à l'échelle mésoscopique	
L_d	longueur caractéristique des phénomènes dynamiques	m	ϕ_{macro}	puissance dissipée par frottement à l'échelle macroscopique	$W \cdot m^{-2}$
m	coefficient viscoplastique de l'acier		ϕ_{meso}	puissance dissipée par frottement à l'échelle mésoscopique	$W \cdot m^{-2}$
n	coefficient de la loi d'écrouissage de l'acier		Π	plan contenant la normale de la surface de contact et la vitesse de glissement	
P_e	nombre de Peclet		ρ	masse volumique de l'acier	$kg \cdot m^{-3}$
P_{macro}	pression de contact définie à l'échelle macroscopique	MPa	$\underline{\underline{\sigma}}$	tenseur des contraintes	MPa
P_{meso}	pression de contact définie à l'échelle mésoscopique	MPa	σ_{eq}	contrainte équivalente de Von Mises	MPa
Q	flux de chaleur mobile	$W \cdot m^{-2}$	τ_{macro}	contrainte de cisaillement définie à l'échelle macroscopique	MPa
S	aire de la surface réelle de contact	m^2	τ_{meso}	contrainte de cisaillement définie à l'échelle mésoscopique	MPa
t_γ	temps caractéristique de la transformation mécanique de l'acier	s			
T	température de contact	°C			
T_{amb}	température ambiante	°C			
T_{fus}	température de fusion de l'acier	°C			

1. Introduction

Les conditions de frottement lors de la coupe des métaux sont sévères. Pour comprendre et modéliser le frottement entre la pièce et l'outil, nous avons développé un dispositif expérimental qui permet de reproduire des conditions de frottement et d'usure du même ordre de grandeur que celles observées lors de la coupe. Le dispositif est du type pion-disque où le pion est constitué du matériau utilisé pour l'outil et le disque est constitué de celui de la pièce. Les mesures d'efforts et de températures ont été effectuées à une échelle macroscopique. Des mesures microscopiques ont permis de visualiser la structure de la matière et sa composition avant et après les essais de frottement. Le matériau sélectionné pour le disque est un acier faiblement allié 42CrMo4. Différentes nuances, se différenciant par leur population inclusionnaire, ont été étudiées (SVA, V2000, U). Les pions ont été taillés dans des plaquettes en carbure cémenté non revêtu de type P30. La vitesse de mouvement relatif est de l'ordre de grandeur de la vitesse de coupe appropriée au couple outil-

matériau sélectionné, pour des opérations de tournage ou de fraissage orthogonal.

Les essais ont mis en évidence, sous la piste de frottement dans le disque, des phénomènes observés dans la pièce ou le copeau pour certaines conditions de coupe. En particulier, l'existence d'une couche blanche qui est le résultat de la transformation ferrite-martensite, ainsi que l'existence d'une zone ayant subi de fortes déformations plastiques sur une profondeur de l'ordre de 0,05 mm. Pour certaines conditions d'essai, une couche de transfert sélective a été produite. La présence de cette couche modifie le lien entre les déformations plastiques observées par micrographie et le coefficient de frottement.

Deux approches ont été exploitées pour proposer des modèles de frottement à deux échelles différentes. La première approche se situe à l'échelle macroscopique. On considère alors que la loi de frottement permet de modéliser les phénomènes thermomécaniques situés à l'interface pion-disque, sur profondeur dans le disque de l'ordre de 0,1 mm. Ainsi, seule cette interface macroscopique subit des déformations

plastiques. De plus on suppose que, lors des essais, les transformations sont quasi-statiques. Ce modèle macroscopique du frottement est peu compatible avec une modélisation par la méthode des éléments finis dont le but est de prévoir l'usure de l'outil et la forme du copeau. En effet, pour réaliser ces objectifs il est nécessaire d'avoir une description à une échelle mésoscopique des déformations plastiques dans la pièce usinée et dans le copeau, en utilisant des éléments finis dont la taille peut être inférieure à 0,1 mm. Or, pour qu'il y ait une cohérence entre le modèle éléments finis et le modèle d'interface, il est nécessaire que la taille des éléments ne soit pas inférieure à l'épaisseur de matière modélisée par le comportement d'interface. Nous proposons donc un modèle mésoscopique du frottement, pour lequel on considère que l'interface permet de représenter le comportement thermomécanique de la matière sur une profondeur de l'ordre de 0,01 mm dans le disque. Or à cette échelle, pour les essais réalisés, nous constatons que l'interface n'est plus la seule à subir des déformations plastiques. Ceci est caractéristique de conditions de frottement sévères. En supposant que l'on connaisse une relation de comportement pour modéliser les déformations plastiques dans le disque, seules les transformations subies dans l'interface restent à modéliser par une loi de frottement mésoscopique. Pour les résultats présentés ici, nous avons exploité un modèle de comportement viscoplastique de Johnson–Cook déjà identifié pour l'acier sélectionné [8].

A l'échelle mésoscopique, les phénomènes dynamiques, très localisés du fait de l'écoulement viscoplastique de la matière, ne sont pas a priori négligeables. Dans un premier temps pour obtenir une ébauche de l'identification du modèle mésoscopique nous avons utilisé une approche analytique simple, bâtie sur un bilan énergétique. Dans ce bilan, toute l'énergie dissipée dans le système constitué de la piste et du pion est attribuée au frottement mésoscopique, en négligeant l'énergie dissipée par la viscoplasticité en dehors de l'interface.

2. Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental est proche de celui proposé par Olsson [1]. Il repose sur une configuration classique pion-disque complétée par un outil coupant qui régénère la surface de frottement (Fig. 1). Pour ses essais, Olsson, a montré que le fait de réduire l'oxydation de la surface en mouvement de l'outil coupant vers le pion n'avait pas d'influence sur le frottement ni sur l'usure. La nécessité de régénérer la surface de frottement, pour produire une surface du même type que celles obtenues lors de la coupe (chimiquement réactive car fraîchement usinée), a quant à elle été montrée par Olsson mais aussi Joyot [2]. Comme dans [2] nous avons utilisé un tour classique pour réaliser les essais.

La piste de frottement est obtenue à l'aide d'une pièce cylindrique montée dans le mandrin du tour (Fig. 1). Le

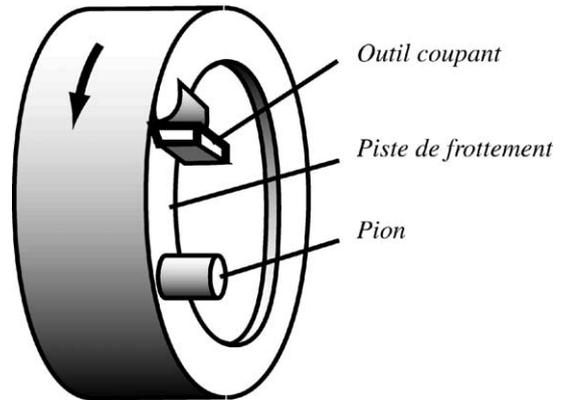


Fig. 1. Configuration du type pion-disque complétée d'un outil coupant pour régénérer la surface de frottement.

Fig. 1. Pin-on-disc configuration with a cutting tool to refresh the friction surface.

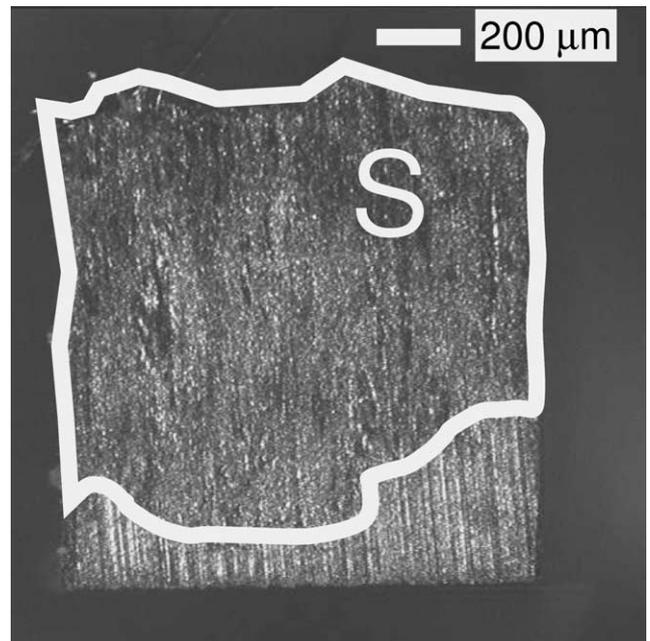


Fig. 2. Surface de contact du pion après l'essai de frottement.

Fig. 2. Pin contact surface after friction test.

pion est monté sur le traînard de façon à pouvoir régler sa position radiale par rapport à la piste de frottement. Il est découpé dans une plaquette d'outil classique à l'aide d'une scie à fil diamanté. Nous obtenons ainsi une surface plane de l'ordre de 1 à 2 mm² (Fig. 2). Pour que l'état de surface du pion obtenu par le découpage ne perturbe pas l'analyse du frottement, il suffit de ne pas tenir compte des mesures effectuées dans les premiers instants. La surface de frottement est régénérée par un outil coupant d'angle de direction d'arête de 90°. Cet outil est monté sur la tourelle pivotante ce qui permet de régler sa position par rapport à la surface de frottement. Ce type de dispositif est bien adapté à la mise en œuvre de pressions de contact de l'ordre de 500 MPa, de vitesses relatives entre le pion

et le disque supérieures à $0,5 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, et de mesures de température à l'aide d'une caméra infrarouge à balayage pour observer un plan parallèle à la vitesse de glissement et à la normale de la surface de contact. La forme cylindrique de la piste de frottement permet d'éviter tout reflet sur le chemin optique de la mesure infrarouge. Du champ de température obtenu par la caméra nous en déduisons, en régime établi, une température maximale localisée dans la zone de frottement. C'est ce maximum que nous considérons être la température de contact. Pour bien visualiser la zone de frottement tout en conservant une certaine distance de sécurité entre la caméra et la piste de frottement, nous avons utilisé un télé-objectif permettant un grossissement tel qu'un pixel couvre une surface d'un diamètre de $0,1 \text{ mm}^2$. Seul le régime établi est considéré car le temps de réponse de la caméra ne permet pas de faire des mesures suffisamment fines lors du régime thermique transitoire. La mesure des efforts exercés par le traînard sur le pion est obtenue par un dynamomètre piézo-électrique. Nous en déduisons les actions du contact pion–disque en supposant que le pion est en équilibre. La synchronisation des mesures des efforts et des températures est réalisée avec la décroissance brutale de ces mesures à la fin de l'essai. Afin de réduire les vibrations nous avons ajusté la raideur de la liaison entre le pion et le traînard du tour en utilisant des rondelles élastiques. Les résultats d'essai ont été reportés en annexe (Annexe A).

3. Phénomènes observés à l'échelle mésoscopique

3.1. Sur l'observation de la surface réelle de contact

La surface réelle de contact n'est pas observable en cours d'essai. Mais lorsque l'essai est terminé nous pouvons observer, au binoculaire, l'état de surface de la partie du pion susceptible d'avoir été en contact avec le disque. Nous distinguons alors des zones où l'état de surface de la plaquette est resté comme à l'état initial (formé de stries verticales) et d'autres zones où cet état de surface a été modifié par le frottement (Fig. 2). Nous en déduisons une aire de contact S que l'on suppose représentative de l'aire de contact au cours de tout l'essai. Une pression macroscopique de contact P_{macro} est définie par le rapport de l'effort normal en régime stationnaire F_n sur l'aire réelle de contact S .

3.2. Observation de la microstructure affectée par le cisaillement dû au frottement

Pour observer les transformations subies par l'acier, une découpe d'une portion de piste de frottement a été réalisée pour un certain nombre d'essais. Ceci a été fait de façon à pouvoir observer un plan Π parallèle à la normale de la surface de contact et à la vitesse de glissement ainsi qu'un plan perpendiculaire à cette vitesse (Fig. 3). L'utilisation

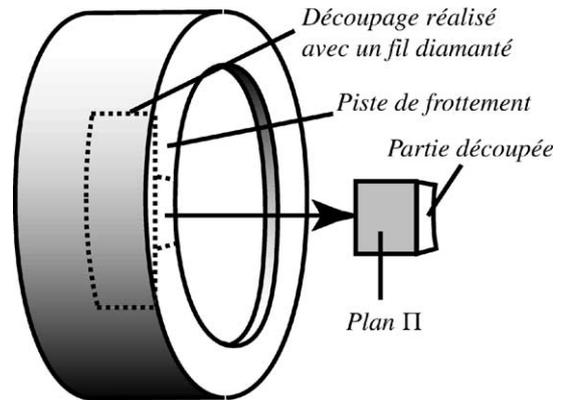


Fig. 3. Découpage de la piste de frottement pour observer la microstructure de l'acier.

Fig. 3. Friction track cutting directions for steel microstructure observations.

d'un fil diamanté pour cette découpe permet de ne pas modifier la microstructure de la couche d'acier. Les joints de grains ainsi que la présence d'une couche blanche sont observables avec un microscope optique après une attaque chimique des plans d'observation avec du Nital (Fig. 4).

A cause du frottement, la microstructure de l'acier subit des déformations de cisaillement. Chaque grain a tendance à s'orienter dans le sens de la vitesse de glissement. Nous retrouvons donc la structure laminée déjà observée dans [3]. Celle-ci est composée de (Fig. 4) :

- une couche blanche qui est le résultat de la transformation ferrite–martensite (α – γ) : zone A
- une couche de structure très fine sans orientation qui puisse être distinguée : zone B
- une couche de structure très fine où l'on peut observer une orientation des grains : zone C
- une zone formée de la structure originale mais déformée : zone D
- la structure non affectée : zone E (non représentée sur la Fig. 4).

Dans les zones C, D et E la matière est de l'acier ayant subi des transformations essentiellement mécaniques. Dans les zones A et B, la matière ne correspond plus exactement à l'acier des zones C, D et E. Dans la zone recouverte par la couche blanche, la température a dépassé au cours de l'essai la température de transformation martensitique. Ainsi, on constate expérimentalement que, plus les températures de contact sont élevées, plus la couche blanche est épaisse.

Dans la zone C, l'observation de la forme des grains permet d'obtenir une mesure des déformations plastiques de cisaillement γ à la fin de l'essai. En mesurant les dimensions du grain déformé (a, b) dans la zone C (Fig. 5) et les dimensions moyennes du grain non déformé (a_0, b_0) dans la zone E, on peut quantifier γ :

$$\gamma = \ln\left(\left|\frac{b}{b_0}\right|\right) \quad (1)$$

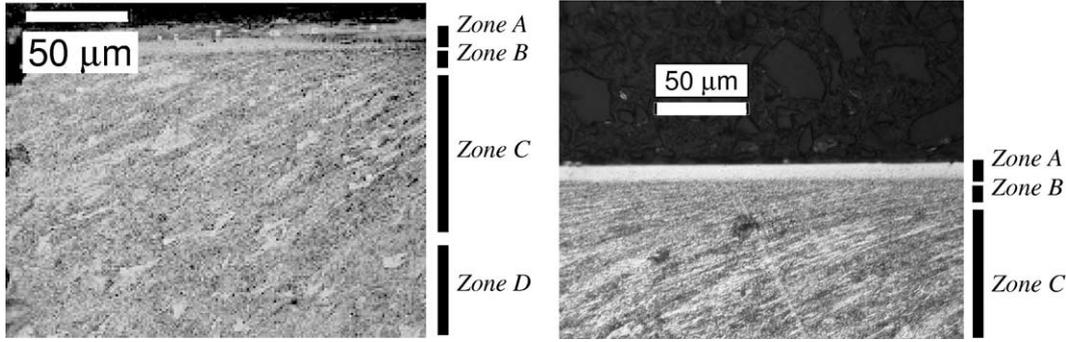


Fig. 4. Micrographies du plan de découpe Π contenant la vitesse de coupe et la normale de contact.

Fig. 4. Micrographs of a cut plan Π parallel to the cutting speed and to the normal vector external to the disc.

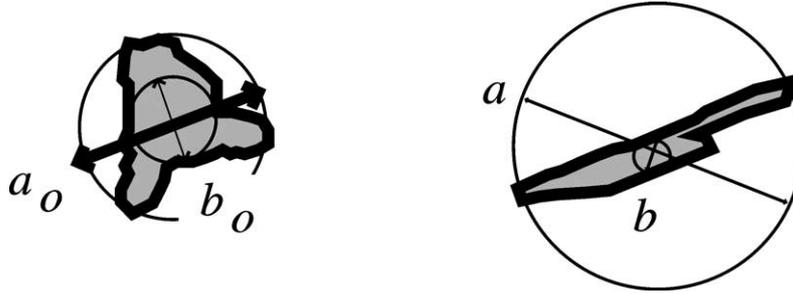


Fig. 5. Dimensions caractéristiques de la déformation d'un grain de matière.

Fig. 5. Characteristic dimensions of a constrained grain.

Tableau 1

Déformations de cisaillement pour l'essai SF21 (42CrMo4 V2000)

h (μm)	46,6	48,9	52	56,3	59,1	69,9	70,8	80,71	89,4	116
γ	1,06	0,95	0,68	0,73	1,13	1,21	1,52	1,41	1,01	1,03

Ceci peut être fait à différentes profondeurs h sous la piste de frottement. Seuls trois essais réalisés avec la nuance V2000 ont pu être exploités pour cette analyse. Les valeurs obtenues pour l'un de ces essais sont reportées dans le Tableau 1. De cette mesure de γ nous déduisons la déformation plastique cumulée ε_{eq} .

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \sqrt{\frac{1}{3}|\gamma|} \quad (2)$$

On constate que les déformations de cisaillement observées peuvent être proches de 2. Ceci est couramment admis dans le cadre de la coupe.

La température joue un rôle important à la fois sur les transformations métallurgiques et le comportement mécanique de l'acier. Pour valider la pertinence des essais de frottement en ce qui concerne l'ordre de grandeur des températures observées, nous avons réalisé des essais de tournage orthogonal avec des conditions de coupe conformes au couple outil-matière sélectionné. La température maximale est atteinte au niveau du bec de l'outil. Les zones les plus chaudes se répartissent équitablement entre la face de coupe et la face de dépouille. Une température de l'ordre de 700 °C constatée lors des essais de frottement est compatible avec les tem-

pératures maximales observées lors du tournage orthogonal pour les différentes nuances d'acier étudiées : $T_U = 780$ °C, $T_{V2000} = 677$ °C, $T_{SVA} = 656$ °C.

3.3. Observation de dépôts métalliques sur le pion

Pour certains essais, les dépôts adhérant sur le pion ont été observés au microscope électronique à balayage et analysés par spectrométrie à dispersion d'énergie pour identifier les éléments présents dans le dépôt, et déterminer leur quantité respective. C'est un dépôt métallique. La composition de ce dépôt diffère nettement de la composition de l'acier constituant le disque. Le phénomène de diffusion permet d'expliquer la présence majoritaire de certains éléments d'addition contenus dans l'acier. Lorsque le chrome et le manganèse sont présents en quantité importante (Fig. 6), nous sommes en présence d'une couche de transfert sélective (CTS). Ce type de couche est obtenu lors de l'usinage par enlèvement de matière pour certaines conditions de coupe. La présence d'une CTS a été observée pour deux essais.

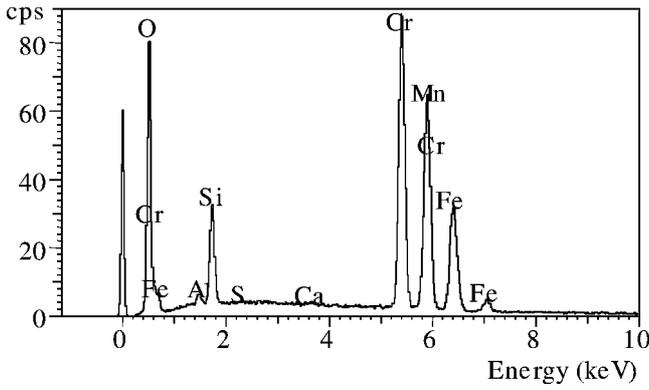


Fig. 6. Illustration d’une identification des dépôts observés pour un essai de frottement avec présence d’une couche de transfert sélective.

Fig. 6. Identification spectrum of the deposits observed after a friction test : presence of a built-up-layer.

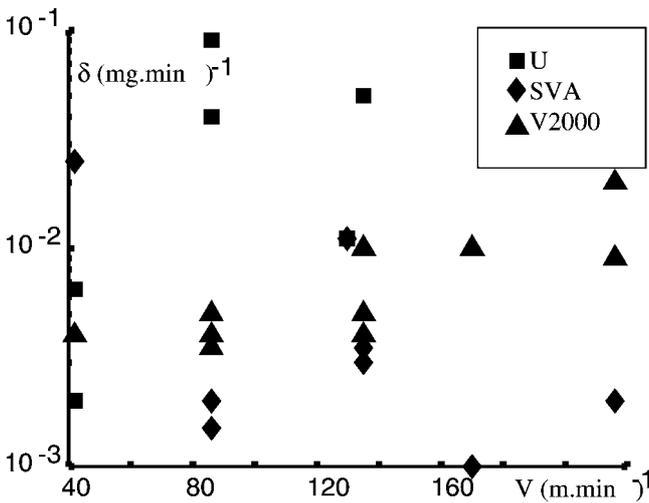


Fig. 7. Taux d’usure obtenus pour différents essais de frottement.

Fig. 7. Wear rates for different friction tests.

3.4. Sur l’usure du pion

L’usure du pion lors de l’essai de frottement est de l’usure par abrasion. C’est ce même type d’usure que l’on retrouve souvent en dépouille de l’outil lors d’une opération de tournage ou de fraisage orthogonal. Il est donc possible de comparer les taux d’usure du pion des différents essais de frottement au taux d’usure en dépouille de l’outil lors d’une opération de tournage orthogonal. Pour chaque essai où le pion ne s’est pas cassé, le taux d’usure du pion est estimé en pesant celui-ci avant puis après l’essai en l’ayant nettoyé. L’écart de masse divisé par la durée de l’essai de frottement donne le taux d’usure δ . Les résultats obtenus ont été reportés sur la Fig. 7.

Dans le cas du tournage orthogonal le taux d’usure en dépouille est estimé à partir du volume d’outil éliminé par abrasion. Avec des conditions de coupe standards pour le couple outil-matière choisi nous obtenons un taux d’usure de $0,012 \text{ mg}\cdot\text{min}^{-1}$. La plupart des essais de frottement

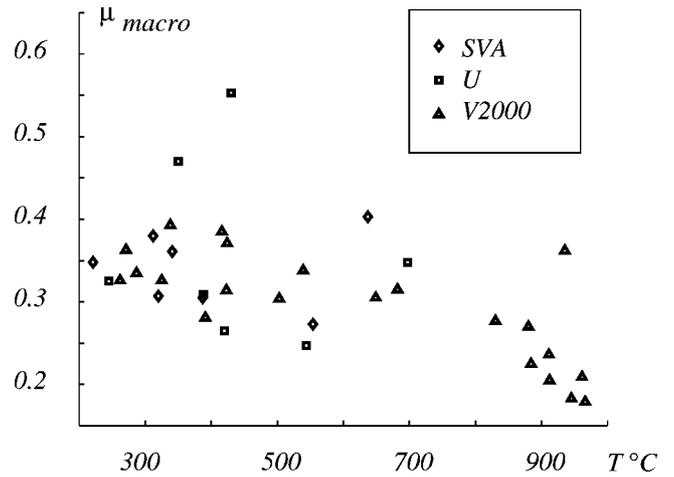


Fig. 8. Coefficients de frottement macroscopique identifiés pour les différentes nuances d’acier.

Fig. 8. Macroscopic coefficients of friction identified for the different steel forms.

ont donné des taux d’usure comparables. Ceci confirme le caractère significatif des essais de frottement réalisés.

4. Identification d’un modèle de frottement à l’échelle macroscopique

Le modèle de frottement choisi pour l’échelle macroscopique est un modèle de type Coulomb mais où le coefficient de frottement μ_{macro} est fonction des conditions de frottement. A l’échelle macroscopique, seul un grand nombre d’essais devrait permettre d’identifier les influences respectives de la pression de contact P_{macro} , de la vitesse de glissement V et de la température de contact T sur μ_{macro} . Il est certain que la température est un paramètre important, du fait des couplages thermomécaniques. Des variations de la pression de contact ou de la vitesse de glissement induisent des variations de température de contact. Par manque d’essais à température contrôlée, nous considérons que μ_{macro} n’est fonction que de la température de contact. L’avantage de ce modèle macroscopique est qu’il peut être identifié facilement par une approche purement mécanique en supposant que les effets dynamiques sont négligeables. Les résultats obtenus sont représentés sur la Fig. 8.

La température jouant un rôle essentiel lors de la coupe des métaux, il est nécessaire de valider d’un point de vue thermique la dissipation mécanique prévue par le modèle macroscopique du frottement. Pour cela nous exploitons la théorie de Blok [4], [5] qui met en relation une source surfacique de chaleur d’intensité Q parcourant de façon stationnaire à la vitesse V un demi-espace infini, et la température T des points de la surface couverte par cette source de chaleur :

$$Q = \sqrt{\frac{\pi k \rho C V T}{d}} \quad (3)$$

Tableau 2
Caractéristiques des nuances de l'acier 42CrMo4 [7]

	$20^{\circ}\text{C} < T < 800^{\circ}\text{C}$	$800^{\circ}\text{C} < T < 1300^{\circ}\text{C}$
k ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	$48,038 - 8,982 \times 10^{-3}T$ $-4,785 \times 10^{-5}T^2 + 3,0611 \times 10^{-8}T^3$	$-3 \times 10^{-18}T^2$ $+0,0139T + 14,304$
C ($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	$500,27 - 7,3488 \times 10^{-2}T$ $+3,686 \times 10^{-4}T^2$	$5 \times 10^{-5}T^2$ $-0,1641T + 779,67$
ρ ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	7690	7690

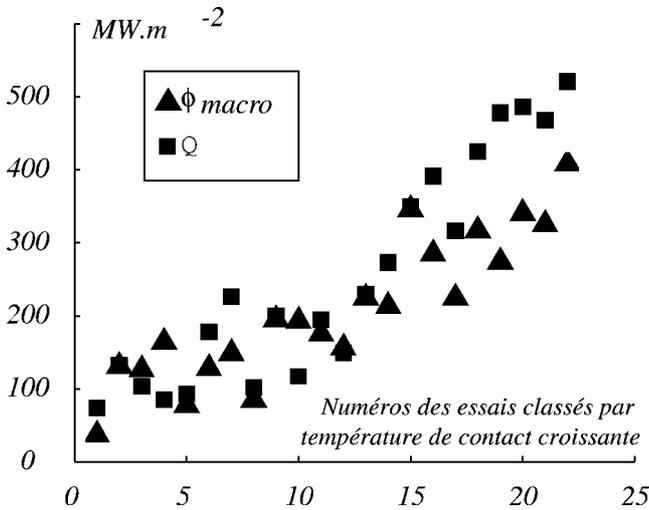


Fig. 9. Comparaison, pour les essais de frottement avec la nuance d'acier V2000, des puissances dissipées par frottement, et des flux de chaleur mobiles associés aux températures mesurées.

Fig. 9. For V2000 steel form, comparisons between power dissipated by friction and moving heat flow in function of the temperatures measured.

Cette relation est adaptée aux sources de chaleur se déplaçant rapidement, c'est-à-dire telles que le nombre de Peclet P_e vérifie :

$$P_e = \frac{\rho C V d}{4k} > 5 \quad (4)$$

La masse d'acier liée à la piste de frottement étant importante on peut supposer que la piste de frottement correspond au bord d'un milieu infini. Le nombre de Peclet calculé pour chaque essai vérifie la condition de l'Éq. (4). Nous pouvons donc considérer que la température de contact a pour origine la présence d'un flux de chaleur mobile Q reçu par le disque d'acier. En tenant compte de l'influence de la température sur les propriétés thermiques de l'acier (Tableau 2), il est possible de calculer ce flux de chaleur mobile Q .

A priori la dissipation mécanique issue du frottement se transforme en deux flux de chaleur, l'un du troisième corps vers le pion et l'autre du troisième corps vers le support de la piste de frottement. Il est généralement admis que le flux de chaleur dû à la conduction entre le pion et la piste est négligeable devant les flux de chaleur dus à la dissipation mécanique. Il reste donc à définir quelle est la part de la puissance dissipée qui se transforme en flux de chaleur vers

le support de la piste de frottement. Ceci revient à définir un coefficient de partage. Si l'on suppose que quasiment toute l'énergie dissipée par frottement est transformée en flux de chaleur vers le disque, alors Q doit être du même ordre de grandeur que ϕ_{macro} , la puissance dissipée par frottement, Éq. (5).

$$\phi_{\text{macro}} = \mu_{\text{macro}} P_{\text{macro}} V \quad (5)$$

On constate (Fig. 9) que le flux de chaleur mobile associé à la température obtenue lors des essais de frottement est du même ordre de grandeur que la chaleur générée par frottement selon le modèle macroscopique identifié. Donc le modèle macroscopique du frottement est thermiquement cohérent.

5. Identification d'un modèle de frottement à l'échelle mésoscopique

L'enjeu de la modélisation mésoscopique est de ne pas inclure dans le modèle de frottement la modélisation des transformations viscoplastiques observées sous la piste de frottement, dans une zone composée uniquement d'acier (zone C, Fig. 4). Ceci est justifié par le fait que la description de la viscoplasticité dans l'acier relève de l'étude de la relation de comportement de ce matériau, même si les déformations observées lors des essais de frottement sont très grandes. Ainsi, la profondeur de matière du côté du disque, dont le comportement est modélisé par un comportement d'interface, doit être définie pour ne pas inclure de la matière clairement identifiée comme étant de l'acier, ou ayant le comportement de celui-ci. Nous constatons qu'il faut considérer que l'épaisseur modélisée par l'interface est de l'ordre de 0,01 mm (Fig. 4). Le taux de cisaillement dans cette interface est lié à une vitesse de glissement mésoscopique V_{meso} (Fig. 10). Il est raisonnable de penser que l'écoulement viscoplastique de l'acier influence de façon importante la vitesse de glissement mésoscopique.

La loi de frottement de Coulomb est élargie à une approche locale par le principe d'Amontons [6], pour lequel en tout point de contact, la contrainte de cisaillement τ_{meso} est proportionnelle à la pression P_{meso} : $\tau_{\text{meso}} = \mu_{\text{meso}} P_{\text{meso}}$. Ce modèle introduit un coefficient de frottement mésoscopique μ_{meso} , qui dépend des conditions locales de frottement.

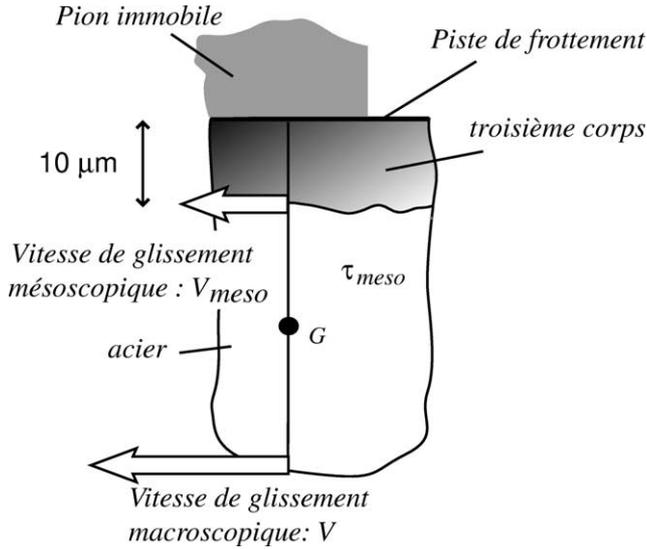


Fig. 10. Schéma pour la définition de V_{meso} , dans le plan Π .

Fig. 10. Plan Π , définition of V_{meso} .

L'identification du modèle mésoscopique nécessite a priori la résolution d'un problème de mécanique des solides pour tenir compte de la viscoplasticité de l'acier qui supporte l'interface. L'importance des déformations plastiques de l'acier, l'évolution de la zone de contact et les couplages thermomécaniques rendent le problème de mécanique à étudier aussi difficile que le problème de mécanique associé à l'étude mésoscopique de la formation d'un copeau. Avant de résoudre un problème inverse associé à un problème de mécanique des plus difficiles, il est nécessaire d'estimer l'importance d'un certain nombre d'hypothèses relatives à la définition du problème. Les hypothèses à valider portent sur le rôle de la viscosité de la pièce, sur l'importance des phénomènes d'inertie, et l'importance du rôle de la température. Pour cela nous proposons de faire une ébauche d'identification du modèle mésoscopique en tenant compte des phénomènes cités ci-dessus. Pour simplifier le problème de mécanique nous supposons que :

- les accélérations de la matière sont significatives uniquement dans la direction de la vitesse de glissement,
- la vitesse de glissement mésoscopique et la pression de contact sont uniformes sur la surface de contact réelle (pour résoudre analytiquement le problème de mécanique),
- la température est uniforme dans le domaine mésoscopique étudié,
- la puissance dissipée à l'interface à l'échelle mésoscopique ϕ_{meso} est égale à la puissance dissipée à l'interface à l'échelle macroscopique ϕ_{macro} ,
- l'acier subit une sollicitation de cisaillement simple, avec des déformations élastiques négligeables,
- les déformations sont planes,
- la contrainte de cisaillement τ_{meso} est uniforme dans la zone C.

Tableau 3

Coefficients du modèle de comportement de Johnson Cook pour les nuances de l'acier 42CrMo4 [8]

T_{fus} (K)	A (MPa)	B (MPa)	n	c	m
1793	560	762	0,256	0,019	0,660

Grâce à ces hypothèses la pression de contact est égale à la pression macroscopique de contact et la validation thermique du modèle est préservée. Dans cette approche, l'une des principales inconnues est la vitesse de glissement mésoscopique car la puissance dissipée à l'interface à l'échelle mésoscopique a pour expression :

$$\phi_{\text{meso}} = \mu_{\text{meso}} P_{\text{macro}} V_{\text{meso}} \quad (6)$$

Les mesures de déformation de cisaillement ne permettent pas de définir directement V_{meso} , car pour cela il faut avoir une estimation du taux de cisaillement de l'acier $\dot{\gamma}$. En supposant que le taux de cisaillement est continu dans la zone C, il existe un point G dans cette zone (Fig. 10) à une profondeur h tel que (Théorème des accroissements finis) :

$$V_{\text{meso}} = V - h\dot{\gamma} \quad (7)$$

Si le taux de cisaillement, la déformation plastique cumulée ainsi que la température sont donnés, alors la relation de comportement de l'acier fournit une valeur de la contrainte de cisaillement. Or cette valeur doit être cohérente avec celle fournie par le modèle de frottement. Il est donc nécessaire de tenir compte de cette cohérence pour en déduire le taux de cisaillement puis la vitesse V_{meso} . La contrainte d'écoulement viscoplastique de l'acier est modélisée par une loi de Johnson Cook [9], qui a pour expression :

$$\sigma_{\text{eq}} = \left(A + B \varepsilon_{\text{eq}}^n \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_{\text{amb}}}{T_{\text{fus}} - T_{\text{amb}}} \right)^m \right) \times \left(1 + c \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{\text{eq}}}{0.001} \right) \right) \quad (8)$$

avec : A , B , T_{fus} , n , c , m caractéristiques du matériau. Elles sont données dans le Tableau 3. T_{amb} est la température ambiante. σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Misès.

Pour notre étude, la contrainte équivalente de Von Misès est donnée par la relation suivante :

$$\sigma_{\text{eq}} = \sqrt{3} |\tau_{\text{meso}}|$$

Il faut donc trouver $\dot{\gamma}$ tel que :

$$\left(1 + c \ln \left(\frac{\sqrt{\frac{1}{3}} \dot{\gamma}}{0.001} \right) \right) (V - h\dot{\gamma}) = \sqrt{3} \mu_{\text{macro}} P_{\text{macro}} V (A + B \varepsilon_{\text{eq}}^n)^{-1} \times \left(1 - \left(\frac{T - T_{\text{amb}}}{T_{\text{fus}} - T_{\text{amb}}} \right)^m \right)^{-1} \quad (9)$$

avec $0.001\sqrt{3} < \dot{\gamma} < \frac{V}{h}$.

C'est un problème inverse non linéaire dont on cherche une solution numérique. La résolution de ce problème est

Tableau 4
Résultats de l'analyse mésoscopique

Essai	P (MPa)	T (°C)	V (m·min ⁻¹)	h (µm)	γ	$\dot{\gamma}$ (s ⁻¹)	μ_{macro}	μ_{meso}
SF21	908	503	42	80,7	1,41	4 698	0,30	0,62
SF35	267	935	170	89,8	0,16	23 585	0,36	0,99
SF27	634	966	216	80,7	0,67	26 105	0,18	0,42

réalisée pour chaque point de mesure de γ . La solution du problème inverse permet d'obtenir la valeur du coefficient de frottement mésoscopique :

$$\mu_{\text{meso}} = \mu_{\text{macro}} \frac{V}{V - h\dot{\gamma}} \quad (10)$$

Le rapport $\frac{V}{V - h\dot{\gamma}}$ caractérise l'accommodation de la vitesse de glissement [11] obtenue par l'écoulement viscoplastique de l'acier. Ce phénomène d'accommodation fait que le coefficient μ_{macro} sous-estime les contraintes de cisaillement à l'échelle mésoscopique sous la piste de frottement, dans l'acier. Ainsi, utiliser une valeur de coefficient de frottement macroscopique dans le cadre d'une simulation mésoscopique peut fortement atténuer le niveau calculé des déformations viscoplastiques de l'acier. On constate qu'une variation de la profondeur h du point G (Fig. 10) n'a pas d'influence significative sur la valeur de μ_{meso} . Les valeurs de μ_{meso} pour les 3 essais exploités de la nuance V2000 sont reportées dans le Tableau 4.

Dans le cas où l'essai de frottement conduit à la formation d'une CTS, ce troisième corps va accommoder en majeure partie la vitesse du mouvement relatif [10]. Les déformations observées dans la couche d'acier située sous l'interface vont donc être plus faibles, donc l'écart entre μ_{macro} et μ_{meso} le sera aussi. Pour l'essai SF27, la présence d'une couche de transfert sélective conduit à une valeur de μ_{meso} plus faible que celles obtenues avec les deux autres essais, sans présence de cette couche de transfert.

Pour évaluer l'importance des effets d'inertie nous proposons de définir une longueur caractéristique associée à l'équation locale suivante du principe fondamental de la dynamique :

$$\text{div} \underline{\underline{\sigma}} = \rho \underline{\underline{\ddot{u}}} \quad (11)$$

Du fait de la méthode d'identification proposée, la condition locale d'équilibre projeté sur l'axe parallèle à la vitesse de glissement n'est pas vérifiée dans le domaine mésoscopique étudié. Par ailleurs, le rapport entre la déformation de cisaillement et le taux de cisaillement permet d'obtenir un temps t caractéristique de la durée de l'essai :

$$t_{\gamma} = \frac{\gamma}{\dot{\gamma}} \quad (12)$$

En ayant ce temps caractéristique, nous pouvons en déduire une longueur L_d qui caractérise à la fois l'épaisseur de matière jouant un rôle dans la dynamique du système et la distance sur laquelle l'accommodation des vitesses est faite.

En isolant une tranche de profondeur L_d et en supposant que la distance nécessaire à l'accommodation des vitesses est donnée par l'accélération $\frac{L_d}{t_{\gamma}^2}$, on obtient :

$$\frac{|\tau_{\text{meso}}| - |\tau_{\text{macro}}|}{L_d} = \rho \frac{L_d}{t_{\gamma}^2} \quad (13)$$

où τ_{macro} est la contrainte de cisaillement sur l'interface macroscopique du côté de l'outil :

$$\tau_{\text{macro}} = \mu_{\text{macro}} P_{\text{macro}} \quad (14)$$

Pour l'essai SF35, nous obtenons une longueur caractéristique L_d de 980 µm. Cette longueur est largement supérieure à l'épaisseur de la zone visiblement affectée par le frottement. Il est donc légitime de considérer que les conditions d'équilibre ne sont pas forcément respectées à l'échelle mésoscopique.

6. Conclusion

Nous avons mis en œuvre un dispositif expérimental pour étudier le frottement entre l'outil et la pièce ou l'outil et le copeau. Le niveau des températures obtenues pendant les essais, celui des vitesses de glissement, de la pression de contact, du taux d'usure, des déformations plastiques observées par micrographie, montrent que les conditions de frottement réalisées lors des essais sont comparables à celles obtenues lors d'opérations de coupe. Un modèle de frottement macroscopique est proposé. Bien qu'intéressant d'un point de vue thermique, il n'est pas exploitable pour un modèle mésoscopique de l'usure de l'outil et de la formation du copeau lors de la coupe. En effet, ce dernier type de modèle ne permet pas de prévoir les déformations plastiques de l'acier sous l'interface outil-pièce. Or les conditions expérimentales de frottement sont suffisamment sévères pour provoquer l'écoulement viscoplastique d'un domaine constitué uniquement d'acier. Il est donc nécessaire de dissocier cet écoulement viscoplastique des transformations subies dans l'interface, pour identifier un modèle mésoscopique de frottement.

A l'aide d'une identification simplifiée de ce modèle, bâtie sur un bilan d'énergie, nous constatons que la température joue un rôle par le biais de l'écoulement viscoplastique de l'acier qui supporte l'interface et que les phénomènes d'inertie mis en jeu ont une longueur caractéristique supérieure à celle de l'échelle mésoscopique. Pour une identification plus fine, il est donc nécessaire : de disposer d'un

Annexe A. Résultats expérimentaux

Essai	nuance	V (m·min ⁻¹)	T (°C)	μ_{macro}	F_n (N)	P_{macro} (MPa)	Usure (mg·min ⁻¹)
SVAF11	SVA	42	221	0,35	111	241	0,025
SVAF6	SVA	86	312	0,38	208	251	0,0015
SVAF13	SVA	170	387	0,31	151	189	0,001
SVAF5	SVA	86	341	0,36	243	337	0,002
SVAF15	SVA	216	554	0,27	211	253	0,002
SVAF7	SVA	135	320	0,31	224	468	0,003
SVAF8	SVA	135	637	0,40	399	391	0,0035
UF58	U	42	350	0,47	281	447	0,002
UF50	U	86	245	0,33	213	344	0,04
UF54	U	135	420	0,27	399	387	0,05
UF48	U	86	388	0,31	340	586	
UF55	U	135	544	0,25	814	636	0,05
UF41	U	42	430	0,55	232	1 105	0,002
UF52	U	86	697	0,35	807	1 613	0,09
SF16	V2000	42	262	0,33	116	161	0,0065
SF17	V2000	42	338	0,39	201	282	
SF20	V2000	42	423	0,31	792	387	
SF28	V2000	86	287	0,34	121	263	0,004
SF12	V2000	135	391	0,28	215	203	0,004
SF11	V2000	135	271	0,36	61	161	0,005
SF22	V2000	216	416	0,39	99	108	0,009
SF43	V2000	42	649	0,31	798	732	
SF41	V2000	42	325	0,33	403	720	0,004
SF29	V2000	86	539	0,34	246	362	0,0035
SF21	V2000	42	503	0,31	993	908	
SF33	V2000	170	424	0,37	104	186	0,01
SF31	V2000	86	830	0,28	815	537	
SF30	V2000	86	682	0,32	433	498	0,005
SF32	V2000	86	911	0,24	1 003	665	
SF35	V2000	170	935	0,36	353	267	0,01
SF14	V2000	135	884	0,23	1 003	563	
SF13	V2000	135	912	0,21	828	687	
SF36	V2000	170	961	0,21	796	550	
SF26	V2000	216	945	0,18	805	517	
SF42	V2000	135	880	0,27	998	569	0,01
SF27	V2000	216	966	0,18	1 007	634	0,02

modèle de comportement de l'acier, d'effectuer une analyse dynamique en régime établi et de tenir compte des couplages thermo-mécaniques. On retrouve donc l'ensemble des difficultés rencontrées lors de la simulation de la coupe, mise à part la séparation de la matière.

Par ailleurs, pour la simulation de la coupe, le modèle mésoscopique devrait permettre d'utiliser des éléments finis de petite taille pour bien décrire les gradients de déplacements et de températures à proximité des zones de contact outil-pièce et outils-copeau. La cohérence entre le modèle éléments finis et le modèle de frottement mésoscopique serait assurée sous réserve d'utiliser des éléments finis dont la taille est supérieure à l'épaisseur de matière modélisée par l'interface, soit 0.01 mm.

Références

- [1] M. Olsson, S. Söderberg, S. Jacobson, S. Hogmark, *Int. J. Mach. Tools Manufact.* 29 (3) (1989) 377–390.
- [2] P. Joyot, Modélisation numérique et expérimentale de l'enlèvement de matière : application à la coupe orthogonale, Thèse de l'université de Bordeaux, spécialité mécanique, 1994.
- [3] Y. Wang, T. Lei, J. Liu, Tribometallographic behavior of high carbon steels in dry sliding. III. Dynamic microstructural changes and wear, *Wear* 231 (1999) 20–37.
- [4] C.M.McC. Ettles, The thermal control of friction at high sliding speeds, *Journal of Tribology* 108 (Jan. 1986) 98–108.
- [5] X. Tian, F.E. Kennedy Jr., Maximum and average flash temperatures in sliding contacts, *Journal of Tribology* 116 (Jan. 1994) 167–174.
- [6] G. Zambelli, L. Vincent, *Matériaux et contacts : une approche tribologique*, Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, 1998, Lausanne.
- [7] G. Bittès, Contribution à la connaissance des mécanismes fondamentaux liés à l'usinabilité des aciers de construction mécanique, Thèse de l'Université de Toulon, 1993.
- [8] V. Grolleau, Approche de la validation expérimentale des simulations numériques de la coupe avec prise en compte des phénomènes locaux à l'arête de l'outil, Thèse de l'école doctorale sciences pour l'ingénieur de Nantes, 1996.
- [9] G.R. Johnson, W.H. Cook, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures, in: 7th International Symposium on Ballistics, The Hague, 1983, pp. 541–547.
- [10] S.V. Subramanian, H.O. Gekonde, X. Zhang, J. Gao, Inclusion engineering of steels for high speed machining, *CIM Bulletin* 91 (1021) (Jun. 1998) 107–115.
- [11] Y. Berthier, Experimental evidence for friction and wear modelling, *Wear* 139 (1990) 77–92.