



HAL
open science

Étude du frottement et de l'usure d'acier à outils de travail à chaud

Olivier Barrau

► **To cite this version:**

Olivier Barrau. Étude du frottement et de l'usure d'acier à outils de travail à chaud. Matériaux. Institut National Polytechnique (Toulouse), 2004. Français. NNT : 2004INPT053H . tel-04628162

HAL Id: tel-04628162

<https://ut3-toulouseinp.hal.science/tel-04628162>

Submitted on 28 Jun 2024

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.

N° d'ordre :

THÈSE

Présentée pour obtenir le titre de

Docteur de l'Institut National Polytechnique de Toulouse

Spécialité Sciences et Génie des Matériaux

Par

Olivier BARRAU

ÉTUDE DU FROTTEMENT ET DE L'USURE D'ACIER À OUTILS DE TRAVAIL À CHAUD

Soutenue le 14 décembre 2004 devant le jury composé de :

Président :	Pierre LAGARRIGUE, professeur, UPS Toulouse
Rapporteurs :	Caroline RICHARD, maître de conférence H.D.R., UT Compiègne Laurent BAILLET, maître de conférence H.D.R., INSA Lyon
Examineurs :	René GRAS, professeur, ISMCM St Ouen Farhad REZAI-ARIA, professeur, EM Albi-Carmaux Christine BOHER, maître de conférence, EM Albi-Carmaux
Invité :	Christian DUMONT, docteur-ingénieur, Aubert & Duval

Remerciements

Ce mémoire concrétise trois années de thèse effectuée au Centre de Recherche sur les Outillages, les Matériaux et les Procédés (CROMeP) de l'école des Mines d'Albi-Carmaux. Je tiens tout d'abord à remercier Christophe LEVAILLANT et Gérard BERNHART directeurs successifs du CROMeP pour m'avoir accueilli dans leur laboratoire.

Je remercie particulièrement et chaleureusement Christine BOHER qui a assuré l'encadrement de ma thèse au quotidien. Je tiens à lui exprimer toute ma reconnaissance pour sa disponibilité et la confiance qu'elle a su me témoigner.

J'exprime toute ma gratitude à Farhad RÉZAI-ARIA qui a également dirigé ce travail de recherche avec implication. Je le remercie d'avoir su partager son expérience et sa passion notamment dans le domaine de la fatigue.

Je remercie vivement Monsieur René GRAS pour avoir accepté d'être directeur de thèse ainsi que pour m'avoir aidé dans ma réflexion en m'accueillant dans son laboratoire de tribologie de l'ISMCM à St Ouen.

Je remercie également Monsieur Pierre LAGUARRIGUE de l'Université Paul Sabatier de Toulouse, pour m'avoir fait l'honneur d'être le président du jury, ainsi que Caroline RICHARD de l'Université Technologique de Compiègne et Laurent BAILLET de l'INSA de Lyon pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail et pour avoir accepté de l'examiner en tant que rapporteurs.

Je remercie Christian DUMONT pour avoir donné son sentiment sur l'apport de ce travail vis-à-vis des préoccupations industrielles et la société Aubert & Duval Holding pour avoir fourni la matière première de cette étude.

Ce travail doit beaucoup aux personnes de l'équipe technique pour qui j'ai la plus grande estime, notamment Serge TOVAR et Fabrice ROSSI qui m'ont été d'une aide précieuse respectivement pour les observations métallographiques et les essais mécaniques.

Finalement, je tiens à remercier tous ceux qui ont contribué à rendre si agréable mon séjour au CROMeP.

Bon courage pour la lecture...

Introduction	1
Chapitre A. Contexte de l'étude	5
I. Généralités frottement, usure et oxydes	7
I.1 La tribologie	7
I.2 Les surfaces	8
I.3 Le concept de troisième corps	10
I.4 Mécanismes de dégradation des surfaces	12
I.5 Comportement tribologique des oxydes de fer	14
II. Le forgeage	17
II.1 Classification et caractéristiques des procédés de forgeage	17
II.1.1 Les pilons	18
II.1.2 Les presses hydrauliques	19
II.1.3 Les presses mécaniques	19
II.1.4 Les presses à vis	20
II.2 Les dégradations sur les matrices de forgeage à chaud	21
II.2.1 Endommagement par fatigue thermique	22
II.2.2 Endommagement par fatigue mécanique	23
II.2.3 Endommagement par déformation plastique	24
II.2.4 Endommagement par usure abrasive	25
II.2.5 Endommagement par formation de couches de « transfert »	26
II.3 Conclusion	27
III. Le matériau X38CrMoV5	28
III.1 Les aciers à outils pour travail à chaud	28
III.2 Composition chimique	29
III.3 Les traitements thermiques	29
III.4 Microstructure	31
III.5 Nitruration	32
III.6 Oxydation	34
III.7 Effet de la température et adoucissement	36
III.8 Comportement en fatigue	36
IV. Approches quantitatives de l'usure	40
IV.1 Lois génériques	40
IV.1.1 Classement des modèles d'usure	40
IV.1.2 Approche globale de l'usure	41
IV.1.3 Approche énergétique	43
IV.1.4 Approche analytique	46
IV.1.5 Approche basée sur la fatigue	49
IV.2 Les modèles d'usure utilisés en forgeage	52
IV.2.1 Approches basées sur le modèle d'Archard	52
IV.2.1.1 Modèle d'Archard basé sur l'indentification des flux thermiques	52
IV.2.1.2 Modèle d'Archard basé sur l'adoucissement	53
IV.2.2 Approche basée sur une loi empirique	55
V. Conclusion	57

Chapitre B. Moyen d'essai et résultats expérimentaux _____ **59**

I. Moyen d'essai _____	62
I.1 Description du tribomètre pion sur disque du CROMeP _____	62
I.1.1 Procédure d'essai _____	65
I.1.2 Étalonnage _____	65
I.2 Géométries et compositions chimiques des éprouvettes _____	65
I.2.1 Le disque _____	65
I.2.2 Le pion hémisphérique _____	67
I.2.3 Le pion issu du banc de fatigue thermique du CROMeP _____	69
I.2.3.1 Présentation banc de fatigue thermique du CROMeP _____	69
I.2.3.2 Éprouvettes du banc de fatigue thermique _____	70
I.2.4 Le pion issu du banc d'indentation cyclique du CEMEF _____	72
I.2.4.1 Présentation du banc d'indentations cycliques à chaud du CEMEF _____	72
I.2.4.2 Éprouvettes du banc d'indentations cycliques à chaud _____	73
II. Résultats tribologiques _____	75
II.1 Influence de la température d'essai _____	75
II.1.1 Courbes de frottement en fonction de la température _____	75
II.1.2 Observation des faciès des dégradations des pions _____	78
II.1.2.1 Surface _____	78
II.1.2.2 Observations en coupe _____	80
II.1.3 Évolution de la dureté _____	83
II.2 Influence de la nitruration _____	84
II.2.1 Courbes de frottement en fonction de la température _____	85
II.2.2 Observation des dégradations _____	85
II.3 Évaluation des températures de contact _____	87
II.4 Influence de la géométrie des pions _____	90
II.4.1 Essais sur les éprouvettes de fatigue thermique _____	90
II.4.2 Essais sur les pions plans _____	93
II.5 Discussion _____	99

Chapitre C. Validation des hypothèses _____ **103**

I. Rappel des hypothèses et cycle d'endommagement _____	105
II. Théorie de la délamination _____	107
II.1 Usure par délamination selon Suh _____	107
II.2 Cycle d'endommagement _____	108
II.3 Géométrie des débris et fissures _____	109
II.4 Aspérités et déformation _____	111
III. Cycle de sollicitation et du cumul de déformation _____	113
III.1 Cycle de sollicitations _____	113
III.2 Essais mécaniques complémentaires _____	116
III.2.1 Essais de traction à chaud _____	116
III.2.2 Essais de torsion à chaud _____	118
III.3 Essais tribologiques complémentaires _____	119
III.3.1 Essais à charge variable _____	119
III.3.1.1 Coefficient de frottement et déformation plastique _____	120
III.3.1.2 Usure _____	121

III.3.2	Essais interrompus	122
III.3.2.1	Courbes de frottement	123
III.3.2.2	Déformation plastique et micrographies en coupe	124
III.3.2.3	Usure	126
III.3.2.4	Taux de déformation	128
IV.	Conclusion	130
Chapitre D.	Modèle d'usure	131
I.	Définition du critère de rupture	133
I.1	Réarrangements des dislocations dans les couches déformées	133
I.2	Choix d'un critère de rupture	134
II.	Construction du modèle	136
II.1	Modèle d'usure par effet rochet	136
II.2	Identification des variables	137
II.2.1	La perte de côte	137
II.2.2	Le cycle de déformation	137
II.2.3	L'incrément de déformation plastique par cycle	138
II.2.4	L'épaisseur enlevée	139
III.	Modélisation du frottement par éléments finis	143
III.1	Critères de validation du modèle numérique	143
III.2	Validation du modèle numérique en statique et élastique	144
III.3	Modèles numériques et frottement	145
III.4	Paramètres influant sur le modèle numérique	147
III.4.1	Géométrie globale et maillage du modèle	147
III.4.2	Paramètres de gestion du contact	148
III.5	Modèle numérique final répondant à l'expérimentation	150
IV.	Mise en œuvre du modèle d'usure	153
V.	Conclusion	156
	Conclusion & perspectives	159
	Références bibliographiques	163
	Annexes	173

INTRODUCTION

Le frottement d'un matériau est un processus complexe, étroitement lié aux facteurs mécaniques, thermiques et physico-chimiques. Le frottement est avant tout un problème d'interface, car mis à part quelques cas spéciaux, le frottement dépendra beaucoup plus des propriétés des couches superficielles que des propriétés volumiques du corps considéré.

« Dieu a fait les solides mais les surfaces sont l'oeuvre du Diable... »

W. Pauli

L'aspect tribologique dans la mise en forme revêt une importance particulière. Dans le cas de la mise en forme à chaud, l'usure est en général la conséquence d'une part, du glissement relatif entre le matériau et l'outil, et d'autre part, du rôle joué par les oxydes. Un certain nombre d'auteurs ont porté leur attention sur ce phénomène et montré que ces systèmes sont complexes dans la mesure où les surfaces en contact évoluent continuellement en fonction du temps. De plus, il y a des effets thermiques dans la mesure où une dissipation d'énergie thermique va intervenir : certains phénomènes élémentaires comme notamment l'oxydation, sont activés thermiquement.

Malgré la complexité de la réalité du système tribologique en mise en forme à chaud (un grand nombre de paramètres liés à la température), le frottement est schématisé par une loi exprimant la cission en fonction d'une variable, contrainte normale (loi de Coulomb), contrainte d'écoulement du produit (loi de Tresca), vitesse de glissement (loi de Norton), ou d'une combinaison de celles-ci.

À cette échelle, il faut prendre en compte la nature de la surface des matériaux en contact et le troisième corps, lubrifiant ou autre. En mise en forme, le renouvellement incessant du produit gêne grandement la formation de ce troisième corps et donne une importance toute particulière aux cinétiques des réactions tribo-chimiques et des transferts de matière. Il en résulte un accroissement des risques d'usure abrasive des outils. D'où le succès spectaculaire dans ce domaine des revêtements très durs pour outillages (nituration), revêtements dont il faut prévoir l'adhérence et la longévité lorsqu'ils sont soumis aux divers types d'usure.

Un contact outil/produit en mise en forme des métaux se caractérise par les particularités suivantes :

- c'est souvent un contact à très haute pression (jusqu'à 3.3 GPa) et à dissymétrie mécanique très marquée (comportement élastique du côté de l'outil, plastique ou viscoplastique de l'autre). De plus, l'un des corps s'écoule le long de l'autre.
- il existe un très fort couplage volume/surface.
- il existe des flux thermiques importants aux interfaces, en particulier en formage à chaud dans lequel l'outil est typiquement entre 20°C et 200°C tandis que le produit est à 1000°C.
- les géométries peuvent être complexes et instationnaires (forge, emboutissage).
- il se produit un accroissement de la surface du produit avec apparition de surfaces atomiquement propres et donc très réactives dans le contact même.

Une opération de mise en forme réunit simultanément plusieurs de ces conditions. C'est pourquoi la maîtrise du frottement est souvent la clé de la rentabilité d'un procédé de mise en forme. D'où l'intérêt de la tribologie pour la mise en forme.

En forgeage à chaud, sous les sollicitations thermiques et mécaniques, les aciers à outils perdent leurs caractéristiques mécaniques initiales sous forme d'adoucissement, souvent présenté comme la

chute de dureté initiale. L'abaissement des caractéristiques mécaniques conduit à l'augmentation de la déformation plastique par un cumul infinitésimal à chaque cycle de sollicitations. Par des mécanismes complexes de fatigue-fluage et d'évolution de la microstructure (annihilation des dislocations, grossissement des carbures,...) sous ces sollicitations, la surface et la sous surface de contact des outillages s'endommagent. La compréhension de l'évolution du comportement des surfaces et des sous surfaces est donc importante pour la prédiction de la durée de vie des outillages et pour assurer la géométrie et les côtes de la pièce tout au long de la production.

D'une façon générale, l'usure peut être considérée comme associant des mécanismes de rupture (cisaillement de jonctions, fatigue,...) à des phénomènes interactifs tels que les effets thermiques, des phénomènes volumiques (déformations plastiques, changement de phase, diffusion) et naturellement des effets de surface (réaction, adsorption, ségrégation...). De nombreuses classifications d'usure existent depuis longtemps et plusieurs types sont reconnus : adhésion, délamination, abrasion, érosion, usure par petits débattements (fretting), par impact, par corrosion et par oxydation, par diffusion... Il faut toutefois reconnaître que la détermination des mécanismes de base est difficile à cerner en raison de la complexité des phénomènes rencontrés en pratique. D'une manière générale, les modes de dégradations par usure peuvent être considérés comme la résultante de trois mécanismes de base incluant l'adhésion, l'abrasion et la délamination. Dans tous les cas, les modes de dégradation conduisent à l'émission de particules.

L'objectif de ce travail est d'identifier les mécanismes d'usure du X38CrMoV5 à chaud. Une fois les mécanismes identifiés, nous devons arriver à évaluer cet endommagement à travers un modèle d'usure.

Ce travail constitue le premier travail de thèse au laboratoire CROMeP sur l'étude du X38CrMoV5 en frottement.

Le premier chapitre, bibliographique, s'articule autour de quatre points : un rappel des concepts tribologiques et du comportement en frottement des oxydes de fer, puis quelques informations sur le forgeage industriel en insistant sur les modes de dégradations des outils, suivi d'une présentation complète de l'acier à outils étudié. Pour finir cette étude bibliographique, nous avons présenté divers modèles d'usure dont certains sont utilisés dans le cadre du forgeage à chaud.

Le second chapitre se divise en deux parties distinctes. Une première partie présente les caractéristiques du tribomètre à chaud du CROMeP et des différents antagonistes utilisés dans notre étude. La seconde partie de ce chapitre traite des résultats obtenus sur l'étude tribologique du X38CrMoV5 à chaud. Ces essais cherchent à caractériser l'influence sur le frottement de la dureté initiale de l'acier, du traitement de nitruration et de l'interaction du frottement sur des pions pré fissurés par fatigue thermique. Les observations des dégradations permettront d'identifier les mécanismes intervenants dans la dégradation en frottement du X38CrMoV5.

À partir des résultats expérimentaux obtenus, nous développerons dans le troisième chapitre un modèle d'endommagement du X38CrMoV5 vierge. Le modèle d'endommagement décrit se base sur l'évolution de la déformation plastique dans les zones de contact. Cette modélisation ne s'intéresse qu'à l'endommagement du pion car les mécanismes qui pilotent l'usure sont différents

sur le disque. L'objectif de cette partie est de valider les hypothèses qui nous permettront d'arriver à la construction d'un modèle d'usure. Cette validation des hypothèses sera faite en confrontant nos résultats à la bibliographie mais aussi à partir d'essais complémentaires à la fois tribologiques et mécaniques (traction et torsion à chaud).

Le dernier chapitre traite de la construction et de la mise en œuvre du modèle d'usure. La construction du modèle d'usure nécessite d'accéder à certains paramètres difficilement accessibles expérimentalement. Nous aurons donc recours dans cette partie à l'utilisation d'un code de calcul permettant la simulation numérique du contact. Les résultats obtenus permettront d'alimenter la modélisation de la dégradation. Nous validerons ensuite le modèle à partir des résultats expérimentaux obtenus dans les chapitres précédents.

« Celui dont le pied glisse montre le chemin à beaucoup. »
Proverbe Turc

Chapitre A. CONTEXTE DE L'ÉTUDE

Chapitre A. Contexte de l'étude	5
I. Généralités frottement, usure et oxydes	7
I.1 La tribologie	7
I.2 Les surfaces	8
I.3 Le concept de troisième corps	10
I.4 Mécanismes de dégradation des surfaces	12
I.5 Comportement tribologique des oxydes de fer	14
II. Le forgeage	17
II.1 Classification et caractéristiques des procédés de forgeage	17
II.1.1 Les pilons	18
II.1.2 Les presses hydrauliques	19
II.1.3 Les presses mécaniques	19
II.1.4 Les presses à vis	20
II.2 Les dégradations sur les matrices de forgeage à chaud	21
II.2.1 Endommagement par fatigue thermique	22
II.2.2 Endommagement par fatigue mécanique	23
II.2.3 Endommagement par déformation plastique	24
II.2.4 Endommagement par usure abrasive	25
II.2.5 Endommagement par formation de couches de « transfert »	26
II.3 Conclusion	27
III. Le matériau X38CrMoV5	28
III.1 Les aciers à outils pour travail à chaud	28
III.2 Composition chimique	29
III.3 Les traitements thermiques	29
III.4 Microstructure	31
III.5 Nituration	32
III.6 Oxydation	34
III.7 Effet de la température et adoucissement	36
III.8 Comportement en fatigue	36
IV. Approches quantitatives de l'usure	40
IV.1 Lois génériques	40
IV.1.1 Classement des modèles d'usure	40
IV.1.2 Approche globale de l'usure	41
IV.1.3 Approche énergétique	43
IV.1.4 Approche analytique	46
IV.1.5 Approche basée sur la fatigue	49
IV.2 Les modèles d'usure utilisés en forgeage	52
IV.2.1 Approches basées sur le modèle d'Archard	52
IV.2.1.1 Modèle d'Archard basé sur l'indentification des flux thermiques	52
IV.2.1.2 Modèle d'Archard basé sur l'adoucissement	53
IV.2.2 Approche basée sur une loi empirique	55
V. Conclusion	57

Après une présentation de la tribologie et des éléments constituant un système tribologique, nous décrirons les différents procédés de forgeage en insistant plus particulièrement sur les dégradations des outils. Nous présenterons ensuite l'acier à outil pour travail à chaud X38CrMoV5, matière première de cette étude.

La dernière partie de ce chapitre sera consacrée aux modèles d'usure existants. Les modèles présentés ont été choisis pour la diversité des approches qu'ils proposent. Rappelons toutefois, que la majorité des modèles existants se basent en général sur la loi du modèle d'Archard. Nous évoquerons pour finir quelques modèles d'usure utilisés dans le cadre du forgeage à chaud.

I. Généralités frottement, usure et oxydes

I.1 La tribologie

Un système tribologique se définit comme un système mécanique, formé de deux matériaux antagonistes en contact, animés de mouvements relatifs. Ces deux solides évoluent dans un milieu ambiant et peuvent être séparés par un film intercalaire appelé troisième corps. Sur le plan tribologique, le troisième corps [ZAMB98] est un opérateur qui transmet la charge (ou portance) d'un premier corps sur l'autre et accommode en s'écoulant (débit) d'une façon dissipative (frottement) l'essentiel de la différence de vitesse entre deux corps. Les troisièmes corps séparent partiellement ou entièrement les premiers corps. Ils sont introduits dans le contact ou bien par entraînement cinématique (lubrifiants solides ou liquides) ou par formation in situ (particules détachées)(Figure A-1). L'interface d'un tel système devient alors le siège de phénomènes dissipatifs d'énergie, regroupés sous le terme générique de frottement (Tableau A-1).

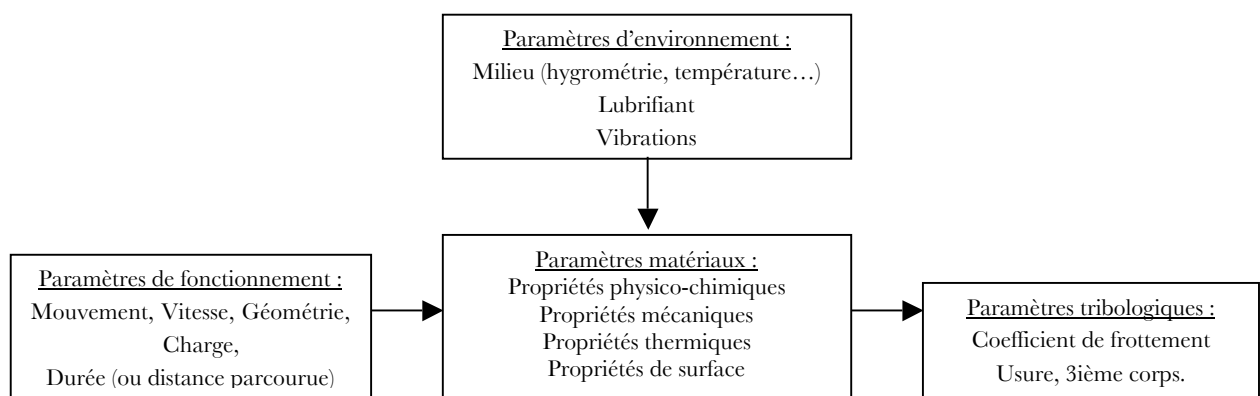


Figure A-1 : Synoptique général d'un système tribologique.

Tableau A-1 : Différents modes de dissipation d'énergie en frottement [DENA01].

<i>Énergie dissipée</i>	<i>Mode de dissipation</i>
Énergie de déformation	Déformations élastiques et plastiques
Énergie de rupture	Fissuration, formation de débris, arrachements, écaillages
Énergie thermique	Échauffements, écoulement de chaleur, transferts par conduction
Énergie chimique	Adhésion, oxydation
Énergie acoustique	Vibrations, bruits
Énergie électrique	Électrisation, accumulation de charges, potentiels électrochimiques
Énergie lumineuse	Étincelles, rayonnement, photoémission

La quantification de ces énergies est d'un intérêt capital car elles conditionnent les échauffements à l'interface, elles modifient la micro et la macro géométrie du contact (dégradations par usure conduisant à la détérioration du système). Elles influencent également les écoulements à l'interface outil/matière dans les procédés de mise en forme (laminage, forgeage,...).

I.2 Les surfaces

Par définition, la surface d'un corps est le lieu des points séparant ce corps du milieu environnant. Elle correspond donc à une discontinuité dans l'aménagement périodique des atomes de celui-ci. En surface, le nombre de plus proches voisins est différent de ce qu'il est en volume. On parle aussi d'interface solide-gaz, solide-liquide, solide-solide.

La notion d'état de surface comprend :

- l'état physico-chimique (nature, structure, texture des couches superficielles)
- l'état géométrique (ensemble des écarts géométriques de la surface réelle par rapport à la surface géométrique idéale).

Les surfaces présentent des défauts géométriques de différents ordres :

- ordres macroscopiques liés à des écarts de grande amplitude dus généralement aux défauts géométriques de la machine génératrice (écart de forme du 1^{er} et 2nd ordre),
- ordres microscopiques liés à des écarts de faibles amplitudes dus à l'outil de coupe, aux grains abrasifs, aux particules de sablage ou grenailage, aux vibrations de la machine ou encore aux piqûres de corrosion (rugosité, écarts de forme de 3^{ième} et 4^{ième} ordre).

En réalité, le terme surface représente une couche d'épaisseur comprise entre 10^{-2} et 10^{-6} mm. La composition chimique et les propriétés mécaniques de cette zone peuvent être très différentes de

celles du cœur du matériau. La surface peut être recouverte de films contaminant (gaz adsorbés, produits organiques), d'oxydes et dans le cas de métaux, peut être écrouie. La présence de ces écrans va modifier le comportement tribologiques des corps en contact (Figure A-2).

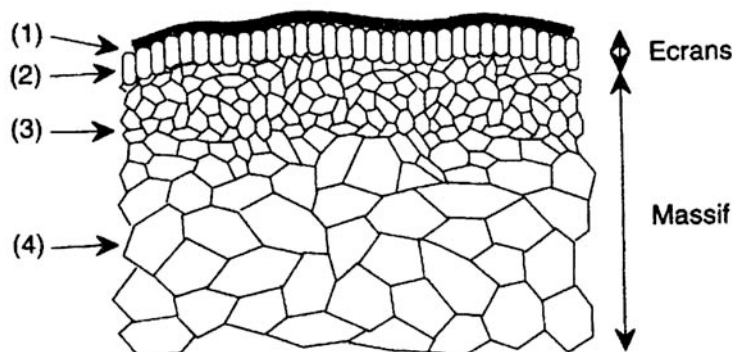


Figure A-2 : Vue théorique en coupe d'une surface.

La surface est donc l'endroit le plus perturbé d'une pièce. La zone (1) est un film de contamination (0,3 à 3 nm) constitués de couches absorbées. La zone (2) est un film d'oxydes (1 à 10 μm). La zone (3) est une zone mécaniquement perturbée (1 à 50 μm) de structure écrouie ou structure de couche de diffusion. La zone (4) partant de 100 μm est le matériau massif.

Lorsque l'usure est limitée à l'enlèvement des films de surface, elle est appelée « usure douce ». Ces écrans détruits peuvent être reconstitués par réaction avec l'environnement. Lorsque l'usure s'étend au massif, elle est appelée usure « destructrice » ou « sévère ».

Les surfaces de contact de deux corps frottants peuvent ne pas jouer des rôles symétriques. Par exemple, dans le cas du glissement d'un pion sur un disque : un point de la surface de contact du pion est constamment sollicité, alors qu'un point de la piste du disque ne l'est qu'au passage du pion. Les distances cinématiques sont alors différentes.

L'exposition au champ de contraintes développées dans le pion et le disque ne sera pas la même, et les effets de fatigue vont être différents. Les usures du pion et du disque différeront également ainsi que les coefficients de frottement. Par exemple, pour des conditions expérimentales identiques, un pion de cuivre frottant sur un disque d'alumine présente un coefficient de frottement type Coulomb de 0,2 qui s'élève jusqu'à 1,5 lorsque le pion est en alumine et le disque en cuivre [DENA00].

Le contact peut être selon les géométries des corps :

- ponctuel (sphère/sphère, sphère /plan,...)
- linéaire (cylindre/plan)
- surfacique (rotule dans sphère)
- conformel (cylindre/cylindre) ou contraformel (cylindre dans cylindre creux).

Le contact statique entre deux solides ne s'effectue donc pas sur la surface apparente commune aux deux solides, mais sur un ensemble de zones discrètes (aussi appelées aspérités) dont la somme des aires donne la surface réelle de contact. Dans le cas d'un frottement de glissement, les zones de contact sont sans cesse renouvelées. Le rapport aire réelle sur aire apparente peut varier de façon significative : il est alors plus facile de raisonner en terme de force appliquée plutôt que de pression.

La surface réelle de contact est sensible à la charge appliquée. De nombreuses études se sont intéressées à la variation de l'aire réelle de contact en fonction du mode de déformation des aspérités : élastiques pour le modèle d'Archard (années 50), élasto-plastiques pour le modèle de Greenwood-Williamson (années 60). Plus récemment, Robbe-Valloire & al. [ROVA01] ont publié un modèle intégrant les déformations élastiques, élasto-plastiques mais aussi totalement plastiques des aspérités.

I.3 Le concept de troisième corps

Rappelons que le mouvement peut détruire les surfaces et que les débris commencent leur vie dans le contact. Si les débris sont piégés dans le contact, le contact à deux corps devient un contact à trois corps. Pour rester fidèle à la maison fondatrice du troisième corps, nous donnerons les définitions des premiers corps, troisième corps et des débits de troisième corps issus des travaux de Descartes et Berthier [DESC01].

Premiers corps :

Ce sont les matériaux qui bordent le contact. Ils interviennent par leur géométrie, leurs propriétés thermo élastiques, qui, pour les sollicitations transmises par la charge et le déplacement, conduisent à leurs déformations qui forment les zones élémentaires de contact. Cette intervention des matériaux est indirecte car elle s'effectue via la géométrie des 1^{ers} corps. En revanche, leur action est directe sur les zones élémentaires de contact, où cette fois les matériaux répondent aux sollicitations tribologiques locales. Ces sollicitations sont qualifiées de tribologiques car c'est le seul cas de figure où existe ce type de chargement (force normale et déplacement imposés). Sur une profondeur allant de quelques nanomètres à une cinquantaine de micromètres, les 1^{ers} corps réagissent à ces sollicitations par deux comportements :

- Changement de phases, de structures qui conduisent par fragmentation au détachement de particules d'une taille élémentaire comprise entre le nanomètre et quelques micromètres. Pour attirer l'attention sur le fait que ces changements de phases sont plus induits par la pression et les déformations que par la température, ils sont appelés Transformations Tribologiques Superficielles (TTS).
- La fissuration.

L'adhésion, l'abrasion, l'écaillage,... sont aussi des réponses, mais elles ne figurent pas en premier lieu, car une bonne conception permet en général de s'en affranchir alors que la fissuration et surtout les TTS constituent le problème majeur.

Un revêtement ou traitement de surface fait partie intégrante des 1^{ers} corps alors que les couches d'oxydes, de pollution présentent initialement sur les 1^{ers} corps font partie du 3^{ème} corps.

Troisième corps :

Il s'agit du volume de matière présent entre les 1^{ers} corps. C'est un «opérateur » qui sépare les 1^{ers} corps, transmet la charge (portance) entre les 1^{ers} corps tout en accommodant la majeure partie de leur différence de vitesse.

Le 3^{ème} corps est dit naturel lorsqu'il est issu de l'un ou des deux 1^{ers} corps ou lorsqu'il se forme sur l'un ou les deux 1^{ers} corps. Il est artificiel lorsqu'il est apporté dans le contact comme pour la lubrification solide ou fluide. Un 3^{ème} corps naturel implique une période de formation par détachement de particules des 1^{ers} corps.

Les résultats expérimentaux montrent que l'accommodation de vitesse dans le troisième corps s'effectue [ZAMB98]:

- Par glissement à la paroi,
- Par déformation dans son épaisseur,
- Le long de front de rupture.

Débts :

Le circuit tribologique (Figure A-3) décrit les différents débits de 3^{ème} corps susceptibles d'être activés dans un contact élémentaire en deux dimensions.

Le débit source, s , interne, i , Q_i correspond au détachement de particules, dû aux TTS, à la fissuration, à l'adhésion... Il conduit à la formation du 3^{ème} corps naturel. Le débit source Q_s provient de l'introduction d'un 3^{ème} corps artificiel dans le contact. Le débit interne Q_i est le débit de 3^{ème} corps qui circule entre les 1^{ers} corps. Le débit externe Q_e est le débit du 3^{ème} corps qui s'échappe du contact. Il se divise en un débit de recirculation Q_r et en un débit d'usure Q_w . Q_r est constitué du 3^{ème} corps qui, réintroduit dans le contact, entraîné par exemple par un des 1^{ers} corps, contribuera à nouveau à l'accommodation de vitesse. En revanche, Q_w est constitué du 3^{ème} corps qui est définitivement éjecté du contact et qui ne participera plus jamais à l'accommodation de vitesse.

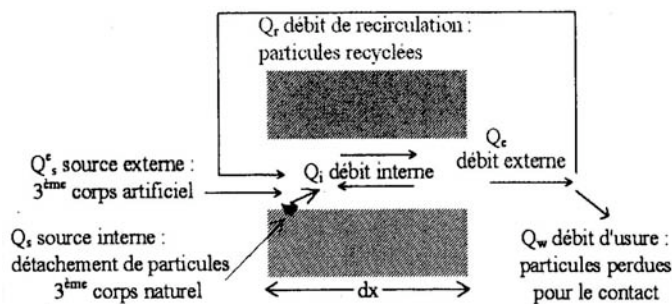


Figure A-3 : Circuit tribologique pour un contact élémentaire [DESC01].

I.4 Mécanismes de dégradation des surfaces

L'usure est un ensemble complexe de phénomènes, amenant une émission de débris avec perte de masse, de côtes, de forme, et s'accompagnant de transformations physiques et chimiques des surfaces.

Elle ne varie généralement pas de manière progressive en fonction de paramètres comme la vitesse, la température ou le temps. Si certaines formes d'usure sont relativement régulières, d'autres au contraire connaissent des sauts très brutaux, dans des rapports pouvant aller parfois de 1 à 100 000 ou plus, lorsque certaines valeurs critiques sont franchies.

L'usure est généralement combattue à cause de ses effets négatifs, mais elle présente aussi des aspects favorables. L'affûtage d'un outil, la finition d'une surface par rectification, l'écriture de la craie sur le tableau ou du crayon sur le papier sont des exemples d'usures abrasives utiles.

Il arrive que l'on provoque sciemment certaines formes d'usure pour lutter contre d'autres formes qui seraient beaucoup plus dévastatrices. Quand il est bien conduit, le rodage d'un mécanisme, c'est-à-dire la phase de fonctionnement où les pièces « apprennent à vivre ensemble », provoque des usures qui se révéleront « protectrices » lors des phases suivantes.

La plupart du temps, l'usure globale d'un mécanisme est due à plusieurs processus qui agissent simultanément, plus rarement à un processus bien défini et identifiable. L'effet de ces actions simultanées est souvent plus important que la somme des effets que l'on produirait en faisant agir séparément les divers processus, on parle parfois de « suradditivité ».

Dans les premiers instants du frottement, ce sont les écrans superficiels qui subissent l'ensemble des mécanismes inhérents au frottement (effets thermiques, mécaniques ou chimiques). Ensuite, ces mécanismes se relaient ou s'interpénètrent en fonction des multiples conditions présentes.

En général, une pièce subit tout au long de sa vie 3 étapes d'usure :

- Rodage : usure rapide avec une vitesse d'usure régulièrement décroissante.
- Marche normale : durée de vie (usure faible et constante).
- Vieillesse et mort : vitesse d'usure croissante.

Les 4 principaux modes d'usure [BARR99]:

L'usure par abrasion : elle se caractérise par la présence dans le contact d'un état de surface rugueux ou par pénétration dans le matériau le plus tendre de particules dures provenant des débris d'usure du contact ou lié à la pollution du milieu. Ce mécanisme de dégradation qui fait intervenir dans les premiers instants uniquement les corps antagonistes, devient rapidement une usure à trois corps.

Cette forme d'usure se manifeste par des polissages, des griffures, des micro-labourages, des arrachements de particules. Le micro-labourage (ou micro-usinage) se manifeste par des rayures à la surface du matériau le plus tendre sans arrachement de matière mais provoquant sur les bords du sillon une déformation plastique. Le plus souvent pour lutter contre l'usure abrasive, on cherche à durcir les matériaux (au moins leur surface).

L'usure par transfert ou adhésion : elle se caractérise par un transfert de débris d'un des deux antagonistes vers l'autre soit par un mécanisme d'origine purement mécanique, soit suite à une réaction physico-chimique. Pour le transfert mécanique, plusieurs hypothèses ont été développées. Les micro-aspérités présentes dans le contact peuvent conduire à la diminution des zones en contact et générer aux jonctions des énergies très élevées qui peuvent favoriser les réactions physico-chimiques (micro-soudage des aspérités en contact).

Lors du frottement, il existe entre les matériaux antagonistes une multitude de micro-contacts qui supportent l'ensemble de la charge normale. En effet, dans ces régions, une constriction des lignes de forces engendre des concentrations de contraintes et l'augmentation de la température (températures flashes). L'évolution de ces aspérités dépend des conditions de sollicitations et de l'environnement.

Un équilibre est atteint dès que l'adhérence des films de transfert est supérieure à la force de frottement. Sinon, les contraintes de cisaillement générées provoquent la rupture à l'interface surface/film transféré et forme des débris.

Ces derniers peuvent être progressivement évacués du contact en laissant une surface très réactive siège d'un nouveau processus de dégradation. Si les débris restent piégés dans le contact, les aires réelles de contact s'accroissent et assurent un rôle de portance (effet de séparation des antagonistes, les débris supportent les pressions, l'usure et le coefficient de frottement sont moindres).

L'usure par fatigue : elle est liée à l'action d'un mouvement cyclique et à la capacité des matériaux à absorber les énergies de déformation et les contraintes thermiques générées par frottement. L'usure par fatigue se manifeste par des fissures, des écailles et des changements de structure métallurgique. Les comportements face à ce mécanisme d'usure dépendent de la nature du matériau. Dans le cas de matériaux ductiles (matériaux métalliques ou polymères), la rupture par fissuration (ou mécanisme de délaminage) a lieu en sous-couche, parallèle à la surface de frottement, dans les zones où les contraintes de cisaillement sont maximales. La théorie de Hertz indique la répartition des contraintes de cisaillement en sous-couche. L'analyse des transferts thermiques sur la microstructure (déplacement des lacunes, des dislocations, des plans de glissement, l'effet des joints de grains...) explique la formation de fissure associée à un écrouissage ou à un adoucissement de la surface. Ce phénomène peut se décomposer en plusieurs phases.

Dans un premier temps, il y a augmentation de la densité de dislocations en surface provoquant un écrouissage superficiel.

Dans un deuxième temps, l'énergie de frottement transmise à la surface de ce matériau a pour effet de redistribuer cette densité de dislocations en un réseau plus stable par glissement ou montée de dislocations. Il existe alors un déséquilibre entre les contraintes internes. En surface, suite à une densité plus élevée de dislocations, des contraintes de compression sont générées alors qu'en sous-couches, la densité de dislocations étant moindre, des cavités se forment, favorisant la fissuration.

L'usure par réactions tribochimiques : c'est un système à trois composantes, où interviennent la réactivité chimique entre les surfaces, la réactivité chimique avec le milieu environnant et la réactivité physico-chimique avec les débris. Ce type de dégradation résulte d'une seule ou de plusieurs réactions chimiques sous l'effet d'agent corrosif (environnement, lubrifiant) et des contraintes mécaniques pendant le frottement. Suivant l'état structural superficiel, il se crée des oxydes réactionnels dépendant de l'environnement.

Suite au frottement entre les surfaces, la rupture des aspérités qui s'oxydent, forme des débris en général très stables et très durs. Ces derniers jouent alors un rôle abrasif et viennent dégrader les surfaces antagonistes et donc entretenir l'usure. Par contre, il est possible de rencontrer une configuration moins agressive par la formation de films d'oxydes adhérents à la surface d'un des antagonistes et suffisamment résistants au cisaillement pour jouer un rôle protecteur.

I.5 Comportement tribologique des oxydes de fer

En tribologie, les oxydes ont généralement un rôle ambigu pouvant être tour à tour abrasifs et donc source d'endommagements ou lubrifiants et protecteurs vis-à-vis de l'usure. Ces propriétés tribologiques sont corrélées à leurs propriétés microstructurales et mécaniques. Ainsi, le coefficient de frottement généré entre des couches d'oxydes est généralement dépendant de la nature, de l'épaisseur, de l'adhérence ou de la dureté de ces oxydes.

Les oxydes formés lors du chauffage à haute température d'un acier ordinaire sont constituées d'une superposition, de la surface vers le substrat, de couches d'hématite Fe_2O_3 , de magnétite Fe_3O_4 et de protoxyde de fer ou wuestite FeO . Ces corps ont à chaud un comportement viscoplastique. La dureté du protoxyde de fer diminue quand la température ou la durée d'application de la charge augmentent. La viscoplasticité du protoxyde de fer s'accroît également avec la température. Cette forte viscoplasticité favorisant l'adhérence des calamines fines constituées essentiellement de FeO aux outils, induit ainsi une diminution de frottement non lubrifié et assure probablement une bonne protection thermique et mécanique de ces derniers.

De façon plus générale, le comportement en usure des oxydes de fer est complexe [BAQU75] [MAGN77a][MAGN77b][MAGN80]. La magnétite (Fe_3O_4) est connue pour jouer un rôle de lubrifiant et limite ainsi le frottement et le taux d'usure. En revanche, l'hématite (Fe_2O_3) est considérée comme un oxyde abrasif et, à hautes températures, peut considérablement augmenter le frottement et l'usure.

Au-delà de 570°C , quand une couche de FeO se forme avec une épaisseur suffisante, elle prend alors en charge les efforts de cisaillement. À haute température, une couche importante de wuestite tend à réduire le frottement et l'usure.

Ces comportements seraient liés aux niveaux de dureté des oxydes (Tableau A-2). L'hématite (Fe_2O_3) est l'oxyde le plus dur et pourtant, il présente une très bonne accommodation en cisaillement plastique. Si la contrainte d'écoulement de la wuestite (FeO) ou de la magnétite (Fe_3O_4)

est plus basse que celle du substrat, alors la déformation plastique des oxydes prévient l'usure du massif. Donc, si les oxydes se déforment plastiquement avant le substrat, ils sont considérés comme un lubrifiant solide.

Tableau A-2 : Duretés des oxydes mesurées à l'ambiante [BAQU75].

Oxyde	FeO	Fe ₃ O ₄	Fe ₂ O ₃
	Wuestite	Magnétite	Hématite
Dureté (Hv)	270 - 300	420 - 500	1030

Le comportement en usure des oxydes dépend à la fois de l'épaisseur et de l'adhérence des couches d'oxydes [SUZU91, NABA48, HERR50]. Il est admis que le coefficient de frottement et l'usure décroît quand l'adhérence des oxydes augmente et leur épaisseur diminue [COBL63, LUNG81, MUNT99, BLAZ96].

Dans le cas où les oxydes de fer formés ont une bonne ductilité et que les particules ainsi créées ne sont pas abrasives alors, leur présence peut favoriser l'usure par adhésion. Dans le cas de frottement d'alliages base fer, la taille des débris d'oxydes est sensiblement constante, de l'ordre de quelques micromètres [QUIN80]. De plus, la croissance en épaisseur accroît la résistance thermique, ainsi le transfert thermique à l'interface peut être réduit.

Il est important de rappeler que la déformation plastique des couches d'oxydes est habituellement due aux mécanismes de fluage diffusion (modèle de Coble et Nabarro-Herring) et au glissement intergranulaire [SUZU91][NABA48][HERR50][COBL63][LUNG81]. Ainsi, la déformation plastique des oxydes en température est assez différente de la déformation plastique des métaux qui généralement est contrôlée par le mouvement des dislocations [VERG01].

Dans le cas de la mise en forme de l'acier, on peut passer, selon la température de contact, d'une situation qui conduit à la formation d'oxydes de types Fe₃O₄ durs et fragiles à une situation correspondant à la formation d'oxydes du type FeO qui, par leur cisaillement facile, limitent l'émission de débris.

En forgeage à chaud, une part significative de l'énergie requise est utilisée pour rompre les jonctions interfaciales établies par frottement entre l'outil et le lopin. Par ailleurs, la formation d'une couche d'oxydes consécutive à la surface du lopin induit la consommation d'une partie du métal. De même, l'oxydation de la matrice et les départs de matière par cisaillement peuvent réduire considérablement la durée de vie de l'outil. Il arrive que des forgerons pré oxydent leurs outils. Ils utilisent la couche d'oxydes formée comme lubrifiant.

Enfin, une couche d'oxydes trop importante en surface de la matrice peut également influencer l'écoulement du matériau du lopin et retarder l'effet de refroidissement de la matrice sur le produit. Sa qualité finale peut alors en être affectée. Tous ces constats peuvent se traduire en termes économiques et concluent à une contribution plutôt néfaste des oxydes en forgeage à chaud.

Dans l'interaction métal-outil au niveau de la mise en forme à chaud, le comportement des calamines est fortement influencé par leur régime thermique ; des essais d'écrasement d'anneaux réalisées sur des pièces calaminées avec différents rapports H : épaisseur calamine/épaisseur calamine affectée thermiquement conduisent à distinguer 3 régimes [FELD84]:

- Pour $H > 2$, la calamine, faiblement refroidie par le contact avec l'outil, assure un bas frottement peu sensible à la pression et à la durée de contact ; elle se comporte comme un matériau mou et l'accommodation de la vitesse tangentielle se fait par cisaillement de cette calamine ; dans ce régime, cette dernière est ductile, très adhérente et très peu abrasive,
- Pour $H < 0,05$, la calamine, fortement refroidie par le contact avec l'outil, assure un frottement de type Coulomb, c'est-à-dire de cission proportionnelle à la pression de contact et peu sensible à la durée du contact. Dans ce régime, la calamine est fragile, quasi rigide, peu adhérente et génératrice de débris entraînant un régime d'usure par abrasion,
- Pour $0,05 < H < 2$, frottement et usure sont des fonctions croissantes et complexes du temps et de la pression de contact.

II. Le forgeage

Le forgeage est un terme générique pour définir un ensemble d'opérations de mise en forme des matériaux. Le forgeage permet la production de pièces mécaniques ébauchées ou finies dont les hautes caractéristiques sont très recherchées. Cette mise en forme s'effectue à chaud ou à froid mais toujours dans le domaine de la déformation plastique, c'est-à-dire en exerçant un effort supérieur à la contrainte d'écoulement du matériau. Un lopin de géométrie simple est déformé plastiquement entre deux matrices ou outils afin d'obtenir la forme désirée. Les spécificités du forgeage sont :

- Le matériau déformé ou lopin subit une importante déformation plastique qui se traduit par un changement notable de forme ou de section.
- La part déformée plastiquement est généralement plus conséquente que la part déformée élastiquement : ainsi on néglige la restauration élastique après déformation.

La forge à chaud est un procédé de mise en forme prépondérant dans l'industrie du transport (notamment l'aéronautique et l'automobile). Ce procédé permet la production de pièces à hautes caractéristiques mécaniques. L'inconvénient majeur de ce procédé est l'endommagement des outils, qui subissent des sollicitations très importantes à la fois sur le plan thermique, mécanique et tribologique.

Une brève présentation des différents procédés de forgeage sera faite au prochain paragraphe [ASM98]. Puis, nous nous intéresserons aux mécanismes d'endommagement des matrices de forgeage. Enfin, nous reviendrons au forgeage à la fin de ce chapitre avec la présentation de quelques modèles d'usure utilisés spécifiquement pour cette opération de mise en forme.

II.1 Classification et caractéristiques des procédés de forgeage

Le type de machine, employée pour forger un lopin, influence toute la mise en forme. En effet, la presse utilisée conditionne la vitesse de déformation, la température du lopin et les cadences de production (Figure A-4).

Les machines utilisées en forgeage peuvent être classées en quatre catégories en fonction de leur mode opératoire :

- les presses hydrauliques
- les presses mécaniques
- les presses à vis
- et les pilons.

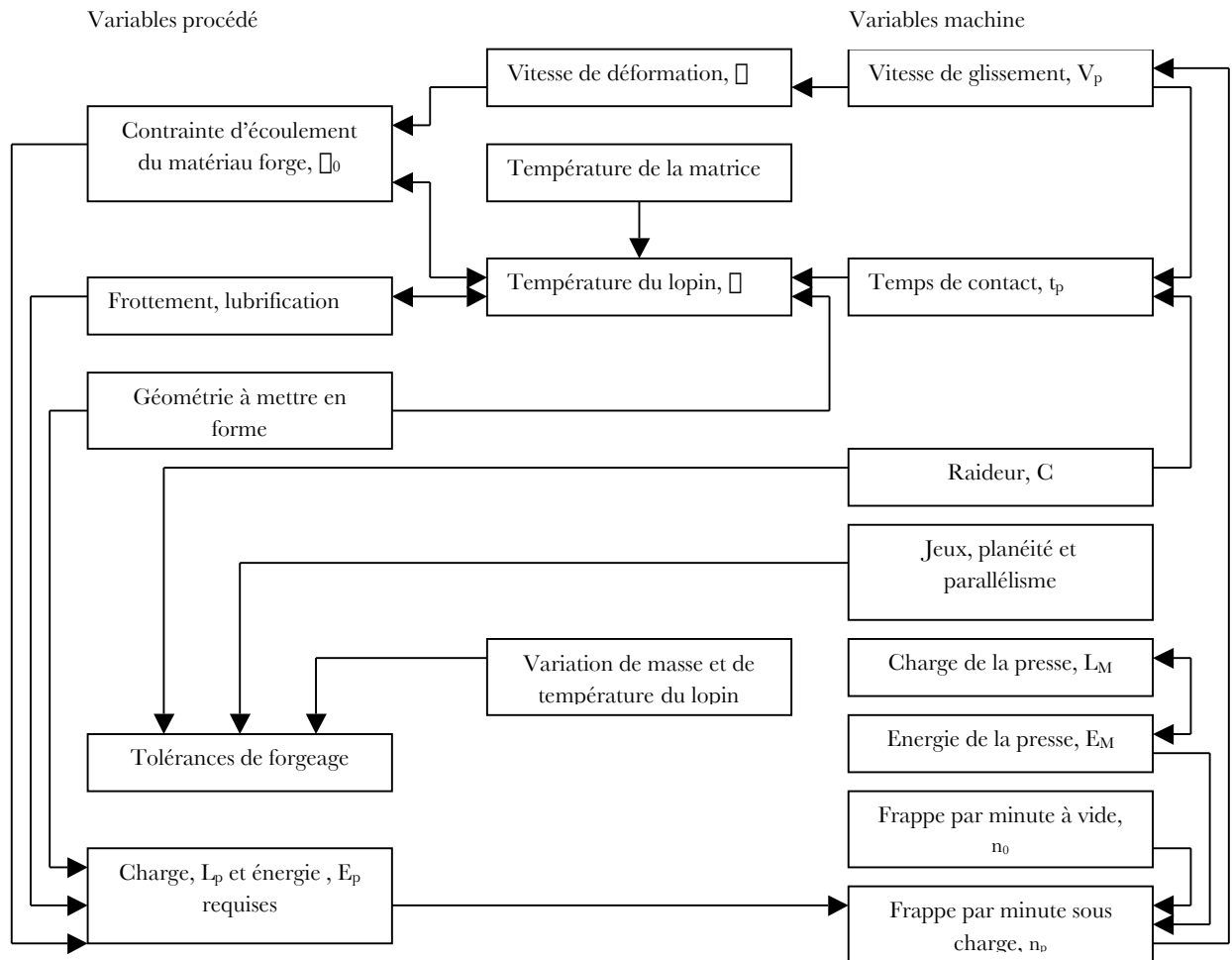


Figure A-4 : Relations entre les variables procédé et machine dans le cas du forgeage à chaud par presse [ASM98].

II.1.1 Les pilons

Historiquement, les pilons sont les plus utilisés en forgeage : ce sont les machines de forgeage les moins chères et les plus flexibles dans la diversité des opérations qu'elles peuvent exécuter. Les pilons développent de fortes charges pour des temps de contact courts entre la matrice et le lopin. Les pilons se divisent en deux grandes catégories : les pilons utilisant la gravité et ceux dont le marteau est motorisé (pneumatique, hydraulique,...).

Les principaux avantages d'un pilon :

- le pilon est le procédé de forgeage le plus économique,
- c'est également le procédé le plus polyvalent.

Quelques désavantages des pilons :

- les chocs subis par la matrice limite sa durée de vie,
- le contrôle métallurgique de la pièce forgée est rendu difficile par rapport aux autres procédés (mauvaise maîtrise de la vitesse de déformation).

II.1.2 Les presses hydrauliques

Pour ces presses, le marteau est piloté par un cylindre et un piston reliés à un système hydraulique ou hydropneumatique à haute pression. Après une approche à vitesse élevée, le marteau (sur lequel est attaché la matrice supérieure), se déplace à allure réduite jusqu'à ce qu'il exerce une force de compression sur le lopin. Les vitesses de forgeage sont contrôlées avec précision, ce qui permet une maîtrise de la vitesse d'écoulement de matière du lopin. Ceci est particulièrement avantageux dans le cas du forgeage de précision. Les presses hydrauliques permettent d'appliquer les efforts de forgeage les plus importants (1,8 à 125 MN).

Les principaux avantages d'une presse hydraulique :

- la pression appliquée peut être changée à tout moment au cours de la frappe en ajustant la valve de contrôle de pression,
- le taux de déformation peut être contrôlé ou changé si nécessaire pendant la frappe ; ceci est particulièrement important dans le forgeage de métaux sensibles à la rupture sous forts taux de déformation,
- on peut appliquer doucement la force de compression lorsque les matériaux utilisés permettent des transferts thermiques importants (temps de contact plus long mais chocs thermique et mécanique plus faibles). On obtient des coûts de maintenance moins élevés et une augmentation de la durée de vie des matrices par rapport aux autres procédés de forgeage.
- la force maximale de forgeage peut être limitée pour protéger l'outillage.

Quelques désavantages des presses hydrauliques :

- le coût initial d'une presse hydraulique est supérieur à une presse mécanique équivalente,
- les presses hydrauliques sont plus lentes que les mécaniques,
- les temps de forgeage longs avec les presses hydrauliques augmentent le temps de contact entre le lopin et la matrice. Pour le forgeage de métaux à températures élevées (alliages de nickel ou de titane), ce temps de contact réduit la durée de vie des matrices.

II.1.3 Les presses mécaniques

Toutes les presses mécaniques utilisent l'énergie d'un volant. Le système de guidage le plus employé sur les presses mécaniques est basé sur un mécanisme de glissière qui transforme le mouvement de rotation en mouvement de translation de va et vient. Ce mouvement alternatif impose à un piston vertical une longueur de frappe constante.

Les principaux avantages des presses mécaniques :

- comparées aux pilons, les presses mécaniques sont plus précises dans les tolérances géométriques des pièces forgées,
- elles autorisent une alimentation et un enlèvement automatique des lopins, ainsi les taux de production (30 à 60 frappes par minute) sont également supérieurs aux pilons,

- les presses mécaniques sont soumises à des forces de compression par opposition aux impacts, donc on peut utiliser des matrices moins massives ou en matériaux plus durs.

Quelques désavantages des presses mécaniques :

- le coût initial d'une presse mécanique est trois fois supérieur à celui d'un pilon de même capacité,
- du fait de la constance de la force de frappe, les presses mécaniques ne peuvent pas exécuter des opérations de mise en forme intermédiaires comme sur les pilons.

II.1.4 Les presses à vis

Sur ces presses, un volant entraîné en rotation emmagasine l'énergie nécessaire au forgeage. L'énergie de rotation ou d'inertie du volant est convertie en mouvement linéaire par le biais d'une vis sur laquelle est montée le marteau.

Les principaux avantages des presses à vis :

- elles ont plus d'énergie disponible par frappe que les presses mécaniques à tonnage équivalent. Cela leur permet d'obtenir plus de travail en déformation par frappe.
- l'ajustement en hauteur de la matrice n'est pas critique et la presse ne peut pas se bloquer.
- les effets thermiques et les contraintes de la matrice sont limités : cela se traduit par une durée de vie accrue des outillages.

Quelques désavantages des presses à vis :

- en général, le taux de production d'une presse à vis est inférieur à celui d'une presse mécanique, particulièrement dans le cas de grandes séries automatisées,
- plus la taille des presses à vis augmentent moins elles sont rapides (de 40 à 50 frappes par minutes pour de petites presses à vis et seulement 12 à 16 pour les plus grosses).

Les capacités des différents types de presse de forgeage sont récapitulées dans le Tableau A-3.

Tableau A-3 : Capacités des différents types de presses de forgeage [ASM98].

Procédé de forgeage	Force (N)	Vitesse d'impact (m/s)	Nombre de coups par minute
<i>Pilon</i>	$450 \text{ à } 317,5.10^3$	$3 \text{ à } 9$	$45 \text{ à } 100$
<i>Presse mécanique</i>	$2,2.10^6 \text{ à } 142,3.10^6$	$0,06 \text{ à } 1,5$	$30 \text{ à } 100$
<i>Presse hydraulique</i>	$2,2.10^6 \text{ à } 623.10^6$	$0,03 \text{ à } 0,8$	$20 \text{ à } 70$
<i>Presse à vis</i>	$1,3.10^6 \text{ à } 280.10^6$	$0,5 \text{ à } 1,2$	$12 \text{ à } 50$

En résumé, le forgeage à chaud est un procédé de mise en forme par déformation plastique d'un matériau métallique à une température légèrement inférieure à sa température de fusion ($0,7 T_f < T < T_f$ - par exemple aux environs de 1250°C pour les aciers et 450°C pour les alliages d'aluminium). Cette technique présente deux principaux avantages :

- elle permet d'obtenir des pièces dont les caractéristiques dimensionnelles sont très proches de celles du produit fini,
- elle confère au matériau une amélioration de ses propriétés mécaniques dans certaines directions (direction de corroyage).

Les conditions de travail à chaud des matrices de forgeage, sévères en termes de sollicitations thermiques et mécaniques, limitent la durée de vie des outils par le biais de différentes dégradations.

II.2 Les dégradations sur les matrices de forgeage à chaud

Généralement, les lopins à forger ont une température supérieure à 1000°C. Ainsi, la température de surface de l'outil dépasse temporairement la température de 500°C [ANDR99] [WALT99] [KIRC99a], et par conséquent les températures de revenu des aciers à outils conventionnels. Pour éviter des chocs thermiques trop importants, les matrices sont généralement préchauffées. Dans le cas du forgeage à chaud des aciers, les matrices sont préchauffées entre 40 et 350°C.

Le procédé de forgeage à chaud comprend trois étapes :

- mise en contact brutale de la matrice (préchauffée) et du lopin à haute température,
- suivie d'une phase de mise en forme dont la durée dépend du procédé et durant laquelle les contraintes appliquées à l'outil sont importantes,
- et enfin refroidissement de l'outil et éjection de la pièce.

Ce cycle est répété plusieurs fois et l'endommagement des outils de forge à chaud se diversifie et se complexifie dans l'imbrication des mécanismes d'usure : fissuration par fatigue liée au cyclage thermomécanique, changements microstructuraux et oxydation du fait du travail à chaud, et enfin la perte de côtes traduisant l'usure induite par le frottement entre le lopin et la matrice.

Dans de telles configurations, la dureté de l'acier à outil diminue. Les chocs mécaniques pendant l'opération de forgeage peuvent facilement produire de l'usure abrasive et de la déformation plastique (Figure A-5).

Les zones les plus sollicitées mécaniquement et thermiquement supportent simultanément ou indépendamment plusieurs types d'endommagement. La nature de ces endommagements est liée à la géométrie de la surface (zones planes, fond de gravure,...) et aux sollicitations thermomécaniques qui en découlent (Figure A-5). L'endommagement par usure abrasive et par déformation plastique se produit dans les zones de fort glissement. L'endommagement par fatigue mécanique est observé préférentiellement en fond de gravure. La fatigue thermique est localisée dans les zones planes de contact entre le lopin et l'outil.

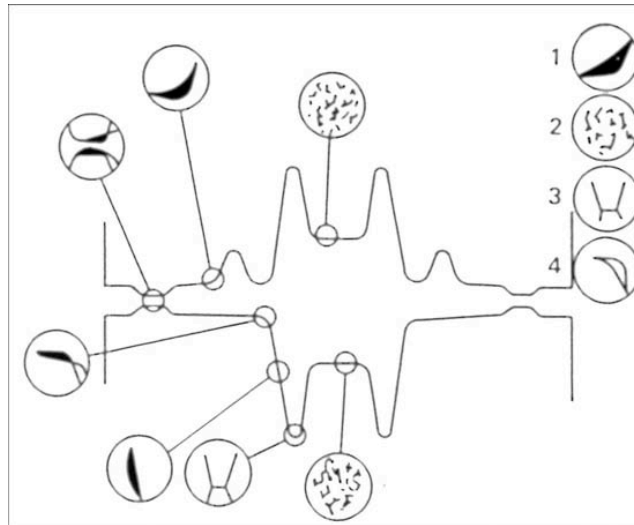


Figure A-5 : Modes de dégradations communs sur les matrices de forgeage et localisations [ASM98]. 1- Usure abrasive, 2- Fatigue thermique, 3- Fatigue mécanique, 4- Déformation plastique.

II.2.1 Endommagement par fatigue thermique

En fait, à chaque opération de forgeage, des variations de température plus ou moins rapides ont lieu à la surface de l'outil. Celles-ci sont dues aux transferts thermiques entre l'outil et le lopin. Ainsi, des gradients thermiques transitoires se développent dans l'outil par conduction thermique. Ces gradients thermiques, estimés par simulation, peuvent atteindre $250^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ dans les zones où l'usure est maximale [KIRC99a]. Ceci conduit à la fissuration des surfaces de l'outil par faïençage [JEAN01] (Figure A-6).

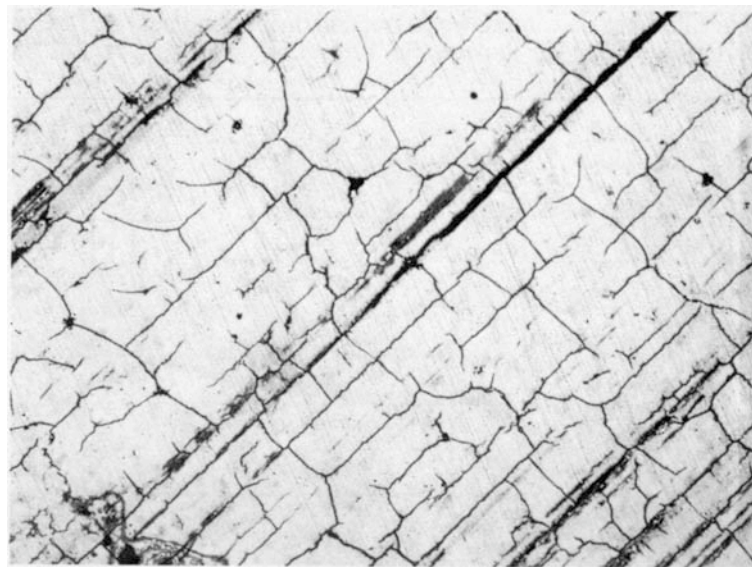


Figure A-6 : Réseau de fissures de fatigue thermique sur une matrice nitrurée [BOUR91].

Lors du contact avec le métal chaud, les couches superficielles de l'outil subissent une expansion qui se trouve contrariée par la sous-couche restée plus froide. Les contraintes de compression résultantes peuvent conduire à la plastification de la surface. Ensuite, lors du refroidissement du cycle de forgeage, les couches superficielles subissent un retrait qui, s'il y a eu déformation plastique lors du chauffage et du contact, créent des contraintes de traction importantes susceptibles de conduire à une plastification, voire une fissuration superficielle.

Une étude récente [PERS04] montrerait que, aussi paradoxal que cela puisse paraître, des contraintes résiduelles initiales de tension d'une certaine intensité dans l'acier à outil retarderaient l'initiation de fissures par fatigue thermique. En revanche, des contraintes de compression de toutes intensités favorisent la formation de fissures. De plus, les auteurs remarquent que le préchauffage de l'outil n'accroît pas la résistance à la fatigue thermique. On trouve généralement ces faïençages dans les zones centrales des matrices où le transfert thermique est le plus important.

II.2.2 Endommagement par fatigue mécanique

Un outil de forge est une pièce mécanique soumise à des sollicitations mécaniques et thermiques sévères aggravées par des concentrations de contraintes de traction dans les congés de raccordement, en particulier en fond de gravure.

Les contraintes subies par l'outil peuvent se décomposer en contraintes thermiques d'une part, et mécaniques d'autre part : typiquement sur la partie centrale de la matrice, des auteurs [BRUC99] estiment par simulation (comportement purement élastique de l'outil) le niveau de contrainte compressive de l'ordre de 2,45 GPa dont 1,4 GPa sont attribués aux contraintes thermiques et 1,05 GPa aux contraintes mécaniques.

Les causes habituelles qui sont à l'origine de l'amorçage d'une fissure d'origine mécanique sont les suivantes :

- Contraintes de traction dans les congés trop élevées : conception de la gamme de forgeage inadaptée, conception et dimensionnement de l'outil incorrects ou conditions de travail anormales (mauvaises portées, surcharges).
- Matériau d'outillage fragile : mauvais choix de l'acier et de son traitement de masse (structure incorrecte) ou fragilité induite par un traitement superficiel dur ; dans ce cas, il sera peut être nécessaire de protéger les zones sensibles lors de la réalisation du traitement (protection des congés de raccordement en fond de gravures profondes).

L'endommagement par fissuration mécanique peut se présenter sous deux aspects :

- Rupture brutale : l'examen de la cassure révèle un faciès non oxydé, ceci indique que l'amorçage de la fissure, puis sa propagation, se sont développées dans un très court laps de temps. La rupture brutale, si elle se produit, se traduit par une zone brillante qui suppose un caractère fragile de la rupture.
- Fissuration progressive : la zone de fissuration progressive apparaît oxydée et polluée.

II.2.3 Endommagement par déformation plastique

Les sollicitations thermomécaniques sévères créent des conditions propices au dépassement de la limite d'élasticité de l'outil à la température de travail. Ceci génère une plastification parfois assimilée à tort à du fluage.

Ce sont les surfaces actives très sollicitées à la fois thermiquement et mécaniquement (écoulement intense du métal forgé) qui sont concernées. La plastification intéresse une épaisseur comprise entre 1 et 250 μm (Figure A-7). Seul un examen micrographique permet de l'identifier avec certitude. La plastification superficielle est fréquemment associée à des fissures de fatigue thermique, à des évolutions métallurgiques des couches superficielles des outils et à de l'usure par abrasion. La consolidation des surfaces actives des outils par un traitement ou revêtement superficiel est une voie de solution à ce type d'endommagement.

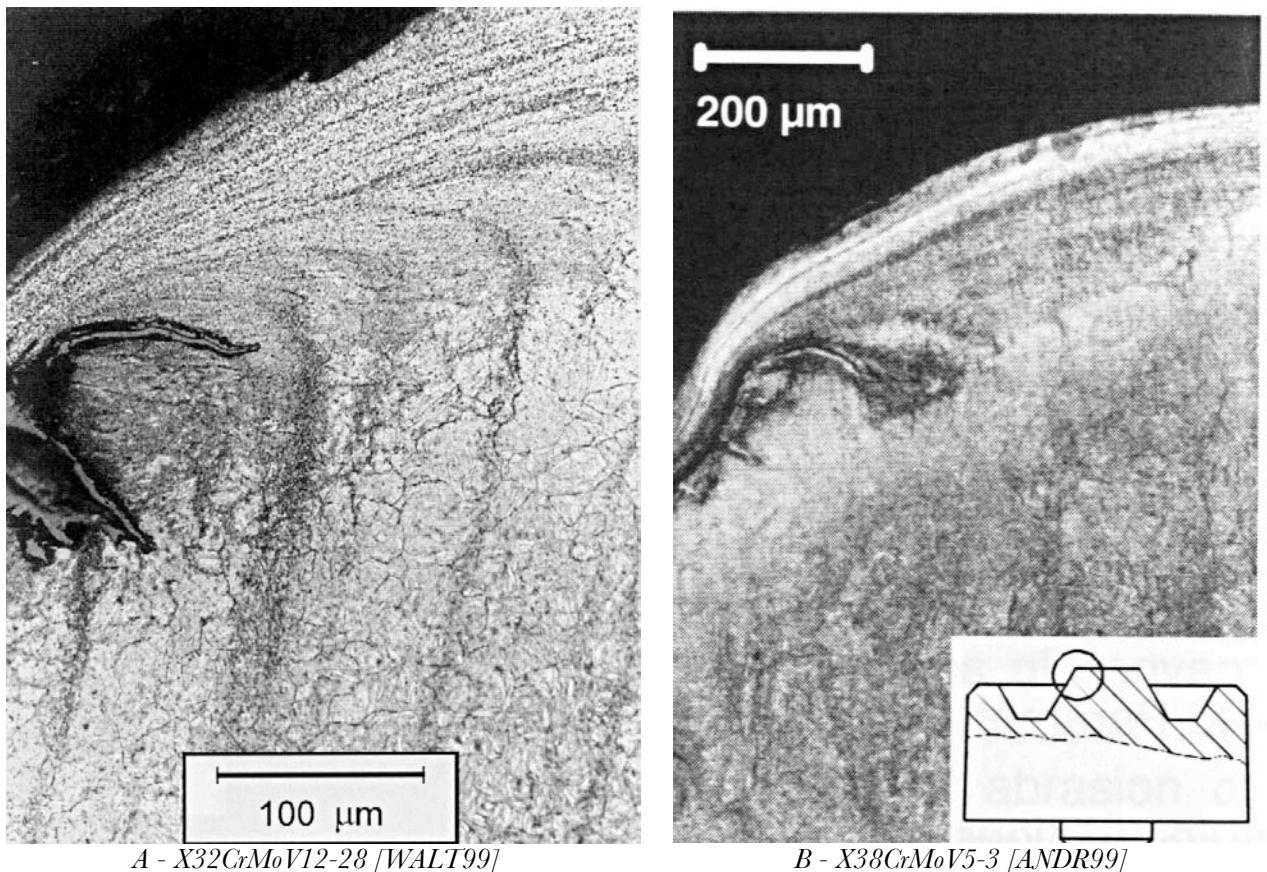


Figure A-7 : Microstructure du rayon convexe de matrice pour différents aciers à outils après 1000 cycles de forgeage. (Température de l'outil 200°C ; Matériau du lopin C45 ; Température de forgeage 1100 à 1150°C ; Contact lubrifié ; Durée du cycle 13s ; Dureté de l'outil 47 HRC) – Visualisation de fissures oxydées et d'une zone fortement déformée plastiquement.

II.2.4 Endommagement par usure abrasive

De façon générale, on observe l'usure abrasive dans les zones de fort glissement : l'écoulement de matière du lopin à la surface de la matrice induit des vitesses de glissement élevées (jusqu'à 2-3 m/s [KIRC99b]) qui, conjuguées à l'application de fortes charges, conduisent à de l'abrasion. En forgeage à chaud, cela se traduit essentiellement par un enlèvement de matière, jusqu'à 2 mm au rayon, qui peut être assimilé à un micro-usinage (Figure A-8).

L'abrasion est également sensible à la géométrie des matrices. L'abrasion, comme la déformation plastique, sera localisée sur les rayons de matrices dont la raideur est moindre et favorise l'écoulement de la matière de la matrice (Figure A-7).

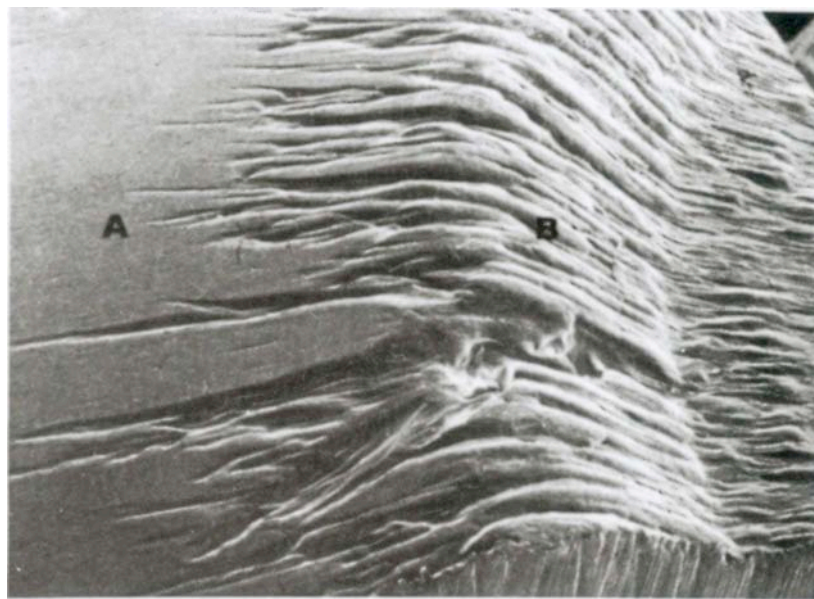


Figure A-8 : Usure par abrasion de la surface d'une matrice [BOUR91].

L'usure est conditionnée par la dureté et la structure à la température de travail de l'outil. Au niveau du procédé de forgeage, la température superficielle de l'outil, la pression normale, la nature de l'interface (présence ou non d'oxydes durs) et la longueur de glissement influencent l'usure abrasive.

En pratique, l'usure abrasive est fréquemment associée à d'autres modes d'endommagement des surfaces en particulier la fatigue thermique, le « fluage superficiel » (Figure A-9) et des évolutions métallurgiques, ce qui complique singulièrement le diagnostic et la recherche d'une solution. Il arrive que l'abrasion soit si importante qu'elle masque les dégradations par fissuration du fait de l'écoulement de matière [KIRC99a]. Sur le Figure A-9, le « fluage épidermique ou superficiel » pourrait masquer les fissures débouchant en surface.

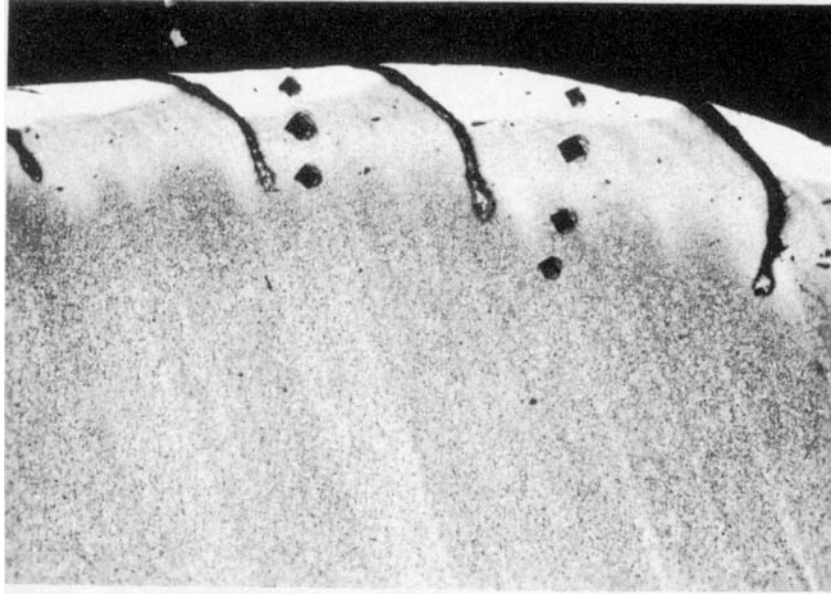


Figure A-9 : Vue en coupe - usure abrasive associée à un "fluage superficiel" matérialisé par l'inclinaison des fissures de fatigue thermique (à noter la présence d'une couche blanche provoquée par le passage dans le domaine austénitique en cours de forgeage) [BOUR91].

II.2.5 Endommagement par formation de couches de « transfert »

Les surfaces actives des outils en service sont fréquemment recouvertes d'une pellicule plus ou moins adhérente constituée essentiellement d'oxydes issus du métal forgé et de résidus éventuels de lubrification. L'épaisseur de cette couche, appelée couche de transfert, peut varier de quelques micromètres à plusieurs dizaines de micromètres.

La formation de couches de transfert est liée à la forte activité chimique des surfaces en contact du fait de la température élevée, de la pression et de la déformation plastique. Celle-ci met à nu le métal forgé qui présente alors une surface très réactive (rupture des films d'oxydes du lopin). Une oxydation de la surface des outils a généralement lieu.

En forgeage de précision, la formation de couches de transfert modifie les côtes et l'état de surface des pièces et peut contrarier l'éjection de pièces. Tout traitement ou revêtement de surface qui contribue à diminuer la formation de la couche de transfert est potentiellement intéressant pour les outils de forge à chaud et à mi-chaud.

Les contraintes mécaniques induites lors de l'opération de forgeage peuvent accroître les chemins de diffusion favorisant l'oxydation de la matrice. Cette oxydation joue un rôle important dans l'usure des outils. L'endommagement produit par le frottement peut être très différent selon la nature et les propriétés physiques des couches d'oxydes formées.

II.3 Conclusion

L'endommagement des matrices est donc lié à des mécanismes complexes et interactifs faisant intervenir la fatigue (origine de la fissuration), le frottement (origine de l'usure abrasive et de la déformation plastique) et l'environnement (origine de l'oxydation) (Figure A-10). De plus, les gradients thermiques et mécaniques ont tendance à diminuer les propriétés des matrices. Pour un acier martensitique revenu, type X38CrMoV5, les cycles thermomécaniques ont tendance à adoucir le matériau [JEAN01][DOEG94][DELA99][DAFF04], et altérer ainsi ses propriétés mécaniques.

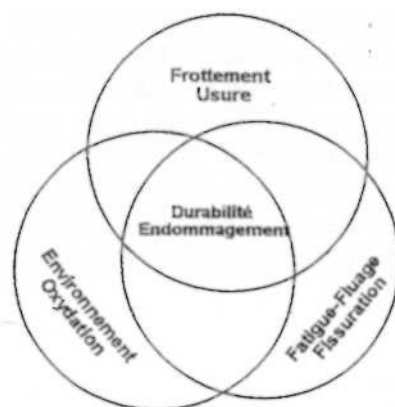


Figure A-10 : Synergie des sollicitations et endommagements de la surface limitant la durée de vie des outillages.

Industriellement, on tente de minimiser l'usure par des traitements de surface adaptés. Parmi les techniques utilisées, la nitruration est un des procédés les plus communs en forgeage. On constate une compétition entre les mécanismes d'usure et de fissuration par fatigue lors de la dégradation des différentes matrices. Favoriser un mécanisme d'endommagement par rapport un autre peut être une stratégie industrielle : ainsi la nitruration n'a pas systématiquement un effet protecteur sur les matrices de forgeage. Ces démarches mises en œuvre restent cependant relativement empiriques. On constate combien il est important de disposer de moyens de prédictions quantitatives de l'usure en relation avec les propriétés des matériaux.

Dans le paragraphe IV, nous présenterons quelques modèles d'usure cherchant à évaluer de façon quantitative les différents endommagements. Nous introduirons des modèles d'usure génériques avant de s'intéresser aux modèles spécifiquement utilisés en forgeage. Le paragraphe III concerne notre matériau d'étude, c'est-à-dire le X38CrMoV5 trempé revenu.

III. Le matériau X38CrMoV5

Dans ce paragraphe, nous allons présenter le matériau sélectionné pour notre étude sur l'endommagement des outils de forgeage à chaud. Nous ferons quelques rappels sur sa composition et sa microstructure. Nous insisterons particulièrement sur le comportement à chaud du X38CrMoV5, notamment ses mécanismes d'oxydation et son comportement en fatigue.

III.1 Les aciers à outils pour travail à chaud (forge à chaud)

Les aciers à outils présentent un ensemble de caractéristiques qui permettent d'une part leur mise en œuvre (réalisation, traitement thermique et de surface) et d'autres part leur tenue en service. Ces aciers doivent posséder, malgré leur structure martensitique revenue, une bonne trempabilité, un volume exempt de criques et de tapures, et peu de variations dimensionnelles [LEVE96].

Les aciers à outils se caractérisent par une dureté à température ambiante relativement élevée, comprise entre 40 et 56 HRC, et par une bonne dureté à chaud. Leur propriété essentielle est de posséder un bon niveau de résistance à l'adoucissement qui permet pour certains d'entre eux d'être utilisés à une température de travail d'environ 600-650°C.

Le X38CrMoV5 se classe dans les aciers résistants aux chocs thermiques du fait de la présence du chrome, du molybdène et du vanadium. Cet aspect est particulièrement important dans le cadre du forgeage à chaud. L'acier à outil utilisé pour cette étude est fourni par Aubert & Duval et correspond à la désignation commerciale SMV3. Le Tableau A-4 donne les équivalences des standards internationaux pour la composition des aciers à outils proches du SMV3.

Pour améliorer la durée de vie, les matrices de forgeage en X38CrMoV5 sont parfois nitrurées afin de limiter l'endommagement par abrasion. La nitruration apporte une augmentation de la dureté en surface et limite les mécanismes d'abrasion.

Tableau A-4 : Équivalence du X38CrMoV5 en fonction des normes et des pays.

France	Allemagne	Espagne	USA	Italie	Japon	Royaume
NF A35-590 (1992)	DIN 17350 (1983)	UNE 36-072 (1975)	ASTM A681 (1992)	UNI 2955-4 (1982)	JIS G 4404 (1983)	-Uni BS 4659 (1989)
X38CrMoV5	X38CrMoV5-1	X37CrMoV5	H11	X38CrMoV5-1	SKD6	BH11

III.2 Composition chimique

Les aciers à outils pour travail à chaud se caractérisent généralement par une faible ou moyenne teneur en carbone, associée à des éléments d'alliages comme le nickel, le chrome, le molybdène, le vanadium ou le tungstène [RABE79]. La composition du X38CrMoV5 est donnée dans le Tableau A-5.

Tableau A-5 : Composition chimique moyenne du X38CrMoV5 étudié (composition massique %).

Élément	C	Cr	Mn	V	Ni	Mo	Si	Fe
X38CrMoV5	0,40	5,05	0,49	0,47	0,20	1,25	0,92	Bal.

Le chrome augmente la trempabilité de l'acier, diminue le grossissement du grain lors de l'austénitisation, retarde l'adoucissement lors du revenu et contribue à la réduction de l'oxydation à haute température. Il forme également des carbures qui contribuent à la résistance à l'abrasion.

Le molybdène confère à l'acier une très bonne résistance à l'usure à chaud via la présence de carbures très durs de 1500 (M₆C) à 2000 Hv (M₂C), et ralentit l'adoucissement.

Le vanadium permet de générer des carbures de très haute dureté (MC 3000 Hv). De petites additions (□ 0,2 % en masse) sont très efficaces pour éviter le grossissement du grain lors du traitement thermique. Dans les aciers à outils, il est très utilisé avec le chrome, le molybdène et le tungstène. Sa mauvaise résistance à l'oxydation au-delà de 600°C est compensée par la présence de chrome. Par ailleurs, la teneur en carbone de l'acier est étroitement liée à la teneur en vanadium. Cette dernière se trouve limitée par des problèmes de trempabilité, de forgeabilité après trempé et revenu.

Le silicium, avec une teneur voisine de 0,3% en masse, est utilisé comme désoxydant dans l'acier liquide au stade final de l'élaboration. Des teneurs d'environ 1% entraînent une augmentation de la limite élastique, de la résistance à l'oxydation au-delà de 1000°C et de la trempabilité par effet de synergie avec d'autres éléments d'alliage comme le molybdène. Il permet aussi de diminuer la stabilité des carbures M₂C, ce qui diminue la fragilité du métal.

Nous verrons plus précisément l'influence des traitements thermiques sur la précipitation des carbures dans le paragraphe suivant.

III.3 Les traitements thermiques

Ce sont les traitements thermiques qui fixent la microstructure de l'acier et par conséquent les propriétés mécaniques du matériau. Deux niveaux de dureté initiale sont étudiés dans ce travail : un à 42 HRC et l'autre à 47 HRC. La dureté dépendant de la microstructure, les deux nuances n'ont pas exactement le même traitement thermique (Tableau A-6).

La Figure A-11 montre l'influence de la température du second revenu sur la dureté finale de l'acier. Les notations utilisées dans le Tableau A-6 pour différencier les deux nuances de dureté seront celles employées dans la suite du manuscrit.

Tableau A-6 : Procédure de traitement thermique pour obtenir une structure martensitique revenue et différents niveaux de dureté.

Nom	Austénisation	1 ^{er} revenu	2 nd revenu	Dureté (HRC)
X38 – 42	990°C / 1 h / air	550°C / 2 h / air	625°C / 2 h / air	42
X38 - 47	990°C / 1 h / air	550°C / 2 h / air	603°C / 2 h / air	47

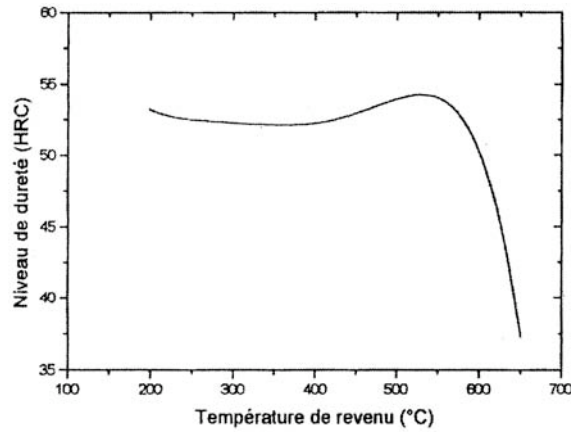


Figure A-11 : Niveau de dureté obtenu en fonction de la température de second revenu pour un acier à outils pour travail à chaud à 5% de chrome [AU&DU].

En partant d'une barre corroyée brute de forgeage (Figure A-12), l'acier subit un recuit pour homogénéiser sa structure constituée alors de ferrite \square et de carbures. Ce recuit adoucit le matériau et facilite sa mise en œuvre. Après la trempe, le premier revenu relaxe les contraintes résiduelles brutes de trempe et permet d'obtenir une martensite revenue et la précipitation de carbures secondaires. L'austénite résiduelle, issue de la première trempe, se transforme en martensite secondaire après le premier revenu. La martensite secondaire est ensuite adoucie pendant le second revenu.

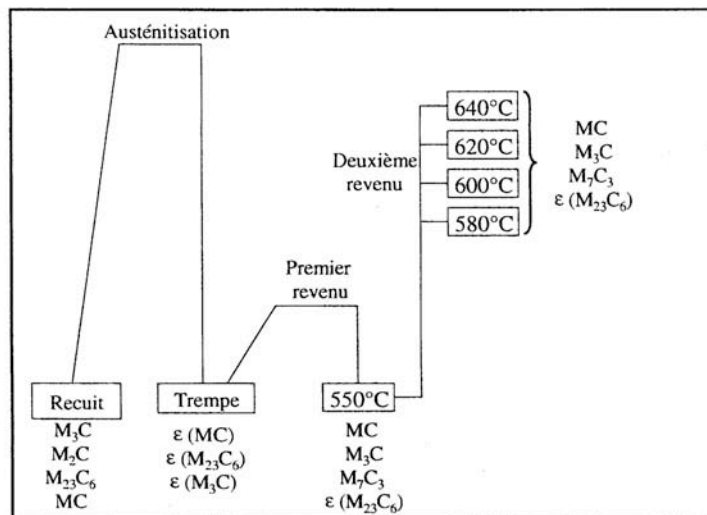


Figure A-12 : Séquences et origine de la précipitation dans l'acier X38CrMoV5 [MEBA03].

(\square) = faible proportion

Comme l'indique la Figure A-12, la température du second revenu ne joue pas sur la diversité des carbures puisque l'on retrouve les mêmes types de précipités à la fin du premier revenu. Si le second revenu est effectué à une température inférieure à 600°C, la coalescence des carbures n'est pas observée, mais la forte densité de dislocations introduite au cours de la trempe diminue tout en gardant sa structure dite « d'enchevêtrement ». Cependant, si le second revenu est réalisé à une température supérieure à 600°C, il permet alors la coalescence des carbures secondaires formés lors du premier revenu [MEBA03]. Au niveau des dislocations, dans ce domaine de température, en plus de la réduction de la densité de dislocations, la structure d'enchevêtrement s'estompe graduellement. La structure de dislocations devient alors hétérogène, avec des zones riches en dislocations près des carbures, des joints de lattes et à l'intérieur des petites lattes, et des zones pauvres en dislocations.

III.4 Microstructure

La microstructure du X38CrMoV5 trempé revenu est donc obtenue à l'issue de plusieurs traitements thermiques et est étroitement liée à ces derniers. Deux microstructures sont présentes à des échelles différentes : l'ancienne structure austénitique (Figure A-13) et la structure martensitique revenue (Figure A-14) sous forme de lattes. Ces deux morphologies sont conservées mais les phases cristallographiques austénitique (CFC) et martensitique (QC) ont disparu [DAFF04]. La martensite revenue est en fait de la ferrite α (CC) et de la cémentite sous forme de lattes.

La microstructure de type martensitique revenue présente des lattes de largeur 0,1 – 2 μm et de longueur 0,5 – 15 μm [DELA98]. Les anciens grains austénitiques ont une taille homogène autour de 20 μm . Les microstructures du 42 et du 47 HRC sont similaires et il faut descendre à l'échelle des carbures pour observer une différence entre ces deux niveaux de traitement.

On retrouve d'ailleurs l'influence de la microstructure au niveau de la limite d'élasticité à travers une loi additive [MEBA03] avec :

$$\sigma_r = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_{sg} + \sigma_t + \sigma_g \quad (\text{Équation A-1})$$

avec σ_y : limite d'élasticité

σ_0 : force de friction du réseau

σ_{ss} : durcissement par solution solide

σ_p : durcissement dû aux précipités

σ_d : durcissement dû aux dislocations

σ_{sg} : durcissement par les sous-joints de grains

σ_t : durcissement dû aux textures cristallographiques

σ_g : contribution des joints de grains ou de lattes (loi de Hall-Petch $\sigma_g = K_g d^{-1/2}$)

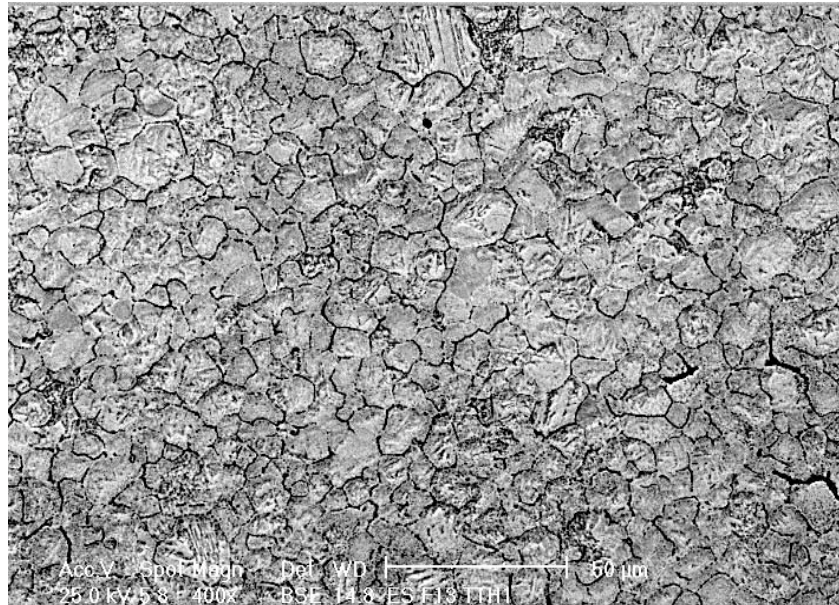


Figure A-13 : Structure austénitique du X38CrMoV5 [MICH04].

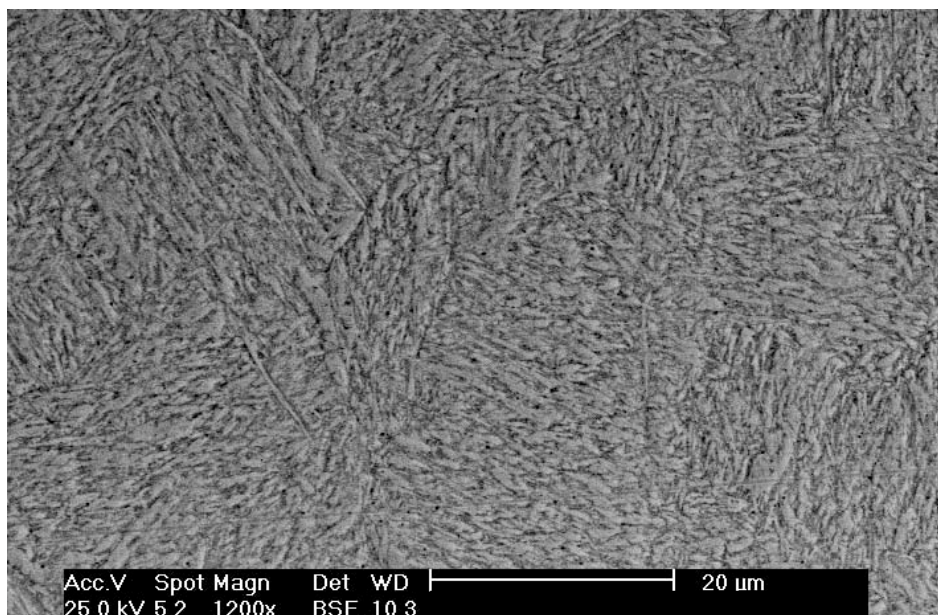


Figure A-14 : Structure martensitique revenue en lattes (attaque au nital).

III.5 Nitruration

Afin d'augmenter la durée de vie des matrices de forge à chaud, les forgerons ont de plus en plus souvent recours à l'utilisation de traitement de surface comme la nitruration. Le terme nitruration regroupe différents traitements thermo-chimiques faisant diffuser l'azote (nitruration gazeuse, nitruration ionique, nitruration plasma). La concentration en azote diminue de la surface traitée vers le cœur où la concentration est nulle. La température de traitement est comprise entre 450°C et 600°C en fonction de la nuance de l'acier et des procédés utilisés.

Le matériau nitruré peut se décomposer en quatre zones [DAFF04][JACQ94]:

- Une couche de combinaison aussi appelée couche blanche par l'aspect qu'elle prend après attaque au nital, est située en extrême surface. Elle est composée de nitrure de fer γ (Fe_{2-3}N) ou δ (Fe_4N) ou d'un mélange des deux composés ($\gamma+\delta$) ; dans notre étude l'épaisseur de la couche de combinaison est d'environ $10\ \mu\text{m}$. Il arrive que cette couche soit enlevée sur les matrices de forgeage par un procédé de polissage.
- Une couche de diffusion constituée par une solution solide d'azote avec ou sans précipité de nitrures. L'azote se substitue au carbone ou se retrouve en insertion dans le réseau cristallin. L'épaisseur conventionnelle de la couche de diffusion est définie comme la profondeur où la dureté est augmentée de $100\ \text{Hv}$ par rapport à la dureté à cœur. Dans notre cas, elle avoisine les $250\ \mu\text{m}$. Cette couche présente des contraintes résiduelles de compression ($700\ \text{MPa}$ maxi et une valeur moyenne de $250\ \text{MPa}$). La couche de diffusion atteint une dureté de $1100\ \text{Hv}$ en surface.
- Une zone surcarburée d'une dizaine de microns sert d'interface entre la couche de diffusion et le cœur du matériau. Cette zone sert d'équilibre mécanique car elle correspond à des contraintes résiduelles de traction (environ $100\ \text{MPa}$).
- Enfin, le cœur du matériau dont la structure n'a été affectée ni par la température du traitement de surface, ni par la diffusion de l'azote.

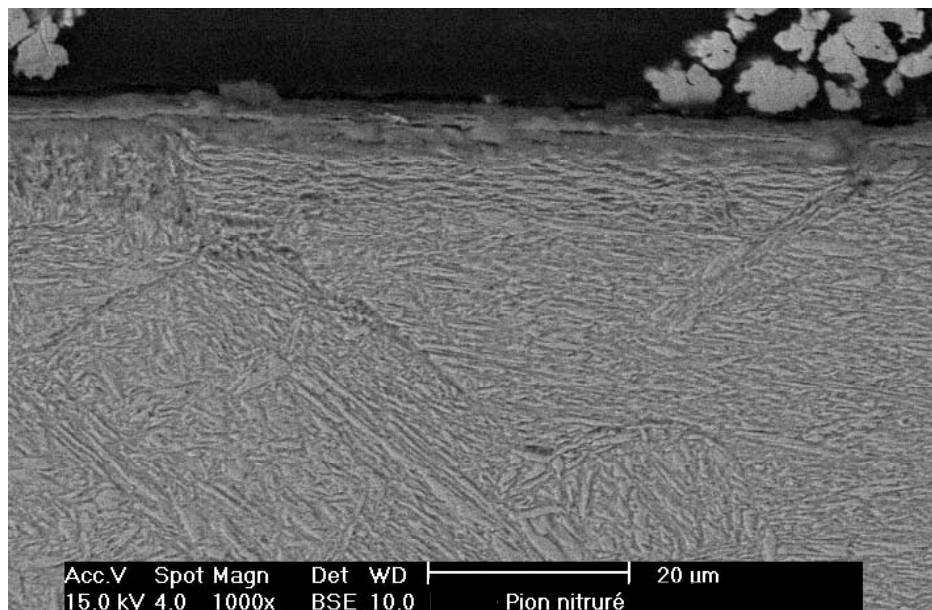


Figure A-15 : Structure de la couche nitrurée (attaque au nital).

Les zones filaires sur la Figure A-15, communément appelées « fils d'ange », sont des atomes de carbone qui se retrouvent piégés aux anciens joints de grains austénitiques, et qui s'associent aux atomes de fer pour former des carbures de type cémentite (Fe_3C). Cette précipitation chasse le

chrome de la solution solide et diminue ainsi le potentiel dureté du matériau nitruré [KARA93]. Ce phénomène est intrinsèque au traitement de nitruration.

Avantages de la nitruration :

- faibles variations dimensionnelles si le traitement est uniforme
- bonnes propriétés mécaniques (dureté, frottement, fatigue)
- bonne résistance à la corrosion

Inconvénients de la nitruration :

- faible profondeur durcie
- traitement plus ou moins long (de quelques heures à quelques jours)
- faible résistance aux chocs
- contraintes admissibles faibles (fatigue de contact)
- épaisseur de l'usure admissible faible
- déformation admissible faible

Si la nitruration d'un outil de forge à chaud fait disparaître quasiment toute l'usure par abrasion et diminue le frottement, principalement à sec, elle favorise l'adhésion de la calamine du lopin aux outils [FELD89]. L'usure par abrasion, dégradation prédominante sur les matrices non traitées, devient sur les matrices nitrurées un endommagement secondaire du fait de la bonne conservation de la dureté. Karamis [KARA91] observe que dans les mêmes conditions de frottement sec, l'usure est plus importante dans le cas d'une nitruration longue par plasma par opposition à un traitement plus court. Les couches nitrurées plus épaisses sont plus fragiles et présentent des porosités. Ces porosités conduisent à des phénomènes mêlés d'adhésion et d'abrasion.

Malgré les effets bénéfiques pour le frottement, on observe une accentuation de l'endommagement par fatigue thermique [PELL01]. Sur les matrices sèches, la présence d'une couche de transfert limite les effets de la fatigue thermique. Cet endommagement se manifeste par l'apparition d'un réseau de fissures (Figure A-6) engendré par le caractère fragile des couches nitrurées. Dans certains cas, la cause de rebut de l'outillage est due à ce faïençage qui, à partir d'un degré d'ouverture des fissures, engendre le collage des pièces, un mauvais état de surface et un mauvais écoulement du métal. Cependant, au niveau des zones les plus sollicitées, l'usure abrasive reste présente et est souvent à l'origine de l'arrêt de l'outillage [MAHJ99b].

III.6 Oxydation

o Acier vierge

Contrairement à la plupart des alliages à base de fer, même au-delà de 570°C, la wuestite (FeO) ne se forme pas sur cet acier quelles que soient les conditions d'oxydation. Il a été observé [GEME96][ARMA84][HOWE68][HOWE70] qu'une teneur supérieure à 2% en chrome pour des alliages de fer bloque la formation d'une couche de wuestite. En fait, l'insertion de chrome décale la température de formation de la wuestite vers les hautes températures (autour de 850°C pour des aciers à 5% de chrome [SCHU97]).

L'enrichissement en chrome a lieu à l'interface oxydes/acier. Cette recrudescence de chrome semble conférer à ces couches un caractère relativement protecteur vis-à-vis de l'oxydation à chaud, confirmé par les courbes thermogravimétriques [BRUC03].

Les couches d'oxydes qui se développent dans l'air humide sont toutes duplex et poreuses (structure alvéolaire). Une couche externe d'hématite (Fe_2O_3) et une couche interne de magnétite (Fe_3O_4) peuvent être distinguées. Une troisième zone témoigne de l'oxydation interne du substrat. Les éléments constitutifs de la couche d'oxydes externe sont uniquement le fer et l'oxygène (Figure A-16). La couche d'oxydes interne contient en plus du chrome ($(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$) et, dans de plus faibles proportions les autres éléments d'addition du X38CrMoV5 (vanadium, manganèse).

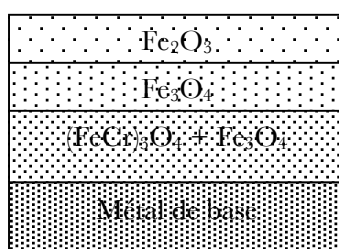


Figure A-16 : Décomposition de la couche d'oxydes en strates en fonction de leur composition sur le X38CrMoV5.

La composition des couches d'oxydes formées entre 600 et 700°C ne varie pas : les proportions des oxydes présents restent les mêmes. En revanche, les cinétiques de croissance de ces couches peuvent varier dans un rapport de 4 (Tableau A-7). L'épaisseur des couches observées à 700°C est moins uniforme, tout en étant plus épaisse, que celles formées à 600°C.

De manière générale, le X38CrMoV5 développe des oxydes relativement adhérents en conditions statiques [JEAN99].

Tableau A-7 : Épaisseur des couches d'oxydes en fonction de la température en présence de vapeur d'eau sur le matériau vierge [BRUC03].

Température d'oxydation	Temps de maintien	Épaisseur totale de la couche d'oxydes
600°C	90 heures	35 μm
700°C	90 heures	160 μm

o Acier nitruré

Les couches d'oxydes formées sur les matériaux nitruré et vierge présentent des différences de morphologie, respectivement aciculaire et alvéolaire.

Contrairement à l'acier vierge, les oxydes contenant du chrome se forment peu sur le matériau nitruré [DAFF04]. Le chrome est en partie piégé par les nitrures formés et sa mobilité est donc limitée sous agitation thermique.

De même, l'insertion d'azote ralentit la diffusion du fer, et les couches d'oxydes formées sur l'acier nitruré sont moins épaisses que sur un acier vierge. Cette barrière de diffusion est accentuée en présence de la couche de combinaison qui ralentit également la cinétique d'oxydation.

III.7 Effet de la température et adoucissement

Le X38CrMoV5 est sensible à l'adoucissement thermique statique ou cyclique. Celui-ci est lié à des changements microstructuraux qui peuvent influencer le comportement du matériau lors de sollicitations mécaniques. La dureté du matériau est l'indicateur privilégié des changements qui interviennent dans un matériau sous température.

Sur le principe d'équivalence temps-température d'Hollomon et Jaffe, Jean [JEAN99] propose un modèle d'adoucissement thermique entre 600 et 750°C basé sur la perte de dureté. Les coefficients de ce modèle ont été affinés par Daffos [DAFF04] pour arriver à la relation :

$$\sigma H_{(t,T)} = \sigma 220 \frac{t}{t + 1,564 \cdot 10^{10} \exp\left(\frac{246302}{RT}\right)} \quad (\text{Équation A-2})$$

Le temps et la température sont respectivement en seconde et Kelvin. La dureté est exprimée en Vickers ; la valeur de 220 est la valeur minimale de dureté pour le X38-47. Cette chute de dureté traduit des évolutions microstructurales liées aux phénomènes de diffusion (coalescence des carbures) et à la diminution de la densité de dislocations. Ces évolutions sont particulièrement importantes dès que l'on dépasse la température de second revenu de l'acier. Les notions d'effets de la température et d'adoucissement seront reprises au cours du paragraphe suivant sur le comportement en fatigue.

III.8 Comportement en fatigue

Une étude relativement complète sur la fatigue isotherme [DELA98], la fatigue thermique [JEAN99][MEDJ04], la fatigue thermomécanique [OUDI01][DAFF04], ainsi qu'en modélisation du comportement cyclique [VELA03] sur le X38CrMoV5 a été réalisée ces dernières années au Centre de Recherche Outillages Matériaux et Procédés (CROMeP). Ce paragraphe mettra l'accent sur les points du comportement en fatigue qui peuvent avoir une influence dans le cadre du frottement.

En température, le comportement en fatigue isotherme du X38CrMoV5 montre une déconsolidation forte lors de la première centaine de cycles suivie d'une déconsolidation linéaire qui continue jusqu'à la rupture (Figure A-17). La vitesse de déconsolidation de l'acier X38CrMoV5 est stable jusqu'à 400°C et augmente d'autant plus que la température s'accroît (Figure A-18). Cet adoucissement serait lié à l'évolution des dislocations et des carbures. La réduction de la densité de dislocations par annihilation ou développement de cellules favorise le mouvement des dislocations restantes. Ainsi, ces dislocations « plus libres » autorisent une déformation plastique plus importante par cycle. La coalescence des carbures, liée à l'activité thermique, favorise également l'adoucissement cyclique. En effet, la diminution de la densité de carbures accroît la mobilité des dislocations.

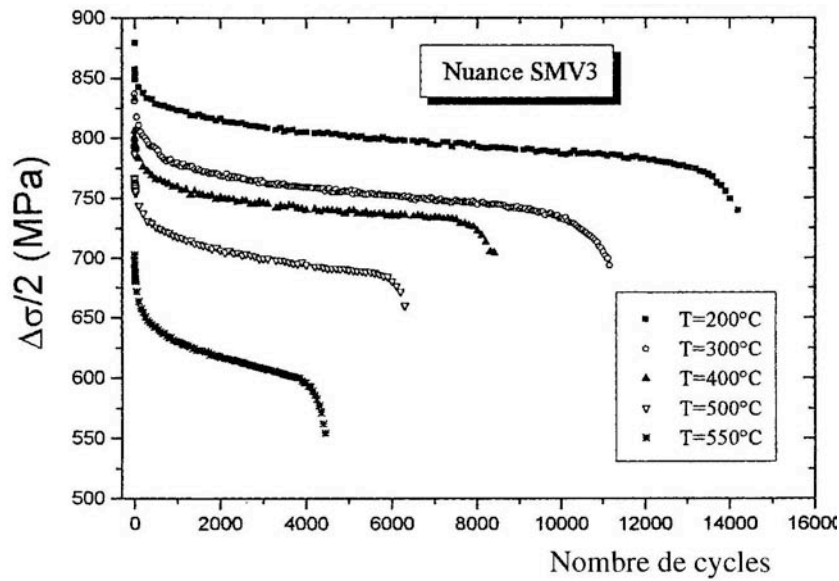


Figure A-17 : Influence de la température sur le comportement cyclique du X38-42 ($\Delta\epsilon=1\%$) [DELA98].

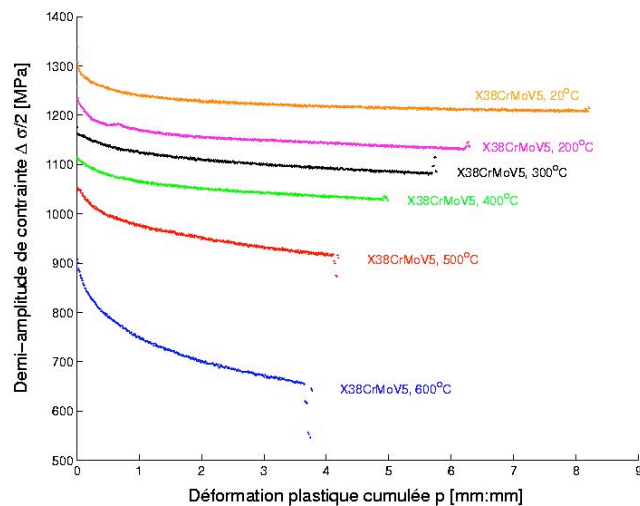


Figure A-18 : Adoucissement cyclique du X38-47 en fonction de la température [VELA03].

L'influence de la vitesse de sollicitation est illustrée sur la Figure A-19 par la comparaison des durées de vie en fonction du taux de déformation. À hautes températures, plus la vitesse de sollicitation est faible, plus la déconsolidation est importante. Les vitesses de sollicitation en forgeage sont de l'ordre du hertz. Il apparaît que la vitesse de sollicitation influence le comportement quand la température augmente alors qu'elle est négligeable à 20°C. Son effet devient très important lorsque la température est supérieure ou égale à 500°C.

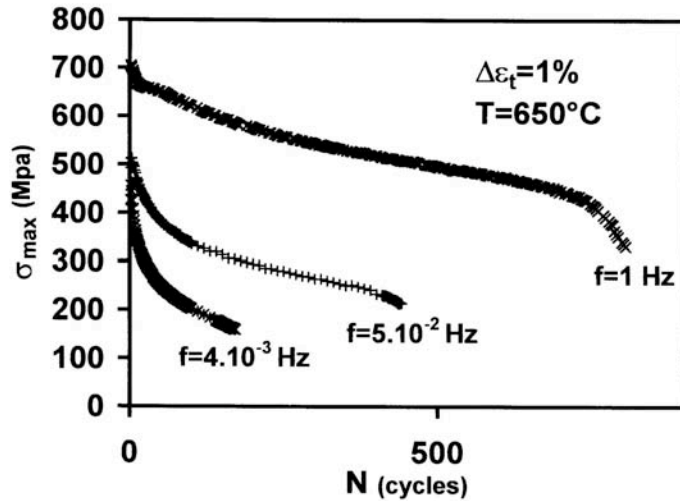


Figure A-19 : Influence de la vitesse de sollicitation sur l'adoucissement [DAFF04].

Le comportement en fatigue du X38CrMoV5 est également influencé par le type de sollicitations imposé. En effet, lorsque l'essai est piloté en contrainte avec un chargement qui n'est pas purement alterné, une augmentation progressive de la déformation est observée. Celle-ci peut se stabiliser en quelques cycles (accommodation) ou continuer à augmenter (effet rochet)(Figure A-20). La vitesse d'accommodation dépend essentiellement de la température d'essai.

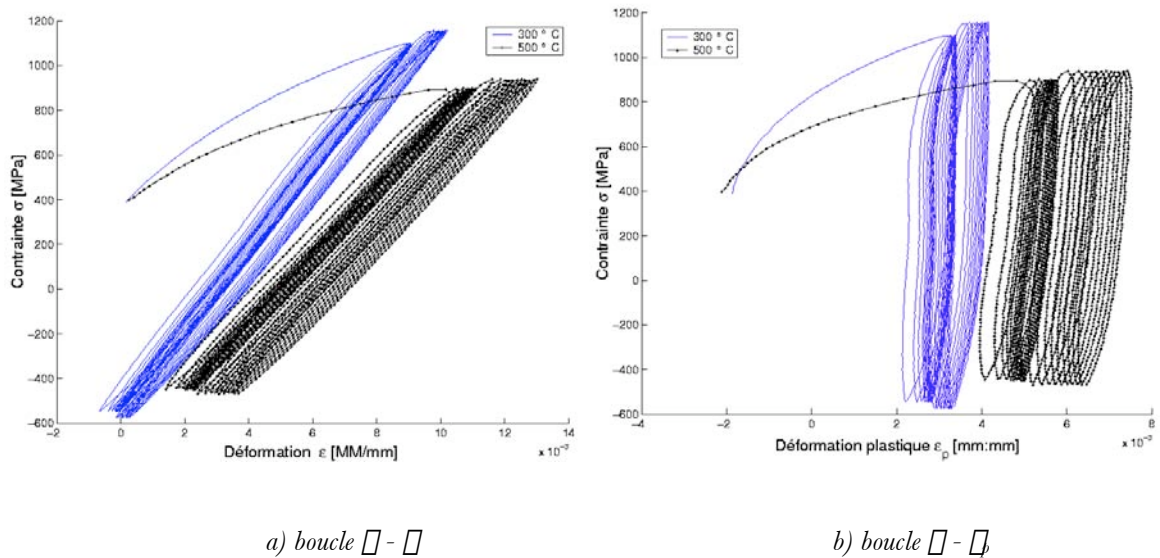


Figure A-20 : Essais à contrainte imposée à des températures de 300 et 500°C [VELA03].

En fatigue thermomécanique, le matériau nitruré montre une déconsolidation linéaire dès les premiers cycles, surtout pour les essais à basse température, par opposition au matériau vierge. En revanche, pour une fréquence de sollicitation et une température données, la vitesse de déconsolidation est plus élevée sur l'acier nitruré (pente de $-0,76$) que sur le vierge (pente de $-0,3$).

Des auteurs montrent que la présence d'une couche nitrurée [PELL01] accroît la vitesse de propagation des fissures à cause de la faible ductilité et des couches nitrurées trop épaisses aggravent de surcroît l'endommagement par fatigue thermique.

En fatigue mécanique cyclique, l'apport d'une couche de nitrure ne s'avère donc bénéfique pour la durée de vie qu'au-dessous d'une déformation imposée [DAFF01][DAFF04] (Figure A-21). La valeur de cette contrainte varie avec l'épaisseur de la couche de nitrure.

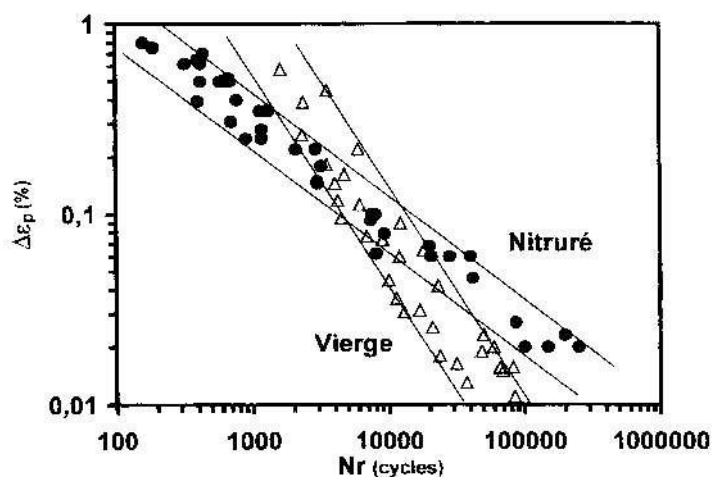


Figure A-21 : Relation entre la déformation plastique et le nombre de cycles à rupture pour les matériaux vierge et nitruré [DAFF04].

En conclusion sur le comportement en fatigue du X38CrMoV5 vierge, l'adoucissement est d'autant plus prononcé que la température d'essai et l'amplitude de déformation sont élevées et que la vitesse de sollicitation (ou de déformation) est faible.

IV. Approches quantitatives de l'usure

Comme on l'a vu précédemment, il existe de nombreux types d'usure. Chacun de ces mécanismes se différencie par ses conditions d'apparition et par ses effets. Tous ont cependant en commun d'être difficiles à étudier de façon quantitative, car il faut pouvoir pour cela, distinguer ce qui est propre aux matériaux des corps en contact, de ce qui est propre aux aspects structures (exemples : leurs propriétés élastiques, plastiques, de fatigue, leur dureté, ...). Il en va de même pour la cinématique (géométrie des surfaces et nature du mouvement) qui engendre des champs thermomécaniques responsables de l'usure.

Tous ces effets sont de plus couplés : les propriétés des matériaux évoluent avec le chargement. Par exemple, l'érouissage modifie la ductilité et la limite élastique. Par ailleurs, les géométries de contact, donc les conditions aux limites, évoluent pendant le processus d'usure ce qui constitue une difficulté supplémentaire pour le calcul prédictif de l'usure. Le frottement est lui-même très mal connu localement et microscopiquement car il évolue également pendant le processus d'usure, notamment à cause de la géométrie du contact, mais également en raison des débris formés.

À la vue de toutes ces difficultés, on conçoit que les approches quantitatives sont pour l'instant très globales ou macroscopiques à l'image du modèle d'Archard et de ses dérivés. Faute d'outil de prévision, on a souvent recours à des expérimentations qui tentent de reproduire la réalité. Les résultats obtenus ne sont valables que pour l'essai considéré et sont souvent difficiles à transposer dans un autre contexte.

Dans ce prochain paragraphe, nous ferons une liste non exhaustive, des modèles d'usure donnés dans la bibliographie. Nous nous attacherons à montrer la diversité des approches pour établir ces modèles (approche énergétique, approche mécanique, approche mathématique). Ensuite, nous présenterons des modèles spécifiquement utilisés dans le domaine du forgeage.

IV.1 Lois génériques

IV.1.1 Classement des modèles d'usure proposé par H.C. MENG et K.C. LUDEMA

Les auteurs [MENG95] ont dénombré plus de 300 lois relatives au frottement et à l'usure sur une période allant de 1947 à 1992. Ils remarquent que beaucoup de lois sont dérivées des méthodes de la mécanique des solides en incluant les propriétés des matériaux, des quantités thermodynamiques ou bien encore des variables supposées fondamentales pour les auteurs de ces lois. Ils arrivent à un classement chronologique de ces lois en trois catégories :

- Les lois à caractère empirique ont vu le jour entre les années 1950 et 1970. Elles prennent en compte principalement des paramètres relatifs aux conditions de tests. Il est impossible de transposer de telles lois à d'autres essais que ceux pour lesquels elles ont été établies.

- Les lois basées sur la mécanique du contact sont apparues principalement entre les années 1970 et 1980. Certaines d'entre elles tiennent compte des propriétés des matériaux. Un des précurseurs les plus connus est J.F. Archard [ARCH53] qui a défini l'usure de la manière suivante :

$$W = K_A d P / H_B \quad (\text{Équation A-3})$$

Où W est le volume perdu exprimé en m^3 , K_A une constante mesurée expérimentalement, d la distance (m) parcourue pendant le glissement, P est la charge appliquée (N) et H_B est la dureté du matériau (N/m²). Le rapport P/H_B introduit une grandeur qui fait intervenir les effets de structure.

La simplicité de ce modèle traduit également ses limitations. Par exemple, pour un même couple de matériaux testés dans différentes conditions de charge et de vitesse, le coefficient d'usure K_A peut varier dans un rapport 100.

- Enfin, les lois basées sur les mécanismes d'endommagement se sont développées depuis les années 1980. Elles incluent les mécanismes des dislocations, les propriétés en fatigue, la rupture en cisaillement, Des exemples de ces lois sont présentés au paragraphe suivant.

IV.1.2 Approche globale de l'usure

La démarche des analyses micromécaniques des interfaces est basée sur la thermodynamique des processus irréversibles [DRAG99a][DRAG99b]. Les auteurs considèrent l'usure comme un phénomène dissipatif, afin d'établir, dans un cadre théorique cohérent, un critère d'évolution du mécanisme de détachement des particules. En se plaçant dans le cas le plus général, ils appliquent les lois connues de la mécanique (conservation de la masse et de la quantité de mouvement, énergie cinétique, 1^{er} et 2nd principe de la thermodynamique) à un ensemble constitué de deux corps en contact et perdant de la matière, afin de dégager un critère d'évolution de l'usure – critère associé à une frontière mobile, le front d'usure.

La Figure A-22 représente le système auquel sont appliquées les lois fondamentales de la mécanique. Il se compose de trois parties : deux corps en mouvement l'un par rapport à l'autre (\square_1 et \square_2), le troisième corps (\square_3) composé de particules d'usure venues des deux premiers.

Les interfaces \square_1 et \square_2 sont des surfaces de discontinuité mobile et leur mouvement définit l'usure. Tenant compte des flux de masse (de \square_1 vers \square_3 d'une part, et de \square_2 vers \square_3 d'autre part), sont écrits successivement pour ce système, la conservation de la masse et de la quantité de mouvement, le théorème de l'énergie cinétique, ainsi que les premier et second principes de la thermodynamique. Plus précisément, l'usure est définie par l'énergie dissipée aux frontières \square_1 et \square_2 , conséquences du transfert de masse.

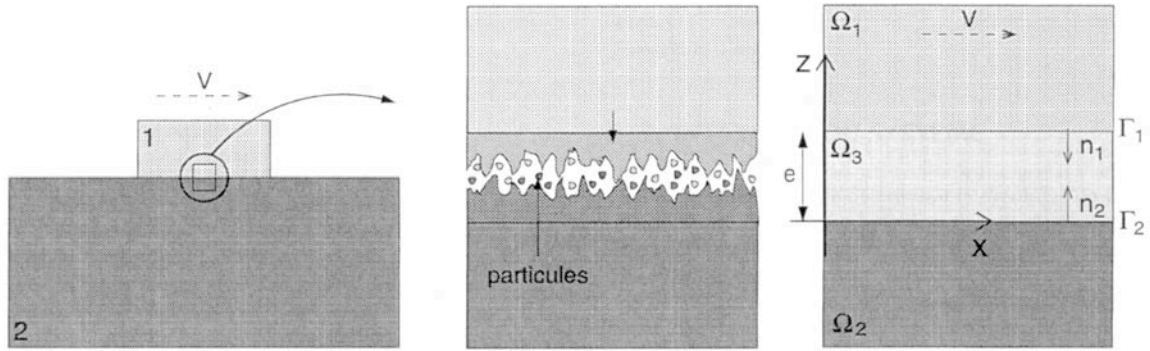


Figure A-22 : Système de deux corps en contact et leurs interfaces [DRAG99a].

L'analyse conduit à exprimer la dissipation d'énergie dans l'interface Ω_3 à partir des trois hypothèses : la continuité des déplacements, des efforts normaux et de la température aux frontières Γ_i .

En évaluant ainsi un taux de restitution d'énergie G_i (assimilé à une production d'entropie) associé à la surface de discontinuité mobile Γ_i , un critère d'usure peut être formulé de la manière suivante :

$$\begin{array}{ll} \text{Si } G_i < G_s & \text{il n'y a pas d'usure} \\ \text{Si } G_i = G_s & \text{il y a usure potentielle} \end{array}$$

Ce modèle a été implémenté par la suite en tenant compte du comportement du troisième corps (assimilé à un flux de particules ou à un solide visqueux) [DRAG00][DRAG01].

Les équations proposées par ce modèle peuvent être résolues à la fois par éléments finis ou de façon analytique. Il peut donc être inséré dans un code de calcul. Il évalue simplement la perte de matière (par usure douce) et le changement de géométrie à partir des paramètres essentiels que sont la vitesse d'usure et la fraction volumique de débris. Le coefficient de frottement, grandeur importante en tribologie, mais qui varie parfois rendant sa modélisation difficile, n'est pas une donnée du modèle. On peut cependant le déduire des contraintes normales et de cisaillement locales calculées.

Ce modèle a l'avantage d'être utilisable pour tout type de système à deux corps en contact en situation d'usure douce. Il permet également de prendre en compte le comportement du troisième corps, qu'il soit fait de particules, de lubrifiant ou d'un mélange des deux.

Cependant, les équations proposées et les formalismes sur lesquels elles reposent, se révèlent assez lourds à mettre en œuvre.

D'autres auteurs [DOEL00][LING02] travaillent également sur ce type d'approche en se basant sur les lois de la thermodynamique : ils considèrent l'endommagement comme un ensemble de processus irréversibles (usure, fracture).

Pour être conforme aux lois de la thermodynamique, les processus irréversibles d'endommagement doivent, de façon monotone, accroître l'entropie et diminuer les énergies thermodynamiques. Les processus irréversibles dissipent la puissance fournie et cela se traduit par la production d'entropie.

Les auteurs formulent ainsi un modèle de dégradation thermodynamique et montrent une bonne corrélation entre l'usure normalisée et la variation d'entropie normalisée. La normalisation divise chaque donnée d'usure (ou de variation d'entropie) à l'instant t par la valeur de l'usure (ou de variation d'entropie) mesurée en 1 heure, dans une configuration fixée. À la mise en œuvre de ce modèle, la principale difficulté est l'accès aux caractéristiques micromécaniques du 3^{ème} corps. Les études globales de l'usure présentent l'avantage de ne pas se focaliser sur un mécanisme d'endommagement en particulier.

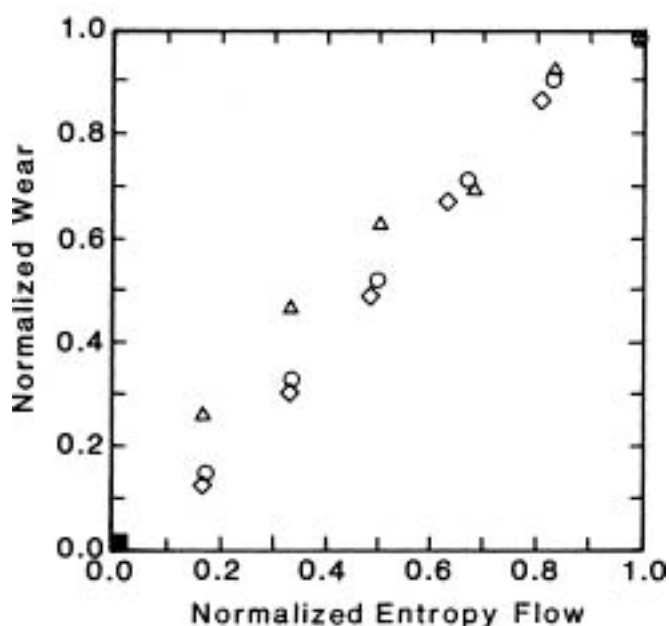


Figure A-23 : Usure normalisée en fonction de la variation d'entropie normalisée, chaque point représente la moyenne de 4 essais [LING02].

IV.1.3 Approche énergétique

Les auteurs [HUQ02] considèrent que l'usure des matériaux en contact non lubrifié résulte de la dissipation de l'énergie due au frottement. Ceci est appuyé par le fait que l'énergie dissipée par frottement peut conduire à une usure (fissuration, déformation plastique, réactions tribochimiques).

Les mécanismes d'usure sont gouvernés par la température de contact, les transformations de microstructure, la formation de films tribochimiques, les soudures des surfaces en contact, ou encore les ruptures liées aux contraintes thermiques et mécaniques. L'augmentation locale de la température et la perte de matière dans la piste de frottement résulteraient de l'énergie de frottement dissipée dans l'aire de contact.

Le concept de puissance de frottement dissipée par unité de surface, Q_f a été introduit par Matveevsky comme mesure du niveau de chauffage par frottement (dépense énergétique) ayant lieu

dans la zone de contact de deux surfaces frottantes. La température atteinte dans le contact est directement reliée à la puissance de frottement et à la géométrie du contact tout autant que la conductivité thermique des corps en contact. Q_f s'exprime de la forme :

$$Q_f = \mu P v / A_r \quad (\text{Équation A-4})$$

Avec μ le coefficient de frottement de type Coulomb, P la charge normale (N), v la vitesse de glissement relative (m/s), et A_r l'aire réelle de contact (mm²). La puissance de frottement exprime la quantité d'énergie dissipée par frottement dans la zone de contact, mais ne prend pas en compte le temps à partir duquel l'énergie est libérée aux matériaux en contact.

À la place de la puissance de frottement, Mohrbacher [MOHR95] parle du concept d'énergie cumulée dissipée, E_d , pour des conditions de contact de frottement alternatif (fretting). E_d est calculée à partir de la force tangentielle et des boucles de déplacement :

$$E_d = \int F_t d \quad (\text{Équation A-5})$$

Avec F_t la force tangentielle et d le déplacement linéaire (tous deux mesurés pendant l'essai). Cette approche a été utilisée par Huq et Celis [HUQ97] pour exprimer le taux d'usure sous forme de volume de matière perdue par unité d'énergie dissipée (Figure A-24) dans le cas d'un frottement unidirectionnel (bille sur disque). À partir de la Figure A-24, on peut déduire le volume usé par unité d'énergie dissipée. Cette courbe est intéressante d'un point de vue pratique car elle permet la quantification et la comparaison de la résistance à l'usure de différents matériaux dans le cas d'un frottement unidirectionnel. Dans ces conditions de frottement unidirectionnel, ils trouvent :

$$E_d = \mu P v t \quad (\text{Équation A-6})$$

Avec t la durée de l'essai. Mohrbacher [MOHR95] montre qu'il existe une relation linéaire entre l'énergie dissipée et le volume usé. Olofsson [OLOF95] a également étudié l'énergie dissipée pendant des essais de micro glissement oscillatoires. Comme précédemment, il trouve une relation linéaire entre l'énergie dissipée par cycle de micro glissement et l'amplitude de déplacements.

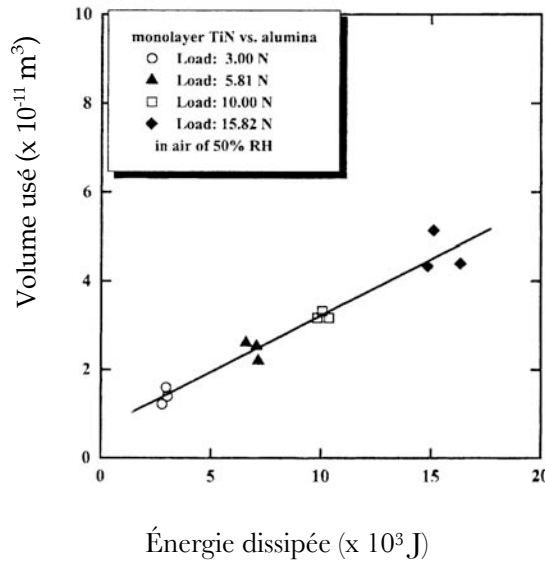


Figure A-24 : Usure en fonction de l'énergie dissipée cumulée dans le cas d'un frottement unidirectionnel d'une bille sur un disque sous différentes charges [HUQ97].

En se basant sur le modèle d'usure douce par oxydation de T.F.J. Quinn, les auteurs ont développé une nouvelle approche dans laquelle la constante d'oxydation parabolique a été remplacée par une cinétique d'oxydation linéaire. Ils considèrent que dans ces conditions d'essais (frottement sec), la croissance de l'oxyde est interrompue sans cesse par écaillage ou arrachements. Ainsi, le taux d'oxydation conserve sa valeur initiale élevée. Le modèle de Quinn prenant en compte une cinétique linéaire d'oxydation pour un pion sur disque s'exprime de la forme :

$$W = \frac{A_r [C_A \exp(-Q/RT_f)]}{f_0 \rho_0} t_g \quad (\text{Équation A-7})$$

avec W le volume usé, A_r l'aire réelle de contact, f_0 la fraction massique du film d'oxyde en contact avec l'oxygène, ρ_0 la densité moyenne d'oxydes formés dans l'aire réelle de contact et t_g pour le temps de glissement. C_A et Q sont, respectivement, la constante d'Arrhenius et l'énergie d'activation de l'oxydation, R la constante des gaz parfaits, et T_f la température éclair au niveau du contact.

Dans le mécanisme d'usure douce par oxydation, l'énergie est dissipée par génération de chaleur, oxydation et enlèvement de particules. D'après les Équations A-5 et A-6, l'énergie dissipée est reliée à μ , P , v . L'expression proposée pour calculer la température éclair dans le contact est $T_f = C_Q \mu v (P / \text{Dureté})$, où C_Q est une constante de proportionnalité. Ainsi, les auteurs relient le terme $C_A \exp(-Q / RT_f) t$ à l'énergie dissipée E_d pendant l'essai.

Pour un couple de matériaux donnés, l'Équation A-7 prend la forme :

$$W = \frac{A_r}{f_0 \square_0} E_d \quad (\text{Équation A-8})$$

Cette étude met en avant un modèle d'usure basé sur l'énergie dissipée en considérant les combinaisons des matériaux, les conditions environnementales et les aspects tribochimiques. Cependant, les auteurs observent qu'avec un accroissement de la charge appliquée lors de leur expérimentation, les mécanismes d'usure changent et ils n'observent plus de linéarité entre l'énergie dissipée et le volume usé : le modèle décrit dépend donc des conditions opératoires.

IV.1.4 Approche analytique

Les études [JIAN95, JIAN04] traitent des mécanismes de transition entre l'usure douce et sévère pendant le frottement sec des métaux à différentes températures de 20 à 600°C et sous des conditions de chargements et de vitesses faibles (les augmentations de températures de surface sont faibles et les effets du dégagement de chaleur dus au frottement sont minimes).

Partant du principe que les particules d'usure peuvent être soit écartées soit piégées dans le contact, les auteurs proposent un modèle pour l'établissement d'une couche protectrice (faite de débris agglomérés). Ils supposent également que le taux d'usure de la couche protectrice est négligeable comparé à celui des surfaces sans couche protectrice et, que les débris proviennent uniquement des surfaces non couvertes.

En posant :

- $N(t)$ le nombre de particules d'usure produites par unité de temps sur une unité de surface à l'instant t ,
- $f(D)$ la fonction représentant la distribution des tailles de ces débris,
- $f(D) dD$ une fraction de l'ensemble des particules qui ont une taille D ,
- $C_e(t)$ la part de la surface apparente de contact $A_a(t)$ recouverte par le couche protectrice,
- $P_r(D)$ la probabilité qu'une particule d'usure de diamètre D soit écartée du contact (cela dépend également d'autres propriétés comme les géométries en contact ou les capacités des particules à s'agglomérer).

Sur l'aire apparente de contact $A_a(t)$, de nouveaux débris sont produits uniquement de la fraction d'aire non recouverte, $[1 - C_e(t)]$; le nombre total de débris générés sur un intervalle de temps dt , est égal à $A_a(t) N(t) [1 - C_e(t)] dt$.

Parmi les nouvelles particules formées, seule une fraction $f(D) dD$ des particules a un diamètre D , chacune ayant un volume de $\pi D^3/6$. Ces particules seront éjectées du contact, créant une perte de matière, si $P_r(D)=1$.

Les auteurs expriment ainsi le volume usé $W(t)$ des échantillons après un temps de glissement t :

$$W(t) = \frac{\pi}{6} \int_0^t \left\{ A_a(t) N(t) [1 - C_e(t)] \int_0^{\infty} D^3 f(D) P_r(D) dD \right\} dt \quad (\text{Équation A-9})$$

En posant $[1 - P_r(D)]$ la probabilité que les particules de diamètre D soient retenues dans le contact, alors le volume de débris à l'instant t s'écrit :

$$W_{ret}(t) = \frac{\pi}{6} \int_0^t \left\{ A_a(t) N(t) [1 - C_e(t)] \int_0^{\infty} D^3 f(D) [1 - P_r(D)] dD \right\} dt \quad (\text{Équation A-10})$$

Postulant que toutes les particules retenues dans le contact sont transférées vers la couche de débris agglomérés, d'épaisseur moyenne \bar{y} , alors le taux de recouvrement de l'aire apparente par des couches protectrice est de :

$$C_c = \frac{W_{ret}(t)}{A_a \bar{y}} \quad (\text{Équation A-11})$$

À températures élevées, les couches d'oxydes (*glazed zones*) peuvent se développer sur le haut des débris compactés via l'oxydation des particules usées (bien que ce ne soit pas le seul mécanisme d'agglomération des débris). Cette oxydation suit des cinétiques qui permettent d'exprimer une épaisseur de couche d'oxydes, y :

$$y = k_{ox} g(t) \quad (\text{Équation A-12})$$

Où $g(t)$ est une fonction « adéquate » du temps et k_{ox} une constante.

Pour avoir un effet protecteur, les couches d'oxydes *glazed* doivent dépasser une épaisseur critique \bar{y} . Le temps critique t_c correspondant à la formation de ces couches *glazed* protectrice s'écrit :

$$t_c = g^{-1}(\bar{y}) \quad (\text{Équation A-13})$$

Où $g^{-1}(\bar{y})$ est la fonction inverse de $g(t)$.

Si une aire de couche de débris compactés, $dA_c(t_g)$, est créée au temps t_g , alors une couche *glazed* va se former sur cette surface au bout d'un temps t_c , c'est-à-dire à un temps $t_c + t_g$. Donc, le recouvrement C_g de l'aire apparente de contact par des surfaces *glazed* à un temps t :

$$C_g(t) = \int_0^{t-t_c} \frac{dA_c(t_g)}{A_a(t)} \quad (\text{Équation A-14})$$

Il est évident qu'à la fois les aires de débris compactés et les surfaces *glazed* coexistent dans la zone de contact. Même si les deux types de recouvrement sont protecteurs, les couches *glazed* sont quand

même plus efficaces dans leur rôle protecteur. Quand les deux types de couches protectrices sont présentes (débris agglomérés et couches d'oxydes *glazed*), le recouvrement équivalent peut s'écrire :

$$C_e = \frac{C_c}{C_{c_limit}} + \frac{C_g}{C_{g_limit}} \quad (\text{Équation A-15})$$

Les valeurs de C_{c_limit} et C_{g_limit} sont obtenues expérimentalement.

Il n'a pas été posé d'hypothèses spécifiques sur les mécanismes de génération de débris d'usure, ni sur le nombre et la taille des débris, tout comme la probabilité qu'ils soient retenus ou éjectés du contact. Ainsi, même si ce modèle est basé sur la production de débris lors du frottement, il peut également s'appliquer dans le cas de particules injectées volontairement dans le contact.

Les auteurs ont ensuite introduit des critères de taille et de géométrie de contact pour savoir si une particule va adhérer ou être éjectée.

Toujours en se basant sur ce modèle d'usure, ils ont étudié l'influence de la température ambiante sur l'usure, mais aussi de la pression partielle d'oxygène sur la taille débris et les cinétiques de génération de débris. Des simulations basées sur ce modèle ont été corrélées avec des résultats expérimentaux (Figure A-25).

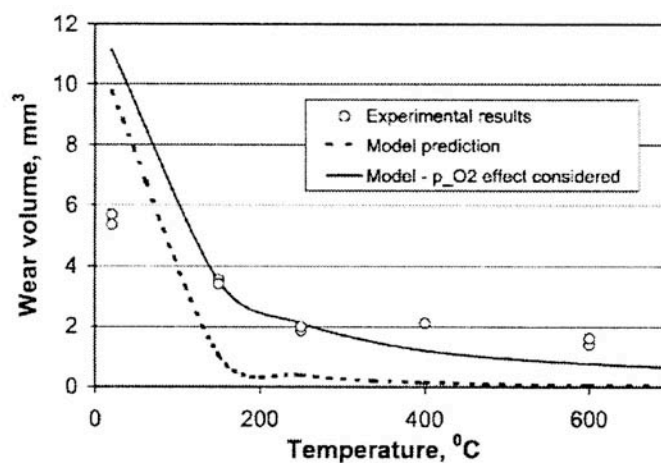


Figure A-25 : Comparaison des volumes usés calculés et mesurés expérimentalement en fonction de la température d'essai [JIAN04].

Un modèle mathématique a été développé pour décrire la formation de couche protectrice face à l'usure et la transition entre usure sévère et douce. Ce modèle peut s'appliquer à tout système en frottement sec faisant apparaître une transition dans l'usure résultant de la formation de couches de tribo-débris compactés. Dans ce modèle, les auteurs se sont attachés à décrire les mécanismes de transfert en mettant l'accent sur leur effet protecteur. Cette approche reste tributaire du couple de matériaux antagonistes car le transfert n'est pas systématique en frottement et de la température d'essai car la prédiction majore l'usure à basse température (Figure A-25).

IV.1.5 Approche basée sur la fatigue

Les auteurs [KIM95] ont étudié les relations entre les propriétés en fatigue oligocyclique et celles de la résistance à l'usure par grippage. Ils pensent que l'usure est un phénomène mécanique particulier qui devrait pouvoir être couplé avec la nature des matériaux, leur capacité à se déformer, notamment de façon cyclique, leur ductilité...

Ils en déduisent que l'usure dépend notamment de l'aptitude des matériaux à résister à la fatigue oligocyclique. Pour corrélérer ces propriétés, ils ont effectué des essais d'usure en utilisant un dispositif de type pion-disque. Le disque est en acier avec différents traitements thermiques afin d'obtenir des caractéristiques mécaniques différentes (dureté, limite élastique, contrainte de rupture, coefficients de la loi de Manson-Coffin et de Basquin, ...) résumées dans le Tableau A-8.

Ces données sont utiles pour l'élaboration de leur théorie sur le couplage usure/fatigue oligocyclique.

Remarque : pour les résultats présentés ci-après, les auteurs ont étudié deux aciers supplémentaires par rapport aux données du Tableau A-8. Le 4340 trempé et revenu à 221°C avec une dureté de 500 HB et le 1020 « normalisé » présentant une dureté de 179 HB.

Tableau A-8 : Propriétés mécaniques et propriétés en fatigue oligocyclique des aciers en fonction des traitements thermiques.

Propriétés	Recuit	Trempe et revenu à (°C)			
		688	649	593	454
Dureté, HB	217	247	271	319	409
Module d'élasticité, GPa	207	208	209	209	212
Limite d'élasticité (0,2%), MPa	661	779	854	992	1282
Résistance mécanique, MPa	737	792	889	1102	1447
Striction, %	64	62	61	57	49
Coefficient de la limite à la rupture en fatigue σ_f' , MPa	1240	1275	1378	1543	1860
Coefficient de ductilité en fatigue σ_f'	1,02	0,99	0,94	0,84	0,67
Exposant de la limite à la rupture en fatigue, b	-0,088	-0,085	-0,082	-0,074	-0,068
Exposant de ductilité en fatigue, c	-0,609	-0,632	-0,643	-0,669	-0,754
Nombre de cycles à la rupture, N_f	9450	5400	3470	1445	280

Trois types d'essais ont été réalisés :

- test de chargement par palier identique quelle que soit la dureté du matériau
- test d'endurance sous chargement relatif constant ; c'est-à-dire pour chaque chargement, le niveau relatif par rapport à la limite d'écoulement est choisi constant
- test de chargement par palier avec des séquences proportionnelles à la limite d'écoulement des différentes nuances.

Ces tests ont permis aux auteurs de classer la résistance des matériaux à l'usure en relation avec les propriétés de fatigue oligocyclique. Les résultats des essais b et c sont respectivement donnés dans le Tableau A-9 et le Tableau A-10.

Rappelons que les lois de Manson et Hirschberg traduisant respectivement les propriétés en fatigue oligocyclique et polycyclique peuvent se résumer par la formule suivante :

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \frac{\Delta \epsilon_p}{2} + \frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \epsilon_f' (2N_f)^c + \frac{\epsilon_f^i}{E} (2N_f)^b \quad (\text{Équation A-16})$$

- avec
- N_f le nombre de cycles à la rupture
 - $\Delta \epsilon_p$ amplitude de déformation plastique
 - $\Delta \epsilon_e$ amplitude de déformation élastique
 - $\Delta \epsilon$ amplitude de déformation totale
 - b exposant de la limite à la rupture en fatigue (négatif)
 - c exposant de ductilité en fatigue (négatif)
 - ϵ_f' coefficient de la limite à la rupture en fatigue
 - ϵ_f^i coefficient de ductilité en fatigue.

Tableau A-9 : Résistance des surfaces à l'usure en relation avec les propriétés en fatigue oligocycliques (essai de type b).

Dureté Brinell	Charge appliquée (N)	Cycles de frottement à rupture
500	466	2
409	373	6
319	295	45804
217	255	166320 cycles sans rupture
179	168	166320 cycles sans rupture

Tableau A-10 : Résistance des surfaces à l'usure en relation avec les propriétés en fatigue oligocycliques (essai de type c).

Hrc	Dureté Brinell	Charge initiale (N)	Incrément de chargement (N)	Temps de frottement t (s)	Nombre de cycles à chaque incrément de charge			Cycles équivalent de déformation	
52	500	261	173	9	20			20	
44	409	211	142	202	446			446	
34	319	165	111	332	732			732	
28	271	140	94	836	1320	519		2182	
24	247	130	86	1276	1320	1320	167	3899	
17	217	112	75	2233	1320	1320	1320	953	9414
8	179	93	62	2289	1320	1320	1320	1076	9780

Puisque les niveaux de chargement sont proportionnels à la dureté, qui est supposée en relation directe avec le seuil de plasticité, les auteurs proposent une approche simplifiée afin de caractériser les déformations dans chaque cas. Ainsi, au premier niveau d'intensité unitaire, 20 cycles correspondent à une déformation équivalente de 20 unités. Cette caractérisation permet d'avoir une idée de la mesure du trajet de déformation. Les auteurs constatent que la sensibilité à l'usure varie en sens inverse de la dureté, ce qui est analogue aux propriétés en fatigue. Ils tentent ensuite d'établir une corrélation en essayant de reporter le nombre de cycles de résistance au grippage en fonction des paramètres c et $[J]^p$ qui caractérisent la résistance à l'usure oligocyclique (Figure A-26).

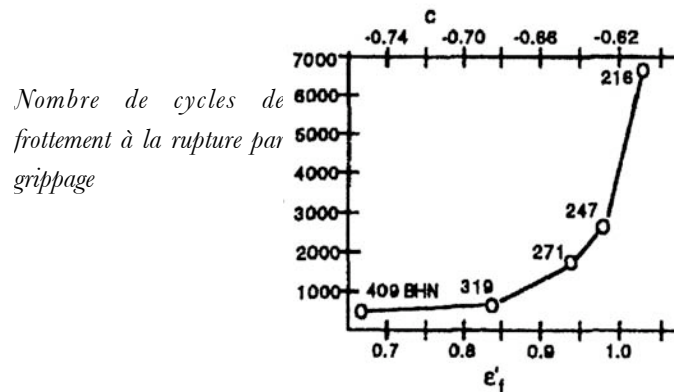


Figure A-26 : Corrélation entre la résistance au grippage et les paramètres c et $[J]^p$ de la fatigue oligocyclique [KIM95].

Deux ans plus tard, Dang Van [DANG97] a simulé les travaux de Kim et Ludema et a associé l'usure à l'accommodation plastique, et donc les propriétés en fatigue oligocyclique.

Cette analyse reste globale dans la mesure où la variation de surface n'est pas prise en compte. Notons que les auteurs en sont bien conscients puisqu'ils mentionnent explicitement que c'est la principale difficulté à surmonter pour poursuivre plus loin cette démarche qui consiste à évaluer les déformations plastiques sous le contact, ainsi que le taux de rochet par cycle [JOHN95] qui intervient certainement dans le mécanisme d'usure.

Conclusion

Les quelques modèles présentés ici montrent que les approches de l'usure peuvent être très différentes en fonction de l'approche scientifique choisie : énergétique, mathématique,....

On trouve dans ces approches une même volonté d'exprimer des lois globales qui pourraient s'appliquer à un maximum de cas tribologiques. De plus, d'autres approches existent. Citons par exemple Suh ou Rigney qui ont essayé de corréler les propriétés microstructurales (mouvement des dislocations) à l'usure. Nous reviendrons sur ces modèles dans le chapitre C. Une autre approche consiste à exprimer la constante K_A de la loi d'Archard en fonction des propriétés des matériaux [KO00][STUP99][GARC03].

Cette partie a permis de rappeler les différents outils disponibles pour la construction d'un modèle d'usure.

IV.2 Les modèles d'usure utilisés en forgeage

IV.2.1 Approches basées sur le modèle d'Archard

IV.2.1.1 Modèle d'Archard basé sur l'indentification des flux thermiques

En se basant sur des observations de dégradation après une centaine de frappes de matrices industrielles, les auteurs [KIRC99a] constatent de l'usure abrasive, du faïençage par fatigue thermique et une combinaison des deux suivant la localisation de la dégradation sur la matrice. Les auteurs se sont attachés à analyser les mécanismes de dégradation par fatigue thermique pure. Ils ont ainsi déterminé les flux thermiques à partir de matrices de forgeage instrumentées, avec identification des flux par un code de calcul par éléments finis (ZéBuLon couplé à SiDoLo).

Les valeurs du paramètre d'Archard ont été prises constantes pour le calcul de l'usure ; pour leur simulation, les auteurs utilisent des valeurs numériques qui ont été obtenues sur un tribomètre galet/disque à hautes températures de l'Université Technologique de Compiègne (UTC).

Pour identifier les flux thermiques et essayer de prendre en compte les effets de conduction et de frottement, les zones de contact entre le lopin et l'outil ont été décomposées en 3 zones (Figure A-27). Cela permet d'identifier le flux pour chaque zone.

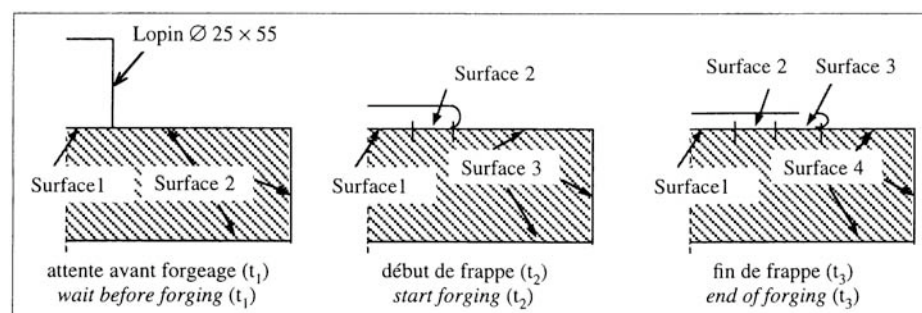


Figure A-27 : Localisation des différentes surfaces prises en compte dans l'identification du flux thermique [KIRC99A].

Pour modéliser l'endommagement par fatigue thermique, ils ont utilisé une loi de comportement de type Chaboche prenant en considération la viscoplasticité, l'écrouissage isotrope et les écrouissages cinématiques linéaire et non linéaire, le tout couplé aux résultats de fatigue oligocyclique isotherme menés jusqu'à la rupture.

En comparant les endommagements réels d'usure et ceux simulés, ils constatent un écart dans les pertes de côtes (sous estimées localement par la simulation). Cet écart peut s'expliquer par des mécanismes d'usure non modélisés (abrasion des particules dures de calamine).

Pour les outillages, l'analyse des distributions des températures issues des calculs de modélisation de forge à chaud montre que le faïençage thermique se superpose à l'usure abrasive.

L'identification des flux thermiques a montré que les faïençages sont associés à des « flashes » importants générés par le frottement et de grandes vitesses de déformation plastique.

La prise en compte des flux ainsi identifiés dans la modélisation thermomécanique permet de déterminer les profondeurs affectées par la déformation plastique (Figure A-28). La localisation de ces déformations permet de prédire où l'endommagement risque de se produire. La déformation plastique cumulée présentée sur la Figure A-28 somme la perte de côtes par usure et l'épaisseur de la couche déformée résiduelle en fin d'essai. En fait, les auteurs considèrent que la perte de côtes par usure, est une couche qui avant d'être abrasée, s'est déformée plastiquement.

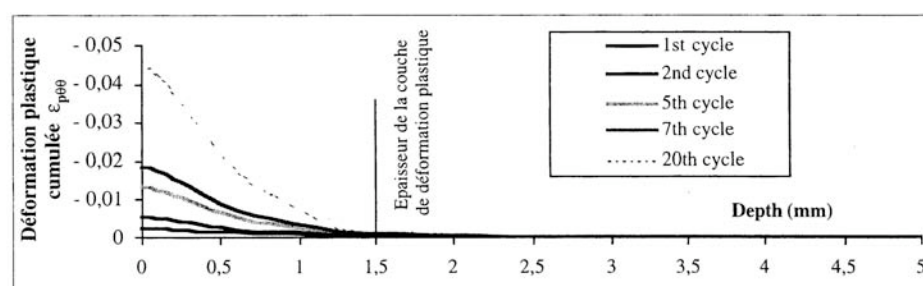


Figure A-28 : Accumulation de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles [KIRC99A].

IV.2.1.2 Modèle d'Archard basé sur l'adoucissement

La littérature sur le forgeage prétend que l'usure par abrasion est responsable d'environ 70 % des mises au rebut des matrices, il est donc primordial pour l'industriel d'avoir une estimation la plus précise possible de l'usure des matrices en conditions de forgeage. Dans sa thèse, Y. Thoré [THOR84] a développé un modèle basé sur la loi d'Archard [ARCH53] à partir de résultats d'usure obtenus au cours d'essais d'écrasement de tas plats (Équation A-17). Le coefficient K_A , déterminé expérimentalement, résume tous les mécanismes intervenant dans le processus d'usure, et qui n'ont pas été quantifiés (influence du film de transfert calamine et lubrifiant, évolution de la microstructure,...).

$$V = K_A P d / H_v^m \quad (\text{Équation A-17})$$

Avec V le volume usé (m^3),
 et m exposant exprimant l'influence de la dureté sur la vitesse d'usure ($2 \leq m \leq 3$),
 P la force normale (N),
 d la longueur de glissement (m),
 K_A le coefficient d'usure d'Archard,
 H_v la dureté de la matrice ($300 \leq H_v \leq 1200$).

Dans le cadre d'un programme industriel intitulé ACR II (Action Concertée de Recherche II), K. Mahjoub [MAHJ99a] a modifié le modèle exprimé par Thoré : une modélisation de l'usure (Équation A-18) par abrasion permet de calculer la perte de côtes Δh en un point de la surface de

l'outil via le code de calcul FORGE 2®. La simulation de l'opération de forgeage fournit à partir du coefficient de frottement de type Tresca \bar{m} et des coefficients de transfert thermique les grandeurs significatives : la pression de contact $p(\bar{m})$, la vitesse de glissement $V(\bar{m})$ et les températures superficielles de l'outil T_S^{out} et du lopin $T_S^{mét}$. Celles-ci déterminent la dureté H_v et H_{vc} respectivement de la surface des outils et de la surface du lopin. K_F représente l'influence du film de transfert (calamine + lubrifiant) dans les conditions du contact en forgeage à chaud. Ce coefficient, déterminé expérimentalement, résume tous les mécanismes intervenant dans le processus d'usure et qui n'ont pas été quantifiés. K_W est un facteur dépendant du tungstène équivalent de l'outil.

$$\Delta h = K_F K_W \int_{H_v^m}^{p(\bar{m})V(\bar{m})} \frac{f}{H_{vc} T_S^{mét}} dt \quad (\text{Équation A-18})$$

Cette modification du modèle introduit une troisième grandeur interfaciale dite facteur d'usure K_F qui décrit globalement les divers effets non modélisés actuellement : effet protecteur du film lubrifiant, effet de l'endommagement de l'outil induit par les cycles thermiques. Les matrices de forgeage à chaud subissent donc une succession de chocs thermiques du type contacts corps chaud (lopin)- corps froid (matrice). Ils engendrent dans l'outil des fluctuations importantes de température qui modifient sa structure, produisent des phénomènes de diffusion thermique, engendrent des contraintes et des déformations plastiques avec pour conséquences la présence de contraintes résiduelles, de fissures et un adoucissement du matériau.

L'évaluation de l'usure des matrices nécessite donc la mesure du facteur d'usure K_F de l'acier à outil dans l'état physico-chimique et microstructural engendré par les conditions de forgeage. Les auteurs ont donc développé un banc d'usure par abrasion à chaud qui permet de déterminer la vitesse d'usure des échantillons : un pion frotte sur une piste en matériau « inusable » (carbure de tungstène lié au cobalt – dureté très élevée) sous charge et vitesse constantes. L'équation A-19 fournit le volume d'usure W associé à la diminution de hauteur de l'éprouvette Δh pour une force normale P après une longueur de glissement d (formule où Pd/dV est en kPa et H_v en vickers) :

$$W = \frac{\Delta h}{3} \left((R_i + \Delta h)^3 - R_i^3 \right) = 4,6 K_F \frac{Pd}{H_v^{2,1}} \quad (\text{échantillon en X38CrMoV5}) \quad (\text{Équation A-19})$$

Cette formule permet donc de calculer la valeur du facteur d'usure lors de nos essais. Par ailleurs, la mesure de la force tangentielle F_t permet de déterminer le coefficient de frottement de Coulomb ($\mu = F_t/P$) lors de l'essai, et non le coefficient de Tresca.

D'autres auteurs [BARI96] ont développé un essai de laboratoire dans le but de vérifier les modèles d'usure micromécaniques dans le cas de mise en forme à chaud utilisés par les codes éléments finis et aussi pour évaluer les paramètres d'usure par méthode inverse numérique. Ce type d'essai fait le lien entre les matrices industrielles étudiées par Thoré [THOR84] et les pions testés sur le banc d'abrasion de Mahjoub [MAHJ99a]. L'avantage de ce type d'essai est de se rapprocher de la

configuration industrielle dans le procédé tout en ayant accès à des paramètres comme la vitesse de glissement ou la pression de contact. Ils arrivent ainsi à une estimation de l'usure de la forme :

$$W_i = K_A \int \frac{p_i \cdot V_i}{H_i} dt \quad (\text{Équation A-20})$$

Avec p_i la pression de contact,
 V_i la vitesse de glissement,
 H_i la dureté de l'outil mesurée après un maintien 20' à la température d'essai,
 K_A le coefficient d'Archard.

Dans une étude plus récente, J. H. Kang [KANG99] a implémenté ce modèle en ajoutant l'influence de la durée du maintien en température de l'outil pour traduire son adoucissement.

La formulation reste la même, car elle s'appuie également sur le modèle d'Archard, mais elle traduit la dureté en fonction du temps et de la température $H(T,t)$.

Les modèles présentés dans ce paragraphe sont tous utilisés pour prédire l'usure dans le cadre du forgeage (à chaud) et se basent tous sur la loi d'usure d'Archard. L'évolution principale entre le modèle initié par Archard et ceux présentés dans le cadre du forgeage est la prise en compte de la vitesse de glissement par opposition à la distance de glissement. Les modèles dérivés de cette loi basés sur l'adoucissement thermique, l'énergie dissipée (vitesse de glissement et charge) sont discrétisés et insérés dans un code de calcul par éléments finis. Les codes de calcul permettent le plus souvent d'évaluer la grandeur mécanique $F_n \int d$ en tout point de la surface qui peut être corrélée à la perte de côtes par l'intermédiaire de la loi d'Archard.

L'avantage d'insérer ces modèles dans des codes de calcul est d'avoir un comportement local pris en compte dans l'évaluation de l'usure : on peut estimer la vitesse de glissement et la température locales et ainsi les propriétés mécaniques associées.

L'inconvénient principal de ces modèles est le coefficient d'Archard dont la valeur n'est valable que pour un matériau donné dans des conditions d'essai spécifiques.

IV.2.2 Approche basée sur une loi empirique

Le deuxième type de formule d'usure a été proposée par Doege [DOEG94] et est de nature empirique. Après avoir énuméré les principaux facteurs intervenants dans une opération de forgeage (et pour une géométrie fixée), une loi expérimentale a été établie en faisant varier chacun des facteurs tout en essayant de garder les autres constants :

$$T_u = f(R_m)^{1,05} f(dT)^{1,1} f(p_p)^{0,95} f(L_W)^{0,66} f(R)^{0,54} f(A_c)^{0,63} f(x)^{0,29} \quad (\text{Équation A-21})$$

Avec	
T_u	taux d'usure
$f(R_m)=1,468(R_m/R_{m0})^2-4,634(R_m/R_{m0})+4,139$	influence de la dureté initiale de l'outil ($R_m \square H_v/3$).
$f(dT)=-0,59+3,7(T_R-T_A)/T_R$	influence de la température (T_R la température du lopin et T_A la température de revenu de l'outil).
$f(p_p) = p_i/p_0$	influence de la pression de contact.
$f(L_W)$	influence de la composition chimique de l'alliage.
$f(R)=-0,04 (R/R_0)^2-0,4(R/R_0)+1,44$	influence du rayon de courbure du point considéré.
$f(A_c)=A_{max} / A_i$	influence de la surface réelle de contact ($A_i = F_i / H_v$).
$f(x)=10,8+12,9 \log (x)$	influence du nombre de cycles.

Ceci constitue une base de données fournissant des informations intéressantes sur le sens de variation de l'usure par rapport aux principaux facteurs rencontrés dans une opération de forgeage.

Le champ d'application d'un tel modèle est réduit à l'identification des paramètres dans certaines conditions de forgeage, difficiles à extrapoler pour des cas situés en dehors du domaine d'investigation. Une autre critique est la manière dont la température est prise en compte dans le modèle : l'usure n'est pas directement influencée par la température mais plutôt par les modifications structurales qu'elle entraîne (ou encore sur le rôle des débris). Le modèle ne gère qu'une différence de température sans tenir compte du niveau de celles-ci.

L'originalité de cette loi réside dans le fait qu'elle ne s'appuie pas sur la loi d'Archard, mais elle reste très limitée dans son cadre d'application.

V. Conclusion

La première partie de ce chapitre a permis d'acquérir les connaissances nécessaires à l'étude tribologique du X38CrMoV5 dans le cadre du forgeage à chaud. L'analyse des mécanismes de dégradation des outils de forge à chaud a permis de mettre en relation les endommagements de l'outillage et le frottement : principalement l'usure abrasive et la déformation plastique des couches superficielles.

Dans notre étude, nous nous pencherons sur l'influence de la dureté initiale de l'acier sur le frottement et l'usure. L'usure sera dans la suite défini comme la modification géométrique des surfaces en contact. Cependant, l'accent sera mis sur la nuance à 47 HRC, largement utilisé en forgeage à chaud. Il est attendu qu'une différence de comportement apparaisse, notamment aux températures proches des températures de revenu.

Compte tenu du déroulement de notre essai, l'oxydation du X38CrMoV5 ne devrait pas être importante puisque le pion est laissé à température ambiante avant l'essai. Les temps d'exposition aux températures élevées ne sont pas suffisants pour avoir des couches d'oxydes très développées. Rappelons que le champ de contraintes développées dans le pion et dans le disque n'est pas le même. Ainsi, les effets de fatigue subis par les deux antagonistes sont différents. Cela se traduit par des cinétiques d'usure du pion et du disque.

La dernière partie de cette étude met en exergue la complexité de la mise en œuvre d'une loi d'usure « universelle » qui prendrait en compte l'ensemble des modes d'endommagement. Il apparaît plus raisonnable de tenter d'associer un modèle d'usure à un type de dégradation afin de limiter le nombre de paramètres et conserver une loi aisément utilisable en laboratoire ou de façon industrielle. Néanmoins, on trouve généralement un mécanisme d'usure prédominant dans un système tribologique. Cette présentation nous montre qu'il faudra dans la suite, attacher une importance particulière à l'identification des paramètres qui pilotent l'usure dans notre investigation, en prévision de la modélisation de l'endommagement du X38CrMoV5.

Chapitre B. MOYEN D'ESSAI ET RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Chapitre B. Moyen d'essai et résultats expérimentaux _____ **59**

I. Moyen d'essai	62
I.1 Description du tribomètre pion sur disque du CROMeP	62
I.1.1 Procédure d'essai	65
I.1.2 Étalonnage	65
I.2 Géométries et compositions chimiques des éprouvettes	65
I.2.1 Le disque	65
I.2.2 Le pion hémisphérique	67
I.2.3 Le pion issu du banc de fatigue thermique du CROMeP	69
I.2.3.1 Présentation banc de fatigue thermique du CROMeP	69
I.2.3.2 Éprouvettes du banc de fatigue thermique	70
I.2.4 Le pion issu du banc d'indentation cyclique du CEMEF	72
I.2.4.1 Présentation du banc d'indentations cycliques à chaud du CEMEF	72
I.2.4.2 Éprouvettes du banc d'indentations cycliques à chaud	73
II. Résultats tribologiques	75
II.1 Influence de la température d'essai	75
II.1.1 Courbes de frottement en fonction de la température	75
II.1.2 Observation des faciès des dégradations des pions	78
II.1.2.1 Surface	78
II.1.2.2 Observations en coupe	80
II.1.3 Évolution de la dureté	83
II.2 Influence de la nitruration	84
II.2.1 Courbes de frottement en fonction de la température	85
II.2.2 Observation des dégradations	85
II.3 Évaluation des températures de contact	87
II.4 Influence de la géométrie des pions	90
II.4.1 Essais sur les éprouvettes de fatigue thermique	90
II.4.2 Essais sur les pions plans	93
II.5 Discussion	99

Demande industrielle

Les premiers travaux de cette thèse, présentés dans ce chapitre, répondent à une demande industrielle (projet Simulforge et PSA). En effet, les industriels souhaitent pouvoir prédire par la simulation l'évolution des dégradations de leurs outillages de forge en cours d'utilisation pour obtenir deux renseignements majeurs :

- * La prédiction du mode de dégradation prépondérant et sa localisation sur l'outillage,
- * La possibilité de pouvoir prédire la durée de vie de l'outillage suivant des critères définis.

Pourvu de ces renseignements, les industriels peuvent alors :

- * Augmenter la durabilité de l'outillage donc diminuer le coût de la pièce forgée en modifiant leur gamme de forgeage, la métallurgie ou la géométrie de leur outillage,
- * Améliorer le rendement synthétique en adaptant la taille des convois à la durabilité de l'outillage prévue,
- * Maîtriser les investissements en prévoyant dès le lancement les fréquences de changement ou de réparation d'outils.

Au CROMeP, cette demande industrielle s'est traduite par deux thèses sur l'endommagement des outillages de forge à chaud dans le cadre du projet national Simulforge : l'une sur l'endommagement par fatigue thermomécanique [DAFF04], l'autre sur l'étude des mécanismes de dégradation des surfaces du X38CrMoV5 lors du frottement à hautes températures.

Pour ce travail, la demande industrielle s'est synthétisée en trois axes d'investigations :

- * Évolution du coefficient de frottement en fonction de la température
- * Influence d'une couche de nitruration
- * Étude du rôle de la fissuration en fatigue, en particulier la fissuration multiaxiale (faïençage, en fatigue thermique) sur le frottement et l'endommagement des surfaces, à l'aide d'essais séquentiels de « pré fatigue » suivis d'essais de frottement sur des éprouvettes adaptées.

À travers cette démarche expérimentale, nous tentons d'apporter des éléments pertinents pour évaluer la durée de vie des outillages de forge à chaud.

Au cours de ce chapitre, nous présenterons dans un premier paragraphe le moyen d'essai utilisé lors de cette étude. Cette présentation est importante pour la compréhension du déroulement de l'essai. Ceci nous permet également d'introduire les différentes géométries de pion admissibles sur le tribomètre. En effet, des évolutions du moyen d'essai étaient nécessaires pour l'étude de l'interaction fatigue/frottement.

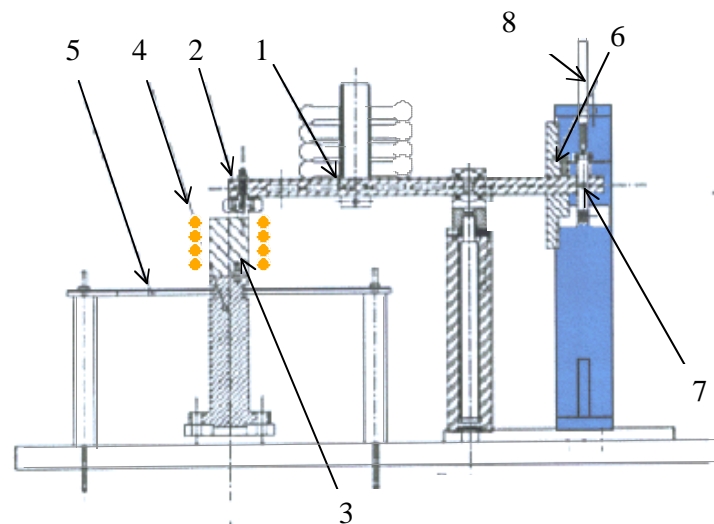
Les résultats expérimentaux répondant aux souhaits industriels seront présentés et discutés dans le second paragraphe.

I. Moyen d'essai

I.1 Description du tribomètre pion sur disque du CROMeP

Le moyen d'essai développé lors d'une précédente thèse [VERG01] de type pion sur disque, est conçu pour être utilisé pour n'importe quel type de procédé de mise en forme à chaud. Le moyen d'essai (Figure B-1) n'est pas destiné à reproduire les efforts engendrés pendant une opération de forgeage à chaud, mais à retrouver les mêmes mécanismes de dégradations que ceux observés sur les outillages de forgeage.

Pour être représentatif des opérations de mise en forme à chaud, le pion représentant l'outil doit être maintenu à la température ambiante alors que le disque représentant le matériau à mettre en forme doit être porté à haute température. Le moyen de chauffage du disque est l'induction car elle permet de ne chauffer que le disque en laissant le pion à température ambiante. L'élévation de température du pion est due à la conduction thermique, au rayonnement du disque ainsi qu'au frottement lors du contact pion disque.



- | | |
|-----------------------------------|---|
| <i>1 - Mise en charge du bras</i> | <i>6 - Equilibrage du bras</i> |
| <i>2 - Pion</i> | <i>7 - Capteur pour mesure d'effort tangentiel</i> |
| <i>3 - Disque</i> | <i>8 - Capteur de déplacement pour mesure d'usure</i> |
| <i>4 - Système inductif</i> | |
| <i>5 - Ecran thermique</i> | |

Figure B-1 : Schéma de principe du tribomètre pion sur disque haute température du CROMeP.

Le disque (3) est animé d'un mouvement rotatif continu. Le mandrin porte disque est directement relié à l'arbre d'un moteur triphasé autorisant des vitesses de rotation de 10 à 3000 tr/min. L'asservissement est assuré par un variateur de fréquence. Pour tous nos essais, le moteur délivre un couple constant dès la mise en rotation.

Le disque (3) peut être chauffé jusqu'à des températures de 1000°C par chauffage par induction (4). L'homogénéité de la température à la surface du disque a été vérifiée par le positionnement de thermocouples sur toute la longueur du diamètre. Nous avons effectué deux vérifications à 700°C et 950°C. A 700°C, un gradient de 15°C entre le centre du disque et le bord a été mesuré. De même, à 950°C, nous trouvons un écart de 20°C entre le centre et le bord du disque. Cela donne un gradient moyen de 0,85°C/mm à 700°C et 1,14°C/mm à 950°C. L'écart de mesure sur le diamètre pour ces deux températures est très légèrement supérieur à 2%. Cependant, on peut considérer la température dans la piste de frottement comme homogène puisque l'on retrouve des isothermes sur chaque rayon de la piste de frottement. De plus, comme les traces d'usure sont généralement inférieures à 4 mm de largeur, la différence maximale de température dans la trace serait d'environ 4°C pour un essai à 950°C.

Lors de la mise en rotation, le contrôle de la température superficielle du disque est assuré par un pyromètre bi chromatique Impac (Infratherm IGAQ 10 –LO - plage de mesure de 300 à 1100°C) dont le faisceau, de diamètre 1,5 mm, est situé dans la trace de frottement. Le principal avantage d'un pyromètre bi chromatique est qu'il utilise deux longueurs d'onde différentes pour la mesure de la température. Ainsi, le pyromètre n'est pas perturbé lors d'un changement d'émissivité du corps mesuré, changement qui intervient lors de l'oxydation du disque dans notre expérimentation. La mesure dans la piste de frottement présente aussi l'avantage d'avoir une surface toujours à la même température face au pion. On s'affranchit également des problèmes qui peuvent survenir lors de la formation d'un lit de débris de part et d'autre de la piste de frottement. Ce moyen de mesure à distance et sans contact est idéal pour notre moyen d'essai.

L'arbre portant le disque est protégé par un écran thermique (5) situé sous les spires d'induction (4) (Figure B-1). De plus, une buse située sous l'écran thermique inférieur vient ventiler l'arbre pendant l'essai pour éviter des échauffements trop importants. Cet écran évite les perturbations de la température de surface du disque liées à la ventilation et limite ainsi le gradient en surface du disque. L'écran thermique supérieur (5) (non représenté sur la Figure B-1) sert principalement à protéger le bras porte pion qui supporte également la charge. En raison des températures élevées pendant les essais, les pièces susceptibles de chauffer sont réalisées en acier réfractaire riche en nickel (XN26TW de Aubert & Duval).

Suivant le type de pion et donc du porte pion (masse différente d'un type de pion à l'autre), il faut rééquilibrer le bras à l'aide du contrepoids (6) avant la mise sous charge.

Le chargement ou effort normal (1) est effectué à l'aide de masses mortes sur le bras portant le pion (capacité maximale 10 DaN). L'effort de cisaillement est retransmis, par le biais d'une articulation, à un capteur à jauges de déformation de traction compression (7) situé dans le prolongement du plan de frottement. Un amortisseur est relié au bras pour limiter les vibrations pendant la mesure. Le rapport de l'effort mesuré par ce capteur par l'effort normal donne les valeurs de coefficient de frottement de type Coulomb au cours du temps.

Dans le plan vertical, au niveau du capteur de mesure de l'effort tangentiel, le déplacement du bras porte pion est enregistré par un capteur inductif (8) situé au bout du porte pion (l'étendue de la

mesure est de $\pm 0,5$ mm). Ce capteur enregistre le déplacement vertical du bras porte pion. Il mesure à la fois l'usure du disque et du pion mais également tout déplacement lié à la dilatation des arbres et supports ou encore la croissance des couches d'oxydes. Ces effets parasites ne sont pas rédhibitoires pour l'exploitation de la mesure. Quelle que soit la température choisie pour les essais, l'acquisition ne démarre qu'une fois l'équilibre thermique du dispositif inférieur atteint (disque + mandrin). L'équilibre thermique est obtenu pendant la durée de pré oxydation (cf. procédure d'essai en annexe A). De plus, un calcul de la dilatation thermique du pion permet d'estimer la part du déplacement liée à la dilatation du pion et de son support par rapport à l'usure globale. Les mesures de températures par les thermocouples montrent que l'équilibre thermique est atteint après un quart d'heure d'essai. Au-delà de ce temps, les effets thermiques n'ont plus d'influence sur la mesure du déplacement. Outre ces problèmes d'exploitation des mesures, il a fallu vérifier que le chauffage par induction ne venait pas perturber la mesure des différents capteurs (capteur de force et capteur inductif de déplacement).

Le Tableau B-1 résume les caractéristiques du tribomètre pion sur disque haute température du CROMeP.

Tableau B-1 : Caractéristiques du tribomètre pion sur disque haute température du CROMeP.

Conditions opératoires	Ambiance	Air du laboratoire Chauffage par induction Température d'essai de 20 à 1100°C
	Contact	Ponctuel : pion à bout hémisphérique Linéaire : pion cylindrique des éprouvettes de fatigue thermique Plan : pion à bout plan
	Mouvement	Circulaire Sollicitation continue du pion
	Vitesse	De 10 à 3000 tr/min
	Chargement normal	0,25 à 40 N à chaud, de 0,25 à 100 N à 20°C Application en tout ou rien
Mesures	-Effort résistant -Déplacement vertical du bras porte pion -Températures du disque et du pion hémisphérique uniquement	

L'ensemble des capteurs est connecté à une centrale d'acquisition de données multivoies. Le signal analogique est amplifié et converti, par un conditionneur, en un signal numérique compréhensible par le système d'acquisition Labview®. L'effort de cisaillement est enregistré durant l'essai en fonction du temps ou de la distance de glissement par le logiciel Labview®.

Pour chacune des voies, il est possible de calibrer les capteurs et de traiter numériquement le signal (échantillonnage, filtrage) via un logiciel développé sous Labview®. Cela permet d'avoir une acquisition synchronisée de tous les capteurs : effort tangentiel, températures et déplacement.

I.1.1 Procédure d'essai

Compte tenu de la dispersion qu'il peut exister dans les mesures tribologiques [GUIC02], la procédure (donnée en annexe A) de préparation des échantillons et d'essai a été scrupuleusement suivie. En effet, nous avons observé que la préparation des éprouvettes conditionne la mesure effectuée. Cette préparation revêt une importance notable principalement pendant l'oxydation du disque, avant la mise en contact. En effet, la couche d'oxyde formée à hautes températures est très sensible à la qualité de la préparation des surfaces. Les propriétés des couches d'oxydes formées influencent également le comportement tribologique, d'où l'importance d'avoir toujours la même couche d'oxyde (épaisseur, composition, adhérence) en contact avec le pion pour une température d'essai donnée.

Nous avons choisi d'oxyder le disque à la température de l'essai pour tenir compte de l'influence de la couche d'oxyde sur le frottement en termes de composition et d'épaisseur. Une autre approche aurait pu être de toujours pré oxyder le disque à la température moyenne des lopins ; cela aurait permis d'étudier le comportement de cette couche d'oxyde en faisant varier la température de frottement.

I.1.2 Étalonnage

Avant chaque campagne d'essai, le tribomètre est étalonné suivant trois méthodes :

- * Vérification de la réponse de la chaîne d'acquisition par application d'un effort tangentiel contrôlé en bout de bras tribométrique par l'intermédiaire de masse morte (validation du capteur d'effort).
- * Vérification de la réponse de la chaîne d'acquisition par application de lame mince d'épaisseur connue entre le pion et le disque lorsqu'ils sont en contact (validation du capteur de déplacement).
- * Réalisation d'essais d'étalonnage de frottement sec à température ambiante pour un couple 100C6/XC18 (pion/disque) d'une part et 100C6/téflon d'autre part (validation du coefficient de frottement mesuré).

Il arrive que les capteurs dérivent avec le temps et les essais successifs (notamment le capteur de force qui, s'il est sur sollicité, introduit une déformation plastique dans la mesure des jauges de déformation). Ces étalonnages permettent de réajuster les facteurs d'échelle entre la mesure et le système d'acquisition.

I.2 Géométries et compositions chimiques des éprouvettes

I.2.1 Le disque

Tous les essais ont été réalisés avec des disques en XC18. Cet acier est représentatif des matériaux forgés. Sa composition chimique est donnée dans le Tableau B-2. On trouvera un plan de définition (Figure B-2) et un relevé topographique du disque avant essai en annexe B.

Tableau B-2 : Composition chimique du XC18 (composition massique %).

Élément	C	Cr	Mn	P	Ni	Mo	S	Al	Cu	Si	Fe
XC18	0,18- 0,20	0,12- 0,18	0,60- 0,65	0,15- 0,18	0,07- 0,13	0,02	0,02- 0,03	0,02- 0,06	0,15- 0,20	0,24- 0,29	Bal.

Cet acier hypoeutectoïde est composé à température ambiante de grains de ferrite proeutectoïde et d'agrégats de perlite (Figure B-3). Sa structure ferritoperlitique lui confère une dureté (168 Hv) bien inférieure à celle du X38CrMoV5 (42 HRC donne 412 Hv et 47 HRC 472 Hv).

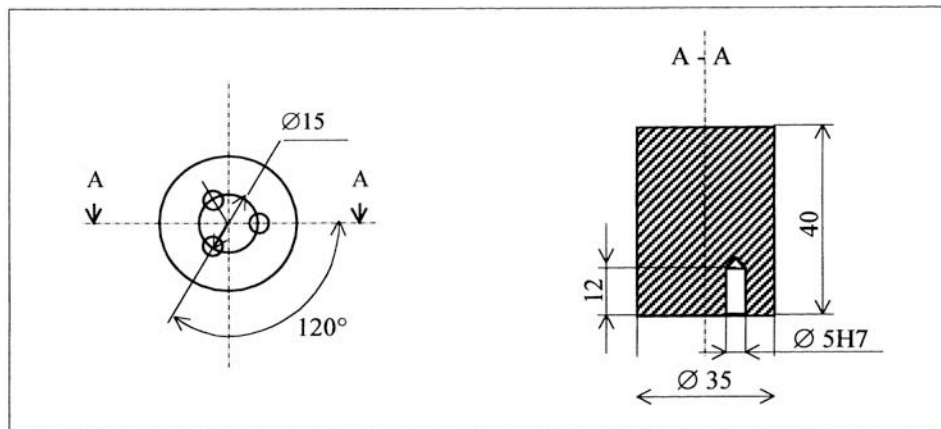


Figure B-2 : Dessin de définition du disque en XC18 (dimensions en mm).



Figure B-3 : Microstructure ferritoperlitique du XC18.

Oxydation du XC18

L'acier XC18 est très faiblement allié. Ainsi, les oxydes formés à sa surface sont essentiellement des oxydes de fer. La nature et la structure des oxydes dépendent à la fois de la température d'oxydation et de la pression partielle d'oxygène [BAQU75].

En deçà de 560°C [PADA55], deux couches d'oxydes sont formées. L'oxyde à la surface est de l'hématite (Fe_2O_3) et l'oxyde interne de la magnétite (Fe_3O_4). À l'interface métal oxyde, en fonction de la teneur en Si, une couche de SiO_2 peut se former. Pour des températures inférieures à 560°C, la wuestite (FeO) est instable et se transforme en magnétite (Fe_3O_4).

À partir de 570°C, les trois oxydes de fer apparaissent et forment un oxyde multicouche composé, du substrat vers la surface, par du FeO , Fe_3O_4 et Fe_2O_3 . À l'interface substrat couche de wuestite, un oxyde de silicium peut réagir avec le FeO pour former un spinelle (Fe_2SiO_4) appelée fayalite.

Entre 570 et 700°C, la couche de FeO s'accroît avec la température aux dépens des autres couches d'oxydes. Au-delà de 700°C et jusqu'à 910°C, la couche d'oxydes est principalement constituée de wuestite [PADA57]. Mais au-dessus de 910°C, la couche de FeO diminue du fait de la croissance des couches de magnétite et hématite [PILL23].

Dans la suite, le disque en XC18 sera considéré comme une partie intégrante du tribomètre. L'étude des dégradations des disques restera succincte. La mesure des volumes usés des disques nous permettra de différencier les comportements des antagonistes (pions vierges ou nitrurés, influence de la dureté initiale du pion). Nous ne nous intéresserons pas aux évolutions microstructurales du disque pendant les essais.

I.2.2 Le pion hémisphérique

Le tribomètre haute température du CROMeP a été initialement conçu pour fonctionner avec des billes ou des pions à bout hémisphérique avec un rayon de courbure de 20 mm (Figure B-4). Le rayon de courbure permet de s'affranchir des problèmes de planéité lors de la mise en contact du pion avec le disque. Les pions sont instrumentés avec des thermocouples ($\varnothing=0,6$ mm – type K) introduits dans des perçages situés à 1,1, à 3,4, à 5,7 et à 10,7 mm du point de contact. La rectification de l'état de surface d'usinage permet d'avoir au final une rugosité sur le pion de l'ordre de $0,5 \mu\text{m}$ (annexe B).

La propagation de chaleur dans le pion se faisant principalement par conduction et perpendiculairement à la surface de contact, les thermocouples sont implantés radialement dans le pion, placés à 90° les uns par rapport aux autres et à différentes hauteurs. Cela permet de conserver au centre du pion un tube de flux non perturbé par l'implantation des thermocouples.

De plus, pour une meilleure précision de mesure, les trous ont été percés par électroérosion. Cela permet d'avoir des trous à fond plat et limite la présence d'une couche d'air (barrière thermique) qui pourrait perturber la mesure.

Le maintien des thermocouples, calculé lors de la précédente thèse [VERG01], devait se faire par différence de coefficient de dilatation entre la gaine d'inconel et la fonte testée. L'oxydation de l'intérieur du perçage et de la gaine du thermocouple devaient également contribuer au maintien

des thermocouples. Cette approche était valable pour la thèse précédente car les coefficients de dilatation thermique avaient un rapport quasiment de deux entre la fonte et l'inconel, respectivement $\alpha = 9,9 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ et $\alpha = 17,8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, et les essais étaient tous réalisés à 950°C.

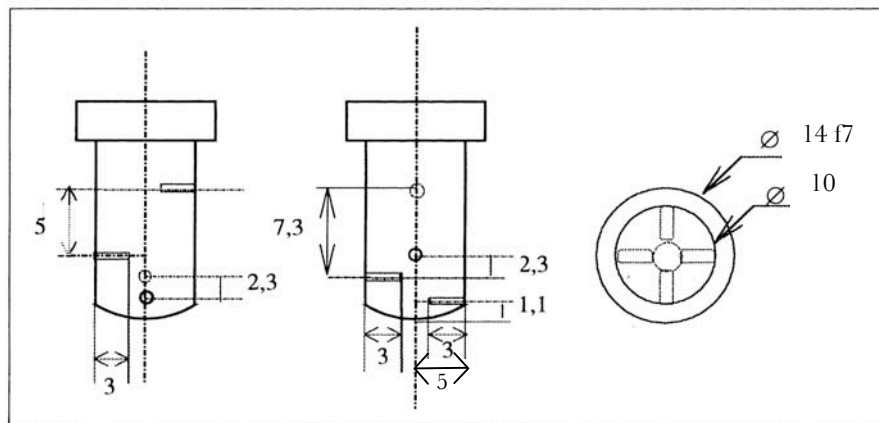


Figure B-4 : Dessin de définition du pion hémisphérique (dimension en mm).

Pour notre étude sur le X38CrMoV5, il existe toujours une différence de coefficients de dilatation entre notre acier ($\alpha = 14 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) et l'inconel. Cependant, cette différence de dilatation n'assure un maintien des thermocouples que pour les essais à une température du disque supérieure ou égale à 600°C. En dessous de ces températures, le maintien des thermocouples en fond de trou est assez aléatoire. Nous avons donc essayé d'utiliser la flexibilité des gaines en inconel pour assurer un maintien mécanique des thermocouples. Cette technique s'est avérée efficace mais coûteuse car elle entraîne la rupture fréquente du bout du thermocouple inséré dans le pion. De plus, le changement du système d'acquisition au cours des travaux ne nous a pas permis d'évaluer la température pour tous les essais. Le nouveau système d'acquisition n'ayant que trois voies dans sa version actuelle, nous avons souvent privilégié la mesure de l'effort tranchant et du déplacement du bras par rapport à la mesure de la température. De plus, l'information acquise pour un essai à une température donnée peut aisément se transposer à un autre essai à la même température si le pion est de même nature (géométrie, vierge ou nitruré).

L'étude de l'interaction entre la fatigue et le frottement en terme de contribution de la dégradation par usure-frottement sur la dégradation par fatigue, s'est traduite par l'évolution des capacités du tribomètre. En effet, la conception de nouveaux porte échantillons permet dorénavant d'avoir des pions avec des géométries variées. Ceci présente comme avantage, en plus de l'étude d'échantillons dont la surface est faïencée, des contacts autres que ponctuel entre le pion et le disque.

Cette étude a été menée en partenariat avec, d'une part Farid Medjedoub [MEDJ04], qui travaillait au CROMeP sur la fatigue thermique de la même nuance d'acier et, d'autre part le CEMEF, qui nous a fourni des pions ayant subi des indentations cycliques à chaud.

Les deux prochains paragraphes définissent l'origine et la méthode d'obtention des échantillons étudiés dans le cadre de l'interaction du fatigue/frottement.

I.2.3 Le pion issu du banc de fatigue thermique du CROMeP

I.2.3.1 Présentation banc de fatigue thermique du CROMeP

Le banc de fatigue thermique (Figure B-5) permet d'obtenir un faïençage par cycles thermiques successifs. Il s'agit en fait de faire subir des cycles de chauffage et de refroidissement rapides afin de développer des contraintes en surface conduisant au faïençage de la couche d'oxyde. Les fissures développées en surface se propagent ensuite dans le massif. C'est sur ce faïençage que nous allons mener des essais de frottement.

Comme on peut l'observer sur la Figure B-5, l'éprouvette tubulaire est chauffée par une spire d'induction alimentée par un générateur de 25 kW permettant des temps de chauffe rapide. Le refroidissement est assuré par des buses soufflant de l'air à la surface externe de l'éprouvette et par circulation d'eau dans la partie creuse du cylindre.

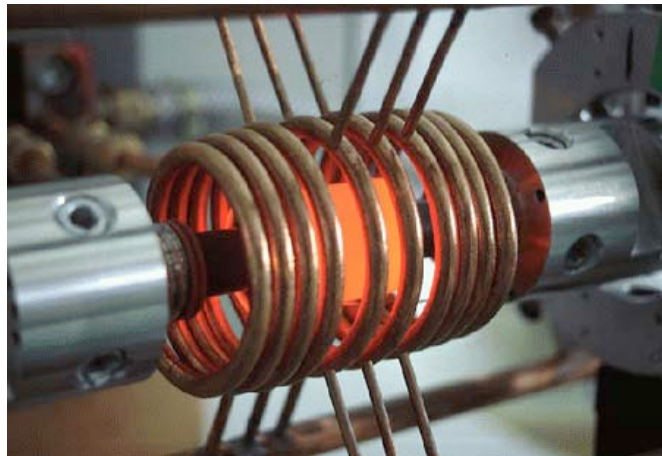


Figure B-5 : Banc de fatigue thermique du CROMeP.

Les pions issus du banc de fatigue thermique sont en X38CrMoV5 – nitruré, initialement à 47 HRC. Ils ont subi 7500 cycles de fatigue thermique. Un cycle de fatigue thermique correspond à 1,2 seconde de chauffage jusqu'à 650°C, puis un refroidissement à 100°C pendant 17 secondes (Figure B-6).

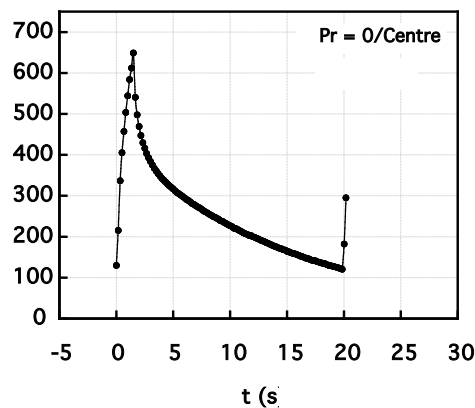


Figure B-6 : Cycle thermique du banc de fatigue.

I.2.3.2 Éprouvettes du banc de fatigue thermique

Les éprouvettes issues du banc de fatigue thermique sont constituées d'un cylindre creux de diamètre extérieur 30 mm et ayant un diamètre intérieur de 10 mm permettant la circulation d'eau nécessaire au refroidissement (Figure B-7).

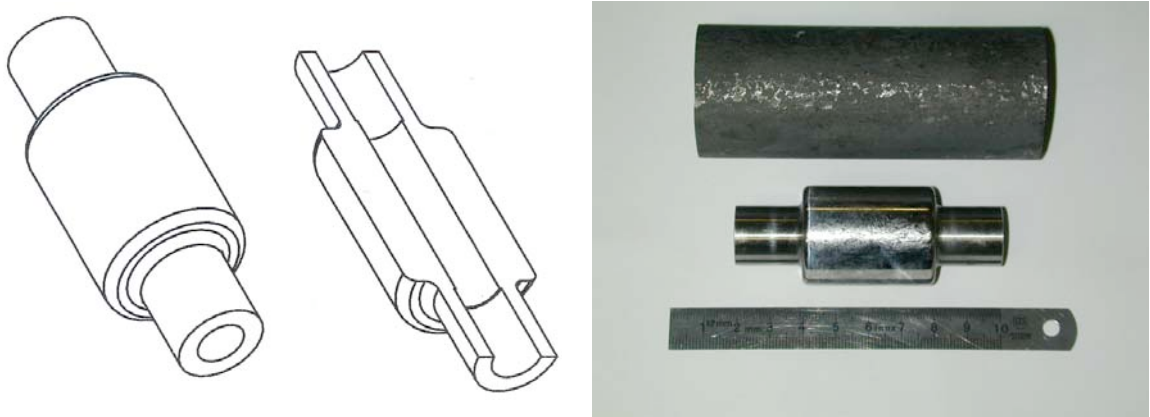
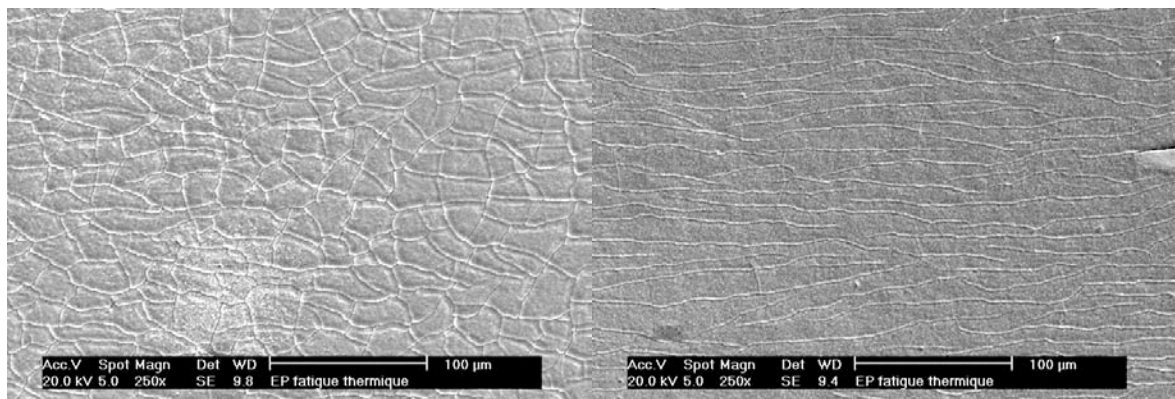


Figure B-7: Éprouvette du banc de fatigue thermique.

À réception des éprouvettes testées, nous avons d'abord observé au MEB la surface externe pour avoir l'état initial avant de réaliser les essais de frottement. Seule la partie centrale des échantillons fait l'objet d'une fissuration bi axiale de type faïençage (Figure B-8-A). Les extrémités des éprouvettes ne présentent qu'une fissuration uni axiale (Figure B-8-B). Nous avons donc choisi de découper les éprouvettes de fatigue par tranche cylindrique de 10 mm de côté. On obtient ainsi trois échantillons : un faïencé et deux fissurés de façon uni axiale.

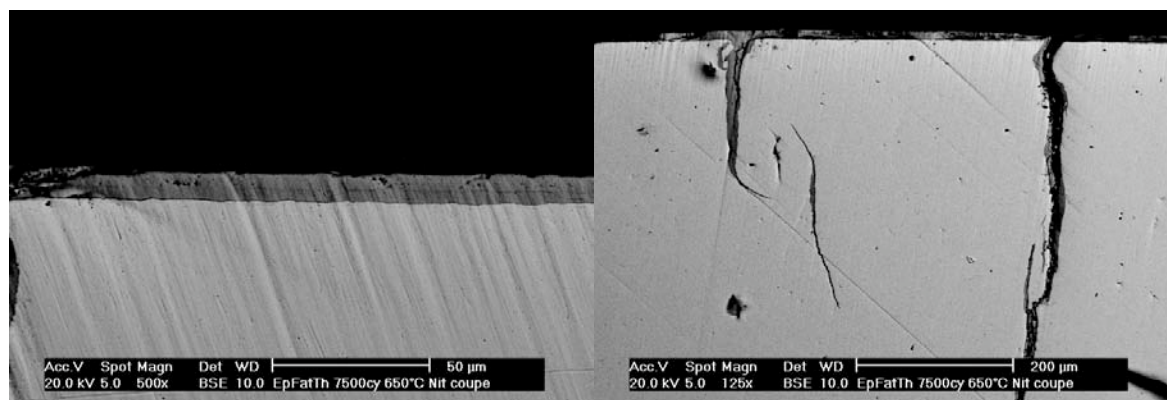


A/ Partie centrale : fissuration bi axiale

B/ Partie latérale : fissuration uni axiale

Figure B-8: Surface de l'éprouvette de fatigue thermique de l'acier X38CrMoV5 – 47 HRC nitruré avant essai de frottement.

Une fois l'éprouvette découpée, nous avons pu faire quelques observations en coupe (Figure B-9). La Figure B-9-A met en évidence l'uniformité de la couche d'oxyde à la surface de l'échantillon (de 8 à 10 μm d'épaisseur). La Figure B-9 B montre les fissures radiales amorcées dans les couches d'oxydes et qui se sont ensuite propagées dans l'acier. Nous focaliserons notre intérêt sur l'évolution de ces fissures après essai de frottement.



A/ Couche d'oxyde

B/ Fissures pénétrant le massif

Figure B-9 : Coupe de l'éprouvette de fatigue thermique avant essai.

Dans le cadre de cette pré étude sur l'influence du frottement sur les fissures, nous ne nous intéressons qu'à l'éprouvette faïencée (celle du centre). Du fait de la présence de fissures sur toute la circonférence de l'échantillon, il est alors possible de faire plusieurs essais avec une seule éprouvette (sans tenir compte des mises en chauffe successives inhérentes à chaque essai de frottement). Nous avons alors conçu un nouveau porte pion pour pouvoir passer ces éprouvettes sur le tribomètre. Le porte pion a été conçu de sorte que l'on puisse faire plusieurs essais : une simple rotation de l'éprouvette dans son support permet de changer le secteur en contact avec le disque (Figure B-10).

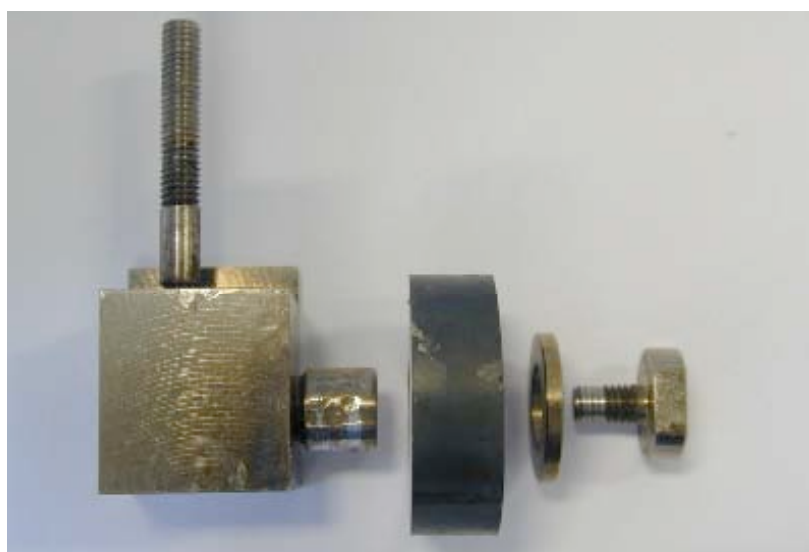


Figure B-10 : Porte pion conçu pour les éprouvettes issues du banc de fatigue thermique et son éprouvette (au centre – pour la mise à l'échelle l'éprouvette fait 10 mm de large).

L'une des principales différences avec le pion hémisphérique est que le contact n'est plus ponctuel mais linéaire. Cela entraîne des problèmes de vitesse linéaire de glissement qui varie beaucoup entre l'intérieur et l'extérieur de l'éprouvette. Le rapport entre le rayon interne et le rayon externe de la trace d'usure est de 3,5 ce qui traduit une différence de vitesse dans le même rapport. Un autre problème intrinsèque à ce type de contact, est la mise en contact sur toute la génératrice de l'éprouvette compte tenu de la largeur du contact (10 mm), et plus particulièrement pour les essais courts. La découpe à partir des éprouvettes issues du banc de fatigue thermique est rendue doublement difficile par la présence du faïençage : il ne faut pas altérer la surface pendant la découpe ce qui proscrit l'utilisation d'eau de refroidissement, et il faut également à tout prix éviter l'écaillage de la couche d'oxydes faïencée. Après découpe, nous avons été surpris par la bonne adhérence des couches d'oxydes faïencées. Nous n'avons observé quasiment aucun écaillage de part et d'autre du plan de découpe.

I.2.4 Le pion issu du banc d'indentation cyclique du CEMEF

I.2.4.1 Présentation du banc d'indentations cycliques à chaud du CEMEF

Le principe du banc d'indentation cyclique du CEMEF (Figure B-11) consiste à indenter sur un grand nombre de cycles, un pion plan en X38-47 sur un lopin en superalliage. Le contact du pion sur le lopin à 1200°C est lubrifié et chargé à 700N. Malgré l'ambiance inerte interne au four, le lopin est en superalliage pour remédier à des problèmes d'oxydation. Ces essais ont pour objectifs de développer un faïençage thermomécanique à la surface des pions et produire une modification des propriétés superficielles de l'acier.

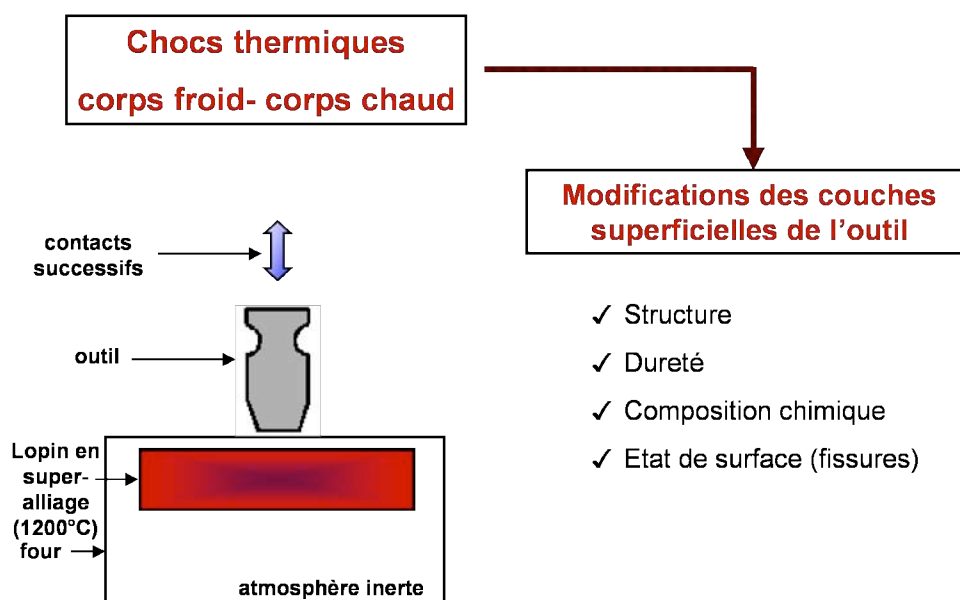


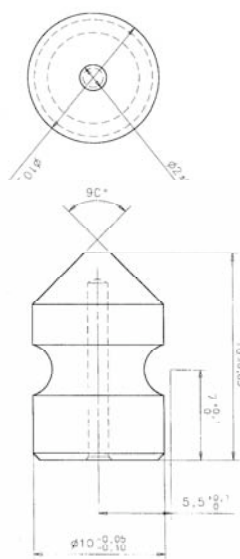
Figure B-11 : Banc d'indentations cycliques à chaud du CEMEF.

Dans le cadre de cette étude, le CEMEF nous a fait parvenir une douzaine de pions en X38CrMoV5 vierges et nitrurés, ayant effectués 100, 500 et 1000 cycles d'indentation, chaque série étant doublée.

Le pion initialement à la température ambiante vient en contact pendant 1,2 secondes avec le lopin à 1200°C. Ces successions de cycles thermomécaniques doivent développer des contraintes en sous-couches du matériau, contraintes susceptibles de produire une fissuration de la surface.

I.2.4.2 Éprouvettes du banc d'indentations cycliques à chaud

La Figure B-12 montre le plan de définition du pion plan du CEMEF et le porte échantillon associé. La principale différence entre le pion hémisphérique et celui du CEMEF est le type de contact qui existe entre le pion et le disque. Ainsi, le contact initial entre le pion et le disque n'est plus ponctuel mais surfacique avec ce nouveau type d'échantillon. Comme nous le verrons dans la suite, cette différence de géométrie joue un rôle important dans la dégradation tribologique des surfaces.



A/ Plan de définition du pion plan

B/ Porte pion associé (pour la mise à l'échelle le pion
mesure 10 mm de diamètre)

Figure B-12 : Pion et porte pion pour les essais de frottement après indentations cycliques.

À la réception des éprouvettes, nous avons observé au MEB les surfaces avant frottement. Quel que soit le nombre de cycles d'indentation à chaud, il est apparu que les pions du CEMEF ne présentaient pas de fissurations en surface... Cette absence de fissuration indique que l'essai n'a pas atteint ses objectifs initiaux qui étaient d'obtenir un faïençage par chocs thermiques successifs. On

observe une légère oxydation influencée lors de sa croissance par les stries d'usinage et des résidus de lubrifiant.

Nous avons alors fait des mesures de contraintes résiduelles dans la tête du pion ayant subi les cycles d'indentation. Ces mesures devaient nous permettre de connaître l'état de contrainte de ces pions avant essai. On aurait ainsi pu comparer ces valeurs à celles de la littérature concernant les matrices de forgeage (de l'ordre de 100 à 1000 MPa de contraintes de compression suivant la localisation sur l'outil et le procédé). Malheureusement, compte tenu de la géométrie des pions, de la présence d'oxyde en surface et de la nitruration, il ne nous a pas été possible d'obtenir un ordre de grandeur pour ces contraintes. L'absence de reproductibilité et l'amplitude des incertitudes sur les mesures ne nous permettent pas de présenter des résultats concluants, ni même une estimation de l'état de contraintes dans ces pions.

Les résultats tribologiques obtenus sur les différents type de pion sont présentés et discutés dans les deux prochains paragraphes.

II. Résultats tribologiques

Ce paragraphe est consacré à la présentation des résultats obtenus lors des essais dits industriels. Dans un premier temps, nous nous sommes attachés à caractériser le comportement en frottement à chaud du X38CrMoV5 vierge en fonction de la température d'essai et de sa dureté initiale (liée au traitement thermique subi). Par la suite, nous avons étudié les effets d'un traitement de nitruration sur le frottement et l'usure du X38CrMoV5. Enfin, nous finissons avec l'étude de l'interaction des fissures sur le frottement à l'aide des éprouvettes fatiguées fournies par le CEMEF et le banc de fatigue thermique du CROMeP. Nous ne donnerons des informations tribologiques du disque antagoniste uniquement si cela est singulier à un comportement donné. Il faut rappeler que le capteur de déplacement n'était pas encore installé pour cette campagne d'essai. En revanche, nous avons les informations sur la thermique du pion. Ces essais doivent également confirmer si les capacités du tribomètre sont représentatives des dégradations observées dans le cadre du forgeage à chaud.

II.1 Influence de la température d'essai

Afin de compléter les banques de données sur le frottement du X38CrMoV5 vierge, nous cherchons à connaître les évolutions du coefficient de frottement en fonction de la température du disque. Ces données sont nécessaires pour faire évoluer les codes de calcul permettant de mieux estimer les efforts de forgeage et les contraintes thermomécaniques et prévoir ainsi la durée de vie des outillages.

Cette première campagne d'essai a été menée afin de savoir dans quelle mesure la température du disque influence le comportement tribologique. Ces essais ont été réalisés sur deux nuances du X38CrMoV5 à 42 et 47 HRC dont la dureté initiale est obtenue lors du second revenu. Bien que des outils de forge ayant pour dureté initiale 42 HRC ne soient pas fréquemment utilisés (matrice d'ébauche), il nous semble intéressant d'identifier les différences tribologiques qu'il peut exister entre deux nuances dont les seules différences résident dans la microstructure (taille et nombre des carbures, densité de dislocations).

Tous les essais de cette campagne ont été au moins doublés. Une attention particulière a été portée aux couches d'oxydes formées pendant la pré-oxydation du disque, en terme d'homogénéité de la surface oxydée.

II.1.1 Courbes de frottement en fonction de la température

Nous avons réalisé les essais de frottement dans les conditions suivantes :

- * Charge normale 20N,
- * Vitesse de glissement 100 tr/min ou 0,13 m/s,
- * Durée de l'essai 1 heure, après une heure de pré oxydation,
- * Température du disque 20, 200, 500, 700, 800 et 950°C,
- * Pion vierge à bout hémisphérique.

La vitesse de glissement est dans la gamme de vitesse d'impact des presses hydrauliques et mécaniques. En aucun cas, nous n'avons essayé de reproduire les efforts normaux appliqués dans le forgeage sur notre moyen d'essai ; sa conception ne le permet pas.

Les coefficients de frottement mesurés sont dans une gamme allant de 0,6 à 20°C jusqu'à 0,20 à 950°C (Tableau B-3). Quelle que soit la dureté initiale du pion, une chute du coefficient de frottement moyen est observée sur l'ensemble des essais tribologiques avec une augmentation de la température du disque (Figure B-13). Pour des conditions d'essais fixées, on a une très bonne reproductibilité de l'allure des courbes de frottement et des valeurs du coefficient de frottement. Les valeurs données dans le Tableau B-3 sont la moyenne sur 2 ou 3 essais par température. Globalement, les valeurs de coefficient de frottement stabilisées sont plus élevées que les moyennes car pendant la phase de stabilisation le coefficient de frottement croît. En revanche, sur les écarts-types, la tendance s'inverse, et généralement, les valeurs mesurées en régime stabilisé sont plus basses que sur l'ensemble de la courbe de frottement.

Tableau B-3 : Valeurs du coefficient de frottement et de l'écart type mesurées en fonction de la température du disque et de la dureté initiale du pion.

Température du disque (°C)		20	200	500	700	800	950
Coefficient de frottement moyen μ	42	0,60	0,63	0,53	0,46	0,45	0,19
	HRC	$\pm 0,05$	$\pm 0,05$	$\pm 0,02$	$\pm 0,05$	$\pm 0,04$	$\pm 0,04$
	47	0,59	0,60	0,49	0,48	0,44	0,36
	HRC	$\pm 0,06$	$\pm 0,04$	$\pm 0,02$	$\pm 0,02$	$\pm 0,05$	$\pm 0,05$
Coefficient de frottement stabilisé μ	42	0,62	0,62	0,53	0,46	0,44	0,18
	HRC	$\pm 0,02$	$\pm 0,05$	$\pm 0,00$	$\pm 0,07$	$\pm 0,01$	$\pm 0,01$
	47	0,63	0,61	0,50	0,48	0,43	0,38
	HRC	$\pm 0,02$	$\pm 0,05$	$\pm 0,01$	$\pm 0,03$	$\pm 0,05$	$\pm 0,03$

De la température ambiante à 200°C, la valeur du coefficient de frottement est caractéristique d'un contact métal métal. Entre 500 et 800°C, il n'y a pas d'évolution significative du coefficient de frottement : la valeur reste proche de 0,50 pour le X38-47 alors qu'elle commence à décroître pour le X38-42. Au-delà de 800°C, le coefficient de frottement décroît, mais son évolution reste linéaire pour le X38-47 ($\mu = -0,0002T$ (°C) + 0,6207) alors qu'elle chute radicalement pour le X38-42. Ce n'est qu'à partir de 950°C que l'on observe une réelle différence de comportement entre les deux niveaux de dureté.

La chute du coefficient de frottement pour les hautes températures s'explique par la présence d'oxydes épais qui prennent en charge le cisaillement à l'interface.

Les courbes d'évolution du coefficient de frottement en fonction du temps (annexe C – plusieurs essais ont été nécessaires pour arriver aux valeurs du tableau B-3 – un seul frictiogramme est donné en annexe par température) montrent qu'un régime stabilisé s'établit mais la durée avant stabilisation dépend fortement de la température d'essai. La stabilisation intervient entre 300 et 900 secondes selon les températures du disque. Cela correspond à l'équilibre thermique d'une part, et à la création d'un débit de débris homogènes dans un second temps. On peut facilement imaginer que ces premiers instants de rodage permettent le passage d'un contact ponctuel à un contact surfacique. Sallit [SALL00] observa les mêmes durées de stabilisation dans le cas du frottement à

chaud d'un galet en acier à outils 40CrMoV13 sur un disque en C35E. Le Tableau B-3 donne les valeurs numériques des coefficients de frottement moyens, calculés sur la durée totale de l'essai, et les stabilisés, calculés après 900 secondes de frottement correspondant à la durée maximale pour la stabilisation du coefficient de frottement. Les valeurs des coefficients de frottement moyens et stabilisés sont très proches.

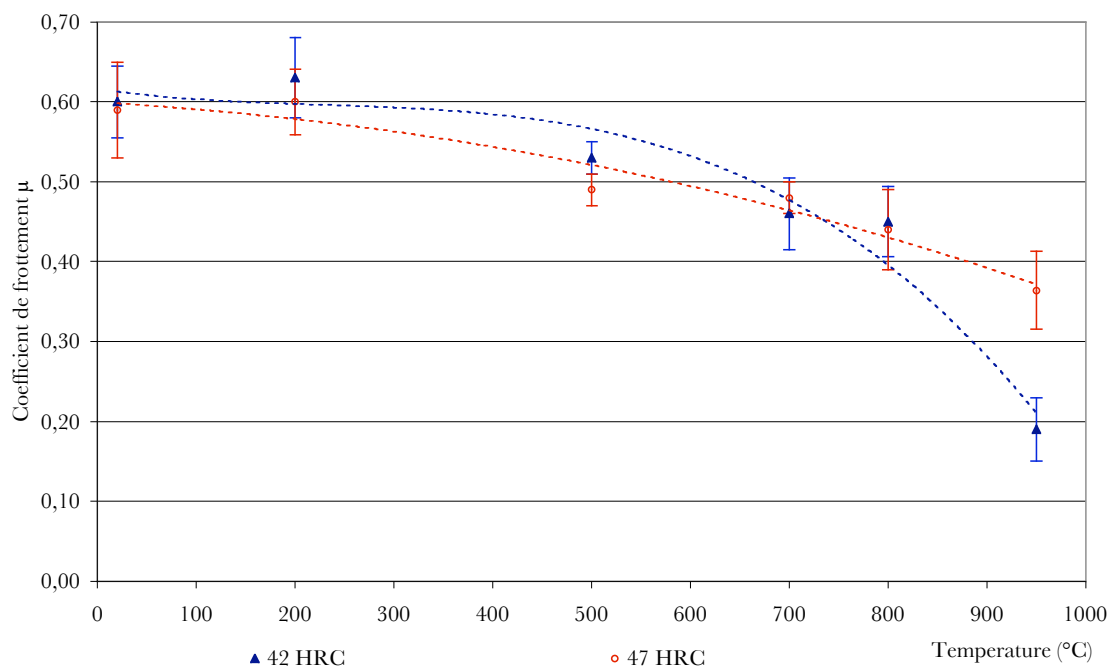


Figure B-13 : Évolution du coefficient de frottement moyen en fonction de la température du disque et de la dureté initiale du pion.

L'augmentation du coefficient de frottement mesuré au début de tous les essais (annexe C) traduit une augmentation de la surface de contact liée à une plastification des surfaces en contact [PERS99] [GRAS92]. Cette augmentation de l'aire réelle de contact se traduit par un accroissement de la valeur du coefficient de frottement.

La faible dispersion sur le coefficient de frottement à 500°C traduit un régime où la circulation des débris remplit son rôle de lubrifiant de façon optimale. Cela est confirmé par la faible usure à cette température (Figure B-14).

En étudiant la Figure B-14 représentant l'évolution de la hauteur usée des pions en fonction de la température, on note l'aspect protecteur que peuvent avoir certaines couches d'oxydes (notamment à partir de 500°C). Cette dernière remarque est à rapprocher de la rhéologie et à la circulation des débris émis. En effet, ces observations sur les deux niveaux de dureté montre un optimum en épaisseur qui peut être lié à l'adhérence des oxydes et en composition dans la protection tribologique des couches d'oxydes à 500°C, où à la fois l'usure des pions et le bruit relevé sur la mesure du coefficient du frottement sont faibles.

À 950°C, l'usure est complètement conditionnée par le transfert des couches d'oxydes à la surface du pion dès que le contact est surfacique. Ainsi, l'usure du 42 HRC est supérieure au 47 HRC pour cette température car il semble que les couches d'oxydes se transfèrent moins facilement à la surface du 42 HRC. Une fois transférées, ces couches d'oxydes épaisses prennent totalement en charge le frottement et préviennent l'usure du pion.

On peut alors synthétiser le comportement à chaud du X38CrMoV5 en 2 points :

- * Après une période de rodage, le coefficient de frottement se stabilise plus ou moins rapidement selon la température d'essai.
- * Le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la température.

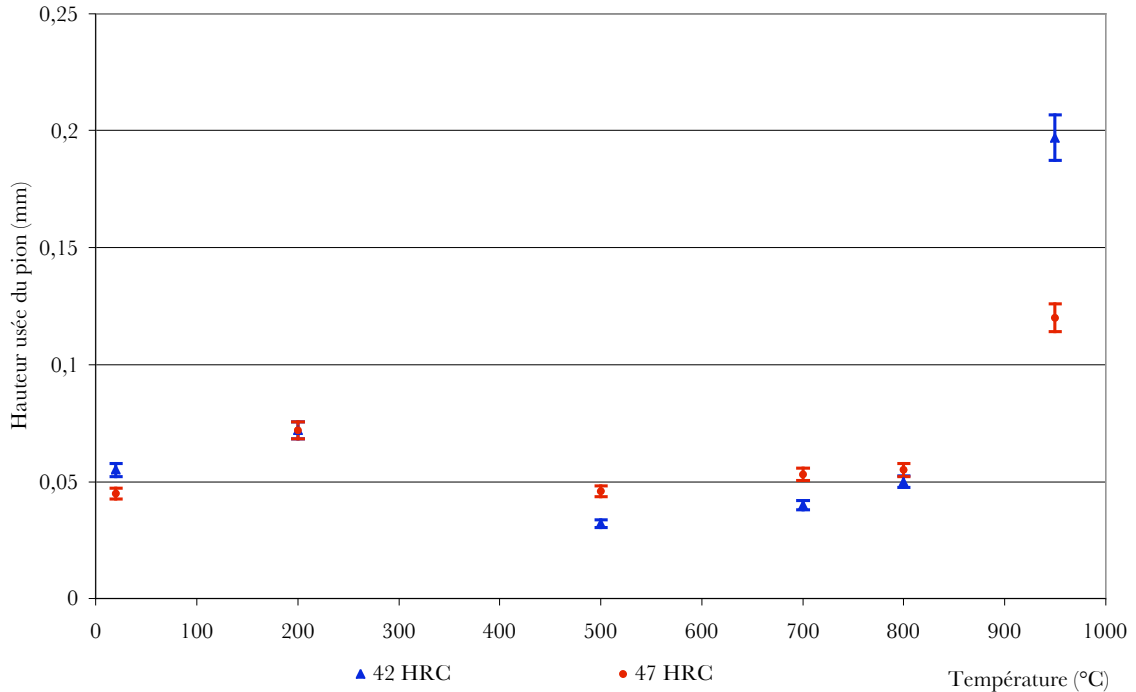


Figure B-14 : Évolution de l'usure du pion en fonction de la température du disque et de la dureté initiale du pion.

II.1.2 Observation des faciès des dégradations des pions

À partir de ces résultats classiques de tribologie, nous avons observé les faciès d'endommagement des pions afin d'identifier les modes de dégradation.

II.1.2.1 Surface

Les faciès d'usure des pions sont des surfaces circulaires légèrement oblongues pour les températures d'essais comprises entre 20 et 500°C avec la présence d'un lit de débris oxydés compactés dans l'entrée du contact (annexe D). On observe une abrasion de débris métalliques, facilement identifiable par les griffures en sortie de contact. Ces débris s'oxydent ensuite pendant le frottement. Le contact devient rapidement métal sur métal entre le pion et le disque pour ces basses températures d'essais.

À partir de 500°C, on trouve un mélange homogène de zones métalliques et de zones recouvertes d'oxydes (Figure B-15). Au-delà de cette température, on trouve de plus en plus de débris oxydés et d'oxydes agglomérés et frittés dans l'entrée du contact. On observe un recouvrement progressif de l'entrée du contact par des couches de débris et d'oxydes, où les débris s'accumulent, vers la sortie du contact (Figure B-16). À 700°C, quand la surface n'est pas encore totalement recouverte de débris transférés, on retrouve la zone mixte mêlant oxyde et métal en sortie du contact.

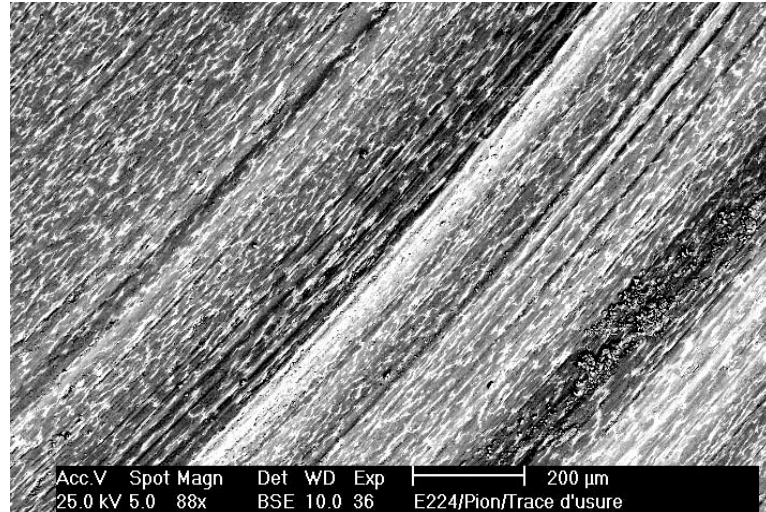


Figure B-15 : Zone mixte homogène mêlant oxyde et métal ; pion en X38-42 testé à 500°C (zone claire métallique – zone sombre recouverte d’oxyde).

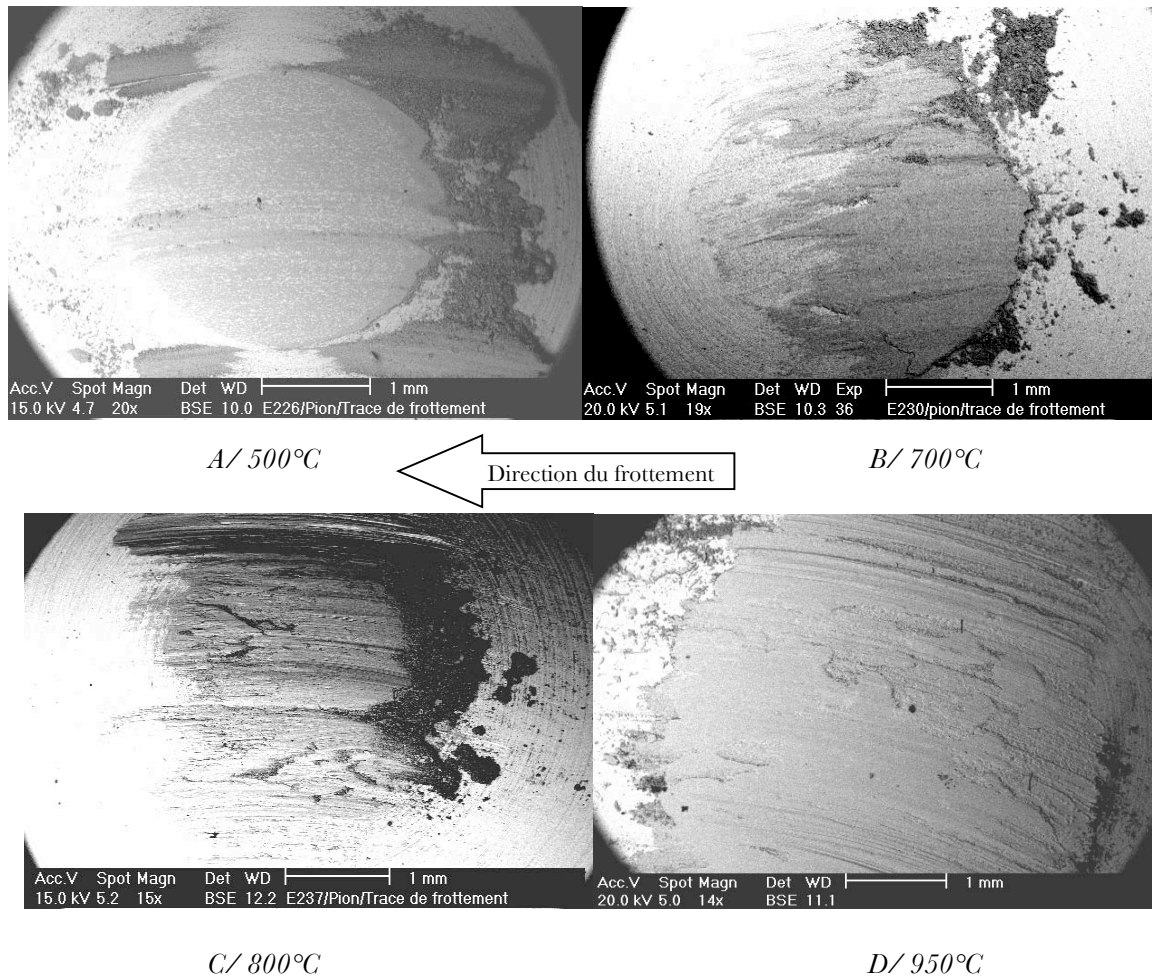


Figure B-16 : Faciès d'usure des pions en X38-47 en fonction de la température du disque.

Ces observations en surface permettent d'identifier les mécanismes de dégradations qui varient en fonction de la température d'essai. On a principalement de l'abrasion de 20 à 500°C. Dès 500°C, les oxydes commencent à s'immiscer de façon homogène dans le contact. À plus haute température, on relève le transfert et le frittage des débris entre eux vers les surfaces en contact et la formation de surface « glassées ». À 950°C, il semblerait qu'après une usure initiale du pion, une couche d'oxyde protectrice soit venue se transférer et recouvrir la surface du pion [STOT01][STOT02]. Afin d'en savoir plus sur le comportement de la surface pendant le frottement, nous avons ensuite fait des observations en coupe des pions. Une description plus complète des observations en surface est faite en annexe G et des micrographies sont données en annexe D.

II.1.2.2 Observations en coupe

Des coupes des pions parallèles à la direction de frottement ont donc été effectuées. De manière générale (Figure B-17), nous constatons une déformation plastique de l'extrême surface des pions pour tous les essais, exceptés ceux à 950°C. L'épaisseur affectée par la déformation plastique en fonction de la température est détaillée dans le Tableau B-4.

<i>Température (°C)</i>		20	200	500	700	800	950
<i>Épaisseur maximale déformée plastiquement (µm)</i>	<i>42 HRC</i>	5	17,5	10	14	5	—
	<i>47 HRC</i>	3	14	8	4,5	2	—
<i>Épaisseur moyenne déformée plastiquement (µm)</i>	<i>42 HRC</i>	3	10	5	12	3,5	—
	<i>47 HRC</i>	1,5	9	5	4	2	—

Tableau B-4 : Épaisseur moyenne et maximale affectée par la déformation plastique en fonction de la température du disque.

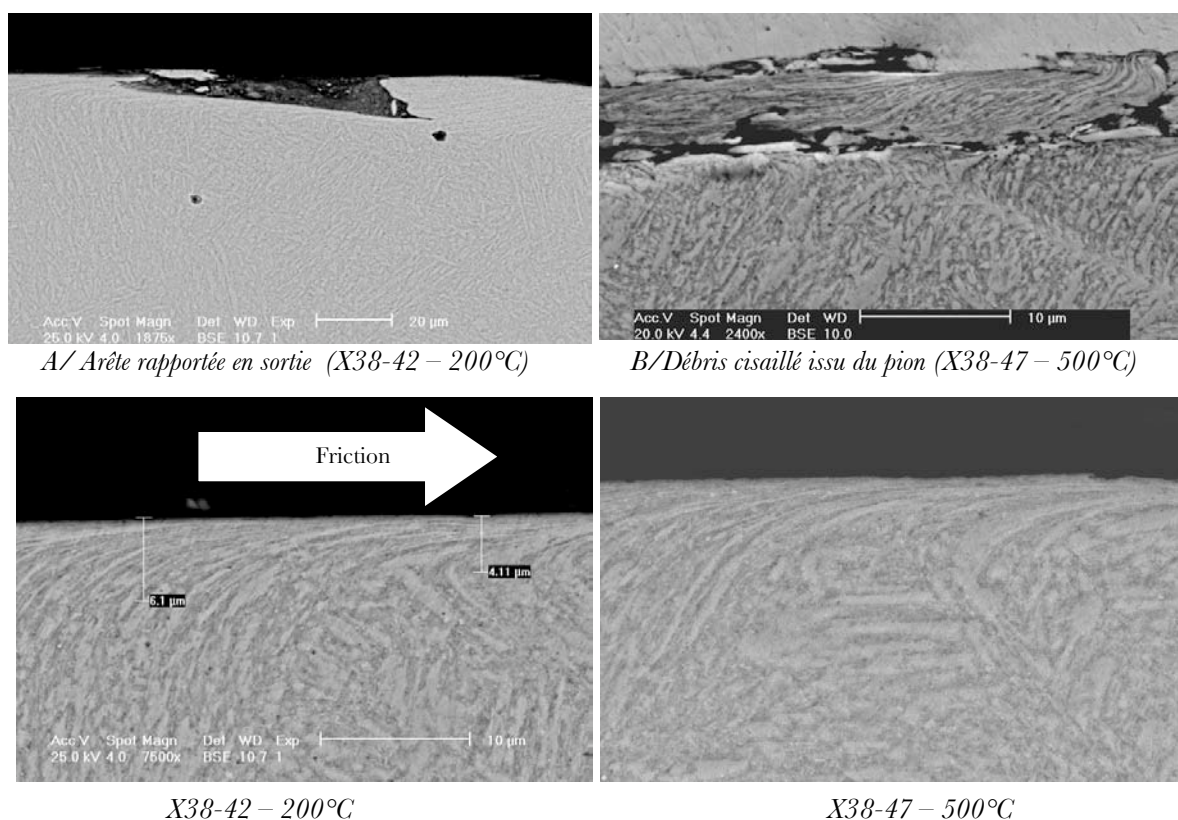
Ces épaisseurs sont influencées par plusieurs paramètres : la dureté initiale du pion, la localisation dans la trace de frottement et l'orientation initiale des lattes de martensites en extrême surface. En mesurant ainsi l'épaisseur, on ne tient pas compte de la ductilité des lattes qui dépend de la microstructure (différences entre le X38-42 et le X38-47) et de la température d'essai.

Les différences microstructurales qui séparent les deux duretés d'acier, notamment au niveau des densités de dislocations qui varient dans un facteur 10 entre le X38-42 et le X38-47 [MEBA03], influencent l'allure des zones affectées par la déformation plastique. Les auteurs montrent que des sollicitations cycliques ont également tendance à diminuer les densités de dislocations et plus particulièrement lors du travail à chaud. Cela se traduit par trois modifications essentielles : diminution accrue de la densité de dislocations dans les zones où cette même densité était déjà basse (hétérogénéité accrue dans la répartition des dislocations essentiellement dans les grandes lattes), disparition de l'enchevêtrement des dislocations et enfin un alignement des dislocations dans le sens de la longueur de la latte.

Pour ce qui est de la localisation dans la trace de frottement, l'écoulement de matière sous les contraintes de cisaillement crée des zones affectées par la déformation plastique plus épaisses en

sortie qu'en entrée du contact (Figure B-17-A). De ces zones, de gros débris largement cisailés sont arrachés (Figure B-17-B). À partir de 700°C, l'oxydation interne peut également intervenir dans l'émission de débris (annexe G).

Les observations de la Figure B-17-C montrent une zone plastique, où les lattes sont alignées parallèlement au sens de glissement. Les lattes deviennent très allongées et très fines et semblent avoir un comportement « superplastique ». L'orientation aléatoire initiale des lattes de martensite revenue influence l'épaisseur affectée. Si les lattes font un angle avec la direction de frottement supérieur à $\pi/2$, elles limitent l'épaisseur affectée par la déformation plastique. Si l'angle est inférieur à $\pi/2$, le cisaillement est favorisé et l'épaisseur affectée est plus importante.



C/Influence de l'orientation initiale des lattes de martensite.

Figure B-17 : Facteurs influençant la déformation plastique à la surface des pions.

Des cavités se forment parfois à l'interface entre la zone déformée et la matrice non affectée par la déformation plastique (Figure B-18). La localisation de ces cavités est liée aux anciens joints de grains austénitiques. Ces cavités doivent certainement influencer la taille et la fréquence des débris émis. On note également la formation de cavités liée à l'écoulement de matière aux anciens joints de grains austénitiques, entre les zones déformées et non déformées (Figure B-19 -A). Contrairement aux cavités de la Figure B-18, celles de la Figure B-19 -A ne montrent pas de cupules de rupture, ce qui traduit une origine différente pour ces deux types de cavités.

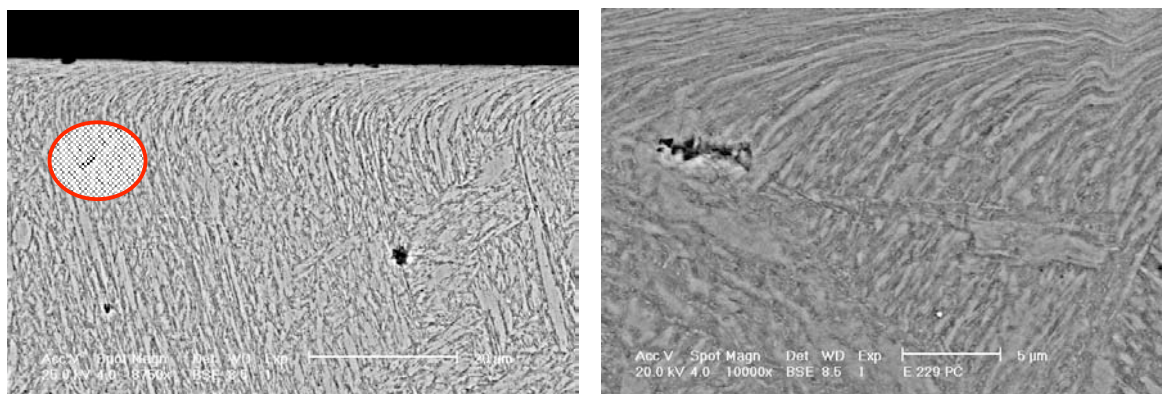
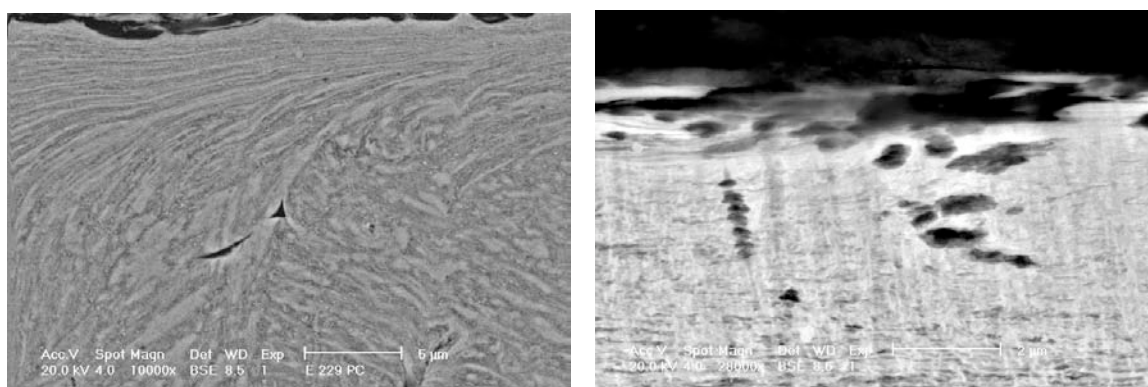


Figure B-18 : Formation de cavités entre la zone déformée et la matrice.



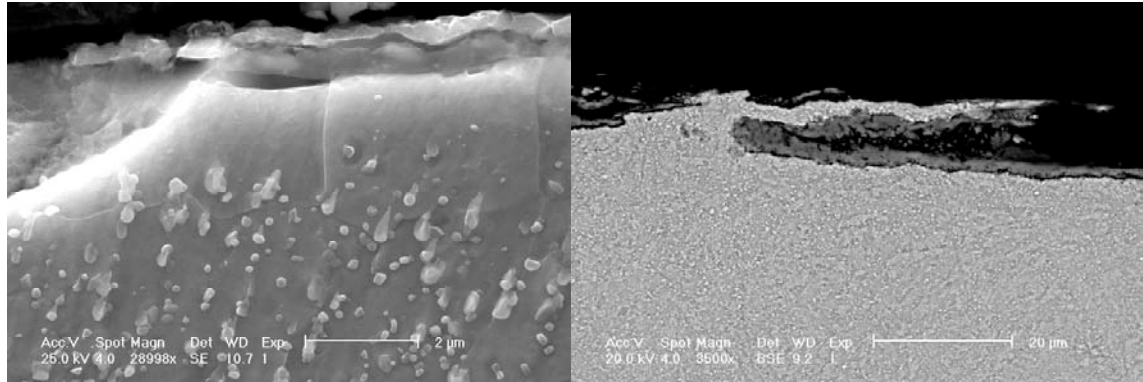
A/ X38-42 – 700°C

B/ X38-47 – 200°C

Figure B-19 : Création de défauts liés aux couches déformées.

La formation de cupules dans les zones déformées plastiquement joue un rôle dans la décohésion des lattes et sur l'émission de débris (Figure B-19 -B). Il semblerait que lorsque l'allongement des lattes atteint une taille critique, des cupules se forment par la rupture ductile des lattes, traduisant la fin de la déformation plastique.

Pour les essais à 950°C, on observe un changement de microstructure des pions en extrême surface. Cette nouvelle microstructure est macroscopiquement proche de la « couche blanche » décrite par Walter et Al. [WALT99]. On perd la microstructure martensitique revenue et une nouvelle couche similaire à des pavés (recristallisation austénitique) recouvre l'extrême surface du pion (Figure B-20-A). Ces nouveaux grains en surface ont une concentration en carbures quasi nulle en extrême surface (absence des « gouttes blanches »). Les carbures présents initialement ont pu être remis en solution et les éléments d'alliages ont participé à la formation des oxydes du X38CrMoV5, particulièrement riche en chrome et silicium. Une analyse EDS sur un de ces grains révèle qu'ils ont sensiblement la même composition que l'acier initial (5,33% de Cr ; 1,7% de Mo ; 0,69% de V ; 1% de Si ; 0,43% de Mn en masse). Kalin [KALI00] trouve le même genre de grain en surface après une oxydation à 700°C pendant 5 heures sur du 100C6, mais il ne donne pas plus d'informations sur cette microstructure.



A/ Recristallisation X38-47

B/ Sortie du contact X38-42

Figure B-20 : Micrographies dans la trace de frottement après essai à 950°C.

Cette nouvelle couche sous forme de pavés se retrouve sur toute la surface du pion en X38-47 alors qu'elle a disparu au niveau de la trace de frottement sur les pions en X38-42.

Les deux essais réalisés sur les pions en X38-47 à 950°C, ont deux taux d'usure différents. En fait, sur les courbes de frottement en fonction du temps (annexe C), on note un pic au départ de l'essai. Cependant, sur le pion faiblement usé, ce pic ne dure qu'une minute avant d'observer une chute brutale du coefficient de frottement, alors que dans le second essai, ce pic s'étale sur 3 minutes. Ce temps correspond au transfert d'une couche d'oxydes en surface du pion. Cette couche prend ensuite en charge le frottement (faibles valeurs du coefficient de frottement mesurées) et limite l'usure après transfert. En effet, les oxydes transférés à la surface du pion présentent une surface de contact extrêmement lisse et régulière.

Sur les pions en X38-42, il semblerait que la perte des propriétés mécaniques soit telle que le cisaillement de la matrice métallique est plus aisé que celui des couches d'oxydes transférées. Cela doit être une conséquence de la taille et de la nature des précipités de l'acier qui différencient le X38-42 du X38-47. Il ne peut donc pas se former une couche d'oxydes protectrice transférée à la surface du pion et son usure est importante. Nous observons un « écoulement de type visqueux » à la surface du pion en X38-42 (Figure B-20-B). L'abrasion continue de la surface des pions en X38-42 ne nous permet donc pas d'observer cette nouvelle couche « recristallisée » en surface des pions. Cette recristallisation n'apparaît qu'après un maintien à haute température qui ne peut pas avoir lieu sur le X38-42 à cause de l'abrasion trop importante. En revanche, il faut signaler que de part et d'autre de la trace de frottement, on retrouve sur le X38-42 une zone recristallisée.

Les mécanismes qui dominent l'endommagement du frottement à chaud du X38CrMoV5 sont l'abrasion et l'adhésion.

II.1.3 Évolution de la dureté

Des mesures de micro dureté Vickers ont été effectuées dans la hauteur des pions à partir des échantillons en coupe. La Figure B-21 donne l'évolution de la dureté relative (dureté mesurée / dureté initiale) en fonction de la profondeur par rapport à la surface de contact. Ces valeurs sont mesurées après retour à la température ambiante à partir des échantillons préparés en coupe. Les

premiers points de ces mesures sont déjà au minimum à 10 μm de la surface de contact et n'impliquent donc pas les zones déformées plastiquement. À 200°C, la dureté mesurée est équivalente à la dureté du pion avant essai quelle que soit la profondeur de mesure. Ce n'est qu'à partir de 700°C que l'on observe un début de chute de la dureté vers le cœur des pions. Ceci est parfaitement logique, puisque la température d'essai devient supérieure à la température du second revenu. Les valeurs de dureté proche de la surface à 200°C et 500°C laissent donc penser que la température atteinte n'était pas suffisante pour modifier la dureté ou la microstructure. Cela montre également que les effets de l'adoucissement thermique sont nuls ou négligeables après une heure de frottement à chaud, lorsque la température atteinte dans les couches proches de la surface est inférieure à la température du second revenu. À 950°C, la dureté du pion est proche de sa valeur minimale définie par l'équation A-2.

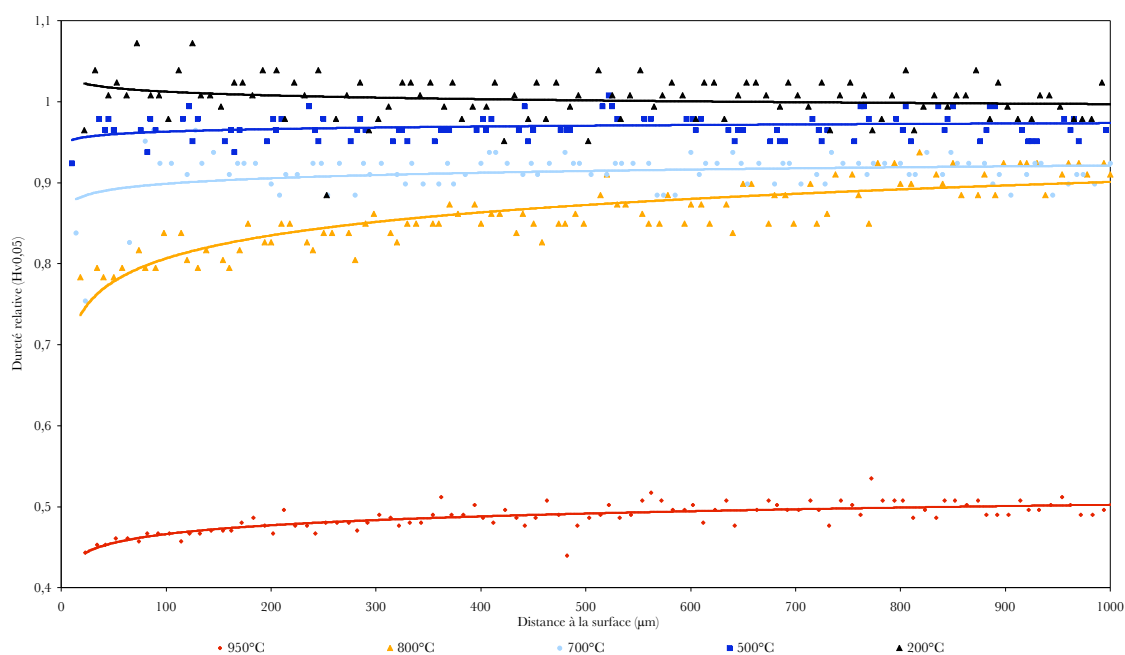


Figure B-21 : Évolution de la dureté relative en profondeur après essai en fonction de la température sur les pions initialement à 47 HRC.

Les mécanismes que nous avons observés lors du frottement à chaud sur le X38crMoV5 vierge rappellent les dégradations présentées lors du chapitre A sur l'endommagement des outillages de forge à chaud, bien que les épaisseurs affectées diffèrent. Nous retrouvons donc les principales causes de dégradation qui sont l'abrasion et la déformation plastique. Les endommagements par fatigue ne sont pas observés car il n'y a pas de cycles thermiques, ni de chocs mécaniques.

II.2 Influence de la nitruration

Nous avons ensuite étudié l'influence d'un traitement de nitruration sur le comportement tribologique du X38CrMoV5. Le traitement (par nitruration gazeuse entre 500°C et 560°C) a été effectué seulement sur des échantillons dont la dureté initiale était de 47 HRC, puisque uniquement cette nuance est utilisée pour les matrices de forgeage. La nitruration devant apporter une

amélioration de la résistance aux endommagements tribologiques, nous nous sommes placés dans les conditions les plus dégradantes pour les pions vierges afin d’avoir une base comparative (700°C – 20 N). Ces essais sur des pions nitrurés ne produisant pas de dégradations suffisantes de l’échantillon, nous avons donc décidé, en s’inspirant de la littérature [KARA91] [KATO93], de doubler la charge appliquée sur le pion. Nous nous retrouvons ainsi en condition limite d’utilisation du tribomètre haute température du CROMeP qui peut difficilement admettre de charge plus élevée à ces températures.

II.2.1 Courbes de frottement en fonction de la température

Comme nous l’avons expliqué dans l’introduction de ce paragraphe, une première campagne d’essais, à 700°C et 20 N de chargement, a permis d’obtenir des valeurs de coefficients de frottement pour les pions nitrurés. On trouve le même coefficient de frottement entre l’acier vierge et nitruré, respectivement $0,48 \pm 0,03$ et $0,48 \pm 0,03$. De plus, l’usure relevée sur les pions nitrurés est très faible pour les essais à 20 N. Les coefficients de frottement obtenus sur les essais à 40N sont présentés dans le Tableau B-5. Puisque la transition dans le comportement à chaud du X38CrMoV5 se fait entre 500 et 700°C, une série d’essais à 600°C a été réalisée en complément.

Les valeurs de coefficient de frottement mesurées à 20°C, sont proches de celles obtenues par Karamis sur un acier Cr-Mo [KARA91] pour des charges un peu plus élevées dans le cas du roulement de deux disques. L’usure du disque est toutefois plus importante avec le pion nitruré du fait de sa dureté superficielle supérieure.

Il est important de noter que sur les pions nitrurés, au départ de l’essai de frottement, on observe quelques flammèches au niveau du contact pion sur disque. Cela traduit des températures flashes très élevées que nous n’observons pas sur les pions vierges. Ces températures permettent l’adhésion par soudure de matière du disque à la surface des pions nitrurés.

Les très faibles différences mesurées entre les valeurs de coefficients de frottement des pions vierges et nitrurés ne permettent pas de différencier leur comportement avec ce seul paramètre.

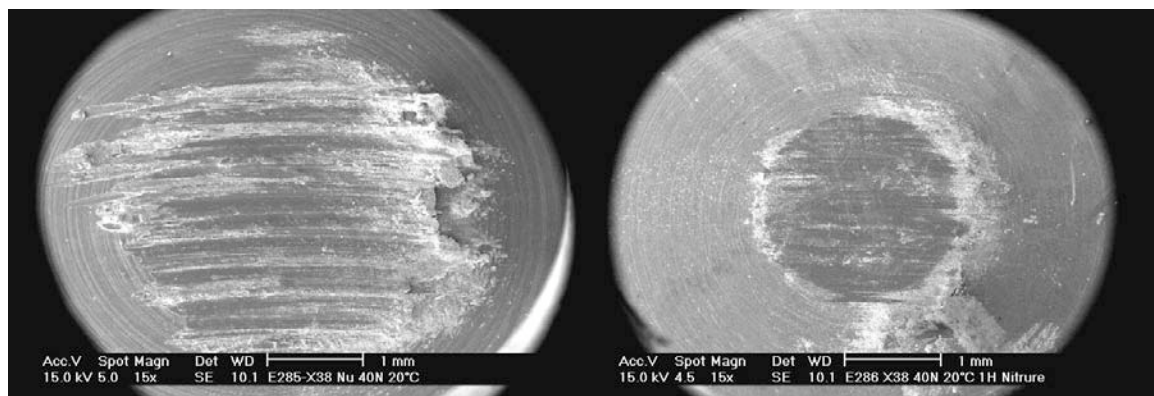
Tableau B-5 : Valeurs du coefficient de frottement en fonction de la température du disque et du traitement de surface du pion sous une charge de 40 N.

Température du disque (°C)	20	500	600	700
<i>X38-47 nu</i>	$0,65 \pm 0,053$	$0,47 \pm 0,025$	$0,47 \pm 0,010$	$0,46 \pm 0,031$
<i>X38-47 nitruré</i>	$0,58 \pm 0,047$	$0,45 \pm 0,036$	$0,46 \pm 0,020$	$0,46 \pm 0,023$

II.2.2 Observation des dégradations

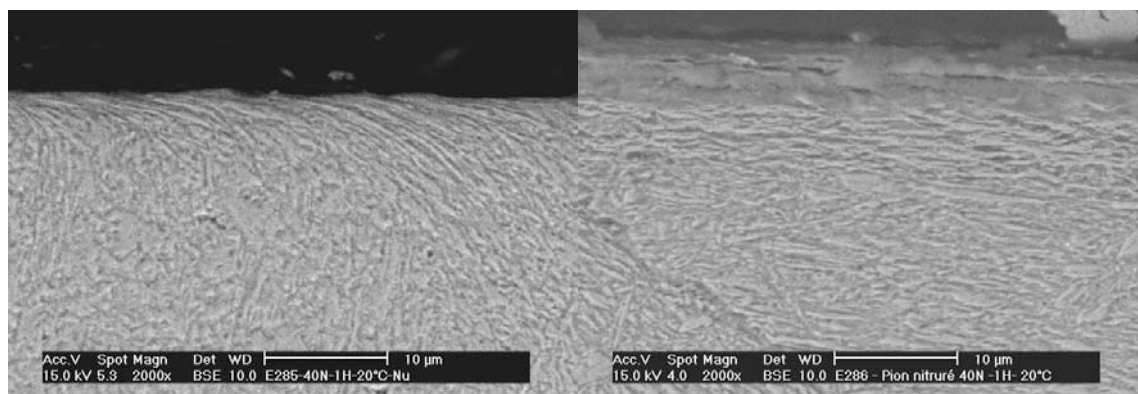
De 20 à 500°C, les pions s’usent mais l’acier nitruré résiste mieux à l’abrasion. Le diamètre de la zone usée est moins important sur les pions nitrurés que sur les vierges (Figure B-22 A & B). Les couches d’oxydes ne sont pas suffisantes pour créer du transfert. La couche de combinaison disparaît sur les pions nitrurés. Dès 20°C, on observe une déformation plastique de la surface du

pion vierge qui n'était pas aussi franche lors des essais à 20N (effet de la charge - Figure B-22-C). La déformation plastique de la surface n'est pas observée sur les pions nitrurés (Figure B-22-D). Sun [SUN94] avait déjà remarqué que la nitruration sur un acier martensitique empêche la déformation en sous couche par rapport au même acier vierge examiné dans les mêmes conditions d'essai.



A/ Trace d'usure de l'acier vierge en surface

B/ Trace d'usure de l'acier nitruré



C/ Déformation plastique de l'acier vierge en coupe

D/ Tassement de la couche nitrurée

Figure B-22 : Micrographies en surface et en coupe sur l'acier vierge et nitruré (20°C - 40N).

Remarque : Ces 4 micrographies (Figure B-22) sont de bons exemples pour mesurer le problème de l'observation des surfaces. Si on s'en tient aux diamètres apparents, il y a usure dans les deux cas alors que des observations en coupe montrent que le nitruré n'est quasiment pas usé.

L'adhérence importante des couches de débris sur la surface nitrurée à partir de 600°C, nous permet de conserver une partie de la couche de combinaison (\square 7 à 9 μm). Si on compare les micrographies de l'entrée du contact entre les essais à 500°C et ceux effectués à 700°C sur les pions nitrurés (Figure B-23), on note que le transfert est beaucoup plus important à haute température. Cette remarque était également vraie pour les pions hémisphériques vierges. Sur la Figure B-23-A à 500°C, le lit de débris en entrée fait entre 15 et 20 μm de hauteur. Il est essentiellement constitué de débris d'oxydes ou de particules métalliques oxydées dans le contact. Si on s'intéresse maintenant au lit de débris à 700°C (Figure B-23-B), on constate que l'on retrouve de gros débris métalliques

issus du disque qui se transfèrent à la surface du pion. La hauteur de la couche transférée atteint plus de 300 μm d'épaisseur au niveau de l'entrée du contact. Ce transfert a tendance à décaler la zone de contact vers l'entrée. Cette couche transférée limite l'usure des pions nitrurés.

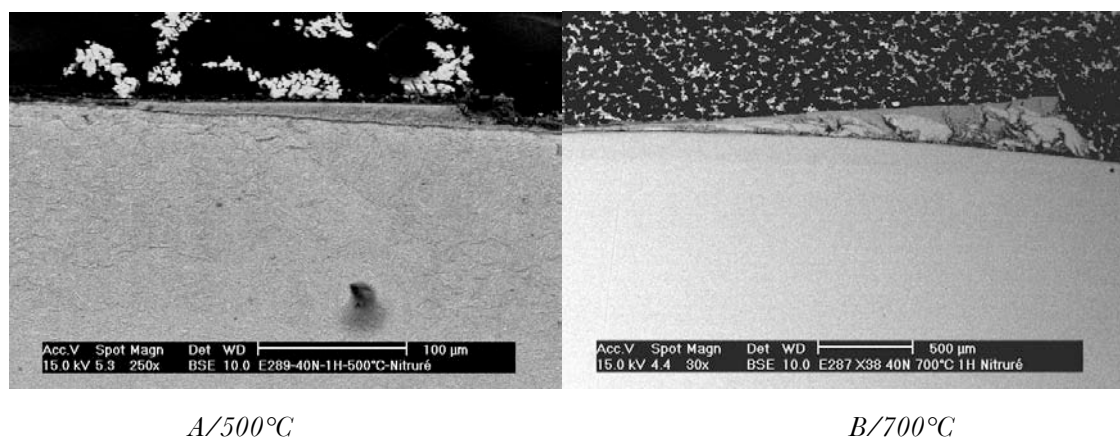


Figure B-23 : Micrographies des couches transférées en entrée du contact sur le pion nitruré (attention aux échelles).

Les mécanismes de dégradation changent entre le pion vierge et nitruré : il n'y a quasiment pas d'abrasion du pion nitruré (conservation de la couche de combinaison) mais une usure plus importante du disque avec les pions nitrurés. On observe également une adhérence importante des couches de débris sur la surface nitrurée (Figure B-23).

Les observations après essais sur le tribomètre sont conformes aux dégradations des outillages en forgeage : « [...]la nitruration d'un outil de forgeage à chaud fait disparaître toute usure par abrasion et diminue le frottement, mais favorise l'adhésion de la calamine du lopin aux outils [FELD89]. »

En confrontant nos résultats avec la littérature [MAHJ99b] [PSYL02], il semble évident qu'il faudrait utiliser des charges et des vitesses de frottement plus importantes, ou encore augmenter la durée des essais pour observer un endommagement des pions nitrurés après essais de frottement. Dans ses études, Karamis [KARA93] [KARA00] ajoute du sable comme adjuvant à ses lubrifiants pour pouvoir dégrader les couches nitrurées, de plus, l'antagoniste utilisé est également nitruré.

II.3 Évaluation des températures de contact

Lors de l'étude de l'influence de la température d'essai et du rôle de la couche nitrurée, les pions hémisphériques utilisés étaient instrumentés de thermocouples. Ces mesures ont permis d'avoir une estimation du flux thermique dans le pion et d'évaluer par méthode inverse la température de surface [BROU01]. Le principe de la méthode inverse consiste à calculer le flux de chaleur à l'interface de deux tribo-éléments responsable de l'élévation de la température. Ce flux est évalué à l'aide des deux premiers thermocouples implantés dans le pion.

Les sources potentielles d'échauffement lors du frottement du pion sur le disque sont par ordre d'importance : la conduction, le rayonnement, la convection et l'énergie dissipée par la déformation plastique. Les températures mesurées se stabilisent après 900 secondes (annexe F). Ce temps correspond également à la stabilisation du coefficient de frottement.

Nous avons alors réalisé une première acquisition du champ des températures dans le pion en fonction de la température du disque et de la nature du pion. Le Tableau B-6 présente les mesures faites sur le thermocouple situé à 1,1 mm de la surface et les températures de surface calculées pour les essais sous un chargement de 40 N. Au cours de l'expérimentation à 700°C, nous n'avons pas observé d'influence de la charge (entre 20 et 40N) sur les températures mesurées. Cela montre que le travail dissipé sous forme de chaleur est négligeable devant la conduction depuis le disque chaud pour les températures d'essai supérieures à l'ambiante. Il est important de remarquer que lors du calcul par méthode inverse, il faut tenir compte de l'usure du pion et rectifier en conséquence la position des thermocouples dans le programme de calcul. En fonction de la hauteur usée ou du transfert suivant le type de mécanismes d'endommagement, la distance du premier thermocouple à la surface a été réajustée. Nous avons également corrigé la position des autres thermocouples. Sans cette correction, les valeurs calculées pour les températures de surface sont faussées.

Tableau B-6 : Températures mesurées et calculées pour les pions hémisphériques vierges et nitrurés entre l'ambiante et 700°C sous une charge de 40 N.

<i>Température du disque</i>	<i>Revêtement de la surface du pion</i>	<i>Température maximale mesurée à 1,1 mm de la surface</i>	<i>Température calculée en surface</i>
<i>Température ambiante (24°C)</i>	<i>Vierge</i>	43°C	45°C
	<i>Nitruré</i>	40°C	42°C
<i>500°C</i>	<i>Vierge</i>	371°C	409°C
	<i>Nitruré</i>	360°C	388°C
<i>600°C</i>	<i>Vierge</i>	397°C	444°C
	<i>Nitruré</i>	408°C	462°C
<i>700°C</i>	<i>Vierge</i>	512°C	582°C
	<i>Nitruré</i>	517°C	587°C

Les mesures réalisées à 20°C montrent qu'il existe un échauffement macroscopique lié au frottement. Ces mesures sont confirmées par un calcul analytique [ASHB91]. Sous un chargement de 40N et pour un coefficient de frottement de 0,58, ce calcul donne une température de 43°C pour le massif et de 74°C pour les températures flash. Pour évaluer l'influence du frottement sur l'élévation de la température du pion, nous avons alors effectué des essais dits de conduction statique. L'expérience est simple : il s'agit de mesurer le champ thermique dans deux pions (vierge et nitruré) chargés à 40N sur un disque à 700°C sans frottement. Ces essais de conduction statique montrent que les valeurs de températures mesurées sont identiques à celles mesurées lors d'un essai classique avec frottement. Cependant, le bruit sur le signal est moins important sans le frottement sur les essais de conduction statique. La stabilisation de la température avec ou sans frottement intervient au bout de 900 secondes de contact entre le pion et le disque. Rappelons que c'est

également le temps nécessaire à la stabilisation du coefficient de frottement. D'un point de vue macroscopique, compte tenu de la faible élévation de température mesurée à 20°C, on considérera que l'élévation de la température liée à la vitesse de glissement est négligeable pour les essais à chaud. Cela ne nous empêche pas de supposer que ponctuellement nous puissions avoir des températures flash qui dépassent largement la température de l'essai [KALI04], y compris et surtout à 20°C. Il est important de rappeler que par leur fugacité, les températures flash n'affectent pas le massif et restent cantonnées à l'échelle des aspérités.

De nombreux travaux sur la thermique du contact montrent qu'il existe une résistance thermique de contact [BOGO91], notamment en forgeage à chaud. Cette résistance est liée au taux réel de contact, à la densité de point de contact, à la distance interstitielle entre les surfaces (à rapprocher de la rugosité des surfaces) et enfin aux propriétés thermiques des deux matériaux en regard. Dans le cas d'un frottement sec, il est prévisible que les conditions de contact et la résistance thermique de contact ne soient ni constantes ni uniformes. Entre l'amorce de l'opération de forgeage et sa fin, elles évoluent localement en s'améliorant jusqu'à l'état final en raison des déformations subies par les deux surfaces en contact. Nous observons les mêmes phénomènes dans les premiers instants du frottement par l'accommodation des surfaces. Cette résistance thermique de contact et les phénomènes de constriction macroscopique et microscopique (Figure B-24) influencent la répartition des températures aux abords du contact. Les effets de constriction peuvent devenir faibles ou négligeables pour de grande vitesse de frottement [BARD94] [LARA95], mais nous ne sommes pas dans cette situation.

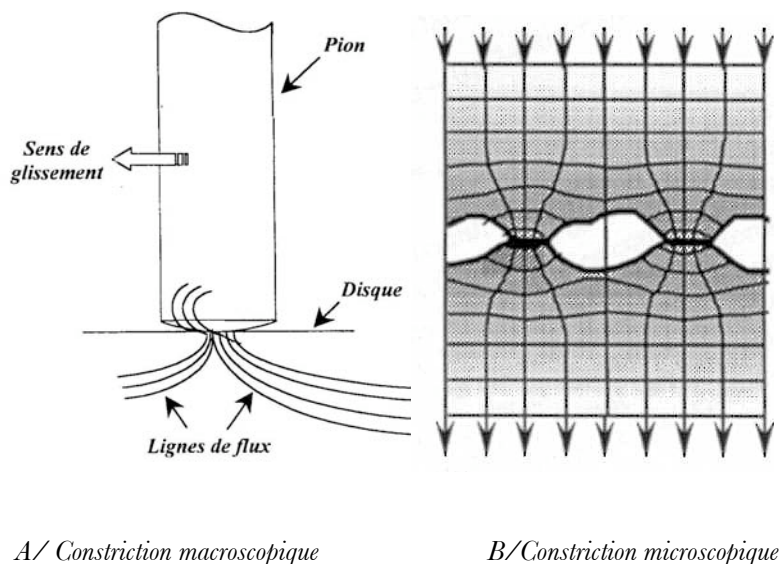


Figure B-24 : Phénomènes de constriction aux abords du contact.

En utilisant la relation d'Hollomon-Jaffe déterminée pour des températures comprises entre 600 et 750°C (voir A-III-7), on peut remonter à la température dans le pion en fonction de la perte de dureté [DENA00]. Ainsi, pour les essais à 700°C sur le pion en X38-47, on trouve qu'entre 15 et 65 µm de profondeur, la température calculée varie respectivement de 697 à 673°C. Ces valeurs

confirment qu'aux abords de la surface de contact, la température du pion peut être considérée égale à la température du disque. Cette hypothèse, que nous admettrons dans la suite de ce travail, nous permettra d'estimer la rhéologie des couches déformées. Nous négligerons donc dans cette approche les effets des résistances thermiques de contact.

La température estimée par méthode inverse, avec l'approximation d'une résistance thermique de contact, est une température à environ $10 R_a$ ou $10 R_z$ sous la surface rugueuse. Les températures flash se limitant aux pics de rugosité, cela explique la différence de température réelle et estimée de la Figure B-25.

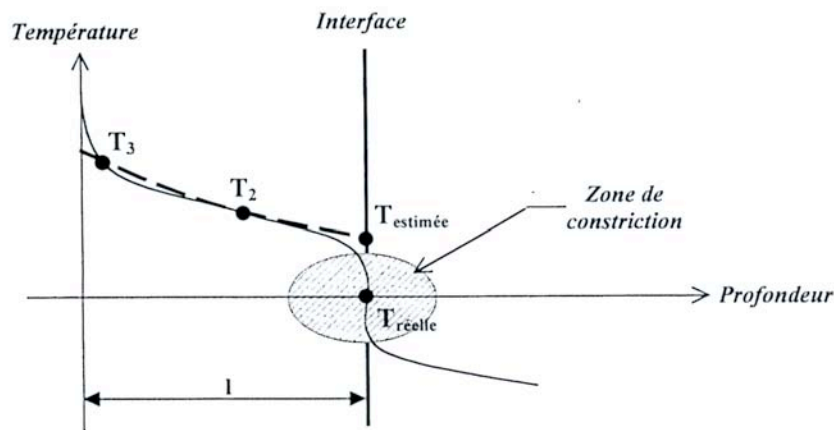


Figure B-25 : Évolution de la température aux abords du contact.

En conclusion, dans une couche en surface d'épaisseur $10 R_a$ (ou R_z), nous avons une température comprise entre la valeur calculée par méthode inverse au minimum et la température du disque au maximum. À l'échelle de l'aspérité, on peut rajouter la contribution des températures flash.

II.4 Influence de la géométrie des pions

II.4.1 Essais sur les éprouvettes de fatigue thermique

Les pions issus du banc de fatigue thermique sont en X38CrMoV5 – nitruré, initialement à 47 HRC. Ils ont subi 7500 cycles de fatigue thermique entre 100 et 650°C. Les essais tribologiques ont tous été effectués à 700°C sous un chargement de 20 N et après une pré-oxydation d'une heure du disque à la même température. Compte tenu de la géométrie des éprouvettes, le contact s'étend sur 10 mm), la vitesse linéaire n'est pas la même à l'intérieur et à l'extérieur du contact.

Dans cette étude de faisabilité nous avons uniquement fait varier le temps d'essai : le démarrage (quelques secondes), 1/4 d'heure, 1 heure, 2 heures et enfin 3 heures.

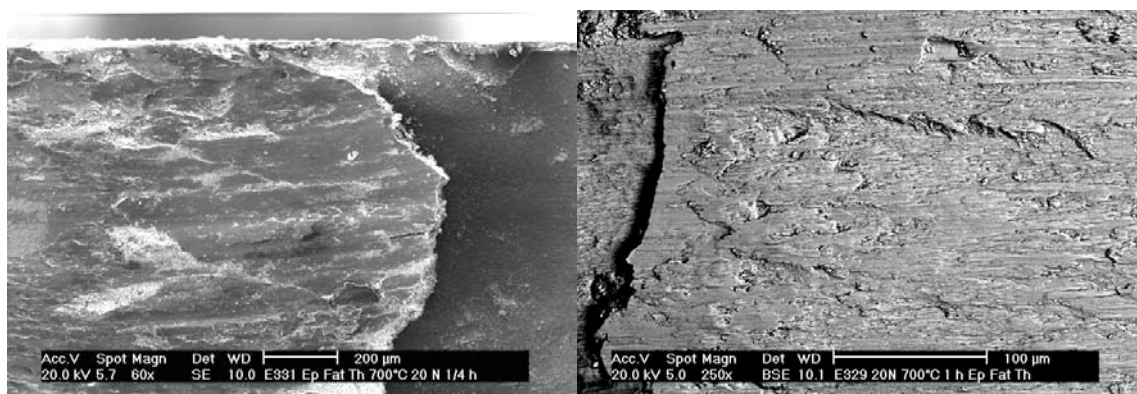
Dans le Tableau B-7, nous comparons les valeurs des coefficients de frottement mesurés pour ces essais. Les acquisitions des essais de 2 heures et plus ont été perdues à cause d'un problème lié à la taille des données à stocker. La valeur donnée sur la droite dans le Tableau B-7 permet une comparaison par rapport à un pion hémisphérique nitruré initialement à 47 HRC et sans

faïençage. Comme on peut l'observer dans le Tableau B-7, la fatigue thermique n'a pas ou peu d'influence sur le coefficient de frottement.

Tableau B-7 : Valeurs du coefficient de frottement sur les éprouvettes issues du banc de fatigue thermique (cette valeur correspond à la valeur obtenue pour un pion nitruré hémisphérique à la même température).*

<i>Durée de l'essai (secondes)</i>	<i>90</i>	<i>900</i>	<i>3600</i>	<i>3600*</i>
<i>Coefficient de frottement moyen (μ)</i>	<i>0,50 \pm0,03</i>	<i>0,48 \pm0,04</i>	<i>0,48 \pm0,05</i>	<i>0,48 \pm0,030</i>

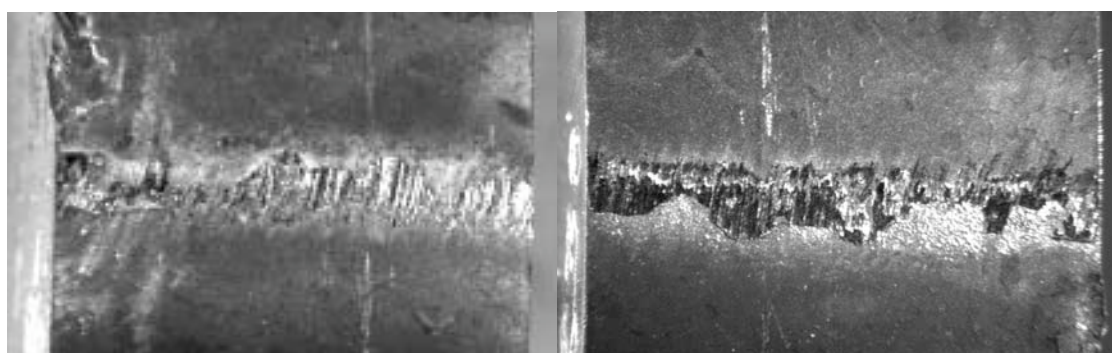
Si on observe les faciès d'usure de la Figure B-26, on note la présence d'arête rapportée en entrée mais aussi en sortie du contact. Ces arêtes sont la preuve d'un transfert important vers la surface du pion. L'aspect brillant métallique, des analyses EDS (pas ou peu de traces d'oxygène) et les faciès d'usure des disques, laissent penser que des débris métalliques du disque se transfèrent à la surface de l'éprouvette issue du banc de fatigue thermique (Figure B-27). Des observations en coupe de l'éprouvette révèlent que la surface faïencée n'est pas altérée. Les couches transférées viennent donc s'ajouter à la surface du pion afin de passer d'un contact linéique à un contact surfacique. Ce régime est établi assez rapidement puisqu'on l'observe également sur l'essai d'1/4 d'heure.



A/ Entrée du contact – 1/4 d'heure

B/ Sortie du contact - 1 heure

Figure B-26 : Arêtes rapportées après essais.



A/ Essai de 2 heures

B/ Essai de 3 heures

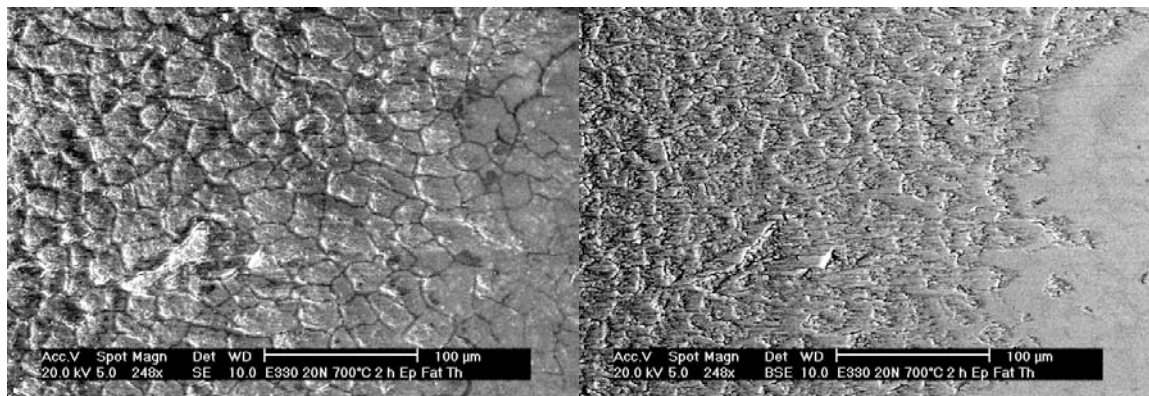
Figure B-27 : Aspect métallique des couches transférées (pour une mise à l'échelle, le disque mesure 10 mm de largeur).

Si on regarde maintenant les micrographies de la Figure B-28, il s'agit en fait de la même zone de la trace de frottement mais une image en électrons secondaires et l'autre en électrons rétrodiffusés. À gauche, on observe des débris du disque qui viennent adhérer sur les cellules du faïençage. Sur la partie droite des micrographies, on note une zone recouverte par du transfert en BSE, et en SE, on constate que sous ce transfert, on conserve les fissures du faïençage. Si on compare maintenant aux mêmes micrographies mais prise dans la sortie du contact (A/électrons secondaires

B/ électrons rétrodiffusés

Figure B-29), on retrouve la même zone de transfert initiée sur les cellules du faïençage. Néanmoins, la largeur de la transition entre zone de transfert et zone faïencée est moins importante qu'en entrée. Le faïençage n'est donc pas altéré avant que le transfert ne s'initie.

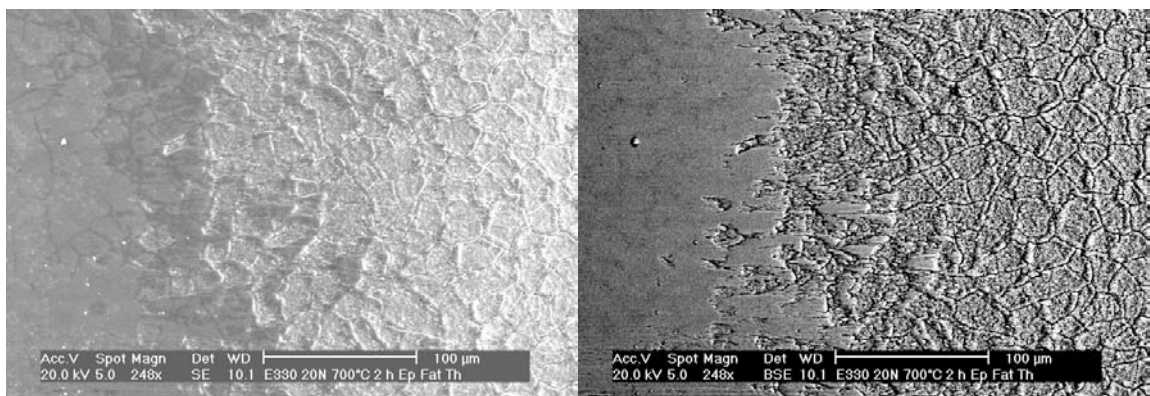
Le même mécanisme d'endommagement est observé sur toutes les éprouvettes : le transfert. La durée de l'essai n'influe que sur la largeur et la longueur du contact. Les vitesses linéaires de frottement qui varient du simple au triple entre l'intérieur et l'extérieur du contact ne modifient pas l'endommagement.



A/électrons secondaires

B/ électrons rétrodiffusés

Figure B-28 : Même micrographie de l'entrée du contact en BSE et SE – 2 heures.



A/électrons secondaires

B/ électrons rétrodiffusés

Figure B-29 : Même micrographie de la sortie du contact en BSE et SE – 2 heures.

Nous avons également fait des cartographies des surfaces des échantillons avant essai. Cette démarche nous a permis d'avoir une vision globale de la surface avant contact, notamment l'ouverture des fissures. Ces cartographies ont été comparées avec celles faites après essais. Hormis les phénomènes de transfert qui viennent recouvrir le faïençage, il n'a pas été observé de modification de la surface après essai, notamment sur l'ouverture des fissures.

Un seul mécanisme d'endommagement a été observé sur les éprouvettes pré fatiguées : le transfert de métal du disque à la surface du pion. Il aurait fallu que les fissures soient plus profondes afin de mieux examiner l'effet de la pré fissuration par fatigue thermique sur le coefficient de frottement et le taux d'usure. Le faïençage tel que nous l'avions sur notre échantillon était superficiel et seulement quelques rares fissures pénétraient dans l'acier. De plus, par rapport aux épaisseurs affectées par la déformation plastique sur les pions hémisphériques, il semble que les efforts et pressions de contact misent en jeu sur notre tribomètre ne sont pas suffisants pour modifier l'aspect de fissures ouvertes sur 10 μm et profonde de plus de 100 μm . Nous n'avons pas observé d'allongement des lattes de martensite lors des observations en coupe.

II.4.2 Essais sur les pions plans

Avant de commencer nos essais, nous nous sommes intéressés à la dureté des échantillons pour connaître l'influence des cycles thermomécaniques (Tableau B-8). Il semblerait que l'indentation cyclique adoucisse la surface des pions, avec ou sans nitruration [MOTT03].

Sur les pions vierges, cet adoucissement concerne 100 μm sous la surface pour 1000 cycles d'indentations. Cette chute de dureté serait liée à la précipitation et la coalescence de carbures. Sur les pions nitrurés, à 1000 cycles également, 200 μm sont affectés par la reprise de diffusion de l'azote. D'ailleurs, une nouvelle couche de diffusion de l'azote apparaît au-delà de la couche nitrurée initiale.

Les travaux du CEMEF évaluent la température de contact à 670°C, valeur faible pour un contact avec un lopin à 1200°C, mais suffisante pour dépasser la température de second revenu du X38CrMoV5.

Tableau B-8 : Mesures de dureté sur les pions du CEMEF [MOTT03].

Type de pion	Nombre de cycles d'indentation	Dureté avant essai de frottement (Hv)
Vierge	100	420
	500	380
	1000	355
Nitruré	100	810
	500	770
	1000	700

Étant donné que les pions avant essai ne présentaient pas de fissuration en surface, nous avons effectué des essais sur les éprouvettes ayant subi 100 et 1000 cycles pour avoir le comportement en frottement dans les cas extrêmes avant de compléter l'étude avec les essais à 500 cycles. Ces essais ont tous été effectués à 700°C sous un chargement de 20 N pendant une heure et après une pré oxydation du disque à la même température.

Dans le Tableau B-9, nous comparons les valeurs des coefficients de frottement mesurés pour ces essais. Les deux valeurs présentées pour les pions hémisphériques permettent une comparaison par rapport à des éprouvettes n'ayant pas subi d'indentation cyclique (un pion vierge et l'autre nitruré pour que la comparaison soit complète). Un essai complémentaire sur un pion plan vierge mais sans cycle d'indentation (0*) a été effectué. Comme on peut l'observer dans le Tableau B-9, l'indentation cyclique à chaud n'a pas ou peu d'influence sur le coefficient de frottement.

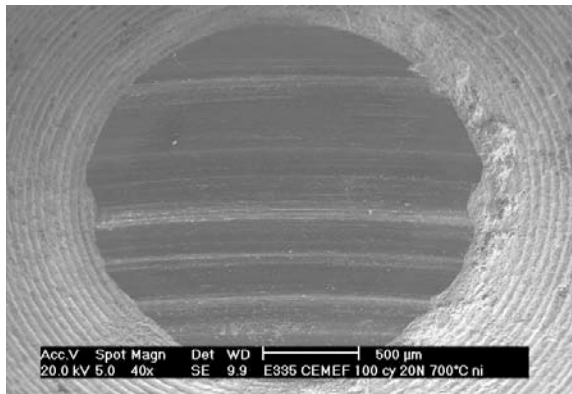
Tableau B-9 : Valeurs du coefficient de frottement en fonction des cycles d'indentation cyclique.

<i>Type de pion</i>	<i>Nombre de cycles d'indentation</i>	<i>Coefficient de frottement moyen (μ)</i>	
		<i>Vierge</i>	<i>Nitruré</i>
<i>Plan</i>	100	0,50 ± 0,01	0,54 ± 0,02
	500	0,42 ± 0,10	0,48 ± 0,02
	1000	0,52 ± 0,01	0,51 ± 0,02
	0*	0,49 ± 0,10	—
<i>Hémisphérique</i>	0	0,49 ± 0,02	0,48 ± 0,02

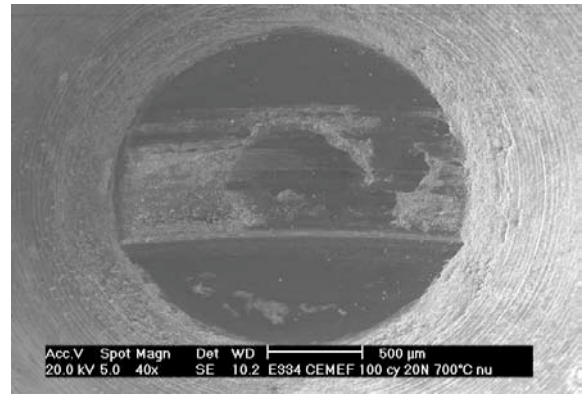
En observant les photos de la Figure B-30, on constate que les faciès d'endommagement sont très proches quel que soit l'échantillon testé. Tous les pions testés présentent une usure abrasive en surface qui laisse apparaître la matrice métallique en X38CrMoV5.

Une observation plus précise des zones de contact nous est donnée à la Figure B-31. On constate la formation de zones marbrées composées d'un mélange d'oxyde et de matrice métallique. On trouvait déjà ce type de zone en sortie du contact sur les pions hémisphériques.

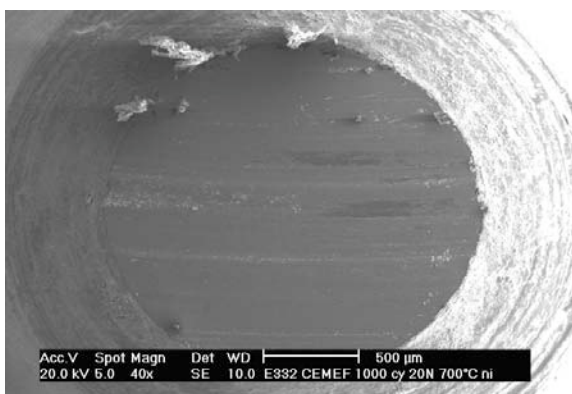
Cependant, sur les pions hémisphériques, ces zones avaient tendance à devenir des zones « glassées » dans l'entrée du contact : phénomène que l'on n'observe pas sur les pions du CEMEF.



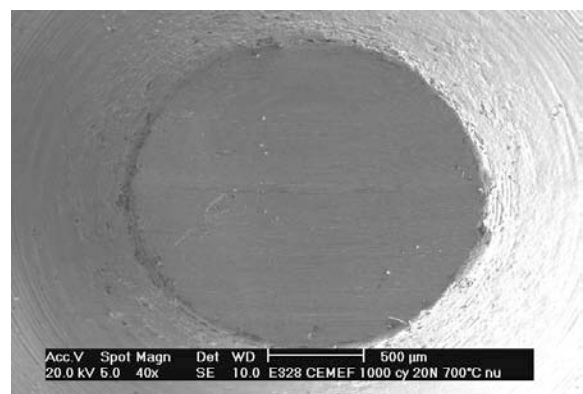
A/ Nitrué 100 cycles



B/ Vierge 100 cycles



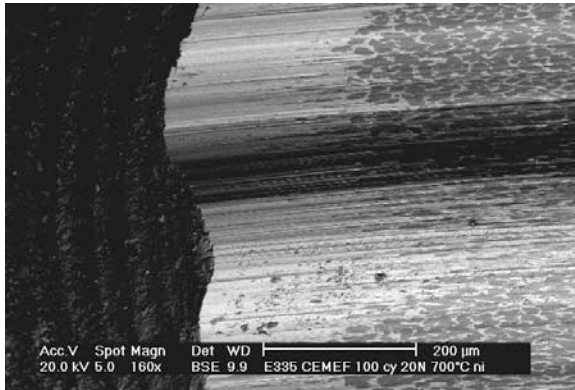
C/ Nitrué 1000 cycles



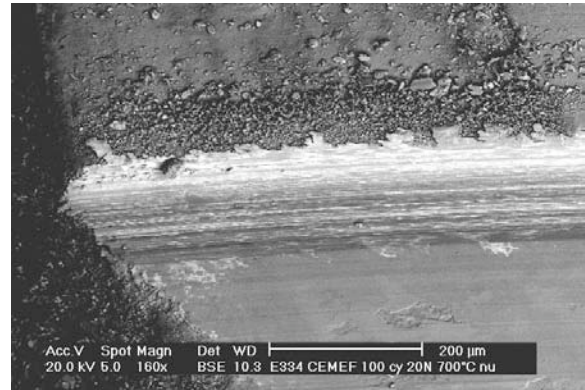
D/ Vierge 1000 cycles

Figure B-30 : Observation globale des faciès des pions après essai de frottement [SE – x 40].

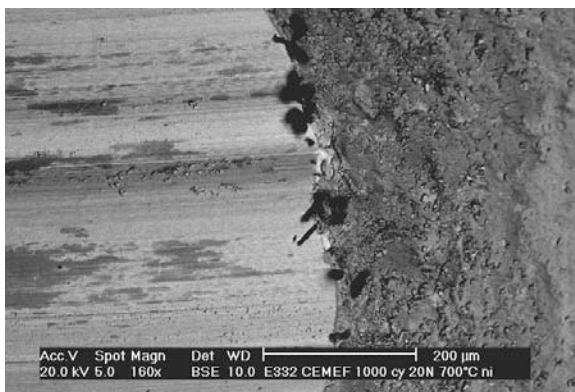
On remarque une trace d'abrasion importante sur le pion vierge 100 cycles (Figure B-31-B). Ce type de dégradations n'avait jamais été aussi franc sur des essais à haute température. Cette observation traduit bien une différence de comportement entre les pions hémisphériques et ceux issus du banc d'indentation cyclique du CEMEF. Cependant, cette différence de comportement n'est pas liée aux indentations cycliques, mais plutôt à la géométrie du pion testé et donc à la circulation des débris dans le contact (concept du troisième corps).



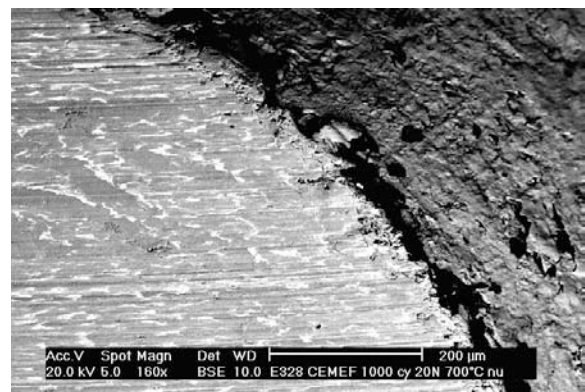
A/ Nitridé 100 cycles



B/ Vierge 100 cycles



C/ Nitridé 1000 cycles



D/ Vierge 1000 cycles

Figure B-31 : Détails des faciès des pions après essai de frottement [BSE – x 160].

Tableau B-10 : Évaluation de l'usure sur les pions du CEMEF (moyenne sur deux essais).

Type de pion et nombre de cycle d'indentation	Diamètre avant essai μm	Diamètre après essai μm	Hauteur usée μm	Volume usé mm^3	Taux d'usure $\text{mm}^3/\text{N.m}$
100 cycles vierge	1892	1969	38,5	0,451	3,76E-08
100 cycles nitridé	1821	1892	35,5	0,384	3,20E-08
500 cycles vierge	1814	1861	23,5	0,249	2,08E-08
500 cycles nitridé	1785	1963	89	0,983	8,19E-08
1000 cycles vierge	1800	1861	30,5	0,321	2,68E-08
1000 cycles nitridé	1800	1857	28,5	0,299	2,49E-08

De plus, une comparaison du diamètre de la trace avant et après essai permet d'évaluer la hauteur usée. Le Tableau B-10 résume l'évolution du diamètre de la zone de contact, donc de l'usure. Les valeurs des hauteurs usées sont similaires quel que soit le traitement du pion ou le nombre de cycles

d'indentation subis. Il n'y a que pour les 2 essais réalisés sur les pions nitrurés à 500 cycles qu'une usure importante a été mesurée. Compte tenu de valeurs de dureté sur ces échantillons avant et après essai, cette usure importante reste inexpliquée.

Sur les Figure B-32 et Figure B-33, nous avons l'évolution de la dureté des pions en profondeur après essai de frottement à 700°C. Sur les pions vierges, le matériau continue son adoucissement. Malgré l'usure partielle de la couche adoucie par l'indentation cyclique, on observe une chute de dureté après frottement. Sur les pions nitrurés, on retrouve également le même comportement avec une chute de dureté de 100 Hv par rapport à la valeur mesurée après indentation.

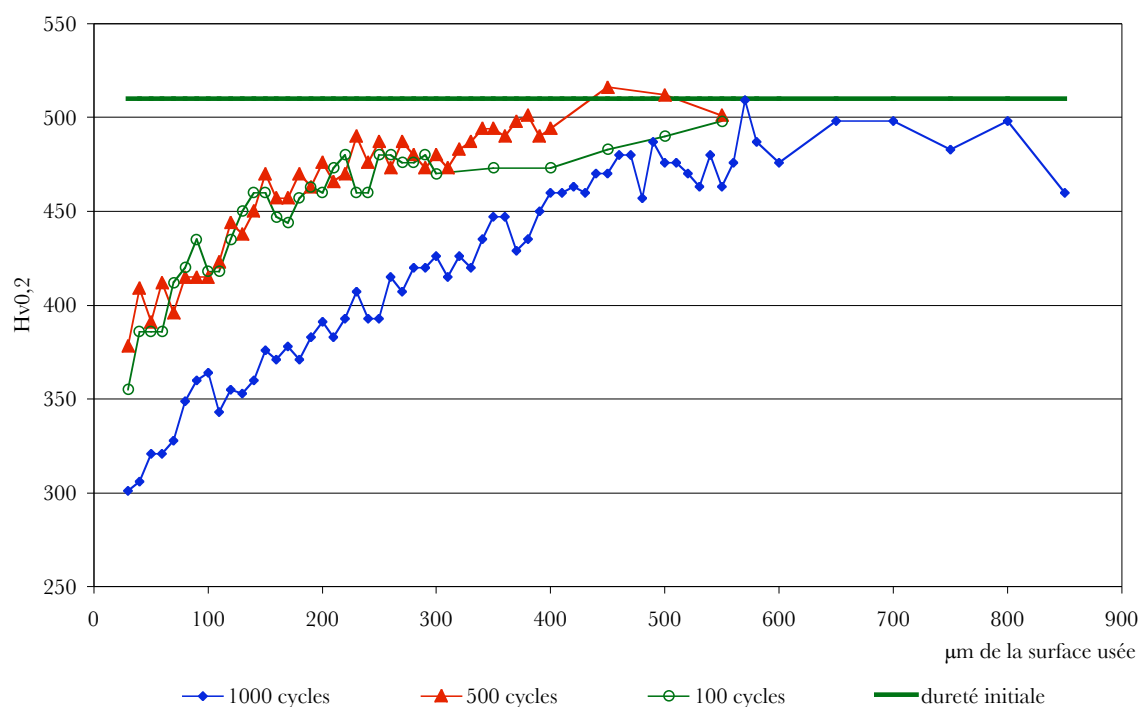


Figure B-32 : Évolution de la dureté des pions vierges après indentations cycliques et essais de frottement.

On ne peut pas affirmer que le cisaillement dû au frottement a un effet sur l'évolution de la dureté. On mesure effectivement une chute de dureté après frottement. Elle est du même ordre de grandeur que la chute observée après indentations cycliques. Les conditions qui ont provoqué cette chute de dureté sont très différentes entre le frottement à chaud, sous faible charge normale et cisaillement constants à une température de 700°C, et l'indentation cycliques, sous des conditions sévères de charge normale, 700N, à une température 1200°C. Le champ thermo mécanique dans le pion est alors très différent entre les deux essais. La contribution du cisaillement sur la chute de dureté est alors difficile à évaluer.

On peut également noter que la dureté des pions nitrurés reste plus élevée même après essai. Cela confirme, avec les valeurs de hauteur usée du Tableau B-10, que toute la couche nitrurée n'est pas totalement usée.

D'après les résultats du Tableau B-10, compte tenu de leur dureté plus élevée, les pions nitrurés devraient s'user moins que les pions vierges. Les hauteurs usées calculées montrent un comportement assez similaire entre les pions vierges et nitrurés alors que toute la couche nitrurée n'est pas entièrement enlevée. Cette usure peut également expliquer la chute de dureté (Tableau B-8) car la dureté des couches nitrurées est décroissante de la surface vers le cœur.

Il semble que les pions nitrurés soient plus sensibles à l'indentation cycliques car le taux d'usure entre le 100 et le 1000 cycles nitrurés augmentent alors qu'il diminue pour les pions vierges dans la même configuration. Il est probable que les cycles d'indentation aient joué un rôle sur l'adoucissement de la couche nitrurée.

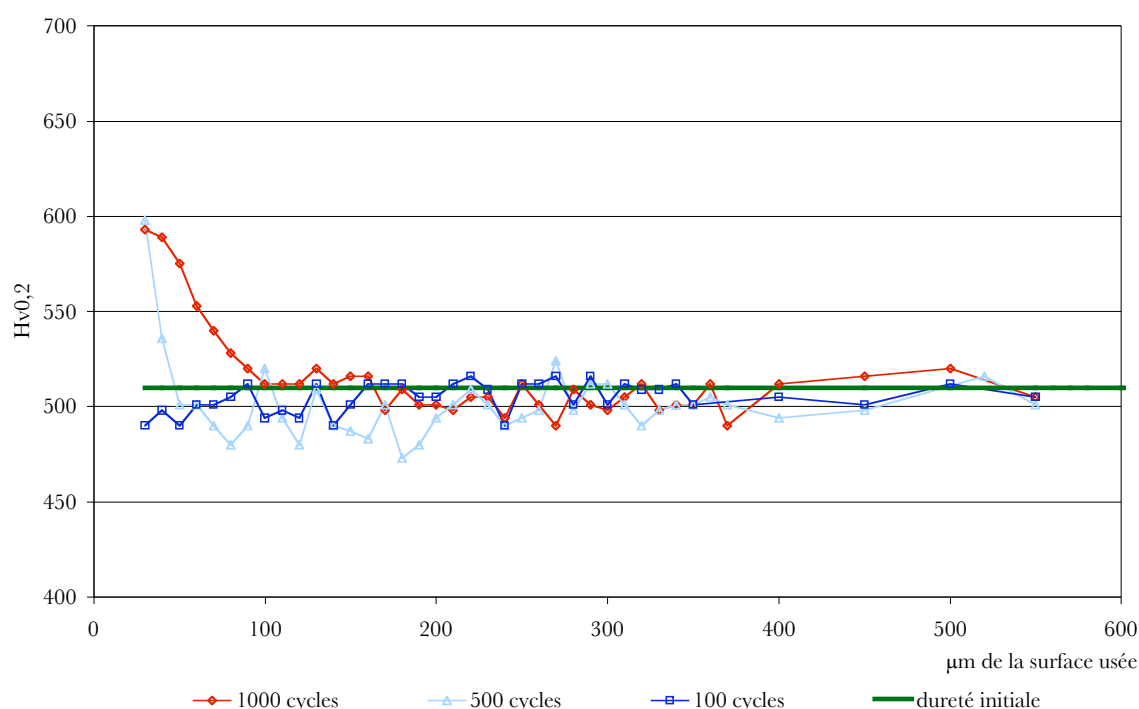


Figure B-33 : Évolution de la dureté des pions nitrurés après indentations cycliques et essais de frottement.

Conclusion

Bien que les fissures soient absentes sur les pions du CEMEF, ces essais ont permis d'étudier l'influence d'une surface adoucie par des cyclages thermomécaniques répétés.

Si l'on compare ces essais à ceux réalisés sur des pions de même nature mais n'ayant pas subi d'indentations cycliques, on constate d'abord que les coefficients de frottement sont du même ordre de grandeur. Cependant, si on s'intéresse aux mécanismes d'endommagement, on remarque que pour les pions hémisphériques nitrurés, on n'avait pas d'usure abrasive mais du transfert alors que sur les pions plans du CEMEF, on observe une usure abrasive.

En fait, en première observation, on pourrait penser que les cycles d'indentations cycliques influencent les modes de dégradation des pions, et plus particulièrement des niturés. Le transfert des débris du disque vers la surface du pion que l'on observait sur les pions hémisphériques niturés est inexistant sur les pions plans. Cette constatation est également vérifiée pour les pions vierges hémisphériques qui sans indentation cyclique sont plus sensibles au transfert de débris vers la trace de frottement.

Cette différence d'endommagement observée entre les pions plans et hémisphériques s'explique principalement par les différences de géométrie des pions. En effet, les pions hémisphériques, compte tenu de leur rayon de courbure, auraient plus tendance à accumuler les débris dans l'entrée du contact [DENA01]. Cette accumulation de débris facilite la formation de zones « glassées » à la surface des pions. Ce comportement est confirmé par l'essai sur le pion du CEMEF sans indentation cyclique qui montre un faciès d'endommagement par usure abrasive exclusivement. Donc, en utilisant des matériaux similaires, dans les mêmes conditions d'essais, en retrouvant des diamètres des surfaces usées de dimensions similaires, on peut par une simple différence de géométrie de contact modifier les modes d'endommagement.

II.5 Discussion

Sur les pions hémisphériques, avec l'augmentation de la température d'essai, on a mesuré une baisse du coefficient de frottement. Quelle que soit la dureté initiale du pion, l'évolution du frottement est assez linéaire en fonction de la température. Au-delà de 800°C, une différence de comportement est remarquée entre les deux niveaux de dureté. Le coefficient de frottement des pions en X38-42 diminue brutalement avec l'augmentation de la température alors que sur les pions en X38-47, l'évolution reste linéaire. L'évolution décroissante du coefficient de frottement semble provenir de la présence, avec l'augmentation de la température, des zones dites « glassées » que ce soit sur le pion ou sur le disque. Ces zones « glassées » tendent à recouvrir la surface de contact avec l'augmentation de la température. L'aspect lisse et régulier des zones « glassées » diminue la valeur du coefficient de frottement mesuré. La présence d'aires « glassées » augmente la taille des surfaces en contact et fait ainsi chuter le champ des contraintes. Ce sont ces zones glassées que l'on retrouve dans le modèle d'usure de Jiang & Stack [JIAN00]. Cette décroissance du coefficient de frottement peut aussi être liée aux pertes des propriétés mécaniques du substrat du pion avec la température. Le X38-42 semble plus sensible à la température que le X38-47. Même au-delà de la température de second revenu, l'histoire de la formation de la microstructure, notamment des carbures continue d'influencer le comportement du X38CrMoV5 comme nous l'avons observé sur les essais à 950°C. Il ne suffit pas de dépasser la température du second revenu pour annihiler les différences microstructurales existantes entre le X38-42 et le X38-47

Les mécanismes de dégradation des pions hémisphériques vierges changent avec la température d'essai. À 20°C, l'effet abrasif des débris métalliques générés dans le contact et les bonnes propriétés mécaniques, justifient de la faible épaisseur affectée par le cisaillement (déformation principalement par indentation).

De 200 à 500°C, la ductilité du X38CrMoV5 doit commencer à augmenter et la zone déformée devient plus épaisse par l'augmentation de la ductilité de l'acier. La déformation plastique de la surface accroît l'aire réelle de contact [GRAS92]. Les contraintes en surface diminuent et cela contribue à la diminution de l'usure et de la déformation plastique. Cela met donc en concurrence deux effets antagonistes :

- * l'accroissement de l'aire réelle de contact, par frittage et déformation plastique, défavorable à l'accumulation de déformation plastique,
- * l'évolution des propriétés mécaniques du matériaux avec la température, favorable à l'accumulation de la déformation plastique.

Au vu de ces résultats, nous supposons qu'il existe une compétition entre la déformation plastique et l'abrasion qui conduit à un cycle d'endommagement. La durée de ce cycle devrait dépendre de la dureté initiale du pion et/ou de la température d'essai. L'existence d'un tel cycle pourrait justifier les différences de dégradations observées : à 200°C, la ductilité est prédominante. À 500°C, le phénomène d'abrasion prend le dessus sur la ductilité et limite les épaisseurs affectées par le cisaillement et l'allongement des lattes de martensite déformées. Il est important de différencier l'épaisseur totale affectée par la déformation et l'allongement des lattes qui sont deux paramètres indépendants. La variation de l'épaisseur affectée par la déformation plastique entre une valeur moyenne et un maximum, nous conforte dans l'idée d'une compétition entre l'abrasion et la déformation plastique. Nous supposons que la couche déformée atteint une épaisseur maximale avant d'émettre un débris, et laisse une couche en surface avec une déformation résiduelle.

L'usure modérée des pions nitrurés est associée à la formation de couches de transfert et la production de débris d'oxydes très fins [KATO93]. À l'opposé, l'usure sévère des pions vierges se caractérise par la déformation plastique de la surface en contact et la production de débris métalliques. Les aciers nitrurés sont surtout sensibles à l'adhésion et à la fissuration de la couche de combinaison ; pour arriver à déformer la couche nitrurée il faudrait appliquer des charges plus élevées [PSYL02]. D'une façon générale, la dureté supérieure de pions nitrurés hémisphériques prévient de l'usure par abrasion pour toutes les températures. De nombreuses études montrent que la couche nitrurée diffuse sous l'effet de la température. Les mises en température successives créent un gradient de dureté important, dans la couche elle-même.

À chaque température d'essai, les mécanismes d'usure identifiés sur le disque comme sur le pion sont assez proches. On observe sur les traces d'usure des deux antagonistes des couches d'oxydes compactées qui se densifient davantage avec la température. Ce sont principalement des oxydes de fer issus du disque. Une différence majeure entre les deux antagonistes est la présence de déformation plastique, par compression cisaillement, de l'extrême surface du pion (épaisseur maximale de 17,5 μm). Cette déformation plastique n'est pas observée sur les disques. Nous supposons que la déformation plastique observée sur le X38CrMoV5 est favorisée par sa microstructure et plus particulièrement à la taille et la forme allongée des lattes de martensites revenues [FERN93]. Grâce à la grande densité de dislocations aux joints de grains, la mobilité des lattes les unes par rapport aux autres, est accrue par rapport à des grains plus gros que l'on trouve dans le XC18. Dans ces travaux, Panin [PANI02] précise que la déformation plastique en sous-

couche est dépendante de la microstructure du matériau testé. La profondeur du cisaillement est suffisante pour faire intervenir plusieurs lattes, ce qui favorise leur déformation.

Quelle que soit la température d'essai, on observe donc la présence de déformation plastique par cisaillement des lattes de martensites revenues. Avec l'augmentation de la température, les lattes sont plus facilement déformées. La déformation plastique autorisée avant rupture est thermo dépendante (le mouvement des dislocations est favorisé par la température élevée). La grande ductilité de notre matériau autorise des allongements importants avant rupture (>160%). Cette ductilité pourrait être influencée par le mouvement des dislocations activé thermiquement [MAUG80][PERS99]. De plus, l'orientation initiale des lattes influence l'épaisseur déformée plastiquement en extrême surface du pion.

L'épaisseur de la déformation plastique est maximale en sortie de contact. C'est donc le flux de matière de l'entrée vers la sortie qui vient accroître les épaisseurs déformées plastiquement en sortie de contact.

Pour les hautes températures, nous pouvions croire que la chute du coefficient de frottement devait réduire l'épaisseur affectée par la déformation plastique, mais la perte de propriétés mécaniques conduit à une grande déformation des lattes de martensite revenue.

La présence d'oxydes contribue à l'abrasion, notamment l'hématite. Les oxydes présents à partir de 600°C jouent un rôle de lubrifiant solide par la formation de zones « glassées ». À partir de l'établissement d'une couche de débris, deux mécanismes en compétition apparaissent pendant le frottement : la rupture des couches transférées, produisant de nouveaux débris, et la consolidation et la formation de couches protectrices par frittage des débris. L'augmentation de la température produit de meilleurs frittages et agglomération des débris. Si les oxydes transférés sont suffisamment adhérents, ils prennent alors l'état de surface « glassée » et le taux d'usure peut devenir très bas. L'importance des couches d'oxydes avait déjà été mise en évidence par Tu sur un acier à outils pour forgeage à chaud [TU92].

Quelle que soit la température, on observe de l'abrasion dans un premier temps sur les pions hémisphériques, puis après stabilisation du coefficient de frottement et de la surface usée (comprendre qu'après le transfert, l'usure sera faible), le transfert des débris sur la trace de frottement par l'entrée du contact intervient. Puis, après une succession de transfert et de rupture du lit de débris, toute la trace de frottement tend à se couvrir d'oxydes à partir de 600°C. Cependant, sur les pions plans du CEMEF, seul le mécanisme d'usure abrasive est observé. Blau [BLAU01] avait déjà remarqué l'influence de la géométrie de la surface en contact sur le mode d'endommagement par frottement.

La littérature fait état de l'importance de la géométrie et des propriétés thermo mécaniques dans la production et la circulation des débris. Dans nos différentes conditions d'essai, l'aspect géométrique des éprouvettes et donc du contact définit la circulation des débris.

Pour un contact bille sur plan ou cylindre sur plan, on retrouve une zone d'entrée en avant du contact alimentée par le débit de particules recyclées. Cet amoncellement de particules à l'entrée du contact peut devenir une source interne de détachement de particules. Dans le contact de Hertz, soit la zone interne, le débit de particules est alimenté par la zone d'entrée avec les particules

recyclées mais aussi par les massifs sources. Pendant le frottement, le frittage des débris en entrée lié au débit de recyclage vient limiter le débit source interne, jusqu'à le faire tendre vers zéro par le recouvrement progressif des surfaces de contact des 1^{ers} corps. On en arrive à obtenir ainsi un débit d'usure quasi nul.

Pour un contact plan/plan, les résultats montrent que le débit de particules recyclées est négligeable devant le débit d'usure. Ainsi, il n'y a pas de débit limitant l'usure dans le temps dans cette configuration.

Ces essais nous ont permis d'observer et quantifier les effets de la température sur le X38CrMoV5. La diversité des essais effectués nous a permis de mettre en évidence l'influence de la géométrie de contact sur les mécanismes de dégradation. Les résultats présentés dans ce chapitre mettent l'accent sur la présence à la surface des pions en X38CrMoV5, d'une zone déformée plastiquement par compression cisaillement. La poursuite de cette étude portera sur la vérification de l'hypothèse de l'existence d'un cycle d'endommagement lors du frottement du X38CrMoV5 : la déformation plastique pilote l'usure abrasive de la surface du X38CrMoV5.

L'acier vierge se dégrade par une succession de cycle de déformation plastique et de délamination des couches déformées. Le cycle d'endommagement proposé est proche du modèle soumis par Hsu [HSU97] pour de l'usure modérée pour des métaux ductiles. On observe d'abord une plastification de la surface puis une accumulation de la déformation plastique pour en arriver finalement à la rupture plastique et à la libération d'une particule d'usure.

La suite de ce travail se focalisera sur la validation de cette hypothèse, puis sur la construction d'une loi d'usure associée.

Les périodes de rodage sur les outils de forgeage sont en général très courtes par rapport à la durée de vie de l'outil ; de ce fait, nous essayerons de modéliser l'usure du X38CrMoV5 lorsque le frottement est en régime stabilisé. De plus, nous nous concentrerons dans la suite sur le X38-47 vierge pour deux raisons : le X38-42 n'est utilisé dans la fabrication de matrice de forgeage à chaud que pour les étapes d'ébauche dont la sensibilité aux variations de côte est moins importante que lors des étapes de finition, et notre moyen d'essai ne nous permet d'avoir de déformation plastique dans les couches nitrurées.

Chapitre C. VALIDATION DES HYPOTHÈSES

Chapitre C. Validation des hypothèses	103
I. Rappel des hypothèses et cycle d'endommagement	105
II. Théorie de la délamination	107
II.1 Usure par délamination selon Suh	107
II.2 Cycle d'endommagement	108
II.3 Géométrie des débris et fissures	109
II.4 Aspérités et déformation	111
III. Cycle de sollicitation et du cumul de déformation	113
III.1 Cycle de sollicitations	113
III.2 Essais mécaniques complémentaires	116
III.2.1 Essais de traction à chaud	116
III.2.2 Essais de torsion à chaud	118
III.3 Essais tribologiques complémentaires	119
III.3.1 Essais à charge variable	119
III.3.1.1 Coefficient de frottement et déformation plastique	120
III.3.1.2 Usure	121
III.3.2 Essais interrompus	122
III.3.2.1 Courbes de frottement	123
III.3.2.2 Déformation plastique et micrographies en coupe	124
III.3.2.3 Usure	126
III.3.2.4 Taux de déformation	128
IV. Conclusion	130

Ce chapitre vise à formaliser la dégradation, voire le cycle de dégradations, observés sur le X38CrMoV5 lors des résultats expérimentaux du chapitre précédent. Après un rappel sur les hypothèses qui nous ont conduits à la construction d'un cycle d'endommagement, nous essayerons d'étayer et de valider nos propos par des données bibliographiques et des essais complémentaires. Cette modélisation permettra d'identifier les étapes et les paramètres physiques importants conduisant à la perte de cote.

I. Rappel des hypothèses et cycle d'endommagement

À partir des résultats expérimentaux, nous avons imaginé un cycle d'endommagement pour le X38CrMoV5 en frottement.

Avant d'émettre des particules d'usure, la surface du pion se déforme en compression cisaillement. Cette déformation s'accumule jusqu'à un niveau critique ou seuil de déformation maximale, fonction de la température et du chargement. Nous supposons donc qu'il existe un seuil de déformation maximal au-delà duquel le cumul de déformation n'est plus possible et la rupture de la couche déformée intervient. Donc, un débris peut ensuite être émis. Ceci traduit la succession des phénomènes de déformation et d'abrasion des surfaces. Ce cycle se répète pendant toute la durée du frottement. Ce point permet d'introduire deux notions importantes : le cumul de la déformation localement et l'existence d'un cycle conduisant à l'émission de débris.

Nous faisons donc l'hypothèse qu'avant chaque émission de débris par abrasion, la surface s'est préalablement déformée sur une épaisseur de quelques micromètres. La présence d'un gradient de déformation dans la profondeur implique que toute la couche déformée n'atteint pas le seuil critique à un instant donné. Nous estimerons donc que seule la partie en extrême surface de la couche déformée est enlevée lors de l'émission d'un débris.

Sous une faible charge, le cisaillement maximal reste localisé en sous-couche. En revanche, avec des coefficients de frottement de type Coulomb supérieur à 0,3, le cisaillement maximum atteint la surface. L'épaisseur des débris émis dépend de la localisation du cisaillement maximal (en sous-couche ou en surface).

Ce cycle d'endommagement repose sur 5 hypothèses fortes:

- L'arrachement de débris se produit après déformation plastique de la surface,
- La déformation plastique des lattes proches de la surface est considérée continue sur toute la surface pendant toute la durée des essais ; l'épaisseur déformée est fonction de la charge normale appliquée et de la durée de l'essai. Ceci est d'autant plus important que le X38CrMoV5 présente un mécanisme d'adoucissement à haute température.
- Les lattes déformées de martensite revenue ont une ductilité très importante, supérieure à 100%,
- Il y a cumul de la déformation plastique dans les couches sollicitées lors du cycle d'endommagement.

La perte de côte liée à l'émission de particules est pilotée par l'épaisseur affectée par la déformation plastique ainsi que le taux de déformation. La force motrice de l'endommagement serait donc l'incrément de déformation plastique par cycle (en cisaillement, en traction ou en déformation équivalente). Ce mécanisme d'endommagement présente une analogie avec des critères de rupture utilisés en fatigue.

Dans cette partie, nous nous focaliserons sur les pions plans puisqu'un seul mécanisme d'endommagement des surfaces est observé sur cette géométrie (usure par abrasion). L'endommagement des pions hémisphériques implique deux mécanismes de dégradation (abrasion et transfert). Cependant pour les premiers instants de frottement, avant l'état d'équilibre, l'usure par abrasion domine sur les pions hémisphériques, le temps de créer une surface de contact, par opposition au contact ponctuel initial.

II. Théorie de la délamination

Cette section a pour objectif de donner les éléments bibliographiques qui étayent nos hypothèses et qui permettent la construction d'un cycle d'endommagement.

II.1 Usure par délamination selon Suh

La théorie de l'usure par délamination de Suh [SUH77] décrit les 5 étapes suivantes conduisant à l'émission de débris :

- (1) Quand deux surfaces entrent en contact, des forces normales et tangentielles sont transmises par les points en contact par adhésion et mécaniquement. Les aspérités sur le matériau le plus mou sont facilement déformées et certaines se rompent sous les sollicitations cycliques. Une surface relativement lisse se forme, même lorsque les aspérités sont déformées voire arrachées. Une fois la surface lissée, le contact n'est plus juste aspérités contre aspérités mais plutôt aspérités sur plan : chaque point le long de la surface lissée subit un chargement cyclique au passage des aspérités.
- (2) La traction en surface générée par le passage d'une aspérité induit une déformation plastique en cisaillement qui s'accumule à chaque chargement ou passage d'aspérité. L'incrément de déformation par passage d'une aspérité (presque complètement réversible) est petit devant la déformation plastique accumulée sur l'ensemble d'un cycle.
- (3) Alors que la déformation en sous-couche se développe, des fissures s'amorcent sous la surface. L'amorçage de fissures proches de la surface n'est pas favorisé par la pression hydrostatique sous les zones de contact.
- (4) Une fois que les fissures sont présentes, le cumul de chargement et de déformation provoque la propagation et la jonction des fissures. Elles ont tendance à se propager parallèlement à la surface. La profondeur d'amorçage des fissures dépend des propriétés des matériaux et du coefficient de frottement (localisation du cisaillement maximum).
- (5) Quand ces fissures débouchent en surface (en des points présentant certaines faiblesses) de longs et fins débris se délaminent. L'épaisseur de ces débris est contrôlée par la position de la fissure en sous-couche, qui dépend des efforts normaux et tangentiels en surface.

Suh a développé la théorie de la délamination pour apporter une nouvelle vision de l'usure par opposition aux théories de l'adhésion. Cette théorie d'usure de glissement est basée sur la déformation plastique en sous couches des surfaces en contact, impliquant le cisaillement et l'écrasement des aspérités dans le contact, la création de surface « glassée » (particulièrement à chaud), l'apparition et la croissance de fissures en sous-couche conduisant à l'émission de particules usées. Dans sa théorie initiale, Suh s'appuie sur un modèle simple de réarrangement des dislocations. Cet aspect sera approfondi dans le paragraphe sur le choix d'un critère de rupture du dernier chapitre.

Suh observe expérimentalement sur du cuivre que l'épaisseur déformée s'accroît avec la distance de glissement ou le nombre de cycles. Cet accroissement peut être dû au changement de comportement du matériau sous chargement cyclique. Quand les métaux sont soumis à des chargements cycliques, certains présentent un adoucissement cyclique, d'autres un écrouissage. Cependant, même les métaux qui s'écrouissent dans un premier temps, peuvent éventuellement subir un adoucissement sous sollicitations cycliques. Sur un matériau aussi complexe que le X38CrMoV5, l'augmentation de la déformation plastique avec la distance de glissement devra être confirmée par des essais interrompus.

De nombreuses affirmations montrent également que la profondeur des zones déformées sous la surface est fonction des limites d'écoulement plastique. De même, la limite d'écoulement plastique varie dans la profondeur des couches déformées. Cette variation n'est pas prise en compte dans le cadre de la théorie de la délamination. Suh pose également l'hypothèse que les couches cisillées sont isotropes alors que la formation de texture des métaux déformés prouve que la zone affectée est anisotrope.

II.2 Cycle d'endommagement

La délamination par apparition de fissures en sous-couches est similaire dans l'évolution microstructurale à de la rupture par fatigue oligo cyclique. La matière qui va être usée, est divisée en couches (Figure C-1). La profondeur affectée par la déformation plastique correspond au diamètre du contact de l'aspérité sur la surface. Chaque couche se délamine soit par effet rochet soit par rupture par fatigue oligo cyclique conduisant à l'émission de débris. Une fois la première couche arrachée, la seconde est exposée en surface et ainsi de suite.

Initialement, la première couche n'a pas accumulé de déformation. Si l'on considère que cette couche s'est arrachée après N cycles, ceci implique un taux d'usure. Pendant ces N cycles, les autres couches ont déjà accumulé une certaine déformation lorsqu'elles vont démarrer leur cycle d'endommagement. Deux cas peuvent alors se présenter :

- Quand la seconde couche atteint la surface, elle a déjà cumulé une certaine déformation, et ainsi le nombre de cycle conduisant à sa rupture pourra être plus faible que pour la première couche. Le taux d'usure correspondant pourra quant à lui être plus élevé.
- Si le matériau s'écrouit, la seconde couche aura une contrainte de cisaillement plus importante, et pour les mêmes pressions de contact, ne subira qu'un faible incrément de déformation par cycle. Ceci conduira à un plus grand nombre de cycle à rupture et un taux d'usure plus faible.

Après un certain nombre de cycles, les couches atteignant la surface ont le même taux de déformation et module de cisaillement que les couches précédentes : le taux d'usure devient constant et un état stabilisé est atteint.

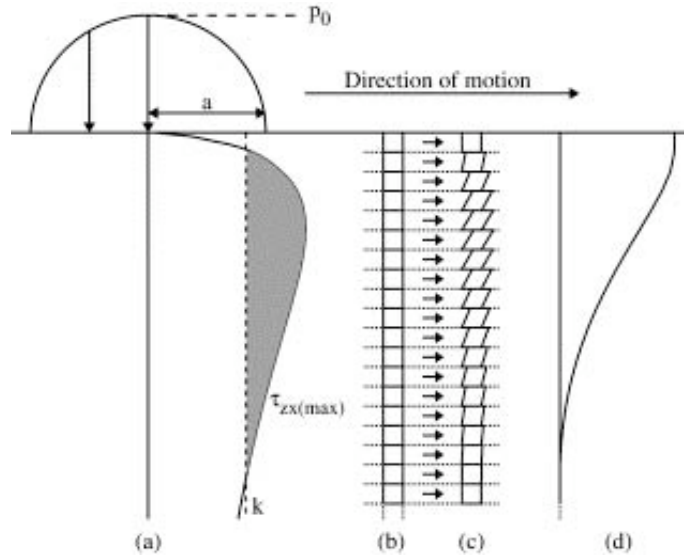


Figure C-1 : Distribution de la pression de hertz lors du contact d'une aspérité cylindrique [FRAN01]

(a) variation avec la profondeur du cisaillement maximum ($\mu=0$ et k la contrainte d'écoulement plastique en cisaillement),

(b) matériau non déformé,

(c) la couche transformée par le frottement est subdivisée en sous-couches d'épaisseur Δz dont chacune se déforme d'un incrément $\Delta \gamma$ (si la contrainte de cisaillement τ_x est supérieure à la limite d'écoulement plastique en cisaillement)

(d) déplacement de la matière après un cycle.

II.3 Géométrie des débris et fissures

La géométrie des débris émis dans le cadre de la délamination a un rapport longueur/épaisseur très important, c'est-à-dire que les débris ressemblent à des écailles. Nous retrouvons ce type de débris lors de nos essais, notamment à 500°C et à 700°C (Figure C-2 , voir aussi Figure B-17-B à 500°C), mais cette géométrie de débris n'est pas observée pour tous les essais. Il est probable qu'une fois émis, ces débris servant de troisième corps soient à nouveau cisailés par le frottement, et fractionnés en particules plus homogènes en dimension.

En revanche, sur l'ensemble des observations en coupe, nous n'avons quasiment pas observé de fissures en sous-couche parallèles à la surface. Rigney [RIGN97] n'est pas convaincu du rôle des fissures en sous-couches sur l'émission de débris. Certaines fissures, apparemment initiées en sous-couches, pourraient s'amorcer en surface et se propager ensuite parallèlement à la surface. Ceci est difficile à déterminer à partir d'observations en coupe. Il faut aussi être vigilant sur les fissures présentes dans les couches transférées, différentes de celles initiées dans le massif. Dans certains cas, l'attaque chimique peut ouvrir des fissures qui n'existaient pas pendant le frottement, notamment aux joints de grains.

L'origine des fissures en surface ou en sous-couches sur l'émission de débris n'est pas encore clarifiée. Certains pensent que la déformation, l'accumulation de défauts ou l'amorçage de fissure contrôle l'usure, avec des vitesses de propagation de fissures si rapides que les observations en coupe ne montrent aucune fissure. D'autres estiment que les vues en deux dimensions en coupe ne donnent pas assez d'informations sur un mécanisme tridimensionnel.

En faisant le parallèle avec la fatigue, Hirth et Rigney [HIRT83], notent que si l'incrément de déformation plastique par cycle a une valeur faible, l'initiation de fissures peut être supprimée, alors la fissuration a tendance à s'amorcer quasiment en surface.

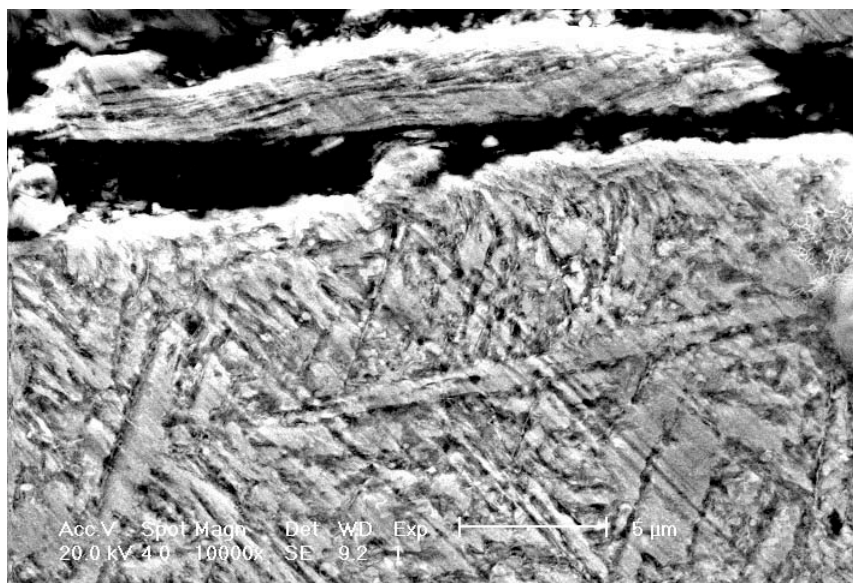
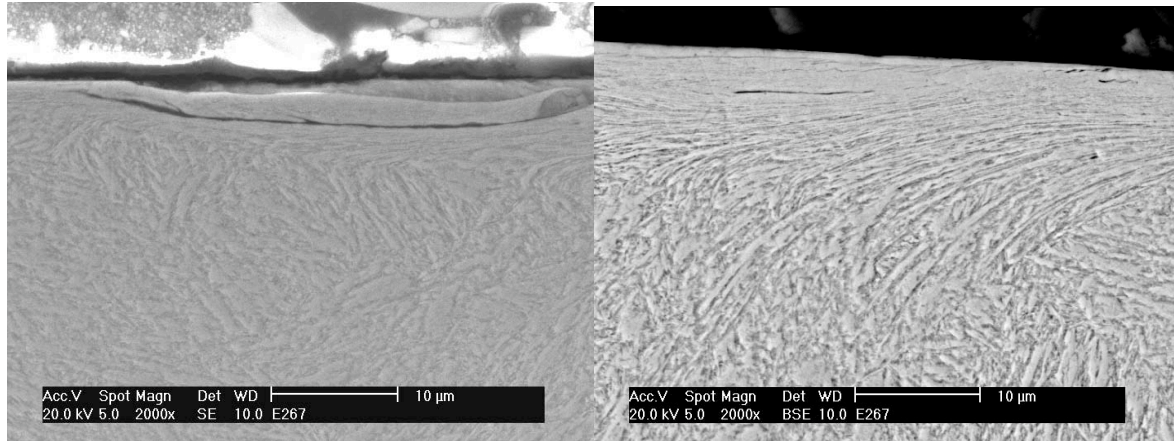


Figure C-2 : Débris provenant du massif observé hors de la zone de contact (700°C- 20N - 47 HRC). On remarque le cisaillement important du débris (longueur 10 µm ; hauteur 3 µm).

Dans le cadre de nos essais tribologiques, très rares sont les observations où nous avons pu identifier une fissuration de la zone déformée en sous couche. La Figure C-3 montre les rares fissures observées après essai de frottement. Sur ces micrographies, on observe des fissures en sous couches, de 1 à 3 micromètres de profondeur par rapport à la surface. Cette localisation correspondrait au cisaillement maximum en sous couche. En s'intéressant plus particulièrement à la micrographie de la Figure C-3 B, on remarque que la forme des débris émis est conforme à la théorie de la délamination.

Nous opterons donc pour l'hypothèse d'une propagation rapide des fissures, hypothèse justifiant de leur absence lors des observations en coupe. Ce choix est appuyé par nos observations de défauts dans les zones déformées (cf. figure B-19 B). Nous considérons donc que c'est la limite de ductilité du matériau et l'accumulation de défauts qui conduisent à l'émission de débris. La perte de matière serait donc plus sensible à l'allongement des lattes en surface qu'à la profondeur de la couche déformée, mais les deux paramètres ne sont pas indépendants pour une température donnée.



A/ électrons secondaires

B/ électrons retrodiffusés

Figure C-3 : Fissures observées en coupe après essai à 200°C -20N sur du X38-47.

II.4 Aspérités et déformation

Un dernier point différencie notre étude du cadre de la délamination. Dans notre cas, c'est le matériau le plus dur qui se déforme, bien qu'il soit vraisemblable que les deux matériaux se déforment. De même, le contact des aspérités est vrai pour le début du frottement, mais les surfaces deviennent vite extrêmement lisses et présentent des rugosités faibles pour des surfaces en frottement ($R_a < 0,5 \mu\text{m}$).

Sur les matrices de forgeage à chaud, la matrice a une rugosité initiale faible et sa dureté est supérieure à celle du lopin. Cependant, indépendamment de la très grande déformation du lopin, on observe une déformation plastique non négligeable dans les congés de la matrice (Figure A-7).

Nous pouvons faire l'hypothèse, conforme à la théorie de la délamination, que l'évolution des surfaces se décompose en trois grandes phases :

- a/ En partant d'un contact aspérités/aspérités, la surface du disque initialement moins dure que celle du pion, se déforme pour former une zone de contact relativement lisse, quelle que soit la température d'essai. La différence de dureté, pion/disque, dans les premiers instants étant la plus importante, cette étape, consistant au lissage des aspérités du disque doit être relativement rapide et ne nécessiter que quelques rotations du disque.
- b/ Une fois la surface du disque lissée, le contact devient aspérités du pion sur plan, et la rigidité de ces aspérités n'est plus suffisante pour empêcher leur déformation, indépendamment de la différence des propriétés mécaniques. Les efforts liés au chargement et au frottement sont donc pris en charge par les aspérités du pion qui se déforment.
- c/ Le contact entre le pion et le disque se fait alors sur de petites surfaces. Les contraintes de cisaillement pénètrent suffisamment le massif pour solliciter un ensemble de lattes du X38CrMoV5. Le cisaillement est donc totalement pris en charge par un groupe de lattes. De plus, la surface du pion est sollicitée en permanence et doit accommoder la vitesse de glissement entre le pion et le disque.

Nous ne considérons pas que les déformations en surface soient dues aux contacts aspérités/aspérités mais plutôt sur des micro aires de contact planes dont le cisaillement est principalement dû à l'accommodation des vitesses. La déformation en sous-couche serait alors liée à la localisation du cisaillement, à la géométrie et à la taille des lattes de martensite revenue ainsi qu'à un effet de surface. La « mobilité » des lattes en surface est accrue et ces ensembles de grains doivent accommoder la différence de vitesses entre le pion et le disque. La mobilité des dislocations serait également accrue aux joints de lattes, ce qui favorise la déformation. L'hypothèse de l'évolution des surfaces de contact en trois phases décrites ci-dessus, sera validée lors des essais interrompus présentés au paragraphe III-3-1.

III. Cycle de sollicitation et du cumul de déformation

III.1 Cycle de sollicitations

Le cycle de chargement lors d'un contact aspérité sur aspérité ressemble à un cycle de fatigue (Figure C-4). La Figure C-5 fait le parallèle entre la représentation schématique de la Figure C-4 (c) et les observations microscopiques du pion en coupe. Cette évolution des surfaces est également confirmée expérimentalement par des mesures de rugosité après frottement (mesures parallèles et perpendiculaires à la direction de frottement - Tableau C-1).

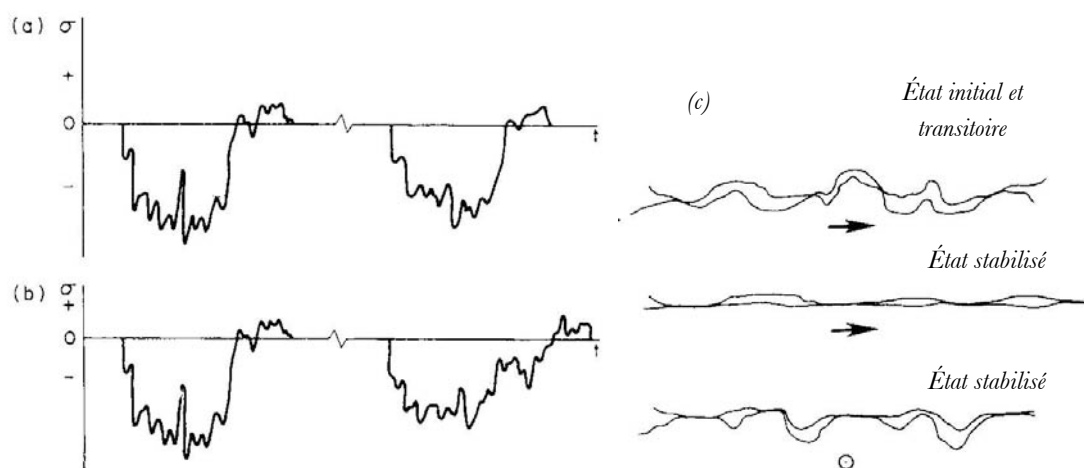
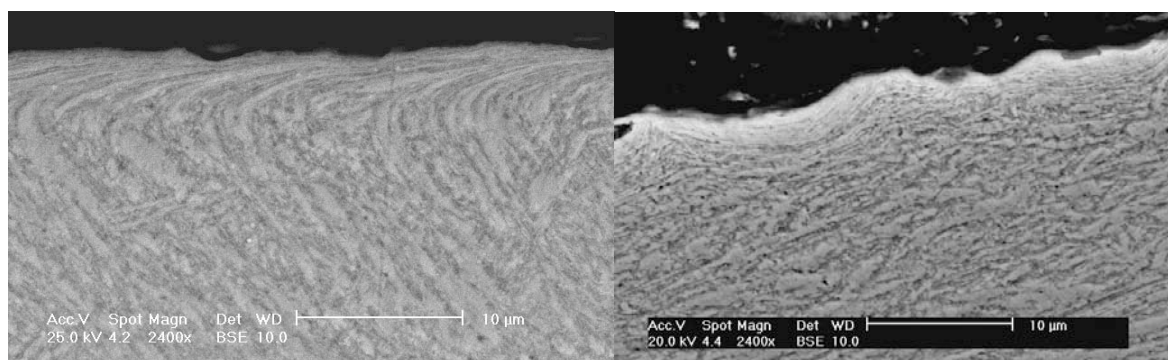


Figure C-4 : Chargement hypothétique local subissant des contacts successifs avec (a) la même aspérité, (b) avec deux aspérités différentes (les contraintes de compression dominant), (c) représentation de l'évolution des aspérités pendant le frottement (dans le dernier cas, le frottement sort de la feuille) [HIRT83].



A/ Vue en coupe parallèle au sens de frottement

(500°C - 20N - 42 HRC)

B/ Vue en coupe perpendiculaire au sens de frottement

(500°C - 20N - 47 HRC)

Figure C-5 : Comparaison des états de surface entre les coupes parallèle (A) et perpendiculaire (B) au sens de frottement.

Tableau C-1 : Différences des paramètres de rugosité dans la trace de frottement après essai entre les mesures parallèles et perpendiculaires à la direction de frottement (moyenne sur 16 profils – longueur de la course de référence 0,5 mm).

Paramètres mesurés	Parallèles au frottement	Perpendiculaires au frottement
Ra (rugosité moyenne) μm	0,11	0,38
Pt (profondeur du profil) μm	1,20	7,69
Wt (ondulation) μm	0,49	4,68

Même si nous considérons que nous sommes hors du cadre d'un contact aspérités/aspérités, nous pouvons assimiler les sollicitations sur de micro zones de contact aux cycles de chargement décrits Figure C-4-a. L'allure des cycles de sollicitations que nous obtenons alors est d'amplitude moins importante (moins d'effets de concentration des contraintes qu'avec des aspérités) et la forme des cycles doit être moins perturbée (dans la continuité de la Figure C-4-a).

Cependant, les cycles de chargement de fatigue uni axiale et de frottement se différencient sur certains points. Premièrement, le chargement en frottement produit un état de contrainte multiaxial où la compression est plus importante que la tension (absence de symétrie du trajet de chargement). Le principal mode de déformation lors du frottement reste le cisaillement, principalement sur un ensemble de plans de glissement. Ce cisaillement des surfaces sous l'effet du frottement n'est pas présent en fatigue. Deuxièmement, à la fois le chargement, l'amplitude de déformation ou de contraintes ne sont pas constants d'un cycle de frottement à l'autre. La restauration dynamique pouvant se produire entre chaque passage d'aspérité est plus importante que dans le cas d'un essai de fatigue. Ceci est particulièrement vrai dans le cas du disque, et lorsque le contact se limite aux aspérités (période de rodage). Pour le cas du pion, la sollicitation est permanente et les temps de restauration ne sont pas assez longs pour avoir une influence sur son comportement.

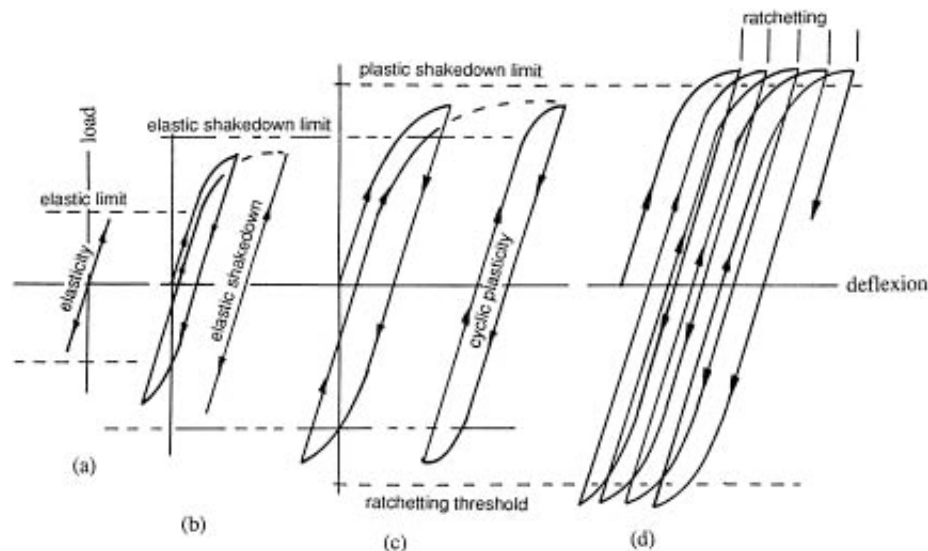


Figure C-6 : Différentes réponses aux chargements cycliques. (a) parfaitement élastique, (b) accommodation élastique, (c) accommodation plastique ou plasticité cyclique et (d) effet rochet ou déformation incrémentale [WILL99].

Une structure élasto-plastique sollicitée cycliquement peut répondre différemment en fonction du chargement (Figure C-6). Pour de faibles charges, afin qu'aucun point de la structure ne se plastifie, la réponse est parfaitement élastique et réversible. Si on plastifie dès le premier cycle mais que l'endommagement ne se développe plus par la suite, c'est-à-dire que l'énergie emmagasinée reste bloquée dans la structure, alors la structure répond de nouveau élastiquement pour tous les cycles suivants : on dit qu'elle s'accommode. Il existe une charge limite au-delà de laquelle l'accommodation élastique n'a plus lieu. On observe alors un accroissement de la déformation plastique à chaque cycle de chargement. On obtient alors soit des boucles fermées de déformation plastique, parfois appelées accommodation plastique, soit l'accumulation d'incrémentés répétés de déformation plastique unidirectionnelle, appelé effet rochet. Selon Johnson [JOHN95], dans le cadre du frottement entre métaux, l'effet rochet est accru lorsque le coefficient de frottement de type Coulomb est supérieur à 0,25, et quand la déformation plastique est localisée en surface.

Le chargement de la Figure C-4-b devrait produire le même type de structure de déformation que celle observée en fatigue, notamment sur le réarrangement des dislocations en cellules et en mur [HIRT83]. Comme pour la fatigue, le frottement peut conduire à l'adoucissement cyclique. Le cumul de déformation sur le X38CrMoV5 est également accru par l'adoucissement lié aux modifications microstructurales, notamment lors des essais à chaud.

Cette analogie au niveau des cycles de sollicitations nous permet de nous rapprocher des conditions de fatigue et d'aborder une notion de cycle, même si du fait de l'évolution des surfaces, ces cycles sont variables. Cette hypothèse associée au cumul de déformation pendant le frottement nous permet d'introduire un incrément de déformation plastique par cycle.

Influence de la pression hydrostatique sur la rupture et les déformations

Une pression hydrostatique élevée accroît la ductilité en retardant l'amorçage des fissures et leur propagation [BRID52]. Cependant, les déformations plastiques importantes dans les couches sollicitées ont l'effet inverse, et favorisent la rupture. Dans la zone sous le contact où la pression hydrostatique est maximale, une contrainte locale élevée est nécessaire pour produire des lacunes. À l'opposé, plus on s'enfonce dans le massif, plus la déformation est faible et l'endommagement devient négligeable. Donc, la compétition entre la déformation plastique et la pression hydrostatique crée un gradient d'endommagement dans la zone déformée ce qui fixe une profondeur critique pour l'accumulation de l'endommagement. Cette profondeur pourra être retenue pour évaluer la taille des débris émis. Le rôle de la pression hydrostatique sur les grandes déformations est couramment admis dans la littérature. Néanmoins, dans les travaux de Lewandowski [LEWA98], on ne note pas de modification du comportement des aciers à outils sous diverses pressions hydrostatiques (de 0 à 1 GPa), que ce soit au niveau de la limite d'écoulement plastique, de la résistance à la rupture ou encore de l'allongement à la rupture. De même, dans les travaux de Bridgman [BRID52], les pressions hydrostatiques permettant une modification des propriétés des aciers à outils sont très élevées (supérieures au GPa).

deux nuances X38-42 et X38-47 sur les pions hémisphériques, présentée au chapitre précédent. Comme le X38-47 focalise notre attention, nous ne présenterons ici que les résultats obtenus sur cette nuance.

La procédure d'essai est découpée en deux parties, avec dans un premier temps, une montée en contrainte contrôlée (6 MPa/seconde) jusqu'à 0,015 mm/mm ou 1,5% de déformation (détermination des paramètres élastiques), puis dans un second temps, pilotage en déplacement contrôlé (4,5 mm/seconde) jusqu'à rupture. Ce changement de pilotage, en cours d'essai, explique le saut entre la partie élastique et plastique sur les courbes de traction à chaud (Figure C-8). C'est la même procédure qui a été utilisée dans le cadre de l'ACR II.

Comme lors des essais de frottement, le chauffage des éprouvettes se fait par induction.

Les courbes de traction à chaud sur le X38-47, l'évolution des modules d'Young, l'allongement à la rupture, la limite d'élasticité et la résistance mécanique sont donnés respectivement sur la Figure C-8 et dans le Tableau C-2. Ces données nous serviront dans le prochain chapitre sur la modélisation du contact par éléments finis. Les valeurs de module d'Young données dans le Tableau C-2 par [DAFF04] sont obtenues après plusieurs cycles de tractions compressions effectués dans le domaine des déformations élastiques sur chaque éprouvette de fatigue isotherme. La valeur indiquée est une moyenne sur au moins dix cycles.

Des observations en coupe des zones de rupture des éprouvettes de traction n'ont pas montré d'allongements importants des lattes dans ces zones (Figure C-7).

Rigney [RIGN00] confirme que même pour des matériaux considérés fragiles sur un essai de traction monotone, on trouve aisément de larges déformations plastiques après frottement, déformations dues au cisaillement et à la compression : le glissement favorise la ductilité adjacente aux surfaces en contact. L'absence de striction en compression favorise également les grandes déformations plastiques.

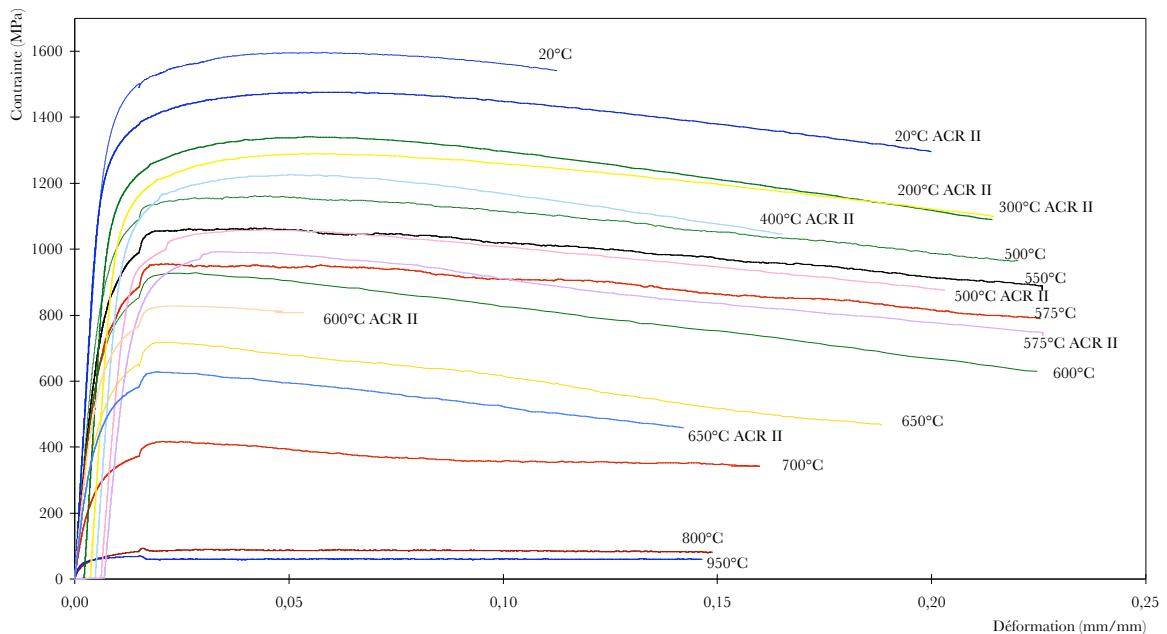


Figure C-8 : Courbes de traction à chaud sur le X38-47.

Sur la Figure C-8, on remarque qu'à 20°C et à 600°C, la dispersion sur l'allongement à la rupture est importante. La préparation des éprouvettes et la présence de défaut peuvent influencer les valeurs mesurées. La multiplication des essais a permis d'obtenir des valeurs moyennes cohérentes (Tableau C-2). La différence entre les lots de matière issus de coulées différentes entre les essais de l'ACR II et ceux de notre étude peuvent également influencer les résultats.

On constate dans le Tableau C-2 que la variation du module d'Young sur les essais de fatigue isotherme chute moins rapidement que lors de la traction monotone. Ceci provient peut-être de la différence entre un pilotage en déformation imposée pour la fatigue et en contrainte imposée pour la traction, sachant que cette sensibilité est d'autant plus importante que la température est élevée. Le pilotage en déformation permet de prendre en compte l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température d'essai, alors que le pilotage en contrainte impose des vitesses de déformation croissante avec l'augmentation de la température d'essai et la chute des caractéristiques mécaniques. Ceci explique que les écarts sont les plus importants à 700°C entre les modules mesurés en traction et ceux mesurés en fatigue. On peut tenir le même raisonnement sur le fait que la variation des valeurs de module d'élasticité en fonction de la température est moins importante en fatigue ($\Delta E_{\text{fatigue}(700^{\circ}\text{C}-20^{\circ}\text{C})} = 72 \text{ GPa}$) qu'en traction monotone ($\Delta E_{\text{traction}(700^{\circ}\text{C}-20^{\circ}\text{C})} = 128 \text{ GPa}$). Nous ne discuterons pas des essais réalisés au-delà de 700°C car la dispersion sur les mesures est très importante et la cohérence des valeurs est douteuse. À ces températures, certaines éprouvettes présentent d'ailleurs des morphologies de double striction à la rupture.

Tableau C-2 : Rhéologie à chaud du X38-47. Données issues des valeurs de l'ACR II complétées avec nos essais et les valeurs des modules calculées sur les cycles de fatigue dans le cadre de la thèse de C. Daffos.

Température (°C)	Module d'Young (GPa)		Rm (MPa)	Re _{0,2} (MPa)	A%
	Traction	Fatigue [DAFF04]			
20	213,3	199,2	1530	1270	11,4
200	206,4	184,6	1340	1112	12,6
300	195	180,1	1293	1072	11,4
400	186,6	174,9	1234	1010	17
500	165,6	166,3	1092	897	20
550	152,5	159,9	1026	788	20
575	143,5	--	955	715	22,5
600	143,2	151,6	857	634	22,5
650	119,1	141,2	658	446	25,9
700	86,3	128,3	370	242	16
800	35,3	--	91	53	15
950	54,1	--	71	55	13,5

III.2.2 Essais de torsion à chaud

Suivant la même démarche que pour les essais de traction à chaud, nous avons voulu connaître le comportement du X38-47 en torsion à chaud. En effet, les déformations à rupture lors d'un essai de torsion sont bien plus importantes en comparaison avec la traction. De plus, le mode de

déformation privilégié après frottement sur les observations en coupe semble être le cisaillement, spécifiquement à l'interface du contact.

Ne disposant pas de machine de torsion au laboratoire, la société Aubert & Duval a effectué à notre demande 4 essais de torsion. Les valeurs de ductilité mesurées sont présentées dans le Tableau C-3. Les données ϵ_t et ϵ_p sont respectivement la déformation totale à rupture et la déformation plastique. Ces résultats confirment la grande ductilité de ce matériau lorsqu'il est soumis à des contraintes de torsion. On remarque que les valeurs mesurées à 600°C sont plus faibles qu'à 550°C. Cet écart peut être expliqué par le fait qu'un seul essai ait été effectué pour chaque température. Il est important de noter que l'écart de ductilité mesuré entre 600 et 640°C n'était pas aussi flagrant sur les essais de traction à chaud. Il aurait été intéressant d'avoir une mesure à 700°C pour savoir si de nouveau la ductilité diminuait à cette température par comparaison directe avec les essais de traction, mais la machine de torsion ne permettait pas de monter à cette température.

Tableau C-3 : Valeurs des déformations à rupture et plastique en torsion du X38CrMoV5 (matériau traité à 46 HRC - vitesse de déformation 0,005 s⁻¹).

Température (°C)	Ambiante	550	600	640
ϵ_t	0,69	2,405	2,15	7,26
ϵ_p	0,635	2,369	2,12	7,24

III.3 Essais tribologiques complémentaires

Les essais tribologiques se sont avérés indispensables pour étayer certaines de nos hypothèses. En particulier, ils doivent permettre de valider l'hypothèse des épaisseurs de déformation plastique en fonction de la charge et de la distance de glissement.

III.3.1 Essais à charge variable

Ne détenant pas de pions plans quand nous nous sommes intéressés à l'influence de la charge appliquée, ces essais ont été réalisés sur des pions hémisphériques. Ces essais étant effectués pour connaître l'influence de la charge sur la déformation plastique, la géométrie du pion n'avait pas ou peu d'influence sur les épaisseurs affectées. En effet, même si sur ce type de pion le transfert intervient après un certain temps en frottement, durée avant transfert que nous supposons indépendante du chargement, les premiers mécanismes d'endommagement sont semblables à ceux des pions plans. Ainsi, les zones affectées par la déformation plastique, protégées ou non par les couches transférées sont représentatives des effets du chargement. Concernant les résultats sur l'usure, il faudra être plus attentif qu'avec les épaisseurs déformées car l'effet protecteur des couches transférées doit être sensible au chargement appliqué.

III.3.1.1 Coefficient de frottement et déformation plastique

Les résultats obtenus sur les épaisseurs affectées par la déformation plastique lors des essais interrompus nous confortent dans ce raisonnement et les valeurs du Tableau C-4 confirment la dépendance de l'épaisseur déformée au chargement appliqué.

Tableau C-4 : Mesures de l'épaisseur déformée plastiquement en fonction de la température et de la charge appliquée sur les pions hémisphériques.

Charge appliquée (N)	20°C		500°C		700°C	
	Coefficient de frottement moyen μ	Épaisseur affectée par \square moy/max (μm)	Coefficient de frottement moyen μ	Épaisseur affectée par \square moy/max (μm)	Coefficient de frottement moyen μ	Épaisseur affectée par \square moy/max (μm)
10	0,51±0,03	1,5/2	0,50±0,02	3/5	0,28±0,03	2/4
20	0,59±0,06	1,5/3	0,49±0,02	5/8	0,48±0,02	4/4,5
40	0,65±0,05	3/6	0,47±0,03	5,5/11	0,46±0,03	5/10

L'application de charge croissante se traduit par une amplification du champ des contraintes à l'interface et donc de la pression hydrostatique. Ces deux augmentations conjuguées favorisent respectivement un accroissement de l'épaisseur affectée par la déformation plastique et un allongement plus important des lattes à la rupture. Le cisaillement critique nécessaire à la déformation du matériau en sous-couche descend en profondeur par rapport à la surface avec l'augmentation de la charge appliquée. Il en résulte un accroissement de l'épaisseur de la zone déformée. Les micrographies de la Figure C-9 illustrent ces propos en comparant, pour deux températures, la morphologie des couches déformées à 10 et 40 N de chargement normal. Nous aurions ainsi pu supposer que les épaisseurs déformées seraient strictement croissantes avec l'augmentation de la charge appliquée. Or, il est intéressant de noter que les épaisseurs affectées sont plus importantes à 500°C qu'à 700°C pour toutes les charges, indépendamment de la chute des propriétés mécaniques liée à l'augmentation de la température. Ce type de comportement laisse présager que la ductilité du matériau est primordiale sur les épaisseurs déformées mesurées.

Les valeurs de coefficient de frottement sont stables pour la température de 500°C. À 20°C, on note une augmentation significative du coefficient de frottement avec la charge. À 700°C, sous un chargement de 10N, le coefficient de frottement est particulièrement bas. Nous aurions pu supposer qu'avec un chargement plus faible les couches d'oxydes du XC18 auraient pris en charge le cisaillement à l'interface, mais une observation en surface des disques après essai montre que la matrice métallique du disque est toujours présente en surface. Ces observations ont également mis en évidence que les surfaces en contact pour ces essais (700°C – 10N) étaient de 2/3 supérieures à celles mesurées sous le même chargement à 20°C et 500°C. Ce changement de surface de contact réduit les pressions de contact : cela peut traduire un coefficient de frottement plus faible.

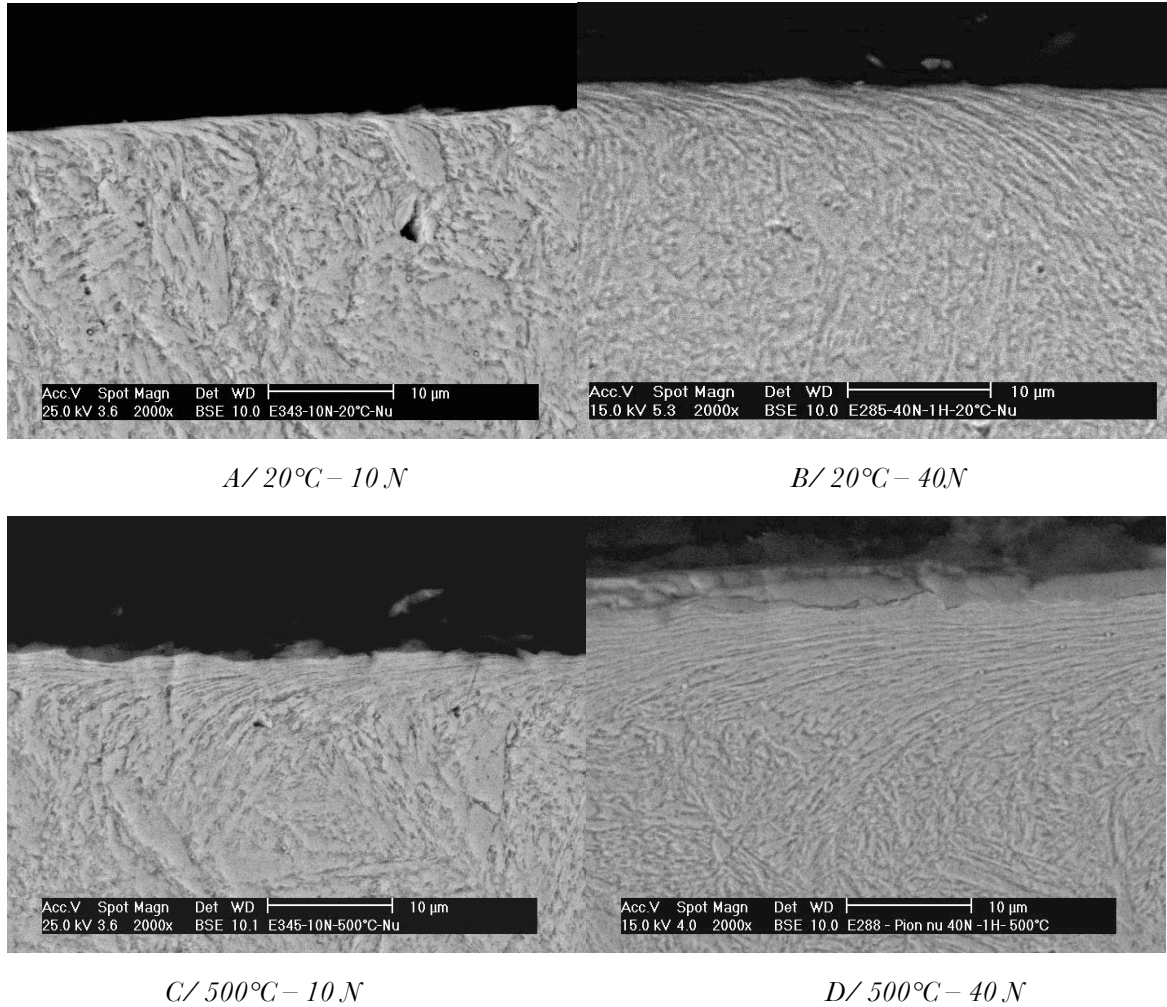


Figure C-9 : Micrographies en coupe des pions hémisphériques après une heure de frottement - influence de la charge et de la température sur la déformation plastique.

III.3.1.2 Usure

La Figure C-10 résume les mesures de perte de côte en fonction de la charge et de la température. Il faut être prudent dans l'utilisation de ces valeurs d'usure car les essais ont été réalisés sur des pions hémisphériques et le mécanisme de transfert peut être influencé par la charge appliquée et ainsi masquer le mécanisme d'abrasion. Les résultats d'usure mesurés après une heure de frottement ne sont pas représentatifs des cinétiques d'usure qui doivent exister sur des pions plans. Pour une température de 20°C, les effets du transfert sont réduits par rapport à 500°C et 700°C. L'usure abrasive domine donc et la perte de côte croît avec la charge. Si la déformation plastique pilote l'usure, on aurait pu s'attendre à des usures plus notables à 500°C puisque c'est pour cette température que les épaisseurs déformées sont les plus importantes (indépendamment du chargement). Comme cela n'est pas le cas, on constate donc qu'en plus de l'épaisseur déformée, la ductilité des couches doit jouer un rôle régulateur dans les mécanismes d'endommagement. Si l'on se contente de relier les épaisseurs déformées à l'usure par perte de matière, nous ne sommes pas représentatifs des mécanismes d'endommagement.

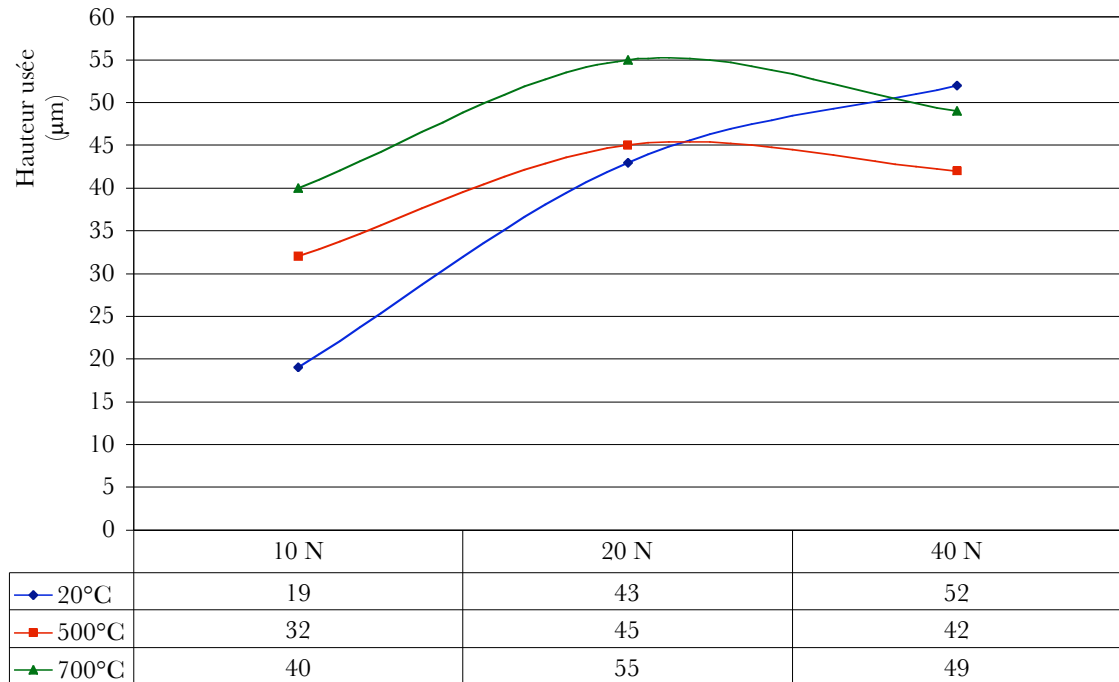


Figure C-10 : Valeurs de la hauteur usée en fonction du chargement normal et de la température de l'essai pour des pions hémisphériques.

Nous observons donc sur ces essais que la charge influence l'épaisseur affectée par la déformation plastique et qu'une augmentation de la charge modifie peu l'usure mesurée sauf à 20°C. Cette dernière observation ne traduit pas réellement l'influence de la charge sur l'usure à cause de l'effet protecteur des couches transférées sur cette géométrie de pion après une heure de frottement. La température d'essai est apparemment plus importante sur l'usure que la charge appliquée. Ces essais nous permettent de conclure que la charge doit être prise en compte dans la modélisation de l'endommagement basée sur la déformation plastique, mais également la ductilité des couches déformées.

III.3.2 Essais interrompus (20N – 700°C – deux types de pions)

Nous avons fait l'hypothèse qu'en tout début de frottement, les cycles d'usure et de déformation s'établissent. Afin d'estimer la durée d'un cycle d'endommagement, nous avons réalisé des essais de courte durée, dits interrompus. Les essais de courtes durées sur tribomètre sont de 120, 300, 600 et 900 secondes de frottement, mais également 60 minutes, de manière à pouvoir comparer les résultats entre les régimes transitoires et stabilisés. Tous ces essais sont réalisés à 700°C, sous 20 N de chargement normal et une vitesse de rotation du disque de 100 trs/min, avec une heure de pré oxydation du disque. Nous avons dans un premier temps effectué des essais sur un 1/4 d'heure puisque cela correspondait à la stabilisation complète à la fois du coefficient de frottement et surtout des échanges thermiques entre le pion et le disque, mais les premières observations en coupe des pions nous ont poussées à réduire progressivement les temps d'essais jusqu'à 120 secondes afin d'estimer la durée minimale d'un cycle d'endommagement.

III.3.2.1 Courbes de frottement

Ces essais ont été réalisés sur pions plats et hémisphériques, pour pouvoir déterminer l'influence de la géométrie de contact sur la cinétique d'endommagement. Dans le cas des métaux [RIGN97], les conditions de frottement dans les premiers instants sont différentes de celles qui s'établissent après une longue période de glissement (Figure C-4-C). Les premiers instants du frottement, ou période de rodage, sont difficiles à reproduire d'un essai à l'autre à cause de la sensibilité aux faibles changements dans la géométrie ou la préparation de surface. Ceci justifie de la dispersion importante que l'on mesure sur les essais interrompus. Après une longue période de glissement, tous les paramètres suivants peuvent être considérés comme constants : coefficient de frottement stabilisé, amplitude de variation du coefficient de frottement, rugosité des surfaces, profondeur des couches déformées, composition et microstructure des couches en surface. La Figure C-11 et la Figure C-12 montrent la reproductibilité des courbes de frottement en fonction du temps respectivement sur les pions plans et hémisphériques.

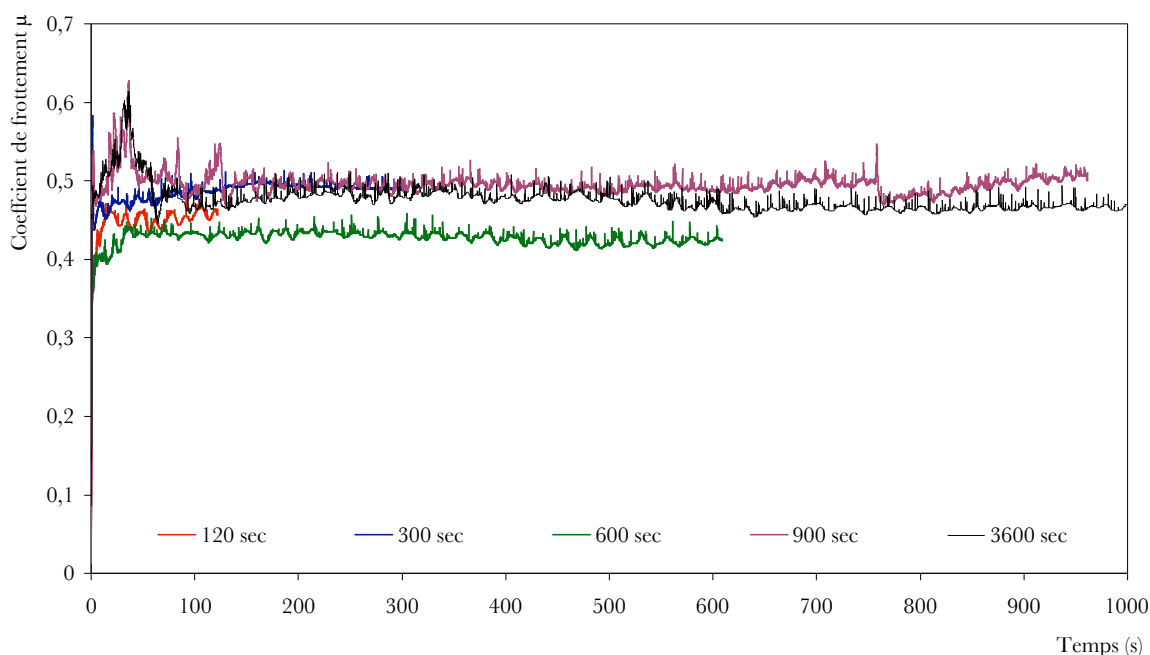


Figure C-11 : Comparaison de l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la durée de l'essai sur les pions plans ($700^{\circ}\text{C} - 20\text{ N}$).

Ces courbes (Figure C-11 et Figure C-12) montrent une bonne reproductibilité des essais de frottement dans les premiers instants, et cela malgré les difficultés liées à l'influence de la préparation des surfaces qui conditionne énormément l'allure des courbes. Les coefficients de frottement mesurés sur l'ensemble des essais interrompus sont très proches indépendamment de la durée ou de la géométrie du pion (Tableau C-5). Les valeurs moyennes mesurées respectivement sur les pions plans et hémisphériques sont de $0,46 \pm 0,02$ et de $0,45 \pm 0,01$. De même, pour une durée et une géométrie données, nous avons remarqué une bonne reproductibilité des valeurs de coefficient de frottement d'un essai à l'autre.

Tableau C-5 : Valeurs du coefficient de frottement moyen en fonction de la durée et de la géométrie du pion.

Durée (secondes)		120	300	600	900	3600
Coefficient de frottement	Plans	0,45	0,46	0,44	0,48	0,47
	Hémisphériques	0,47	0,45	0,45	0,45	0,46

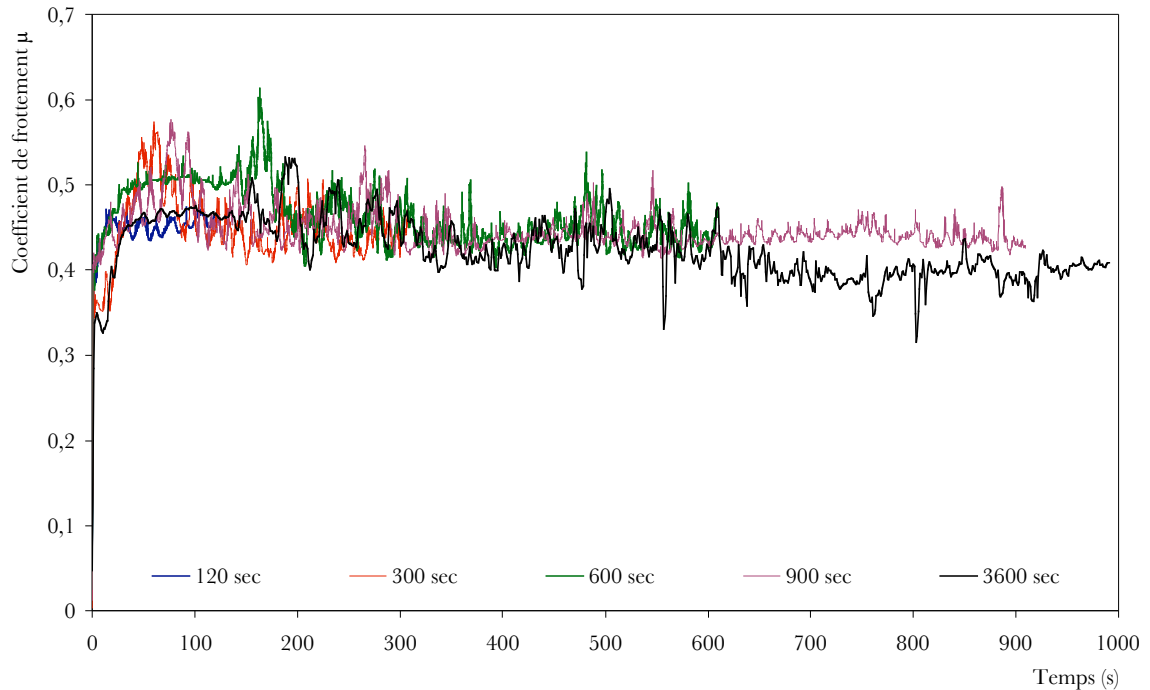


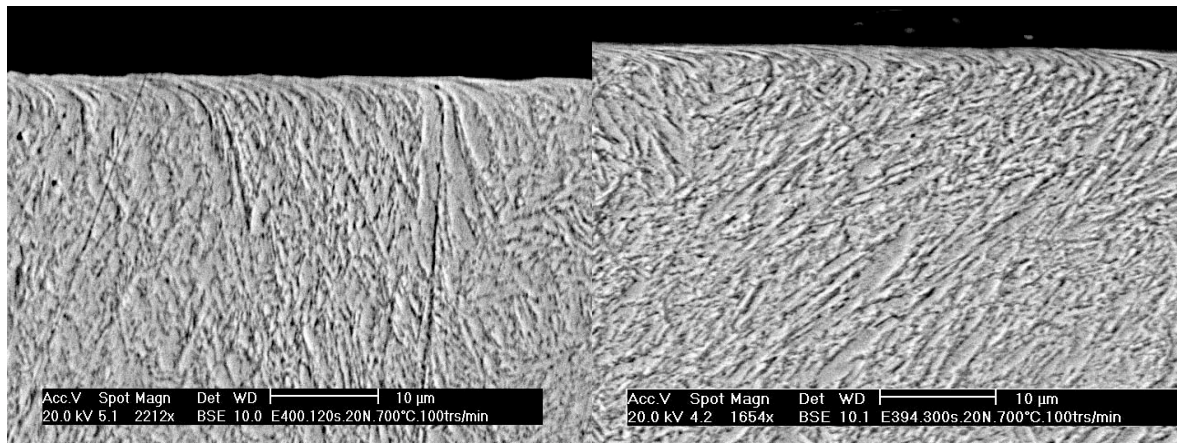
Figure C-12 : Comparaison de l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la durée de l'essai sur les pions hémisphériques ($700^{\circ}\text{C} - 20\text{ N}$).

III.3.2.2 Déformation plastique et micrographies en coupe

Ces essais interrompus ont permis d'observer en fonction du temps sur l'évolution de la déformation plastique (Tableau C-6) et de l'usure du pion (Figure C-14). Le Tableau C-6 résume les valeurs moyennes et maximales de déformation plastique mesurées en sous-couche pour les différents essais. On remarque que les valeurs sont proches quelle que soit la durée des essais pour une géométrie de pion donnée. Nous pouvons donc conclure que la déformation plastique en surface des pions n'est pas ou peu influencée par la durée de l'essai. Quelle que soit la durée de l'essai, le pion s'est usé par abrasion, après déformation plastique. Nous supposons donc que la période d'endommagement transitoire est inférieure à 120 secondes. Rappelons que nous considérons un cycle d'endommagement stabilisé comme l'obtention d'une couche déformée critique en surface au-delà de laquelle l'abrasion quasi instantanée intervient. Cette abrasion ne concerne pas toute la couche déformée, mais plutôt une couche en extrême surface (comprise entre l'épaisseur déformée maximale et moyenne par exemple), ayant atteint une déformation critique.

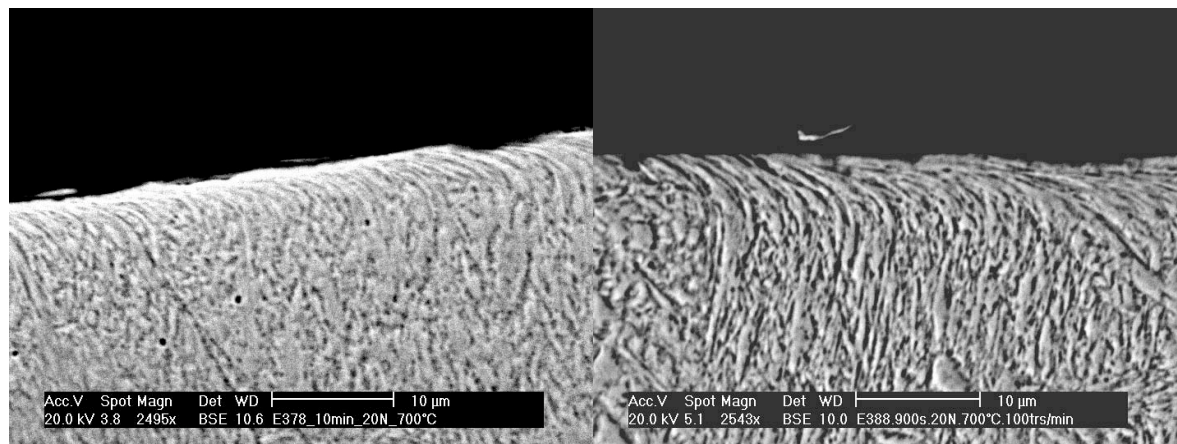
Tableau C-6 : Valeurs de la déformation plastique maximale et moyenne mesurée sur les pions plans et hémisphériques après les essais interrompus.

Durée de l'essai (secondes)	Pions plans		Pions hémisphériques	
	Épaisseur affectée par \square (μm)		Épaisseur affectée par \square (μm)	
	Max	Moy	Max	Moy
120	4	3	2,5	2
300	4	3	4,5	4
600	4	3	4,5	4
900	4 - 5	3 - 4	4,5	4
3600	8	5	4,5	4



A/ 120 secondes

B/ 300 secondes



C/ 600 secondes

D/ 900 secondes

Figure C-13 : Micrographies des pions plans en coupe en fonction de la durée de l'essai – 700°C – 20 N.

Dans ses travaux, Tyfour [TYFO95] observe également une saturation de la déformation plastique en sous-couche. Cependant, il observe cette stabilisation après un grand nombre de cycles (17500 cycles) et ses essais sont réalisés sur des disques en acier en roulement à température ambiante (modélisation d'un rail et de la roue).

Les faibles valeurs d'épaisseurs déformées mesurées sur les pions hémisphériques sur une durée de 120 secondes sont confirmées par les diamètres de la trace qui sont plus faibles que sur les autres essais. Ce faible diamètre de contact concentre les contraintes de contact, favorise les phénomènes d'abrasion et limite les épaisseurs affectées par la déformation plastique.

Nous n'observons pas ce phénomène sur les pions plans car l'aire initiale de contact est la même quelle que soit la durée de l'essai. À l'opposé, sur les essais de 3600 secondes, sur les pions plans, l'épaisseur déformée s'accroît alors qu'elle reste stable sur les pions hémisphériques. Les couches transférées sur les pions hémisphériques peuvent expliquer cette constance du fait de leur rôle de protection mécanique par portance de la charge et thermique par effet de barrière thermique. Rappelons que nous n'observons pas de couches transférées protectrices sur les pions plans. De plus, après une heure de frottement, les effets de l'adoucissement sont d'autant plus importants que la température d'essai est élevée [VELA03]. La chute des propriétés mécaniques et la durée de l'essai permettent une accumulation des déformations en surface avant rupture.

Contrairement aux observations faites dans la littérature [SUH77] [ALPA93] [RAIN00], l'épaisseur déformée plastiquement ne semble pas affectée par la durée du frottement, du moins dans la gamme des durées testées (Figure C-13 et Tableau C-6). Les essais sur deux minutes nous laissent penser que la durée d'un cycle d'endommagement est inférieure à 120 secondes. En effet, après 2 minutes de frottement, on mesure déjà une perte de côte des pions et la déformation plastique est équivalente à un essai d'une durée de 900 secondes (cf. Figure C-14 et Tableau C-6). Il est important de souligner de nouveau l'aspect lisse et la continuité de la déformation de la surface du pion que Kapoor retrouve dans ces travaux [KAPO00], qui confirme la faible influence des aspérités sur la déformation plastique (Figure C-13). Les états de surface observés valident également l'hypothèse faite au paragraphe II-4 sur l'évolution des aspérités dans le contact.

III.3.2.3 Usure

Nous pouvons corrélérer les informations sur les épaisseurs déformées avec les hauteurs usées présentées sur la Figure C-14. Sur les pions hémisphériques, on constate que l'usure est croissante de 120 à 3600 secondes. Cette faible augmentation de la hauteur usée s'explique par le changement de géométrie du contact. L'évolution d'un contact ponctuel initial vers une surface de contact se traduit par une usure importante dans les premiers instants associée à des pressions de contact importantes. À l'opposé, sur les essais longues durées, les couches transférées à la surface du pion ont un effet protecteur et limitent l'endommagement par perte de côte. En observant les cinétiques d'usure des pions hémisphériques sur la Figure C-15, on constate qu'elles sont en accord avec ce raisonnement. La cinétique d'usure, qui tendrait vers zéro sur un essai très longue durée, représente l'effet protecteur des couches transférées.

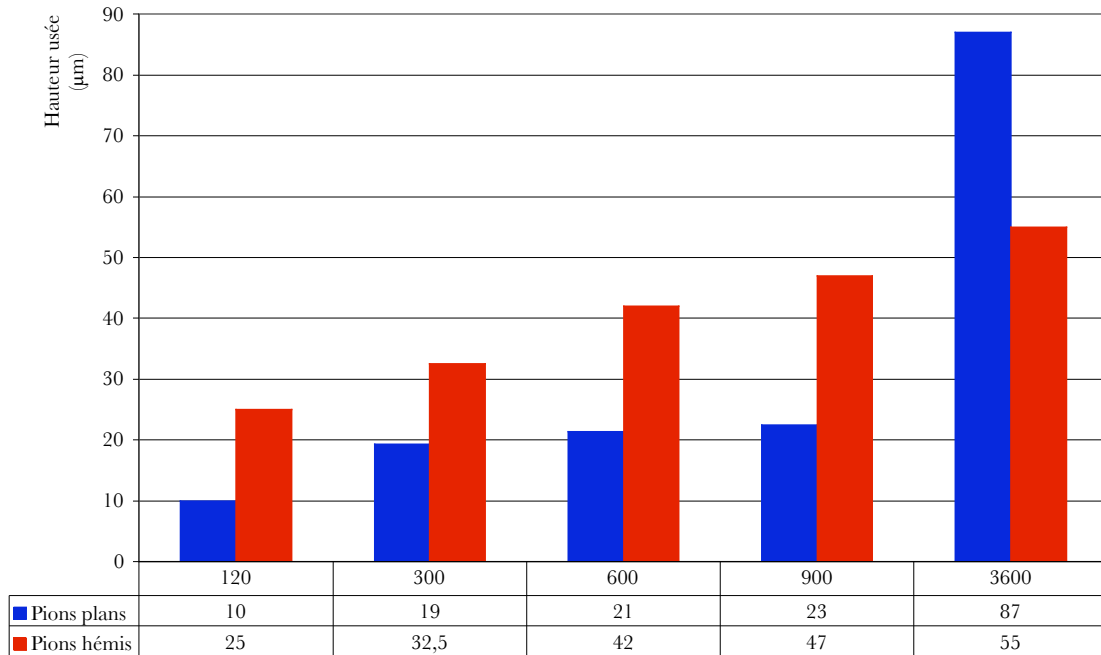


Figure C-14 : Valeurs de la hauteur usée en fonction du type de pion et de la durée de l'essai - 700C - 20N.

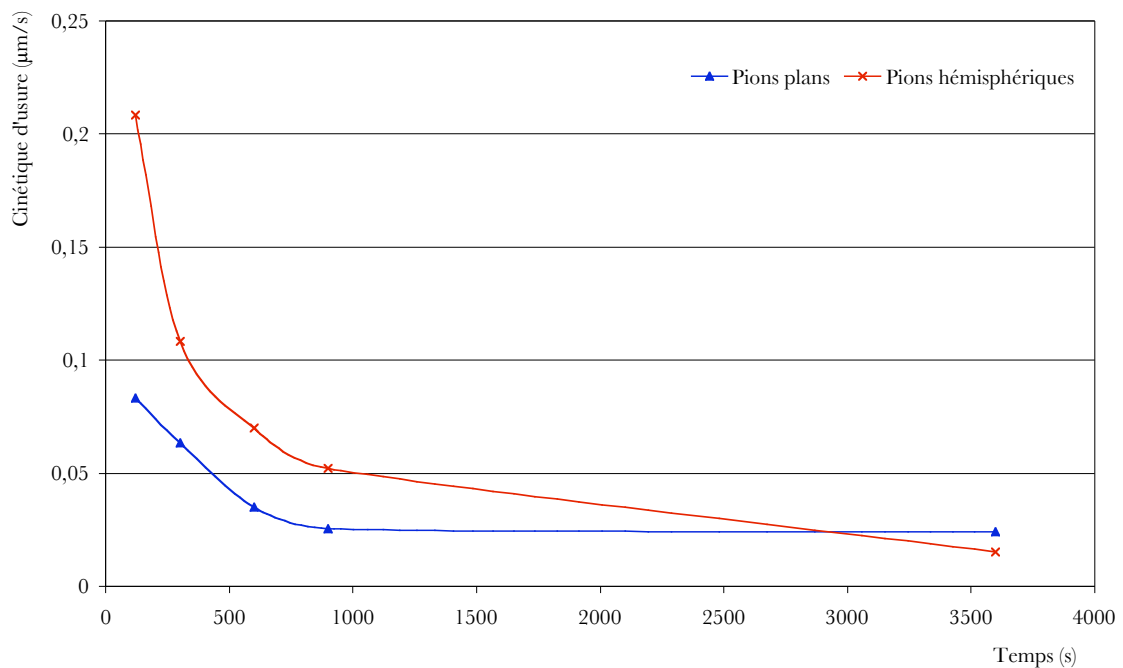


Figure C-15 : Cinétiques d'usure absolue ($c_a = \text{hauteur usée} / \text{durée de l'essai}$) des pions plans et hémisphériques.

Sur les pions plans, on remarque que l'usure est quasi constante entre les essais de 300 et 900 secondes, toutefois légèrement croissante. On retrouve donc l'aspect transitoire du frottement entre 0 et 900 secondes. Ainsi, on note qu'en régime stabilisé, de 900 à 3600 secondes, la cinétique d'usure est constante (Figure C-15). Cela traduit une linéarité entre la durée de l'essai et l'endommagement par perte de côte, en précisant une fois de plus que sur ce type de pion, seule l'abrasion consécutive à une déformation plastique des surfaces dégrade les pions.

III.3.2.4 Taux de déformation

Dans ce paragraphe, nous avons essayé d'évaluer les taux de déformation des lattes de martensite revenue dans les couches déformées, en se basant sur les travaux de Dautzenberg [DAUT73], en particulier la méthode permettant la détermination de la déformation à partir de l'orientation des joints de grain. Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau C-7. Cette technique se base sur les angles des lattes avec la surface avant et après déformation : on estime ainsi une déformation plastique équivalente. Cette technique est limitée à une estimation globale de l'allongement des lattes, mais les difficultés liées à la mesure des angles ne nous permettent pas de discuter des valeurs en fonction de la durée ou du type de pion.

Nous rappelons également qu'un calcul thermique de propagation de la chaleur 1D montre que la température se stabilise en moins de quelques secondes dans les premiers micromètres, c'est-à-dire dans l'épaisseur de couches qui nous intéressent (Annexe F). Ce calcul néglige les effets du frottement et tous les échanges thermiques autres que la conduction.

Tableau C-7 : Taux de déformation mesurés en fonction de la durée et du type de pion.

Durée (secondes)		120	300	600	900	3600
Taux de déformation % (max/min)	Plans	268/226	371/311	254/167	287/233	317/217
	Hémisphériques	169/132	380/168	383/225	340/160	221/172

En fait, l'angle que l'on mesure à la base de la latte n'est pas très important, au niveau de la précision, car une forte variation de la mesure n'entraîne pas de grosse modification de la valeur de la déformation estimée. En revanche, sur l'angle mesuré proche de la surface, un faible écart sur la mesure peut entraîner d'importante variation sur la déformation, spécifiquement quand cet angle a une valeur supérieure à 80°. De plus, lorsque l'allongement des lattes est quasiment parallèle à la surface de frottement, cette méthode se révèle complètement inefficace. Cette méthode est donc particulièrement efficace pour évaluer les gradients de déformation dans l'épaisseur, principalement quand les couches déformées sont supérieures à 10 μm . Il est important de noter toutefois que les valeurs d'allongement estimées sont très supérieures à celles obtenues en traction (16% à 700°C) mais inférieures à celles de torsion (720% à 640°C). D'autre part, ce calcul montre qu'il existe un gradient de déformation dans l'épaisseur : plus on est proche de la surface plus la déformation est importante. La distribution de la déformation dans l'épaisseur est de type exponentiel.

Conclusion

Les essais interrompus ont permis de conclure sur les points suivants :

- La durée de l'essai, dans la gamme 120 à 3600 secondes, n'influe pas sur la valeur du coefficient de frottement mesurée et l'allure des courbes de frottement est assez reproductible pour chacune des géométries de pion.

- Les épaisseurs affectées par la déformation plastique sont constantes quelle que soit la durée de l'essai pour une géométrie donnée du pion.
- Les couches déformées sont continues et homogènes à la surface des pions.
- La cinétique d'usure des pions plans est stable en régime stabilisé (entre 900 et 3600 secondes).
- La cinétique d'usure des pions hémisphériques est strictement décroissante : elle est très importante au départ du fait du contact ponctuel, puis elle diminue pour tendre vers zéro avec les effets protecteurs des couches transférées entre 900 et 3600 secondes.
- Les taux de déformations de lattes sont estimés entre 160 et 380%.
- La durée du cycle d'endommagement (déformation plastique → abrasion) est inférieure à 120 secondes.

IV. Conclusion

Dans ce chapitre, le raisonnement de la définition de l'usure du X38CrMoV5 s'articule donc autour des trois points suivants :

- contact sous conditions de déformations plastiques de la surface du pion,
- comportement ductile des aspérités dans un premier temps puis des surfaces sous sollicitations de frottement,
- endommagement cyclique par déformation plastique puis rupture.

La constance des épaisseurs déformées plastiquement lors des essais interrompus nous laisse supposer que ce sont les mêmes mécanismes d'endommagement qui interviennent quelle que soit la durée des essais.

Cela nous permet donc de penser qu'une loi d'usure en fonction du temps ou du nombre de cycle pourrait décrire l'endommagement du X38CrMoV5 nu en se basant sur une géométrie plane, ceci pour éviter les effets du transfert liés à la géométrie du pion hémisphérique.

Quand l'incrément de déformation plastique par cycle est faible, la résistance en fatigue est accrue, et la résistance à l'usure s'accroît.

Nous nous focaliserons sur l'étude des pions plans puisque seule l'usure par abrasion est observée sur cette géométrie de pion, contrairement aux pions hémisphériques dont l'endommagement implique deux mécanismes de dégradation (rupture par cumul de déformation et transfert). Cependant pour les premiers instants de frottement, avant l'état d'équilibre, l'usure par abrasion domine sur les pions hémisphériques, le temps de créer une surface de contact, par opposition au contact ponctuel initial.

Chapitre D. MODÈLE D'USURE

Chapitre D. Modèle d'usure	131
I. Définition du critère de rupture	133
I.1 Réarrangements des dislocations dans les couches déformées	133
I.2 Choix d'un critère de rupture	134
II. Construction du modèle	136
II.1 Modèle d'usure par effet rochet	136
II.2 Identification des variables	137
II.2.1 La perte de côte	137
II.2.2 Le cycle de déformation	137
II.2.3 L'incrément de déformation plastique par cycle	138
II.2.4 L'épaisseur enlevée	139
III. Modélisation du frottement par éléments finis	143
III.1 Critères de validation du modèle numérique	143
III.2 Validation du modèle numérique en statique et élastique	144
III.3 Modèles numériques et frottement	145
III.4 Paramètres influant sur le modèle numérique	147
III.4.1 Géométrie globale et maillage du modèle	147
III.4.2 Paramètres de gestion du contact	148
III.5 Modèle numérique final répondant à l'expérimentation	150
IV. Mise en œuvre du modèle d'usure	154
V. Conclusion	157

I. Définition du critère de rupture

I.1 Réarrangements des dislocations dans les couches déformées

Dans sa théorie de la délamination, Suh [SUH77] pensait qu'il y avait une zone proche de la surface usée appauvrie en dislocations (inférieure à $1\ \mu\text{m}$ dans la plupart des métaux). La densité de dislocations dans cette couche serait alors inférieure à celle située en dessous. Une couche appauvrie en dislocations pourrait subir de grandes déformations plastiques avant la rupture, puisque les mécanismes de rupture qui dépendent des interactions des dislocations, ne peuvent pas être opératifs. De plus, la mobilité et le libre parcours moyen des dislocations augmentent avec la diminution de la densité de dislocations. On obtiendrait ainsi un gradient de la contrainte d'écoulement plastique dans la couche déformée.

Dans ces travaux, Hirth [HIRT83] compare le réarrangement des dislocations après frottement à celui de la fatigue. En fatigue, les réarrangements de dislocations sont différents suivant l'amplitude de déformation. Après frottement, dans le gradient de déformation de la surface vers le cœur du matériau, il retrouve les mêmes réorganisations des dislocations en fonction de la déformation qu'en fatigue.

Kuhlmann-Wilsdorf [KUHL96] se demandent si l'usure ne se produit pas uniquement par le détachement des débris consécutif au blocage des aspérités, mais également quand la capacité du matériau à s'écrouir a été épuisée. De même, ils supposent que les passages répétés des aspérités sur la surface limitent la déformation. Cependant, après des essais de torsion sous compression hydrostatique, ils n'observent pas d'augmentation de la limite élastique liée au durcissement par effet de Hall-Petch, en dépit de la taille extrêmement petite des grains. Ceci est attribué au fait que les joints de grains dans les zones déformées sont essentiellement parallèles au plan du cisaillement et donc ne sont pas intersectés par le glissement.

Dans des travaux plus récents, Bhushan [BHUS03] introduit la notion de dislocations géométriquement nécessaires dans les quelques microns affectés par la déformation plastique. Les mécanismes de glissement comportent le mouvement d'un grand nombre de dislocations, qui est responsable de la grande déformation plastique pendant le glissement. Ils rejoignent également Hirth [HIRT83] en considérant la déformation plastique comme mécanisme de dissipation de l'énergie apportée par le frottement, étant donné que le mouvement des dislocations est irréversible.

Ne disposant pas de données sur les dislocations dans les zones déformées du X38CrMoV5 après frottement, nous considérerons que les microstructures observées après essais de fatigue correspondent à celles obtenues après frottement, conformément aux travaux de Hirth [HIRT83]. Il est probable que les dislocations géométriquement nécessaires énoncées par Bhushan [BHUS03] ou les couloirs de dislocations contribuent à la plasticité observée lors des transformations tribologiques de surfaces (TTS). Les résultats du laboratoire sur le réarrangement des dislocations [DELA98] après fatigue sont conformes aux observations de Hirth, sans être toutefois catégoriques.

I.2 Choix d'un critère de rupture

À partir des résultats expérimentaux et des hypothèses sur lesquels nous nous reposons pour le X38CrMoV5, l'usure est pilotée par un cycle d'endommagement : déformation plastique de la surface en contact, rupture et émission de débris. Naturellement qui dit cycles, pense critère de rupture en fatigue. L'expérimentation induit également la notion d'incrément de déformation plastique, ce qui implique qu'un critère de rupture de fatigue par effet rochet peut être formulé. Le critère de rupture par fatigue oligo-cyclique de Manson-Coffin très similaire à la rupture par effet rochet, ne trouve pas dans notre cas d'interprétation physique de l'exposant n (même rapport de la ductilité sur un incrément de déformation plastique à la puissance n).

De même, nous aurions pu utiliser un critère de rupture basé sur la plasticité des aspérités, de type Greenwood-Williamson [GREE66], ou la théorie de la vague plastique [CHAL79], mais l'aspect lisse des surfaces de contact du pion nous a orienté vers une formulation plus macroscopique. On peut tout de même valider l'hypothèse de la plasticité des aspérités (conduisant à leur rupture) en se reposant sur un premier calcul basé sur le critère de Greenwood-Williamson. Kapoor [KAPO94a] [KAPO94b] [KAPO96] a commencé ses investigations en utilisant le critère de plasticité de Greenwood-Williamson, avant de s'orienter vers un critère de rupture par fatigue [KAPO97] [KAPO00] [KAPO02]. Le parallèle entre les mécanismes de déformation par fatigue et frottement sur les structures de réarrangement des dislocations nous conforte dans le choix d'un critère basé sur la fatigue.

Compte tenu du peu d'informations que nous disposons sur la microstructure des couches déformées, la fatigue nous a semblé un parallèle judicieux pour évaluer notre endommagement. Notre situation d'essai peut également être rapprochée du fluage, qui par définition traduit l'augmentation de la déformation plastique en fonction du temps sous l'application d'une contrainte constante, même lorsque cette dernière est faible. Dans notre cas, les contraintes macroscopiques subies par le pion sont constantes (charge normale constante), mais localement, le pion subit des cycles de contraintes. Cependant des phénomènes de fluage pourraient intervenir sur la dégradation par perte de côte en complément ou en juxtaposition des effets de fatigue.

La fatigue implique une notion de sollicitations cycliques. On doit alors estimer un incrément de déformation plastique par cycle pour le pion. Cette notion de cycle pourrait également être traduite en terme de vitesse de déformation et de temps nécessaire à cumuler un taux de déformation critique. En effet, le cycle que nous introduisons n'a pas de représentation physique pour le pion. La rupture intervient lorsque la déformation maximale est atteinte et par conséquent, un débris est émis.

Soit de façon analytique :

$$N_f = \frac{\Delta \epsilon}{\Delta \epsilon_c} \quad \text{en cycles} \quad \text{ou} \quad t_r = \frac{\Delta \epsilon}{\dot{\epsilon}} \quad \text{en secondes} \quad \text{Équation D-1}$$

avec \mathcal{N}_f : le nombre de cycle à rupture
 \square : la déformation critique cumulée à rupture
 $\square\square$: l'incrément de déformation par cycle
 t_r : le temps à rupture
 $\dot{\Gamma}_1$: la vitesse de déformation.

Dans le critère de rupture par effet rochet, la déformation critique est assimilée à la déformation à rupture dans le cadre d'un essai monotone. Dans notre cas, la rupture est consécutive au cumul de déformation par cisaillement, nous prendrons donc comme déformation critique la déformation à rupture en torsion. L'utilisation de ces allongements permet d'être cohérent avec les observations expérimentales : le cisaillement est prépondérant dans les couches déformées et l'allongement des lattes de martensite est plus proche des valeurs obtenues en torsion que de celles obtenues en traction.

Pour les notions de cycles introduits, il s'agit de distinguer d'une part le cycle de sollicitation du pion en terme de variation des contraintes de frottement à la surface du pion, et d'autre part, le cycle d'endommagement qui comprend un certain nombre de cycles \mathcal{N}_f de sollicitation avant l'émission de débris.

L'utilisation d'un tel critère nécessite d'avoir accès à un incrément de déformation plastique par cycle ou à une vitesse de déformation. Nous ne pouvons expérimentalement remonter à une valeur de l'incrément de déformation plastique cycle par cycle. En revanche, les essais interrompus nous ont permis d'établir l'évolution moyenne de l'endommagement par cycle. L'estimation de la déformation dans les couches proches de l'extrême surface étant déjà délicate, nous avons décidé de nous orienter vers la simulation numérique afin d'estimer une valeur de l'incrément de déformation plastique.

II. Construction du modèle

II.1 Modèle d'usure par effet rochet

Le cumul de déformation plastique sous la surface du pion semble être le mécanisme pilotant la dégradation par perte de côte, Δh . Nous avons introduit au paragraphe précédant un critère de rupture par effet rochet traduisant le cumul de la déformation dans les sous-couches. Cette déformation critique ne concerne pas toute la zone déformée. L'usure sera donc représentée comme l'enlèvement d'une couche de matériau de la surface vers le massif d'une profondeur b , qui est la profondeur à laquelle la déformation plastique cumulée par effet rochet a atteint son maximum. En utilisant le nombre de cycle à rupture défini par l'équation D-1, on peut estimer, pour un régime stabilisé, une perte de côte unidimensionnelle, Δh en μm :

$$\Delta h = \frac{N}{N_f} b \quad (\text{Équation D-2})$$

$$\Delta h = \frac{N}{N_f} b = \frac{\Delta \epsilon}{\epsilon_f} N b \quad (\text{Équation D-3})$$

À partir de cette formulation, nous devons identifier les paramètres de la loi qui correspondent aux grandeurs physiques de notre essai tribologique. La Figure D-1 met en évidence la couche d'épaisseur b désignée sur la figure par MML (pour Mechanically Mixed Layer équivalent anglophone des TTS soit Transformations Tribologiques des Surfaces) à partir de laquelle les débris sont émis. Sur la Figure D-1, les auteurs ont placé une zone adoucie que nous n'avons pas pour l'instant mis en évidence dans notre étude.

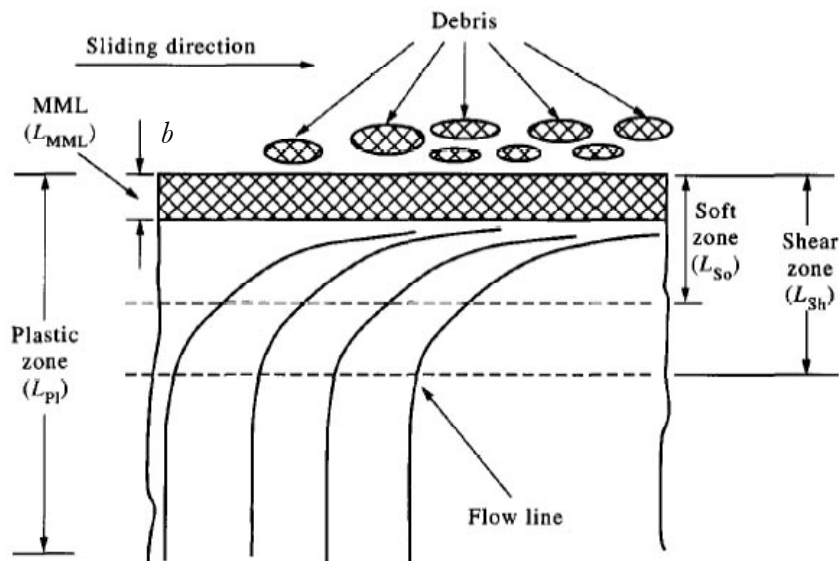


Figure D-1 : Représentation schématique des couches déformées [VENK95].

Nous avons déjà associé la déformation plastique à rupture à la limite de cisaillement des essais de torsion à chaud. Il nous reste donc à introduire une notion de cycle à la surface du pion, et y rattacher un incrément de déformation moyenne par cycle. Enfin, nous devons aussi définir l'épaisseur b enlevée après N_f cycles.

II.2 Identification des variables

II.2.1 La perte de côte

La perte de côte, Δh , est donnée suivant une dimension car c'est souvent sur un profil de matrice que les forgerons cherchent à connaître leur dégradation. Ce sont les pertes de côtes des matrices qui modifient les géométries des produits forgés.

De la manière dont est exprimée notre perte de côte, nous considérons qu'après N_f cycles, une épaisseur b est enlevée sur toute la surface du pion. Cette perte de côte « macroscopique » est discontinue puisqu'il faut N_f cycles pour l'enlever. Or, l'usure en surface du pion est continue et l'enlèvement de débris est local. De plus, toute la surface du pion ne rompt pas sur une épaisseur b au même instant donné. Ceci est schématisé sur la Figure D-2.

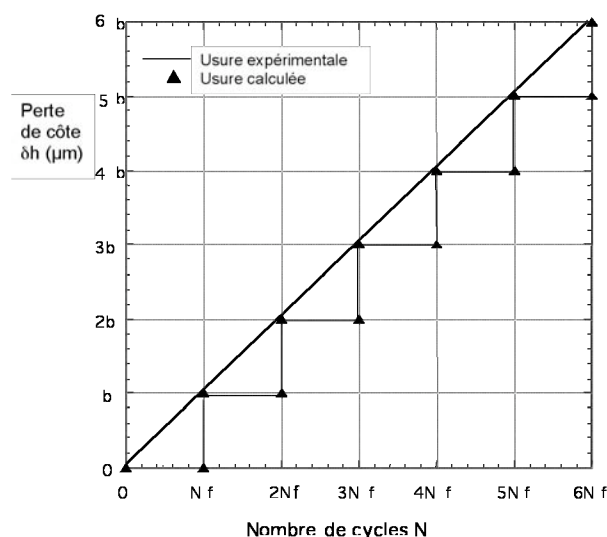


Figure D-2 : Comparaison de l'évolution de la perte de côte dite réelle (ou expérimentale) et dite calculée (allures des évolutions) .

En connaissant la géométrie du pion et de la surface usée, on peut à partir de la perte de côte en une dimension accéder à un volume usé.

II.2.2 Le cycle de déformation

Les longueurs caractéristiques du contact d'un pion chargé sur un disque en rotation sont le rayon de contact, a , et le rayon de piste d'usure, R_p . Généralement, $a \ll R_p$, et le problème peut donc être traité comme périodique avec le pion considéré comme glissant le long d'une piste droite d'usure de longueur $2\pi R_p$. Le périmètre de la trace d'usure fait donc intervenir une notion de périodicité que

l'on pourrait rapprocher du cycle recherché. Cependant, pour le pion, cette longueur n'a pas de signification physique. Comme nous l'avons montré au début du chapitre, le modèle pourrait être exprimé en temps à la rupture, associé à une vitesse de déformation plutôt qu'en nombre de cycle. Nous faisons alors l'hypothèse, arbitraire, qu'un cycle de déformation correspond au parcours d'une distance de glissement égale au diamètre usé du pion. Donc le nombre total de cycle \mathcal{N} s'écrit :

$$\mathcal{N} = \frac{vt}{2a} \quad (\text{Équation D-4})$$

avec v la vitesse de rotation du disque en m/s,
 t la durée de l'essai,
 a le rayon de la surface en contact.

Ce modèle traduisant le comportement des pions plans vierges en régime stabilisé, nous prendrons a égal au rayon du méplat. La variation de diamètre entre le début et la fin de l'essai sur les pions plans est suffisamment faible devant la distance totale parcourue pour être négligée.

II.2.3 L'incrément de déformation plastique par cycle

Maintenant que nous avons défini le cycle de sollicitations, pour déterminer le nombre de cycles à rupture, il faut évaluer un incrément de déformation plastique par cycle. En considérant que nous sommes en régime stabilisé, c'est-à-dire que l'incrément de déformation plastique par cycle est constant :

$$\Delta \epsilon_{eff}^n = \Delta \epsilon_{eff}^{n-1} \Delta \epsilon_{eff}^{n-1} \quad (\text{Équation D-5})$$

où $n-1$ et n définissent des cycles de frottement successifs, et $\Delta \epsilon_{eff}$ est la déformation plastique équivalente définie par Von Mises :

$$\Delta \epsilon_{eff} = \sqrt{\frac{2}{3} \Delta \epsilon_j \cdot \Delta \epsilon_j} \quad (\text{Équation D-6})$$

avec $\Delta \epsilon_j$ les composantes du tenseur des déformations plastique pour $i,j=1$ à 3.

L'utilisation d'une déformation équivalente permet de faire intervenir toutes les composantes de la déformation plastique.

La déformation cumulée par effet rochet en \mathcal{N} cycles s'écrit alors :

$$\Delta \epsilon_{eff} = \mathcal{N} \Delta \epsilon_{eff} \quad (\text{Équation D-7})$$

La rupture de la couche déformée intervient lorsque la déformation plastique cumulée atteint la ductilité du matériau $\bar{\epsilon}_f$:

$$\bar{\epsilon}_{eff} \geq \bar{\epsilon}_f \quad (\text{Équation D-8})$$

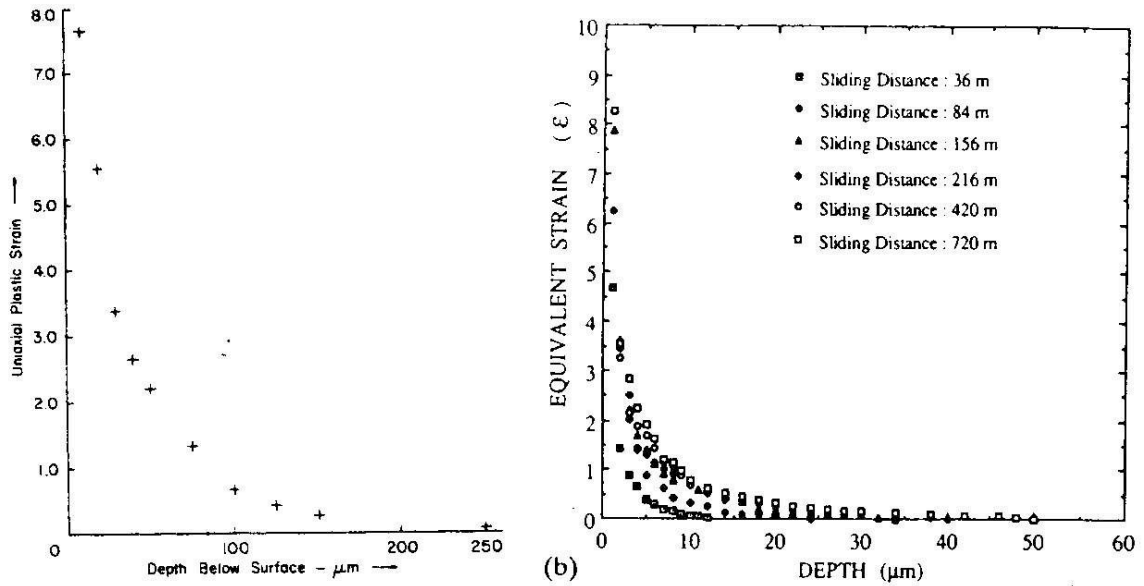
Rappelons qu'en s'appuyant sur les observations des couches déformées après frottement et les taux de déformation estimés, la valeur pertinente de l'allongement à rupture à utiliser comme critère de rupture est la ductilité en torsion.

L'incrément de déformation plastique tel qu'il est défini, regroupe les effets de la vitesse de glissement, de la charge appliquée et du comportement mécanique des TTS.

II.2.4 L'épaisseur enlevée

Il nous reste maintenant à définir l'épaisseur enlevée b lorsque nous atteignons le nombre de cycles à rupture N_f . Cette valeur correspond à l'épaisseur qui atteint la déformation critique à rupture $\bar{\epsilon}_f$. Schématiquement, cette épaisseur enlevée correspond à la MML (ou TTS) de la Figure D-1.

Afin d'estimer l'épaisseur enlevée, nous nous sommes reportés à la distribution du taux de déformation de la surface vers le cœur. De nombreuses études montrent que la déformation dans les couches affectées (TTS) atteint sa valeur maximale en extrême surface et diminue au fur et à mesure que l'on pénètre dans le massif [ALPA93][FRAN01][DAUT73][MOOR76][KAPO02]. La diminution du taux de déformation dans la profondeur est assez brutale comme le montre la Figure D-3, avec des gradients importants en partant de la surface d'un côté, et en pénétrant le massif de l'autre. En fonction des distributions de la Figure D-3, nous pouvons déduire que seule une petite part de l'épaisseur totale déformée est enlevée. Idéalement, nous devrions prendre l'épaisseur pour laquelle la couche atteint la déformation critique à rupture $\bar{\epsilon}_f$.



A/ Taux de déformation en fonction de la profondeur
[MOOR76]

B/ Taux de déformation en fonction de la
distance de glissement et de la profondeur [ALPA93]

Figure D-3 : Distribution du taux de déformation en fonction de la profondeur.

Ces deux courbes de la Figure D-3 montrent deux asymptotes traduisant les gradients énoncés plus haut : une asymptote partant de la surface avec des taux de déformation correspondants très importants, et l'autre dans la profondeur avec la déformation qui diminue en pénétrant dans le massif. En comparant les deux courbes, on constate que l'épaisseur affectée par des taux de déformation supérieurs à 1 est faible devant la profondeur totale affectée. Sur la Figure D-3-B, indépendamment du fait que nous n'observons pas d'augmentation de la profondeur déformée plastiquement avec la distance de glissement, on remarque qu'avec l'augmentation de la profondeur affectée par la déformation plastique, les gradients de déformation en surface et en profondeur diminuent.

L'épaisseur affectée par la déformation plastique est moins importante dans notre expérimentation que les valeurs données sur la Figure D-3. Cela signifie que dans notre étude où les couches déformées dépassent rarement les 10 μm , les gradients de déformation sont très importants. Nous pouvons faire l'hypothèse que la distribution du taux de déformation sous la surface est de la même allure. Les épaisseurs déformées que nous estimons à partir des micrographies en coupe n'intègrent que la partie visible des déformations, et il est probable que les épaisseurs réelles affectées par la déformation plastique soient plus importantes que les valeurs estimées.

Rappelons que nos estimations du taux de déformation sont principalement comprises entre 160 et 400% et qu'il est difficile d'estimer avec précision les taux de déformation dans les zones en extrême surface. Nous aurions aussi pu utiliser la profondeur des fissures en sous couches comme critère du paramètre de l'épaisseur enlevée, mais la rareté des fissures ne nous permet pas d'étendre cette valeur à l'ensemble des éprouvettes.

En faisant l'hypothèse que notre couche déformée a une épaisseur totale de $6\ \mu\text{m}$ et en utilisant le calcul du taux de déformation en fonction de la profondeur des travaux de Dautzenberger [DAUT73], on peut estimer que 5% de la profondeur totale affectée atteint notre seuil critique de déformation (Tableau D-1). Ce calcul a été effectué en posant l'hypothèse qu'à l'origine la latte est perpendiculaire avec la surface. Deux autres calculs ont été effectués en faisant varier l'angle initial de la latte entre -10° et 10° , mais cela n'influe peu sur le pourcentage considéré (dernières lignes du Tableau D-1).

Le pourcentage estimé de 5% est très sensible à la profondeur totale affectée par la déformation plastique. La chute des gradients de déformation avec l'augmentation de l'épaisseur affectée nous laisse penser que ce pourcentage diminuerait avec l'augmentation de la profondeur déformée plastiquement.

Nous avons tracé sur la Figure D-4, l'évolution du taux de déformation calculée dans le Tableau D-1 en fonction de la localisation en profondeur pour une épaisseur totale affectée de $6\ \mu\text{m}$.

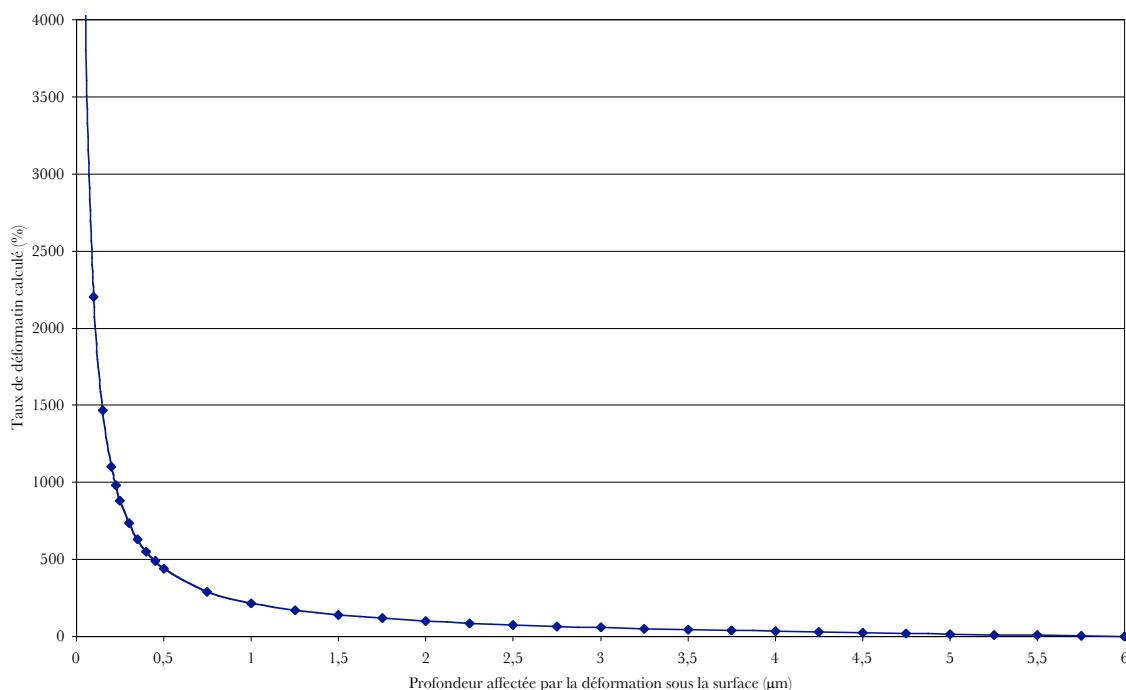


Figure D-4 : Évolution du taux de déformation plastique en fonction de la profondeur pour une épaisseur totale déformée de $6\ \mu\text{m}$.

Tableau D-1 : Calcul du taux de déformation en fonction de la profondeur affectée par la déformation plastique d'après les travaux de Dautzenberger [DAUT73].

Profondeur (μm)	Angle initial de la latte	Angle final de la latte	Taux de déformation calculé (%)
6	0	0	0
5,75	0	3,75	4
5,5	0	7,5	8
5,25	0	11,25	11
5	0	15	15
4,75	0	18,75	20
4,5	0	22,5	24
4,25	0	26,25	28
4	0	30	33
3,75	0	33,75	39
3,5	0	37,5	44
3,25	0	41,25	51
3	0	45	58
2,75	0	48,75	66
2,5	0	52,5	75
2,25	0	56,25	86
2	0	60	100
1,75	0	63,75	117
1,5	0	67,5	139
1,25	0	71,25	170
1	0	75	215
0,75	0	78,75	290
0,5	0	82,5	439
0,45	0	83,25	488
0,4	0	84	549
0,35	0	84,75	628
0,3	0	85,5	734
0,25	0	86,25	881
0,225	0	86,625	979
0,2	0	87	1102
0,15	0	87,75	1469
0,1	0	88,5	2205
0,05	0	89,25	4410
0 : SURFACE	0	90	
0,3	10	85,5	723
0,3	-10	85,5	744

Nous avons à présent identifié tous les paramètres physiques intervenant dans notre modèle, soit \mathcal{N} , \mathcal{N}_f , b , \square . Afin d'estimer l'incrément de déformation plastique par cycle, nous avons recours à l'utilisation d'un modèle de frottement par éléments finis.

III. Modélisation du frottement par éléments finis

Dans les codes par éléments finis, les équations constitutives sont évaluées à chaque point d'intégration pour simuler le comportement du matériau. La tâche numérique des calculs éléments finis est de fournir la valeur du tenseur des contraintes et des variables d'état à la fin d'un incrément de chargement connaissant les valeurs de début d'incrément.

La modélisation par éléments finis de notre problème doit nous permettre d'accéder à l'incrément de déformation plastique par cycle.

Ce passage au numérique devait s'effectuer sur le logiciel Forge[□] 2, mais ce code ne permet pas de piloter le déplacement du pion lorsqu'il est chargé en force. Nous sommes donc passés sur le code de calcul ABAQUSTM [HIBB01], après avoir réalisé les maillages sous IDEAS[□]. Le mailleur d'IDEAS[□] permet d'affecter une pondération sur les contours des pièces. Cette possibilité a été utilisée afin d'avoir une grande finesse de maillage sur les surfaces en contact, qui diminue au fur et à mesure que l'on s'éloigne de la surface de contact. Cette option permet de réduire le nombre total d'éléments tout en conservant une bonne précision aux endroits voulus. Les zones proches des surfaces sont donc maillées très fines sur 0,4 mm d'épaisseur qui comprend toute la zone affectée par les contraintes mécaniques.

Nous introduirons dans ce paragraphe les critères expérimentaux que nous utilisons pour valider un modèle numérique. Puis, nous décrirons les étapes de la construction du modèle, les paramètres qui influent sur les résultats numériques qui nous intéressent. Enfin, nous finirons avec la présentation du modèle final retenu et de ses limites.

III.1 Critères de validation du modèle numérique

Le modèle numérique doit répondre à certains critères de validation avant que l'on puisse utiliser ses résultats dans le modèle d'usure. Dans un premier, il faut s'assurer de la bonne application des conditions aux limites que sont la charge normale et la température. À ces conditions aux limites vient s'ajouter le frottement de type Coulomb puisque c'est le coefficient de frottement que l'on mesure expérimentalement. De plus, le coefficient de frottement de type Coulomb est utilisé par défaut dans ABAQUSTM, mais il est exprimé par le rapport de la contrainte tangentielle par la pression de contact.

Ne disposant pas de solution analytique pour valider un modèle thermo-élasto-plastique, en plus du strict respect des conditions aux limites, nous avons dû choisir des paramètres expérimentaux à corrélérer avec les résultats de simulation. Donc, d'un point de vue expérimental, il faut que nous retrouvions les températures, les taux de déformation et les épaisseurs thermo-mécaniquement affectées expérimentaux. Cela représente la difficulté principale puisque les taux de déformation que nous estimons sont très importants mais localisés dans des couches très fines. Enfin, dans le cas élastique, nous vérifions également les aires de contact et les pressions de contact en comparaison avec les résultats de la théorie de Hertz.

III.2 Validation du modèle numérique en statique et élastique

Les grandeurs caractéristiques de la théorie de Hertz ont permis de valider le modèle numérique avec un comportement du pion et du disque purement élastique. Ces grandeurs caractéristiques sont les pressions de contact moyenne et maximale, le cisaillement maximal et sa localisation en sous couche et enfin la largeur du contact. Cette validation a été effectuée sur un maillage homogène axisymétrique, c'est-à-dire que les éléments en contact ont quasiment la même taille (10 et 11 μm sur le pion et le disque respectivement), représentant le pion hémisphérique sur le code implicite d'ABAQUS™.

Dans le Tableau D-2, nous avons comparé les résultats issus du calcul analytique de Hertz et ceux obtenus par simulation avec un modèle purement élastique. Nous avons balayé une plage de chargement (de 1 à 60 N) pour s'assurer que la solution obtenue était reproductible pour d'autres charges.

Tableau D-2 : Comparatif entre le calcul analytique de Hertz et la simulation sur ABAQUS™.

	Pression max (MPa)	Pression moyenne (MPa)	Rayon de contact (mm)	Aire de contact (mm ²)	Cisaillement max (MPa)	Profondeur du cisaillement (mm)
<i>Hertz à 1 N</i>	179,700	119,800	0,052	0,008	55,700	0,025
<i>Simu à 1 N</i>	179,000	127,000	0,050	0,008	60,500	0,025
<i>Écart à 1 N</i>	0,700	-7,200	0,002	0,001	-4,800	0,000
<i>Erreur (%)</i>	0,390	6,010	3,846	6,949	8,618	0,160
<i>Hertz à 5 N</i>	307,400	204,800	0,088	0,024	95,294	0,042
<i>Simu à 5 N</i>	308,000	205,000	0,088	0,024	99,600	0,044
<i>Écart à 5 N</i>	-0,600	-0,200	0,000	0,000	-4,306	-0,002
<i>Erreur (%)</i>	0,195	0,098	0,000	0,033	4,519	4,265
<i>Hertz à 20 N</i>	487,700	325,000	0,143	0,064	151,000	0,069
<i>Simu à 20 N</i>	491,000	324,000	0,140	0,062	154,500	0,066
<i>Écart à 20 N</i>	-3,300	1,000	0,003	0,003	-3,500	0,003
<i>Erreur (%)</i>	0,677	0,308	2,098	4,050	2,318	3,790
<i>Hertz à 40 N</i>	614,500	409,700	0,176	0,097	190,500	0,084
<i>Simu à 40 N</i>	615,000	412,000	0,170	0,091	194,350	0,088
<i>Écart à 40 N</i>	-0,500	-30,300	0,006	0,007	-3,850	-0,004
<i>Erreur (%)</i>	0,081	7,396	3,409	6,690	2,021	4,167
<i>Hertz à 60 N</i>	703,400	469,000	0,202	0,128	218,050	0,097
<i>Simu à 60 N</i>	701,000	477,000	0,200	0,126	223,000	0,099
<i>Écart à 60 N</i>	2,400	-8,000	0,002	0,002	-4,950	-0,002
<i>Erreur (%)</i>	0,341	1,706	0,990	1,875	2,270	2,104

Remarque : plusieurs configurations ont été testées concernant la définition du contact dans ABAQUS™. Mais dans le cas du modèle hertzien qui n'implique pas de déplacement, ces paramètres n'ont pas ou peu d'influence sur les résultats.

On constate que le modèle numérique s'approche du calcul analytique : on obtient un résultat numérique avec une erreur inférieure à 10%. Les erreurs les plus importantes se retrouvent sur les paramètres dits géométriques (rayon de contact et profondeur de cisaillement) car c'est sur ces relevés que l'on a le moins de précision (dépend de la finesse du maillage). En effet, une variation de 0.015 mm sur la valeur du rayon de contact peut faire varier la pression de contact de 80 MPa.

Les paramètres de simulation qui permettent la validation par rapport aux valeurs analytiques sont la contrainte suivant la direction 2, σ_{22} qui correspond à la pression maximale calculée et la contrainte équivalente de Tresca. Cette dernière est définie comme la différence maximale entre les contraintes principales qui, si on la divise par deux, $\sigma_{Tresca} = 1/2 (\sigma_{max} - \sigma_{min})$, nous donne le cisaillement maximum. La valeur de pression moyenne est calculée à partir de l'aire de contact et la charge appliquée.

III.3 Modèles numériques et frottement

Une fois le modèle de Hertz validé (statique et élastique), nous avons ajouté un comportement plastique et le déplacement du pion. Plusieurs modèles ont alors été nécessaires pour définir le modèle final, répondant à notre expérimentation.

Les essais de traction à chaud permettent de connaître la rhéologie de nos matériaux de 20 à 700°C. Le comportement sera élastique jusqu'à la limite d'élasticité puis plastique, point par point, jusqu'à la résistance à la traction. Au-delà de ce point, le matériau sera pris parfaitement plastique (Figure D-5).

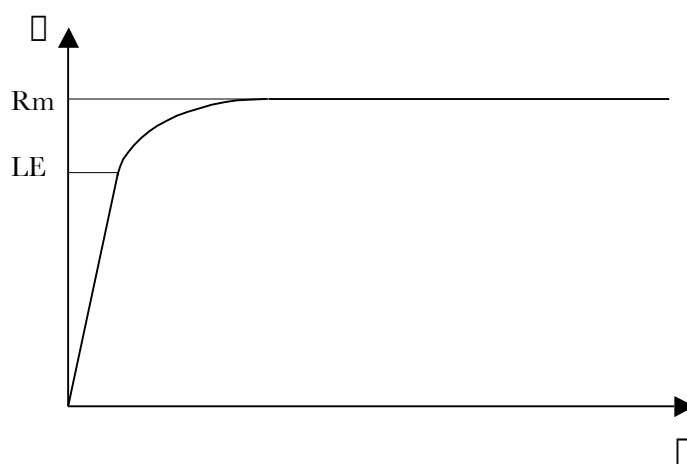


Figure D-5 : Schématisation du comportement élasto-plastique inséré dans le code de calcul.

Compte tenu des forts allongements observés localement sur les pions, nous nous placerons en grande déformation avec des éléments quadrilatères (CPE4). Les matériaux sont considérés comme isotropes alors que la littérature montre que les zones déformées présentent de forte texture et donc

une anisotropie très marquée [SUH77][SCHO99]. En ce qui concerne les températures, pour les modèles élasto-plastiques, nous considérons l'essai en isotherme avec le pion et le disque à 700°C, donc avec les propriétés mécaniques associées à cette température. Avec un comportement élasto-plastique du pion et du disque, nous retrouvons la même tendance que dans les travaux de Stalin-Muller [STAL97] avec une augmentation de la surface de contact et donc une chute de la pression et du cisaillement par rapport à un comportement parfaitement élastique.

Puis, afin de faire intervenir les effets thermiques, un modèle thermomécanique a été testé. Pour le modèle thermomécanique, nous faisons l'hypothèse qu'une interpolation entre des comportements monotones isothermes permet de décrire une sollicitation anisotherme non monotone. Cela revient à considérer que ni le trajet des déformations, ni l'histoire du matériau entre deux températures T1 et T2 n'influent sur ses propriétés mécaniques à T2. De même, entre deux températures d'essai de traction à chaud, une interpolation linéaire est réalisée. Nous faisons donc l'hypothèse que, pour une déformation donnée, l'évolution de la contrainte en fonction de la température est linéaire entre deux points. Avec ce type de résolution nous avons de nombreux problèmes de divergence et nous ne retrouvons pas le coefficient de frottement imposé.

Nous avons aussi testé une loi de comportement du X38CrMoV5 identifiée à partir d'essai de fatigue [VELA03]. Cette loi de comportement prend en compte les effets de l'adoucissement et de mémoire de déformation plastique. Une limitation de ce modèle est qu'il a été identifié pour des températures allant jusqu'à 500°C. Nous ne pouvons donc pas l'utiliser pour accéder à un incrément de déformation plastique par cycle sur nos essais à 700°C.

Une comparaison des calculs avec prise en compte du modèle de Vincent Velay à 500°C montrent que les résultats obtenus ne sont pas modifiés par rapport à des calculs thermo élasto plastiques simples à la même température. Pour la distance de frottement simulée, il est probable que les effets de l'adoucissement n'interviennent pas.

Enfin, nous avons simulé deux cycles de frottement : le premier de 2 mm, puis un second de 4 mm en ramenant le pion sur l'autre extrémité du disque (après avoir vérifié que la deuxième mise en charge du pion n'ajoute pas de déformation plastique). Les deux cycles se décomposent en huit étapes :

1. Mise en contact en déplacement imposé,
2. Mise sous charge de 20 N en force imposée,
3. Glissement sous charge sur 2 mm (déplacement du disque),
4. Remontée du pion (on conserve l'état de déformation – Figure D-9),
5. Retour du disque sur 4 mm,
6. Mise en contact en déplacement imposé,
7. Mise sous charge de 20 N en force imposée,
8. Glissement sous charge sur 4 mm (déplacement du disque).

La succession de cycles permet de savoir si un régime « stabilisé » dans l'évolution de la déformation intervient après une certaine distance de glissement. Lors du déplacement du pion, pour une résolution implicite, le code de calcul ne prend pas en compte la vitesse de déformation.

Pour faire un parallèle avec notre expérimentation et remonter à un incrément de déformation plastique par cycle, nous utiliserons les distances parcourues à la surface du disque.

Comme nous n'avons pas réussi à obtenir les résultats souhaités avec un modèle thermomécanique, le modèle utilise une loi de comportement élasto-plastique avec des propriétés isothermes. En fait, avec une loi élasto-plastique et les propriétés mécaniques issues des essais de traction, nous n'observons pas de déformation plastique dans le pion. Les paramètres de simulation ne modélisent pas le comportement des couches déformées. Afin de retrouver les taux de déformation observés, nous avons modifié les propriétés mécaniques du pion. Nous avons alors directement inséré des valeurs calculées à partir de la loi de Gavrus-Kircher [KIRC98] qui modélise le comportement en torsion à chaud des aciers à outils. En fait, Gavrus a exprimé la valeur de la contrainte en torsion en fonction de la température, de la déformation et de la vitesse de déformation. Kircher a identifié les paramètres de cette loi pour un acier à outil pour des températures comprises entre 900 et 1200°C, des taux de déformation allant jusqu'à 500% et enfin, des vitesses de déformation de 0 à 5 s⁻¹, qui sont en fait les conditions de forgeage à chaud. Donc, les contraintes et les déformations associées données pour le comportement du X38CrMoV5 sont inférieures aux propriétés mécaniques réelles à cette température. Nous n'avons pas accès aux valeurs numériques des essais de torsion à chaud qui auraient pu être utilisées au même titre que les données issues de la loi de Gavrus-Kircher. Les propriétés mécaniques du disque sont celle d'un acier similaire aux XC18 à 700°C, obtenues dans les Techniques de l'Ingénieur.

Nous avons également essayé une résolution en explicite, afin de prendre en compte le temps, donc de la vitesse de glissement, et remonter ainsi à une vitesse de déformation. Cependant, le nombre d'éléments de nos maillages ne permet pas de résolution du problème de contact en explicite à cause des temps de calcul trop longs et de la taille des fichiers résultats. Nous avons réalisé un calcul en limitant les sorties sur un seul élément de la surface (et 4 nœuds) : 14 heures de calcul pour un fichier résultat de 19 Mo.

III.4 Paramètres influant sur le modèle numérique

Lors de la construction du modèle numérique, nous avons essayé différents maillages, différentes géométries de corps en contact, différentes définitions du contact à partir des mots clés d'ABAQUS™, etc... Nous allons donc lister les divers paramètres que nous avons fait évoluer et préciser leur influence sur les résultats numériques.

III.4.1 Géométrie globale et maillage du modèle

Puisque nous utilisons deux géométries de pions différentes avec d'une part les pions plans et d'autre part les pions hémisphériques, il a fallu mailler deux géométries. Cependant, avec les modèles des pions plans, quels que soient les paramètres utilisés, nous n'avons pas réussi à retrouver des épaisseurs déformées et des taux de déformation comparables avec l'expérimental. Le modèle sur le pion plan concentre les déformations sur les coins de l'éprouvette, principalement en entrée du contact. Nous nous sommes donc focalisés sur la géométrie représentant le pion hémisphérique

pour estimer l'incrément de déformation plastique par cycle, puisque c'est sur cette géométrie que les résultats obtenus s'approchent le plus de nos attentes.

Dans un souci de limitation des temps de calculs et de la taille des fichiers résultats, nous avons modélisé le disque par un élément rigide, donc indéformable, pour limiter le nombre total d'éléments. L'utilisation d'éléments rigides réduit considérablement le nombre de nœuds dans le modèle puisqu'il suffit d'un nœud pour représenter un élément rigide. Dans cette configuration, nous n'avons jamais relevé de déformation plastique dans le pion.

Ensuite, nous avons essayé de rajouter une rugosité en surface des antagonistes sur le pion, le disque ou les deux. Nous avons alors fait varier la hauteur des aspérités, la fréquence des aspérités en surface et enfin leur localisation. Ces modèles permettent une meilleure concentration des contraintes en surfaces et accroissent donc les taux de déformation plastique en surface. On obtient alors des déformations plastiques plus importantes par rapport à une surface lisse tout en conservant des tailles homogènes de maille entre le pion et le disque. Une fréquence de rugosité élevée, c'est-à-dire un nœud sur deux plutôt qu'un sur trois, fournit des couches déformées plus homogènes et accroît les taux de déformation. Ce n'est cependant pas suffisant pour arriver à obtenir des gradients de déformation adéquats en surface. La hauteur des aspérités semble moins importante que la fréquence sur les taux de déformations.

Après avoir essayé de réduire le nombre d'éléments en utilisant un disque rigide, nous avons commencé à réduire le nombre d'éléments en surface du disque. Cela a créé des différences de taille de maille en contact. Cette différence a conduit à des problèmes de pénétration du disque dans le pion et à un blocage des nœuds des antagonistes lors du glissement. Ces pénétrations du disque dans le pion, lorsqu'elles sont trop importantes, conduisent à des déformations des éléments en surface et des divergences lors de la résolution numérique (voir HCRIT dans le paragraphe suivant). Cependant, lorsque cette pénétration est d'un niveau acceptable pour la résolution, alors on s'approche des épaisseurs et des taux de déformations expérimentaux.

Nous avons également fait varier l'épaisseur du disque. En augmentant l'épaisseur du disque, on accroît sa rigidité, ce qui contribue à l'augmentation de la déformation plastique dans le pion.

Même si notre problème doit se résoudre en déformation plane, un calcul a aussi été mené en utilisant des éléments en contraintes planes (CPS4). Ce changement de type de résolution donne des taux de déformation équivalente plus faible qu'en déformation plane car on néglige les contraintes et déformations suivant la direction 3. Nous avons alors une composante de moins lors du calcul de la déformation plastique équivalente selon Von Mises.

III.4.2 Paramètres de gestion du contact

Dans ce paragraphe, nous allons présenter les différents mots-clés qui permettent de définir le frottement dans le code de calcul ABAQUS™ en précisant leur incidence physique sur le contact.

Lorsque l'on définit un contact entre deux solides dans ABAQUS™, il faut définir un matériau maître et l'autre esclave. Généralement, la surface esclave doit être associée au corps déformable et la surface rigide au maître. Quand les deux surfaces en contact sont déformables, la surface maître doit être choisie comme surface du corps le plus raide ou comme surface avec la maille la plus grossière si les deux surfaces sont sur des structures avec une rigidité comparable. La rigidité de la structure, et pas simplement du matériau, doit être considérée en choisissant la surface maître et celle esclave. Par exemple, une feuille mince de métal peut être moins raide qu'un grand bloc de caoutchouc bien que l'acier ait un plus grand module d'élasticité que le matériel en caoutchouc.

Il est possible pour la surface maître de pénétrer la surface esclave avec l'algorithme maître esclave. Raffiner le maillage de l'esclave minimise souvent la pénétration des nœuds en surface du maître. Si le raffinement du maillage n'est pas suffisant, une méthode impliquant un contact symétrique maître esclave peut être entreprise. Cette méthode traite chacune des surfaces comme une surface maître et implique, ainsi, des dépenses de calcul supplémentaires parce que les recherches de contact doivent être conduites deux fois pour la même paire de contact. L'aspect symétrique du contact ne doit pas être utilisé lorsque les maillages des corps en contact sont homogènes, car cela entraîne des concentrations de contraintes sur les contacts nœuds sur nœuds et la résolution diverge.

Les résultats obtenus à partir d'un calcul de contact symétrique maître esclave peuvent être difficiles à interpréter. Dans un contact asymétrique maître esclave, les résultats sont obtenus uniquement pour la surface esclave. Dans le cas d'un contact symétrique maître esclave, les deux surfaces sont considérées tour à tour comme esclave, donc chacune des surfaces a ses résultats associés. Le problème est que les résultats de pression de contact ne sont pas indépendants l'un de l'autre. La pression de contact sur une surface n'est pas forcément équivalente à la pression de contact sur l'autre surface. La pression de contact totale agissant sur les deux surfaces est la somme des pressions de contact sur chacune des surfaces. Le glissement est calculé indépendamment pour chaque surface : ce calcul se base sur la pression de contact associée à chaque surface et au coefficient de frottement. Des limites sur l'effort de cisaillement de frottement ne peuvent être appliquées correctement car la pression de contact agissant sur chaque surface est moins importante que la pression de contact calculée avec une seule paire de contact maître esclave. Pour notre étude, l'utilisation d'un contact symétrique ne permet pas de retrouver les déformations souhaitées en surfaces des antagonistes, ni d'appliquer un coefficient de frottement constant.

Si pendant l'itération, un nœud esclave s'avère avoir pénétré la surface principale par plus qu'une distance spécifique, ABAQUS abandonne l'incrément et réessaye avec une plus petite taille d'incrément. Cette distance est fixée par le HCRIT. La valeur par défaut de HCRIT est le rayon d'une sphère qui entoure une face extérieure d'élément de surface caractéristique. Le HCRIT permet de fixer une distance maximale de pénétration du maître dans l'esclave. Cette option est particulièrement pratique lorsque l'on utilise des maillages non homogènes entre les éléments de surface du pion et du disque. En jouant sur ce paramètre, on peut améliorer la convergence des calculs lorsque la pénétration du maître dans l'esclave est importante.

Les simulations de frottement incluent habituellement des effets géométriques non linéaires car elles induisent généralement de grandes déformations. La résolution non linéaire est activée en utilisant l'option NLGEOM.

L'option ELASTIC SLIP permet de définir une valeur raisonnable pour le déplacement élastique réversible qui peut se produire avant que les surfaces ne commencent réellement à glisser. Cette option permet de limiter les taux de déformation en fin d'essai puisque l'on rajoute une composante élastique. Sur le plan numérique, cette option permet d'éviter certaines divergences apparaissant lors des blocages nœud sur nœud avec l'utilisation de maillages non homogènes. Cette option limite également l'amplitude de variation des forces de frottement pendant le déplacement.

Nous pouvons également limiter le coefficient de frottement de type Coulomb, pour retomber sur le modèle de Coulomb-Orowan, dans lequel la contrainte de cisaillement τ est bornée par l'intermédiaire d'une contrainte de cisaillement maximale. La contrainte de cisaillement maximale est souvent fixée égale à la contrainte d'écoulement selon Mises divisée par 3. Dans notre étude, nous avons fixé la valeur de TAUMAX à 25 MPa, ce qui est très faible même pour une température de 700°C, mais cela n'affecte pas de façon significative les résultats obtenus par simulation (variation de la contrainte de cisaillement inférieure à 3% et pas de modification du coefficient de frottement). L'utilisation des options ELASTIC SLIP et TAUMAX ne modifie quasiment pas la vitesse de résolution.

III.5 Modèle numérique final répondant à l'expérimentation

Le modèle final utilise une loi de comportement élasto-plastique avec des propriétés isothermes modifiées (Gavrus-Kircher). Ce modèle simule deux cycles de frottement de 2 et 4 mm, ce qui correspond à 24 heures de calcul.

Comme on peut l'observer sur la Figure D-6, le maillage final choisi pour le disque est moins fin que sur le pion. Ces éléments sont de types CPE4. Ainsi on retrouve sur 0,4 mm d'épaisseur sur le pion et le disque des éléments ayant pour longueur respectivement 0,01 mm et 0,055 mm. Ces dimensions évitent d'avoir un contact nœud sur nœud lors de la mise en charge. Dans ce cas précis, un contact nœud sur nœud peut faire diverger la résolution du calcul. Un maillage plus grossier du disque permet d'alléger en nombre d'éléments dans le modèle. De plus, les informations obtenues sur le disque nous intéressent moins que celles du pion. La taille des mailles choisie pour le pion est la plus petite possible afin de pouvoir comparer les épaisseurs affectées simulées avec les valeurs expérimentales : puisque les épaisseurs mesurées expérimentalement sont inférieures à 10 μm , on doit retrouver une déformation plastique en fin de frottement cantonnée aux éléments de surface du pion. Le pion est défini en esclave puisque les déformations attendues se situent sur sa surface ; de plus, il présente le maillage le plus fin des deux antagonistes. Le Tableau D-3 résume les caractéristiques du maillage.

Tableau D-3 : Caractéristiques du maillage final.

700°C – 20 N	Éléments CPE4	Noeuds	Taille des éléments en surface
Pion	13460	13962	10 μm
Disque	1735	1918	55 μm

La Figure D-7 A & B montre que l'on retrouve respectivement le chargement normal et le coefficient de frottement de type coulomb (fixé à 0,5). Les deux paliers que l'on observe sur la Figure D-7 représentent les 2 cycles de frottement de 2 et 4 mm. Que ce soit pour un cycle de 2 ou 4 mm, une étape de glissement a toujours la même « durée machine » puisque dans notre résolution nous ne tenons pas compte des vitesses de glissement. La valeur de la charge appliquée est récupérée à partir des forces verticales de réaction sur le fond du disque et le coefficient de frottement en faisant le rapport des forces horizontales de réaction sur les bords du pion, divisées par la charge appliquée. Sur la Figure D-8, on peut observer la déformation équivalente obtenue après la simulation de six millimètres de frottement. On constate que les épaisseurs affectées sont supérieures à celles mesurées expérimentalement. Cependant, dans les éléments de surface, on note un fort gradient de déformation sur les premiers micromètres en partant de la surface. Dans les premiers éléments de surface du pion, la valeur de PEEQ (déformation plastique équivalente) montre un gradient de déformation très important (déformation variant de 64 à 35 % à l'intérieur d'une maille). Les résultats obtenus avec cette simulation sont le plus en accord avec nos observations expérimentales.

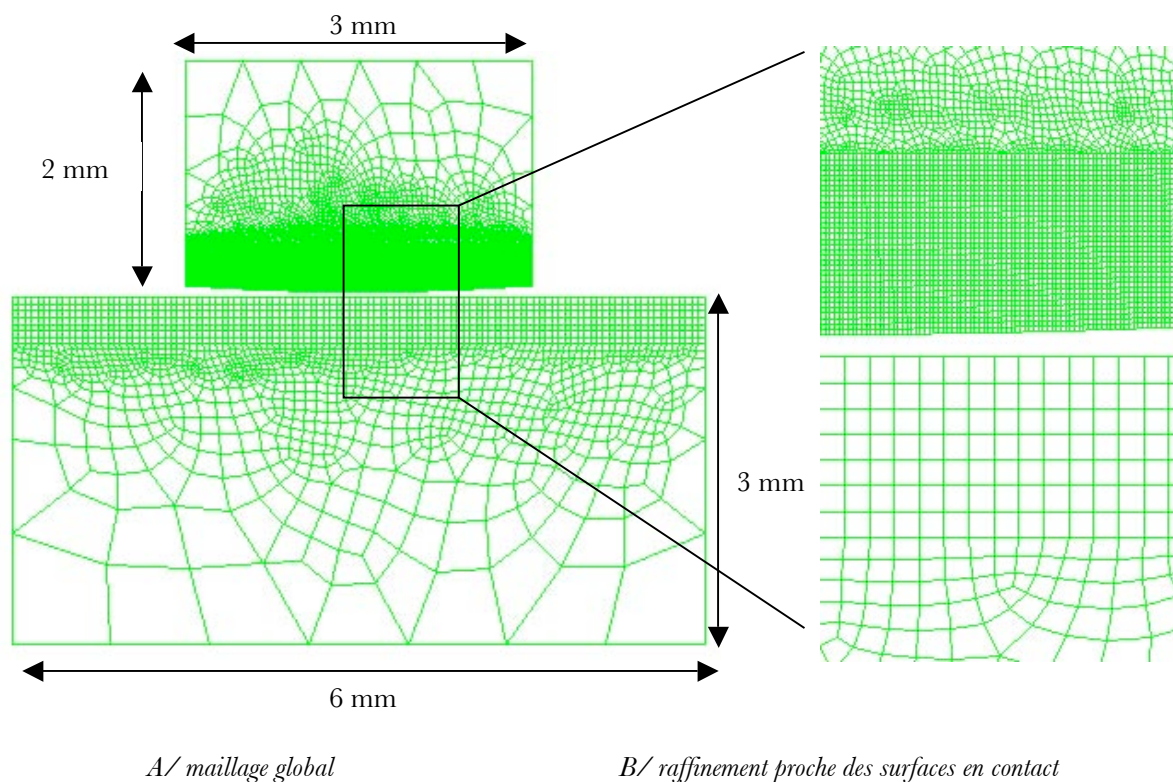
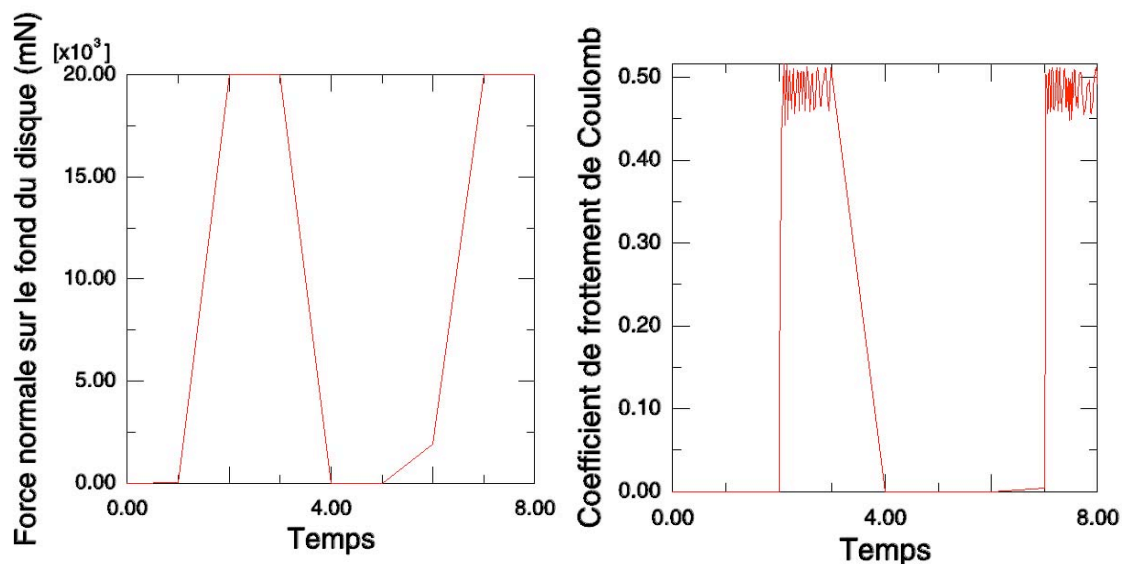


Figure D-6 : Maillage final choisi.

Pour arriver à évaluer un incrément de déformation plastique par cycle à partir des résultats de simulation, nous avons tracé l'évolution de la déformation plastique équivalente (PEEQ) en fonction de la distance de glissement sur plusieurs nœuds de la surface du pion en contact avec le disque (Figure D-9). En effet, tous les nœuds de la surface du pion n'ont pas la même vitesse de déformation à chaque instant t . Le tracé de Figure D-9-A montre que lors du démarrage du

mouvement, sous charge, les éléments de surface cumulent très rapidement de la déformation essentiellement en cisaillement avant d'atteindre un régime dit « stabilisé ». La visualisation du régime dit « stabilisé » est nette sur la Figure D-9-B. C'est la pente de cette zone « stabilisée » que nous associons à la valeur d'incrément de déformation plastique par cycle. En faisant la moyenne des incréments calculés pour la moitié des nœuds composants la surface de contact du pion, on obtient un incrément de déformation plastique par cycle moyen de 1,136%/cycle pour une température de 700°C sous un chargement de 20N.



A/Charge normale appliquée

B/Coefficient de frottement obtenu par simulation

Figure D-7 : Résultats issus de la simulation.

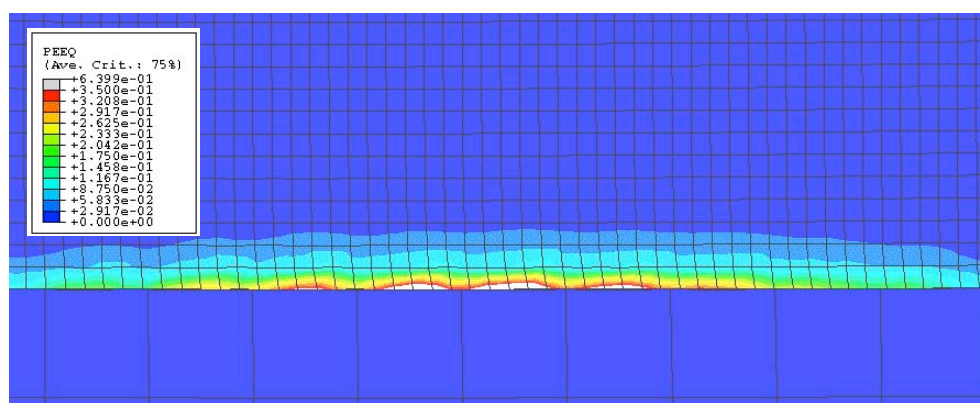
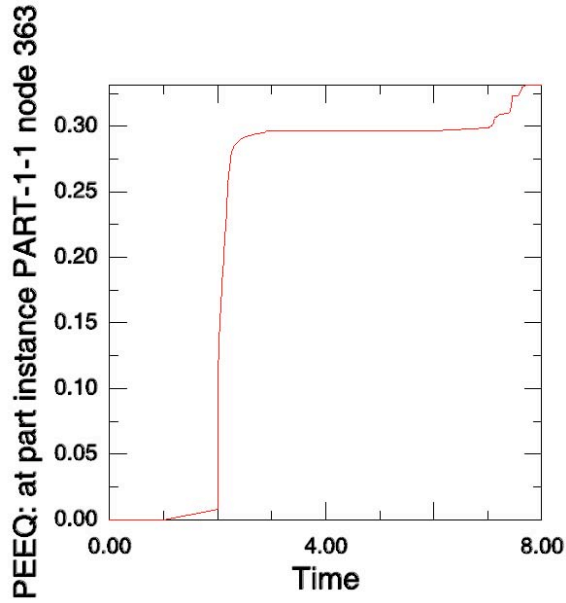
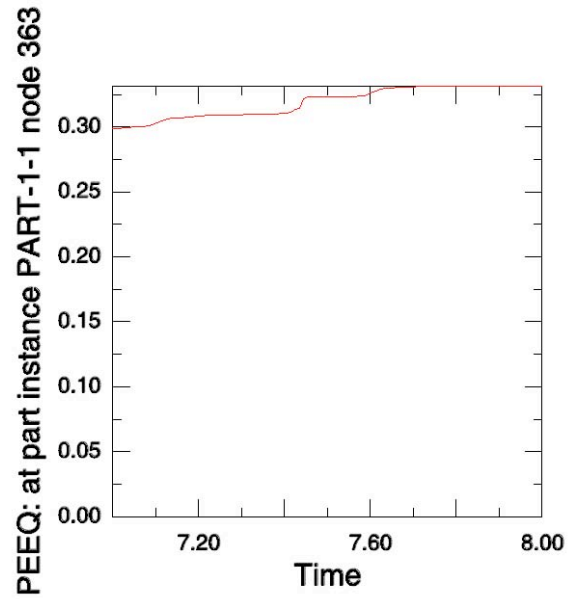


Figure D-8 : Déformation plastique équivalente obtenue après 6 mm de frottement à 700°C sous une charge de 20N.

La pression hydrostatique évaluée par la simulation numérique est égale à 490 MPa. À température ambiante, les pressions hydrostatiques données par la littérature sont de l'ordre du GPa pour modifier sensiblement le comportement ductile. Comme nous n'avons pas de données sur l'effet de la pression hydrostatique à chaud, il est donc difficile de conclure sur l'effet de la pression hydrostatique sur les déformations observées.



A/ Ensemble de la courbe



B/ Zoom sur le dernier step

Figure D-9 : Évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la distance de glissement sur le nœud de surface du pion 363.

La simulation numérique nous permet donc d'obtenir une estimation chiffrée de l'incrément de déformation plastique pour nos essais de frottement à chaud. Il serait intéressant de simuler le frottement sur de longues distances pour voir si on arrive à cumuler de la déformation plastique jusqu'à des allongements supérieurs à 100%, sans tenir compte des contraintes liées à la déformation des maillages. Toutefois, c'est la différence de maillage dans le modèle qui contribue à l'obtention des déformations expérimentales.

De plus, cette simulation ne prend pas en compte les effets de la vitesse de glissement sur les vitesses de déformations.

IV. Mise en œuvre du modèle d'usure

À partir de l'incrément de déformation plastique par cycle obtenu par simulation numérique, considéré constant pour tous les essais, nous avons une estimation chiffrée de tous les paramètres de la loi d'usure. Le Tableau D-4 résume pour les essais interrompus à 700°C, sur les pions plans sous une charge de 20N, les valeurs de perte de côte mesurées et calculées, ainsi que les paramètres de la loi d'usure pour chaque durée d'essai.

Tableau D-4 : Comparaison des hauteurs usées calculées et expérimentales pour les paramètres de la loi d'usure identifiés pour les essais interrompus à 700°C, 20 N sur les pions plans.

<i>Durée de l'essai (s)</i>	120	300	600	900	3600
<i>Nombre total de cycles N</i>	7860	19650	39300	58950	235800
<i>Épaisseur totale affectée par la déformation plastique (μm)</i>	3	3	3	4	5
<i>Épaisseur enlevée b (μm)</i>	0,15	0,15	0,15	0,20	0,25
<i>Allongement maximum \square (%)</i>	724	724	724	724	724
<i>Incrément de déformation plastique par cycle $\square\square$ (%/cycle)</i>	1,136	1,136	1,136	1,136	1,136
<i>Hauteurs usées calculées (μm)</i>	2	4,5	9,5	18,5	92,5
<i>Hauteurs usées moyennes mesurées expérimentalement (μm)</i>	10	19,5	21,5	22,5	87

La Figure D-10 met en évidence la bonne corrélation du modèle pour les essais « longs » de 900 et 3600 secondes. L'application numérique du modèle du Tableau D-4 montre que pour les temps d'essais courts (régime transitoire), les erreurs par rapport aux valeurs expérimentales sont importantes. Il est probable, comme le montrent les résultats issus de la simulation numérique, que la déformation plastique dans les premiers instants soit très importante (Figure D-9 A) et qu'actuellement le modèle ne la prend pas en compte puisque nous travaillons avec un incrément constant. Cette remarque ne remet pas en cause le cumul de déformation comme mécanisme conduisant à l'émission de débris. Cependant, il est possible que notre critère de rupture par effet rochet ne soit pas représentatif des mécanismes de rupture dans les premiers instants du contact. Nous pourrions alors envisager d'utiliser un critère de rupture de type fluage défini par Monkman-Grant, plus sévère que l'effet rochet à vitesse de déformation équivalente, pour décrire l'usure sur les essais les plus courts.

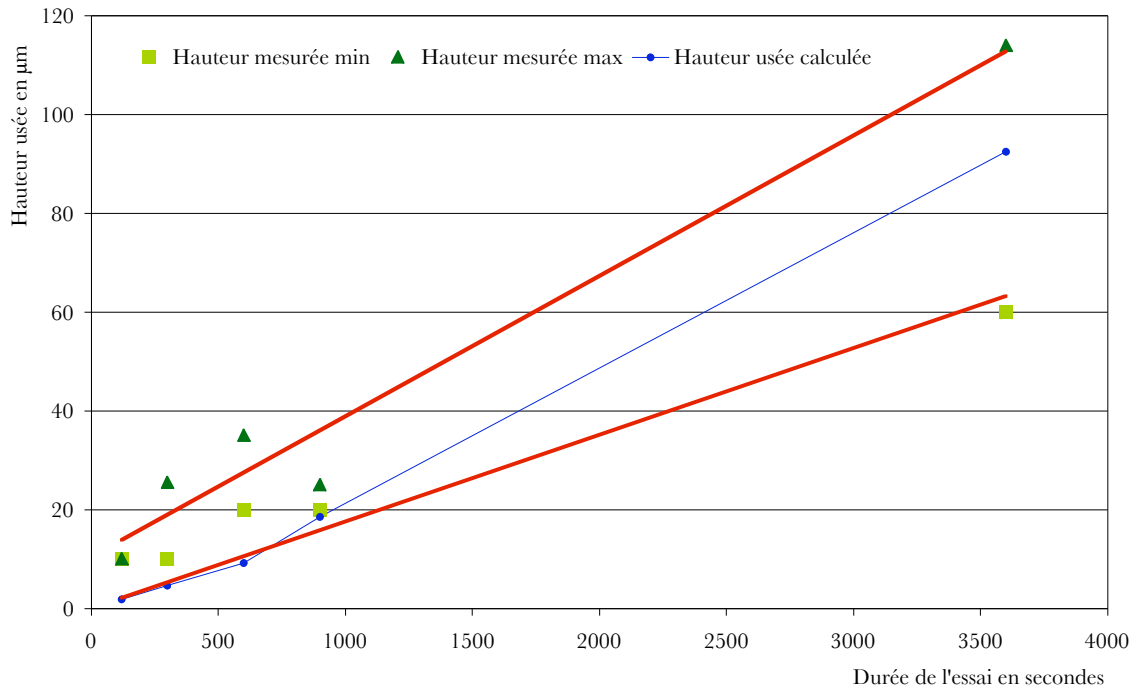


Figure D-10 : Comparaison des hauteurs usées calculées avec les hauteurs usées expérimentales maximales et minimales pour chaque durée d'essai sur les pions plans.

Le modèle d'usure a également été mis en œuvre sur les essais réalisés avec les pions hémisphériques (Figure D-11). De même que sur les pions plans, la loi ne modélise pas les endommagements dans les premiers instants et car elle sous-estime les hauteurs usées.

De plus, la géométrie hémisphérique du pion contribue à produire de forte usure en début d'essai à cause du contact ponctuel initial. Rappelons que sur ce type de pion, nous avons mis en évidence au chapitre B des phénomènes de transfert sur les essais d'une heure. Or, le modèle ne traduisant que la perte de côte par cumul de déformation et rupture, nous surestimons les hauteurs usées sur les essais de longues durées puisque le modèle ne prend pas en compte les effets protecteurs des couches transférées, soit l'effet protecteur du troisième corps. On retrouve ce comportement dans l'allure des courbes représentant les hauteurs usées expérimentales.

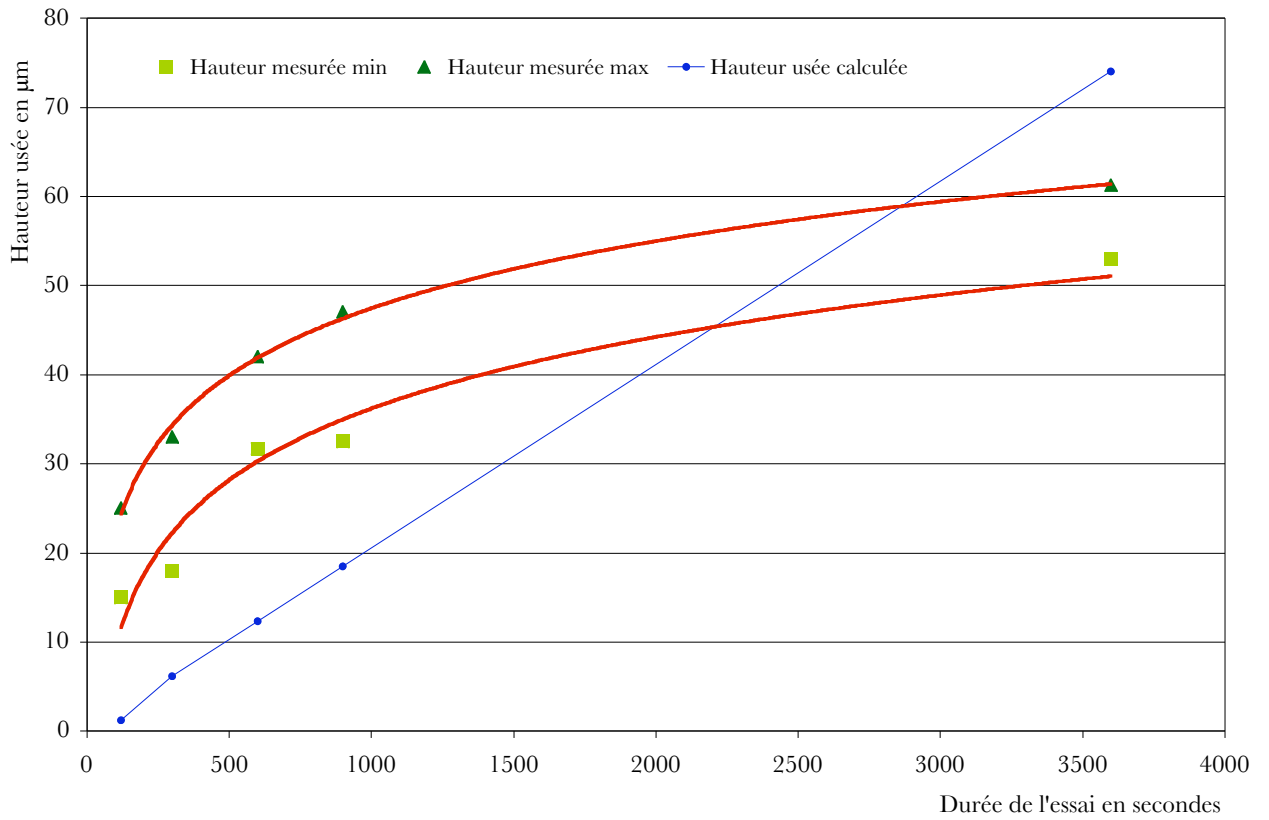


Figure D-11 : Comparaison des hauteurs usées calculées avec les hauteurs usées expérimentales maximales et minimales pour chaque durée d'essai sur les pions hémisphériques.

V. Conclusion

Ce chapitre a permis de décrire les étapes de la construction du modèle d'usure et d'identifier les paramètres qui la constituent. Ce modèle repose sur le cumul des déformations, entraînant la rupture et l'émission d'une couche de débris, conformément aux observations expérimentales. Les travaux bibliographiques liés à l'évolution des dislocations dans les zones déformées laissent penser que les dislocations se réarrangent comme dans le cas d'essais de fatigue. Ceci nous conforte dans notre démarche d'utiliser un critère de rupture lié à la fatigue par effet rochet. Le modèle présenté s'appuie sur une description macroscopique de l'usure, même si les fondements du modèle se basent sur des observations microstructurales. La formulation du modèle basée sur le cumul de la déformation fait abstraction de l'évolution des contraintes dans les couches étudiées, indépendamment du critère de rupture par fatigue par effet rochet. L'utilisation de l'incrément de déformation plastique par cycle tel qu'il est défini dans le modèle, permet implicitement de prendre en compte les effets de la charge et de la vitesse de glissement sur l'usure.

La difficulté principale dans ce modèle est d'arriver à estimer précisément la valeur de l'incrément de déformation plastique par cycle.

Une modélisation numérique du frottement nous a permis d'accéder à une valeur de l'incrément de déformation plastique par cycle sans tenir compte de la vitesse de glissement non prise en compte dans la résolution numérique. Cette modélisation numérique a été « adaptée » pour correspondre à nos résultats expérimentaux aux niveaux des épaisseurs affectées et des taux de déformation.

À la place de prendre une déformation équivalente selon Von Mises, nous aurions pu utiliser un incrément de déformation plastique en cisaillement selon Tresca. En fait, nous considérons que la déformation plastique équivalente définie par Von Mises est représentative de la déformation endommageante dans notre étude. De plus, dans le calcul de déformation plastique équivalente, la part laissée aux déformations de compression normale est faible devant la déformation en cisaillement.

La loi d'usure est en bonne corrélation avec les résultats de perte de matière pour les essais sur les pions plans supérieurs à 600 secondes de frottement. Le modèle d'usure ne traduit pas les effets transitoires du début du frottement et sous-estime les hauteurs usées pour les essais courts. Ces résultats sur les essais courts étaient attendus compte tenu des différences de vitesse d'usure observées lors du précédent chapitre (Figure C-15) et puisque nous utilisons la même valeur d'incrément de déformation plastique par cycle pour le calcul de perte de côte pour toutes les durées d'essais.

Pour les essais de courtes durées, les écarts avec les hauteurs usées calculées s'expliquent par les hypothèses simplificatrices du modèle qui décrit uniquement les pertes de côte consécutives à une rupture des couches déformées lorsqu'elles atteignent un allongement critique. L'introduction d'un critère de rupture plus sévère que l'effet rochet pour les temps d'essai courts semble nécessaire pour arriver à corréliser les usures calculées et expérimentales.

De plus, le modèle traduit une perte de côte discontinue, qui intervient tous les N_f cycles sur une épaisseur b , alors que l'usure du pion est continue dans le temps.

CONCLUSION & PERSPECTIVES

Conclusion

Dans le cas des outillages de forge à chaud, le chapitre bibliographique a montré que les outils subissent de nombreux phénomènes tels que la fatigue, l'oxydation,...qui conduisent à de multiples modes de dégradations, parfois concomitants. Cependant, 80 % des rebuts d'outillages sont liés à l'usure des cordons de bavure, traduisant l'importance du frottement dans ce procédé de mise en forme.

Cette thèse a pour objectif d'étudier les dégradations en frottement à chaud de l'acier à outils X38CrMoV5 utilisé en forgeage à chaud. Les essais relatifs à cette étude ont été menés sur un tribomètre pion sur disque travaillant à haute température. Dans cette configuration, comme lors d'une opération de forgeage à chaud, l'outil est laissé à la température ambiante avant d'entrer en contact avec le lopin à haute température. Le parallèle avec le procédé de forgeage s'arrête là, car les temps de contact sont beaucoup plus courts en forgeage et le moyen d'essai ne permet pas de reproduire les efforts appliqués lors d'une opération de mise en forme. Malgré ces différences, nous retrouvons sur les pions en X38CrMoV5 vierge le même type de dégradation par écoulement plastique, dit fluage superficiel ou épidermique, que sur les cordons de bavures des matrices de forgeage industriel. Notre étude s'est focalisée sur les aspects de la dégradation du pion de notre tribo-système. Les effets du frottement sur le disque n'ont pas été analysés.

Une première campagne d'essais a permis de tester différents types de pions en termes de géométrie (plan et hémisphérique) mais aussi d'états de surface (nituration, faïençage thermique). Leur influence sur le frottement a été mise en évidence c'est-à-dire que les mécanismes d'usure changent en fonction de la géométrie du pion indépendamment du coefficient de frottement et que l'usure des pions est pilotée par leur déformation plastique. Les nombreuses observations micrographiques effectuées sur les pions en coupe après frottement nous ont conduit à envisager un cycle d'endommagement du pion basé sur la déformation plastique et l'allongement des lattes sous les zones de contact. Un débris est émis lorsqu'une déformation plastique critique est atteinte par les lattes déformées.

Nous retrouvons dans la théorie de la délamination de Suh [SUH77] les étapes essentielles de notre cycle d'endommagement. Des essais complémentaires ont permis de valider les hypothèses du cycle d'endommagement (homogénéité des couches déformées, épaisseur affectée indépendante de la distance de glissement, influence de la charge et de la température sur la déformation plastique, en régime dit stabilisé, taux d'allongement des lattes constant). Cette parité à la fois bibliographique et expérimentale nous a permis de souligner les facteurs physiques expérimentaux influant sur notre modèle : la force motrice pilotant l'endommagement est l'incrément de déformation plastique par cycle ; le paramètre limitant est l'allongement à rupture.

Une fois les paramètres influents identifiés, nous sommes passés à la formulation du modèle d'usure. Le modèle se réfère à un critère de rupture par fatigue par effet rochet afin d'évaluer une perte de côte. Le critère traduit la rupture de la couche déformée sous le contact lorsque celle-ci atteint sa déformation maximale ; cette dernière est obtenue après essai de torsion à chaud. Dans notre cas, l'usure est contrôlée à la fois par l'effet rochet et les propriétés de rupture : un incrément de

déformation plastique important ou/et une ductilité faible conduisent à une augmentation de l'usure.

Le modèle formulé en déformation permet de faire abstraction de la rhéologie des zones déformées qui reste encore mal définie. L'incrément de déformation plastique par cycle prend en compte les effets de la charge et de la vitesse de glissement. Cette formulation permet de prévoir un nombre de cycles nécessaires à l'émission d'un débris.

Aucun paramètre ajustable n'est utilisé dans cette loi d'usure. Seuls des paramètres physiques interviennent dans son élaboration. Sa construction se base sur l'évolution microstructurale des couches déformées en extrême surface. Les grandeurs caractéristiques du modèle sont déterminées à partir des propriétés des matériaux (σ_f), des résultats expérimentaux (b et N) et de la simulation numérique ([11]).

Afin de valider notre modèle, nous avons eu recours à la simulation numérique pour accéder à une valeur d'incrément de déformation plastique par cycle. Cette valeur n'a pu être obtenue qu'après « adaptation » du modèle numérique à notre cas d'étude. C'est-à-dire retrouver des épaisseurs affectées mécaniquement du même ordre de grandeur que celles observées sur le pion.

La confrontation des hauteurs usées obtenues par calcul à partir de la loi d'usure et celles obtenues expérimentalement montre une très bonne corrélation sur les essais sur pions plans en régime stabilisé (durée supérieure à 600 secondes où nous avons 6% d'erreur entre les valeurs d'usure estimées par calcul et la valeur moyenne d'usure expérimentale). Afin de retrouver les usures sur les essais courts, il faudrait arriver à formuler un incrément de déformation plastique à chaque instant t , soit :

$$\Delta h = \frac{bN}{\sigma_f} \int_0^t \Delta \sigma dt$$

Cette loi d'usure ne peut s'appliquer qu'au mécanisme d'usure lié à l'émission de débris après déformation plastique. Elle ne peut donc pas pour l'instant intégrer l'interaction avec d'autre mécanisme d'usure en particulier le rôle du troisième corps, mis en évidence sur les pions hémisphériques.

En comparaison avec les modèles d'usure liés au forgeage présentés dans le chapitre bibliographique, notre modèle se singularise sur trois points :

- * Il ne repose pas sur la formulation d'Archard,
- * Il est formulé en déformation et ne fait pas intervenir directement les contraintes ou pressions,
- * Tous les paramètres constitutifs de la loi sont rattachés à un phénomène physique.

Le mécanisme d'usure modélisé, dans le cadre de nos essais sur le tribomètre pion-disque, n'est observé sur les outillages industriels de forgeage à chaud que sur les congés de matrices. Dans l'état actuel de nos travaux, il nous semble évident que la loi d'usure ne peut pas répondre à l'intégralité des modes d'endommagements observés sur les matrices industrielles de forgeage à chaud. Ce premier modèle pourrait s'appliquer plus spécifiquement à l'identification de la perte de côte sur les rayons de matrices.

Perspectives

Dans ce travail, nous avons formulé un modèle d'usure par perte de côte. Cependant, l'identification et la définition des paramètres qui la composent doivent être affinées en vue d'une généralisation du modèle aux Transformations Tribologiques de Surface (TTS).

La microstructure et la rhéologie des TTS sont encore mal connues aujourd'hui. Il serait intéressant de mener des analyses microstructurales au microscope électronique à transmission dans les zones déformées afin de déterminer l'évolution de la densité de dislocations. Des mesures de nano indentation dans les couches déformées devraient nous permettre, par le volume de matière affecté, de mesurer un gradient dans la profondeur des propriétés des couches déformées (dureté et module d'Young). Ces analyses apporteraient des éléments de compréhension dans les mécanismes qui conduisent à la formation des TTS.

La validation du modèle d'usure a été réalisée à 700°C sous une charge de 20 N sur des pions plans. Il serait utile de collecter des valeurs de perte d'usure en fonction de la température et du chargement afin de valider d'une part le modèle en général et l'incrément de déformation par cycle obtenu par simulation. Des essais réalisés à différentes températures permettraient également d'estimer la part de fluage, activé thermiquement, intervenant lors de l'endommagement initial, si le fluage intervenait dans la dégradation. Il serait également intéressant de faire des essais en faisant varier la vitesse de glissement pour estimer son influence sur les TTS.

Des essais de frottement sur des matériaux ductiles tel que le cuivre, permettraient d'obtenir des couches déformées d'épaisseurs importantes qui rendraient plus aisées l'identification des paramètres influents sur les couches déformées et sur le modèle d'usure.

Au niveau de la simulation numérique, de nombreux progrès restent à faire. Une étude poussée des couches déformées pourrait conduire à l'écriture d'une loi de comportement spécifique aux TTS. En effet, les lois de comportement testées ne semblent pas représentatives du comportement des couches déformées. De plus, dans souci de réalisme, les vitesses de glissement entre le pion et le disque doivent être prise en compte pour évaluer l'incrément de déformation plastique à partir des résultats numériques.

Une autre piste serait d'arriver à formuler une estimation de l'incrément de déformation plastique par cycle à partir de paramètres connus dépendants de l'essai, sans passer par la simulation numérique. Dans cette optique, Abdel-Aal [ABDE02] exprime une vitesse de déformation en fonction du taux d'usure. Les essais tribologiques complémentaires pourraient permettre d'estimer l'incrément de déformation en fonction de la charge appliquée et de la vitesse de glissement qui doivent être les deux paramètres les plus influents sur ces paramètres.

Pour faire un parallèle avec le forgeage, les connaissances actuelles en simulation du procédé de mise en forme permettent de connaître les valeurs locales de la vitesse de glissement et de la charge (ou contrainte). Il serait donc intéressant d'arriver à exprimer l'incrément de déformation plastique local en fonction de la charge et de la vitesse de glissement. Cette étape réalisée, cette loi pourrait être implantée dans un code de calcul type Forge 2, et ainsi, modéliser le comportement spécifique en usure des rayons de matrices.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [ABDE02] H. A. ABDEL-AAL, thermal kinetics of protective oxide layer formation in the dry sliding of metallic tribo-specimens (2002), *Tribology international*, vol.35, pp. 757-769.
- [ALPA93] A. T. ALPAS, H. HU, J. ZHANG, Plastic deformation and damage accumulation below the worn surfaces (1993), *Wear*, Vol. 162-164, pp. 188-195.
- [ANDR99] G. ANDREIS, K.-D. FUCHS, I. SCHRUFF, The wear behaviour of hot-work tool steels used in forging processes (1999), in *Proceedings of the 5th International Conference on Tooling*, Loeben, p. 593-600.
- [ARCH53] J.F. ARCHARD, Contact and rubbing of flat surfaces (1953), *J. Appl. Phys.*, vol. 24, pp. 981-988.
- [ARMA84] F. ARMANET, Influence comparée de la plasticité des couches d'oxydes sur la résistance à l'oxydation à haute température du nickel, du chrome et de certains de leurs alliages - Rôle de la vapeur d'eau, Thèse d'état à l'Université Technologique de Compiègne (1984).
- [ASHB91] M. F. ASHBY, J. ABULAWI, H.S. KONG, Temperature maps for frictional heating in dry sliding (1991), *Tribology Transactions*, Vol. 34, N°4, pp. 577-587.
- [ASM98] ASM Handbook, Forming and Forging, ASM 14 (1998).
- [AU&DU] Catalogue commercial, Aciers à outils, Aubert & Duval.
- [BAQU75] P. BAQUE, P. FERNIER, Les Notes Techniques du CETIM 12 (1975).
- [BARD94] J.P. BARDON, Bases physiques des conditions de contact thermique imparfait entre milieux en glissement relatif (1994), *revue Générale de Thermique*, Vol. 386, pp. 85-91.
- [BARI96] P. F. BARIANI, G.A. BERTI, L. D'ANGELO, R. GUGGIA, Wear in hot and warm forging : Design and validation of a new laboratory test, *annals of CIRP* Vol.45/1/1996.
- [BARR99] O. BARRAU, Etude tribologique de revêtement en régulation de turbines, Rapport de stage Turboméca-ENIT (1999).
- [BARR02] O. BARRAU, C. BOHER, C. VERGNE, F. REZAI-ARIA, R. GRAS, Investigations of friction and wear mechanisms of hot forging tool steels (2002), in *Proceedings of the 6th International Conference on Tooling*, Karlstad, pp. 81-94.
- [BARR03] O. BARRAU, C. BOHER, F. REZAI-ARIA, R. GRAS, Analysis of the friction and wear behaviour of hot work tool steel for forging (2003), *WEAR*, Vol. 253, pp.1444-1454.
- [BHUS03] B. BHUSHAN, M. NOSONOVSKY, scale effects in friction using strain gradient plasticity and dislocation-assisted sliding (microslip) (2003), *Acta Materiala*, Vol. 51, pp. 4331-4345.
- [BLAU01] P.J. BLAU, the significance and use of the friction coefficient (2001), *Tribology International*, Vol. 34, pp. 585-591.
- [BLAZ96] D. T. BLAZEVIC, in *processings of 37th MWSP Conf.*, ISS-AIME 33 (1996) pp. 33-38.
- [BOGO01] B. BOUROUGA, V. GOIZET, J.P. BARDON, Le contact thermique pièce-outil lors d'une opération de forgeage à chaud : validation de l'hypothèse de résistance thermique de contact et influence de la loi de comportement de la pièce (2001), *Int. Jour. Of Heat and Mass Transfer*, Vol. 44, pp. 4107-4117.

- [BOUR91] BOURNICON, Sollicitations et modes d'endommagement des outillages de forge à chaud, La nitruration des outillages de forge à chaud, CETIM (1991), pp. 3-24.
- [BRID52] P. W. BRIDGMAN, Large plastic flow and fracture with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure (1952), edited by McGraw-hill Book Company.
- [BROU01] S. BROUCARET, A. MICHRAFY, G. DOUR, Heat transfer and thermo-mechanical stresses in a gravity casting die - Influence of process parameters (2001), Journal of Materials Processing Technology, Vol. 110, pp.211-217.
- [BRUC03] P. BRUCKEL, Oxydation de l'acier à outils X38CrMoV5 à 600-700°C et en présence de vapeur d'eau, Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des matériaux, Ecole des Mines de Paris (2003).
- [BRUC99] O. BRUCELLE, G. BERNHART, Methodology for service life increase of hot forging tools, Journal of Materials Processing Technology 87 (1999), pp. 237-246.
- [CHAL79] J. M. CHALLEN, P. L. B. OXLEY, An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models (1979), Wear, Vol. 53, pp. 229-243.
- [COBL63] R.L. COBLE, J. Appl. Phys., Vol. 34, N°1679 (1963).
- [DAFF01] C. DAFFOS, Rapport bibliographique sur le traitement de nitruration, rapport interne CROMeP – EMAC (2001).
- [DAFF04] C. DAFFOS, Endommagement des outillages de forgeage traités par nitruration : étude et modélisation, thèse de l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse (2004).
- [DAUT73] J. H. DAUTZENBERG; J. H. ZAAT, Quantitative determination of deformation by sliding wear (1973), Wear, Vol. 23, pp. 9-19.
- [DELA98] D. DELAGNES, Comportement et tenue en fatigue isotherme d'aciers à outil Z38CDV5 autour de la transition oligocyclique-endurance, thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (1998).
- [DELA99] D. DELAGNES, F. REZAI-ARIA, C. LEVAILLANT, A. GRELLIER, Influence of temperature and initial hardness on fatigue behaviour and life of a 5%Cr hot work tool steel, in Proceedings of the 5th International Conference on Tooling , Loeben (1999), p. 195-204.
- [DENA00] J. DENAPE, N. LARAQI, Aspect thermique du frottement : mise en évidence expérimentale et éléments de modélisation (2000), Méc. Ind., Vol. 1, pp. 563-579.
- [DENA01] J. DENAPE, Science Friction – introduction à la tribologie, DEA sciences des matériaux (2001).
- [DESC01] S. DESCARTES, Y. BERTHIER, Frottement et usure étudiés à partir de la rhéologie et des débits de 3^{ème} corps issu d'un revêtement de MoS_x (2001), Matériaux et Techniques, Vol. 1-2, pp. 3-12.
- [DOEG94] E. DOEGE, H. NÄGELE, U. SCHLIEPHAKE, Aspect of wear prediction in precision forging, in Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B, Journal of Engineering Manufacture 208 (1994) p. 111-119.
- [DOEL00] K.L. DOELLING, F.F. LING, M.D. BRYANT, B.P. HEILMAN, An experimental study on the correlation between wear and entropy flow in machinery components (2000), J. Appl. Phys. 88, pp. 2999-3003.

- [DRAG00] M. DRAGON-LOUISET, Modèles micromécaniques de l'interface d'un système tribologique dans une approche thermodynamique de l'usure continue (2000), *Mécanique et Industries*, Vol.1, pp. 37-42.
- [DRAG01] M. DRAGON-LOUISET, On a predictive macroscopic contact-sliding wear model based on micromechanical considerations (2001), *Int. J. Solids and Structures*, Vol.38, pp. 1625-1639.
- [DRAG99a] M. DRAGON-LOUISET, C. STOLZ, Approche thermodynamique des phénomènes liés à l'usure de contact (1999), *C.R. Acad. Sci. Paris*, t.327, Série II b, pp. 1275-1280.
- [DRAG99b] M. DRAGON-LOUISET, C. STOLZ, A. CONSTANTINESCU, Approche énergétique et simulation de l'usure continue (1999), Acte du 4^{ème} colloque national en calcul de structure de Giens, 18-21 mai 1999, pp.473-478.
- [FELD84] E. FELDER, Modes d'usure et d'endommagement des cylindres de laminage à chaud. Relations avec les caractéristiques thermomécaniques des calamines (12/1984), *Revue de Métallurgie – CIT*, pp. 931-942.
- [FELD89] E. FELDER, Le contact métal-outil en mise en forme des métaux, Séminaire du 22 au 26 Mai 1989 à sophia Antipolis, Tome I.
- [FERN93] J.V. FERNANDES, J.J. GRACIO, J.H. SCHMITT, Grain size effect on the microstructural evolution of copper deformed in rolling-tension (1993), *Proceedings of the International Seminar MECAMAT'91*, Fontainebleau – France 7-9 August 1991, Large Plastic Deformation : Fundamental aspect and applications to metal forming, Edt. C. TEODOSIU, J.L. RAPHANEL, F. SIDOROFF, pp.218-228.
- [FRAN01] F.J. FRANKLIN, I. WIDIYARTA, A. KAPOOR, Computer simulation of wear and rolling contact fatigue (2001), *Wear*, Vol. 251, pp. 949-955.
- [GARC03] I. GARCIA, A. RAMIL, J.P. CELIS, A mild oxidation model valid for discontinuous contacts in sliding wear tests : role of contact frequency (2003), *Wear*, Vol.254, pp. 429-440.
- [GEME96] E. GEMELLI, A. GALERIE, M. CAILLET, *La Revue de Métallurgie, CIT/Sciences et des Matériaux* (1996) p. 261-267.
- [GRAS92] R. GRAS, La tribologie des conditions extrêmes : adhérence et frottement des métaux à haute température (1992), *Europ. Journal Mech. Eng.*, Vol. 37, N°4, pp. 243-257.
- [GREE66] J. A. GREENWOOD, J. B. P. WILLIAMSON, Contact of nominally flat surfaces (1966), *Proc. Roy. Soc. London*, A295, pp. 300-319.
- [GUIC02] S. GUICCARDI, C. MELANDRI, F. LUCHINI, G. de PORTU, On data dispersion in pin on disk wear tests (2002), *Wear*, Vol. 252, pp. 1001-1006.
- [HERR50] C. HERRING, *J. Appl. Phys.*, Vol. 41, N°437 (1950).
- [HIBB01] ABAQUS Standard manual, Theory manual V6.2 (2001), HIBBITT, KARLSSON & SORENSEN Inc.
- [HIRT83] J.P. HIRTH, D.A. RIGNEY, The application of dislocation concepts in friction and wear (1983), in *Dislocations in Solids : Application and recent advances*, edited by F.R.N. NABARRO, North-Holland Publishing Company.
- [HOWE68] V. R. HOWES, *Corrosion Science* 8 (1968) p. 729-736.

- [HOWE70] V. R. HOWES, Corrosion Science 10 (1970) p. 99-103.
- [HSU97] S. M. HSU, M. C. SHEN, A. W. RUFF, Wear prediction for metals (1997), Tribology International, Vol. 30, N°5, pp. 377-383.
- [HUQ02] M.Z. HUQ, J.P. CELIS, Expressing wear rate in sliding contacts based on dissipated energy (2002), Wear, Vol. 252, pp. 375-383.
- [HUQ97] M.Z. HUQ, J.P. CELIS, Reproducibility of friction and wear results in ball-on-disc unidirectional sliding tests of TiN-alumina pairings (1997), Wear, Vol. 212, pp.151-159.
- [JACQ94] G. JACQ, J.L. MERKLEN, Procédés de traitements de surface – fiches techniques, CETIM (1994).
- [JEAN01] S. JEAN, B. MIQUEL, S. LEROUX, P. LAMESLE, F. RÉZAIË-ARIA, "Heat-checking of hot work tool steels, " In Proceedings of SF2M of Temperature-Fatigue interaction (May 2001).
- [JEAN99] S. JEAN, Méthodologie d'exploitation mécanique et microstructurale d'un essai de fatigue thermique : application à l'étude du faïençage d'un acier pour outil de forge à chaud, Thèse de Doctorat en Sciences des matériaux, Institut National polytechnique de Toulouse (1999).
- [JIAN04] J. JIANG, F.H. STOTT, M.M. STACK, A generic model for dry sliding wear of metals at elevated temperatures (2004), Wear, Vol. XX, pp. XX.
- [JIAN95] J. JIANG, F.H. STOTT, M.M. STACK, A mathematical model for sliding wear of metals at elevated temperatures (1995), Wear, Vol. 181-183, pp. 20-31.
- [JOHN95] K.L. JOHNSON, Contact mechanics and the wear of metals (1995), Wear, Vol. 190, pp.162-170.
- [KALI00] M. KALIN, J. VIZINTIN, J. VLEUGELS, O. Van Der BIEST, Chemical reactivity of silicon nitride with steel and oxidised steel between 500 and 1200°C (2000), Materials Science and Engineering A, Vol. 281, pp.28-36.
- [KALI04] M. KALIN, Influence of flash temperatures on the tribological behaviour in low-speed sliding : a review (2004), Materials Science and Engineering A, Vol. 374, pp. 390-397.
- [KANG99] J.H. KANG, I.W. PARK, J.S. JAE, S.S. KANG, A study on a die wear model considering thermal softening : (I) construction of the wear model (1999), Journal of Materials Processing Technology, Vol. 96, pp. 53-58.
- [KAPO94a] A. KAPOOR, J. A. WILLIAMS, Shakedown limits in sliding contacts on a surface-hardened half-space (1994), Wear, Vol. 172, pp. 197-206.
- [KAPO94b] A. KAPOOR, J. A. WILLIAMS, The steady state sliding of rough surfaces (1994), Wear, Vol. 175, pp. 81-92.
- [KAPO96] A. KAPOOR, K. L. JOHNSON, J. A. WILLIAMS, A model for the ratchetting wear o f metals (1996), Wear, Vol. 200, pp. 38-44.
- [KAPO97] A. KAPOOR, Wear by plastic ratchetting (1997), Wear, Vol. 212, pp. 119-130.
- [KAPO00] A. KAPOOR, F. J. FRANKLIN, Tribological layers and the wear of ductile materials (2000), Wear, Vol. 245, pp. 204-215.

- [KAPO02] A. KAPOOR, F.J. FRANKLIN, S.K. WONG, M. ISHIDA, Surface roughness and plastic flow in rail wheel contact (2002), *Wear*, Vol. 253, pp.257-264.
- [KARA91] M. B. KARAMIS, Tribological behaviour of plasma nitrided 722M24 material under dry sliding conditions (1991), *Wear*, Vol. 147, pp. 385-399.
- [KARA93] M. B. KARAMIS, Experimental study of the abrasive wear behaviour of plasma nitrided gearing steel (1993), *Wear*, Vol. 161, pp.199-206.
- [KARA00] M.B. KARAMIS, E. GRECEKCIOGLU, Wear behavior of plasma nitrided steels at ambient and elevated temperatures (2000), *Wear*, Vol. 243, pp. 76-84.
- [KATO93] H. KATO, T. S. EYRE, B. RALPH, Wear mechanism map of nitrided steel (1993), *Acta Metall. Mater.*, Vol.42, N°5, pp. 1703-1713.
- [KIM95] K. KIM, K.C. LUDEMA, A correlation between low cycle fatigue properties and scuffing properties of 4340 steel (1995), *J. of Tribology*, Vol. 117, pp. 617-621.
- [KIRC99a] D. KIRCHER, H. MICHAUD, V. BOGARD, Analyse des dégradations d'outillages de forge à chaud à l'aide de la simulation numérique (in french), *Mat. & Tech.* 1-2 (1999) p. 31-38.
- [KIRC99b] D. KIRCHER, Analyse thermomécanique des dégradations d'outillages de forge à chaud à l'aide de la simulation numérique, Thèse de Doctorat en Sciences mécanique et matériaux, Université de Reims Champagne Ardenne (1999).
- [KO00] D.C. KO, B.M. KIM, development of an analytical scheme to predict the need for tool regrinding in shearing processes (2000), *Machine Tools & Manufacture*, Vol. 40, pp. 1329-1349.
- [KUHL96] D. KUHLMANN-WHILSDORF, What role for contact spots and dislocations in friction and wear ? (1996), *Wear*, Vol. 200, pp. 8-29.
- [LARA95] N. LARAQI, Influence de la vitesse de glissement sur la résistance thermique de constriction (1995), *Revue Générale de Thermique*, Vol. 34, N° 408, pp.735-741.
- [LEVE96] R. LEVEQUE, *Aciers à outils, Techniques de l'ingénieur*, Paris, M330-333 (1996).
- [LEWA98] J.J. LEWANKOWSKI, P. LOWHAPHANDU, Effects of hydrostatic pressure on mechanical behaviour and deformation processing of materials (1998), *international Materials Reviews*, Vol. 43, N°4, pp. 145-187.
- [LING02] F.F. LING, M.D. BRYANT, K.L. DOELLING, On irreversible thermodynamics for wear prediction (2002), *Wear*, Vol.253, pp. 1165-1172.
- [LUNG81] L.H.S. LUNG, T. HEIJKOOOP, *Wear* 71 (1981) pp. 93-102.
- [MAGN77a] A. MAGNEE, C. GASPARD, D. COUTSOURADIS, *Revue de Métallurgie* (1977) pp. 35-52.
- [MAGN77b] A. MAGNEE, C. GASPARD, J. MIGNON, L. HABRAKEN, *Bulletin du Cercle d'Etudes des Métaux* (1977) pp. 177-241.
- [MAGN80] A. MAGNEE, C. GASPARD, M. GABRIEL, *Metallurgical Reports CRM 57* (1980) pp. 25-39.
- [MAHJ99a] K. MAHJOUB, Usure des matrices de forgeage à chaud des acier-Phénomènes physiques et modélisations, Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des matériaux, Ecole des Mines de Paris (1999).

- [MAHJ99b] K. MAHJOUR, E. FELDER, Usure des matrices nitrurées de forgeage à chaud – phénomènes physiques et modélisation (1999), *Matériaux & Techniques*, Vol1-2, pp.15-21.
- [MAOU97] N. MAOUCHE, M. H. MAITOURNAM, K. DANG VAN, On a new method of evaluation of the inelastic state due to moving contacts (1997), *Wear*, Vol. 203-204, pp. 139-147.
- [MAUG80] D. MAUGIS, Creep, hot hardness and sintering in the adhesion of metals at high temperature (1980), *Wear*, Vol. 62, pp. 349-386.
- [MEBA03] N. MEBARKI, Relation microstructure-propriétés mécaniques d'aciers martensitiques revenus destinés aux outillages de mise en forme d'alliages légers, thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (2003).
- [MEDJ04] F. MEDJEDOU, Détermination des paramètres influant sur le phénomène d'endommagement par fatigue thermique des moules en fonderie sous pression d'aluminium (2004), Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [MENG95] H.C. MENG, K.C. LUDEMA, Wear models and predictive equations : their form and content (1995), *Wear*, 181-183, pp. 443-457.
- [MICH04] P. MICHAUD, Compréhension du rôle des éléments carburigènes dans la performance de nuances d'aciers destinées aux outillages pour l'injection d'alliages légers, Travaux en cours.
- [MOHR95] H. MOHRBACHER, J.P. CELIS, J.R. ROOS, Laboratory testing of displacement and load induced fretting (1995), *Tribology International*, Vol. 28, pp. 269-378.
- [MOOR76] M. A. MOORE, R.M. DOUTHWAITE, Plastic deformation below worn surface (1976), *Metallurgical Transactions A*, Vol. 7A, pp.1833-1839.
- [MOTT03] N. MOTTU, Mesure de la résistance à l'abrasion de matrices de forgeage à chaud : détermination des paramètres de la loi d'usure (2003), travaux Post-doctoraux, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (CEMEF).
- [MUNT99] P. A. MUNTHNER, J. G. LENARD, *J. Mater. Process. Technol.* 88 (1999) pp. 105-113.
- [NABA48] F.R.N. NABARRO - Conference of Strength of Solids, Physical Society, London (1948) pp. 75.
- [OLOF95] U. OLOFSSON, Cyclic micro-slip under unlubricated conditions (1995), *Tribology International*, Vol. 28, pp. 207-217.
- [OUDI01] A. OUDIN, Fatigue thermo-mécanique d'aciers pour outils de travail à chaud, Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des matériaux, Ecole des Mines de Paris (2001).
- [PADA55] J. PADAÏSSI, *Acta Metallurgica*, Vol. 3, pp.447-451 (1955).
- [PADA57] J. PADAÏSSI, *Revue de Métallurgie*, Vol. 54 , N°8, pp. 569-585 (1957).
- [PANI02] V. PANIN, A. KOLUBIEV, S. TARASOV, V. POPOV, Subsurface layer formation during sliding friction (2002), *Wear*, Vol. 249, pp. 860-867.
- [PELL01] M. PELLIZARI, A. MOLINARI, G. STRAFFELINI, Thermal fatigue of plasma duplex treated tool steel (2001), *Surface and Coatings Technology*, Vol. 142-144, pp. 1109-1115.

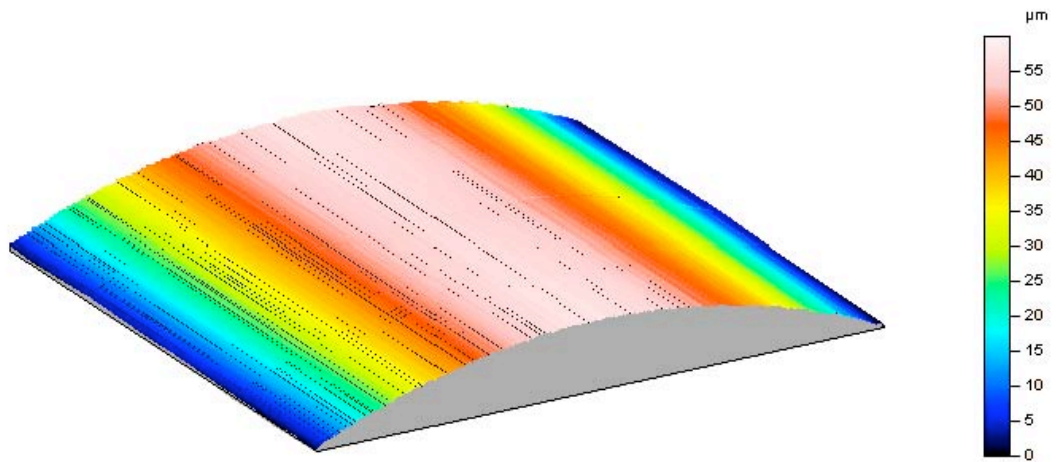
- [PERS99] B. N.J. PERSSON, Sliding friction (1999), surface Science Report, pp. 83-119.
- [PERS04] A. PERSSON, S. HOGMARK, J. BERGSTROM, Simulation and evaluation of thermal fatigue cracking of hot work tool steels (2004), J. Int. of Fatigue, Vol. 26, pp. 1095-1107.
- [PILL23] N.B. PILLING, R.E. BEDWORTH, J. Inst. Met., Vol. 29, pp. 529 (1923).
- [PSYL02] P. PSYLLAKI, G. KEFALOIKAS, G. PATAZOPOULOS, S. ANTONIOU, J. SIDERIS, Microstructure and tribological behaviour of liquid nitrocarburised tool steels (2002), Surface & Coatings technology, Vol. 162, pp. 67-78.
- [PUGH70] H. LI. D. PUGH, The mechanical behaviour of materials under pressure (1970), Elsevier Materials Science Series.
- [QUIN80] T.F.J. QUINN, D.M. RAWSON, J.L. SULLIVAN, Application of the oxidation theory of mild wear to the sliding wear of low alloy steel (1980) Tribology group, Department of Physics, The university of Aston on Birmingham, Gosta Green, Wear 65, pp.1-20.
- [RABE79] A. RABEY, Bases de choix des aciers à outils. Office Technique pour l'Utilisation de l'Acier (1979).
- [RAIN00] W. M. RAINFORTH, Microstructural evolution at the worn surface : a comparison of metals and ceramics (2000), Wear, Vol. 245, pp. 162-177.
- [RIGN97] D. A. RIGNEY, Comments on sliding wear of metals (1997), Tribology International, Vol. 30, N°5, pp. 361-367.
- [ROVA01] F. ROBBE-VALOIRE, B. BAFFONI, R. PROGRI, Load transmission by elastic, elasto-plastic or fully plastic deformation of rough interface asperities (2001), Mechanics of Materials, Vol. 33, pp. 617-633.
- [SALL00] I. SALLIT, Conception et réalisation d'un tribomètre à haute température – application à l'étude du frottement dans des procédés de mise en forme (2000), Thèse de doctorat en Sciences Mécaniques pour l'ingénieur, université Technologie de Compiègne.
- [SCHO99] K. SCHOUTERDEN, B. LAIRSON, Anisotropy in wear process by scanning probe microscopy (1999), Thin Solid Films, Vol. 340, pp. 40-44.
- [SCHU97] M. SCHUTZE, Protective oxide scales and their breakdown, The institute of corrosion and wiley series on corrosion and protection, D.R. HOLMES (1997).
- [STAL97] N. STALIN-MULEER, K. DANG VAN, Numerical simulation of the sliding wear test in relation to material properties (1997), Wear, Vol. 203-204, pp. 180-186.
- [STOT01] F. H. STOTT, The effects of load and substrate hardness on the development and maintenance of wear-protective layers during sliding at elevated temperatures (2001), Wear, Vol. 250, pp. 391-400.
- [STOT02] F. H. STOTT, High temperature sliding wear of metals (2002), Tribology International, Vol.35, pp. 489-495.
- [STUP99] S. STUPKIEWICZ, Z. MROZ, A model of third body abrasive friction and wear in hot metal forming (1999), Wear, Vol.231, pp.124-138.
- [SUH77] N. P. SUH, An overview of the delamination theory of wear (1977), Wear, Vol. 44, pp. 1-16.

- [SUN94] Y. SUN, T. BELL, G. WOOD, Wear behaviour of plasma-nitrided martensitic stainless steel (1994), *Wear*, Vol. 178, pp. 131-138.
- [SUZU91] T. SUZUKI, S. TAKEUCHI, H. YOSHINAGA, Dislocation dynamics and plasticity - Ed. Springer-Verlag (1991).
- [THOR84] Y. THORE, Etude théorique et expérimentale du frottement et de l'usure par abrasion des matrices en forgeage à chaud des aciers. Influence d'une nitruration, Thèse de Doctorat en métallurgie, Ecole des Mines de Paris (1984).
- [TU92] J.P. TU, X. H. JIE, Z. Y. MAO, M. MATSUMURA, The effect of temperature on the unlubricated sliding wear of 5CrNiMo steel against 40MnB steel in the range 400-600°C (2002), *Tribology International*, Vol. 31, N°7, pp. 347-353.
- [TYFO95] W. R. TYFOUR, J. H. BEYNON, A. KAPOOR, The steady state wear behaviour of pearlitic rail steel under dry rolling-sliding contact conditions (1995), *Wear*, Vol. 180, pp. 79-89.
- [VELA03] V. VELAY, Modélisation du comportement cyclique et de la durée de vie d'aciers à outils martensitiques, Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des matériaux, Ecole des Mines de Paris (2003).
- [VENK95] B. VENKATARAMAN, G. SUNDARARAJAN, The sliding wear behaviour of Al-SiC particulate composites – II. The characterization of subsurface deformation and correlation with wear behaviour (1995), *Acta Materiala*, Vol. 44, N°2, pp. 461-473.
- [VERG01] C. VERGNE, Analyse de l'influence des oxydes dans le frottement d'une fonte pour outil de travail à chaud, Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des matériaux, Ecole des Mines de Paris (2001).
- [WALT99] S. WALTER, H. HAFERKAMP, M. NIEMEYER, Fr.-W. BACH, A. HENZE, Material failure mechanisms of forging dies (1999), in *Proceedings of the 5th International Conference on Tooling*, Loeben, pp. 215-224.
- [WILL99] J.A. WILLIAMS, Wear modelling : analytical, computational and mapping : a continuum mechanics approach (1999), *Wear*, Vol. 225-229, pp. 1-17.
- [ZAMB98] G. ZAMBELLI, L. VINCENT, *Matériaux et Contacts – une approche tribologique* (1998), Presses polytechniques et Universitaires Romandes.

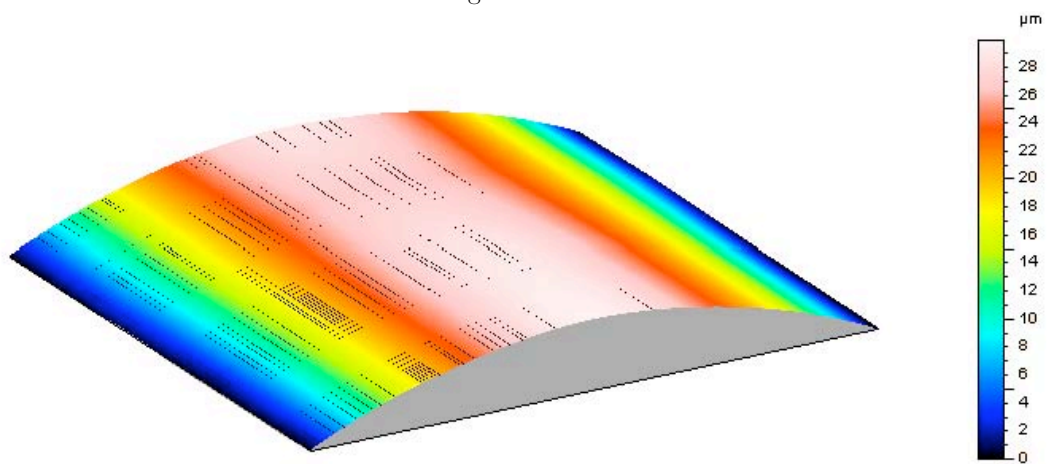
ANNEXE A PROCÉDURE D'ESSAI

- * Polissage de la surface utile du disque papier 1200
- * Nettoyage aux ultra-sons 15 minutes dans l'acétone, 15 minutes dans l'alcool, puis séchage
- * Montage du disque sur son arbre et vérification de la planéité ($\pm 5 \mu\text{m}$) et du faux rond
- * Montage du pion puis du porte-pion sur le bras
- * Vérification de l'équilibrage du bras
- * Instrumentation du pion avec les thermocouples (optionnel)
- * Démarrer le chauffage du disque à la température de l'essai – attendre 1 heure pour la préoxydation de la surface du disque (mettre le disque en rotation pour refroidir son support)
- * Après la préoxydation, mettre le bras sous charge et le pion en contact
- * Lancer l'acquisition et la rotation du disque
- * En fin d'essai, arrêter le chauffage puis la rotation
- * Décharger le bras puis l'écarter pour laisser le pion refroidir à l'air
- * Relancer la rotation du disque pendant son refroidissement
- * Démonter le pion et le disque pour observations.

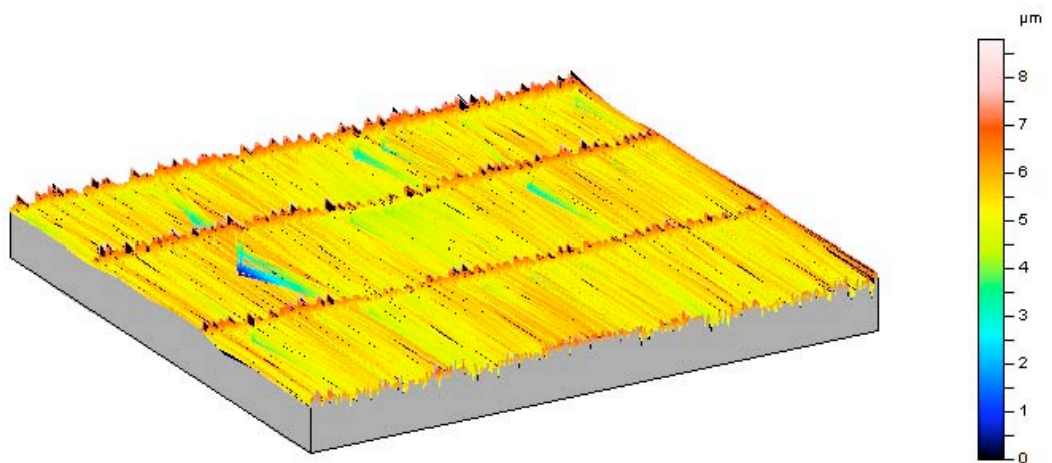
ANNEXE B **TOPOGRAPHIE DU PION ET DU DISQUE**



Pion Rugosité brute



Pion ondulation



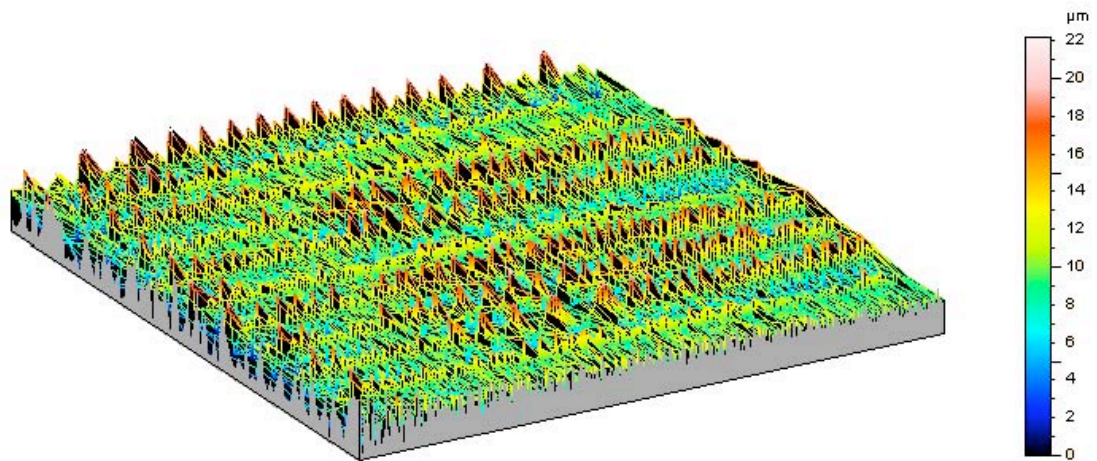
Pion rugosité

Sa= 0,504 μm
St= 8,8 μm

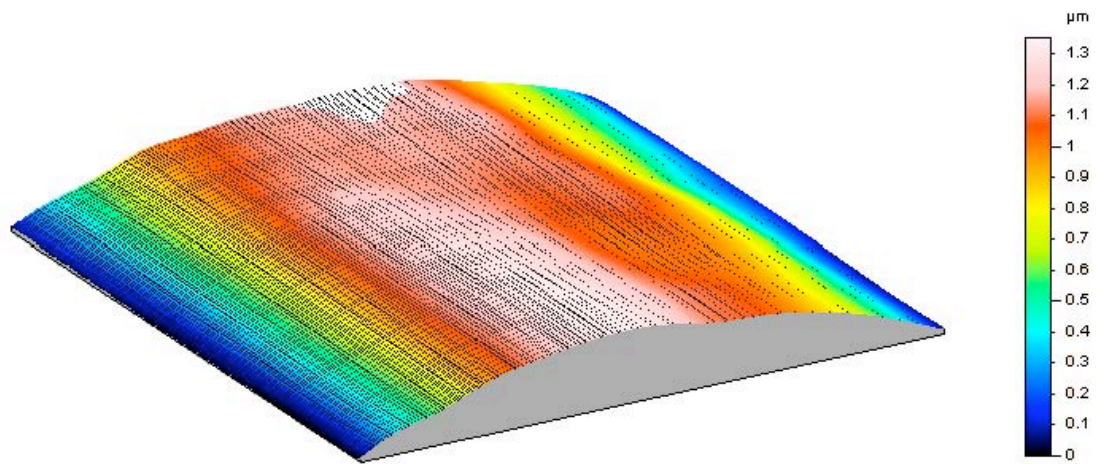
Sq= 0,68 μm
Ssk= -0,692

Sp= 3,01 μm
Sku= 7,78

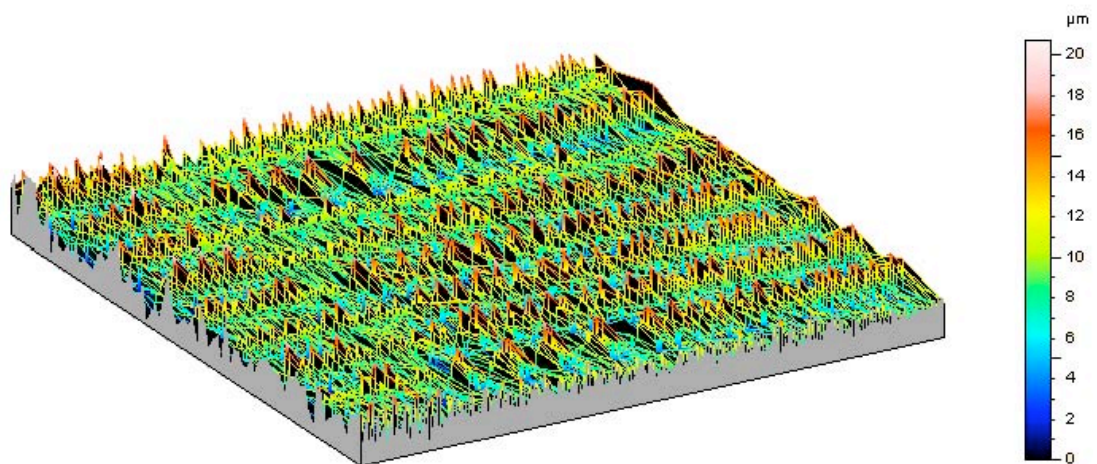
Sv= 5,79 μm
Sz= 8,25 μm



Disque rugosité brute



Disque ondulation



Disque rugosité

Sa= 2,7 µm	Sq= 3,44 µm	Sp= 11,6 µm	Sv= 10,6 µm
St= 22,2 µm	Ssk= 0,164	Sku= 3	Sz= 21,5 µm

ANNEXE C COURBES DE FROTTEMENT EN FONCTION DU TEMPS

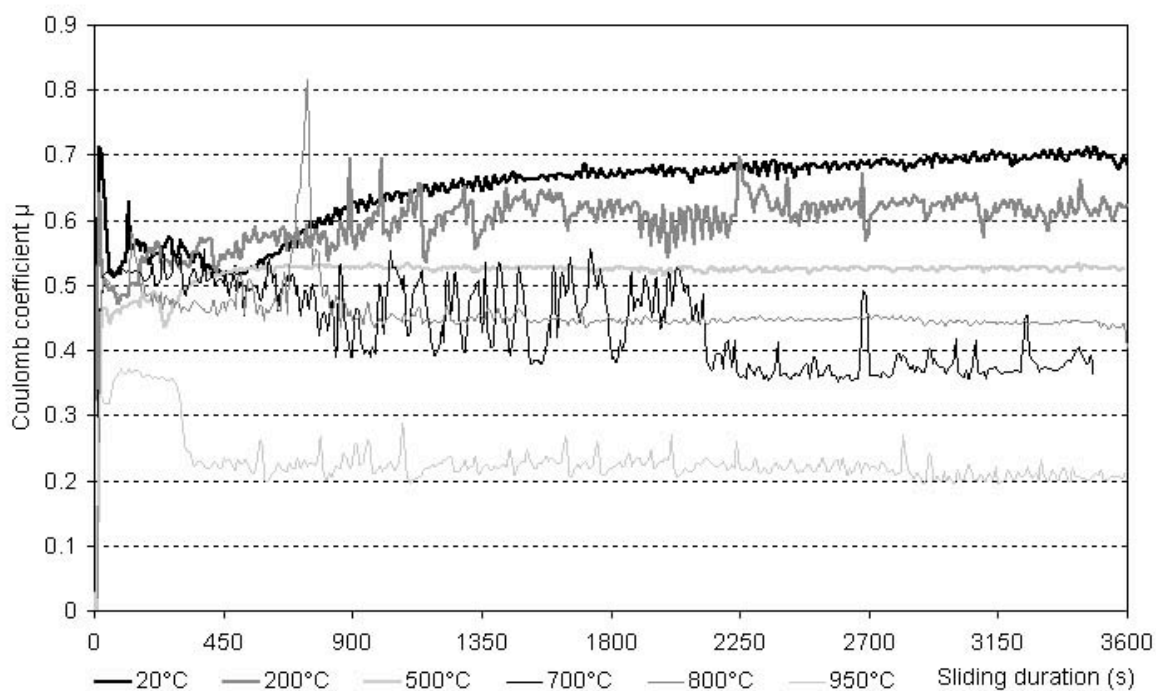


Figure C-1 : Évolution du coefficient de frottement en fonction de temps sur les pions à 42 HRC.

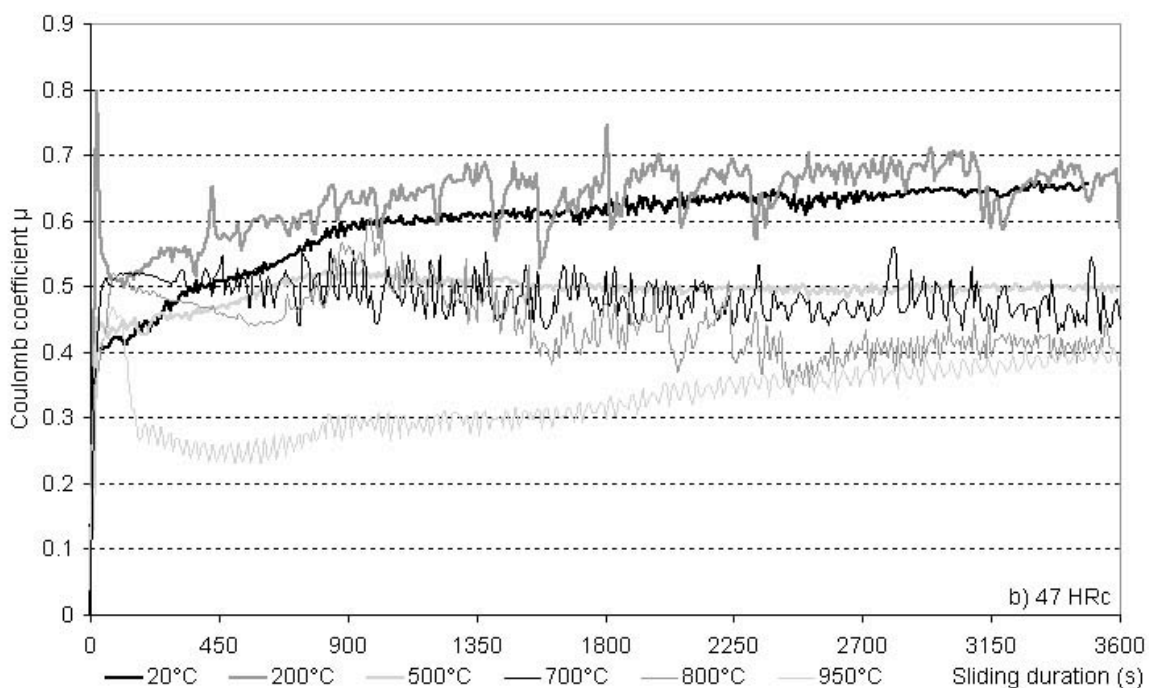
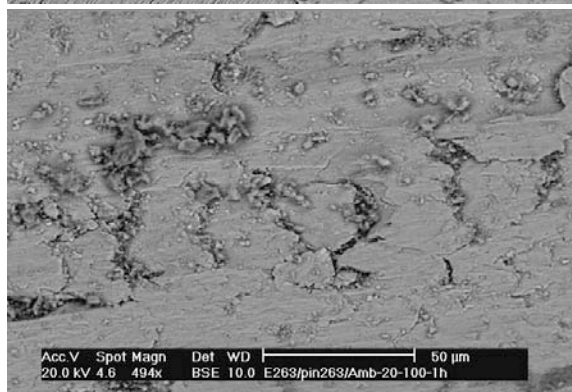
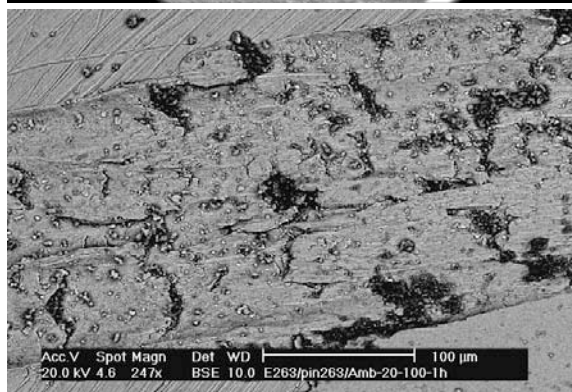
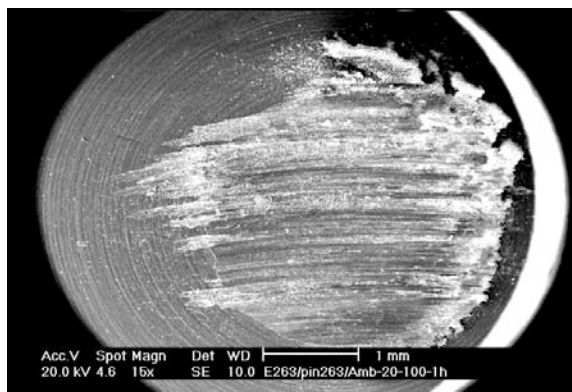


Figure C-2 : Évolution du coefficient de frottement en fonction de temps sur les pions à 47 HRC.

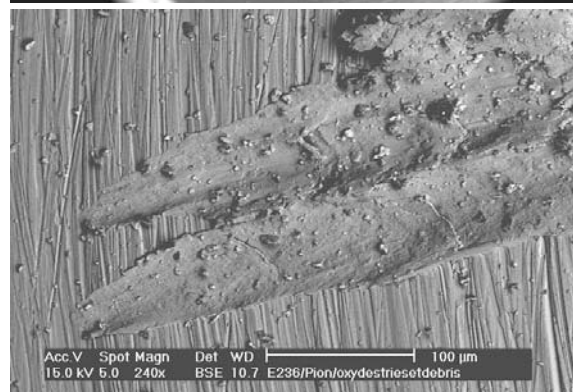
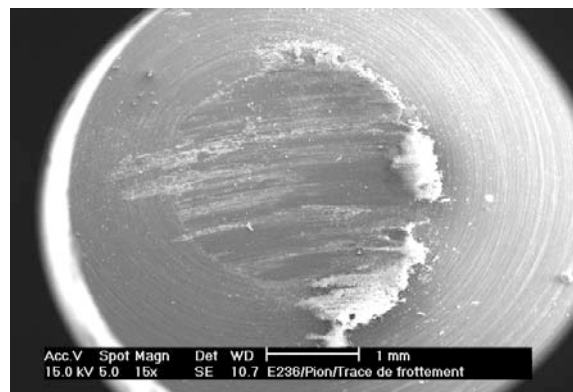
ANNEXE D MICROGRAPHIES EN SURFACE DES PIONS

Faciès d'usure du pion à 20°C – 20N

42 HRC

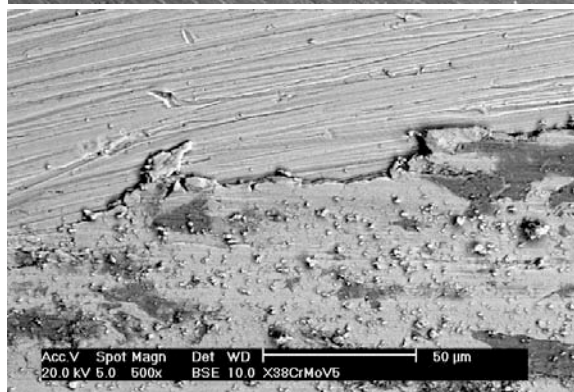
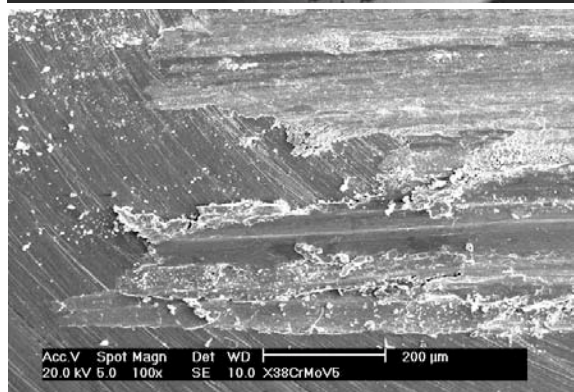
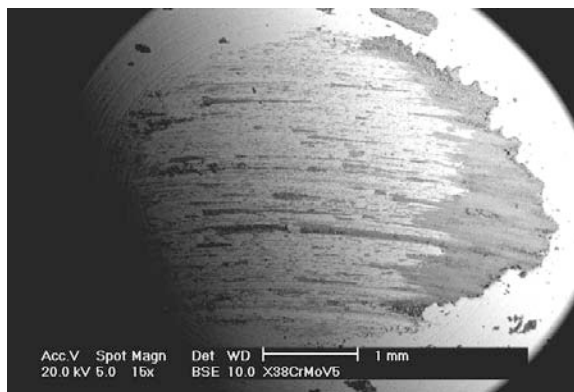


47 HRC

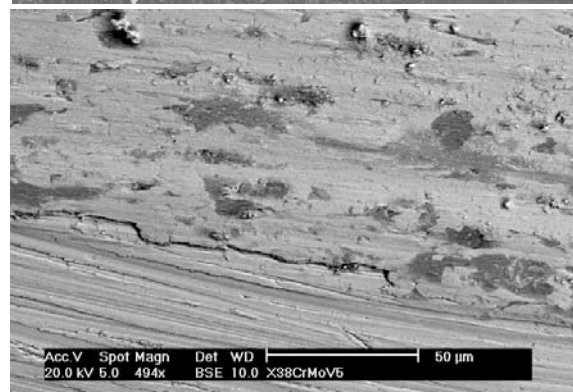
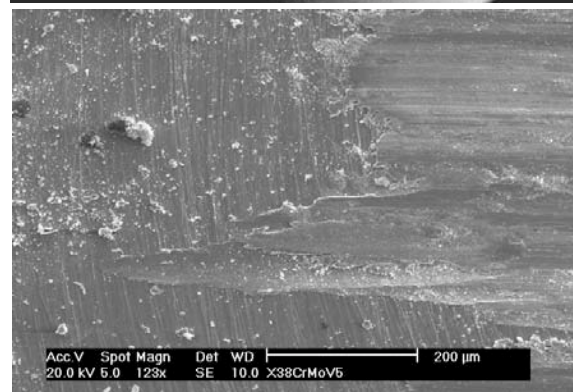
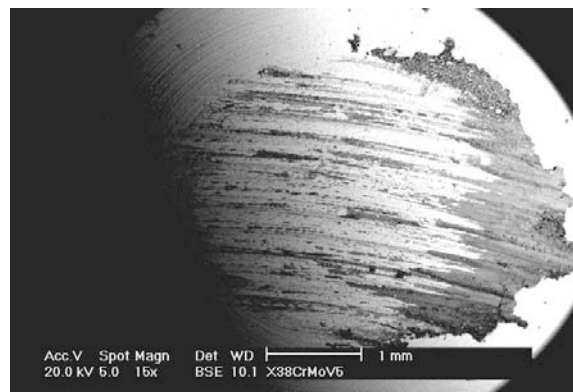


Faciès d'usure du pion à 200°C – 20N

42 HRC

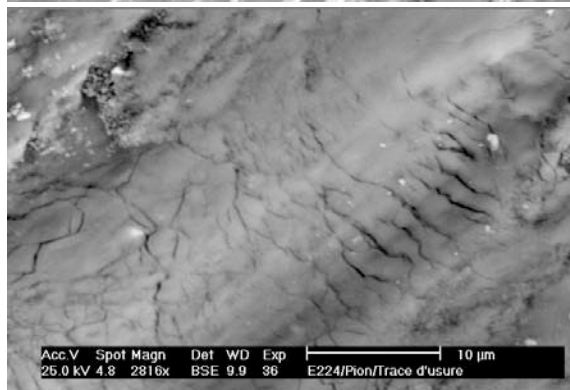
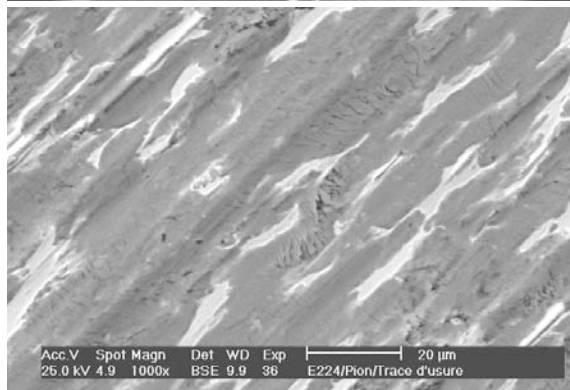
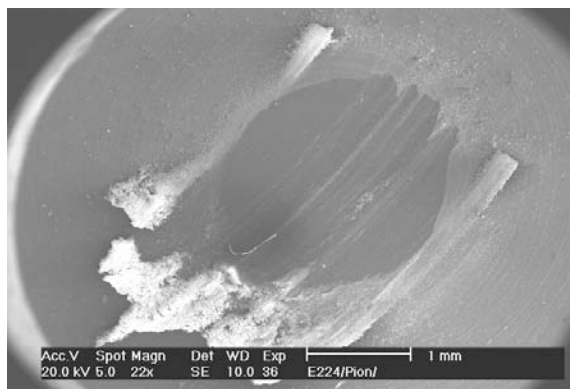


47 HRC

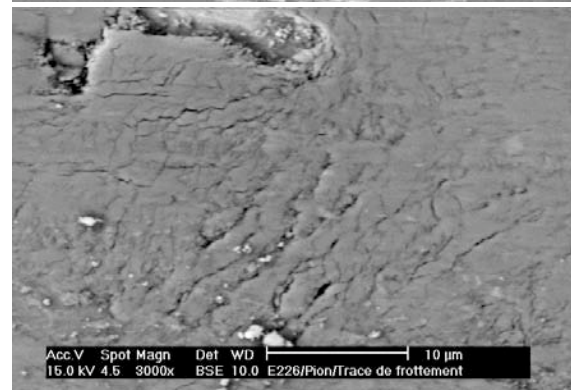
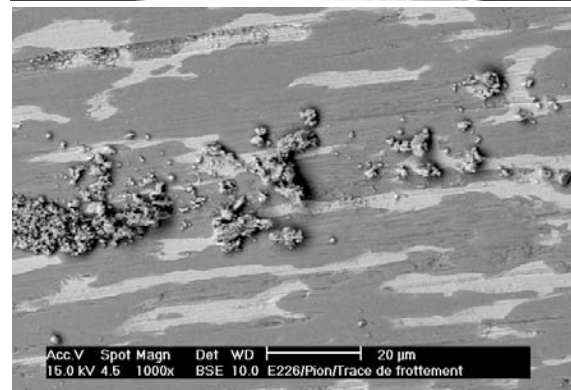
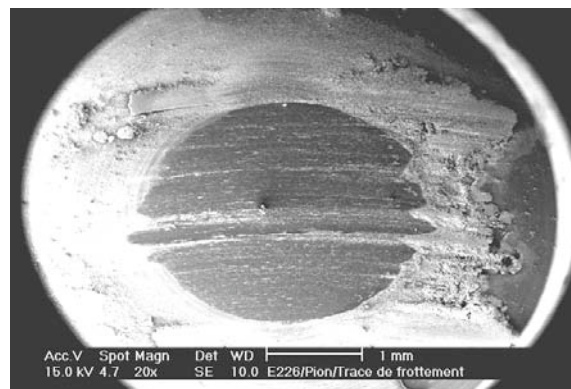


Faciès d'usure du pion à 500°C – 20N

42 HRC

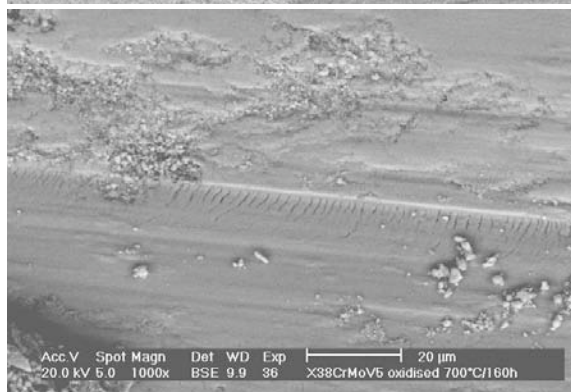
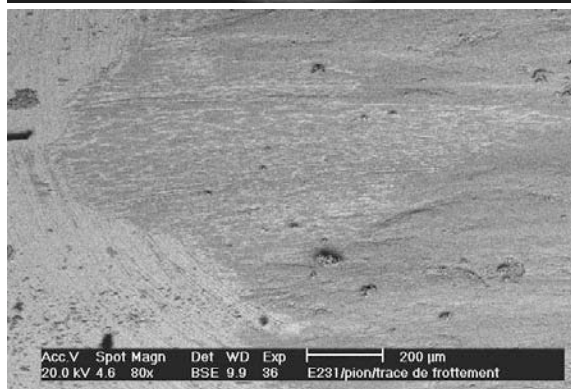
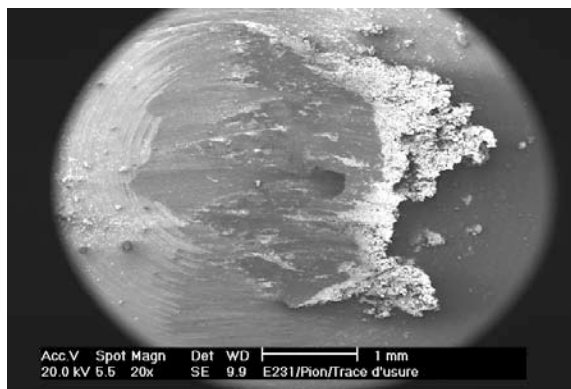


47 HRC

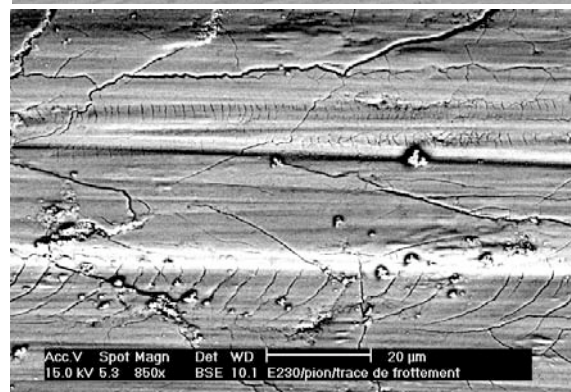
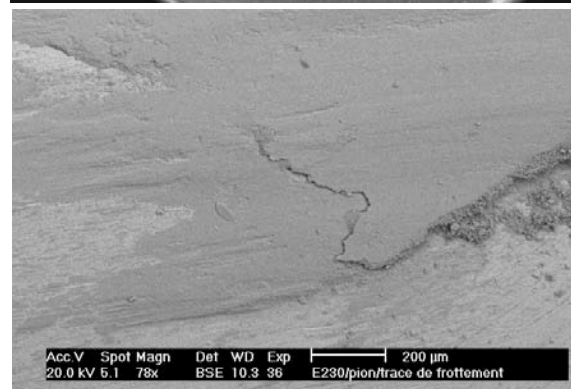
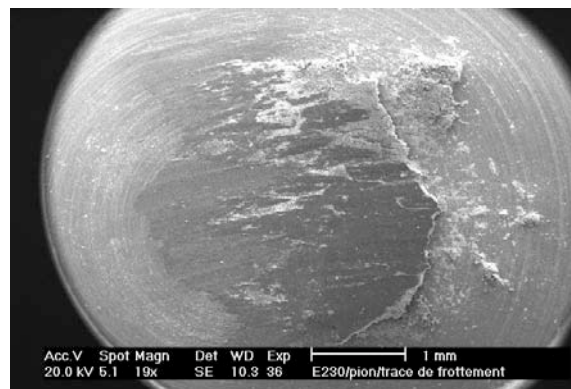


Faciès d'usure du pion à 700°C – 20N

42 HRC

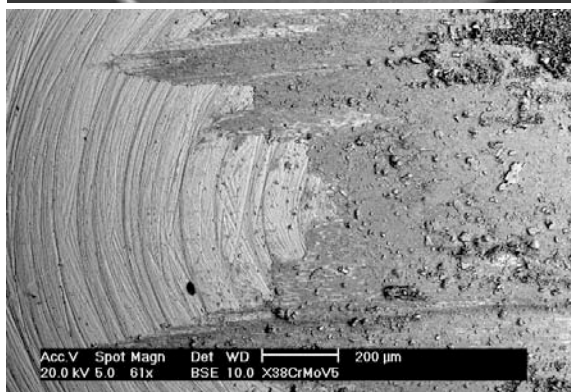
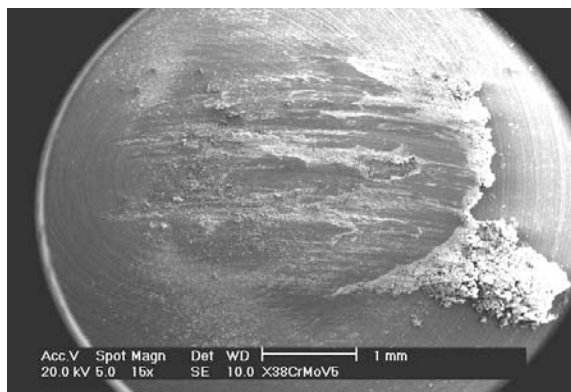


47 HRC

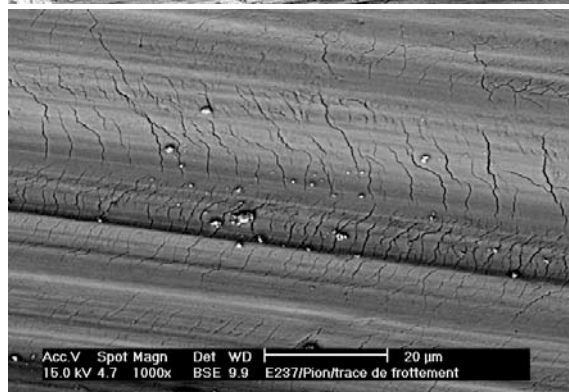
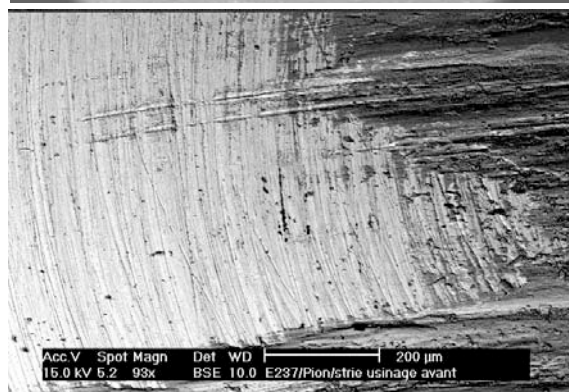
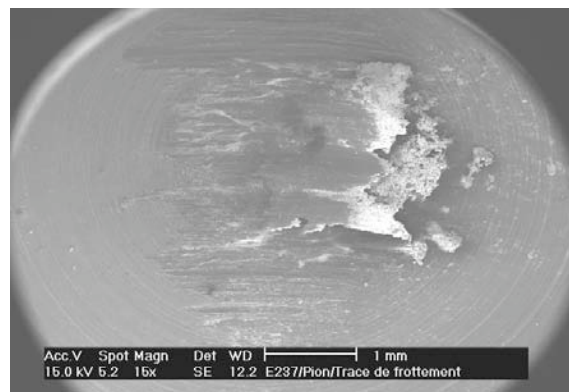


Faciès d'usure du pion à 800°C – 20N

42 HRC

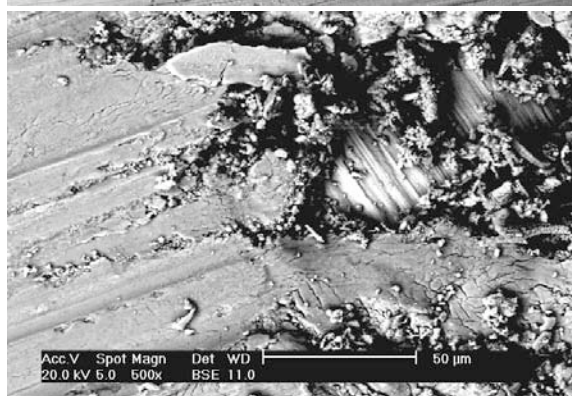
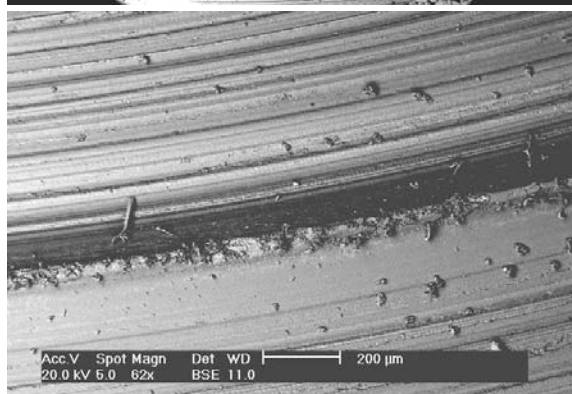
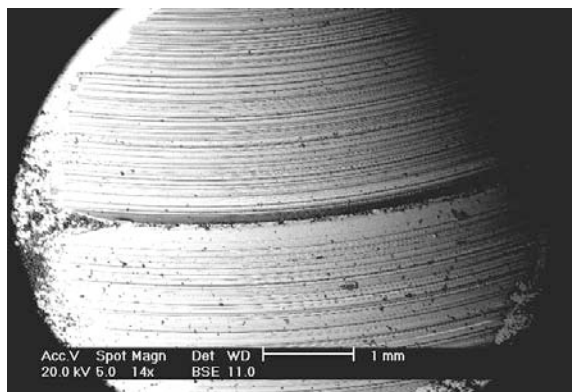


47 HRC

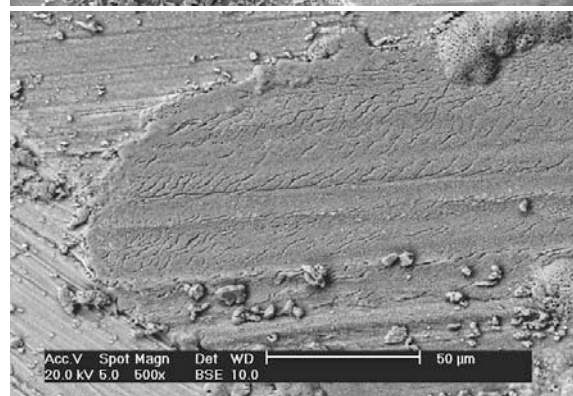
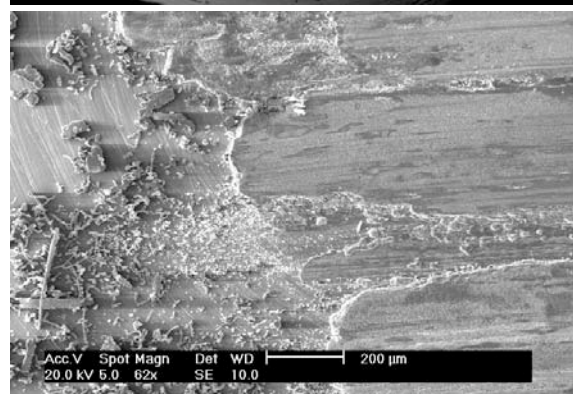
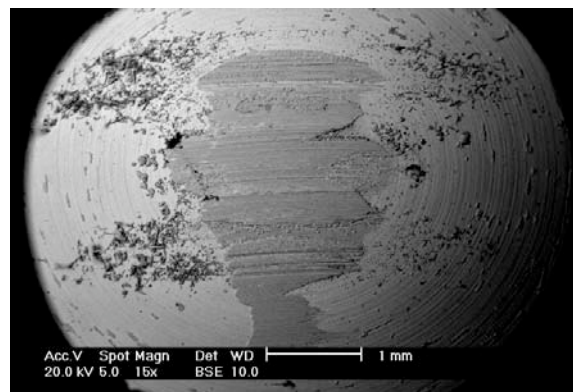


Faciès d'usure du pion à 950°C – 20N

42 HRC



47 HRC



ANNEXE E TRANSFERT THERMIQUE DANS UN MUR SEMI-INFINI

Transfert thermique dans un mur semi infini

Dans le cas d'une conduction simple, le profil de température dans un mur semi-infini, initialement à la température T_0 , soumis à un échelon de température T_1 , s'écrit au cours du temps :

$$T(x,t) = T_0 + (T_1 - T_0) \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right)$$

où a est la diffusivité thermique dans le matériau.

Le programme Matlab correspond est :

```
clear all
close all

x=[0:5.e-6:100.e-5];
t=[0:1000];
a=4.16375816e-6;

T=20;

for k=2:length(t)
T(1,k)=700;
for m=2:length(x)
T(m,1)=20;
T(m,k)=T(m,1)+(T(1,k)-T(m,1))*erfc(x(m)/2/sqrt(a*t(k)));
end
end

figure(1)
mesh(t,x,T)
```

Donc pour une durée de 1000 secondes et une épaisseur de 1 mm, nous obtenons les profils de températures de la figure 1.

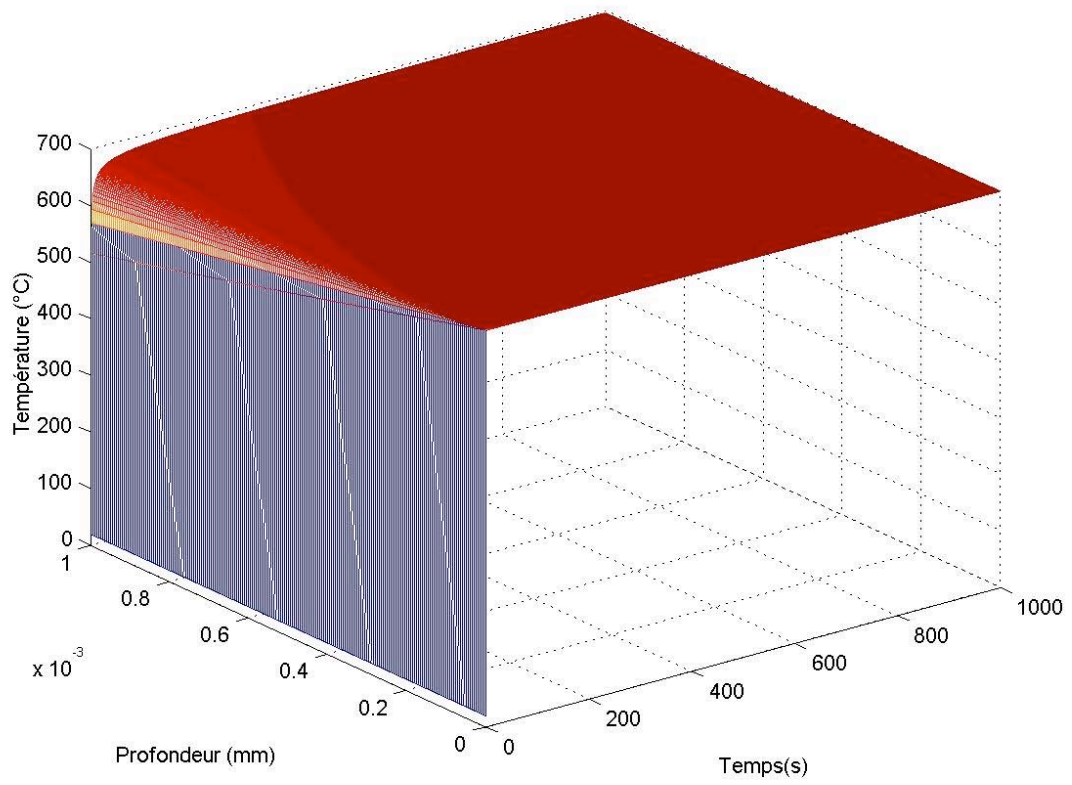


Figure E-1 : Profils de températures en fonction de la profondeur et du temps pour de la conduction.

ANNEXE F

**ACQUISITION DU FROTTEMENT ET DE LA TEMPÉRATURE
EN FONCTION DU TEMPS**

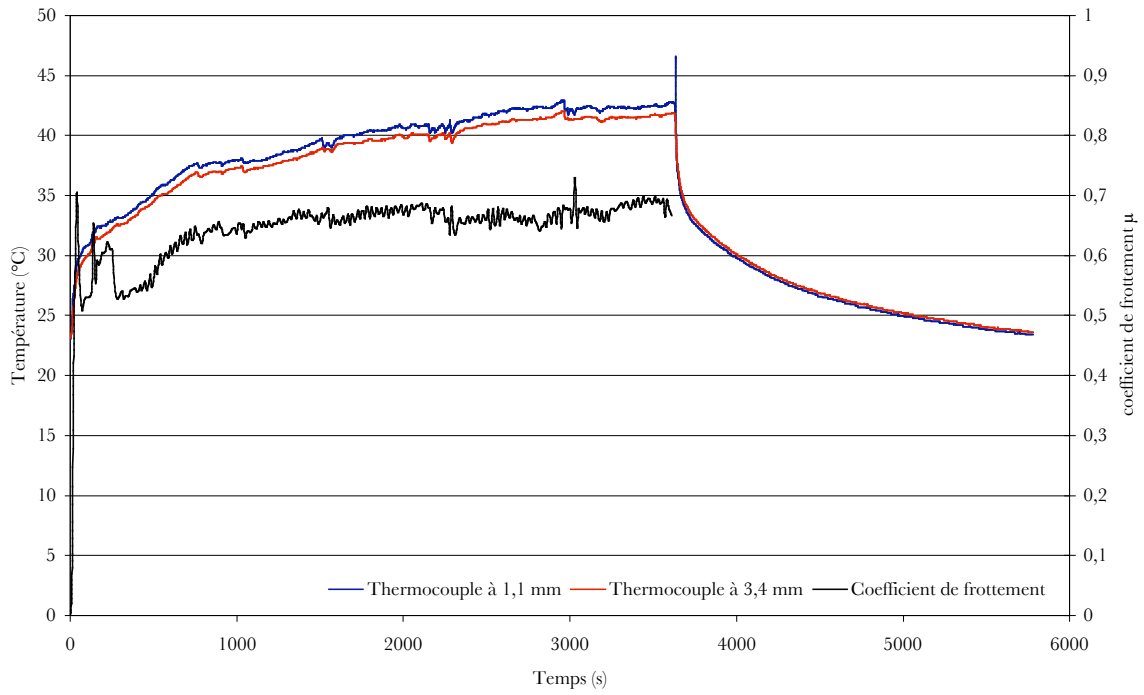


Figure F-1 : Acquisition simultanée du frottement et de la température - essai à 20°C - 40 N sur pion hémisphérique vierge.

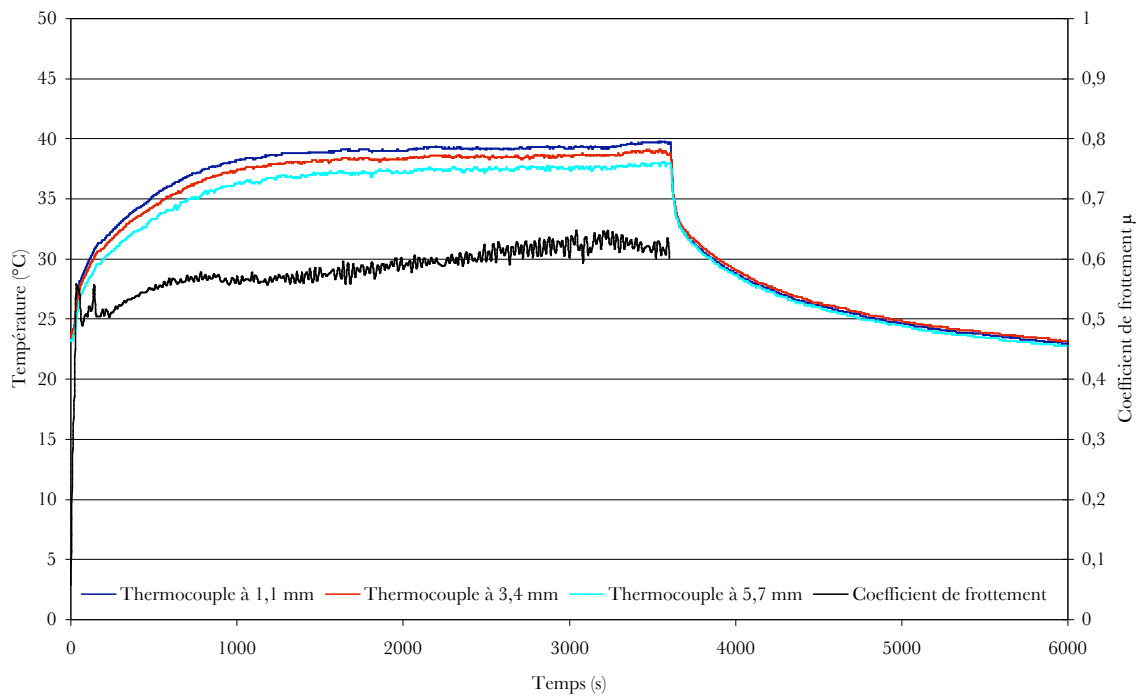


Figure F-2 : Acquisition simultanée du frottement et de la température - essai à 20°C - 40 N sur pion hémisphérique nitruré.

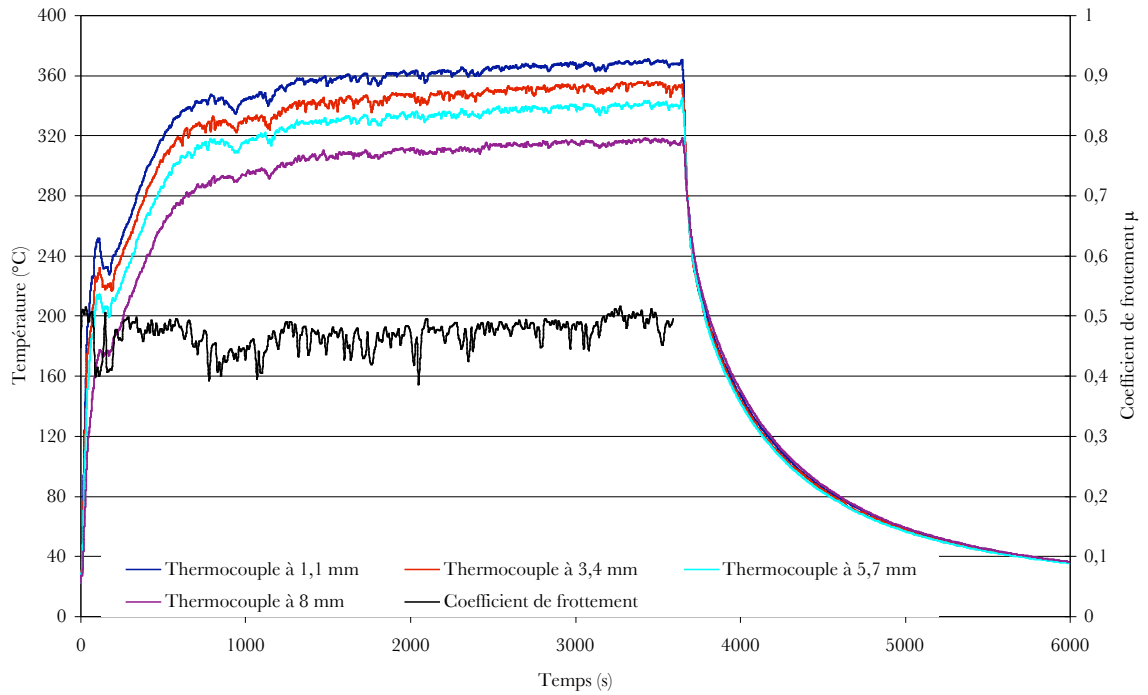


Figure F-3 : Acquisition simultanée du frottement et de la température - essai à 500°C - 40 N sur pion hémisphérique vierge.

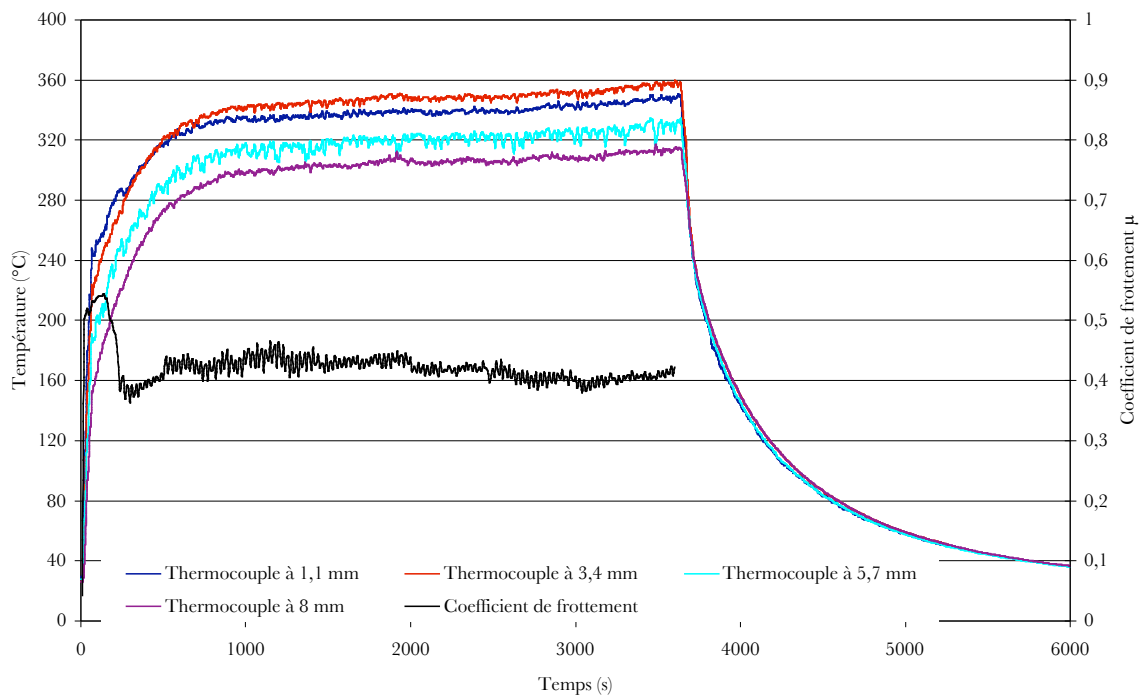


Figure F-4 : Acquisition simultanée du frottement et de la température - essai à 500°C - 40 N sur pion hémisphérique nitruré.

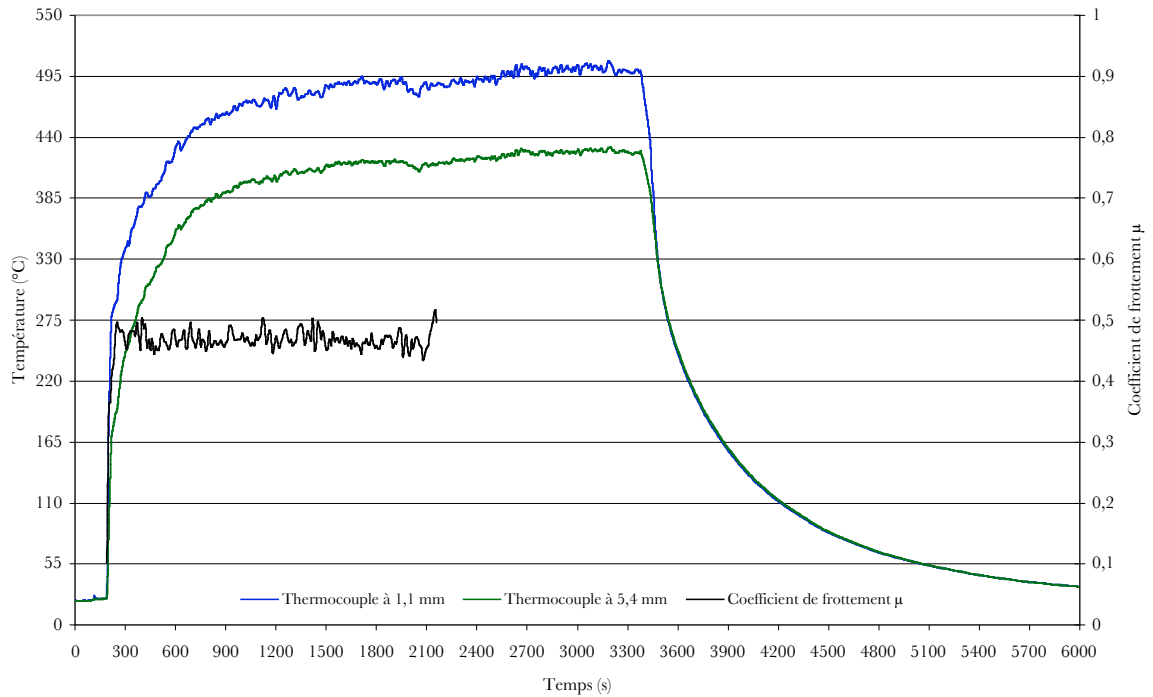


Figure F-5 : Acquisition simultanée du frottement et de la température - essai à 700°C - 40 N sur pion hémisphérique vierge.

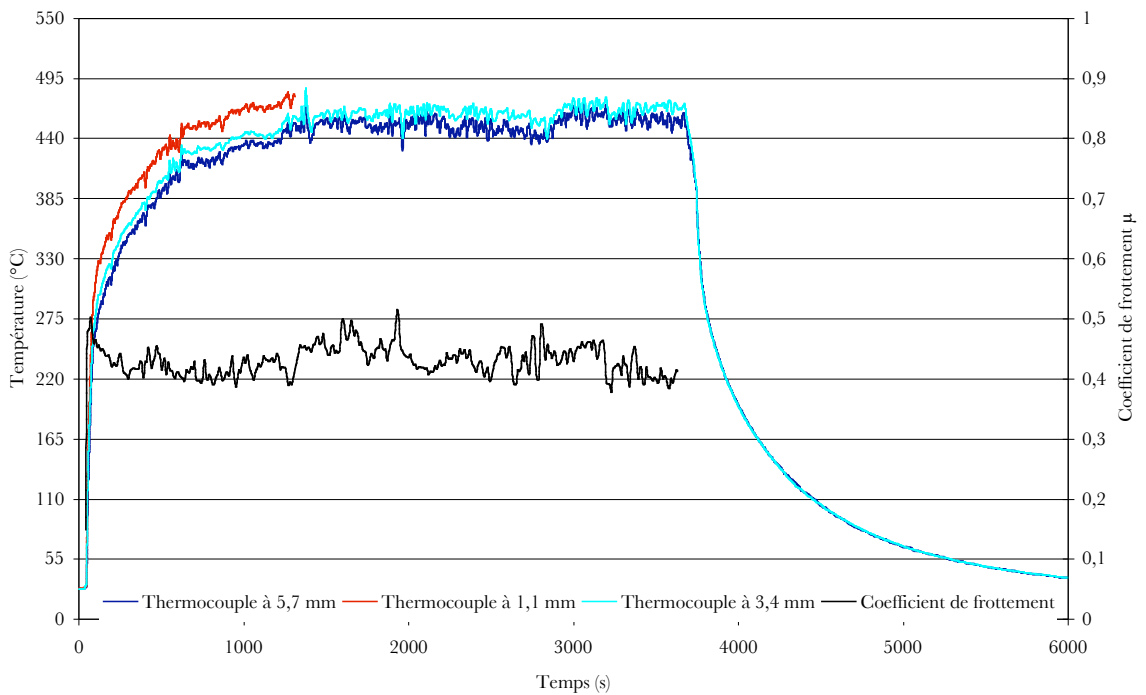


Figure F-6 : Acquisition simultanée du frottement et de la température - essai à 700°C - 40 N sur pion hémisphérique nitruré.

ANNEXE G PUBLICATIONS

INVESTIGATIONS OF FRICTION AND WEAR MECHANISMS OF HOT FORGING TOOL STEELS.

O. BARRAU¹, C. BOHER¹, C. VERGNE¹, R. GRAS², F. REZAI-ARIA¹

¹ Ecole des Mines d'Albi Carmaux – CROMeP - Route de Teillet – 81013 Albi CT cedex 09 – FRANCE.

² ISMCM-CESTI – 3 rue Fernand Hainaut – 93407 Saint-Ouen cedex – FRANCE.

Abstract

Wear is one of the major life-limiting factor of the hot forging tools. A complex interaction of friction-oxidation damages the surface of the tools by the cyclic contact between the hot-worked piece and the tool. The aim of this contribution is to assess the wear mechanisms of steel X38CrMoV5, treated at 42 HRC or 47 HRC, at various temperatures of the forged piece.

The tribological tests are performed on a high temperature pin-on-disc tribometer designed in our laboratory. The pin represents the tool material (X38CrMoV5) and the disc the hot worked piece (AISI 1018).

Experiments are carried out for different disc temperatures ranging 20 °C to 950 °C. The disc is heated up by a high frequency induction heating.

Wear mechanisms are investigated by Scanning Electron Microscopy (SEM) and Energy Dispersive Spectrometry (EDS). In addition, the state of the art on tribology of oxides used in the forging process is undertaken. The oxides and their thickness play an important part in friction and wear behaviour. It is now well known that hematite is more abrasive than magnetite and/or wuestite.

Keywords : Friction, wear, hot forging, martensitic steel, oxides, inelastic strain.

1. INTRODUCTION

A significant part of the energy in forging is used to break the interfacial junctions established by friction between the tool and the workpiece [refnr1]. Moreover, the formation of an important oxide scale at the workpiece surface leads to the consummation of a part of its substrate. In the same way, the oxidation of the die and the delamination wear can considerably reduce the tool life. At last, a too thick oxide scale on the die surface can influence the flow of the hot material and can delay the cooling effect of the die on the forged piece.

All these observations can be translated in economical terms and conclude to a bad contribution of the oxides in forging.

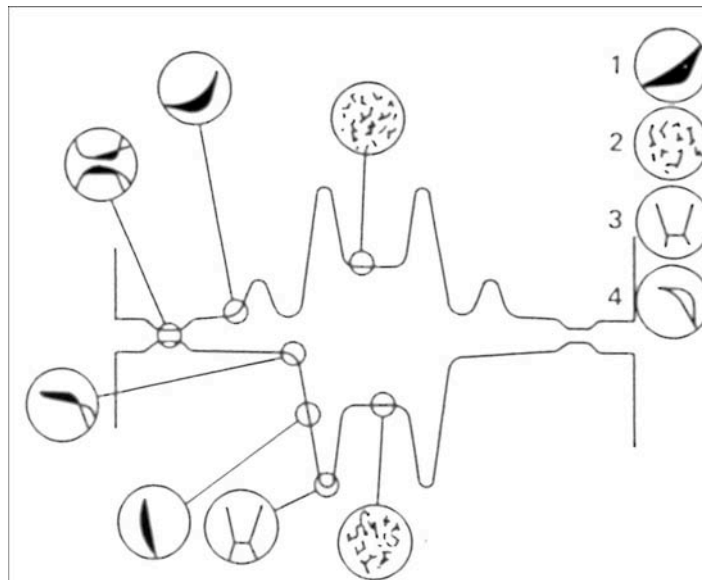


Fig 1. Common failure mechanisms for forging dies. 1. abrasive wear ; 2. thermal fatigue ; 3. mechanical fatigue ; 4. plastic deformation. [refnr4]

During this hot metal forming process, the forging tools are submitted to thermal and mechanical cyclic stresses [refnr25]. Under such working conditions, tools are usually damaged through complex and interactive mechanisms under cyclic loading like abrasive, adhesive and scaling wear, thermal and mechanical fatigue and plastic deformation [refnr2-refnr4] (Fig. 1).

In fact, for each fabrication operation, temperature variations occur more or less quickly on the working tool surface due to the heat exchange between the hot workpiece and the tool. Out of the contact, the die surface is quickly cooled. Then, transient thermal gradients are developed inside the tool by thermal conduction. These thermal gradients lead to crack the surface by heat checking.

Besides, tools undergo mechanical strains during forging [refnr5]. These strains can enhance diffusion ways in the die oxidation that plays an important role in the tool wear. The damage caused by friction may be very different according to the nature and the physical properties of formed oxide layers.

At last, under thermal and mechanical stresses, the martensitic steel employed in hot forging tools are inclined to loose their mechanical properties [refnr6; refnr25, refnr26].

Also, the die surface damage is the result of a complex process connected with fatigue (cracking origin), friction (wear origin) and test ambience (oxidation origin). The aim of this contribution is to assess the wear mechanisms of a forging tool steel at various test temperature in according to the forged piece temperatures.

The friction tests were performed on a high temperature pin-on-disc tribometer developed in our laboratory.

2. EXPERIMENTAL EQUIPMENT, PROCEDURE AND MATERIALS

2.1 High temperature pin-on-disc tribometer

The high temperature tribometer developed in our laboratory was previously presented [refnr7, refnr8].

The disc (fig. 2 - (1)) has a continuous rotating movement with an angular speed ranging from 30 to 300 rpm. Depending upon radius of the wear track, the linear velocity ranges from 0.05 to 50 m.s⁻¹. To reach the test temperature, the disc can be heated up to 1100 °C by a high frequency induction heating system (fig. 2 - (2)). The static disc surface temperature is measured by a spot-welded K-thermocouples on a disc peripheral diameter. During the rotation, the disc temperature is controlled by an IR-pyrometer placed out of the contact area. A thermal screen protects the engine shaft from the radiation of the disc at high temperature (fig. 2 - (3)).

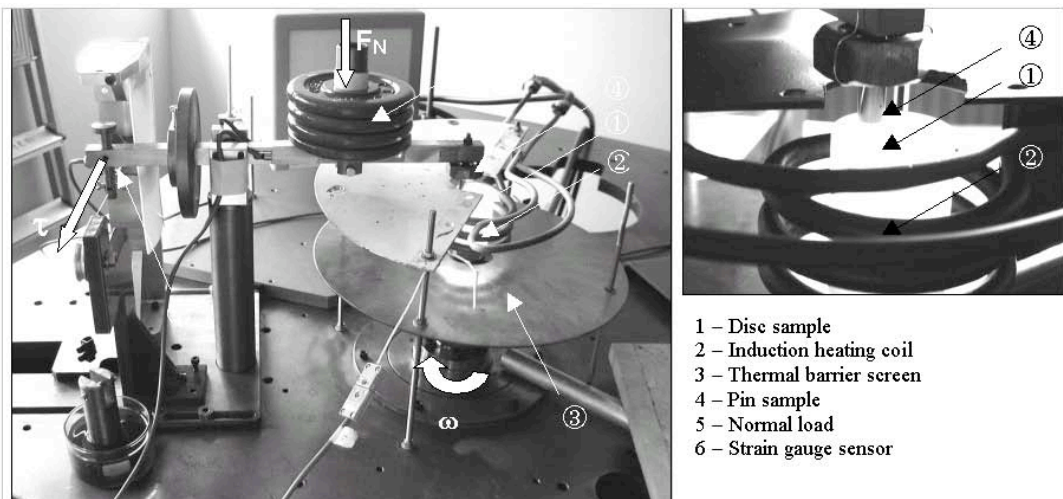


Fig. 2 High temperature pin-on-disc tribometer [refnr8].

The pin presents a hemispherical contact surface with a radius of curvature of 20 mm. It is instrumented by two K-thermocouples located at 1.1 mm and 3.4 mm depths from the contact surface (fig. 2 - (4)). The temperatures are recorded using a “Multireg C1732” Siemens recorder with an acquisition frequency of 3 Hz. The initial arithmetic roughness of the disc and the pin are respectively 0.04 μm and 0.32 μm .

The loading is carried out using dead weight (maximum capacity 100 N (fig. 2 - (5))). The tangential force is measured using a strain gauge sensor placed parallel to the friction plane (fig. 2 - (6)). The friction coefficient is recorded via a software developed on Labview in-house.

After every test, wear surfaces are observed by optical microscopy and/or Scanning Electron Microscopy (SEM) with dispersive energy analysis capability.

2.2 Test procedure

In its actual configuration of the high temperature tribometer, the pin represents the tool whereas the disc represents the workpiece.

The disc is first heated up to a given constant temperature and kept at temperature during one hour. During the disc heating, the pin is kept out of the contact at room temperature. After one hour of heating of the disc, the pin is put on the disc and the friction test is started immediately.

Thus, we consider that the initial contact between the pin and the disc is in fact metal (X38CrMoV5) on oxide (oxidized AISI 1018 steel) formed at high temperature. To assess the effect of the disc temperature on wear damage, the normal load (20 N) and the linear sliding speed (0.167 m.s^{-1}) are kept constant. Test conditions are summarized in table 1.

Pin initial hardness (HRc)	Normal load (N)	Sliding speed	Test duration (s)	Disc temperature (°C)
42	20	Rotate	3600	20
		100 rpm		200
		Linear		500
		0.167 m.s^{-1}		700
				800
47	20	Rotate	3600	20
		100 rpm		200
		Linear		500
		0.167 m.s^{-1}		700
				800
				950

Table 1. Friction test conditions.

2.3 Materials

A 5 % chromium steel grade (X38CrMoV5 steel, AISI H11 steel) and a ferritic-pearlitic mild steel (XC18, AISI 1018 steel) were used. This X38CrMoV5 steel is widely used for forging dies [refnr4, refnr9], whereas AISI 1018 mild steel is used as a forged material in automotive industry. Thus, the pin is made of X38CrMoV5 steel and the disc is made of AISI 1018 mild steel. The chemical composition of the both steels is reported in table 2.

Elements (wt, %)	PIN	DISC
	X38CrMoV5 / AISI H11 steel	AISI 1018 mild steel
C	0.40	0.16 – 0.22
Cr	5.05	< 0.40
Mn	0.49	0.40 – 0.70
V	0.47	-
Ni	0.20	< 0.40
Mo	1.25	< 0.10
Si	0.92	0.15 – 0.35
P	-	< 0.035
S	-	< 0.035
Fe	Bal.	Bal.

Table 2. Chemical composition of test materials.

The 5 % chromium steel was studied in quenched and tempered conditions. The heat treatments were performed to achieve two initial hardness, 42 and 47 HRc with a tempered martensitic microstructure. The initial hardness of AISI 1018 steel is about 168 HV at room temperature.

3. OXIDATION AND FRICTION

3.1 Oxidation of tribo-elements

The tribological behaviour of a couple of two oxidized materials depends on the thickness and the adherence of the oxide scales, and the type of contact. To get better insight to the wear mechanisms between X38CrMoV5 steel and AISI 1018 mild steel, the nature and the morphology of the oxides formed on tribo-elements before friction test should be emphasized.

AISI 1018 mild steel is essentially composed of iron. Thus, we can admit that the oxides formed on the disc surface are principally iron oxides. The nature and the structure of the oxides depend upon the temperature of oxidation and partial oxygen pressure [refnr10].

Below 560 °C [refnr11], two oxide scales are formed. The top oxide is hematite (Fe_2O_3) and the inner one is magnetite (Fe_3O_4). At the metal-oxide interface, depending upon the Si content, a SiO_2 scale can be formed. For temperatures inferior than 560 °C, the wuestite (FeO) is unstable and transformed in magnetite (Fe_3O_4).

Above 570 °C, the three iron oxide appear and form a multi-layer oxide scales composed from the substrate to the surface by FeO , Fe_3O_4 and Fe_2O_3 . At the interface between the substrate and the wuestite scale, the silicium oxide (SiO_2) can react with FeO to form a spinel composed, the fayalite (Fe_2SiO_4).

Between 570 °C and 700 °C, FeO scale increases with the temperature at the expense of the other oxide scales. Above 700 °C and until 910 °C, the oxide layer consists basically of a wuestite scale [refnr12]. But above 910 °C, FeO scale decreases in aid of the hematite and magnetite scales which increase again [refnr13].

The oxidation of X38CrMoV5 steel is quite different from the AISI 1018 steel oxidation. The wuestite (FeO) is not usually formed whatever the conditions of oxidation [refnr14]. It is reported [refnr14 – refnr17] that a chromium content above 2 % leads to the disappearance of the wuestite scale over 570 °C. Then, the oxide scale formed on the X38CrMoV5 steel surface is duplex [refnr18]. The two layers are uniform and approximately equi-thickness. The inner layer in contact with the parent metal results in internal oxidation whereas the outer layer results in external oxidation. Also, the outer oxide scale is formed by an iron-rich oxide and the inner scale is a mixed spinel containing the alloying elements. Therefore, the inner oxide scale is denoted as an iron-chromium rich oxide.

The latter is made of an outer layer of hematite (Fe_2O_3) and an inner layer of magnetite (Fe_3O_4) alloyed with spinel of chromium (FeOCr) and vanadium (FeVO) [refnr19].

According to these results, the X38CrMoV5 steel pin forms quite quickly a hematite scale on the contact surface after being put on the disc. Then, very quickly, the established contact between the pin (X38CrMoV5 steel) and the disc (oxidized AISI 1018 steel) is in fact hematite on hematite.

3.2 Wear behaviour of oxides

In general, the wear behaviour of iron oxides is well known [refnr10, refnr20 - refnr22]. When a FeO scale is formed with a sufficient thickness, this scale takes in charge the shear forces. At high temperature, an important oxide scale of wuestite tends to reduce friction coefficient and wear rate.

In the same way, the magnetite (Fe_3O_4) is known to play a lubricant role and to tend to decrease the wear rate and the friction coefficient, whereas the hematite (Fe_2O_3) is considered as an abrasive oxide which can enhance considerably the high temperature wear and friction.

These behaviours are linked to the hardness level of iron oxides (table 3). The hematite(Fe_2O_3) presents the highest hardness and therefore is very much prone to plastic shear accommodation. The stress flow of the wuestite (FeO) or the magnetite (Fe_3O_4) is lower than the substrate one. The plastic deformation of oxide scales prevents the wear of the substrate. So these oxide layers can be deformed before the bulk and they are considered as a kind of solid lubricant.

Oxide	FeO	Fe_3O_4	Fe_2O_3
Hardness (Hv)	270 - 300	420 - 500	1030

Table 3. Hardness of iron oxides measured at room temperature [refnr10].

It seems important to precise that the plastic deformation of oxide scales is usually due to diffusional-creep (Coble and Nabarro-Herring) mechanisms and intergranular sliding [refnr27 – refnr30]. So, the plastic deformation of oxides at temperature is quite different from the plastic deformation of metals by dislocations movements.

In this paper, we talk about plastic deformation for a permanent and irreversible deformation of wear surfaces, in particular for superficial oxide scales, without specifying the deformation mechanisms.

The wear behaviour of the oxides is more complex [refnr20 – refnr22] and depends on both the thickness and the adherence of oxide scales. It's established that the friction coefficient decreases when the adherence of the oxides decreases and the thickness increases [refnr1, refnr23 – refnr24]. Moreover, the thickness growth leads to an increase of the thermal resistance. So, the thermal transfer at the friction interface can be reduced.

So, the iron oxide thickness increases with temperature and a decrease of friction coefficient can be expected with the disc oxidation temperature.

4. FRICTION AND WEAR MECHANISMS

4.1 Friction evolution

Whatever the hardness of the pin (X38CrMoV5 steel), a decrease of the average coefficient of friction is observed on the hole of tribological tests when the temperature of disc increases. The average values of friction coefficient are in the range from 0.60 to 0.20 (table 4).

Disc temperature (°C)		20	200	500	700	800	950
Average friction coefficient μ	42 HRC	0.60 ±0.045	0.63 ±0.050	0.53 ±0.020	0.46 ±0.045	0.45 ±0.044	0.19 ±0.040
	47 HRC	0.59 ±0.060	0.60 ±0.041	0.49 ±0.020	0.52 ±0.020	0.44 ±0.050	0.36 ±0.049

Table 4. Evolution of friction coefficient versus the disc temperature.

At room temperature, friction coefficient is characteristic of a metal-metal contact. Between 500 °C and 800 °C, there is not a significant evolution of friction coefficient. It stays around 0.50. But beyond 800°C, the friction decreases drastically.

The average friction values were reported on Fig. 3. Whatever the pin hardness, a break in the linear friction evolution (between 20 °C and 700 °C) versus tempering is observed above 700°C.

The evolution of friction observed on the friction curves (Fig. 4) was represented for different pin hardness a) 42 HRC or b) 47 HRC).

At 500 °C, the friction coefficient stabilizes after 450 s around an average value. With the temperature, the noise of the signal increases until 800 °C to decrease again at 950 °C. But between 700 °C and 800 °C, the friction doesn't achieve a stabilization and seems to decrease continuously. At 950 °C, the friction stabilizes again after a running-in period of about 300s, but with a more important noise than at 500 °C.

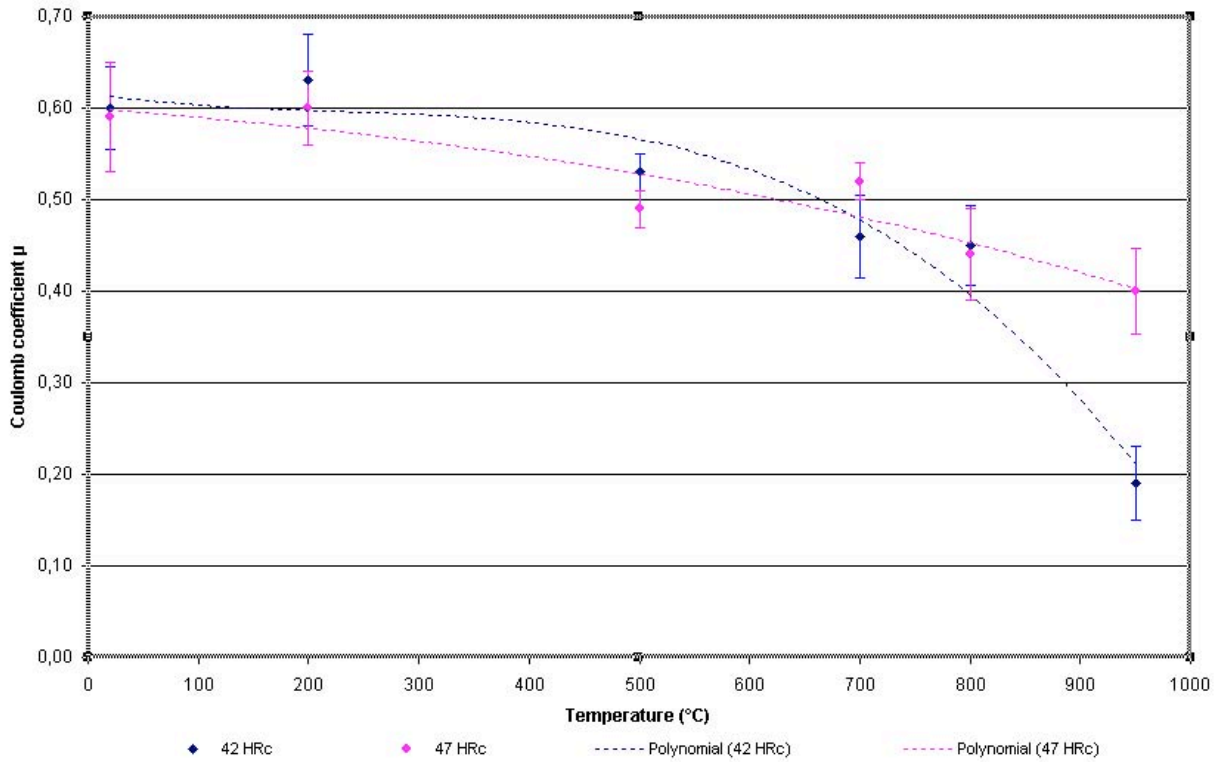
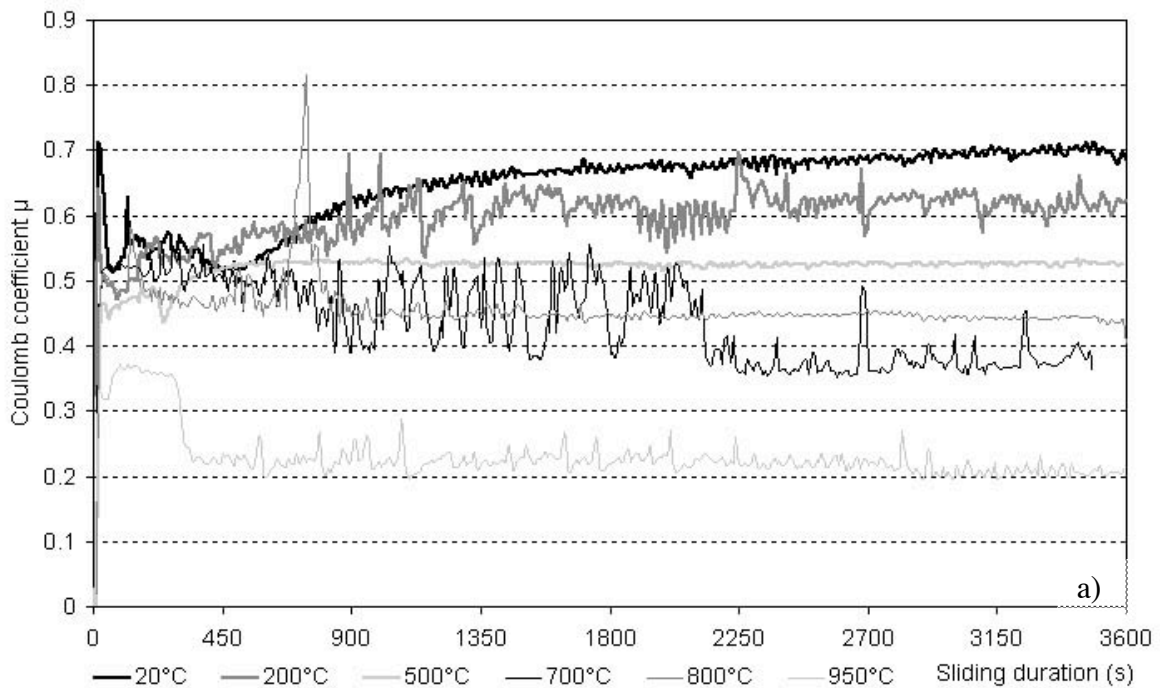


Fig. 3 : The evolution of friction coefficient versus the disc temperature.

According to these friction curves, a high wear damage can be expected between 500 °C and 800 °C.



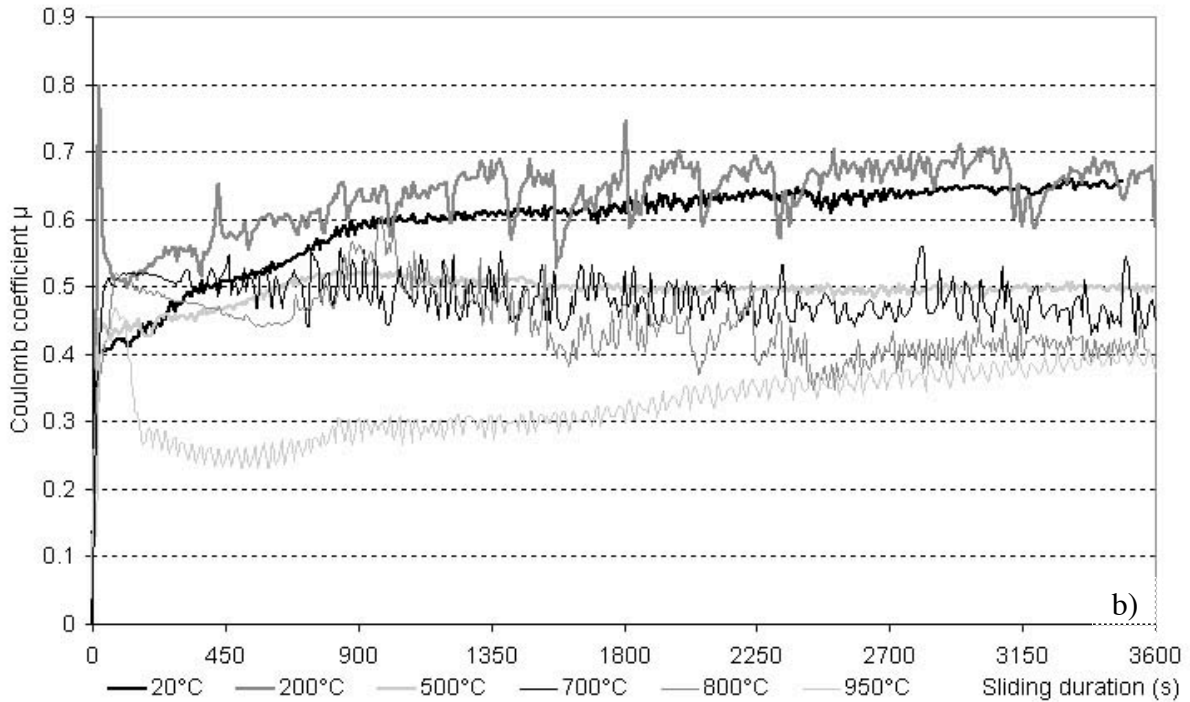


Fig. 4 : Evolution of friction coefficient with a pin hardness of a) 42 HRC and b) 47 HRC.

A non significant evolution of friction is observed versus the hardness of the pin substrate. Below 700 °C, the friction coefficient decreases slightly with hardness.

Also, a critical point seems to exist between 700 °C and 800 °C from which the friction behaviour of the couple X38CrMoV5 steel / AISI 1018 steel is modified versus the disc temperature and the pin hardness.

4.2 Wear mechanisms

The superficial wear damage generated on the disc and on the pin are quite close. The friction behaviour of the couple X38CrMoV5 steel / AISI 1018 steel depends on the formation of a compacted debris layer on contact surfaces.

The establishment of this layer may lead to a decrease of shear stresses and friction coefficient. But, its formation depends strongly on the contact temperature, but not on the hardness of the pin substrate.

On the disc (Fig. 5)

The wear mechanism is quite similar whatever the superficial temperature, but it becomes higher with the temperature.

At room temperature, the oxide debris present in the contact come from the abrasion of the surface asperities. They can enter in the contact already as oxidized debris or they can be abraded as metallic debris and be oxidized in the contact under shear force.

At temperature, they are already oxidized when they enter in the contact.

These oxide debris are gradually agglomerated and compacted to form partial compacted layers on the contact surface.

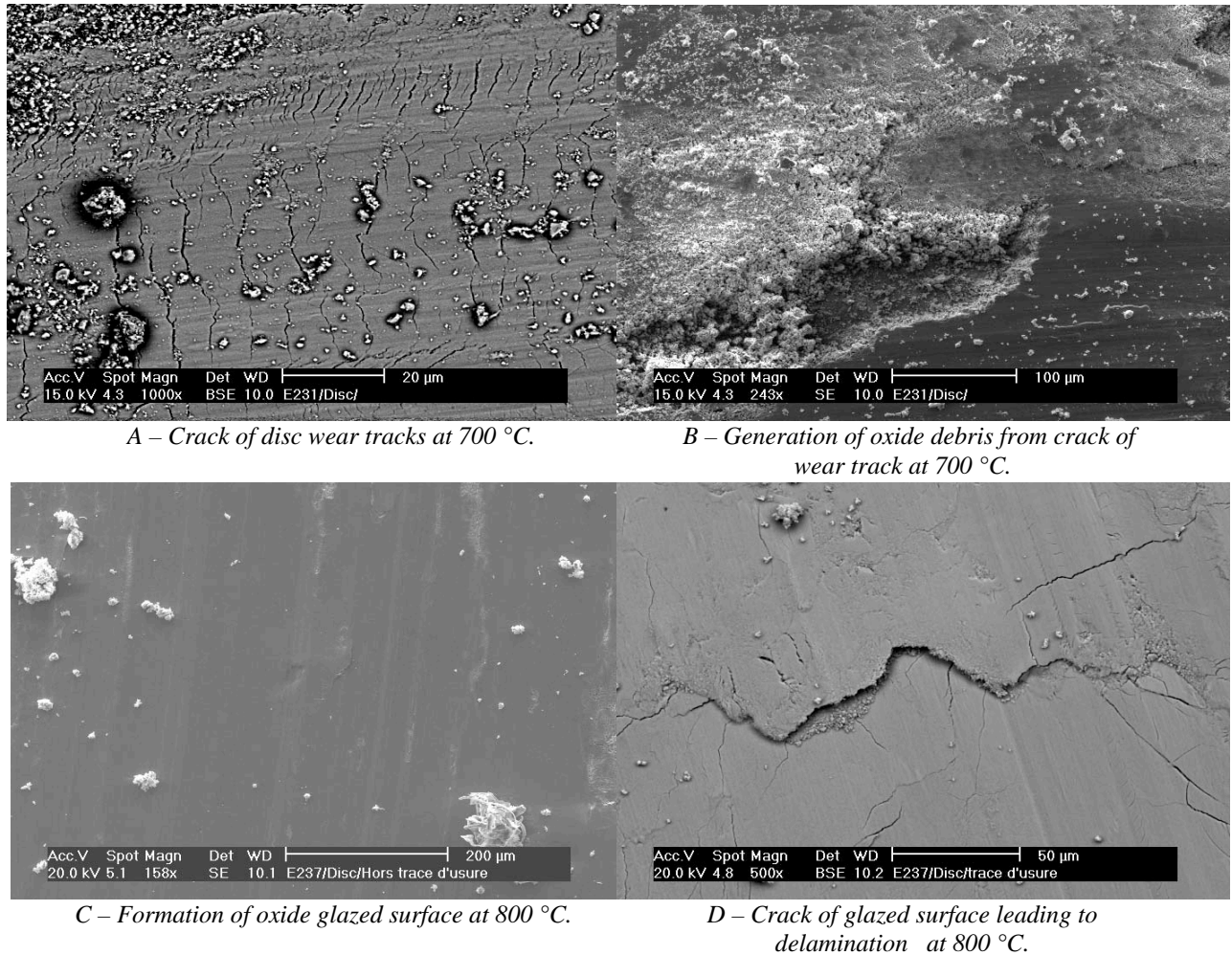


Fig. 5 Wear damage on the disc.

With the temperature, these compacted oxide layers tend to become thicker and larger. At 800 °C, the oxide debris form an important glazed surface in the wear track of the disc (Fig. 5 C).

So the formation of glazed surfaces in the contact is responsible of the softness of the friction coefficient at very high temperature because they increase the carrying surface.

Then, the circulation of oxide debris in the contact come from the surface damage of compacted layers. At low temperature, the debris are agglomerated but badly compacted. The thermo-mechanical stresses favour the decohesion of layers and a new and high generation of free debris in the contact appears (Fig. 5 B). So, the friction coefficient remains quite high.

At high temperature, the crack of glazed surfaces by fatigue leads to departures of matter by delamination and there is very little free oxide debris in the contact (Fig. 5 A and D).

At last, by the side of the wear track, oxide debris are ejected from the contact and constitute an agglomerated debris layer which increases with temperature. At high temperature, these debris are compacted and contribute to extend the wear track.

On the pin (Fig. 6)

The wear transfer seems to be a little more complex. An edge of compacted oxide debris is formed at the back of the wear track (Fig. 6 B). The size of this edge increases with the contact temperature. At 500 °C, we observe little debris edges in front of the wear track too (Fig. 6 A).

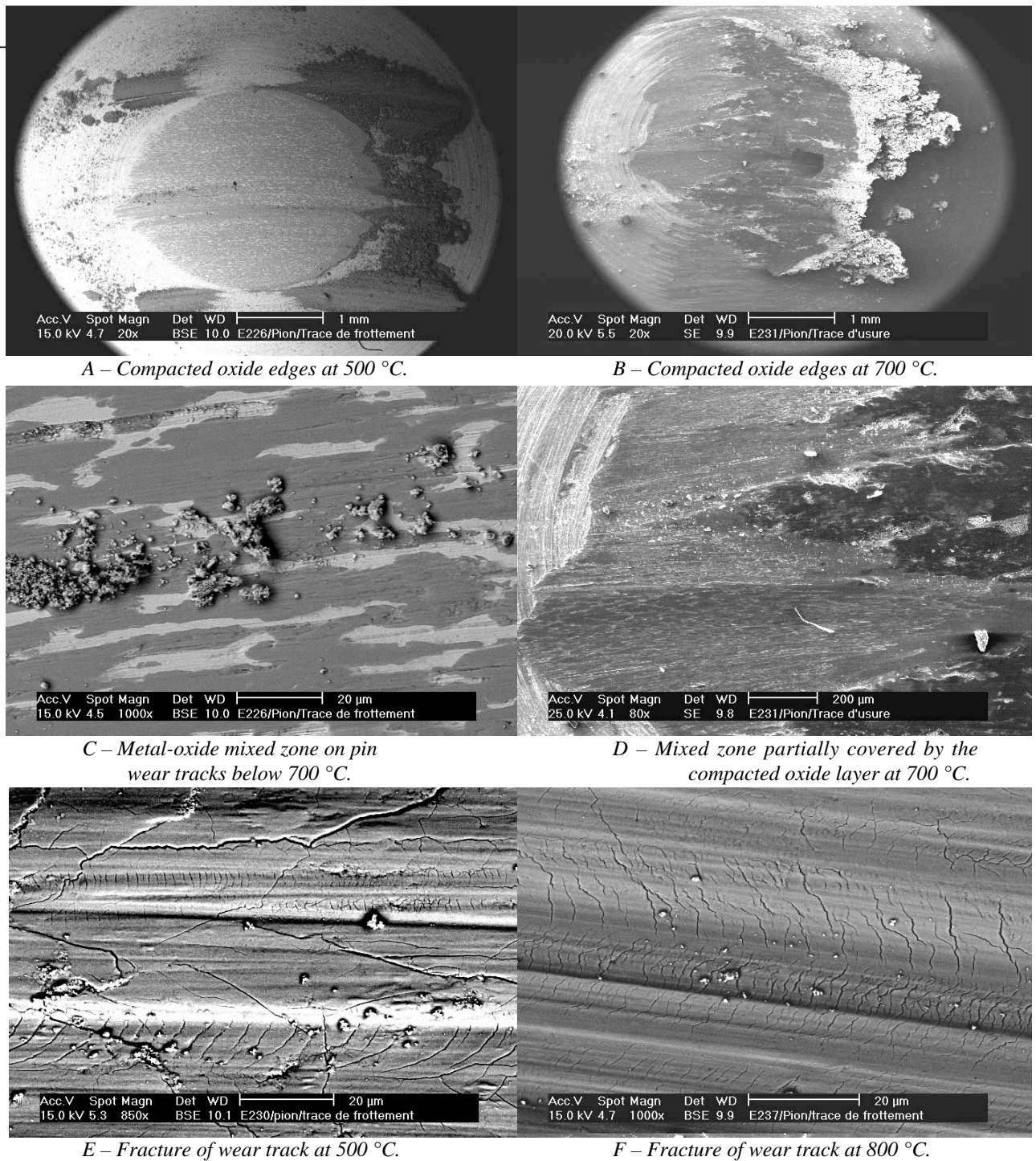


Fig. 6 Wear damage on the pin.

The pin wear track changes with the temperature.

At 500 °C, the wear track is constituted by some parts of metallic substrate and some parts of oxides, both plastically deformed under friction. They form a metal-oxide mixed zone (Fig. 6 C).

At 700 °C, this mixed zone is gradually covered by a compacted layer of oxide debris which tends to become glazed with higher temperature (Fig. 6 D).

At 800 °C, the mixed zone disappeared totally under the glazed surface.

Like for the disc, the oxide debris come again in the contact after the crack of compacted layers by fatigue (Fig. 6 E and F).

SEM observations (in progress) of pin cross sections have revealed a plastic deformation of the pin superficial surface (from 6 to 13 μm thickness) even below the austenitic temperature. So, the pin substrate might play an important role in wear mechanisms and will be further investigated.

Whatever the wear tracks on the disc and on the pin, the observed oxide debris are always iron oxides.

At temperature, we observe the crack of superficial oxide scale by the side of the disc wear track (Fig. 7). So, we can suppose that the oxides present in the contact, on the pin like on the disc, are hematite coming from the disc.

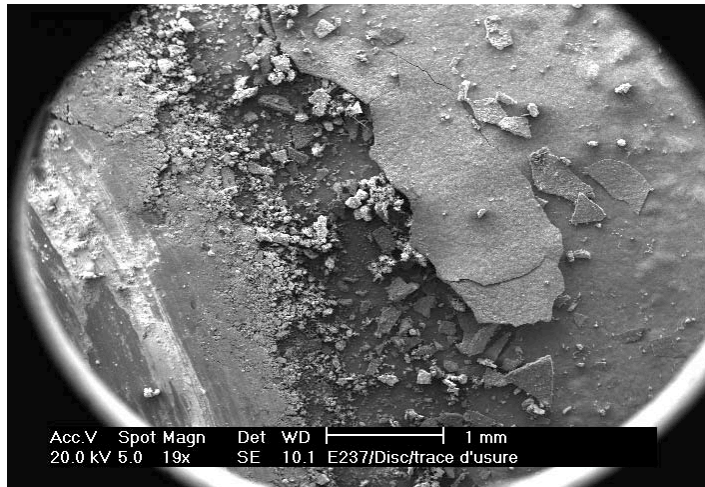
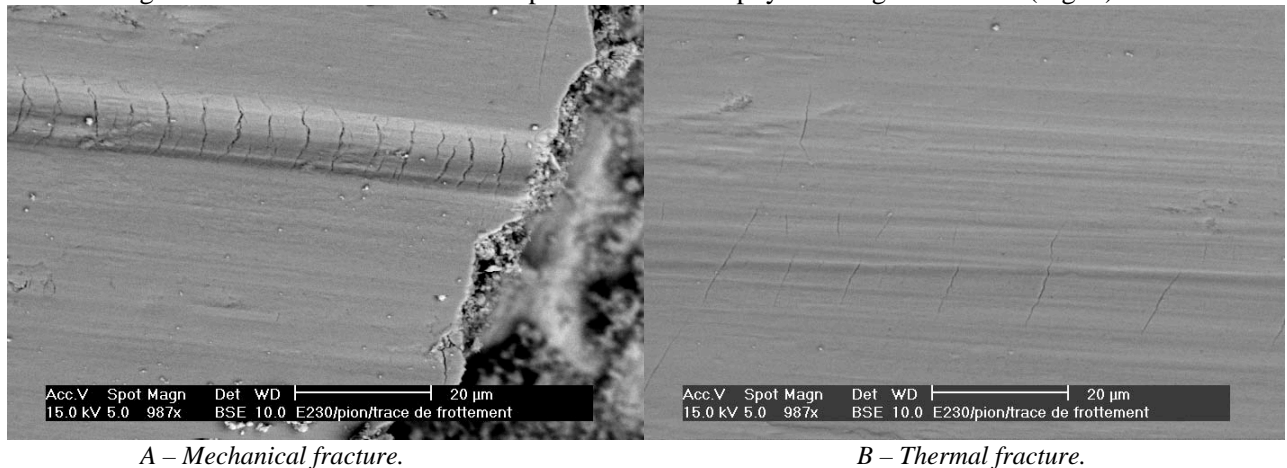


Fig. 7 : Crack of the superficial oxide scale by the side of the disc wear track.

So, the principal damage mechanisms feeding the wear in the couple X38CrMoV5 steel on AISI 1018 steel is fatigue wear. The form of the cracks permit to find the physical origin of cracks (Fig. 8).



A – Mechanical fracture.

B – Thermal fracture.

Fig. 8 : Origin of cracks of the oxide debris layers formed on wear tracks.

5. Conclusion

With the increase of the test temperature, we observed a decrease of friction coefficient. Whatever the hardness of the X38CrMoV5 pin substrate, the evolution of friction is quite linear versus the temperature until 800 °C. Over 800 °C, a different behaviour is observed depending on the hardness. The 47HRC pin stays linear while the 42 HRC pin becomes parabolic and decreases drastically.

This softness of friction coefficient corresponds to the gap of the austenitic temperature. So, at high temperature, the flow stress of the 47 HRC steel stays superior to the flow stress of the 42 HRC steel.

The plastic deformation of the 42 HRC pin may have a stronger influence on the wear behaviour of studied materials couple.

Further, the plastic deformation observed in the cross section of the pin will be analysed on its contribution on wear mechanisms.

On the disc like on the pin, the oxides, observed out of wear tracks like on the wear tracks, are always iron oxides. At all test temperatures, the wear mechanisms identified on the disc like on the pin are quite close.

At the tribo-elements surfaces, more or less compact layers of oxide debris are formed. The thickness and the density of these layers tend to increase with the test temperature.

Under thermo-mechanical stresses, these oxide debris layers crack and generate free debris in the contact, responsible of a high friction coefficient. The edges of compacted debris observed at the back of the contact are the witness of a strong circulation of oxide debris in the contact.

With the increase of the temperature, the formation of glazed surfaces tend to decrease the contact pressure and, so, friction coefficient and wear.

In fact, wear mechanisms generated between X38CrMoV5 steel and AISI 1018 steel are essentially a combination of wear by abrasion, plastic deformation and fatigue.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge PCA for supporting these investigations, in particular, Mr Marc PLATEAU. Dr. Sylvain JEAN, from EMAC, is also thanked for his technical assistance in ESEM observations (Environmental Scanning Electron Microscopy).

REFERENCES

- refnr1 L.H.S. LUNG, T. HEIJKOOP, *Wear* 71 (1981) p. 93-102.
- refnr2 Y. THORE, PhD thesis Ecole des Mines de Paris (France) (1984).
- refnr3 K. MAHJOUB, PhD thesis Ecole des Mines de Paris (France) (1999).
- refnr4 ASM Handbook, Forming and Forging, ASM 14 (1988).
- refnr5 D. KIRCHER, H. MICHAUD, V. BOGARD, *Mat. & Tech.* 1-2 (1999) p. 31-38.
- refnr6 E. DOEGE, H. NÄGELE, U. SCHLIEPHAKE, in Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B, *Journal of Engineering Manufacture* 208 (1994) p. 111-119.
- refnr7 C. VERGNE, C. BOHER, R. GRAS, *Wear* 250 (2001) p. 322-333.
- refnr8 C. VERGNE, PhD thesis Ecole des Mines de Paris (France) (2001).
- refnr9 R. LEVEQUE, *Techniques de l'Ingénieur, Métallurgie*, M330 (1998) p. 1-42.
- refnr10 P. BAQUE, P. FERNIER, *Les Notes Techniques du CETIM* 12 (1975).
- refnr11 J. PADAÏSSI, *Acta Metallurgica* 3 (1955) p. 447-451.
- refnr12 J. PADAÏSSI, *Revue de Métallurgie* 54 N°8 (1957) p. 569-585.
- refnr13 N.B. PILLING, R.E. BEDWORTH, *J. Inst. Met.* 29 (1923) p. 529.
- refnr14 E. GEMELLI, A. GALERIE, M. CAILLET, *La Revue de Métallurgie, CIT/Sciences et des Matériaux* (1996) p. 261-267.
- refnr15 F. ARMANET, PhD thesis Université Technologique de Compiègne (1984).
- refnr16 V. R. HOWES, *Corrosion Science* 8 (1968) p. 729-736.
- refnr17 V. R. HOWES, *Corrosion Science* 10 (1970) p. 99-103.
- refnr18 A. OUDIN, PhD thesis Ecole des Mines de Paris (France) (2001).
- refnr19 P. BRUCKEL, PhD thesis Ecole des Mines de Paris (France), work in progress.
- refnr20 A. MAGNEE, C. GASPARD, D. COUTSOURADIS, *Revue de Métallurgie* (1977) p. 35-52.
- refnr21 A. MAGNEE, C. GASPARD, J. MIGNON, L. HABRAKEN, *Bulletin du Cercle d'Etudes des Métaux* (1977) p. 177-241.
- refnr22 A. MAGNEE, C. GASPARD, M. GABRIEL, *Metallurgical Reports CRM* 57 (1980) p. 25-39.
- refnr23 P. A. MUNTHER, J. G. LENARD, *J. Mater. Process. Technol.* 88 (1999) p. 105-113.
- refnr24 D. T. BLAZEVIC, in proceedings of 37th MWSP Conf., ISS-AIME 33 (1996) p. 33-38.
- refnr25 S. JEAN, B. MIQUEL, S. LEROUX, P. LAMESLE, F. RÉZAI-ARIA, "*Heat-checking of hot work tool steels*," In Proceedings of SF2M of Temperature-Fatigue interaction, May 2001, in press
- refnr26 D. DELAGNES, F. REZAI-ARIA, C. LEVAILLANT, A. GRELLIER, in Proceedings of the 5th International Conference on Tooling, Loeban (1999), p. 195-204.
- refnr27 T. SUZUKI, S. TAKEUCHI, H. YOSHINAGA, *Dislocation dynamics and plasticity* - Ed. Springer-Verlag (1991).
- refnr28 F.R.N. NABARRO - Conference of Strength of Solids, Physical Society, London (1948) p. 75.
- refnr29 C. HERRING, *J. Appl. Phys.*, Vol. 41, N°437 (1950).
- refnr30 R.L. COBLE, *J. Appl. Phys.*, Vol. 34, N°1679 (1963).

Analysis of the friction and wear behaviour of hot work tool steel for forging

O. Barrau^a, C. Boher^{a,*}, R. Gras^b, F. Rezai-Aria^a

^a Ecole des Mines d'Albi-Carmaux, CROMeP, Campus Jarlard, Route de Teillet, CT 81013 Albi Cedex 09, France

^b ISMCM-CESTI, 3 Rue Ferdinand Hainaut, 93047 Saint-Ouen Cedex, France

Abstract

A significant part of the energy in forging is used to break the interfacial junctions due to friction between the tool and the workpiece. The life of hot-forging tools is usually limited by complex interactive mechanisms under cyclic loading such as abrasive, adhesive and scaling wear, thermal and mechanical fatigue, and plastic deformation.

This contribution deals with the wear mechanisms of the tempered martensitic X38CrMoV5 steel (AISI H11) under high-temperature and dry-sliding wear. The investigations are carried out with high-temperature pin-on-disc tests. The pin is cut from bars of X38CrMoV5 steel treated at 42 and 47 HRC. The disc is made of common steel (AISI 1018, XC18). Temperature of the disc ranges from 20 to 950 °C. Before the test starts, the disc is first pre-heated for 1 h. The experiments are performed under constant load and velocity. The friction coefficient decreases quasi-linearly with the rising disc temperature up to 800 °C. Over this temperature, it decreases drastically for the 42 HRC steel but remains linear for the 47 HRC steel.

Scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometry (EDS) investigations have revealed that wear is essentially due to abrasion, plastic deformation and fatigue. Set of cracks due to contact rolling fatigue is observed on the pin and the disc. Those cracks are located on the transferred scale on the pin and on the oxide scale of the disc wear track. The cross-section observations of the pin have revealed a plastically deformed zone beneath the surface. In this sub-surface layer, the tempered martensitic microstructure seems to be more aligned due to friction and the plastic deformation.

© 2003 Elsevier Science B.V. All rights reserved.

Keywords: Friction; Wear; Hot forging; Plastic deformation

1. Introduction

A specific disadvantage of the hot and warm die-forging process is that the tools are exposed to high thermal and mechanical stresses. These stresses cause failure of the dies because of wear and thermo-mechanical fatigue [1–5]. The tools then have to be exchanged after a certain time of use. It leads to considerable costs not only for the tools themselves but also for the needed set-up times and thus may cause delays in delivery of the forged parts.

The hot working steels usually used for the die-forging tools are exposed to tempering effects because of high thermal and mechanical loads. These tempering effects on their part cause a greater susceptibility to wear.

Generally, due to the forging temperature being well above 1000 °C, the temperature of the surface of the tool temporarily exceeds 500 °C [1–3] and thus the tempering temperatures of conventional hot work tool steel. In such a

case, the hardness of the tool is reduced and the mechanical impacts during forging operations can easily cause plastic deformation as well as abrasion of tool material [1] (Fig. 1).

In fact, for each fabrication operation, temperature variations occur more or less quickly on the working tool surface due to the heat exchange between the hot workpiece and the tool. After contact with the hot workpiece, the die surface is quickly cooled. Then, transient thermal gradients are developed inside the tool by thermal conduction. These thermal gradients lead to crack the surface by heat checking [4].

Besides, tools undergo mechanical strains during forging [3]. These strains can enhance diffusion pathways in the die oxidation that plays an important role in the tool wear. The damage caused by friction may be very different according to the nature and the physical properties of the contact surfaces (metal or formed oxide layers).

At last, under thermal and mechanical stresses, the tempered martensitic steels employed in hot-forging tools are inclined to loose their mechanical properties [4–6]. Also, the die surface damage is the result of a complex process

* Corresponding author. Fax: +33-563493242.

E-mail address: boher@enstima.fr (C. Boher).

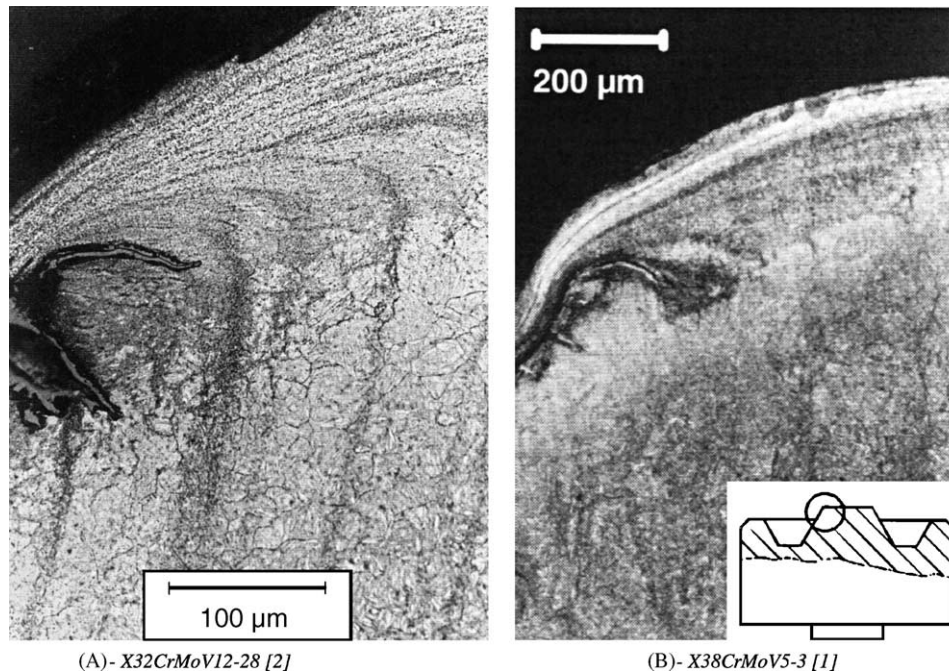


Fig. 1. Microstructure of the convex radius of different hot work tool steels after 1000 forging cycles. Tool temperature, 200 °C; forging material, C45; forging temperature, 1100–1150 °C; lubricated contact; cycle time, 13 s; hardness of tools, 47 HRC.

connected to fatigue (cracking origin), friction (wear origin) and test ambience (oxidation origin) [3].

The aim of this contribution is to assess some wear mechanisms of a tempered martensitic tool steel at various test temperature and initial hardness. The friction tests were performed on a high-temperature pin-on-disc tribometer developed in our laboratory, in order to control load, speed, temperature, surface conditions and chemical state of the materials.

2. Experimental equipment, procedure and materials

2.1. High-temperature pin-on-disc tribometer

The high-temperature pin-on-disc tribometer developed in our laboratory is reported in [7,8]. The pin presents a hemispherical contact surface with a radius of curvature of 20 mm. The disc is a cylinder of 30 mm diameter.

After each test, wear surfaces are observed by optical microscopy and/or scanning electron microscopy (SEM) with dispersive energy analysis capability. To complete these investigations, a cross-section observation on each pin is also performed on an environmental SEM (ESEM).

2.2. Test procedure

The disc is first heated up to a given temperature and kept it constant for 1 h. During the disc pre-heating, the pin is kept out of the contact at room temperature. After 1 h of

heating of the disc, the pin is put on the disc surface and the friction test is started immediately.

To assess the effect of the disc temperature on wear damage, the normal load (20 N) and the linear sliding speed (0.167 m s^{-1}) are kept constant. Test conditions are summarised in Table 1.

It is considered that the temperature of the forging tools do not reach the high temperatures applied in the test (800 and 950 °C). The temperature of the forged piece is often over 1000 °C, so temperature of the tool surface may reach these temperatures. Therefore, tests are conducted at these temperatures to assess their influence on the wear behaviour of X38CrMoV5.

2.3. Materials

The pin is made of a 5% chromium tempered martensitic steel grade (X38CrMoV5, AISI H11). On the other hand, the disc is a ferritic-pearlitic mild steel (XC18, AISI 1018). The X38CrMoV5 steel is widely used for forging dies [9,10], whereas AISI 1018 mild steel is used as a forged material in automotive industry. The chemical composition of the two steels is reported in Table 2.

Table 1
Friction test conditions

Pin initial hardness (HRC)	42 or 47
Normal load (N)	20
Sliding speed	100 rpm (rotate); 0.167 m s^{-1} (linear)
Test duration (s)	3600
Disc temperature (°C)	20, 200, 500, 700, 800, 950

Table 2
Chemical composition of test materials

Elements (wt.%)	C	Cr	Mn	V	Ni	Mo	Si	P	S	Fe
Pin: X38CrMoV5/AISI H11	0.40	5.05	0.49	0.47	0.20	1.25	0.92	–	–	Balance
Disc: XC18/AISI 1018	0.16–0.22	<0.40	0.40–0.70	–	<0.40	<0.10	0.15–0.35	<0.035	<0.035	Balance

Table 3
Heat treatment procedure to achieve tempered martensite microstructure for X38CrMoV5 steel

Hardness (HRC)	Austenisation	First tempering	Second tempering
42	990 °C/1 h/air	550 °C/2 h/air	625 °C/2 h/air
47	990 °C/1 h/air	550 °C/2 h/air	603 °C/2 h/air

The 5% chromium steel was studied in quenched and tempered conditions. The heat treatments are performed to achieve two initial hardnesses, 42 and 47 HRC, with a tempered martensitic microstructure (Table 3). The tempered martensitic structure is in fact ferrite and cementite with a lath shape. The microstructure has a high density of dislocations, which gives a good strength to the material at room temperature [11]. At high temperature, the interprecipitates distance increases, so the mobility of dislocation is enhanced.

The initial hardness of AISI 1018 steel is about 168 HV at room temperature. The initial arithmetic roughness of the disc and the pin are 0.04 and 0.32 μm , respectively.

3. Friction and pin damage

3.1. Friction evolution

First, the average value of the coefficient of friction decreases with an increase of the test temperature (Table 4) regardless the initial hardnesses of the pin. The friction coefficient versus time curves for a given test temperature are quite similar for both initial hardnesses of the pin substrate.

At room temperature and 200 °C, the mean value of the friction coefficient of the couple X38CrMoV5/XC18 is about 0.6 of whatever the initial hardness of the pin is. This friction coefficient is generally found for steels in dry friction. From 500 to 800 °C, the average value of the coefficient of friction decreases slightly to 0.5 and there is still

not a significant difference between pins with two levels of hardness.

Over 800 °C, the value of the friction coefficient decreases but its evolution remains quite linear for the 47 HRC initial hardness pin while it decreases drastically for the 42 HRC pin. So, 950 °C seems to be a critical point from which the friction behaviour of the couple X38CrMoV5/XC18 is modified depending on the disc temperature and the pin hardness.

The overall decreases of the friction coefficient may be connected to the loss of the mechanical properties with the increase of the test temperature [4–6] and to the presence of an oxide layer for the high-temperature test. It seems that the 42 HRC initial hardness pin loses its mechanical properties quicker than the one of 47 HRC.

3.2. Surface observations

The damaged surfaces of the pin are observed by SEM for each test temperature. The surface damages of the pins up to 800 °C, were already presented in previous works [12]. No difference was observed between the 42 and 47 HRC pin at the same test temperature but the pin wear track changes with the temperature.

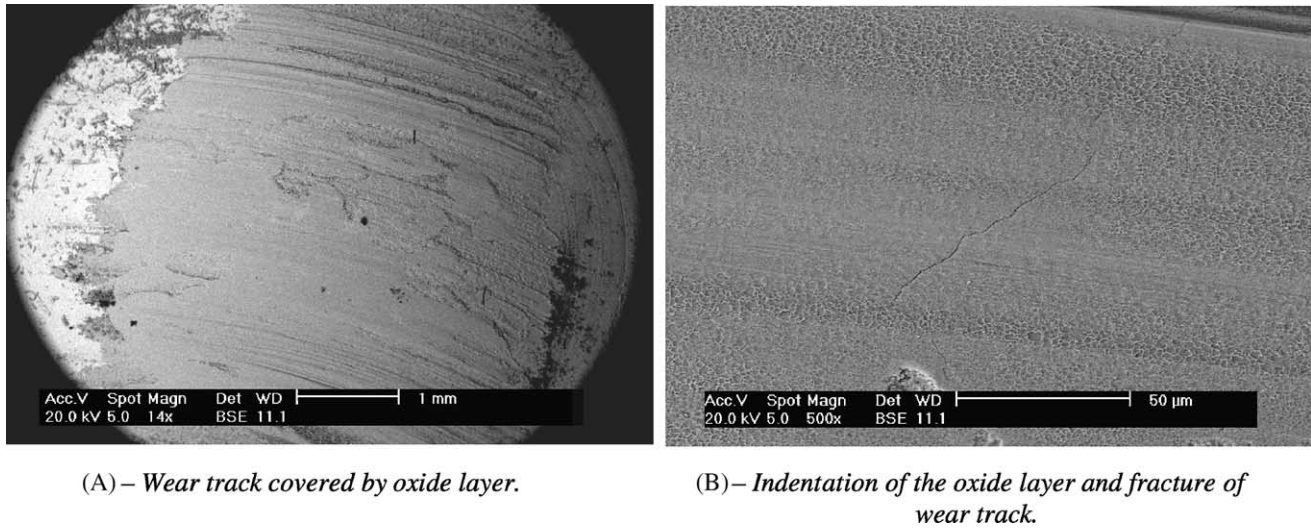
Under 500 °C, we claim that tribo-oxidation is prevailing. The metallic debris enter into the contact region and are oxidised during the sliding. At 500 °C, a two zones layer constitutes the wear track. The light zone is the matrix of the pin and the dark area is oxides from the disc and oxidised debris. These zones form a metal-oxide mixed zone. Beyond 500 °C, hot tribology prevails: the sliding contact surfaces generate debris already oxidised mainly from the disc surface. At 700 °C, this mixed zone is gradually transformed in a compacted layer of oxide debris which tends to become glazed at higher temperature. At 800 °C, the mixed zone becomes totally glazed surface. These glazed surfaces present cracks.

At 950 °C, the contact surfaces are oxide on oxide. Even though there is an important difference between the value of

Table 4
Evolution of friction coefficient vs. the disc temperature

Hardness (HRC)	Average friction coefficient (μ)					
	20 ^a	200	500	700	800	950
42	0.60 ± 0.045	0.63 ± 0.050	0.53 ± 0.020	0.46 ± 0.045	0.45 ± 0.044	0.19 ± 0.040
47	0.59 ± 0.060	0.60 ± 0.041	0.49 ± 0.020	0.52 ± 0.020	0.44 ± 0.050	0.36 ± 0.049

^a Disc temperature (°C).



(A) – Wear track covered by oxide layer.

(B) – Indentation of the oxide layer and fracture of wear track.

Fig. 2. Wear track of the pin after the test at 950 °C.

the coefficient of friction of the 42 and 47 HRC pin for this test temperature, the morphology of the contact surfaces is quite similar for the both hardnesses (Fig. 2A). We observe a compacted oxide layer on the surface of the pin. The morphology of this layer looks like an iron oxide (Fe_2O_3). This oxide on the pin surface may come from the oxide formed on the disc during the pre-heating treatment. As can be seen in Fig. 2B, the surface oxide morphology is modified on the contact area between the pin and the disc. This deformation looks like an indentation which tends to transform oxide into glazed zone.

In addition, another damage mechanism contributing to the wear in the couple X38CrMoV5 steel on XC18 steel is the surface oxide layers cracking for the temperature ranging 500–950 °C. We do not observe cracks for the lowest temperatures [12]. The form of the cracks suggests their physical origin. The fatigue cracks have a horseshoe form. We could attribute the superficial fatigue cracks to friction stress but the thermal stress generated during the cooling can as well cause such cracking.

3.3. Cross-section observations

The cross-sections of the pin are observed by ESEM for each test temperature. The cross-sections are cut parallel to the direction of friction. Some energy dispersive spectrometry (EDS) analyses were added to complete the investigations. Results from EDS are mainly qualitative.

3.3.1. Plastic deformation

We observe plastic deformation parallel to the direction of friction for each test except at 950 °C. The maximum thickness of sub-surface layer affected by the plastic deformation versus temperature is summed up in Table 5.

From 20 to 200 °C, the flow stress of the 47 HRC is high and do not allow a large plastic deformation. So, the values

measured for these temperatures are a bit lower than for the 42 HRC alloy. Up to 500 °C, the measured deformed thickness is quite similar for the two pin hardnesses. At 700 °C, the behaviour changes between the both hardnesses. The resultant thickness deformed on the 42 HRC is more than five times larger than the deformation observed on the 47 HRC pin.

The maximum thickness affected is often measured near the back of the wear track due to the flow of matter, as we will see later on. When it is observed, the plastic deformation is influenced by the initial orientation of the lathes of the microstructure as we can see in Fig. 3. If the lathes have an angle with the surface beyond $\pi/2$, it limits the thickness affected. If this angle is below $\pi/2$, the lathes are easier to deform and the deformed zone becomes thicker.

At 20 °C, for the both hardnesses, we observe a plastically deformed zone. But the elongation of the lathes is less important compared to those measured at higher temperatures even if the values of the resultant thickness deformed are very close (Fig. 4A and B).

In localised zones, for the low-temperature test (20 and 200 °C), the shape of the plastic deformation rather looks like of an indentation by a normal force than a plastic deformation under shear force (Fig. 5). This indentation may occur when two metallic asperities enter in contact (Fig. 5A)

Table 5
Evolution of the maximum thickness affected by the plastic deformation vs. the disc temperature

Hardness (HRC)	Plastic deformation maximum (μm)					
	20 ^a	200	500	700	800	950
42	5	14	5	11	5	–
47	3	10	5	2	2	–

^a Disc temperature (°C).

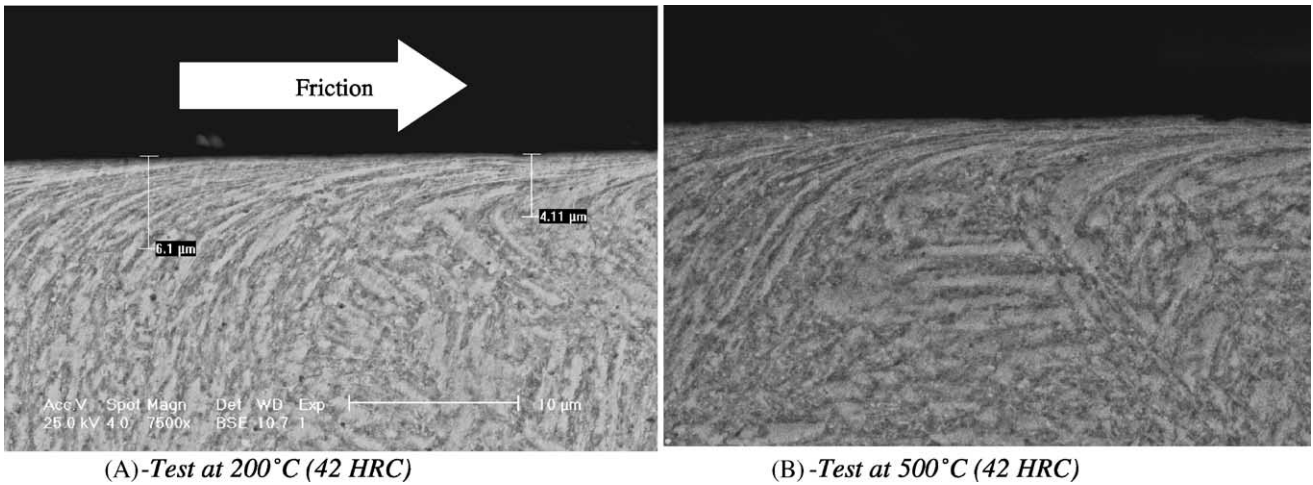


Fig. 3. Plastic deformation on the surface of the pin. Influence of the initial orientation of the lathes.

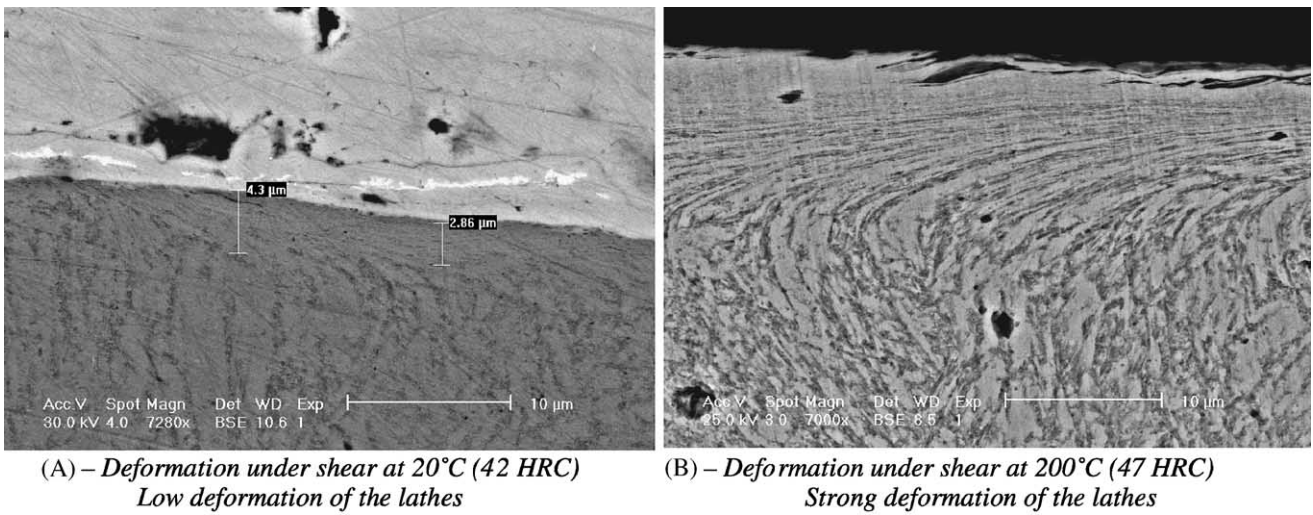


Fig. 4. Plastic deformation on the surface of the pin.

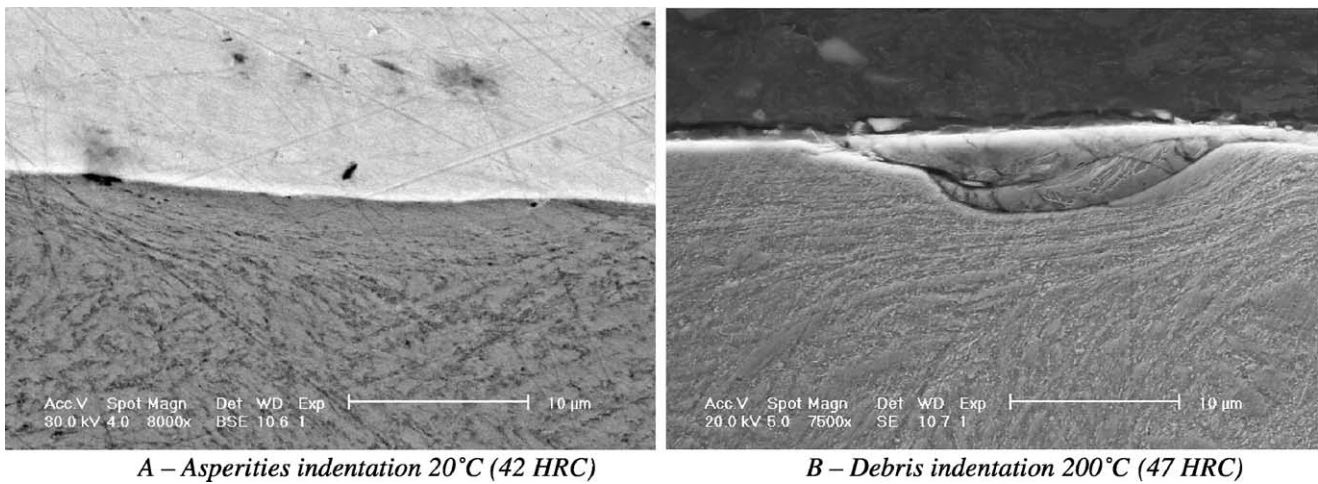


Fig. 5. Indentation of the pin surface.

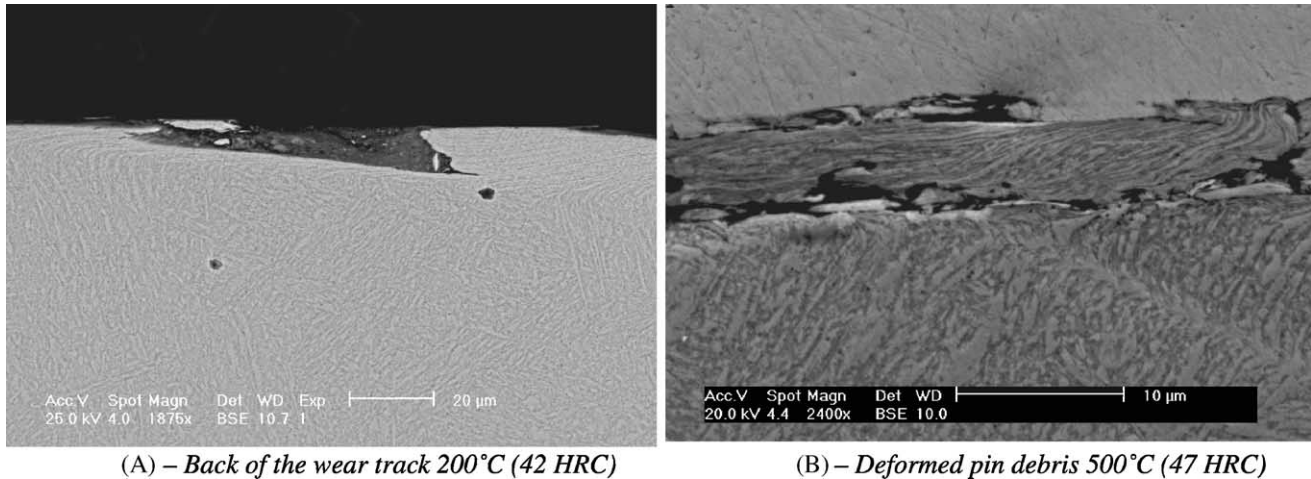


Fig. 6. Surface of the pin after the test at 500 °C.

or it may form due to the hardness of the debris in the contact for these test temperatures (Fig. 5B).

In the back of the wear track, we observe an edge of deformed material created by the movement of matter under shear force (Fig. 6A). It is at the back of the wear track where we measure the maximum thickness affected by plastic deformation. Even if the maximum strain due to the normal load and velocity is localised in front of the wear track. As we can observe in Fig. 6B, some big debris are abraded and plastically deformed. The formation of such debris could explain the low resultant thickness observed at and over 500 °C peculiar for the 47 HRC pin. These big debris could easily be abraded from the edge at the back of the wear track.

The formation of dimples, in the plastically deformed zone, near the external surface of the matrix plays a role in the decohesion of the lathes (Fig. 7B). The lathes reach their maximum deformation and microductile cavities appear when the material can not be more deformed.

Cavities have been formed at the interface deformed zone–matrix (Figs. 7A and 8A), but they also have been formed by the flow of matter under shear force (Fig. 8B). The formation of these cavities may occur at the prior austenite grain boundary. These cavities also play a role in the debris emission.

From 700 to 800 °C, the difference between the two initial pin hardness becomes greater: there is only little resultant thickness affected by the plastic deformation on the 47 HRC. However, we find some big debris of the pin plastically deformed on the wear track. These big debris contribute to the low deformed thickness that was measured. At 950 °C, the matrix has completely lost its mechanical properties and the plastic deformation consists of movement of matter like a viscous flow (Fig. 9).

3.3.2. Microstructure evolution

It remains the same as initial tempered martensite microstructure for the whole tests except at 950 °C. For this

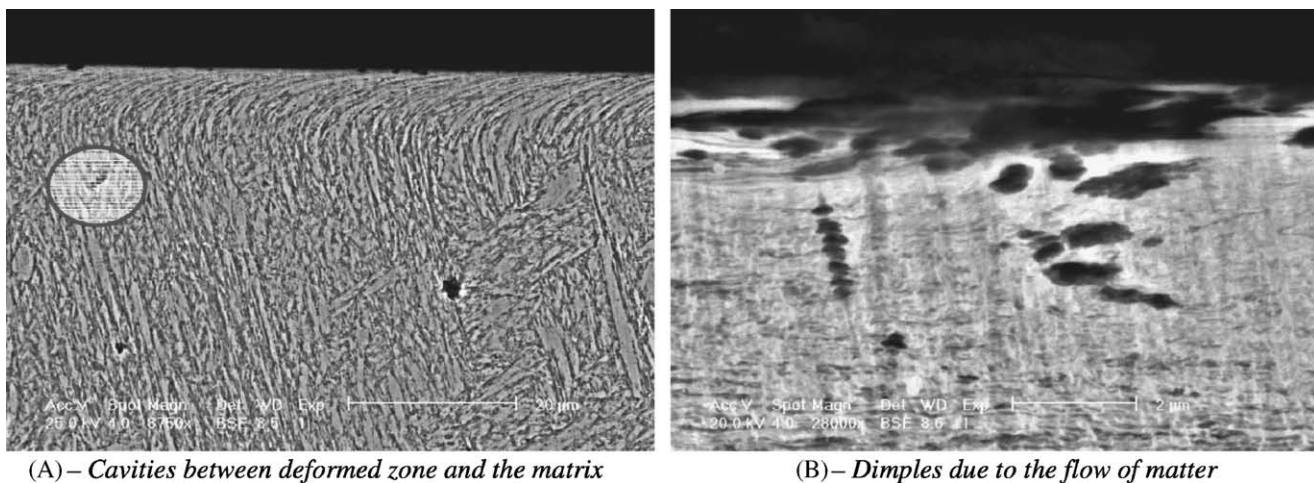


Fig. 7. Surface of the pin after the test at 200 °C (47 HRC).

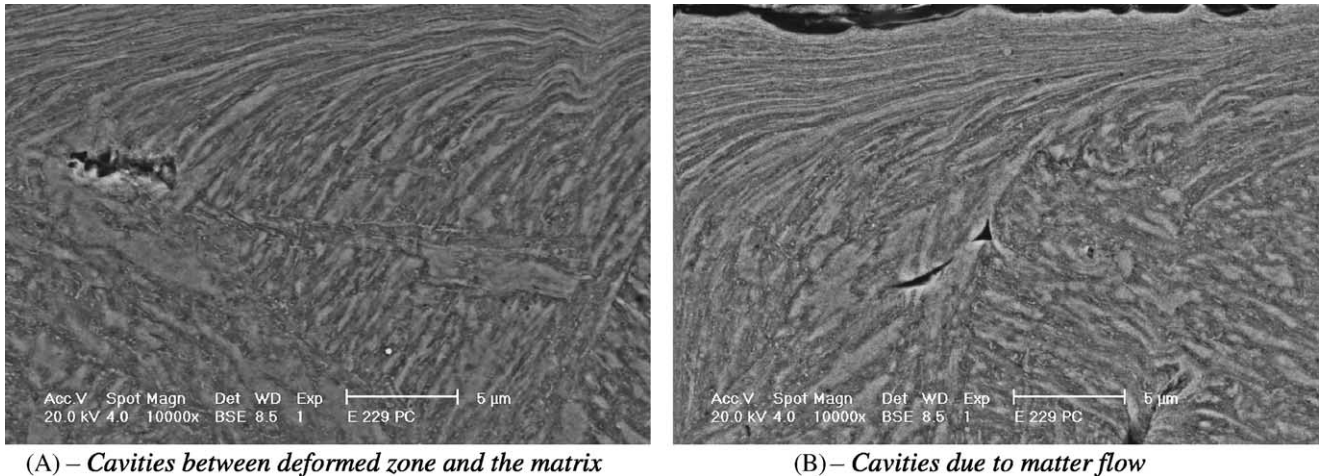


Fig. 8. Surface of the pin after the test at 700 °C (42 HRC).

test temperature, we observe a loss of the lath structure going with the carbide coalescence and the formation of new grains on the extreme surface (Fig. 10B). The global aspect is close to the “white layer” observed by Walter et al. [2] (Fig. 10A). These grains have the same composition of the initial X38CrMoV5 (5.33 wt.% Cr; 1.7 wt.% Mo; 0.69 wt.% V; 1 wt.% Si; 0.43 wt.% Mn).

For the 42 HRC pin at 950 °C, these grains are only observed outside of the wear track (2–3 μm height). For the 47 HRC pin, these new grains are observed on the whole surface but they are smaller in the wear track (2–3 μm height in the wear track; 4–5 μm height out of the wear track) (Fig. 10B).

We observe that the carbides are missing on the top of grain. Beneath the surface, carbides have the tendency to take a preferential orientation along the friction direction at the interface new grain–pin matrix.

3.3.3. Influence of oxide and oxidation on friction

From 20 to 200 °C, the oxide debris present in the contact region result from the abrasion of the surface asperities of

pin and disc. The debris enter into the contact as metallic debris and are oxidised in the contact under shear force.

At 500 °C, there is a transition: we find metallic debris oxidised but also oxide debris mainly from the disc. The alternation of the metallic and the oxidised zone is characteristic of the mixed zone observed on the surface of the wear track for this test temperature.

At 700 °C, we observe localised oxidation of the X38CrMoV5. These oxides are very rich in chromium and molybdenum (18 wt.% Cr; 9.5 wt.% Mo; 1.17 wt.% Si). However, we do not observe depletion of these elements in the matrix around the oxide. We also remark an internal oxidation at the lath boundary where carbides rich in alloyed elements are located (Fig. 11A).

This inter-lath oxide is rich in chromium peculiar to the oxidation of the X38CrMoV5 [13] and in molybdenum proper to inter-lath carbides (14 wt.% Cr; 5.8 wt.% Mo; 1.2 wt.% Si). This oxidation may lead to the decohesion of tempered lathes.

We also observe internal oxidation out of the wear track (Fig. 11B). These oxides are always very rich in alloyed

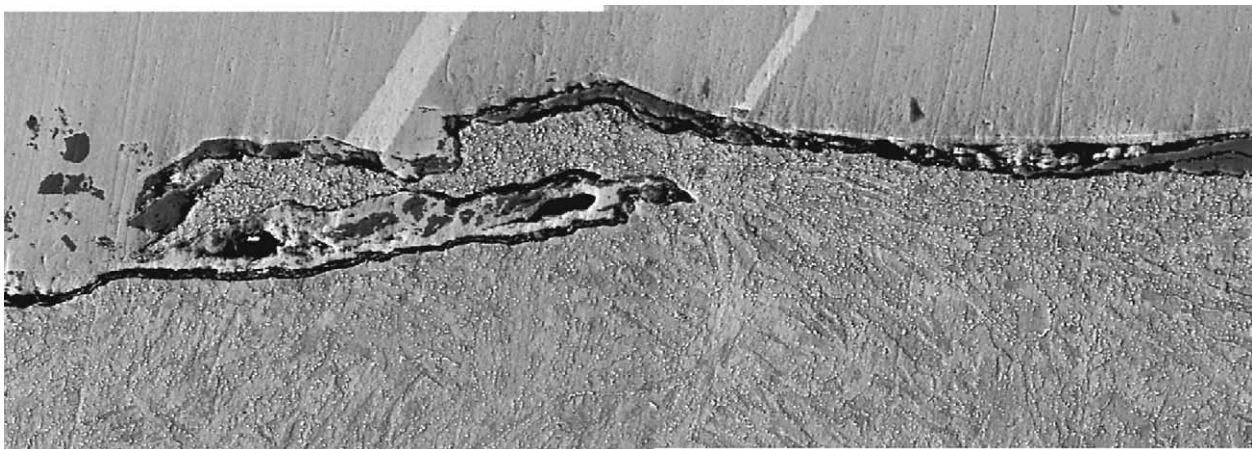


Fig. 9. Back of the wear track of the pin after the test at 950 °C (42 HRC).

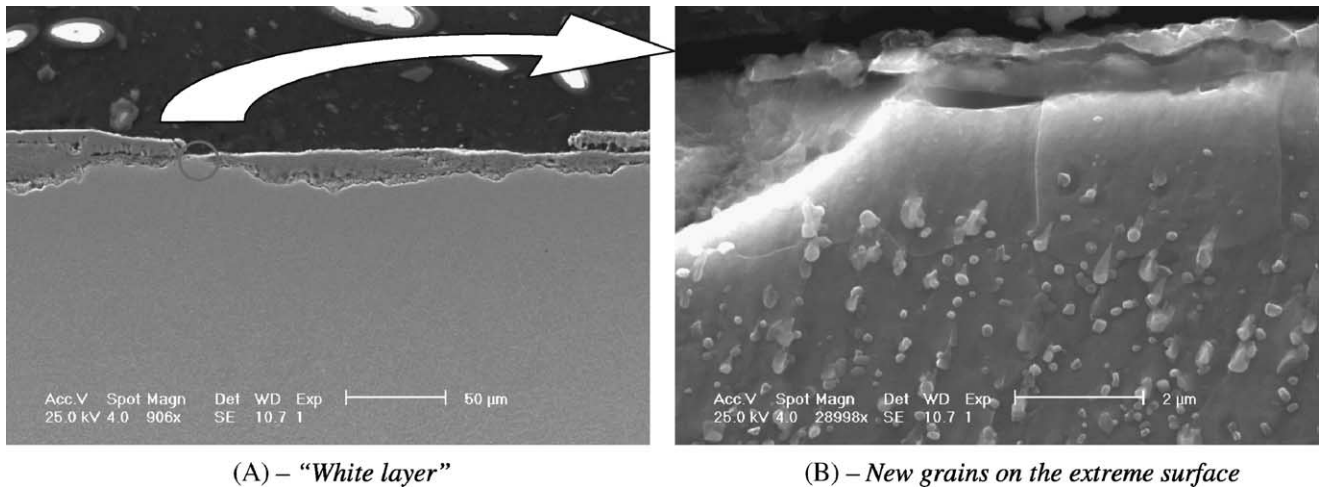


Fig. 10. Microstructure over-etched on the surface of the pin after the test at 950 °C (47 HRC).

elements (16.7 wt.% Cr; 5 wt.% Mo; 4 wt.% Si; 1.62 wt.% V). This oxidation seems to follow a preferential way of diffusion that can be a prior austenitic grain boundary.

At and over 800 °C, we note the presence of a continuous oxide on the whole surface of the pin. This oxide scale (the black interface on the Fig. 12A) locates between the matrix and the disc oxide (1.76 wt.% Cr). This interface may be a pin oxide (6.67 wt.% Cr; 3.1 wt.% Mo; 1.2 wt.% Si; 0.92 wt.% V): the presence of vanadium is proper to the pin. Below 800 °C, there are oxides but they are not continuous on the whole pin surface. Like at 700 °C, we observe an inter-lath oxidation leading to the emission of big debris. The oxides coming from the disc are thicker and very adherent to the pin surface (Fig. 12B).

At 950 °C, we find oxides from both the disc and pin on the surface of the pin. We also find debris of the matrix whose microstructure looks like the one of the pin at the surface (Fig. 13A). As at 800 °C, we remark a thin interface

(1–1.5 μm) very rich in chromium (13.3 wt.% Cr). This interface is present and constant on the whole surface.

We also find on the surface of the pin multi-layer oxide. All these oxides contain chromium (1.5–12 wt.% Cr) and vanadium proper to the pin (Fig. 13B). The concentration of alloyed elements decrease moving closer the external surface. We observe oxidation in the cavities in the under-layer (Fig. 13C). These oxides are rich in chromium and silicon (9.7 wt.% Cr; 2.3 wt.% Si).

In Fig. 13D, we note the presence of oxides from the disc. These oxides are compacted under normal force. So, these layers of oxides tend to crack due to their fragility, more particularly during the cooling stage after the test, but also under the shear force. We note the smooth and rectilinear shape of the surface in contact with the disc (Figs. 10A and 13D).

With the increase of the test temperature, the oxides become thicker on the disc surface and their contribution on

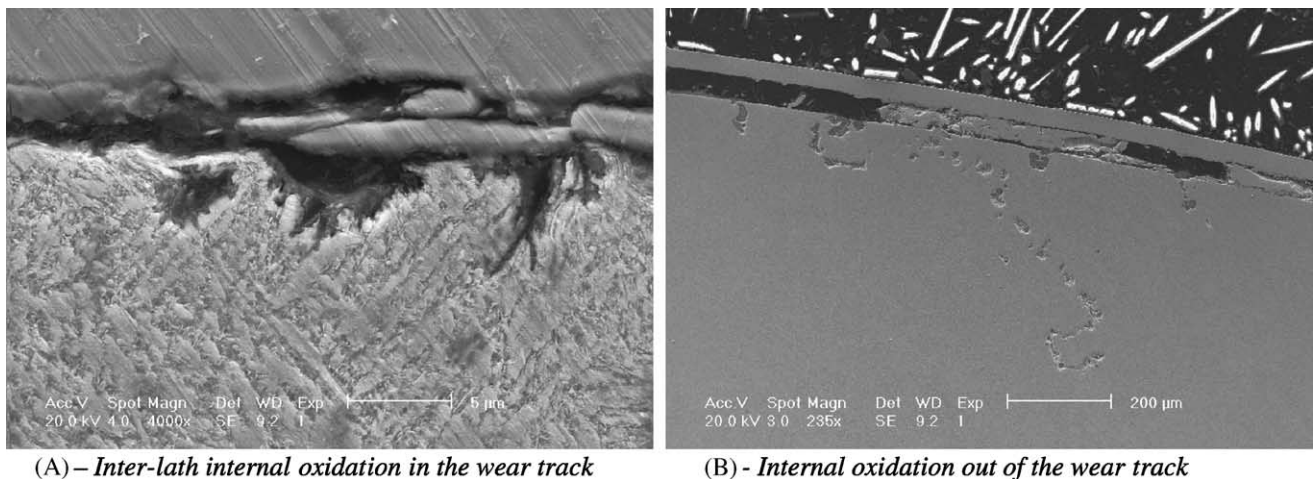


Fig. 11. Oxidation on the surface of the pin after the test at 700 °C (47 HRC).

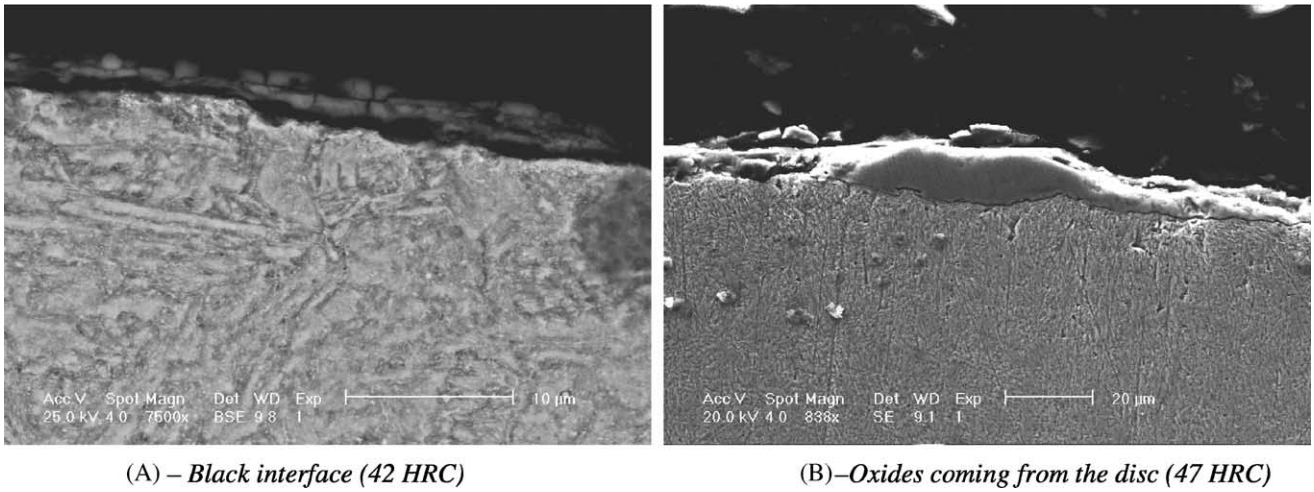


Fig. 12. Oxide and oxidation on the surface of the pin after the test at 800°C.

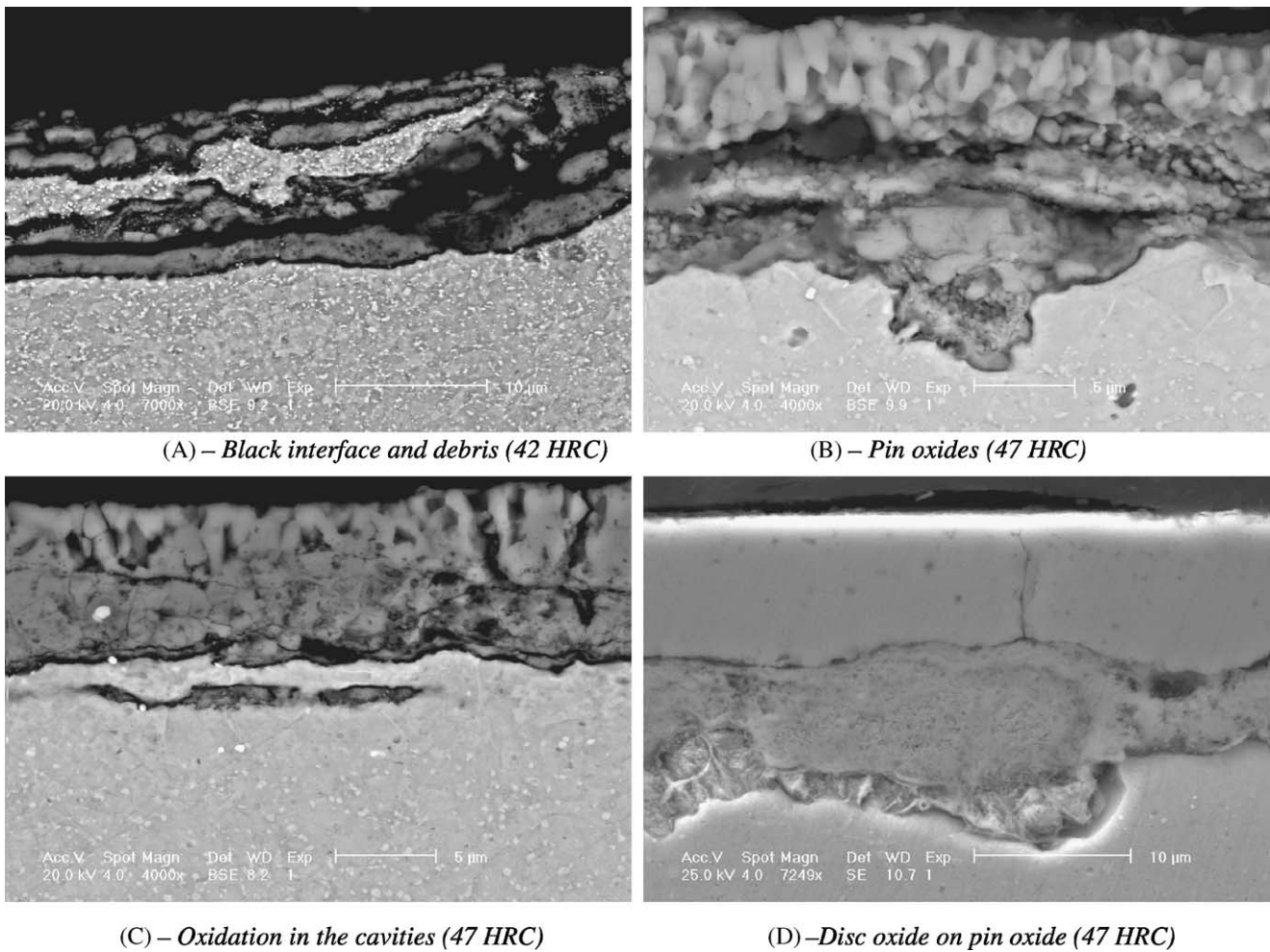


Fig. 13. Oxide and oxidation on the surface of the pin after the test at 950°C.

friction is not negligible especially the abrasive effect of the hematite which can reduce the affected zone by plastic deformation.

4. Discussion and conclusion

Whatever the test temperature, we note the presence of a plastic deformation of the lathes of the tempered martensitic steel. With an increase of the pin temperature, the lathes are easier elongated, i.e. the allowed plastic deformation increases. In addition, the initial orientation of the lathes influences the plastically deformed thickness of the sub-surface of the pin.

At 20 °C, the abrasive effect of the metallic debris generated in the contact, justifies the low resultant thickness deformed plastically (mostly by indentation). From 200 to 500 °C, the X38CrMoV5 steel mechanical properties decrease and the deformed zone becomes thicker due to the increase of the ductility. The high density of dislocations in our material allows strong deformation before rupture. The movement of the dislocation is thermally activated. We suppose there is a competition between abrasion and deformation leading to a damage cycle. The duration of this cycle may vary according to the initial hardness of the pin or the test temperature. The existence of a such cycle may justify the differences in the damage observations: at 200 °C, the ductility is predominant. At 500 °C, the abrasion phenomenon gets over the ductility and limits the resultant thickness deformed. The appearance of the oxides contributes to the abrasion, especially hematite.

Between 20 and 500 °C, with the increase of the test temperature, the oxides become thicker on the disc surface and their contribution on friction is not negligible especially the abrasive effect of the hematite which can reduce the resultant affected zone by plastic deformation.

Over 500 and until 800 °C, for the 42 HRC pin, the resultant plastic deformation induces the formation of cavities at the triple point of the prior austenitic grain boundary. For these temperatures, the macroscopic shearing at the interface generated friction coefficient superior to 0.4 that leads to significant macroscopic shear stress.

At the prior austenitic grain scale (about 15 µm of grain radius), the 42 HRC allows an elongation of 160% before breaking (measured on the lath elongation in the deformed zone of the micrography). The emission of debris is governed by this elongation capacity of the lathes.

For the 47 HRC material, at the prior austenitic grain scale, the stress accommodation is not took in charge by the plastic deformation: so we observe abrasion and debris emission.

The difference of abrasion resistance between the two hardnesses seems to be due to the difference of microstructure: size and density of carbides and also the dislocations density.

For the higher test temperature, we observe internal oxidation which contributes to the decohesion of pin debris. At

950 °C, the 42 HRC material has a viscous behaviour due to the loss of mechanical properties.

In brief, at the lath scale, the 47 HRC pin has a brittle behaviour which leads to the emission of big debris, even when the 42 HRC allows a “superplastic” deformation (up to 160% of deformation at the lath scale). So, at 700 and 800 °C, the 42 HRC pin is more ductile than the 47 HRC.

The thickness of the plastic deformation is maximum in the back of the contact but the maximum shear stress is in the front of the wear track. It is the flow of matter from the front to the back of the wear track which creates this edge of plastically deformed zone.

The presence of cavities and dimples are a consequence of the plastic deformation. Their size is about a few micrometers but they can influence the emission of big pin debris.

The oxides present at high temperature play the role of solid lubricant by forming glazed surfaces. They also contribute to the enlargement of the wear track that increases the contact surface and therefore decreases the strain and the friction coefficient. The loss of mechanical properties also tends to reduce the friction coefficient especially for the test at 950 °C where the material has a viscous behaviour. The emission of big debris due to the bad ductility of the 47 HRC pin may explain the higher value of the friction coefficient for the higher test temperatures.

For the high temperature, we could think that the decrease of the friction coefficient could reduce the thickness plastically deformed (via the decrease of the shear force), but the loss of the mechanical properties leads to a strong plastic deformation of the tempered martensitic lathes.

The continuation of this study will assess the relation between the macroscopic test parameters and the microscopic damages observed at the extreme surface of the pin.

Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge PSA Peugeot-Citroën for supporting these investigations, especially, Mr. Marc Plateau. Dr. Sylvain Jean, from EMAC, is also thanked for his technical assistance in ESEM observations.

References

- [1] G. Andreis, K.-D. Fuchs, I. Schuff, The wear behaviour of hot-work tool steels used in forging processes, in: Proceedings of the Fifth International Conference on Tooling, Loeben, 1999, pp. 593–600.
- [2] S. Walter, H. Haferkamp, M. Niemeyer, Fr.-W. Bach, A. Henze, Material failure mechanisms of forging dies, in: Proceedings of the Fifth International Conference on Tooling, Loeben, 1999, pp. 215–224.
- [3] D. Kircher, H. Michaud, V. Bogard, Analyse des dégradations d'outillages de forge à chaud à l'aide de la simulation numérique, Mater. Technol. 1–2 (1999) 31–38 (in French).
- [4] S. Jean, B. Miquel, S. LeRoux, P. Lamesle, F. Rezai-Aria, Heat-checking of hot work tool steels, in: Proceedings of SF2M of Temperature–Fatigue Interaction, May 2001.

- [5] E. Doege, H. Nägele, U. Schliephake, Aspect of wear prediction in precision forging, *Proc. Inst. Mech. Eng. B: J. Eng. Manuf.* 208 (1994) 111–119.
- [6] D. Delagnes, F. Rezai-Aria, C. Levaillant, A. Grellier, Influence of temperature and initial hardness on fatigue behaviour and life of a 5% Cr hot work tool steel, in: *Proceedings of the Fifth International Conference on Tooling*, Loeben, 1999, pp. 195–204.
- [7] C. Vergne, C. Boher, R. Gras, Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool scale: application to the hot rolling process, *Wear* 250 (2001) 322–333.
- [8] C. Vergne, Ph.D. thesis, Ecole des Mines de Paris, France, 2001.
- [9] ASM Handbook, ninth ed., Forming and Forging, ASM 14, 1988.
- [10] R. Leveque, *Techniques de l'Ingénieur, Métallurgie M330* (1998) 1–42.
- [11] N. Mebarki, D. Delagnes, P. Lamesle, F. Delmas, C. Levaillant, Relationship between microstructure and mechanical properties of a 5% Cr hot work tool steel, in: *Proceedings of the Sixth International Conference on Tooling*, Karlstad, 2002.
- [12] O. Barrau, C. Vergne, C. Boher, F. Rezai-Aria, R. Gras, Investigations of friction and wear mechanisms of hot forging tool steels, in: *Proceedings of the Sixth International Conference on Tooling*, Karlstad, 2002.
- [13] S. Jean, Ph.D. thesis, Institut National Polytechnique de Toulouse, France, 1999.

Étude du frottement et de l'usure d'acier à outils de travail à chaud

Dans toutes les opérations de mise en forme, le frottement joue un rôle déterminant sur la qualité des produits obtenus. La durée de vie des outillages est limitée par les endommagements qui se développent en surface. Ce travail constitue une contribution visant à décrire le comportement et prédire l'usure en frottement d'acier pour outil de travail à chaud.

Un premier travail expérimental a permis de mettre en évidence les mécanismes pilotant l'usure à chaud de l'acier à outils. L'influence de la température d'essai, de la géométrie des éprouvettes et de l'état de surface de l'acier à outils sur le frottement et l'usure a été étudiée. Un cycle d'endommagement a alors été imaginé où la déformation plastique de la surface du pion pilote l'usure par perte de côté.

Une étape de validation des hypothèses conduisant au cycle d'endommagement a été menée. Cette validation s'appuie sur de nombreux travaux bibliographiques et un travail expérimental complémentaire.

Enfin, un modèle d'endommagement a été identifié. Ce modèle s'appuie sur un critère de rupture par effet rochet. Cela traduit un cumul de la déformation plastique à la surface du pion avant l'émission de débris. Une modélisation numérique du frottement a été nécessaire pour accéder à tous les paramètres du modèle d'usure. Les prédictions fournies par le modèle ont été comparées aux résultats obtenus lors des essais interrompus.

Mots Clés :

Acier à outils, Modèle d'usure, Déformation plastique, Effet rochet, Forgeage à chaud, Frottement sec.

Friction and wear of hot work tool steels

In all the operations of metals forming, friction plays a determining part on the quality of the products obtained. The lifespan of the tools is limited by the damages which develop on the tool surface. This work constitutes a contribution aiming to describe the behavior and to predict wear in friction of hot work tool steel.

The first experimental work allowed us to highlight the mechanisms controlling the hot wear of the tool steel. The influence of the test temperature, the geometry of the specimen and the surface quality of the tool steel on friction and wear was studied. A cycle of damage was then imagined where the plastic deformation of the surface of the pin controls the wear by loss of matter.

A stage of validation of the assumptions leading to the damage cycle was carried out. This validation is based on bibliographical work and a complementary experimental work. A wear scenario based on Suh delamination theory is discussed.

Lastly, a model of damage was identified. This model is based on a criterion of rupture of ratchet effect. That expressed a cumulative total of the plastic deformation on the surface of the pin before debris emission. A numerical modeling of friction was necessary to reach all the parameters of the model of wear. The predictions provided by the model were compared with the results obtained at the time of the stopped tests.

Keywords :

Tool steel, Wear model, Plastic strain, Ratchetting, Hot forging, Dry friction.