

**THESE**  
présentée devant  
**L'ECOLE CENTRALE DE LYON**  
pour obtenir le titre de DOCTEUR  
spécialité : MATERIAUX  
par :**Ben TKAYA Mohamed**

Ingénieur en Génie Mécanique  
Thèse en cotutelle avec l'école nationale  
d'ingénieurs de Monastir

---

**ETUDE NUMERIQUE ET EXPERIMENTALE DE L'ESSAI DE**  
**RAYURE**

---

Soutenue le : 04 Décembre 2007

Mohamed el Mansori  
Ahmed Ben Cheikh Larbi  
Alain IOST  
Jean-Michel Bergheau  
Dogui Abdel Waheb  
Philippe Kapsa  
Hassan Zahouani

Président  
Rapporteur  
Rapporteur  
Examineur  
Directeur de thèse  
Directeur de thèse  
Co-encadreur



**ECOLE CENTRALE DE LYON**  
**DIRECTION DE LA RECHERCHE**

*liste des personnes Habilitées à Diriger des Recherches en poste à l'Ecole Centrale de Lyon.*

Nom-Prénom	Corps grade	Laboratoire ou à défaut département ECL	Etablissement
AURIOL Philippe	professeur	CEGELY	ECL
BEROUAL Abderrahmane	professeur	CEGELY	ECL
BURET François	maître de conférences	CEGELY	ECL
JAFFREZIC-RENAULT Nicole	directeur de recherche	CEGELY	CNRS/ECL
KRÄHENBÜHL Laurent	directeur de recherche	CEGELY	CNRS/ECL
MARTELET Claude	professeur	CEGELY	ECL
NICOLAS Alain	professeur	CEGELY	ECL
NICOLAS Laurent	directeur de recherche	CEGELY	CNRS/ECL
SIMONET Pascal	chargé de recherche	CEGELY	CNRS/ECL
THOMAS Gérard	professeur	CEGELY	ECL
VOLLAIRE Christian	maître de conférences	CEGELY	ECL

**Nbre Cégely 11**

HELLOUIN Yves	maître de conférences	DER EEA	ECL
LE HELLEY Michel	professeur	DER EEA	ECL

**Nbre DER EEA 2**

GUIRALDENQ Pierre	professeur émérite	DER STMS	ECL
VINCENT Léo	professeur	DER STMS	ECL

**Nbre DER STMS 2**

LOHEAC Jean-Pierre	maître de conférences	ICJ	ECL
MAITRE Jean-François	professeur émérite	ICJ	ECL
MARION Martine	professeur	ICJ	ECL
MOUSSAOUI Mohand	professeur	ICJ	ECL
MUSY François	maître de conférences	ICJ	ECL
ROUY MIRONESCU Elisabeth	professeur	ICJ	ECL
ZINE Abdel-Malek	maître de conférences	ICJ	ECL

**Nbre ICJ 7**

DAVID Bertrand	professeur	ICTT	ECL
----------------	------------	------	-----

**Nbre ICTT 1**

CLOAREC Jean-Pierre	maître de conférences	LEOM	ECL
GAFFIOT Frédéric	professeur	LEOM	ECL
GAGNAIRE Alain	maître de conférences	LEOM	ECL
GARRIGUES Michel	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL
GENDRY Michel	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL
GRENET Geneviève	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL
HOLLINGER Guy	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL
JOSEPH Jacques	professeur	LEOM	ECL
KRAWCZYK Stanislas	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL
MARTIN Jean-René	professeur émérite	LEOM	ECL
O'CONNOR Ian	maître de conférences	LEOM	ECL

PHANER-GOUTORBE Magali	professeur	LEOM	ECL
ROBACH Yves	professeur	LEOM	ECL
SOUTEYRAND Eliane	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL
TARDY Jacques	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL
VIKTOROVITCH Pierre	directeur de recherche	LEOM	CNRS/ECL

Nbre LEOM 16

CHEN Liming	professeur	LIRIS	ECL
-------------	------------	-------	-----

Nbre LIRIS 1

BAILLY Christophe	professeur	LMFA	ECL
BERTOGLIO Jean-Pierre	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
BLANC-BENON Philippe	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
CAMBON Claude	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
CARRIERE Philippe	chargé de recherche	LMFA	CNRS/ECL
CHAMPOUSSIN J-Claude	professeur émérite	LMFA	ECL
COMTE-BELLOT geneviève	professeur émérite	LMFA	ECL
FERRAND Pascal	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
GALLAND Marie-Annick	maître de conférences	LMFA	ECL
GODEFERD Fabien	chargé de recherche	LMFA	CNRS/ECL
HENRY Daniel	directeur de recherche	LMFA	CNRS/ECL
JEANDEL Denis	professeur	LMFA	ECL
JUVE Daniel	professeur	LMFA	ECL
LE RIBAUTL Catherine	chargée de recherche	LMFA	CNRS/ECL
LEBOEUF Francis	professeur	LMFA	ECL
PERKINS Richard	professeur	LMFA	ECL
ROGER Michel	professeur	LMFA	ECL
SCOTT Julian	professeur	LMFA	ECL
SIMOENS Serge	chargé de recherche	LMFA	CNRS/ECL
TREBINJAC Isabelle	maître de conférences	LMFA	ECL

Nbre LMFA 20

BENAYOUN Stéphane	professeur	LTDS	ECL
CAMBOU Bernard	professeur	LTDS	ECL
COQUILLET Bernard	maître de conférences	LTDS	ECL
DANESCU Alexandre	maître de conférences	LTDS	ECL
FOUVRY Siegfried	chargé de recherche	LTDS	CNRS/ECL
GEORGES Jean-Marie	professeur émérite	LTDS	ECL
GUERRET Chrystelle	chargé de recherche	LTDS	CNRS/ECL
HERTZ Dominique	past	LTDS	ECL
ICHCHOU Mohamed	maître de conférences	LTDS	ECL
JEZEQUEL Louis	professeur	LTDS	ECL
JUVE Denyse	ingénieur de recherche	LTDS	ECL
KAPSA Philippe	directeur de recherche	LTDS	CNRS/ECL
LE BOT Alain	chargé de recherche	LTDS	CNRS/ECL
LOUBET Jean-Luc	directeur de recherche	LTDS	CNRS/ECL
MARTIN Jean-Michel	professeur	LTDS	ECL
MATHIA Thomas	directeur de recherche	LTDS	CNRS/ECL
MAZUYER Denis	professeur	LTDS	ECL
PERRET-LIAUDET Joël	maître de conférences	LTDS	ECL
SALVIA Michelle	maître de conférences	LTDS	ECL
SIDOROFF François	professeur	LTDS	ECL
STREMSDOERFER Guy	professeur	LTDS	ECL
THOUVEREZ Fabrice	professeur	LTDS	ECL
TREHEUX Daniel	professeur	LTDS	ECL
VANNES André-Bernard	professeur émérite	LTDS	ECL

Nbre LTDS 24

Total Hdr ECL

84



*Je dédie ce travail à ma famille :*  
*A mon père et ma mère*  
*A mes frères et ma sœur*  
*A ma femme*  
*A mon oncle Chihab et sa femme*  
*A tous ceux que j'aime...*

## *Remerciements*

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes en Collaboration avec le laboratoire de Génie mécanique de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir. Je remercie le personnel auquel j'ai fait appel.

J'ai aussi apprécié la liberté, que m'ont laissée mes directeurs de thèse Philippe Kapsa et Abdel Waheb Dogui dans la conduite de ma recherche. Je tiens à les remercier à leur exprimer toute ma gratitude. J'ai beaucoup appris en observant leurs qualités de direction et leur manière de gérer les choses.

Je remercie aussi mon co-directeur de thèse Hassan Zahouani d'avoir accepté de codiriger cette thèse et pour les conseils avisés et les connaissances qui m'a transmis tout au long de ce travail.

Hassan, trouve ici, l'expression de ma profonde gratitude.

Je remercie aussi Salah Mezlini pour le support qu'il a apporté à mon travail. Je le remercie de la qualité de ses conseils, sa disponibilité, son audace et sa bonne humeur. J'ai beaucoup apprécié les discussions scientifiques avec lui et c'est grâce à ces conseils que j'arrive à bien avancer ce travail.

Je suis extrêmement reconnaissant au professeur Mohamed El Mansori de m'avoir fait l'honneur d'être président du Jury d'examen de ce doctorat. Je le remercie de l'intérêt qu'il a pu porter à mon travail

Je suis particulièrement reconnaissant à Messieurs Alain Iost, Ahmed Ben Cheikh Larbi et pour avoir accepté d'être rapporteur de ce travail. Je remercie également Monsieur Jean-Michel Bergheau pour l'examen critique de mon travail.

Je n'oublierai pas la présence des personnes, stagiaires et doctorants qui rendent le travail plus agréable. Je pense en Particulier à Maxime Fougère, Gaëtan Boyer, Christophe Paulin, mon co-bureau ..... Cyril Paillet-Mattei. Sans oublier Roberto Vargiolu que je le remercie pour sa disponibilité et sa bonne humeur.

Je pense aussi à ma famille et particulièrement à mes parents, mes frères et à ma femme. Je n'oubli pas aussi mes amis Zouheir, Sabeur, farhat et tout le reste.

Enfin, je voudrais rendre hommage à mes professeurs qui ont participé à ma formation que ce soit en Tunisie ou en France.

# SOMMAIRE

<b>Chapitre 1 - Essai de rayage et mécanisme d'usure des matériaux.....</b>	<b>9</b>
1. Introduction .....	11
2. Essai de rayage .....	12
2.1. Principe.....	12
2.2. Résultats et grandeurs mesurés .....	14
3. Mécanismes d'usures .....	19
3.1. Usure des matériaux homogènes.....	19
3.2. Usure de matériaux non-homogènes : cas des fontes.....	23
4. Effets des paramètres tribologiques.....	29
4.1. Vitesse de glissement .....	29
4.2. Charge .....	30
5. Modélisation de l'essai de rayure.....	31
5.1. Méthode du champ des lignes de glissement et théorème de la borne supérieure .....	31
5.2. Simulation numérique par les méthodes des éléments finis.....	32
6. Conclusion.....	35
<b>Chapitre 2 - Etude numérique et expérimentale du rayage des matériaux homogènes.....</b>	<b>40</b>
1. Description et validation du modèle développé .....	42
1.1. Présentation du code de calcul .....	42
1.2. Description du modèle .....	48
1.3. Validation du modèle : .....	50
1.4. Effet des propriétés élastiques : module d'Young .....	52
1.5. Effet des propriétés plastiques : pente d'écrouissage et type d'écrouissage .....	53
1.6. Etude paramétrique de l'effet de l'écrouissage .....	55
1.7. Influence de la géométrie de l'indenteur.....	62

2. Application 1 : rayage de l'acier C48.....	71
2.1. Etudes expérimentales réalisées .....	72
2.2. Etude numérique : .....	74
2.3. Choix de la loi de comportement .....	75
3. Application 2 : rayage d'alliage d'aluminium.....	80
3.1. Modèle élastoplastique.....	80
3.2. Modèle élastoplastique avec endommagement.....	81
3.3. Validation du modèle d'endommagement .....	84
4. Conclusions .....	85
<b>Chapitre 3 - Etude numérique et expérimentale de l'usure par rayage de la fonte à graphite sphéroïdal .....</b>	<b>89</b>
1. Introduction .....	91
2. Propriétés mécaniques de la fonte à graphite sphéroïdal.....	92
2.1. Propriétés générales.....	92
2.2. Etude du comportement du graphite par l'essai de nano-indentation .....	93
3. Effet de la géométrie et des conditions de sollicitations sur l'usure de la fonte	100
3.1. Etude expérimentale de l'usure par essai de rayage de la fonte.....	100
3.2. Etude numérique du rayage de la fonte .....	111
3.3. Usure en présence d'un glissement cyclique.....	116
3.4. Conclusion.....	126
<b>Chapitre 4 - Prise en compte de la lubrification.....</b>	<b>129</b>
1. Introduction .....	131
2. Différentes régime de lubrification .....	131
3. Couplage fluide/structure .....	134
3.1. Principe de couplage .....	134
3.2. Application : essai d'indentation.....	135
4. Conclusions .....	137

# Introduction

L'usure par abrasion est une forme de dégradation des surfaces généralement combattue, mais aussi utilisée pour l'usinage en assurant les plus fortes valeurs ajoutées : des taux d'usure importants sont recherchés et obtenus avec des outils abrasifs en rectification, rodage etc. La recherche dans ce domaine s'intéresse aux aspects fondamentaux et appliqués de génération et de dégradation des surfaces solides. Plusieurs études ont alors été engagées. Elles visent à comprendre la résistance à l'usure abrasive de matériaux.

La résistance à l'abrasion des matériaux peut être étudiée par plusieurs techniques. Une première approche consiste à reproduire les conditions abrasives proches de la réalité par frottement de papiers abrasifs ou par injection des abrasifs entre les deux corps frottants. Ces tests sont utilisés généralement dans la normalisation de la qualité des produits vis-à-vis de l'usure. Ces tests permettent essentiellement une étude comparative et font appel à plusieurs paramètres (géométrie des particules, pression de contact...). L'interférence des influences de ces différents paramètres introduit une ambiguïté pour la compréhension des différents mécanismes d'usure. Ainsi une approche locale s'intéresse à l'étude du contact élémentaire entre un microindenteur et une surface. Il part du principe que l'usure du matériau est une succession d'actions élémentaires de grains abrasifs.

Ce travail, s'articule en quatre parties qui ont pour thème la mesure de l'usure abrasive des différents matériaux utilisés dans diverses applications. Il est fondé sur une étude expérimentale de l'essai de rayage d'une part et la modélisation numérique d'autre part. Il a pour objectifs l'identification et la maîtrise des paramètres rhéologiques et des sollicitations influant sur les phénomènes mécaniques rencontrés au cours de rayage.

Le chapitre 1 s'intéresse à une présentation de l'usure abrasive. Il s'agit d'une synthèse bibliographique regroupant à la fois les liens entre les propriétés mécaniques, les mécanismes de dégradation et les paramètres de sollicitation. Cette analyse rassemble à la fois les approches expérimentales et théoriques relatives à l'usure par essai de rayure sur des matériaux à différents comportements.

Le deuxième chapitre de la thèse porte sur la simulation de l'usure abrasive d'un matériau homogène par le biais d'un test de rayage. L'étude de l'effet de plusieurs paramètres du système tribologique a été développée. Ces paramètres peuvent être rhéologiques (lois de comportement, écrouissage...) ou tribologiques (sollicitation, configuration de contact...). Dans ce travail une étude approfondie de l'effet de la rhéologie du matériau a été menée en utilisant deux lois d'écrouissage (cinématique et isotrope). La comparaison de la forme des rayures obtenues par l'essai de rayage montre que l'écoulement de la matière varie en fonction de l'écrouissage du matériau. Une étude plus approfondie nous a permis de mettre en avant l'effet significatif de l'écrouissage de matériau sur la résistance à l'usure et en particulier sur l'écoulement de la matière. En effet, en augmentant la pente d'écrouissage le bourrelet frontal et latéral diminue. De la même façon nous avons montré que le coefficient de frottement apparent diminue en augmentant la pente d'écrouissage des matériaux. Afin de valider les résultats obtenus numériquement, une comparaison avec des essais expérimentaux a été réalisée.

La première validation des résultats précédents est réalisée sur les aciers C48. Un modèle avec une pointe à extrémité sphérique a permis de déterminer le régime de

## Introduction

déformation de l'acier C48 en calculant le facteur de forme qui est le rapport entre la hauteur de contact indenteur-échantillon et la profondeur de pénétration.

Ces études sont comparées avec les travaux expérimentaux sur des échantillons d'acier C48 qui subissent des sollicitations en traction compression afin de leur donner différentes propriétés d'érouissage. Les résultats obtenus montrent que le facteur de forme est sensible à l'aptitude du matériau à s'érouir. Le facteur de forme peut diminuer malgré une augmentation de l'indice d'indentation. Ceci est dû à la diminution du coefficient d'érouissage. En plus du facteur d'indentation, le mécanisme d'usure est sensible à d'autres paramètres comme le coefficient d'érouissage et le coefficient de frottement.

L'effet de la configuration du contact sur la réponse tribologique a été aussi développé expérimentalement et numériquement. Pour ce faire des essais de rayage sur des échantillons en aluminium ont été réalisés en utilisant des cônes à différents angles d'attaque. Les essais expérimentaux ont montré qu'il y a une transition du mécanisme d'usure de labourage à la coupe en augmentant l'angle d'attaque. Ils ont montré aussi que le coefficient de frottement croît en augmentant l'angle d'attaque.

Une comparaison des résultats expérimentaux et numériques a été effectuée. Elle a montré que les résultats obtenus ne sont pas toujours superposables. En particulier, pour des angles supérieurs à  $30^\circ$ , nous avons remarqué une grande différence entre les résultats numériques et expérimentaux. Pour améliorer le modèle numérique nous avons introduit l'endommagement dans la loi de comportement de l'aluminium. L'introduction de l'endommagement permet d'améliorer les résultats numériques et d'expliquer certains mécanismes d'usure. Ceci apparaît clairement pour les grands angles d'attaques où le mécanisme de coupe est prédominant.

Une troisième partie de ces travaux de thèse a été dédiée à l'étude des matériaux hétérogènes. Les modèles numériques de rayage couplés avec les modèles d'endommagement ont permis d'élargir leur champ d'application pour atteindre les matériaux hétérogènes. Particulièrement, une application sur l'usure des fontes des moteurs diesels de véhicules légers a été menée. L'effet du comportement des sphéroïdes de graphite après usure a aussi été détaillé. Les essais de rayure expérimentaux permettent de mettre en valeur le rôle du graphite dans l'usure de la fonte. La simulation numérique nous a permis de constater que le graphite représente une zone de localisation des contraintes et de l'endommagement et de valider les observations microscopiques.

Des essais de glissement répétitifs (bille/plan) montrent la diminution du coefficient de frottement apparent au cours de l'usure pendant une sollicitation cyclique. Afin de suivre l'usure de la fonte, des observations au Microscope Electronique à Balayage (MEB) suivies des mesures interférométriques ont été réalisées. Ces analyses montrent que le graphite se présente comme des bosses dans les traces d'usures. Au cours des essais ce graphite, qui a des propriétés mécaniques plus faibles que la matrice, va jouer le rôle d'un lubrifiant ce qui explique la diminution du coefficient de frottement apparent. Des simulations numériques, par le code d'élément finis ABAQUS, de l'essai de frottement sphère plan permettent d'étudier l'usure de la fonte à graphite sphéroïdal. La simulation numérique permet de mettre en évidence la concentration des contraintes perlitiques à cause de la présence du graphite.

Afin d'améliorer le modèle numérique et pour se rapprocher des conditions de contact réel, la dernière partie de cette étude s'intéresse au couplage fluide structure qui permet de tenir compte de la présence d'un film de lubrifiant. Dans cette partie nous avons développé un algorithme de couplage. Cet algorithme est appliqué sur l'essai d'indentation et les résultats obtenus montrent que la lubrification n'influe pas sur les résultats d'indentation.

## **Chapitre 1 - Essai de rayage et mécanisme d'usure des matériaux**

---

*Ce chapitre contient principalement deux parties. Une première partie sera dédiée à une analyse bibliographique de l'essai de rayage. Ensuite l'usure abrasive relative à cet essai est abordée en précisant les mécanismes d'usure et leurs interactions avec le système tribologique et en particulier les paramètres de configuration, de sollicitation et de milieu.*

*La dernière partie sera consacrée à la simulation numérique de l'essai de rayage. Différents travaux sur la modélisation numériques ont été analysés et l'effet de certains paramètres tribologiques a été mis en évidence.*

<b>Chapitre 1 - Essai de rayage et mécanisme d'usure des matériaux.....</b>	<b>9</b>
1. Introduction .....	11
2. Essai de rayage .....	12
2.1. Principe.....	12
2.2. Résultats et grandeurs mesurés .....	14
3. Mécanismes d'usures .....	19
3.1. Usure des matériaux homogènes.....	19
3.2. Usure de matériaux non-homogènes : cas des fontes.....	23
4. Effets des paramètres tribologiques.....	29
4.1. Vitesse de glissement .....	29
4.2. Charge .....	30
5. Modélisation de l'essai de rayure .....	31
5.1. Méthode du champ des lignes de glissement et théorème de la borne supérieure .....	31
5.2. Simulation numérique par les méthodes des éléments finis.....	32
6. Conclusion.....	35

## 1. Introduction

L'endommagement des pièces mécaniques par usure abrasive présente plus de 50% des cas industriels d'usure. Ainsi ce type d'usure fait l'objet de nombreuses recherches. Pendant les dernières années beaucoup des travaux ont été réalisés pour mieux comprendre ce mécanisme afin de pouvoir le contrôler. Cependant malgré les progrès considérables à ce niveau les mécanismes d'usure restent toujours difficiles à modéliser. Parallèlement, la compréhension à différentes échelles (macroscopiques et microscopiques) des mécanismes d'usure a été développée. L'usure abrasive est généralement engendrée soit par des particules préexistant (matériaux granulaires), soit par des débris écrouis (ou protubérances) emprisonnés à l'interface du contact. Les contacts réels sont généralement complexes. Selon la configuration mécanique on distingue :

- l'abrasion de deux corps
- l'abrasion à trois corps fermée
- l'abrasion à trois corps ouverte

Dans notre étude on s'intéresse à l'usure abrasive à deux corps (Figure 1-1). C'est un processus d'usure par déplacement et/ou enlèvement de la matière frottant d'une pièce mécanique sous l'action d'aspérités dures fixes. Une aspérité de la surface la plus dure raye la surface la plus tendre.

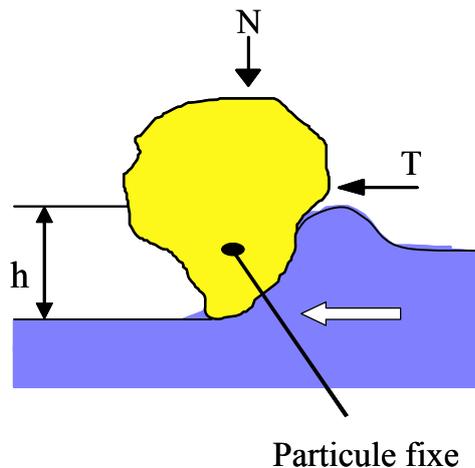


Figure 1-1 : mécanisme abrasif à deux corps

Ce mécanisme représente un aspect négatif pour certains secteurs industriels et un aspect positifs pour d'autres (rodage, rectification). Pour ces raisons alliées à une mise en œuvre expérimentale ou une modélisation mathématique plus simple, les problèmes d'abrasion à deux corps ont fait l'objet d'études nombreuses et approfondies.

Les besoins spécifiques à vocation professionnelle, ont permis de développer divers moyens d'essais d'abrasion. La gamme des sollicitations et la possibilité de les faire varier de façon contrôlée permettent d'envisager la caractérisation de matériaux en vue de leur choix optimal pour diverses applications industrielles.

Ces moyens peuvent être mis en œuvre dans une optique conventionnelle de caractérisation du matériau, ou dans une optique de simulation, visant le choix des matériaux pour un usage donné.

Les essais de type conventionnel permettent d'apprécier et de comparer les caractéristiques d'élaboration du matériau (composition, structure, dureté, ...), en mettant l'accent sur un ou plusieurs des paramètres d'abrasion (nature des abrasifs, vitesse, charge...).

La diversité et la complexité des problèmes industriels mènent à une large gamme de types d'essais abrasifs (essai de rayage, essais pion disque...). Le choix du test s'effectue généralement après une étude de la situation réelle afin de réaliser des caractérisations dans des conditions proches de celles du système réel. Le diagnostic de l'endommagement réel et l'étude économique de l'application permettent de choisir le test convenable.

La résistance à l'abrasion des matériaux peut être étudiée par plusieurs techniques. Les tests les plus utilisés à l'heure actuelle consistent à reproduire les conditions abrasives proches de la réalité par frottement de papiers abrasifs ou par injection des abrasifs entre les deux corps frottant. Ces tests sont utilisés généralement dans la normalisation de la qualité des produits vis-à-vis de l'usure. Ces tests permettent essentiellement une étude comparative et font appel à plusieurs paramètres (géométrie des particules, pression de contact...). L'interférence des influences de ces différents paramètres introduit une ambiguïté pour la compréhension des différents mécanismes d'usure. Dans ce travail, on présente une analyse bibliographique de l'essai de rayure sur différent type de comportement et différents matériaux (homogènes et hétérogènes). On présente ainsi l'importance de l'essai de rayage à travers les essais expérimentaux et numériques. En s'intéressant aux mécanismes élémentaires d'endommagement lors d'un contact entre deux corps en mouvement, les tribologues utilisent de plus en plus la technique de rayage. Le test utilisé est appelé test de rayage ou test sclérométrique. Son principe et les conditions d'essais seront détaillés par la suite. Les mécanismes d'usure observés lors du contact entre deux corps en mouvement pour le cas d'un matériau homogène et le cas d'un matériau hétérogène (fontes) seront détaillés dans cette étude.

## **2. Essai de rayage**

### **2.1. Principe**

Le scléromètre est un outil d'analyse du comportement à l'usure de tous les types de matériaux. Le dispositif développé au LTDS (Figure 1-2) permet de rayer des surfaces planes avec une gamme de sollicitations variées en géométries d'indenteurs, vitesses de rayages, profondeurs des pénétrations et modes de rayage (pénétration imposée, constante ou variable, charge imposée). Les efforts mis en jeu sont mesurés et enregistrés.

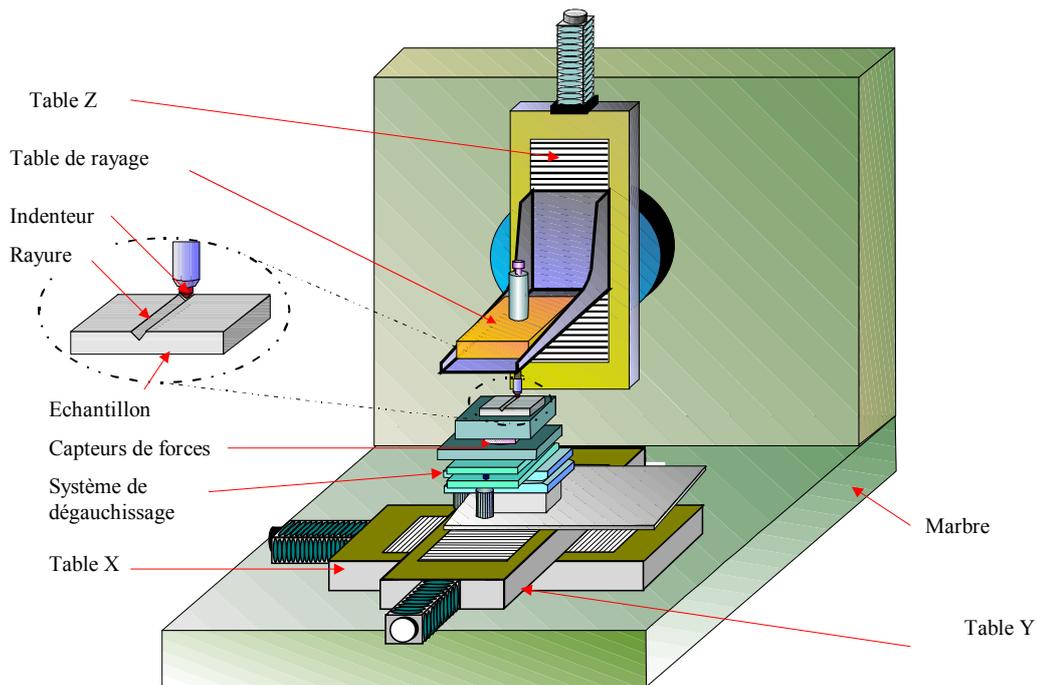


Figure 1-2 : scléromètre

Dans un test sclérométrique, on distingue deux parties distinctes. La partie informatique qui permet de commander le fonctionnement des différents instruments et de définir les paramètres des expériences à réaliser. La partie mécanique est constituée d'un ensemble de tables de déplacement, de capteurs de forces et de divers systèmes de montage et de positionnement d'échantillons et d'indenteurs. La commande de ces tables de positionnement et l'acquisition sont effectuées par l'ordinateur. Le positionnement précis de la surface sous l'indenteur est réalisé par deux tables de déplacement Micro-contrôle actionnées par des moteurs à courant continu. La vitesse de rayage peut atteindre 100mm/s. Pour contrôler le parallélisme de l'échantillon par rapport à la direction de rayage, une procédure de dégauchissage de la surface de l'échantillon a été mise en place. Cette procédure est aussi contrôlée par l'ordinateur. Le dispositif permet de mesurer en continu l'effort normal et l'effort tangentiel.

Le scléromètre permet de faire varier la vitesse de glissement et la géométrie de l'indenteur. Il permet également de réaliser des frottements répétitifs, des essais à effort imposé, des essais à profondeur imposée... La multiplicité de ces différents paramètres donne au scléromètre une bonne crédibilité à la fois dans le monde de la recherche que dans l'industrie (P.Gilormini 1984; V. Jardret, H. Zahouani et al. 1998).

Un essai de rayage, à effort normal imposé, est composé en deux étapes : une étape d'indentation dans laquelle on impose un effort normal. Une deuxième étape de rayure où on garde un effort normal constant et on déplace l'indenteur selon une direction parallèle à la surface de l'échantillon d'un matériau. Au cours de l'essai de rayure, on mesure la force tangentielle, le déplacement et la profondeur de pénétration. Les paramètres de l'essai influent sur les mécanismes d'usure qui seront détaillés par la suite.

## 2.2. Résultats et grandeurs mesurés

Pour comprendre l'usure d'un matériau, les effets de plusieurs paramètres doivent être analysés. Ces paramètres permettent d'interpréter ce qui se produit à l'interface du contact et le mécanisme d'usure mis en jeu. En particulier, la déformation imposée, le coefficient de frottement, la dureté de rayage et le taux d'usure gouvernent l'usure

### - déformation imposée

Le comportement de matériau au cours de l'usure et la transition entre les différents mécanismes d'usures dépend de plusieurs paramètres comme le frottement, la température, la vitesse de rayage et le niveau de déformation. Ce dernier a été défini par Tabor (Tabor 1950) comme le niveau de déformation moyenne sous la pointe dans un essai d'indentation. Il dépend de la géométrie et de la force imposée. Dans le cas d'un indenteur sphérique et pour l'indentation des métaux, il est donné par l'expression suivante :

$$\varepsilon_r = 0.2 \frac{a}{R} \quad (1.1)$$

Où R est le rayon de l'indenteur et a est le rayon de l'aire de contact

Dans le cas d'un indenteur conique d'angle d'attaque  $\beta$  :

$$\varepsilon_r = K \tan \beta \quad (1.2)$$

La déformation sous l'indenteur n'est pas homogène et l'équation (1.1) donne la valeur moyenne de la déformation. Johnson et al, (K.L.Johnson 1971; F. P. Bowden and Tabor 1986; J.L.Bucaille 2001) ont montré que K dépend de l'écrouissage du matériau et varie entre 0.17 et 0.19.

Briscoe et al (B.J.Briscoe 1993) étendent la définition de la déformation représentative à l'essai de rayure. Ils ont montré que K dépend du type de matériau mais il reste indépendant de type de l'essai (indentation ou rayure). En se basant sur les travaux d'indentation de Atkins et Tabor (A.G. Atkins 1965), réalisés sur des échantillons de même matériau qui ont subi différents degrés d'écrouissage préalable, Felder (E.Felder 1996) estime une valeur de K de l'ordre de 0.3. Il estime que le niveau de la déformation en rayure pour des métaux est cinq fois plus important que celui en indentation. Brookes a remarqué qu'à partir d'un angle  $\theta=52.5^\circ$  la déformation due au rayage est comparable à celle de la coupe (C.A.Brookes 1972). Les bourrelets qui se produisent au cours de rayage se transforment en copeaux au cours de l'essai. Ceci est dû à une augmentation des niveaux de déformation liée à une forte sollicitation de bourrelets.

Dans ses travaux de thèse, Bucaille (J.L. Bucaille 2001) a montré que la déformation représentative relative à un essai de rayure dépend du facteur rhéologique X (équation 1.3)

$$X = \frac{E}{\sigma_0} \tan \beta \quad (1.3)$$

avec E est le module de Young,  $\sigma_0$  est le seuil de plasticité.

Bucaille (J.L. Bucaille 2001) a suggéré que :

$$\varepsilon_r = 0.151 \log \left( \frac{E}{\sigma_0} \tan\beta \right) \tan\beta \quad \text{si } X \leq 200 \quad (1.4)$$

$$\varepsilon_r = 0.33 \tan\beta \quad \text{si } X > 200 \quad (1.5)$$

La vitesse de déformation est un paramètre qui pourra être aussi contrôlé lors d'un essai de rayage. Ce paramètre dépend de la vitesse de l'indenteur  $v$  et de la largeur  $b$  de rayure (J.L. Bucaille 2001). L'étude de ce paramètre est particulièrement intéressante dans le cas des matériaux viscoélastiques et viscoplastiques.

$$\dot{\varepsilon}_s = \frac{v}{b} \quad (1.6)$$

### - frottement interfacial

L'essai de rayage permet de calculer le coefficient de frottement apparent  $\mu_0$  qui est dû au frottement interfacial local (le rapport de la contrainte de cisaillement locale et de la pression locale) et l'écoulement visqueux et/ou élastoplastique de matériau autour de la zone de contact. Il est donné par l'équation (1.7) :

$$\mu_0 = \frac{F_t}{F_n} \quad (1.7)$$

$F_t$  et  $F_n$  sont respectivement les forces tangentielle et normale.

Plusieurs auteurs ont étudié le glissement d'une aspérité contre une surface plane. Le modèle développé par Bowden et Tabor (F. P. Bowden and Tabor 1986), pour un indenteur conique rigide, considère que la force tangentielle est décomposée en deux parties : la première partie ( $F_a$ ) correspond à l'énergie d'adhésion entre l'indenteur et le matériau et la seconde est ( $F_p$ ), nécessaire pour déformer le matériau plastiquement (figure 1.3).

$$F_t = F_a + F_p \quad (1.8)$$

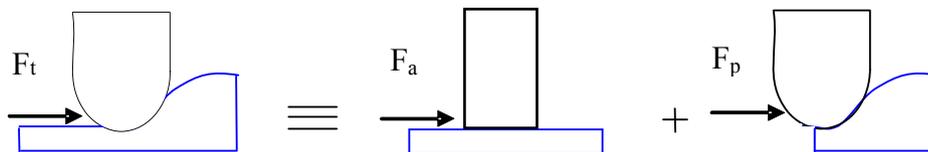


Figure 1-3 : décomposition de la force tangentielle

Ces deux forces dépendent du système tribologique utilisé. Le modèle de Bowden et Tabor néglige la composante adhésive et calcule le coefficient de frottement apparent donné par l'équation (1.7). Si on remplace  $F_t$  et  $F_n$  par leurs expressions en fonction de la pression de contact, le coefficient de frottement s'écrit :

$$\mu = \frac{A_p}{A_s} \frac{H_p}{H_s} \quad (1.9)$$

où  $A_p$  et  $A_s$  sont respectivement les aires de la projection de la zone de contact dans la direction normale et tangentielle.  $H_p$  et  $H_s$  sont les duretés normales et tangentielles. Dans le cas d'un indenteur conique, le coefficient de frottement est donné par l'expression suivante :

$$\mu = \left( \frac{2}{\pi} \right) \cot \theta \quad (1.10)$$

où  $\theta$  est le demi-angle au sommet du cône.

#### Prise en compte de la composante adhésive

Les premières études réalisées par Greenwood (JA.Greenwood 1966) sont développées pour un contact statique et un matériau élastoplastique parfait. Dans ce modèle Greenwood a négligé tous les phénomènes d'adhésion (en déplacement vertical par rapport aux surfaces). Une étude plus raffinée réalisée par Johnson et Dejarguin (K.L.Johnson 1971; B.V.Dejarguin 1975) tient compte de l'adhésion et introduit le frottement calculé dans un modèle statistique macroscopique qui tient compte de la rugosité de la surface. Moore (Moore 1972) suppose lui aussi que le coefficient de frottement est composé de deux parties, le coefficient d'adhésion ( $\mu_{ad}$ ) et le coefficient de déformation de surface ( $\mu_{def}$ ).

$$\mu_{app} = \mu_{ad} + \mu_{def} \quad (1.11)$$

Pour évaluer les différentes composantes du coefficient du frottement ( $\mu_{ad}$  et  $\mu_{def}$ ), plusieurs méthodes ont été développées. Parmi les méthodes utilisées on trouve celles basées sur le modèle des lignes d'écoulement et des lignes de glissement. Ce modèle prédit correctement les trois mécanismes d'usures observés expérimentalement au cours de la rayure. Challen (J.M Challen 1979) a supposé dans son étude que le matériau est élastique parfaitement plastique. Dans ce modèle on ne peut pas tenir compte du retour élastique. Briscoe et al (1993; B.J.Briscoe 1993) ont supposé que le frottement se décompose en une composante de Tresca ( partie collante) et une composante de Coulomb (la partie glissante). Il y a d'autres travaux qui ont calculé le coefficient de frottement apparent en fonction de l'angle d'attaque et le frottement de Tresca (J.M Challen 1979). Bucaille (J.L. Bucaille 2001) a développé un modèle qui calcule le coefficient de frottement interfacial en tenant compte du changement du sens de cission entre le labourage et la coupe. Les expressions relatives à la formation du copeau et des bourrelets sont données respectivement par les équations (1.12) et (1.13).

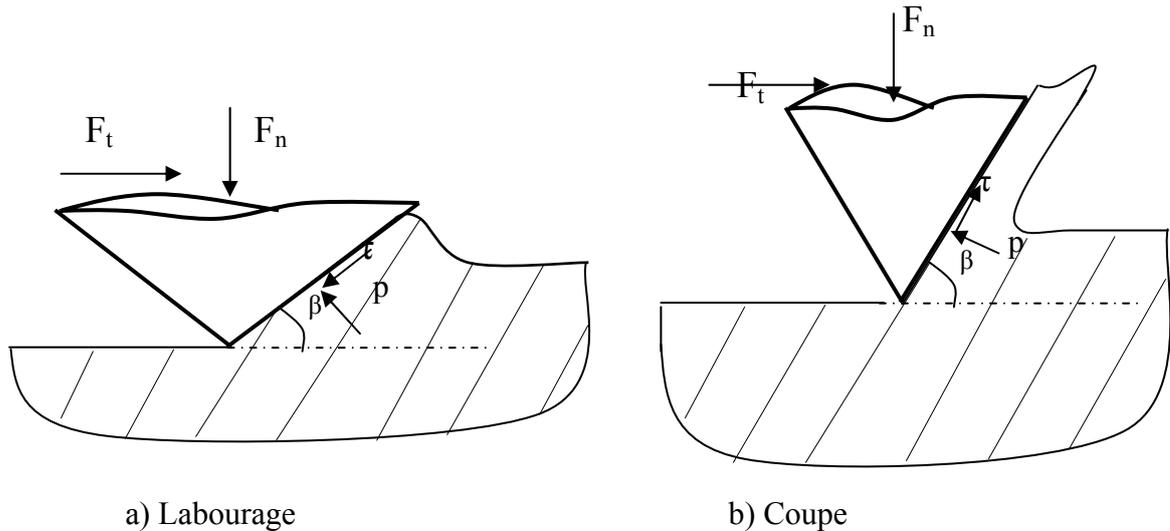


Figure 1-4 : variation de la cission suivant le mécanisme d'usure

Labourage :

$$\mu_0 = \frac{2}{\pi} \frac{1 + \frac{\tau}{p} \tan \theta}{\tan \theta - \frac{\tau}{p}} \quad (1.12)$$

Coupe :

$$\mu_0 = \frac{2}{\pi} \frac{1 - \frac{\tau}{p} \tan \theta}{\tan \theta + \frac{\tau}{p}} \quad (1.13)$$

Avec  $\tau$  et  $p$  sont respectivement la cession et la pression de contact

Les équations (1.12) et (1.13) représentent respectivement le modèle du calcul du coefficient de frottement apparent dans le cas de labourage et de coupe. Si on essaye de calculer le coefficient de frottement interfacial ( $\tau/p$ ) en fonction du frottement apparent, on remarque qu'en augmentant le coefficient de frottement apparent le frottement interfacial augmente dans le cas de labourage et diminue dans le cas de coupe.

### - Dureté de rayage et dureté

La dureté est fréquemment utilisée comme indicateur de la résistance à l'usure par abrasion. Plusieurs auteurs ont montré que pour plusieurs tests d'abrasion, le volume d'usure est inversement proportionnel à la dureté.

L'essai de rayage est une méthode de caractérisation de l'usure abrasive. Par analogie avec la dureté d'indentation, la dureté de rayage (dureté sclérométrique) est le rapport entre la force normale et la surface de contact normale à l'indenteur au cours de l'essai (C.A. Brookes 1972) :

$$H_s = \frac{8F_N}{\pi a^2} \quad (1.14)$$

Où  $F_N$  est la force normale et  $a$  est la largeur de la trace.

La dureté de rayage définit dans l'équation (1.14), représente une estimation de la valeur moyenne de la pression de contact entre le matériau et l'indenteur, dans le cas où le frottement à l'interface est très faible devant les pressions de contact, ou lorsque la cission de contact est parallèle à la surface de l'échantillon. Cette équation se base sur les hypothèses suivantes :

- le contact matériau indenteur ne se fait que sur la partie avant de l'indenteur.
- La largeur de rayure est la même après le passage de l'indenteur que sous charge
- La hauteur du bourrelet est la même sur tout le pourtour du contact.

Récemment plusieurs auteurs ont pris en compte la géométrie de l'indenteur pour calculer la dureté de rayage en introduisant un coefficient de géométrie dans l'équation (1.13) (B.J.Briscoe 1996) :

$$H_b = q \frac{4F_N}{\pi a^2} \quad (1.15)$$

Le coefficient q dépend de comportement du matériau. Il varie entre 1 et 2 dans le cas des polymères afin de tenir compte de la recouvrance élastique importante. Dans le cas d'un matériau parfaitement plastique q est égale à 2.

De la même façon on définit une dureté tangentielle (ou dureté de labourage) en considérant la force tangentielle  $F_t$  et la surface tangentielle projetée,  $S_t$  :

$$H_t = \frac{F_t}{S_t} \quad (1.16)$$

L'équation (1.14) ne tient pas compte de la profondeur de la trace parce que la plus part des anciens travaux (P.Gilormini 1984) considèrent que le matériau est rigide parfaitement plastique et que la profondeur de la trace résiduelle est égale à la pénétration initiale de l'indenteur. Cette hypothèse est valable pour les métaux qui sont déformables plastiquement comme l'aluminium. De plus on suppose dans l'équation (1.14) que la largeur de rayure est la même après le passage de l'indenteur que sous charge et que la hauteur du bourrelet est uniforme sur tout le pourtour du contact.

### - Taux d'usure

Afin de quantifier l'usure du matériau il est nécessaire d'exploiter la notion du taux d'usure. Dans le cas du labourage, il est possible à partir du profil de la trace laissée après le passage unique d'une particule abrasive, d'évaluer la quantité de matière déplacée.

La méthodologie retenue pour évaluer la résistance à l'usure abrasive est la profilométrie. Cela consiste à réaliser des profils perpendiculaires au sens de rayage. La Figure 1-5 montre les différents paramètres mesurés par analyse profilométrique.

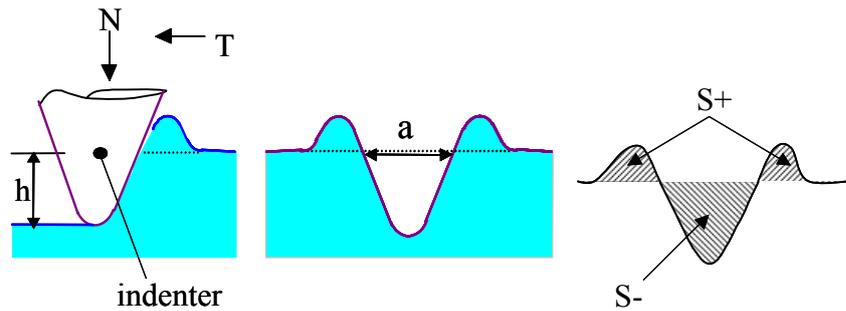


Figure 1-5: différents paramètres mesurés après rayage.

Le traitement des profils permet de mesurer les différents paramètres :

- la profondeur de la rayure  $h$  ( $\mu\text{m}$ ),
- la largeur  $a$  ( $\mu\text{m}$ ) (mesurée au niveau de la surface initiale) ,
- la section du bourrelet  $S+$  ( $\mu\text{m}^2$ ),
- la section du cratère  $S-$  ( $\mu\text{m}^2$ ).

Le taux d'enlèvement de matière par abrasion est défini par :

$$S_{ab} = \frac{S_- - S_+}{S_-} \quad (1.17)$$

La valeur du taux d'usure  $S_{ab}$  dépend du mode de déformation. Lorsqu'on passe de la déformation plastique sans enlèvement de matière à la microcoupe avec enlèvement de matière important, ce coefficient varie entre les valeurs limites 0 et 1. Pour les matériaux fragiles cette valeur peut dépasser 1.

Le taux d'usure dépend donc fortement des mécanismes d'usure ce qui fait l'objet du paragraphe suivant

### 3. Mécanismes d'usures

#### 3.1. Usure des matériaux homogènes

Sedriks (A. Sedriks 1963) a réalisé l'expérience fondamentale suivante : une tige à pointe pyramidale raye sous une charge donnée la surface plane d'un échantillon métallique lors d'un déplacement parallèle à cette surface. Les expériences effectuées pour différentes orientations de la tige ont permis de mettre en évidence la transition dans l'écoulement de la matière autour de la tige : d'un sillon sans enlèvement de matière, on passe à la création d'un "copeau" lorsque l'angle d'attaque augmente.

La géométrie des indenteurs influe sur les mécanismes et modes d'usure. Une augmentation de l'angle d'attaque favorise la transition entre le phénomène de labourage et la coupe. Des études menées sur des particules abrasives ont montré que l'angularité varie d'une particule à une autre. De plus, dans une même particule il existe deux parties l'une à caractère abrasif sévère l'autre est plutôt arrondie et moins abrasive. La quantification de l'angularité des particules abrasives apparaît donc intéressante.

Si on s'intéresse à l'évolution de la section droite du sillon en fonction de l'angle d'attaque, on constate, à partir d'un certain angle  $\beta_0$ , une augmentation de la section du sillon qui correspond à la formation du "copeau" (Figure 1-6).

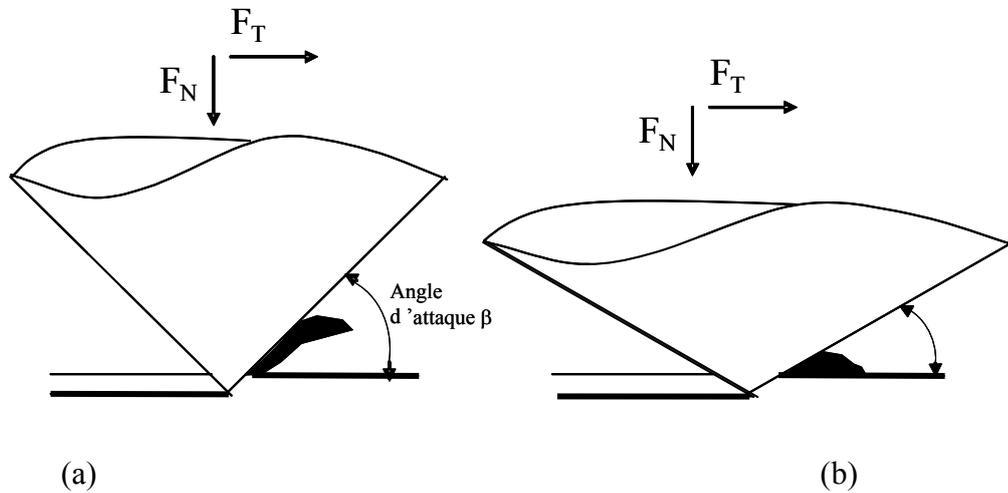


Figure 1-6 : (a) formation du copeau, (b) formation du bourrelet.

L'examen d'une meule "efficace" dans l'usinage de l'acier montre que les particules abrasives caractérisées par un angle d'attaque  $\beta > 90^\circ$  sont pratiquement inexistantes (L.Samuels 1976). Ceci confirme l'hypothèse que la matière peut être enlevée par des grains abrasifs de forme obtuse.

Cette transition du "labourage" à la "coupe" a pu également être mise en évidence avec un indenteur sphérique (I.Kragelski 1956) qui se caractérise donc par des valeurs  $\beta \ll 90^\circ$ . Lorsqu'on augmente la charge appliquée sur un indenteur sphérique de rayon de courbure  $R$  glissant sur la surface ductile, au fur et à mesure qu'il pénètre, quatre phases distinctes se produisent :

- déformation élastique avec formation d'un bourrelet frontal,
- déformation élastoplastique se manifeste par la formation des deux bourrelets latéraux et d'un sillon de labourage,
- déchirement du matériau repoussé, accompagné d'un micro-copeau,
- formation d'une zone soudée.

En se basant sur des examens détaillés des coupes métallographiques, Kita (Y.Kita 1978) a montré qu'il y a cinq zones caractéristiques en avant de l'indenteur (Figure 1-7) :

- copeau,
- région sévèrement déformée et qui va s'écouler vers le haut et former le copeau,
- région stagnante,
- région déformée qui va s'écouler vers le bas en dessous de l'indenteur,
- région indéformable.

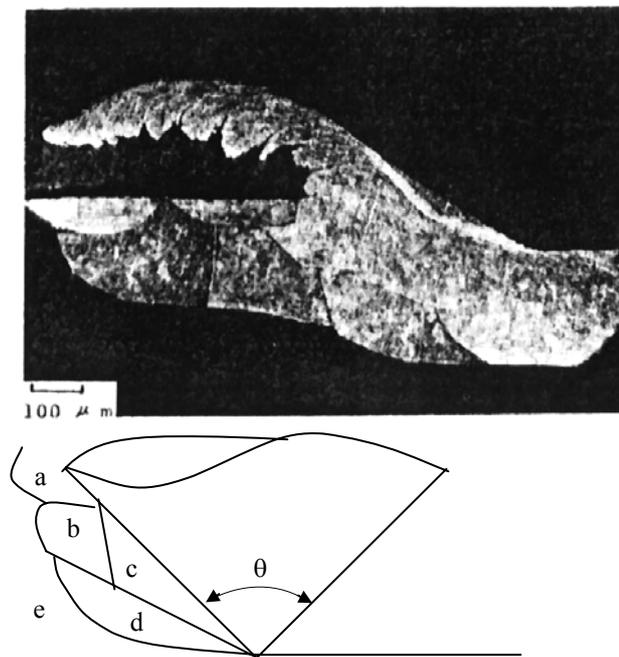


Figure 1-7 : coupe métallographique et différentes zones en avant de l'indenteur (Y.Kita 1978).

Il a montré aussi que la zone "stagnante" joue un rôle très important pour la formation des copeaux. En effet pour des angles au sommet très faibles la zone "stagnante" est profonde et on génère des copeaux, alors que pour des angles plus grands la zone stagnante est proche de la surface et on n'aura que des phénomènes d'écoulement de matière.

Kita a identifié les différents stades de formation d'une zone "stagnante" (Figure 1-8) :

- le matériau en avant de l'indenteur augmente et est poussé vers l'avant. La première fissuration se forme au niveau de la racine de la matière poussée,
- l'augmentation de cette fissure et un sévère écoulement de matière ont lieu sous la face de l'indenteur,
- un deuxième écoulement de matière se produit et la zone "stagnante" se forme,
- le matériau en face de l'indenteur est poussé vers le haut et la région "stagnante" diminue à cause de la forte pression compressive,
- la déformation du copeau, formé par compression contre la face de l'indenteur, et la zone stagnante se génère.

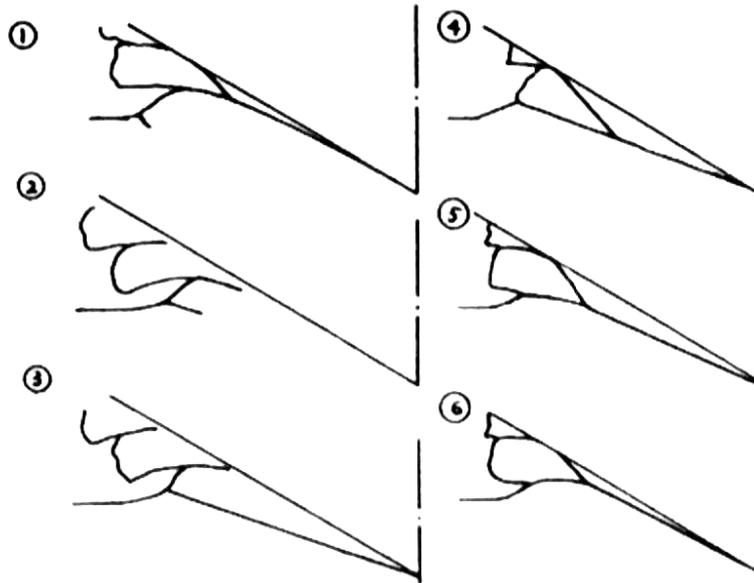


Figure 1-8: mécanisme de formation du copeau (Y.Kita 1978).

Le mode d'usure dominant est conditionné par la position du bout de la zone stagnante. Cette position détermine aussi la taille du copeau.

Dans le cas d'outils à faibles angles d'attaque (cas de la majorité des particules abrasives) la zone stagnante est peu développée et instable à faible vitesse. Elle disparaît à partir d'une certaine vitesse. Cette dernière étant d'autant plus élevée que la dureté du métal est faible.

Un point neutre correspondant à un angle d'attaque effectif de transition du labourage à la coupe, a été également mis en évidence (P. K. Basuray 1977) dans les études de l'écoulement autour d'un outil émoussé.

La structure, la composition chimique et la forme de la zone "stagnante" varient avec la vitesse de coupe (I.Kragelski 1956). Destruction, évacuation et reconstitution continue de la "zone morte" associées à l'usure de l'outil conduisent à l'instabilité dans le processus d'enlèvement de matière on pourrait passer continuellement de la rayure avec émission de copeau à la rayure avec déformation plastique et vice-versa en fonction de la géométrie de la "zone morte".

L'existence d'un point neutre a été également observée lors de la création de rayures par une pointe conique d'angle au sommet élevé  $\theta$  ( $100^\circ < \theta < 160^\circ$  ce qui correspond à des faibles angles d'attaques  $10^\circ < \beta < 40^\circ$ ).

Il a été montré (Y.Kita 1978) que la position de la zone "stagnante" change dans la transition de la déformation sans enlèvement de matière à la déformation avec enlèvement de matière. Ce qui conditionne par ailleurs la quantité de métal enlevée lors de l'émission de copeaux. La zone morte serait en effet, déterminante sur la morphologie de l'écoulement autour de l'outil.

Si on essaye de relier l'écoulement de matière aux efforts lors du frottement on remarque que c'est la direction de la réaction qui influe sur l'écoulement de matière. En effet pour un angle  $\beta$  entre la face de l'indenteur et la réaction supérieur à  $90^\circ$ , la majorité du matériau s'écoule en avant de l'indenteur alors que pour un angle inférieur à  $90^\circ$ , le matériau s'écoule en dessous de l'indenteur (Figure 1-9).

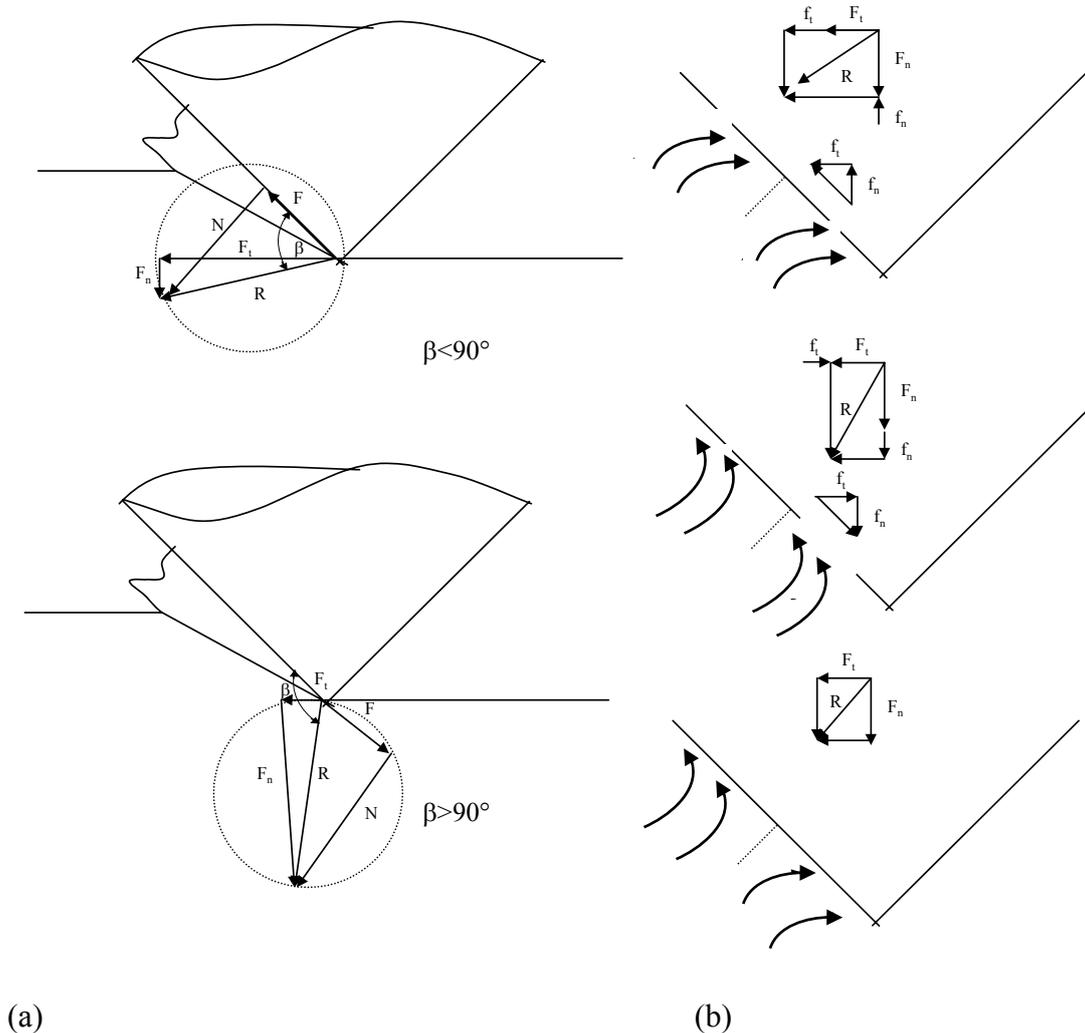


Figure 1-9 : phénomène de coupe : (a) modèle des forces de coupe, (b) force de coupe et écoulement de la matière (Y.Kita 1978).

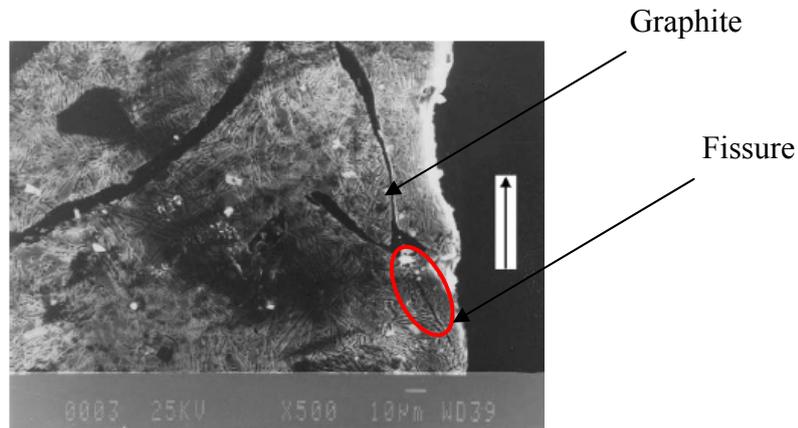
Le type et le taux d'usure dépendent des caractéristiques de l'environnement tribologique, par exemple le type et la géométrie des abrasives, les mouvements relatifs de la surface d'usure, les conditions de chargement... En plus de ces paramètres, l'intensité de l'usure est affectée fortement par la structure du matériau. Dans le cas de matériaux non homogènes comme les fontes, la présence de différentes phases influe sur la transition entre les différents mécanismes d'usures. Les propriétés, les interfaces et les morphologies des phases agissent aussi sur le comportement tribologique des matériaux. Ce qui fait l'objet de notre étude dans le paragraphe suivant.

### 3.2. Usure de matériaux non-homogènes : cas des fontes

La fonte est un matériau hétérogène. Plusieurs types de fontes existent. Ces matériaux sont caractérisés par la présence de plusieurs phases qui influent entre autres sur leur comportement tribologique. Plusieurs travaux se sont intéressés à l'étude de la fonte parce qu'elle possède des bonnes caractéristiques mécaniques et une bonne résistance à l'usure. Nili Ahmadabadi (M. Nili Ahmadabadi 1992) a étudié les caractéristiques à l'usure de la fonte

ADI ( austempered ductile iron ). Il a observé que ce type de fonte montre une résistance à l'usure 2.5 fois supérieure à la fonte grise. Il a montré que la présence de ferrite bainitique et la présence de composants austénitiques de bainite permet d'améliorer la résistance à l'usure de l'ADI. Fordyce (E.P Fordyce 1990) a signalé qu'en augmentant la vitesse de glissement l'usure passe d'un état sévère à un état modéré.

Zhang et al (Y.Zhang 1993) ont montré que la morphologie du graphite influe sur le comportement à l'usure de la fonte. Hatate et al (M. Hatate 2001) ont montré que la modification de la nodularité du graphite cause une grande perte de la matière au cours des premiers cycles dans un essai de fatigue de glissement. Ceci est dû à la faible distance intergraphite et la forte concentration de contrainte dans les cavités et les particules de graphite. A.R Ghaderi et al (A.R. Ghaderi 2003) ont étudié l'effet de l'austénitisation et de la morphologie du graphite sur le comportement tribologique de cinq types de fonte. Ils ont montré que la dureté est non suffisante pour gouverner la résistance à l'usure mais il faut aussi tenir compte de la microstructure. Il a utilisé l'essai de glissement (Block-on-ring) pour suivre l'évolution de l'usure. La Figure 1-10 montre que la rupture se propage à partir du bout de la lamelle de graphite jusqu'à la surface usée. Dans le cas de la fonte à graphite sphéroïdal ce type de rupture n'est pas évident à cause de la forme arrondie du graphite.

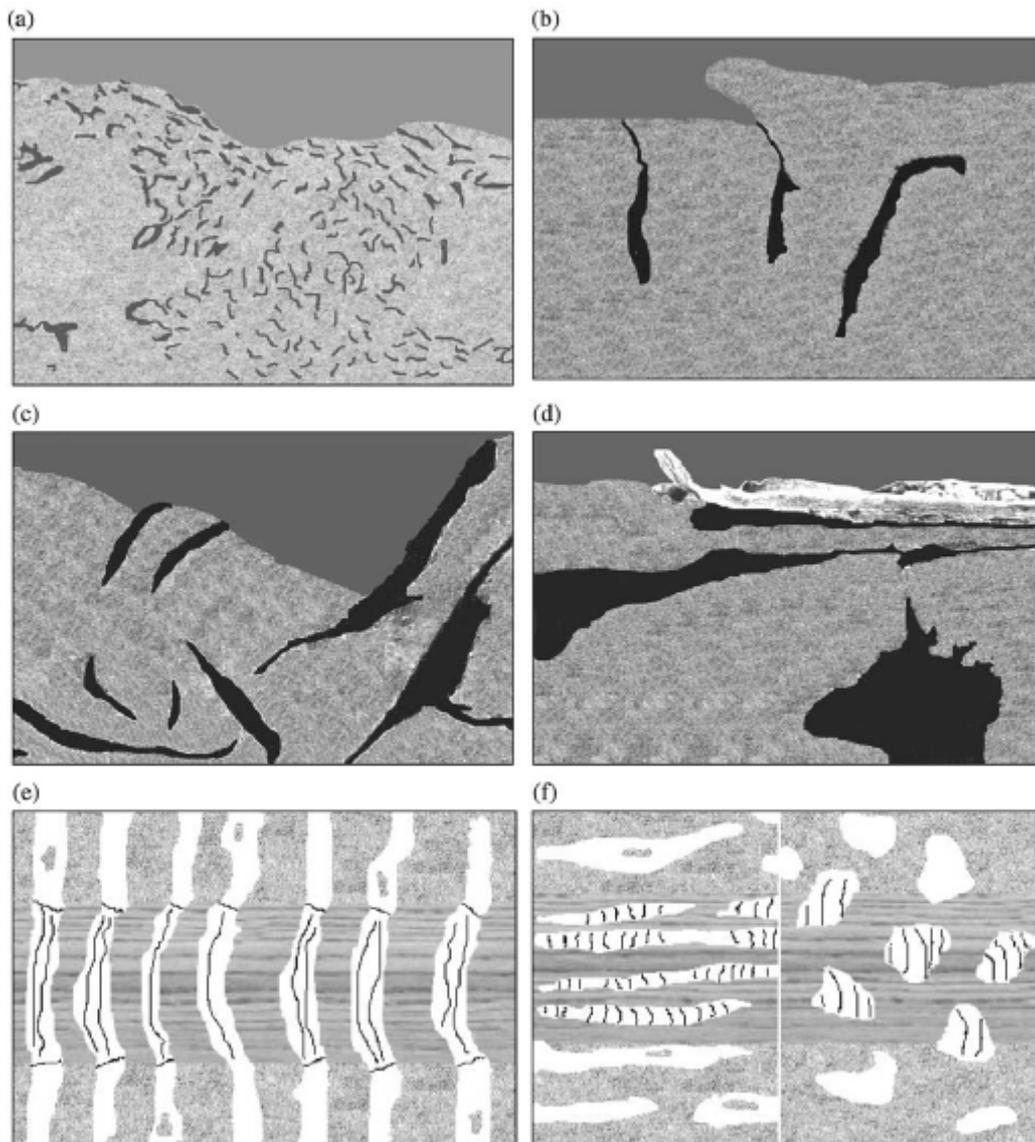


**Figure 1-10 : observation par MEB d'une coupe de la surface usée d'un échantillon de fonte gris trempée (A.R. Ghaderi 2003).**

Des études sur l'usure en roulement de l'ADI (L. Magalhaes 2000) montrent, qu'en absence de fractures importantes dans la matrice, la cause majeure de la nucléation de microfissure peut être la présence de graphite. R.C. Dommararco (R.C. Dommararco 2003) a montré que plus la taille des sphéroïdes est petite plus la résistance à l'usure en roulement s'améliore mais ceci influe sur la ductilité et la rigidité de matériaux en diminuant le module de Young effectif (macroscopique) du matériau . Il a noté que les nodules de graphites peuvent être considérés comme des discontinuités géométriques.

La Figure 1-11 représente les différents mécanismes d'usure observés pour différentes morphologies de graphite. On remarque que dans les conditions d'usure abrasive, le mécanisme d'usure est fortement influencé par la forme, la taille et l'arrangement des précipités de graphite. Dans le cas d'un arrangement interdendritique, les précipités de graphite ont la taille de quelques micromètres (Figure 1-11-a). Dans ce cas l'usure se fait dans les régions qui contiennent plus de graphite en formant des copeaux. Dans le cas où il y a une distribution uniforme de graphite de taille moyenne de 45 µm, on n'observe pas la formation des copeaux au cours du frottement (Figure 1-11-b). À cause de la déformation plastique de la zone qui entoure le graphite, celui-ci est extrudé

hors de la lamelle et recouvre la surface usée. Ce type de matériau est caractérisé par une bonne résistance à l'usure (Antoni Wladyslaw Orlowicz 2003). Dans le cas où l'arrangement du graphite n'est pas uniforme et que la taille de ce dernier est de l'ordre de 90-180  $\mu\text{m}$ , une portion des lamelles est arrangée obliquement à la surface d'usure. A cause de sollicitation cyclique un écaillage du matériau peut se produire (Figure 1-11-c). Ces matériaux sont caractérisés par une faible résistance à l'usure abrasive. Dans le cas de fonte à graphite sphéroïdal (Figure 1-11-d) les sphéroïdes qui se trouvent dans la zone déformée plastiquement se déforment. Le bord pointu de la zone déformée favorise alors la formation de rupture.



(a) Fonte ave précipités de graphite de forme lamellaire de longueur approximative 15  $\mu\text{m}$  (b) Fonte ave précipités de graphite de forme lamellaire de longueur approximative 45  $\mu\text{m}$  (c) Fonte ave précipités de graphite de forme lamellaire de longueur 90  $\mu\text{m}$ -180 $\mu\text{m}$  (d) fonte à graphite sphéroïdal (e-f) fonte blanche.

**Figure 1-11 : mécanisme d'usure pour différents types de fontes (A. W. Orlowicz 2003)**

Ainsi la résistance à l'usure de fonte dépend de son type. Par exemple, la fonte grise est plus fragile que les autres métaux. Cette fragilité est attribuée à sa microstructure composée d'une distribution de lamelle de graphite dans la matrice de fer. Dans l'essai de traction les particules de graphite agissent comme des zones de concentration de contrainte qui conduisent à une diminution globale des propriétés mécaniques, par exemple la limite d'élasticité. En compression la particule de graphite transmet la contrainte et la réponse globale est gouvernée par la réponse de la matrice de l'acier. Ainsi la limite d'élasticité diffère en traction et en compression. L'érouissage aussi diffère entre traction et compression.

La fonte grise est utilisée pour les cylindres des moteurs. Son excellente résistance à l'usure à sec sous faible chargement est attribuée à la présence de lamelles de graphite sur la surface de contact et la formation de couches de graphite.

L'usure de la fonte grise a été étudiée par A.R.Riahi (A.R. Riahi 2003), afin de réaliser une carte d'usure de ce type de fonte. Cette étude expérimentale de la fonte de type ASTM A30 avec une matrice perlitique est réalisé par le machine « bloc on ring ». La fonte grise a une matrice perlitique avec des lamelles de graphite d'une longueur moyenne de 45  $\mu\text{m}$  et avec une distance de 9  $\mu\text{m}$  entre elles. Il a montré que l'usure augmente en fonction de vitesse et de chargement. Pour des faibles chargements l'usure augmente linéairement et obéit à la loi d'Archard.

$$W = \frac{K * P}{H} \quad (1.18)$$

avec  $K=5.02 \cdot 10^{-3}$ , P effort normal appliqué H dureté Vickers de matériau.

Dans cette zone la vitesse n'a pas d'influence sur l'usure. Pour des chargements élevés l'usure augmente et nous avons une zone de transition entre usure sévère et modéré. La longueur de cette zone dépend de la vitesse de l'usure. La transition se fait à une énergie  $\mu P_{tr} V$  constante égale à 9W.

Au cours de l'usure il y a formation d'une couche d'oxyde. Pour de faibles vitesses, cette couche a une épaisseur faible et elle est discontinue. Contrairement à des vitesses de glissement et des chargements élevés pour lesquelles une large proportion de la surface de contact devient couverte par cette couche d'oxyde.

Dans le cas d'usure faible il y a formation de débris de grandes tailles à cause de la présence de feuilles de graphites.

Le graphite dans la fonte est organisé d'une manière particulière. Il forme une configuration micro structurelle nommée « morphologie de rosette ». Cette microstructure constitue la plus faible liaison dans la microstructure.

Les rosettes groupent les feuillet (lamelle) de graphite dans une couche adjacente à la surface de contact et s'effondrent facilement ce qui conduit à la formation de particules métalliques de longueur supérieure à 50  $\mu\text{m}$  et l'oxydation est aisée.

L'usure au voisinage de la surface de contact se fait par deux mécanismes :

- le premier mécanisme peut être décrit comme « striction » entre les lamelles de graphite. La présence de lamelles de graphite au voisinage de zones de contact facilite la rupture de matériaux. Après passage de l'indenteur cette région se déforme plastiquement et devient une région probable de propagation de rupture (

- Figure 1-12). Ce mécanisme cause la rupture de la matrice et l'enlèvement de large débris de matière.

- La formation de morphologie de type rosette de graphite est la deuxième conséquence d'usure. Les rosettes de graphite dans les couches adjacentes à la surface de contact s'effondrent facilement et cause la formation de particules de matière.

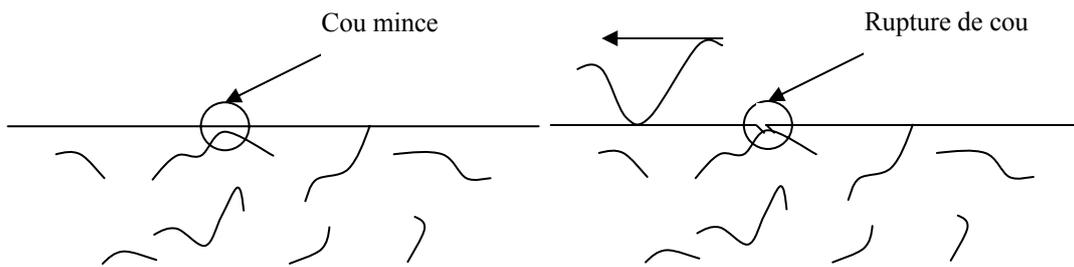


Figure 1-12 : schématisation du cou de rupture(A.R. Riahi 2003)

J.M.Vélez a étudié la résistance à l'usure de la fonte ductile avec différentes microstructures de matrice (ferrite, perlite, bainite, et martensite) en utilisant un scléromètre à pendule. La fonte fragile a un éventail de propriétés mécaniques dépendant de la composition chimique, microstructure et de la distribution de sphéroïdes de graphite dans la matrice. La rigidité augmente avec la fraction volumique de perlite dans la matrice mais ceci augmente la fragilité et la dureté. La fonte ductile trempée, de dureté élevée (500Hv), a une performance comparable à celle obtenue avec un acier martensitique. Également, la fonte ductile, trempée à faible dureté, a une bonne résistance à l'abrasion. Zum Gahr (Zum-Gahr 1983) a montré que la fonte, à faible matrice bainitique, a une grande résistance à l'usure abrasive par rapport à la fonte trempée à matrice martensitique de même dureté, sous un essai pion disque. La fraction volumique élevée, de l'austénite à forte teneur de carbone, qui caractérise la structure bainitique, explique ce comportement. La ductilité et l'écrouissabilité de l'austénite produit une considérable augmentation de la résistance à l'usure.

J.M.Vélez et al (J.M.Vélez 2001) ont mesuré l'énergie spécifique absorbée ( $e$ ) qui est calculée à partir de l'énergie absorbée ( $E$ ) et la masse enlevée ( $W$ )

$$e = \left( \frac{E}{W} \right) \quad (1.19)$$

Cette quantité peut être liée à la résistance à l'abrasion car elle représente l'énergie nécessaire pour enlever certaine quantité de matière au cours de processus d'usure. Vingsbo et Hogmark (O. Vingsbo 1984) ont montré qu'il y a une relation exponentielle entre l'énergie et la masse enlevée :

$$e (W) = KW^{(q-1)} \quad (1.20)$$

Cette énergie représente la mesure de la résistance à l'usure. La relation entre la résistance à l'usure abrasive et la dureté dépend de la microstructure de la matrice et de la profondeur de rayage. En augmentant la profondeur cette différence diminue. L'énergie absorbée pendant l'essai de rayage est la somme de l'énergie consommée pendant : l'écroutissage du matériau, la création d'une nouvelle surface et l'énergie consommée par frottement.

Vingsbo et Hogmark ont montré que l'écroutissage du matériau est sensible à la microstructure contrairement au frottement et à la création de nouvelles surfaces. Pour des faibles profondeurs où les surfaces sont totalement écrouties ce mécanisme est le constituant majeur de l'énergie. En augmentant la profondeur seulement la couche supérieure de matériau sera écroutie est l'énergie consommée par cette partie sera limitée à un seuil négligeable. Alors que le frottement et la création de nouvelles surfaces libres sont fortement liés à l'aire de contact qui varie en fonction de la profondeur de rayure. Ainsi comme le rayage devient plus profond l'énergie absorbée pour enlever une certaine quantité de matière diminue comme celle de la différence entre différentes structures et différentes duretés. Ceci reflète l'importance de la grandeur de particule qui facilite l'usure. Ainsi l'effet de l'écroutissage et de microstructure diminue. J.M.Vélez a montré que la résistance à l'usure augmente avec la quantité de perlite et avec l'augmentation de fraction volumique de carbure.

Le pourcentage de croissance de la résistance à l'usure obtenue pour l'échantillon trempé est plus grand que celui de l'échantillon de matrice ferritique et pour des duretés supérieures à 400 Hv. La microstructure obtenue par trempe est composée de bainite et d'austénite résiduelle qui augmente avec la température de trempe et diminue la dureté finale. La résistance à l'usure diminue si la quantité d'austénite résiduelle diminue. Une augmentation de dureté ne signifie pas une amélioration de la résistance à l'usure abrasive. La microrupture devient un mécanisme très important et une large quantité de débris est produite par ce mécanisme. La fonte perlitique ductile contient une fine perlite et montre une grande résistance à l'usure supérieure à celle de la fonte trempée. Ces résultats sont validés pour des profondeurs de rayage entre 30 et 60  $\mu\text{m}$ . L'échantillon à perlite fine, avec une dureté qui varie entre 280 et 330 HV, montre une plus grande résistance que l'échantillon de fonte trempée de même dureté. Les fontes trempées à faible pourcentage de bainite (de dureté 450 et 500HV) montre une résistance à l'usure de fonte trempée de même dureté.

R.C.Dommarco et al (R.C.Dommarco 2004) ont étudié l'influence du nombre de sphéroïdes dans la fonte ductile sur la résistance à l'usure abrasive. Ils ont trouvé que cette résistance diminue si le nombre de sphéroïdes augmente. En plus la matrice austéno-ferritique (435 HV) montre une résistance à l'usure plus grande que celle martensitique (700 HV). Ces résultats ont montré que la résistance à l'abrasion de la fonte ductile dépend du nombre de sphéroïdes. La présence de sphéroïdes concentre l'usure sous forme de queue de comète. R.C.Dommarco et al (R.C.Dommarco 2004) ont trouvé que la taille des sphéroïdes diminue si leur nombre augmente en augmentant la longueur totale de l'usure (le nombre de passe).

L'usure est généralement fonction de certains paramètres. En particulier, la vitesse de glissement, la configuration de contact, la charge appliquée, le nombre de cycle de glissement et le matériau testé, peuvent varier. La variation de ces paramètres peut influencer d'une manière significative la réponse tribologique. Ils peuvent influencer non seulement les mécanismes d'usure et la résistance, mais aussi la résistance à l'usure. La corrélation entre les paramètres de sollicitations et la réponse tribologique sera détaillée dans le paragraphe suivant.

#### 4. Effets des paramètres tribologiques

##### 4.1. Vitesse de glissement

Dans le cas des contacts viscoélastiques, viscoplastiques ou viscoélastoplastiques, la vitesse de rayage influe considérablement sur l'écoulement de la matière, le coefficient de frottement et les mécanismes d'usure. Lafaye (S.Lafaye 2005) a montré que le coefficient de frottement apparent diminue lorsque la vitesse de rayage augmente en utilisant un indenteur sphérique (Figure 1-13). Ce comportement est remarquable surtout pour les polymères. C.Gauthier et al (C. Gauthier 2001) ont montré que la géométrie de l'aire réelle de contact est modifiée quand la vitesse de rayage diminue. Ils ont montré qu'il faut tenir compte de la vitesse de déformation pour prédire la géométrie de contact.

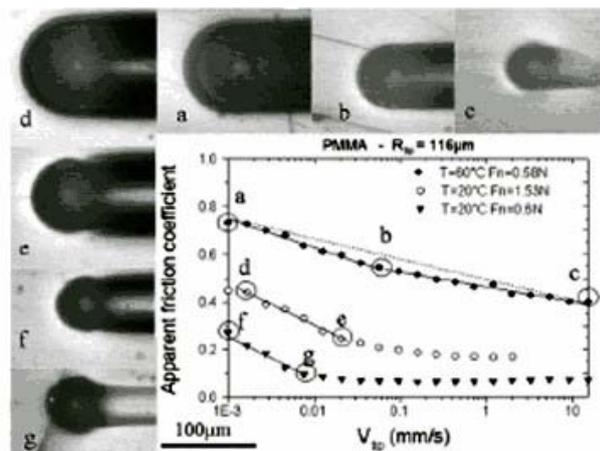


Figure 1-13 : variation de la trace d'usure et du coefficient de frottement apparent en fonction de la vitesse (S.Lafaye 2005)

A. Krupicka et al (A. Krupicka 2002) ont étudié la résistance à l'usure des couches de polymères ductiles. Ils ont examiné l'effet des paramètres de rayage comme la force, la géométrie du contact et la vitesse. En variant la vitesse de rayage, ils sont arrivés à mesurer la réponse de polymères dans ces différents états physiques et la transition entre l'état vitreux et l'état ductile. Ils ont montrés qu'à partir d'une valeur critique de la vitesse, le coefficient de frottement diminue. Ceci est expliqué par la diminution de la déformation plastique imposé au cours du rayage. Ils ont prouvé que la vitesse de transition entre l'état ductile à l'état vitreux influe fortement sur la déformation (devient élastique) et le frottement (diminue).

La majorité des études qui s'intéressent à la vitesse de rayage s'intéressent au cas des polymères. Pour les métaux il faut atteindre des vitesses supérieures à 100 mm/s pour qu'on puisse voir l'effet de la viscosité sur le mécanisme d'usure. A ce niveau de vitesse, on se rapproche mieux des conditions d'usinage. Dans le cas des métaux, l'étude de l'effet de la

vitesse est toujours couplée avec la charge, parce qu'il y a une forte interaction entre ces deux paramètres d'usure. A.R. Riahi et al (A.R. Riahi 2003) ont tracé une carte d'usure pour la fonte grise (Figure 1-14). Il a montré qu'on a trois régimes d'usure en fonction de la vitesse et de la charge appliquée. Pour les faibles chargements (0.5 N), on est dans le régime ultra-doux et l'usure est faiblement sensible à la vitesse. Au dessus du régime doux l'usure augmente faiblement avec la vitesse et la charge. Pour le régime sévère l'usure devient très sensible à la vitesse et au chargement. Il a prouvé que la force de transition d'un régime à un autre peut être approximé par une fonction linéaire de la vitesse de glissement.

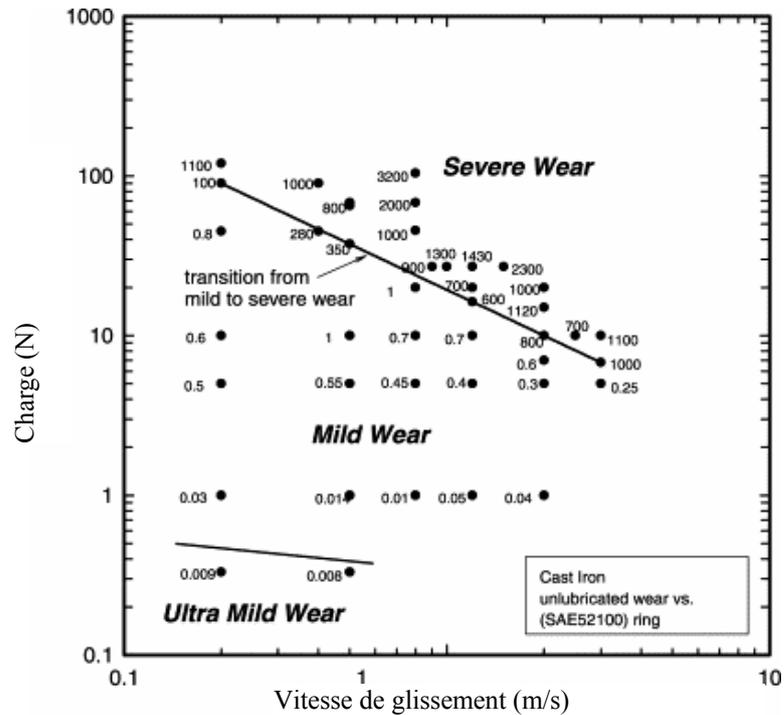


Figure 1-14 : carte d'usure de fonte grise

#### 4.2. Charge

La charge appliquée peut influencer considérablement le comportement tribologique et en particulier les mécanismes d'usure. Kayaba et Liu (T.Kayaba 1986; Liu 1991) ont analysé les mécanismes d'usure en fonction des paramètres de sollicitation, en général, pression de contact et vitesse de glissement. Subramanian (C.Subramanian 1992) a montré qu'en faisant varier ces deux paramètres cinq mécanismes d'usure peuvent se produire. La Figure 1-15 montre une carte d'usure qui présente des mécanismes d'usure en fonction des deux paramètres de sollicitation (vitesse, pression). On distingue ainsi cinq domaines chacun correspondant à un mécanisme d'usure dominant :

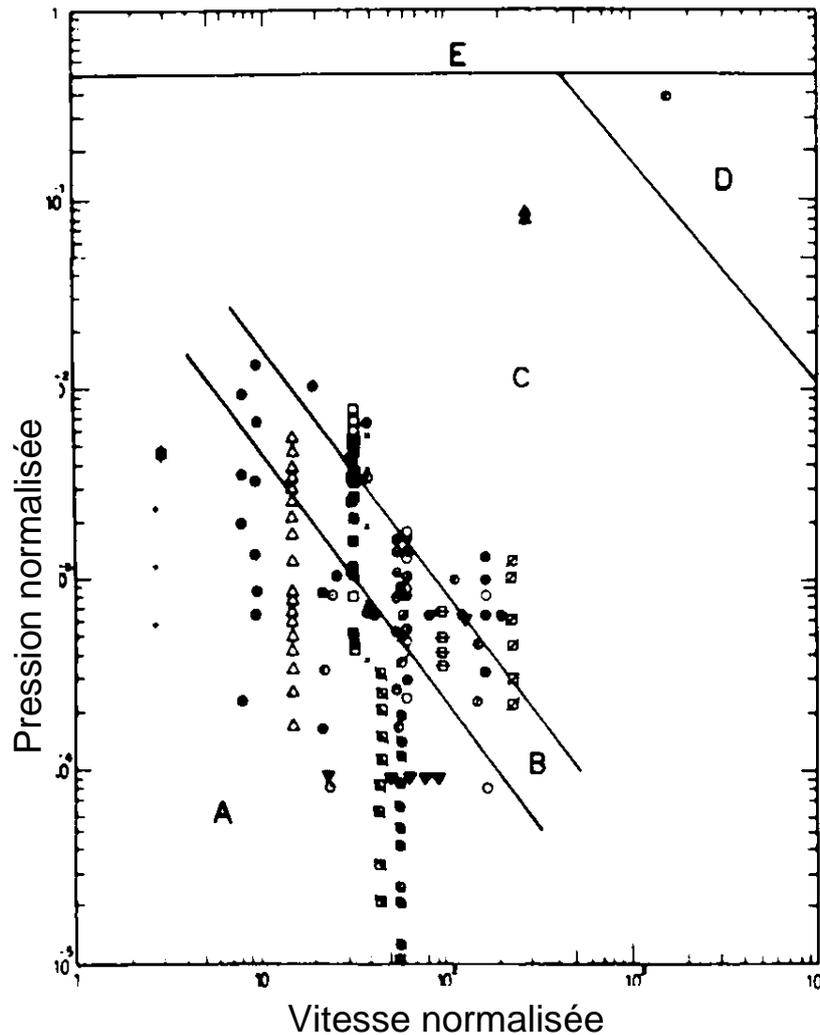


Figure 1-15 :carte d'usure des alliages d'aluminium(C.Subramanian 1992)

- A : formation de petites particules (connue sous le nom d'usure douce ou oxydation),
- B : délamination des particules compactées,
- C : délamination par déformation plastique des matériaux,
- D : usure par fusion,
- E : grande quantité de matière transférée.

## 5. Modélisation de l'essai de rayure

Dans cette partie nous présentons des méthodes numériques de modélisation de la rayure des matériaux rigides plastiques : méthode du champ des lignes de glissement et théorème de la borne supérieure.

### 5.1. Méthode du champ des lignes de glissement et théorème de la borne supérieure

Challen et Oxley (J.M Challen 1979) ont utilisé la méthode de ligne de glissement pour modéliser trois régimes de frottement entre un indenteur rigide et un matériau mou de propriétés plastiques. Pour ce faire un modèle 2D avec l'hypothèse de déformation plane est utilisé. Deux régimes stationnaires sont considérés : le modèle de la vague et le modèle de

l'usinage avec arrachement de matière. Un troisième régime est celui de l'usure abrasive qui est un état non stationnaire (Figure 1-16).

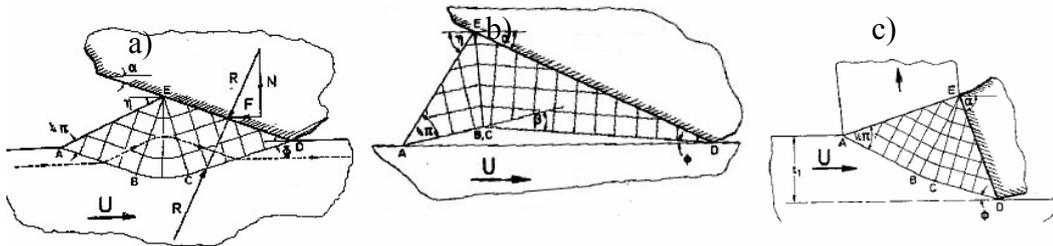


Figure 1-16 : différents mécanismes d'usure abrasive : a) labourage ; b) transition ; c) coupe

Cette méthode ne prend pas en compte l'écroûissage du matériau, de plus une limite importante des modèles de Challen et Oxley (J.M Challen 1979) par rapport à l'essai de rayage, est le fait que l'on ne prend pas en compte la formation des bourrelets latéraux lors du passage de l'indenteur dans le matériau. Pour résoudre ce problème, Torrance (Torrance 1988) a développé un modèle en trois dimensions qui permet donc de prendre en compte la formation des bourrelets latéraux lors de l'essai de rayage par un indenteur Vickers

Kirkpatrick et al (R. J. Kirkpatrick 1987) ont utilisé le théorème de la borne supérieure pour modéliser l'essai de rayure. Cette méthode est issue du principe du travail maximal. Ce qui autorise, sous certaines conditions de tenir compte de l'écroûissage. L'avantage de ce théorème par rapport à la méthode du champ des lignes de glissement est que l'on peut résoudre des problèmes en trois dimensions et que l'on peut prendre en compte l'écroûissage ou l'adoucissement du matériau. La résolution du problème se fait en minimisant la puissance dissipée. Kirkpatrick et al ont intégré dans leur calculs une loi d'écroûissage de type  $\sigma_0 = \sigma_1 (\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$ , ce qui permet de modéliser plus finement un métal écroûissable tel que le cuivre. Par exemple le bourrelet frontal a été intégré dans les calculs par Gilormini et Felder (P.Gilormini 1984), ce qui fait intervenir des paramètres supplémentaires et rend les calculs analytiques plus laborieux. Les grandeurs calculées sont généralement des grandeurs adimensionnelles comme le frottement apparent,  $\mu_0$ , en faisant varier l'angle d'attaque de l'indenteur et le frottement au contact de l'outil. Avec les progrès dans le domaine informatique, des nouvelles méthodes numériques sont développées. Parmi ces méthodes, on peut mentionner la méthode des éléments finis.

## 5.2. Simulation numérique par les méthodes des éléments finis

La méthode des éléments finis assistée de la résolution numérique présente un grand intérêt par rapport aux méthodes analytiques : on peut résoudre des problèmes avec des géométries et des rhéologies plus complexes. Dans le cas d'essai de rayure, le mouvement de l'indenteur cause une grande déformation dans la matière. Ceci cause un problème de convergence et de temps de calcul très élevé. Afin d'éviter que les éléments ne dégèrent, il est nécessaire de remailler le volume au cours de la simulation. Actuellement plusieurs codes de calcul disposent des outils de remailage automatique. Ces outils sont plus ou moins performants. La modélisation numérique de l'essai de rayage par la méthode des éléments finis est encore restreinte à certains types des matériaux. La plupart des travaux sont réalisés sur l'indentation (J.Mackerle 2001). Tian et Saka (H. Tian 1991) ont étudié le cas d'un

matériau élastique et l'hypothèse de déformation plane d'un substrat multicouche sollicité par un contact normal et tangentiel en utilisant le code du calcul ABAQUS. Lee et al ont aussi modélisé (J.H Lee 2001) par le biais du code de calcul ABAQUS le frottement d'une bille contre un disque tournant. Dans cette étude l'auteur a simplifié le problème 3D en un problème 2D avec l'hypothèse de déformation plane. L'hypothèse majeure de ce modèle, est qu'il ne tient pas compte de la formation des bourrelets latéraux et frontaux.

Bucaille (J.L. Bucaille 2001) et Subhash (G.Subhash 2002) ont réalisé des simulations 3D des essais de rayage à déplacement imposé par un indenteur conique rigide pour des matériaux élastiques parfaitement plastiques et des matériaux bilinéaires. Ces études ne traitent pas le cas général de l'écroutissage non linéaire et n'introduisent pas l'endommagement.

Felder et al (E.Felder and J.L.Bucaille 2006) ont étudié l'effet de l'élasticité dans le cas du rayage d'un matériau élastique parfaitement plastique par un indenteur conique de demi angle au sommet  $70.3^\circ$ . Le frottement interfacial est nul (Figure 1-17).

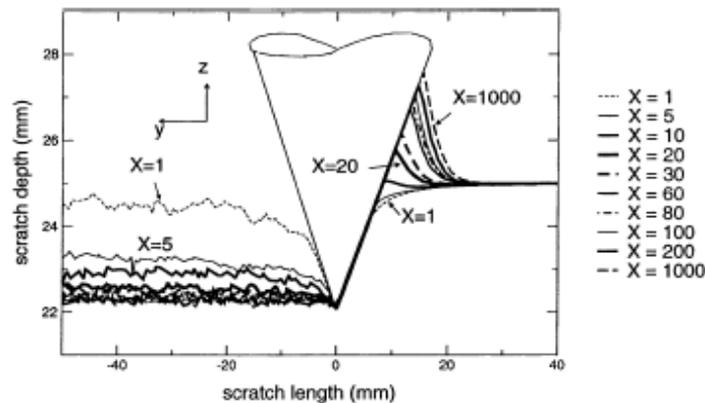


Figure 1-17 : évolution du profil de rayure (longitudinale) en fonction du facteur de forme X(J.L.Bucaille 2001)

La Figure 1-17 montre l'évolution de la profondeur de la rayure en fonction du profil longitudinal de la rayure pour une profondeur de pénétration fixe et pour différents facteur de forme X (équation 1.3). Ces résultats montrent qu'on peut prévoir trois comportements de rayage différents :

- si  $X < 10$  : il y a un 'entassement' de la matière devant l'indenteur. Ce phénomène est du à la propriété élastique de la matière. De plus, une recouvrance élastique importante le long de la trace a été notée.

- pour  $10 \leq X < 100$  on remarque la formation d'un bourrelet frontal. La hauteur du bourrelet augmente avec le facteur rhéologique X. En revanche, le retour élastique devient de plus en plus faible.

- Pour  $100 < X$  : il y a une faible augmentation de la hauteur de bourrelet. La partie élastique devient négligeable par rapport à la déformation plastique.

Les travaux de Bucaille traitent le comportement des polymères au cours du rayage. L'effet de l'érouissage des matériaux n'est traité que pour deux matériaux. Dans l'étude précédente, Bucaille n'a pas tenu compte du frottement interfacial.

M. Barge et al (M. Barge 2003) ont étudié l'effet de la rhéologie sur le mécanisme d'usure par rayage dans le cas d'un indenteur sphérique. Il a supposé que le frottement interfacial est nul. Deux types d'érouissage sont étudiés (cinématique et isotrope).

Dans son travail Kermouche (G.Kermouche 2005) a utilisé un modèle de calcul par élément fini implicite implémenté sous « Systus » pour simuler l'essai de rayage par un indenteur sphérique. Dans ce modèle, une méthode de remaillage est utilisée. Elle permet d'éviter le problème de distorsion des éléments. Dans cette étude Kermouche a montré que la pente d'érouissage ( $k$ ) relative à un matériau élastoplastique bilinéaire influe sur la taille du bourrelet frontal et latéral. La hauteur de ces derniers diminue en augmentant  $k$ . C'est-à-dire que l'aptitude du matériau à s'érouir améliore sa résistance à l'usure. Dans le cas d'un érouissage isotrope on remarque aussi qu'en augmentant la pente  $k$  il y a une recouvrance plastique de la matière. Ce travail est réalisé pour deux valeurs du module de Young. En plus il ne traite pas l'effet de la variation de la géométrie de l'indenteur sur le mécanisme d'usure.

Les travaux précédents étudient l'effet de la rhéologie du matériau sur le comportement à l'usure. Mais ces travaux n'ont pas bien détaillés l'effet de différents paramètres d'érouissage sur les résultats de l'essai de rayage. L'interaction entre l'effet de la géométrie de l'indenteur et l'effet des paramètres rhéologique n'est pas étudiée. Dans ces travaux de thèse Bucaille a supposé la présence d'un point de saturation de contrainte mais il n'a pas introduit l'endommagement dans son étude.

Le passage de l'étude par abrasion par un seul grain abrasif vers l'usure par plusieurs grains est nécessaire pour simuler certains processus comme le toilage et le rodage. Liang Fang et al (Liang Fang 2005) ont couplé la méthode de Monte Carlo avec la simulation numérique par éléments fins pour prédire l'usure des matériaux. Ainsi une modélisation par élément fini 3D est utilisée pour prédire la trace d'usure d'un seul grain abrasif à différentes profondeurs. Les résultats obtenus sont utilisés par la méthode de Monte Carlo pour simuler l'usure de trois types d'aciers. Une bonne corrélation avec l'expérimental est observée.

Les matériaux hétérogènes n'ont pas le même comportement que les matériaux homogènes. Pour simuler l'usure de ces matériaux, il faut bien tenir compte de la présence de différentes phases. Fukumasu (N.K.Fukumasu 2005) a étudié les contraintes développées au cours d'un essai de glissement d'un cylindre sur une surface de fonte à graphite lamellaire. Dans ces travaux l'usure de la fonte à graphite compact est étudiée en se basant sur l'analyse de la contrainte du contact développée quand un indenteur cylindrique rigide glisse le long d'une surface qui représente la fonte à graphite lamellaire. L'analyse de l'endommagement est basée sur la distribution de la contrainte principale. Les résultats sont comparés avec des travaux expérimentaux avec différents diamètres du cylindre. Une bonne corrélation est obtenue. Ces travaux ont supposé que le graphite a des propriétés plastiques. Les propriétés interfaciales entre graphites et matrice ainsi que l'effet de leur distribution n'étaient pas retenues. Le modèle étudié est 2D avec l'hypothèse d'une déformation plane.

## 6. Conclusion

Il apparaît au travers de cette synthèse bibliographique que la sévérité de l'endommagement des matériaux est fortement influencée par les conditions de sollicitation. Une transition de l'usure douce à l'usure sévère se produit en changeant les conditions de sollicitations.

La simulation des problèmes industriels complexes permet de mettre en évidence l'importance de l'interaction entre particules abrasives et les surfaces de frottement. L'étude de l'angularité des particules abrasives a montré l'importance de l'angle d'attaque sur l'écoulement de matière et la formation des débris d'usure.

Le bilan des études réalisées en abrasion montre que la corrélation entre dureté et résistance à l'usure abrasive est loin d'être évidente (S. Mezlini 2004). Cette corrélation peut être fortement influencée par l'interaction des particules abrasives avec les surfaces. Quelques travaux ont montré une corrélation entre résistance à l'usure et mode de durcissement. En revanche, les résultats obtenus malgré leurs importances, s'appuient souvent sur des expérimentations et nécessitent plus d'analyse.

L'étude du glissement répétitif montre l'importance du changement des mécanismes de dégradation durant le processus d'usure (S. MEZLINI 2003). Ces résultats sont valables pour un glissement cyclique dans un même endroit, chose qui limite ses applications pour les problèmes réels faisant appel souvent à l'interaction des traces d'usure. Pour prédire le comportement des matériaux en rayage il est nécessaire de comprendre les processus mécanique qui se produisent au cours de l'essai. L'étude fondamentale de cet essai des matériaux ne peut pas se baser seulement sur les travaux expérimentaux et analytiques. La complexité de l'étude rend les méthodes analytiques insuffisantes pour atteindre cet objectif et tous les modèles réalisés se basent sur des hypothèses simplificatrices. Ceci conduit à la nécessité de techniques plus sophistiquées comme la méthode des éléments finis. Les travaux de la bibliographie montrent l'importance de cette méthode pour étudier l'effet de certains paramètres de sollicitation et rhéologiques. Mais afin de mener une étude quantitative par cette méthode, un bon choix du modèle de comportement doit être réalisé. La méthode des éléments finis permet aussi de calculer les contraintes et les déformations dans le matériau en fonctions des conditions du contact.

Comme c'est déjà indiqué précédemment, les études antérieures par la méthode des éléments finis s'intéressent soit à un type précis des polymères (Bucaille et al) ou ils travaillent avec des hypothèses simplificatrices. Au début de ce travail, l'effet de la rhéologie et de l'écrouissage sur la forme finale de la trace sera mise en valeur. Ainsi une étude quantitative de l'effet de l'écrouissage et des propriétés élastiques des matériaux sera réalisée. Après une confrontation numérique expérimentale sera réalisée. Le modèle éléments finis développés nous a permis d'expliquer les résultats expérimentaux et de prédire les zones de localisation de l'endommagement. Dans une deuxième application, nous avons montré la limite du modèle élastoplastique pour étudier l'endommagement. Ainsi une loi de comportement avec endommagement nous a permis d'améliorer les résultats numériques.

- A. Krupicka, M. Johansson, A. Hult (2002). "Use and interpretation of scratch tests on ductile polymer coatings." Progress in Organic Coatings **46**(1): 32-48.
- A. Sedriks, T. O. M. (1963). "Mechanics of cutting and during in simulated abrasive processes." wear **6**(457-466).
- A. W. Orłowicz, A. Trytek (2003). "Effect of rapid solidification on sliding wear of iron castings." Wear **254**: 154-163.
- A.G. Atkins, D. Tabor (1965). "plastic indentation in metals with cones." journal of the Mechanics and Physics of Solids **13**: 149-169.
- A.R. Ghaderi, M. Nili Ahmadabadi, H.M Ghasemi (2003). "Effect of graphite morphologies on the tribological behaviour of austempered cast iron." Wear **255**: 410-416.
- A.R. Riahi, A.T. Alpas (2003). "wear map of grey cast iron." Wear **255**: 401-409.
- B.J. Briscoe, E. Pellilo, F. Ragazzi, S.K. Sinha (1996). "Scratch hardness and deformation maps for polycarbonate and polyethylene." Polymer Engineering and Science **36**(24): 2996-2005.
- B.J. Briscoe, S.K. Biswas, S.K. Sinha, S. Spanesesar (1993). "The scratch hardness and friction of a soft rigid-plastic solid." Tribology International **26**: 183-193.
- B.V. Dejarguin, V.M. Muller, Y.P. Toporov (1975). "Effect of contact deformation on adhesion of particles." J Colloid interface Sci **53**: 314-326.
- C. Gauthier, S; Lafaye, R. Schirrer (2001). "Elastic recovery of a scratch in a polymeric surface: experiments and analysis." Tribology international **34**(469-479).
- C.A. Brookes, e. a. (1972). D: Appl. Phys. **5**: 1284-1293.
- C. Subramanian (1992). "Some considerations towards the design of a wear resistant aluminum alloy." Wear **155**: 193-205.
- E. Felder (1996). Le contact métal outil en mise en forme des métaux-tomeii. modèles microplastiques : interaction métal-outils rugueux-chapitre d.III.
- E. Felder and J.L. Bucaille (2006). "Mechanical analysis of the scratching of metals and polymers with conical indenters at moderate and large strains." Tribology International **39**: 70-87.
- E.P. Fordyce, C. Allen (1990). "The dry sliding wear behavior of an austempered spheroidal cast iron." Wear **135**: 265-278.
- F. P. Bowden and D. Tabor (1986). "The friction and lubrication of solids." Clarendon Press, Oxford, Chapter V.

G.Kermouche (2005). contribution à la modélisation théorique et numérique des essais d'indentation et de rayure, thèse matériaux, Ecole centrale de Lyon.

G.Subhash, W. Zhang (2002). "investigation of the overall friction coefficient in single-pass scratch test." Wear **252**(1-2): 123-134.

H. Tian , N. Saka (1991). "Finite element analysis of an elastic-plastic two-layer half-space. Normal contact." Wear **148**: 47.

I.Kragelski (1956). Friction and wear, Butterworths.

J.H Lee, G.H Xu, H. Liang (2001). "experimental and numerical analysis of friction and wear behaviour of polycarbonate." Wear **251**(2): 1541-1556.

J.L. Bucaille (2001). Simulation Numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

J.L.Bucaille, E. Felder, G. Hochstetter (2001). "Mechanical analysis of the scratch test on elastic and perfectly plastic materials with the three-dimensional finite element modelling." Wear **249**: 422-432.

J.M Challen, P.L.B Oxley (1979). "An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models." wear **53**: 229-243.

J.M.Vélez, D. K. T., A.Sinatora, A.P.Tschipstschin (2001). "Evaluation of abrasive Wear of ductile cast iron in a single pass pendulum device." Wear **251**: 1315-1319.

J.Mackerle (2001). "Finite element and boundary element simulation of indentation problems-A bibliography (1997-2000)." Finite Elem. Anal. Des **37**(10): 811-819.

J.A.Greenwood, J.B.P.Williamson (1966). "Contact of nominally flat surfaces " Proc Roy Soc A **295**(300-319).

K.L.Johnson, K.Kendall, A.D. Roberts (1971). "Surface energy and the contact of elastic solids." Proc Roy Soc A **324**: 301-313.

L. Magalhaes, J. S., C. Sa (2000). "Experimental observations of contact fatigue crack mechanisms for austempered ductile iron (ADI) discs." Wear **246**(1-2): 134-148.

L.Samuels (1976). New developments in grinding, (M.Shaw), Carnegie Press.

Liang Fang, Qihong Cen, Kum Sun , Weimin Liu , Xiaofeng Zhang, Zhifu Huang (2005). "FEM computation of groove ridge and Monte Carlo simulation in two-body abrasive wear." wear **258**: 265-274.

Liu, Y., Rohatgi,P. (1991). "A map of wear mechanisms in aluminum alloys." journal of Materials Science **26**: 193-205.

M. Barge , G. Kermouche , P. Gilles , J.M. Bergheau (2003). "Experimental and numerical study of the ploughing part of abrasive wear." Wear **255**: 30-37.

M. Hatate, T. Shoita, N. Takahashi, K. Shimizu (2001). "Influence of graphite shapes on wear characteristics of austempered cast iron." wear **251**: 885-889.

M. Nili Ahmadabadi, S. Nategh, P. Davami (1992). "wear behavior of austempered ductile iron." Cast Metals **4**: 188-193.

Moore, D. F. (1972). The friction and lubrication of elastomers.

N.K.Fukumasu, P.L.Pelegriano,G.cueva,R.M.Souza,A.Sinator (2005). "Numerical analysis of the stress developed during the sliding of a cylinder over compact graphite iron." wear **259**: 1400-1407.

O. Vingsbo, S. Hogmark (1984). "Single-pass pendulum grooving - a technique for abrasive testing." Wear **1000**: 489.

P. K. Basuray, B. K Misra, G. K.Lal (1977). "Transition from ploughing to cutting during machining with blunt tools." WEAR **43**: 341-349.

P.Gilormini, E.Felder (1984). "Theoretical and experimental study of ploughing of rigid-plastic semi-infinite body by a rigid pyramidal indenter." wear **88**: 195-206.

R. J. Kirkpatrick , J. A. Williams, S. J. Paetke (1987). Groove formation and interaction during abrasion of copper. International Conference: Tribology-Friction, Lubrification and Wear, Fifty Years On, Institution of Mechanical Engineers Conference Publications, Institution of Mechanical Engineers Conference Publications.

R.C. Dommarco, J.D. Salvande (2003). "Contact fatigue resistance of austempered and partially chilled ductile irons." Wear **254**: 230-236.

R.C.Dommarco, M.E. Sousa, J.A.Sikora (2004). "Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures " Wear **257**: 1185-1192.

S. Mezlini, PH. Kapsa, C. Henon and J. Guiement (2004). "Abrasion of aluminium alloy: effect of subsurface hardness and scratch interaction simulation." Wear **257**: 892-900.

S.Lafaye, C.Gauthier, R.Schirrer (2005). "A surface flow line model of a scrctching tip: apparent and true local friction coefficients." Tribology International **38**: 113-127.

S.MEZLINI (2003). Etude de l'usure par abrasion d'alliages d'aluminium. Thèse matériaux. Ecole Centrale de Lyon. N° 23.

T.Kayaba (1986). "Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope." Wear **110**: 419-430.

Tabor, D. (1950). The hardness of metals.

Torrance, A. A. (1988). "A three-dimensional cutting criterion for abrasion." wear **123**: 87-96.

V. Jardret, H. Zahouani, et al. (1998). " Understanding and quantification of elastic and plastic deformation during a scratch test." wear **218**: 8-14.

Y.Kita, M.Ido (1978). "The mechanism of metal removal by an abrasive tool." Wear **47**: 185-193.

Y.Zhang , Y. Chen, R. He, B. Shen (1993). "Investigation of tribological properties of brake shoe materials-phosphorous cast irons with different graphite morphologies." Wear **166**: 179-186.

Zum-Gahr, K. H. (1983). Relation between abrasive wear rate and the microstructure of metals, in: Proceedings of the International Conference on Wear of Materials. the International Conference on Wear of Materials, Reston.

## **Chapitre 2 - Etude numérique et expérimentale du rayage des matériaux homogènes**

---

*Dans ce chapitre une étude numérique et expérimentale sera réalisée sur des matériaux homogènes. La première partie présente le modèle numérique développé. L'influence de différents paramètres de sollicitation et de la rhéologie des matériaux sur l'écoulement de la matière sera étudiée. La deuxième partie de ce chapitre présente une validation expérimentale des résultats numériques. La dernière partie étudie l'effet de l'endommagement. Deux modèles numériques avec et sans endommagement des matériaux ductiles sont utilisés. Les résultats obtenus montrent une bonne corrélation entre le modèle numérique avec endommagement et les résultats expérimentaux.*

<b>Chapitre 2 - Etude numérique et expérimentale du rayage des matériaux homogènes.....</b>	<b>40</b>
1. Description et validation du modèle développé .....	42
1.1. Présentation du code de calcul .....	42
1.2. Description du modèle .....	48
1.3. Validation du modèle : .....	50
1.4. Effet des propriétés élastiques : module d'Young .....	52
1.5. Effet des propriétés plastiques : pente d'érouissage et type d'érouissage .....	53
1.6. Etude paramétrique de l'effet de l'érouissage .....	55
1.7. Influence de la géométrie de l'indenteur .....	62
2. Application 1 : rayage de l'acier C48.....	71
2.1. Etudes expérimentales réalisées .....	72
2.2. Etude numérique : .....	74
2.3. Choix de la loi de comportement .....	75
3. Application 2 : rayage d'alliage d'aluminium.....	80
3.1. Modèle élastoplastique .....	80
3.2. Modèle élastoplastique avec endommagement .....	81
3.3. Validation du modèle d'endommagement .....	84

## 1. Description et validation du modèle développé

### 1.1. Présentation du code de calcul

Dans notre étude nous avons utilisé le code de calcul commercial ABAQUS. Il utilise la méthode de discrétisation spatio-temporelle des modèles. La discrétisation spatiale utilise la méthode des éléments finis basée sur une formulation variationnelle en déplacement, pour intégrer les équations différentielles aux dérivées partielles du mouvement dans un solide 3D. La discrétisation temporelle est basée sur des schémas aux différences finies pour discrétiser le problème d'évolution. Le principe de cette méthode est de déterminer, en tout point du solide et à tout instant, sa position, le champ des déplacements, le champ des déformations, le champ des contraintes et les champs des variables d'états. On se base sur la résolution d'équation d'équilibre, en tenant compte des équations de comportement, des conditions aux limites sur la frontière et des conditions initiales relatives à chaque champ mécanique. On utilise le principe de la Puissance Virtuelle ou la formule faible pour résoudre ce problème. Pour ceci ABAQUS possède deux modules: ABAQUS/Standard et ABAQUS/Explicit.

#### a. ABAQUS/Standard

Ce module se base sur la méthode classique de Newton-Raphson pour résoudre le système non linéaire :

$$F_{\text{int}} - F_{\text{ext}} = 0 \quad (2.1)$$

Où  $F_{\text{int}}$  est la force intérieure et  $F_{\text{ext}}$  est la force extérieure.

La résolution de ce système est réalisée avec un algorithme incrémental implicite de Newton. Cette méthode, associée à un schéma implicite d'intégration des relations de comportement, possède une bonne stabilité numérique et une bonne vitesse de convergence pourvu que la matrice tangente soit consistante (ABAQUS User Manual). Cette propriété rend le calcul des structures élastoplastiques sans endommagement très performant, si les variations de géométrie à chaque incrément restent raisonnablement faibles. Sinon il faut diminuer la taille des incréments ; ceci peut conduire à un grand nombre d'incrémentes pour réaliser tout le chargement appliqué, et à un temps CPU prohibitif, compte tenu du calcul de la matrice tangente à chaque itération. Ceci est d'autant plus vrai pour la simulation des procédés de mise en forme, où la différence entre la géométrie initiale de la pièce et la géométrie finale est très grande, et où il y a des non linéarités importantes dues au contact avec frottement. Ces deux problèmes sont également rencontrés dans le cas de la simulation numérique de rayage. Dans ce cas, la méthode implicite itérative peut souffrir soit d'une dégradation de convergence, soit d'un coût prohibitif pour simuler le rayage. De plus, cette approche nécessite le calcul quasi-analytique de la matrice tangente consistante pour chaque modèle de comportement, et chaque schéma d'intégration utilisé. Ceci n'est malheureusement pas toujours possible, surtout pour des modèles avancés couplant plusieurs phénomènes physiques comme l'érouissage et l'endommagement (utilisés dans notre étude). On est donc tenté de recourir à l'utilisation de la méthode explicite non itérative dont le principal avantage est de ne pas nécessiter l'évaluation d'une matrice tangente.

### b. ABAQUS/Explicit

Ce module utilise une méthode dynamique explicite qui repose sur le système algébrique non linéaire :

$$M \ddot{u} + F_{\text{int}} - F_{\text{ext}} = 0 \quad (2.2)$$

Où  $M$  est la matrice de masse et  $\ddot{u}$  est l'accélération

Elle consiste à obtenir une solution de l'équation (2.2) à l'instant  $t+\Delta t$  en fonction des quantités connues à l'instant  $t$  exclusivement. Elle est conditionnellement stable en fonction de la taille du pas  $\Delta t$ . En revanche, elle a l'avantage de ne pas nécessiter d'itérations, ni de construction d'une matrice tangente. Ceci dit, elle est très efficace et de plus en plus utilisée. Le comportement en endommagement est implémenté sous ce module (section 4.2.a).

Dans ABAQUS/Explicit, la limite de stabilité est définie conjointement par le pas de la discrétisation temporel  $\Delta t$  et le pas de la discrétisation spatiale  $\Delta x$  (taille de l'élément). L'expression de la limite de stabilité est donnée par :

$$\Delta t = \min \left( L_e \sqrt{\frac{\rho}{\hat{\lambda} + 2\hat{\mu}}} \right) \quad (2.3)$$

où  $\hat{\lambda}$  et  $\hat{\mu}$  sont les constantes effectives de Lamé définies par :

$$\hat{\lambda} = \hat{K} - \frac{2}{3}\hat{\mu} \quad (2.4)$$

et

$$2\hat{\mu} = \frac{1}{2} \left( 3(\lambda_0 + 2\mu_0) - 3\hat{K} \right) \quad (2.5)$$

Où  $\rho$  est la densité du matériau,  $\lambda_0$  et  $\mu_0$  étant les valeurs initiales des constantes effectives de Lamé,  $L_e$  est la longueur minimale des éléments et  $\hat{K}$  le module effectif de compression hydrostatique.

L'équation (2.3) montre que l'incrément critique peut se révéler extrêmement petit si le maillage utilisé est très fin, ce qui a pour conséquence d'augmenter le nombre d'incrément et donc le temps de calcul. Pour les simulations quasi-statiques où la loi de comportement est indépendante du temps, l'échelle de temps n'est pas importante. Afin d'accélérer la vitesse d'exécution des calculs, il est de coutume, et très utile, de diminuer le temps de période de l'analyse ou d'augmenter artificiellement la densité  $\rho$  du matériau. Dans ce cas, il est essentiel de vérifier que les forces d'inertie n'ont aucune influence sur la solution, la loi de comportement du matériau devant évidemment être indépendante de la densité volumique. Mais de toute façon, il n'est jamais nécessaire de réduire la densité de la structure par rapport à sa valeur physique, et il n'est généralement pas possible de l'augmenter arbitrairement sans altérer la précision des calculs. Ainsi nous avons choisi ABAQUS/explicit pour la modélisation numérique. L'étude de l'essai de rayage nécessite la maîtrise des modèles de

contact. Pour ce faire, l'étude des modèles de contact et de frottement sous ABAQUS s'est avérée primordiale.

### c. Contact et frottement sous ABAQUS

La résolution numérique des problèmes de contact avec ou sans frottement est d'une grande importance pour la simulation numérique de l'essai de rayage. En effet aux interfaces de contact entre l'indenteur et la pièce, les matériaux ne peuvent pas s'interpénétrer et les contraintes aux points de contact sont compressives ; elles doivent à la fois vérifier les équations de frottement, d'équilibre et de comportement. De plus, le fait que les zones de contact et la distribution des forces de contact soient souvent inconnues rend le problème fortement non linéaire, avec des conditions aux limites inconnues et variables (non linéarités cinématiques). En raison de tout cela, la résolution numérique de problèmes de contact entre solides en présence de grands déplacements et rotations est d'une grande difficulté numérique. La figure 2.1 est une présentation simplifiée du problème de contact.

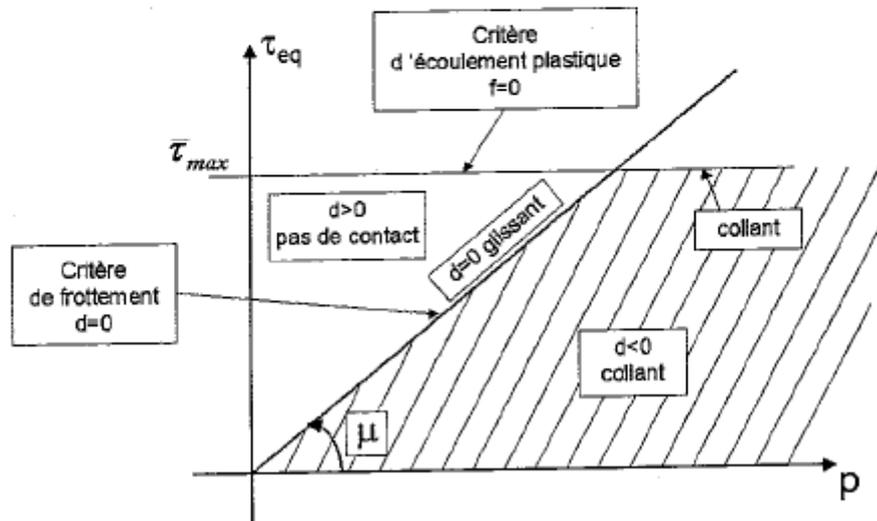
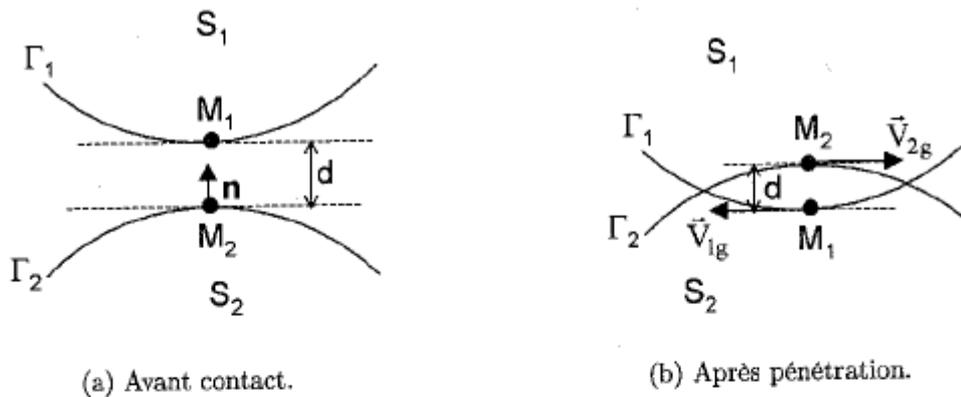


figure 2-1 : schématisation du problème de contact en plasticité avec frottement de coulomb (Youssef 2000)

ABAQUS/Explicit utilise la formulation Maître/Esclave pour imposer les conditions de contact. De plus, ABAQUS/Explicit offre une deuxième formulation « double Maître/Esclave ». Elle consiste à appliquer deux fois la formulation simple en inversant le rôle des surfaces maître et esclave. Les conditions de contact sont alors imposées au sens de moyenne entre les deux conditions de type simple, plus une correction pour résoudre d'éventuelles pénétrations résiduelles.

Dans ABAQUS/Explicit on peut tenir compte de l'épaisseur courante des éléments de coque et de membrane. Il fonctionne en 3D avec l'hypothèse de glissement fini. En outre, dans la version Explicit, on peut définir un contact global.

ABAQUS/Explicit offre aussi deux possibilités pour modéliser le contact entre deux corps, « General Contact » et « Contact Pair ». Ces deux algorithmes offrent la possibilité de modéliser :

- Le contact de corps rigides et/ou déformables,
- Le contact du corps avec lui-même au cours de sa déformation (ex : pliage),
- Le contact en tenant compte de l'érosion du corps (due à la rupture des éléments). Si on utilise le 'contact pair' une surface à base nodale doit être utilisée pour modéliser l'abrasion du corps. 'General Contact' permet de modéliser des surfaces à base d'éléments, qui peuvent être définies dans le corps abrasif,
- Les interactions thermiques entre les surfaces des corps : par exemple conductivité thermique,

• **Comparaison entre les deux algorithmes :**

'General Contact' a quelques avantages par rapport au 'Contact Pair' :

- Une surface peut avoir une région déformable et une région rigide,
- Une surface peut être définie par différents types d'éléments (par exemple des éléments coques et des éléments rigides),
- Une surface à base d'éléments peut être définie à l'intérieur de corps solides. Ceci permet de modéliser l'abrasion due à la rupture des éléments,
- Avec 'General Contact' chaque nœud esclave peut être en contact, à chaque incrément, avec plusieurs facettes. Inversement, dans le cas d'un contact pair, le nœud ne voit qu'une seule facette,
- Dans le cas d'endommagement, contrairement au 'contact pair', 'General Contact' enlève les faces et les bords du domaine de contact. Si une surface intérieure est définie, il active la nouvelle surface exposée. Ainsi les surfaces à base d'éléments peuvent être utilisées pour définir l'abrasion. En revanche, il a plus de restrictions en maillage adaptatif.

**d. Le comportement élastoplastique**

Dans cette partie, une courte description des modèles de comportement utilisés dans notre étude est présentée. Ces modèles sont développés dans la référence suivante : Lemaître et Chaboche (J. Lemaitre 1996)

Le comportement élastoplastique est décrit par l'apparition de déformations irréversibles et indépendantes du temps, à partir d'un seuil en sollicitation. Pour les métaux et alliages les déformations plastiques se produisent par les glissements des plans atomiques les uns sur les autres. Ce glissement de plans atomiques se fait grâce au déplacement de défauts linéaires appelés « dislocations ». Nous allons présenter les différents modèles d'écrouissage étudiés dans la suite.

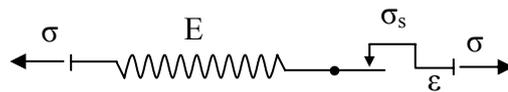
**- solide élastique parfaitement plastique**

La déformation est élastique linéaire en deçà du seuil  $\sigma_s$ ; elle est arbitraire et indépendante de la vitesse de déformation pour cette valeur de contrainte :

$$|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \tag{2.6}$$

$$\sigma = \sigma_s \text{ Sgn}(\dot{\varepsilon}) \rightarrow \varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_p$$

Le modèle analogique du solide parfaitement élastoplastique est le modèle de Saint-Venant, soit un ressort linéaire et un patin en série :



**- solide élastoplastique écrouissable (figure 2-1)**

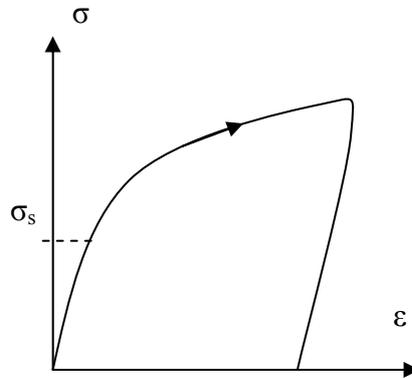


figure 2-2 : courbe d'écrouissage

La déformation totale est la somme d'une déformation élastique linéaire et d'une déformation permanente, nulle en dessous du seuil  $\sigma_s$

$$|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \tag{2.7}$$

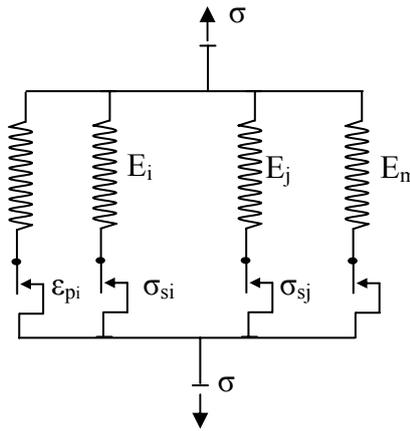
$$\sigma \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + g(\sigma)$$

Le modèle analogique correspondant est le modèle de Saint-Venant généralisé. En supposant le seuil  $\sigma_{si}$  rang dans l'ordre croissant et le seuil juste atteint pour l'élément  $j$ , son équation constitutive est la suivante.

$$\sigma = \sum_1^j \sigma_{s_i} + \sum_{j+1}^m E_i \varepsilon$$

$$\sigma_i = \sigma_{s_i} \rightarrow \varepsilon = \frac{\sigma_{s_i}}{E_i} + \varepsilon_{p_i} \quad (2.8)$$

$$\sigma_i < \sigma_{s_i} \rightarrow \varepsilon = \frac{\sigma_i}{E_i}$$



La courbe de traction est linéaire par morceaux, les seuils en contrainte s'expriment :

$$\sigma'_{s_j} = \sum_1^{j-1} \sigma_{s_i} + \frac{\sigma_{s_j}}{E_j} \sum_j^m E_i \quad (2.9)$$

### - Caractérisation de l'écrouissage

Il existe plusieurs manières de schématiser le durcissement des matériaux engendré par les déformations.

#### o Ecrouissage isotrope

Bien que la plupart des matériaux présentent une forte anisotropie d'écrouissage, le schéma de l'écrouissage isotrope est très utilisé en raison de sa simplicité et de sa bonne représentativité dans le cas du chargement radial, c'est-à-dire lorsque le vecteur représentatif des contraintes dans l'espace des contraintes garde une direction constante.

Des essais expérimentaux effectués dans des directions de sollicitations différentes permettent de caractériser l'anisotropie du matériau. On dira qu'un matériau peut faire l'objet de l'hypothèse d'écrouissage isotrope, si la frontière de son domaine d'élasticité ne dépend que d'un paramètre scalaire :

- la courbe de compression succédant à une traction dans un essai d'érouissage se déduit de la courbe traction monotone par une homothétie de rapport -1, et ayant pour centre le point à contrainte nulle.

- Les courbes de charge, lieux des points représentant la limite d'élasticité dans l'espace à deux dimensions, contrainte normale et contrainte tangentielle (essais de traction-torsion) se déduisent les unes des autres par une homothétie ayant pour centre l'origine (figure 2-3-a).

o *Érouissage cinématique*

Dans le cadre d'un érouissage cinématique, le domaine d'élasticité garde une taille constante, mais il se déplace dans l'espace des contraintes. Si l'on effectue un essai de traction sur une éprouvette vierge, on trouve une limite d'élasticité en traction initiale  $\sigma_{t1}$ . Si cet essai est effectué après avoir comprimé l'éprouvette jusqu'à une valeur  $\sigma_c$  inférieure à la limite d'élasticité en compression, on trouve alors une limite d'élasticité en traction  $\sigma_{t2}$  inférieure à  $\sigma_{t1}$ . C'est l'effet Bauschinger souvent observé dans les métaux (figure 2-3-b).

On distingue l'érouissage cinématique linéaire de l'érouissage cinématique non linéaire. Dans le premier cas, la position du centre du domaine élastique, définie dans l'espace des contraintes, est repérée par un tenseur variant proportionnellement au tenseur des déformations plastiques. L'érouissage cinématique non linéaire est plus complexe et sort du cadre de la plasticité associée.

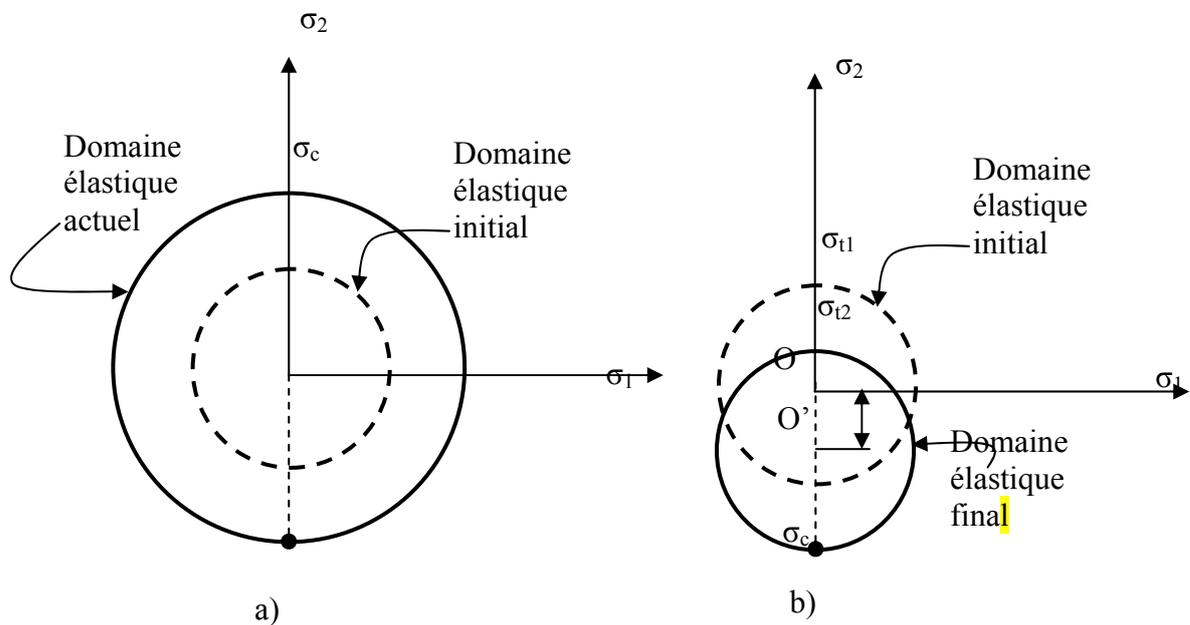


figure 2-3 : schématisation de l'érouissage : isotrope (a) et cinématique (b)

### 1.2. Description du modèle

L'essai de rayage met en jeu de grands déplacements, grandes rotations et grandes déformations de la matière. De plus, l'essai de rayage est un problème de contact avec frottement donc fortement non linéaire. Cette forte non linéarité cause une distorsion

importante des éléments sous le contact, et par la suite, des pertes d'information ; en particulier on observe un manque de précision des résultats, ainsi qu'une non-convergence du calcul. Pour cette raison un modèle 3D de l'essai de rayage a été développé et implanté sous le module ABAQUS/Explicit. Ce module permet d'éviter le problème de convergence, grâce à son algorithme explicite et à un module de remaillage dédié au problème de grande déformation.

- Géométrie : pour étudier l'essai de rayage en utilisant des indenteurs sphériques et coniques, nous avons développé un modèle 3D. L'essai de rayage est décomposé en deux étapes : une indentation normale suivie d'un déplacement tangentiel de l'indenteur dans le matériau en gardant une force normale ou une profondeur de pénétration constante. Numériquement, la même cinématique, avec une profondeur imposée, est respectée. Le matériau est représenté par un domaine parallélépipédique rectangle. Le plan ( $z=0$ ) passant par l'axe de révolution de l'indenteur est un plan de symétrie. Le maillage est bloqué suivant la direction normale des plans ( $y=0$ ,  $z=0$  et  $x=0$ ). Le plan  $y=0$  est bloqué dans les autres directions. Les nœuds sont libres de se déplacer dans le plan de symétrie, mais ils ne peuvent en sortir (Figure 2.2).

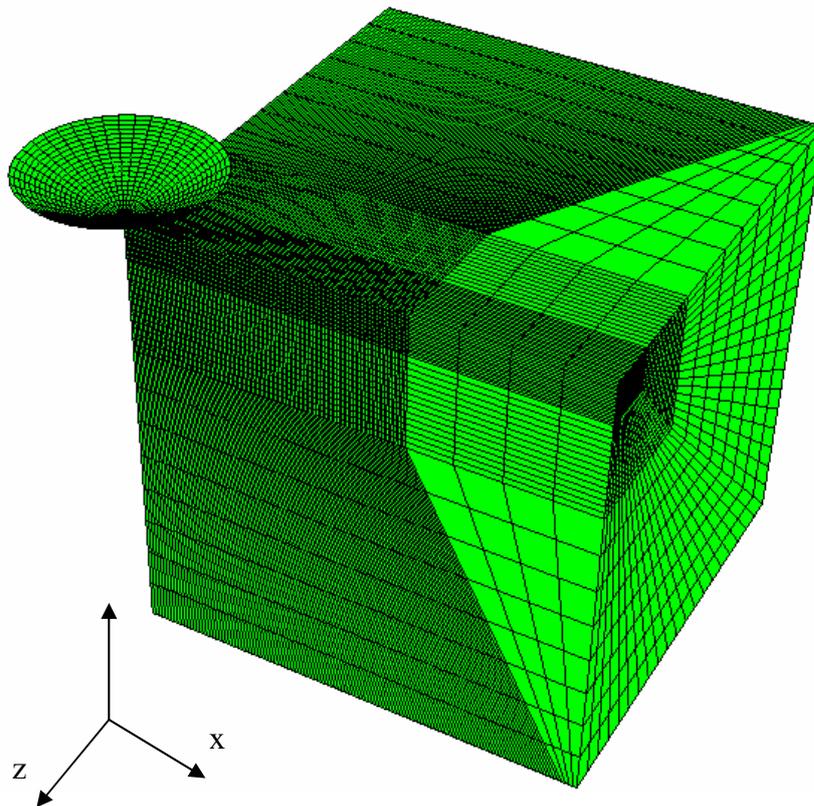


figure 2-4 : présentation 3D de l'indenteur et du maillage du modèle numérique

- Cinématique : on utilise la même cinématique qu'expérimentalement. Dans un premier temps un déplacement vertical est imposé à l'indenteur jusqu'à atteindre la profondeur désirée. On impose ensuite un déplacement selon l'axe ( $x$ ) à pénétration constante.

- Taille de domaine : afin d'éviter l'effet de bord, la taille du domaine doit être suffisamment grande devant la pénétration de l'indenteur et la largeur de la rayure.

Bucaille(Bucaille 2001) a montré que la taille minimale de domaine doit respecter les conditions suivantes :

- Largeur minimale au moins égale à 10 fois la demi-largeur de la trace,
- Longueur de domaine au moins égale à 7 fois la demi-largeur de la trace,
- Hauteur de domaine au moins égale à 6 fois la profondeur de pénétration.

Ces dimensions dépendent aussi de l'écrouissage et de la valeur du frottement. La taille du domaine ne change pas beaucoup au cours du calcul, puisque la taille de la zone raffinée ne change pas et le nombre des éléments ajoutés pour mailler la zone supplémentaire est faible par rapport au nombre total. Etant donné que dans notre étude on va faire varier la profondeur de pénétration, la taille du domaine est prise de forme cubique de côté 1mm.

- Maillage : le modèle réalisé comporte 58718 nœuds et 75423 éléments. Dans la zone de rayage, un maillage raffiné (plus de 10 éléments en contact avec l'indenteur) est utilisé. Les éléments sont hexaédriques à 8 nœuds. Au cours de la simulation, un module de maillage adaptatif est utilisé afin d'éviter la distorsion des éléments. La fréquence de remaillage est choisie de façon à ne pas perdre en précision tout en maintenant les éléments sans distorsion. Comme indiqué dans le manuel de ABAQUS (ABAQUS 2006) le remaillage cause la perte de quelques informations au cours du passage de l'ancien maillage vers le nouveau.
- Indenteur : l'influence de la géométrie de l'indenteur est un paramètre qui sera étudié. Les indenteurs sont supposés rigides indéformables.

### **1.3. Validation du modèle :**

Comme indiqué précédemment, nous avons utilisé ABAQUS/Explicit pour la modélisation de la rayure. Les matériaux étudiés sont des matériaux élastoplastiques. Notre étude est quasi-statique ; ceci signifie que les résultats de l'essai doivent être indépendants de la vitesse de rayage. Comme il l'a déjà été énoncé, il est de coutume, et très utile, de diminuer le temps de la période d'analyse (augmenter la vitesse) ou d'augmenter artificiellement la densité  $\rho$  afin d'accélérer la vitesse d'exécution des calculs. Dans ce cas il est essentiel de vérifier que les forces d'inertie n'ont aucune influence sur la solution. Pour cette raison deux études sont réalisées avec deux valeurs de vitesses différentes : 40mm/s et 90mm/s. L'indenteur est un cône d'angle d'attaque  $30^\circ$ , avec une extrémité sphérique de rayon  $50 \mu\text{m}$ .

La figure 2.5 montre deux profils longitudinaux de la rayure relatifs à deux vitesses de rayage : 40 et 90mm/s. Elle montre que la vitesse n'influe pas sur la forme finale de la trace de rayage, ce qui permet de vérifier que notre modèle est bien quasi-statique. A la suite de notre étude nous allons prendre comme vitesse de rayage 90mm/s afin de minimiser le temps de calcul.

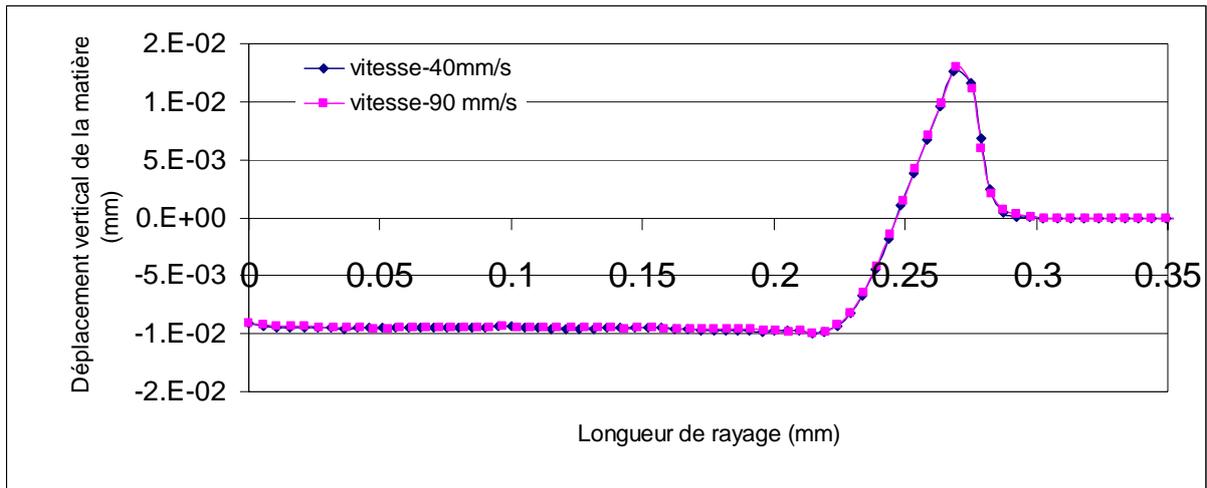


figure2-5 : effet de la vitesse : profil longitudinal de la trace résiduelle suivant la direction de rayage.

Le choix de la taille du maillage est très intéressant dans notre étude. Un raffinement du maillage améliore la précision pour déterminer la forme de la trace mais il augmente aussi le temps de calcul. Deux modèles avec différentes tailles des éléments sont étudiés ( $5\mu\text{m}$  et  $3\mu\text{m}$ ). La figure 2.6 montre le profil de la trace résiduelle du rayage d'un matériau élastoplastique (la profondeur imposée est  $20\mu\text{m}$ ) pour les deux tailles de maille. On remarque que les deux profils sont superposés. En raffinant le maillage nous avons multiplié le temps de calcul par deux. Dans la suite de notre étude nous allons utiliser le modèle raffiné dans le cas de faibles déplacements pour avoir plus de précision sur la forme de la trace résiduelle.

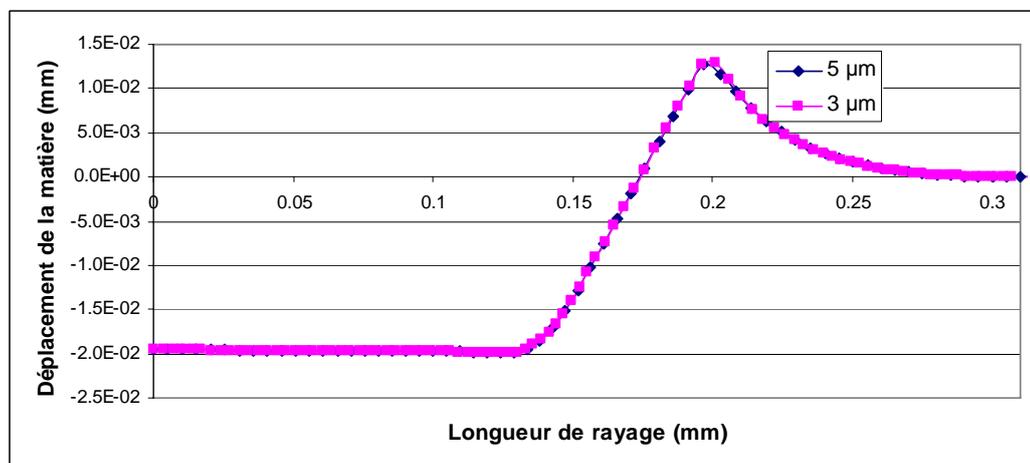


figure2-6 : trace de rayage pour deux différentes tailles d'élément (Etude numérique de l'usure par rayage d'un matériau élastoplastique)

Dans la suite, nous allons étudier l'effet des différents paramètres rhéologiques sur le mécanisme d'usure par rayage. Dans la première partie on va s'intéresser à l'effet des propriétés élastiques (module d'Young  $E$ ) et plastiques du matériau (la pente d'écrouissage  $\kappa$ ). L'effet du type d'écrouissage (cinématique ou isotrope) sera aussi étudié. A la fin de cette partie nous allons étudier l'influence du frottement et de la géométrie de l'indenteur sur l'usure.

A cause de la limitation du modèle élastoplastique qui ne tient pas compte de l'enlèvement de la matière, l'usure est définie, dans notre étude, par la matière qui forme les bourrelets frontaux et longitudinaux.

#### 1.4. Effet des propriétés élastiques : module d'Young

Pour expliquer l'effet de l'écroutissage sur des matériaux élastoplastiques il faut tenir compte des propriétés élastiques des matériaux. Nous allons au début varier le module d'Young  $E$  du matériau. Le matériau est supposé élastique parfaitement plastique. La limite d'élasticité  $\sigma_0$  est égale à 373 MPa. Cette étude est qualitative ; elle permet de voir l'influence de l'élasticité du matériau, et de comparer les résultats obtenus avec des anciens travaux. L'indenteur utilisé est conique à bout sphérique (angle d'attaque  $30^\circ$ , rayon  $50\mu\text{m}$ ). Nous avons supposé dans cette étude que le coefficient de frottement interfacial est égal à 0.1. La profondeur de pénétration est de  $10\mu\text{m}$ .

Les figures 2.7 et 2.8 montrent l'effet du module de Young  $E$ , respectivement sur les profils transversaux et longitudinaux. On remarque, dans le cas où  $E = 10\text{ GPa}$  (cas des polymères), que la recouvrance élastique du matériau à l'arrière de l'indenteur est améliorée. De plus on a un affaissement de la matière avec la formation d'un léger bourrelet. Ceci montre qu'en augmentant le module d'élasticité  $E$  les déformations élastiques dans la matière diminuent, alors que la quantité de matière déformée sur les cotés de la rayure et qui génère les bourrelets latéraux augmente avec le module d'Young. Pour  $E > 60\text{ GPa}$  (aluminium) la forme du bourrelet se stabilise et la recouvrance élastique de la matière diminue. Au delà de la valeur  $E= 100\text{ GPa}$  le profil de la trace ne change pas. Ceci est expliqué par le fait que la partie élastique de la déformation devient négligeable par rapport à la partie plastique.

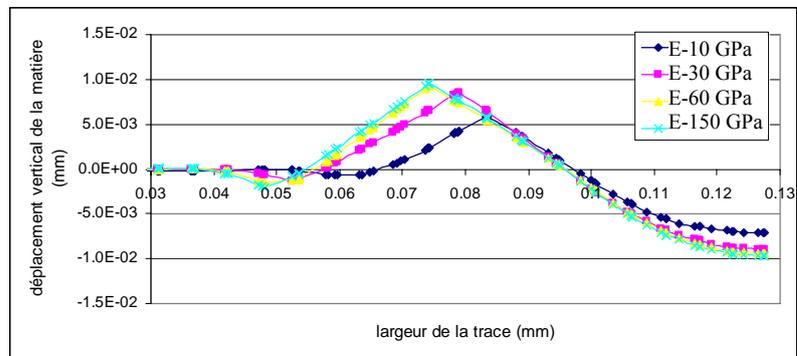


figure 2-7 : profil transversal (demi-trace de rayage)

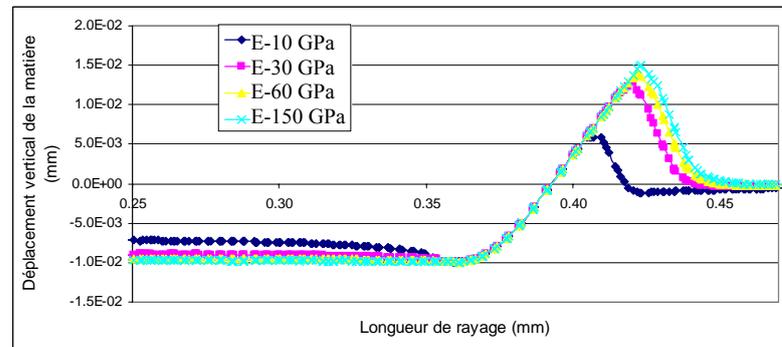


figure 2-8 : profil longitudinal.

Ces résultats sont cohérents avec les travaux de Bucaille (Bucaille 2001) et Kermouche (G.Kermouche 2005) réalisés respectivement pour un indenteur conique pointu et un indenteur sphérique. Pour expliquer les résultats obtenus précédemment un diagramme qui représente la variation de la contrainte en fonction de la déformation est utilisé. Puisque le rayage se fait à déplacement imposé, au cours de l'essai de passage de l'indenteur sur la matière, la déformation augmente jusqu'à atteindre une valeur constante. Ensuite l'indenteur quitte la matière et le déchargement commence.

Dans la figure 2.9 on peut suivre l'évolution de la contrainte pour deux modules d'Young différents. Le retour élastique est représenté par les flèches rouges. On remarque que le module d'Young le plus élevé ( $E_1$ ) est caractérisé par le plus faible retour élastique ( $\Delta\epsilon_1$ ). Pour cette raison le comportement à la rayure est très sensible à la variation de module d'Young.

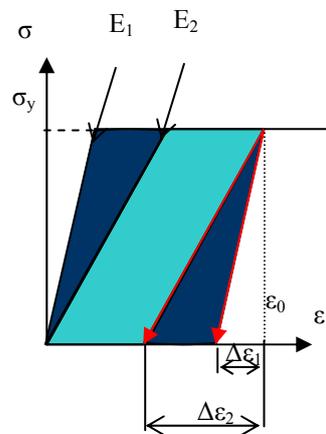


figure 2-9 : courbe contrainte-déformation pour expliquer l'effet de la variation du module de Young

## 1.5. Effet des propriétés plastiques : pente d'écrouissage et type d'écrouissage

### a. Effet de la pente d'écrouissage

Considérons maintenant le cas où le matériau est élastoplastique avec écrouissage linéaire. Deux types d'écrouissage (isotrope et cinématique) sont étudiés. Le coefficient du frottement interfacial est supposé nul. L'influence de la pente d'écrouissage  $\kappa$ , sur la forme de la trace finale, est étudiée pour chaque type d'écrouissage. Le module d'Young et le seuil initial de plasticité sont fixés respectivement à 210 GPa et 373 MPa.

La figure 2-10 représente les résultats correspondant à un écrouissage isotrope. On remarque que la taille des bourrelets latéraux et frontaux diminue en augmentant la pente d'écrouissage  $\kappa$ . On note aussi que la recouvrance élastique est très faible dans le cas d'un écrouissage isotrope et que l'effet de la pente d'écrouissage est non significatif.

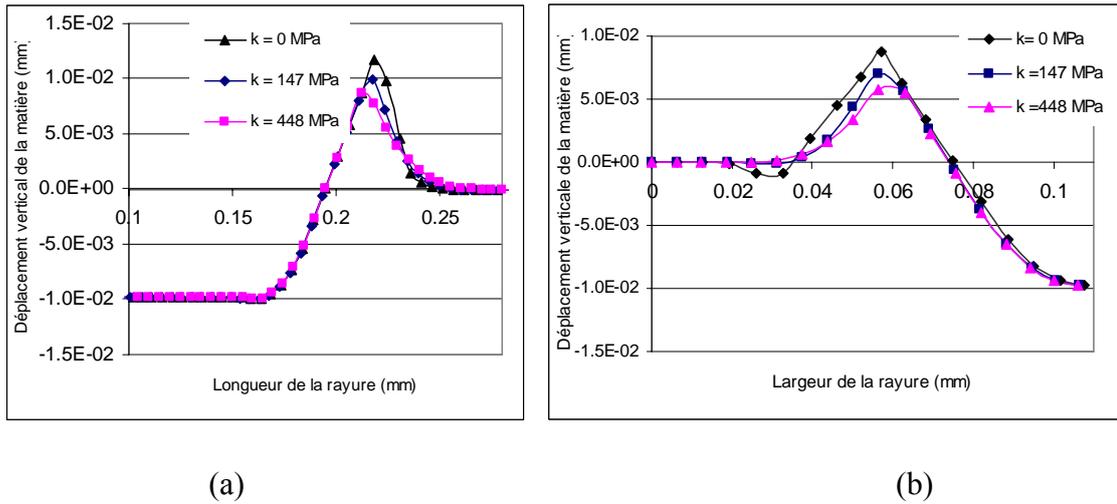


figure 2-10 : trace de la rayure pour des matériaux à écrouissage isotrope : (a) profil longitudinal, (b) profil transversal.

### b. Effet du type d'écrouissage

Considérons maintenant le cas d'un écrouissage cinématique. Nous avons conservé les mêmes propriétés des matériaux et nous n'avons changé que le type d'écrouissage. La figure 2-101 montre que pour un écrouissage cinématique la recouvrance de la matière après rayage croit en augmentant la pente d'écrouissage  $k$ . Concernant la variation de la taille du bourrelet, on a les mêmes tendances que l'écrouissage isotrope.

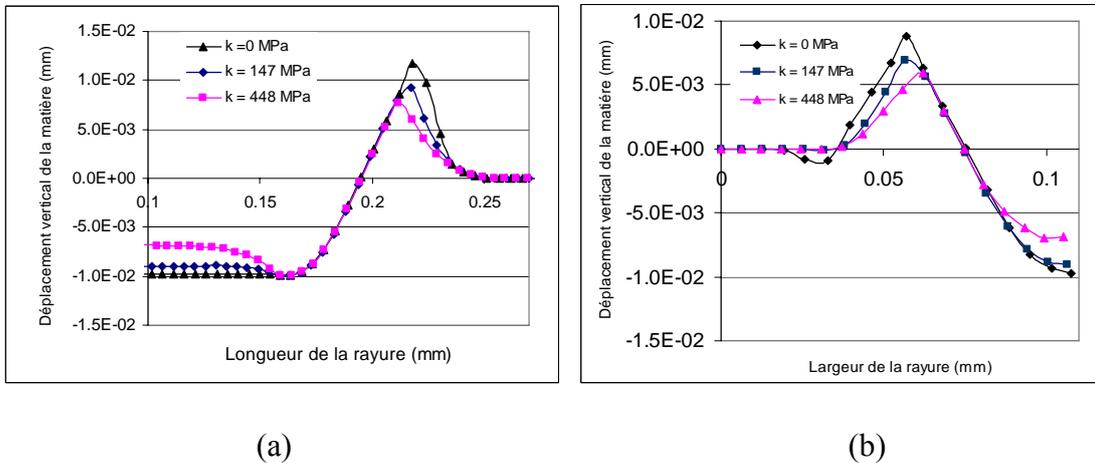


figure 2-11 : trace de la rayure pour des matériaux à écrouissage cinématique : (a) profil longitudinal, (b) profil transversal.

Afin de comprendre l'origine de la recouvrance de la matière dans le cas d'un écrouissage cinématique, nous avons pris le cas où  $k = 448$  MPa. Nous avons suivi l'évolution de la déformation plastique, suivant la direction d'indentation (direction verticale), en un point de la trace pour les deux cas d'écrouissage en fonction du temps (figure 2-12).

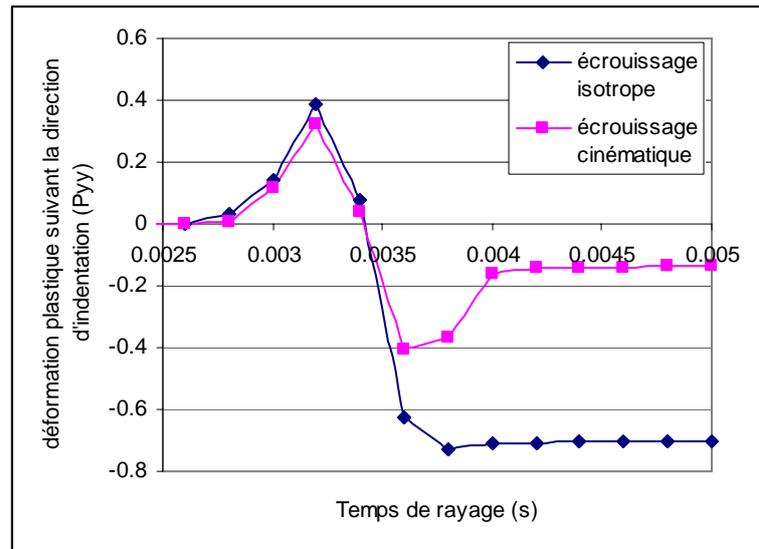


figure 2-12 : évolution de la déformation plastique en un point du massif

On remarque qu'au début il y a une augmentation de la déformation plastique quand le point appartient au bourrelet frontal. On a un écoulement de la matière sous l'indenteur au cours de son passage. Cet écoulement engendre une compression de la matière (signe négatif de la déformation plastique). Après passage de l'indenteur, la déformation plastique diminue, dans le cas d'un écrouissage cinématique, du fait de la réorientation des directions de l'écoulement plastique. On a donc une restauration partielle de la déformation plastique.

Dans le cas d'un écrouissage cinématique il y a deux types de recouvrance de la matière. Au cours du déchargement, on a une contraction de la bande atomique (élastique linéaire). Suivi d'une recouvrance non linéaire de la matière qui représente un retour microplastique (R.M. Cleveland 2002). Ceci est conforme avec les travaux de Chaboche (Chaboche 1991), qui a utilisé l'écrouissage cinématique pour décrire la recouvrance plastique (non linéaire) observée lors du déchargement dans un essai de traction.

## 1.6. Etude paramétrique de l'effet de l'écrouissage

### a. Paramètres et modèle

Nous avons constaté dans l'étude précédente que la variation des propriétés mécaniques des matériaux influe sur la forme finale de la trace. Dans cette partie on cherche à quantifier l'effet des différents paramètres rhéologiques. Au début, un indenteur conique d'angle d'attaque \$30^\circ\$ avec bout sphérique de rayon \$10 \mu\text{m}\$ est utilisé. Le matériau est supposé élastoplastique avec un écrouissage non linéaire donné par l'équation 2.10. Dans cette étude on ne va pas tenir compte des propriétés d'endommagement du matériau et on suppose que la courbe d'écrouissage évolue infiniment. On ne tiendra pas compte de l'endommagement et de l'adoucissement du matériau après un certain niveau de déformation.

$$\sigma = \sigma_0 + k \varepsilon_p^n \quad (2.10)$$

\$\sigma\_0\$ étant le seuil initial de plasticité, \$k\$ la pente d'écrouissage, \$n\$ le coefficient d'écrouissage, et \$\varepsilon\_p\$ la déformation plastique équivalente. Les variables de cette étude sont : \$k\$, \$n\$ et le module d'Young \$E\$.

Afin de quantifier l'évolution de la géométrie de la rayure en fonction des différents paramètres rhéologiques, nous avons suivi l'évolution des profondeurs  $h_p$  et  $h_r$ . (figure 2-13)

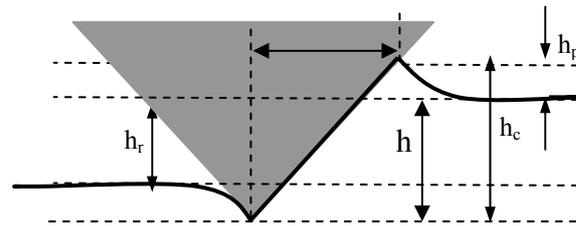


figure 2-13 : paramètre géométrique de la rayure

## b. Résultats et discussions

### *Géométrie du contact*

Pour cette étude on définit le facteur de forme  $C^2$  :

$$C^2 = \frac{h^c}{h} \quad (2.11)$$

$$X = \frac{E}{\sigma_0} \tan \theta \quad (2.12)$$

La figure 2-14 montre l'évolution du facteur de forme  $C^2$  en fonction de la pente d'écroûissage  $k$ . On note qu'en augmentant  $k$  le facteur de forme  $C^2$  diminue. Ceci signifie que la hauteur de contact diminue, donc qu'il y a moins de matière qui se transforme en bourrelet. En prenant par exemple le cas où  $\log X \sim 2$ , on remarque que la hauteur normalisée ( $C^2$ ) du bourrelet frontal diminue de 2.1 à 1.6 en passant du cas de plasticité parfaite vers le cas où  $k$  vaut 1000.

En comparant les résultats obtenus pour le cas d'une plasticité parfaite avec le modèle proposé par Bucaille et al (J.L.Bucaille 2001), nous avons remarqué qu'il y a une grande différence. Dans un travail antérieur (E.Felder and J.L.Bucaille 2006) Felder et al ont suivi l'évolution du facteur de forme en fonction du frottement interfacial pour un  $X \sim 100$ . Pour  $\mu=0.1$ ,  $C^2$  passe de 1.6 à 1.8, ce qui se corrèle bien avec notre résultat.

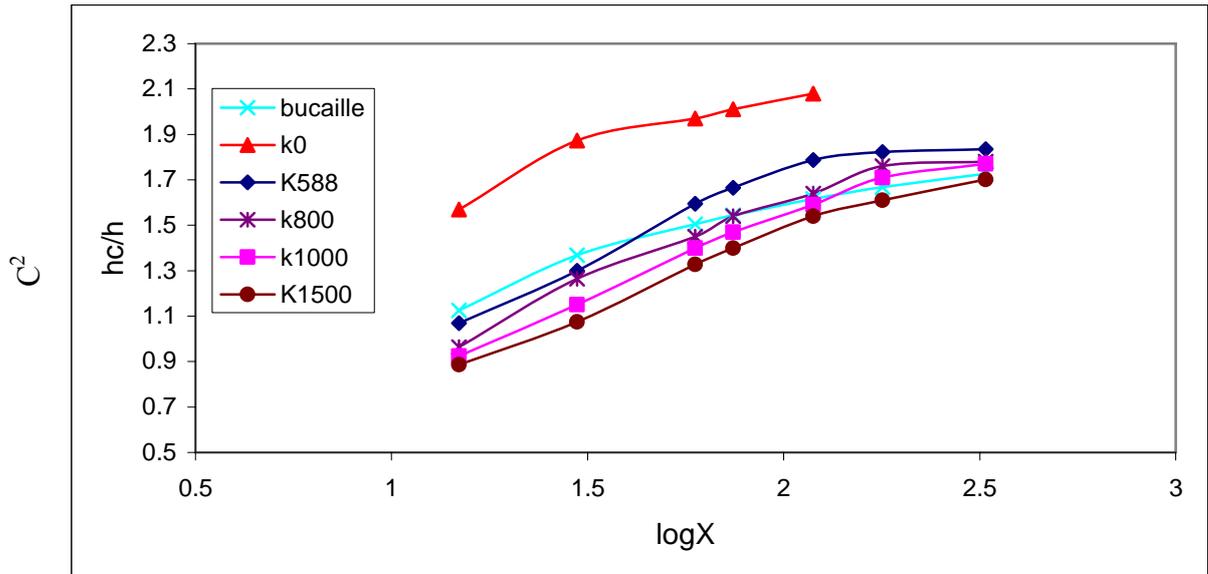


figure 2-14 : évolution du facteur de forme en fonction du facteur rhéologique et de la pente d'écroutissage k

Le facteur de forme  $C^2$  ne donne pas d'information sur la recouvrance de la matière, alors que ce phénomène est présent dans le cas des matériaux très élastiques, (à faible module d'Young). La figure 2-15 et la figure 2-16 montrent que le rapport  $h_p/h_r$  diminue en augmentant k. Dans les cas  $k=800$  MPa et  $k=1000$  MPa on obtient des valeurs négatives pour les petites valeurs de X (<20). Ceci correspond à l'enfoncement de la matière sous l'indenteur. Mais ce phénomène nécessite une étude plus approfondie ; en effet, on observe la formation d'un léger bourrelet. La figure 2-17 montre que dans le cas où  $E=10$  GPa il y a un affaissement du matériau. En diminuant k un léger bourrelet se forme. Donc une transition du mécanisme d'affaissement vers le labourage se produit en diminuant l'écroutissage du matériau. On remarque aussi que la pente d'écroutissage k améliore la recouvrance élastique de la matière pour des valeurs de  $\log X < 1.77$ . Ceci montre que le modèle proposé par Bucaille est limité au cas du rayage des matériaux élastiques parfaitement plastiques avec un frottement interfacial nul.

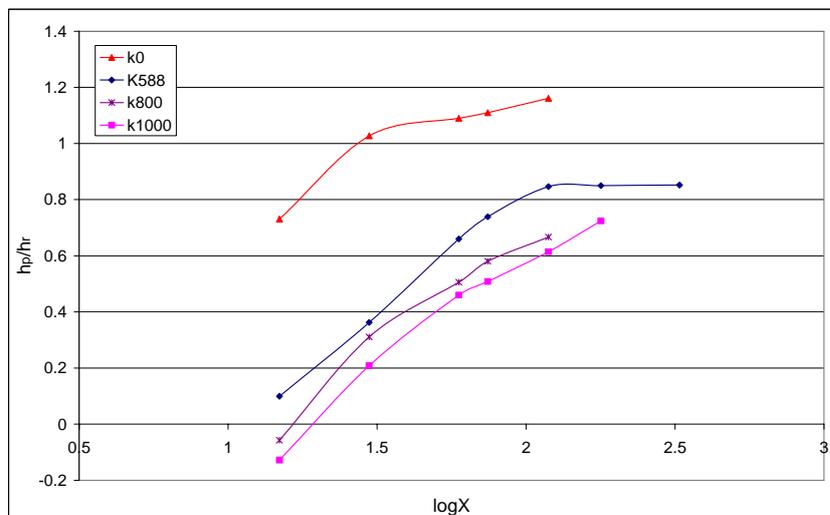


figure 2-15 : évolution de  $h_p/h_r$  en fonction du facteur de forme

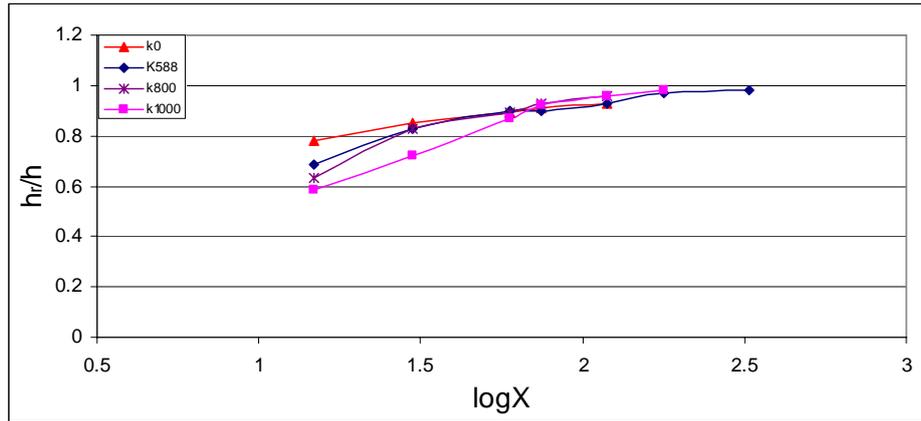


figure 2-16 : évolution de la recouvrance normalisée en fonction du facteur de forme.

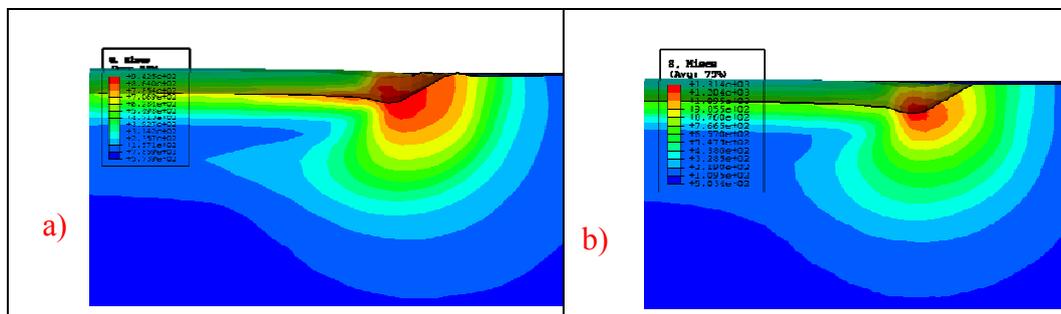


figure 2-17 : phénomène d'affaissement pour deux matériaux de même module de Young et différents pentes d'écroutissage : a) K=588 ;b) k=1000

Considérons le cas où  $k=588$  MPa (figure 2-18 et figure 2-19) ; on remarque qu'en augmentant le coefficient d'écroutissage on diminue faiblement la hauteur de bourrelet frontal, alors que la recouvrance élastique est peu sensible au coefficient d'écroutissage.

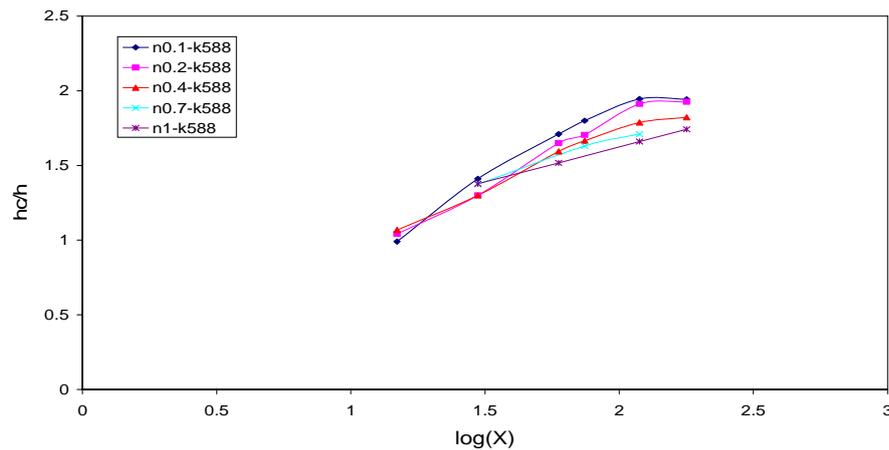


figure 2-18 : variation du facteur de forme en fonction de  $\log(X)$  et du coefficient d'écroutissage

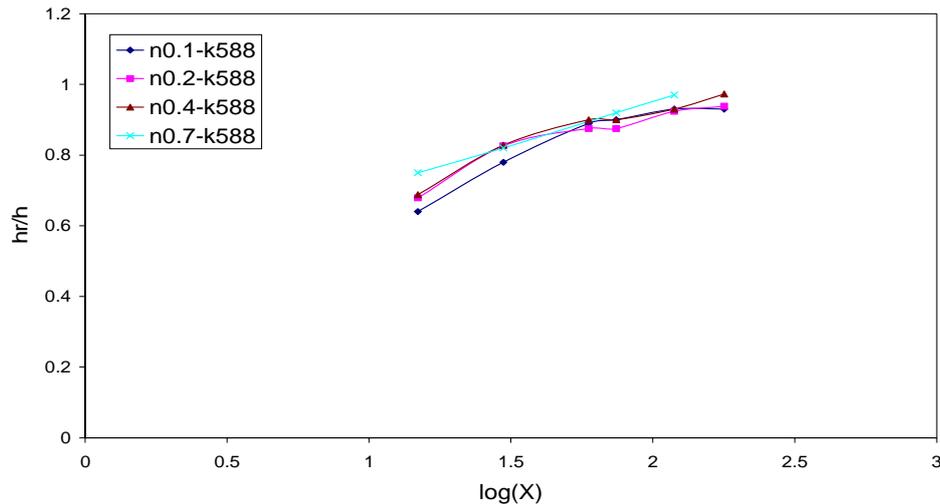


figure 2-19 : évolution du retour élastique en fonction de log X et du coefficient d'érouissage.

Avec X égale 178, afin de comprendre l'effet d'érouissage, nous avons suivi l'évolution du bourrelet frontal au cours de l'érouissage pour deux coefficients d'érouissage différents (n=1 et n=0.2). (Figure 2-20)

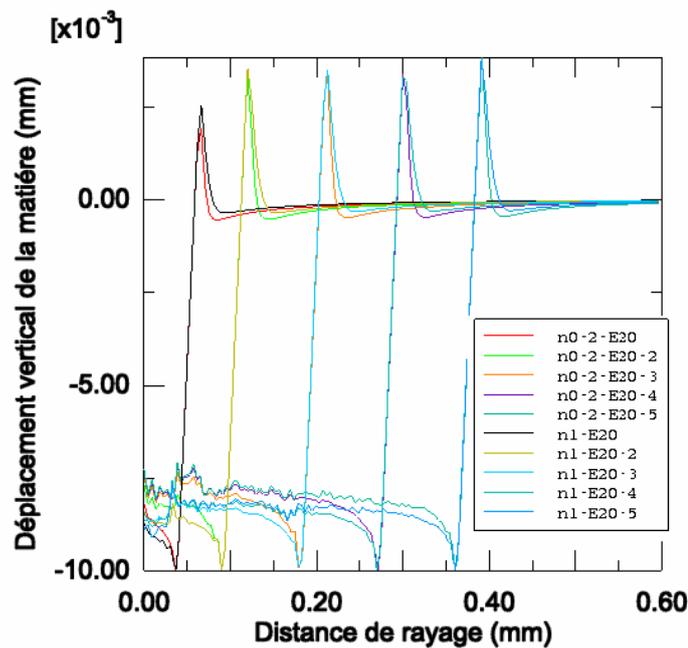


Figure 2-20 : Evolution du profil longitudinal de rayage pour un module de Young E= 20 MPa pour deux coefficient d'érouissage n=0.2 et n=1

Dans la Figure 2-20 on remarque qu'au début de l'essai de rayage le bourrelet frontal est plus faible dans le cas n=0.2 que pour n=1. À la fin de l'essai on remarque que le bourrelet frontal est légèrement supérieur pour n=0.2. Pour comprendre ce qui se passe on a suivi l'évolution de la déformation plastique et de la contrainte de Von Mises pour les deux cas d'érouissage.

La Figure 2-21 montre qu'au début de l'essai le niveau de déformation plastique est plus élevé dans le cas où n=1. Ceci explique les résultats précédemment obtenus, qui montrent que

le bourrelet frontal est plus grand dans le cas où  $n=1$ . En comparant les courbes d'écroutissage on remarque que pour des déformations plastiques  $\epsilon_p < 1$  la courbe d'écroutissage pour  $n=0.2$  est au dessus de celle obtenue pour  $n=1$ . Ceci explique pourquoi pour  $n=0.2$  on a une meilleure résistance à l'usure. La Figure 2-22 montre l'iso valeur de déformations et de contraintes à la fin de l'essai. On remarque que le niveau de déformation plastique est plus grand dans le cas où  $n=0.2$ . On a donc une meilleure résistance pour  $n=1$ .

Ainsi, pour comparer la résistance à l'usure d'un matériau, on doit tenir compte du niveau de déformation et du coefficient d'écroutissage.

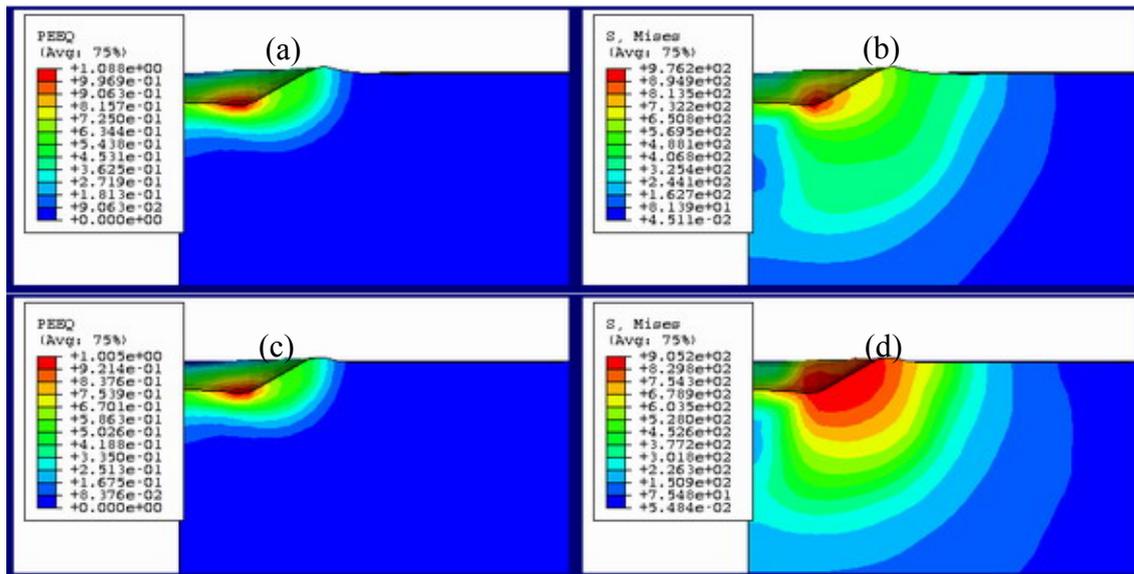


Figure 2-21 : Déformation plastique équivalente (PEEQ) et contrainte de Von Mises au début du rayage : (a et b)  $n=1$  ; (c et d)  $n=0.2$

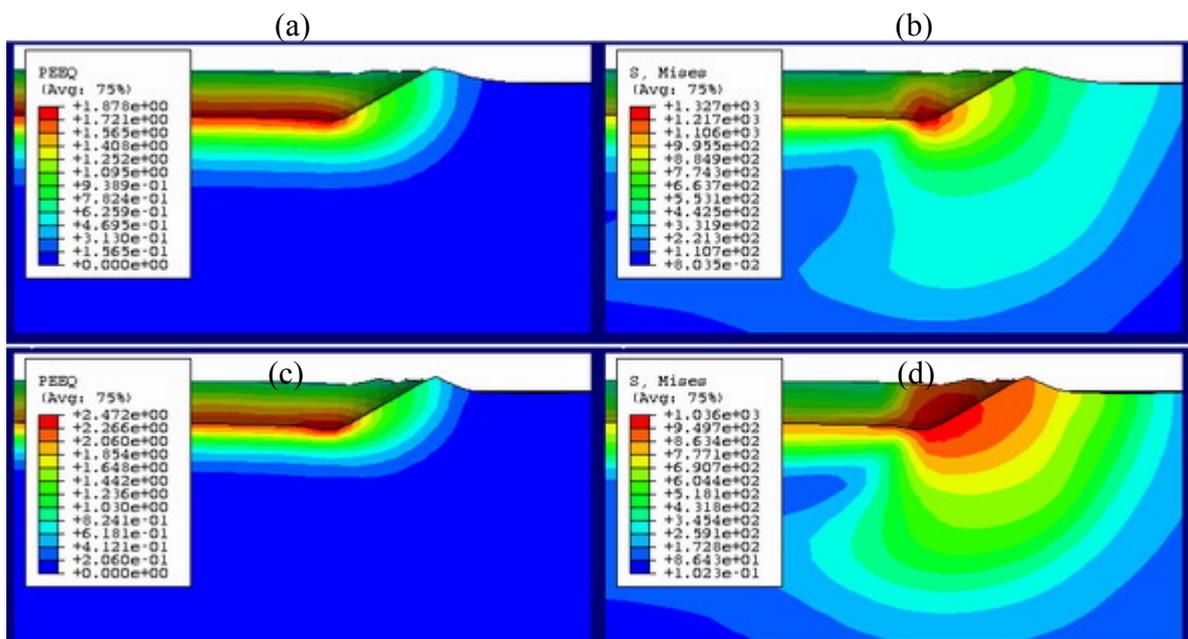


Figure 2-22 : Déformation plastique équivalente (PEEQ) et contrainte de Von Mises a l'essai de rayage (état stable) : (a et b)  $n=1$  ; (c et d)  $n=0.2$

Conclusions :

Dans l'étude qui précède, nous avons montré l'importance de différents paramètres d'écroutissage sur le profil de rayure. La morphologie de la trace de l'essai est plus sensible à la variation de la pente d'écroutissage  $k$  qu'à la variation du coefficient d'écroutissage. L'effet du coefficient d'écroutissage dépend du niveau de déformation imposé au cours du rayage. Les formules proposées par Bucaille sont limitées au cas d'un écroutissage élastique parfaitement plastique. Pour approfondir cette étude on va s'intéresser à la variation de la pente d'écroutissage  $k$ .

**Frottement**

Dans cette étude l'effet de  $k$  sur le coefficient de frottement apparent est étudié. Le frottement apparent est donné par l'équation :

$$\mu_{ap} = \frac{F_t}{F_n} \tag{2.13}$$

La figure 2-23 représente l'évolution du coefficient de frottement apparent en fonction des propriétés mécaniques des matériaux.  $\mu_{ap}$  représente le frottement total qui donne une information sur le contact local entre les surfaces et la géométrie de contact. La contribution du contact local normal dans le frottement total est représentée par la composante adhésive  $\mu_a$ , qui est de 0.1 dans notre étude. On remarque que le frottement apparent varie de la même manière que  $h^c/h$  en fonction des propriétés des matériaux, mais il est moins sensible. Pour  $\text{Log } X < 2$ , le coefficient de frottement dépend fortement des paramètres rhéologiques des matériaux. Pour  $\text{Log } X \geq 2$ , le coefficient de frottement tend vers une valeur égale à 0.5 et il semble devenir indépendant des propriétés des matériaux. A ce niveau, le coefficient de frottement dépend uniquement de la géométrie de l'indenteur.

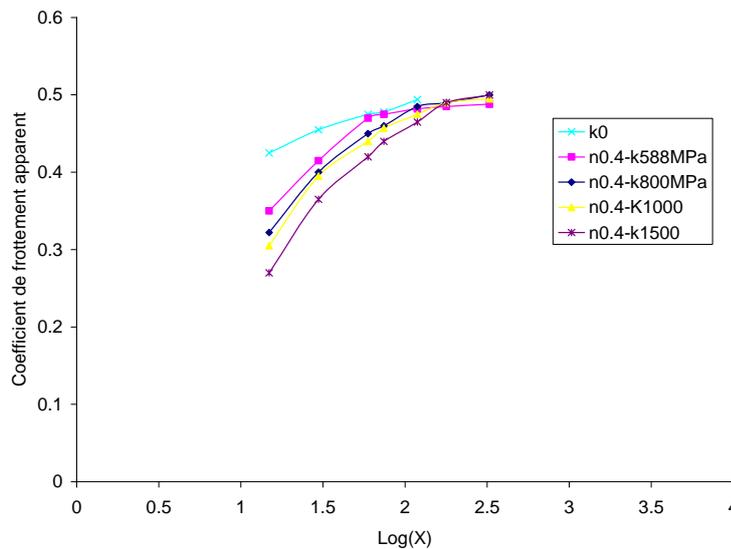


figure 2-23 : Evolution du coefficient de frottement apparent en fonction des propriétés mécaniques du matériau

En comparant ces résultats à ceux représentés dans la figure 2.12 on peut conclure que la hauteur de bourrelet frontale n'influe pas sur la variation du coefficient de frottement total. Cette faible dépendance peut être expliquée par des taux d'augmentation des forces normale et tangentielle équivalents quand le bourrelet frontal augmente. Pour les faibles valeurs de  $\log X$  l'effet d'écroutissage et de facteur rhéologique  $X$  devient très clair. Ceci est dû à la recouvrance élastique de la matière qui fait croître l'aire de contact à l'arrière de l'indenteur. Cette augmentation a pour conséquence la diminution de la force tangentielle. Ces résultats sont conformes avec les résultats de Felder et al (Eric Felder 2005) et Bucaille pour le cas des polymères.

### 1.7. Influence de la géométrie de l'indenteur

L'influence de la géométrie de l'indenteur a été étudiée en gardant un indenteur conique à bout sphérique. Les effets du rayon du bout sphérique et de l'angle d'attaque ont été développés.

#### a. Effet du rayon du bout sphérique

Dans cette étude trois indenteurs d'angle d'attaque 30 degrés et de bout sphériques de rayons : 10, 20 et 50  $\mu\text{m}$  sont utilisés. L'effet du bout sphérique sur la variation de la trace résiduelle de rayage en fonction de la rhéologie sera mis en valeur. Deux rayons du bout sphérique ont été retenus :  $R=20 \mu\text{m}$  et  $R=50 \mu\text{m}$ . Le matériau étudié est supposé élastique parfaitement plastique. Nous avons étudié le cas où  $E=10 \text{ GPa}$  et  $\sigma_0=373 \text{ MPa}$ . La Figure 2-24 représente un profil longitudinal de la trace d'usure. Elle montre que l'effet du rayon du bout sphérique sur le retour élastique et la hauteur du bourrelet frontal n'est pas significatif.

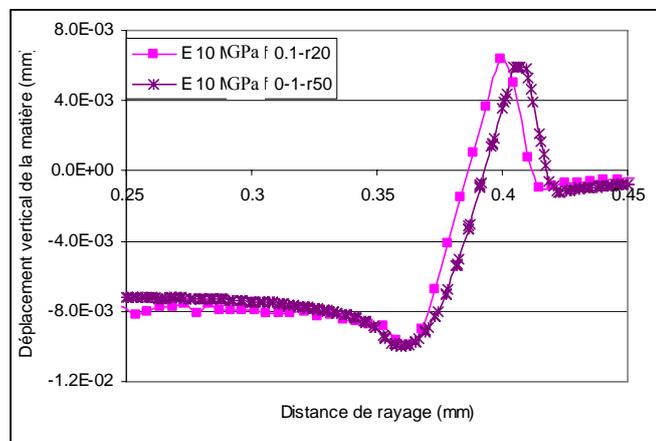


Figure 2-24 : Effet du bout sphérique sur la morphologie de la trace du rayage

Nous avons ensuite étudié le cas d'un matériau élastoplastique avec un écroutissage non linéaire donné par l'équation 2.6. Le matériau est caractérisé par un module de Young  $E=10 \text{ GPa}$ , un seuil de plasticité initiale  $\sigma_0=373 \text{ MPa}$ , une pente d'écroutissage  $k=588$ , et un coefficient d'écroutissage  $n=0.4$ . La Figure 2-25 montre le profil de la rayure obtenue par des indenteurs à différents rayons de bouts sphériques. On note clairement que la valeur du rayon influe sur la recouvrance élastique dans la trace, et sur la hauteur du bourrelet frontal. Quand  $R$  est égal à 50, la recouvrance élastique est plus grande que dans les deux autres cas.

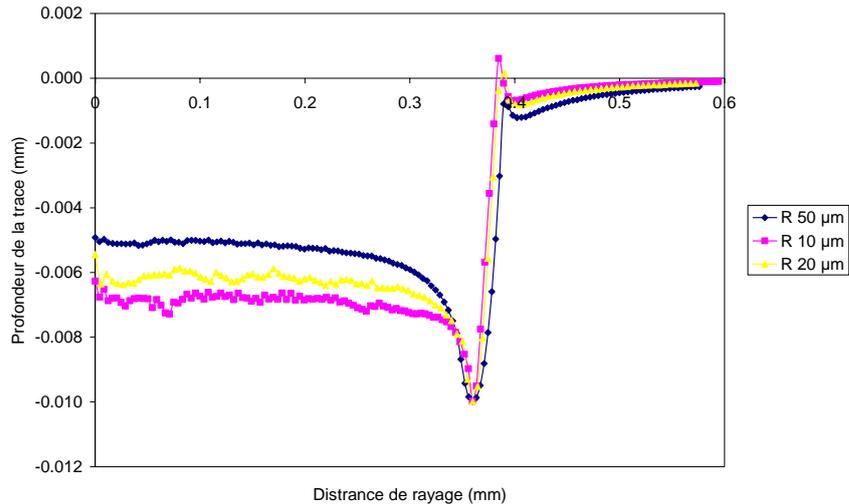


Figure 2-25 : profil longitudinal de rayures pour différents bouts sphériques

L'effet du rayon de bout sphérique apparaît clairement dans le cas des matériaux élastoplastiques avec écrouissage. Le retour élastique de la matière apparaît clairement en augmentant le rayon de l'indenteur. Afin d'expliquer ces résultats, nous avons suivi l'évolution de la contrainte et de la déformation pour R égal à 50 µm et 10 µm.

La Figure 2-26 montre que la déformation plastique équivalente imposée par l'indenteur ayant un bout sphérique de rayon 50 µm est plus faible que celles obtenues dans les deux autres cas. Ceci montre que la déformation plastique imposée par un indenteur pointu est plus grande que celle que l'on obtient avec un indenteur à bout sphérique. En comparant la déformation représentative (équation 1.1) pour les trois rayons, on note que le premier cas a la plus faible valeur. Ce qui montre que le terme  $E/\sigma_0$  est insuffisant pour décrire l'évolution de la trace. Ces résultats sont conformes à ceux obtenus par B. Taljat (B. Taljat 2004) dans le cas d'indentation. Bien que l'angle soit le même pour les trois cas, les déformations et les contraintes (Figure 2-27) sont plus faibles lorsque le rayon de pointe augmente. Ceci permet de conclure que l'angle d'attaque ne peut pas être considéré comme le seul paramètre qui permet de définir le niveau de déformation en rayure. Ainsi nous allons remplacer  $\tan(\beta)$  dans l'expression du facteur de forme (équation 2.14) par la déformation représentative  $\varepsilon_r$  :

$$\varepsilon_r = \frac{h}{a} \quad (2.14)$$

La déformation représentative ou moyenne, utilisée par plusieurs auteurs pour le cas de l'indentation (K.L.Johnson 1985; B. Taljat 2004), est plus appropriée pour tenir compte du niveau de déformation induite par l'indenteur.

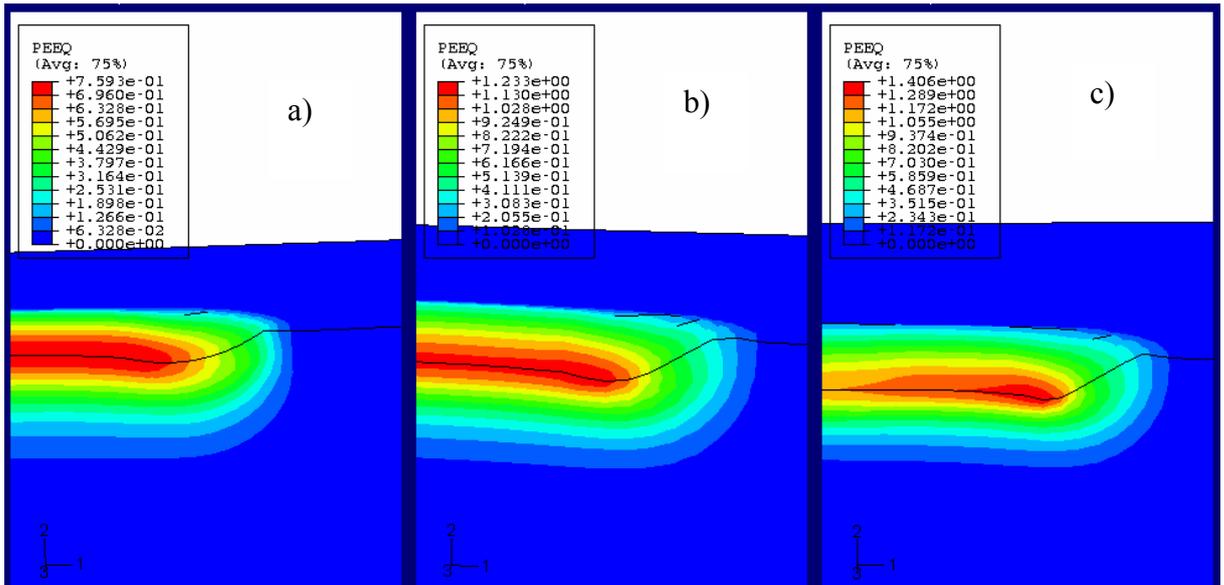


Figure 2-26 : Déformation plastique équivalente pour différents rayons du bout sphérique : a)  $r=50\mu\text{m}$  ; b)  $r=20\mu\text{m}$  ; c)  $r=10\mu\text{m}$

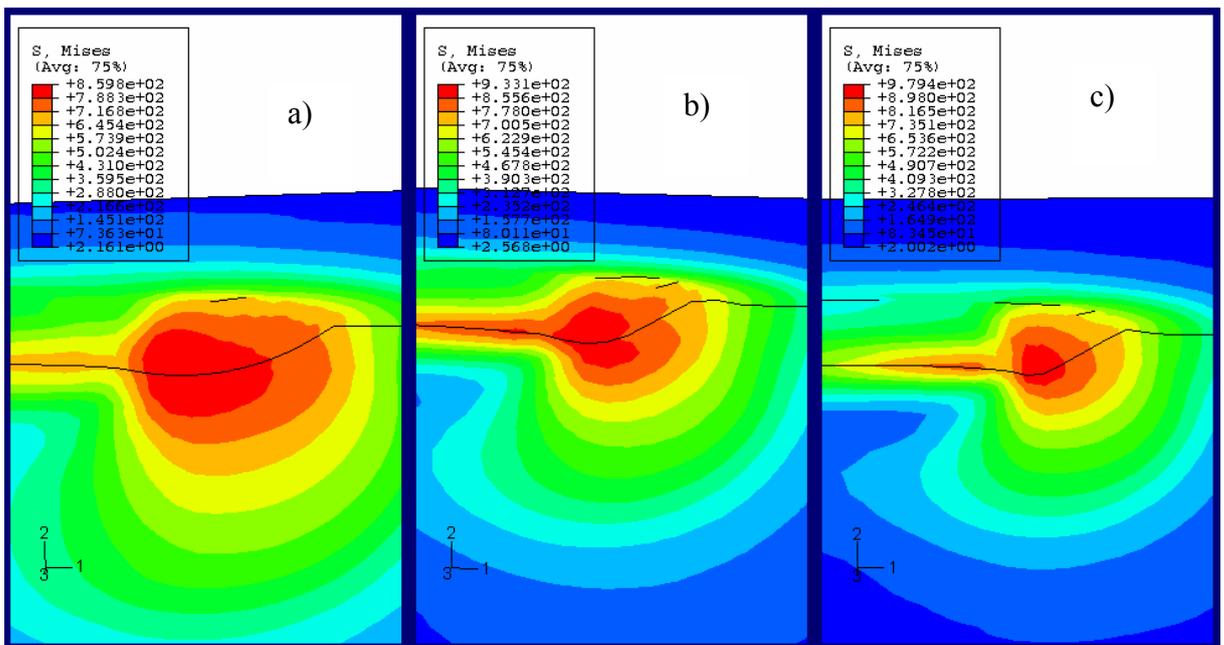
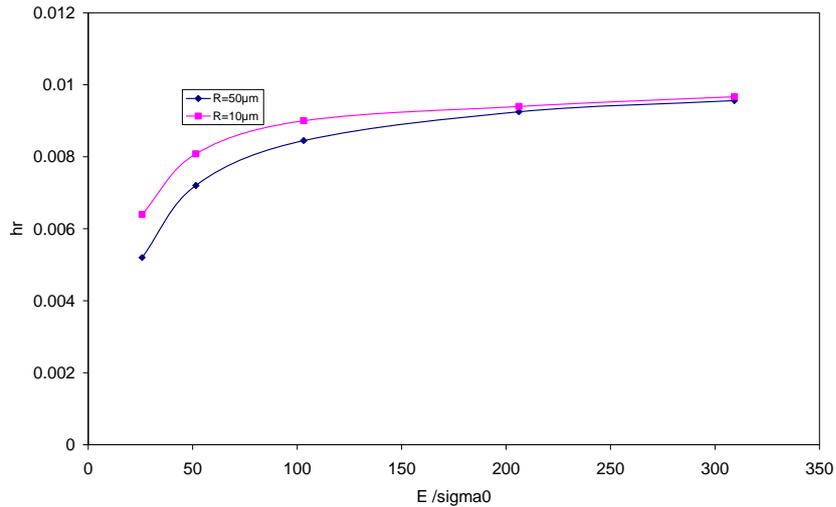
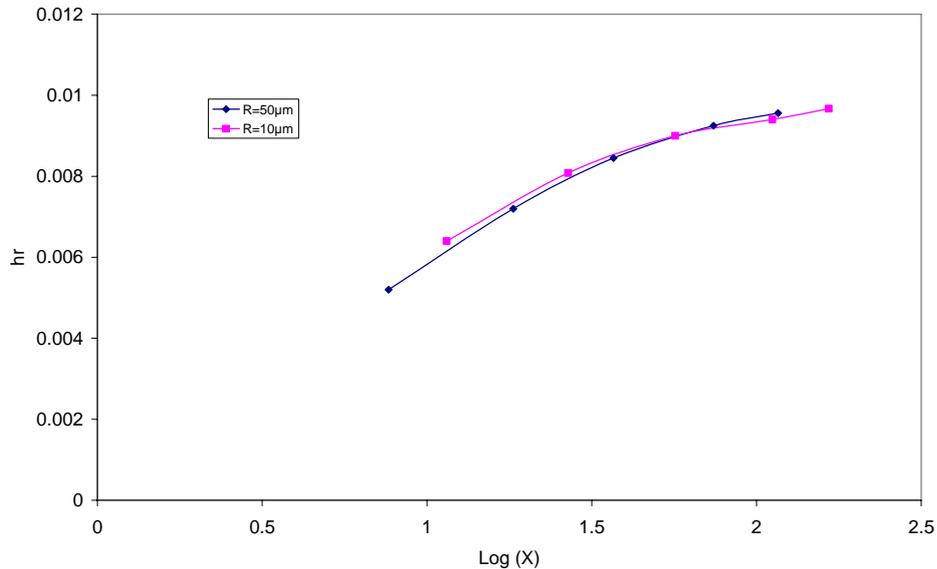


Figure 2-27 : Contrainte équivalente de Von Mises pour différents rayons du bout sphérique : a)  $r=50\mu\text{m}$  ; b)  $r=20\mu\text{m}$  ; c)  $r=10\mu\text{m}$

Dans l'étude suivante on s'intéresse à l'effet de l'écroutissage sur le comportement à l'usure par rayage pour deux rayons de pointe (50 et 10  $\mu\text{m}$ ). La Figure 2-28 montre que le retour élastique de la matière dépend du rayon de la pointe. Donc le facteur rhéologique  $E/\sigma_0$  n'est pas suffisant pour décrire la recouvrance élastique de la matière. En multipliant le facteur rhéologique par la déformation représentative (équation 2.8) nous avons obtenu une description de l'évolution de  $h_r$  qui ne dépend pas de la géométrie de l'indenteur.



**Figure 2-28 : Evolution du retour élastique de la matière en fonction d' $E/\sigma_0$  pour deux rayons de la pointe.**



**Figure 2-29 : Evolution du retour élastique de la matière en fonction de  $\log(X)$  pour deux rayons de la pointe.**

La Figure 2-30 montre que, lorsque l'indenteur est de rayon de pointe 10  $\mu\text{m}$ , la déformation plastique équivalente au fond du sillon atteint une valeur plus grande que pour la pointe de rayon 50  $\mu\text{m}$ . Ceci signifie que lorsque l'indenteur est plus pointu on a plus de probabilité d'avoir un mécanisme de coupe.

On note dans la Figure 2-31 que le coefficient de frottement apparent est plus élevé pour R égal à 10 $\mu\text{m}$ . Ceci montre que la composante de frottement liée à la déformation plastique de la matière est plus grande dans le cas d'un indenteur pointu.

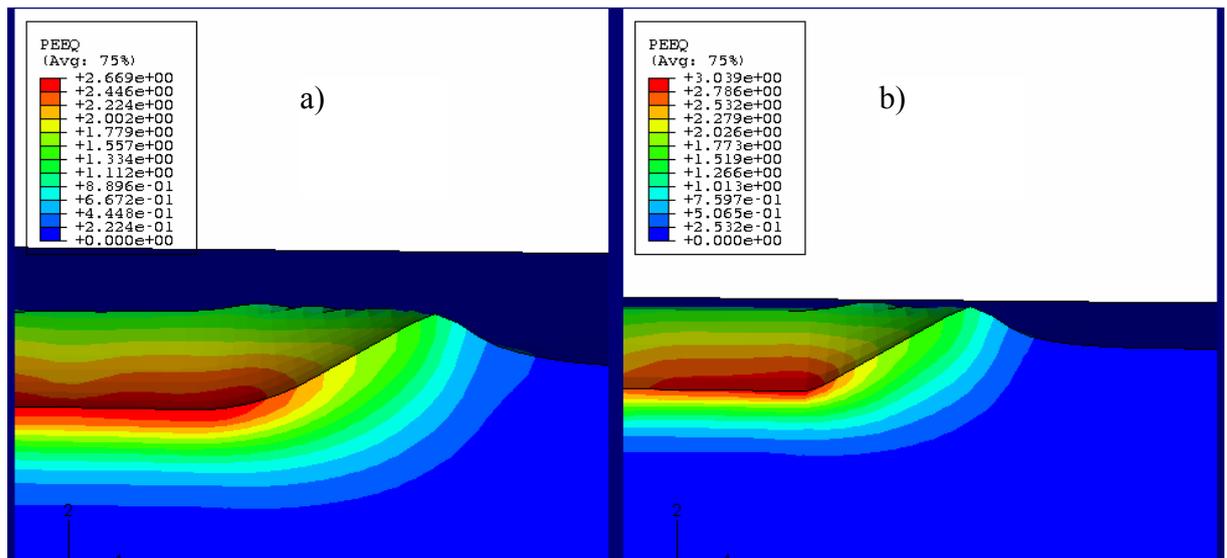


Figure 2-30 : Déformation plastique équivalente : a)  $R=50\mu\text{m}$  ; b)  $R=10\mu\text{m}$

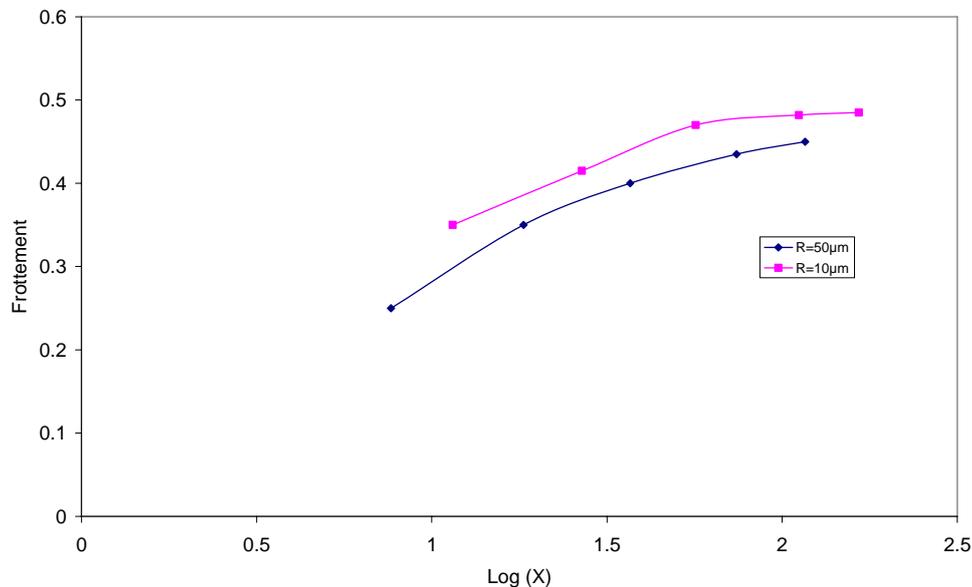


Figure 2-31 : Evolution du frottement apparent en fonction du facteur d'érouissage pour deux rayons de la pointe.

### b. Effet de l'angle d'attaque

Les résultats précédents sont réalisés pour un angle d'attaque de 30 degrés. Les travaux précédents (A.J. Black 1988; S. Mezlini 2004) montrent qu'il y a un angle critique au-delà duquel le mécanisme d'usure passe du labourage ductile à la formation de copeaux. E. Felder et al (E.Felder and J.L.Bucaille 2006) ont étudié l'effet de l'angle d'attaque pour un acier écroui et du polycarbonate. Dans cette partie, des essais de rayage par un cône d'angle d'attaque  $60^\circ$  sont réalisés sur des matériaux à différentes pentes d'érouissage. Le coefficient de frottement interfacial est pris égal à 0.2.

On a pris l'hypothèse que le matériau s'érouit linéairement jusqu'à un seuil de déformation plastique équivalente égale à 3.

Les Figure 2-32 et figure 2-33 montrent les distributions de la contrainte et de la déformation plastique équivalente dans la trace de rayage. On remarque dans la Figure 2-32-a qu'il y a une concentration de déformation plastique au niveau de bourrelet frontal et du bourrelet latéral. Cette zone devient une région probable de propagation de microfissures et d'initiation d'endommagement. Ceci montre que dans cette région on a une tendance à former des copeaux. La hauteur de bourrelet devient de plus en plus élevée et la forme de copeau se précise.

En augmentant la pente d'écroûissage on remarque que la taille du bourrelet frontal diminue. De plus la zone de concentration de déformation tend vers le fond de la trace. Ceci montre que la matière la plus sollicitée est dans le fond de la trace et on a un changement de mécanisme d'usure de coupe vers le labourage : c'est le mécanisme transitoire « wedge ».

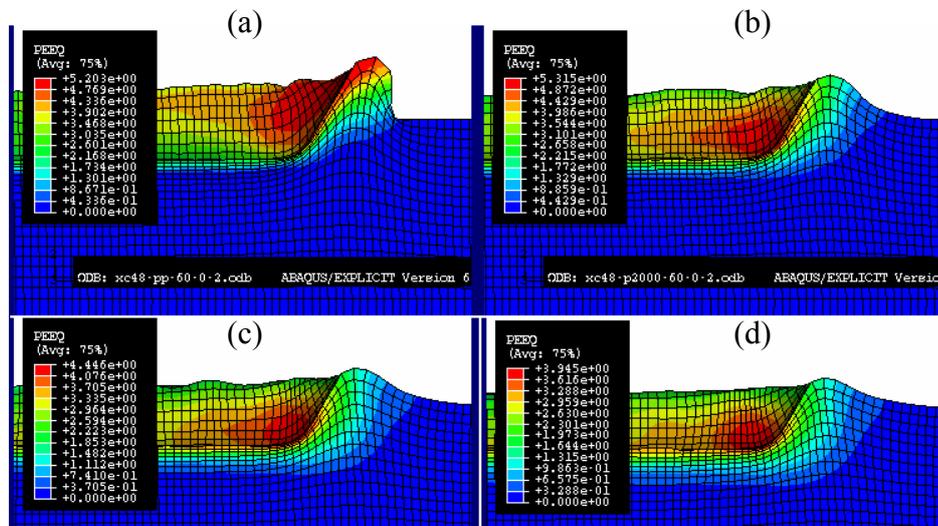


Figure 2-32 : Iso valeur de la déformation plastique équivalente pour différentes pentes d'écroûissage :a)  $k=0$ , b)  $k= 500$ , c)  $k=1170$ , d)  $k= 2170$

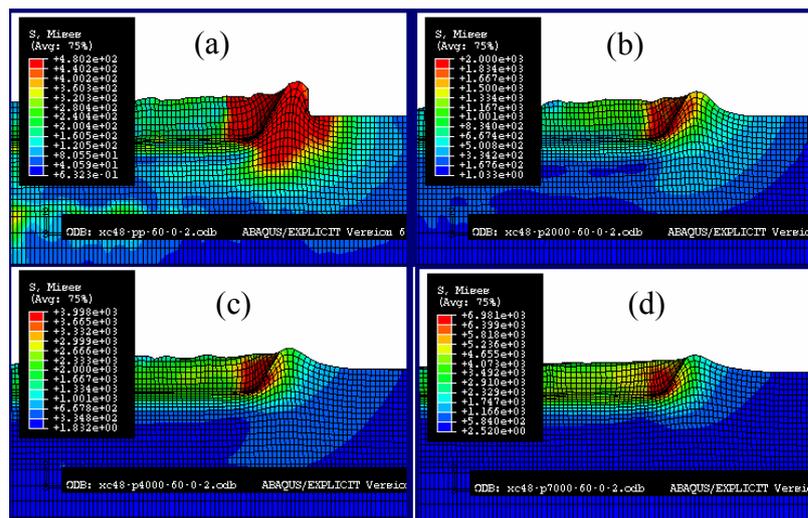


figure 2-33 : iso valeur de la contrainte de Von Mises pour différentes pentes d'écroûissage :a)  $k=0$ , b)  $k= 500$ , c)  $k=1170$ , d)  $k= 2170$

La figure 2-33 montre que la valeur de la contrainte résiduelle dans la trace augmente avec la pente d'érouissage, contrairement à la valeur de la déformation plastique équivalente. Ceci montre qu'en augmentant  $k$  la résistance à l'usure augmente.

Les résultats précédents justifient la variation de l'angle d'attaque critique suivant les propriétés mécaniques du matériau étudié. Ces résultats sont conformes à ceux obtenus par A.J. Sedricks et al (A.J. Sedricks 1964). Ceci montre que l'angle d'attaque nécessaire pour passer du labourage à la coupe dépend de l'érouissage de matériau. Cet angle peut être de 45 degrés comme dans le cas de certains types d'aluminium (BEN TKAYA M. 2006) et d'aciers (A.J. Sedricks 1964). Les travaux de Challen et Oxley (J.M Challen 1979) montrent que l'angle d'attaque critique qui permet d'avoir un copeau peut aller jusqu'à 22 degrés. Ces études sont réalisées avec l'hypothèse d'un matériau élastique parfaitement plastique.

Pour la suite deux indenteurs conique d'angle d'attaque 30 et 60 degrés sont utilisés. La profondeur de la trace de rayage est 10  $\mu\text{m}$ . Le rayon de la pointe est 50  $\mu\text{m}$ . Les essais ont été réalisés pour deux pentes d'érouissage :  $k= 573$  et 870 MPa. Afin de mieux mettre en évidence la formation de copeaux, le coefficient de frottement interfacial est maintenu constant égale à 0.2 au lieu de 0.1. Le tableau 2.1 montre les coefficients de frottement apparents relatifs aux différents angles d'attaque et pentes d'érouissage. On remarque que la pente d'érouissage influe faiblement sur le coefficient de frottement apparent, quelle que soit la géométrie de l'indenteur. En revanche le coefficient de frottement apparent est fortement influencé par la géométrie de l'indenteur, et particulièrement par l'angle d'attaque.

La figure 2-34 montre que l'angle d'attaque 60 degrés impose un bourrelet frontal plus élevé. L'épaisseur de bourrelet dans le cas d'un angle de 60 degrés est plus faible. Ceci montre que la formation de copeaux est plus probable dans ce cas. Donc l'index rhéologique et l'érouissage de matériaux (rapport entre module d'Young et seuil initial de plasticité) ne sont pas les seuls paramètres qui influent sur les mécanismes d'usure.

K (MPa)	teta	frottement apparent
204	30	0.66
573	30	0.65
870	30	0.65
573	60	1.19
870	60	1.19

**Tableau 2-1 : Variation du coefficient de frottement apparent en fonction de l'érouissage et de l'angle d'attaque**

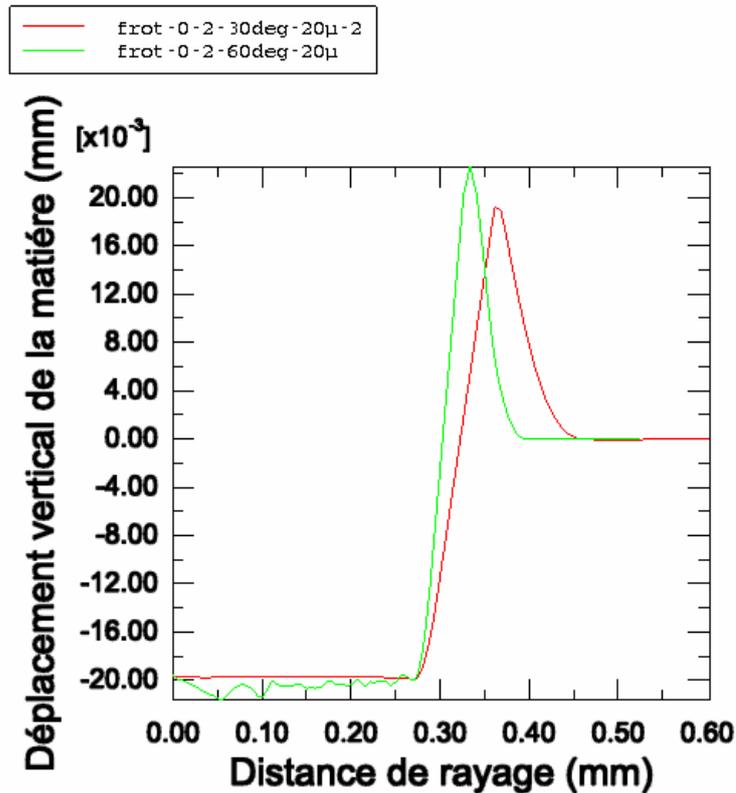


figure 2-34 : Profil de rayage pour deux angles de rayages différents : 30 et 60 degrés

La déformation plastique et la contrainte permettent de suivre l'évolution de l'endommagement de l'usure (matière enlevée) au cours de l'essai. Pour cela une comparaison entre ces paramètres pour différents angles est réalisée. La figure 2-35 montre la distribution de contrainte maximale. Les résultats de la simulation montrent que si on raye avec un indenteur conique d'angle d'attaque de 30 degrés, les contraintes de traction maximales se localisent au fond du sillon. Ceci montre que l'endommagement se situe au fond du sillon. Pour un angle d'attaque de 60 degrés la contrainte de traction maximum se localise sur les côtés de sillon. Donc l'endommagement se situe sur les cotés. Les contraintes de compression les plus élevées se trouvent en avant de la pointe de l'indenteur. Elles augmentent avec l'angle d'attaque. Cette région peut présenter aussi une zone d'initiation d'endommagement, donc de formation des copeaux en avant de l'indenteur.

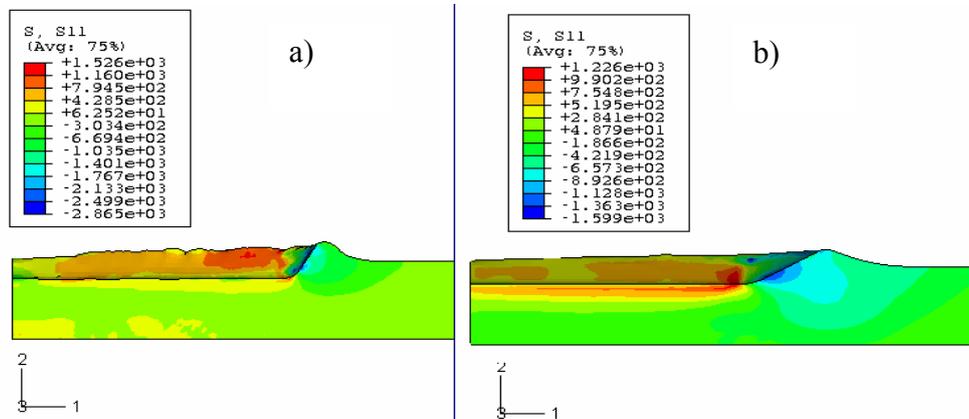


figure 2-35 Contrainte longitudinale : a) Angle d'attaque 60° ; b) Angle d'attaque 30°

Ensuite, nous avons étudié l'écoulement de la matière au cours de l'essai de rayage. La figure 2-36 montre le sens d'écoulement de la matière dans les cas de coupe et de labourage. Dans le cas de coupe, la matière en avant de l'indenteur s'écoule verticalement dans le sens de rayage. Dans le cas de labourage, on remarque que la matière s'écoule en dessous de l'indenteur. Dans le cas de coupe, la majorité de la matière est poussée en avant de l'indenteur et le bourrelet frontal dégénère en copeau. Inversement, dans le cas de labourage, la matière qui est en avant s'écoule en dessous de l'indenteur et on a labourage. Entre ces deux cas on remarque la présence une étape transitoire, où on observe qu'il y a une partie de la matière qui s'écoule sous l'indenteur et l'autre partie est poussée en avant de l'indenteur (figure 2-37). Ainsi on obtient un haut bourrelet frontal de faible épaisseur.

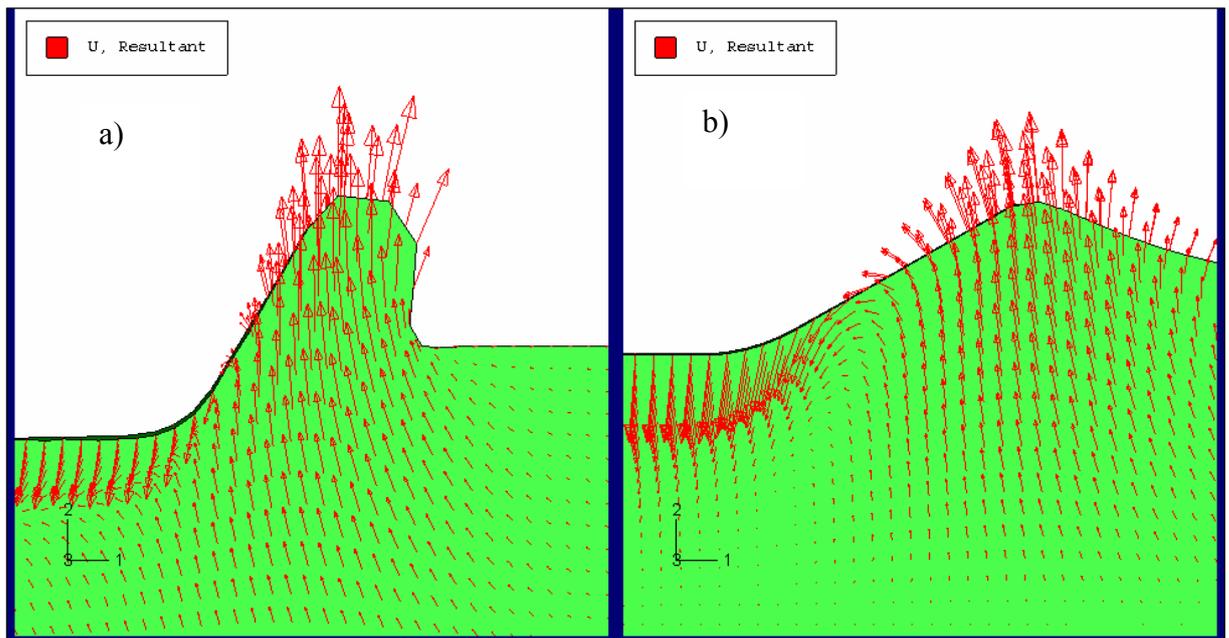


figure 2-36 : Sens d'écoulement de la matière : a) coupe ; b) labourage

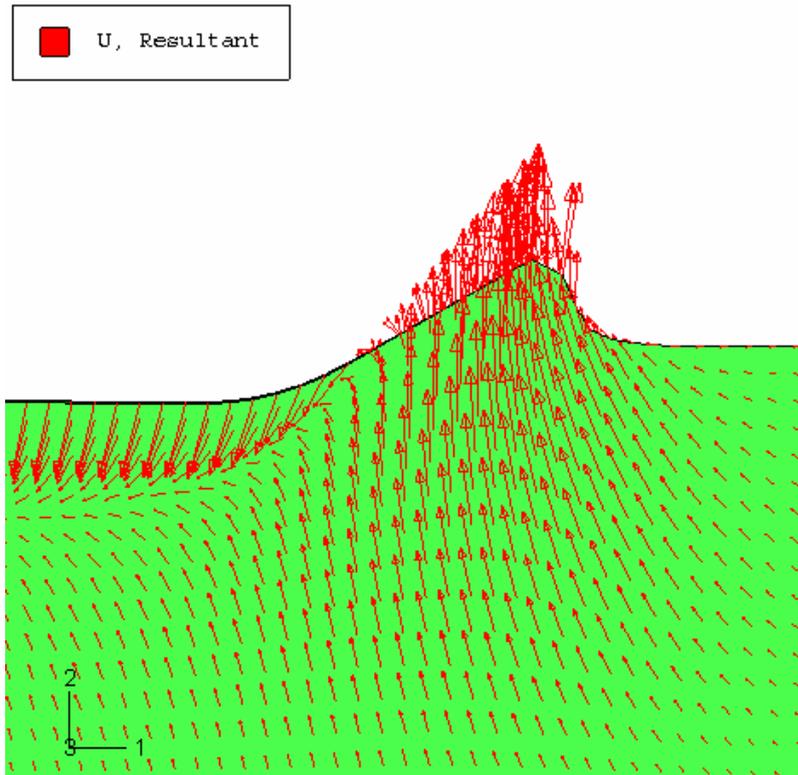


figure 2-37 : état transitoire

### c. Conclusion

La modélisation par éléments finis a montré que la forme du bourrelet obtenu au cours du rayage d'un matériau élastoplastique ne dépend pas seulement du coefficient d'écroutissement  $n$ , mais aussi de la quantité relative des déformations élastique et plastique  $E/\sigma_0$ , de la profondeur de pénétration non dimensionnelle  $h/R$ , du coefficient de frottement  $\mu$  et de la pente d'écroutissement  $k$ . La dépendance du facteur de forme  $h^c/h$  en  $E/\sigma_y$  et  $h/R$  peut être décrite par le paramètre  $X$  égal à  $(E/\sigma_0 * 2 h^c/a)$  au lieu de  $E/\sigma_0 \tan(\beta)$ .

Le facteur de forme tend vers une limite pour  $\text{Log } X > 2$ . Cette limite dépend fortement de la pente d'écroutissement. La recouvrance élastique du matériau dépend fortement de la pente d'écroutissement et elle est très importante pour les faibles valeurs de  $X$ . L'étude précédente montre également que la forme et la taille du bourrelet et la recouvrance de matière au cours de rayage sont complexes et ne peuvent pas être décrites par un simple modèle analytique.

Afin de valider ces résultats nous traiterons par la suite de cas réels à travers des applications industrielles. Une première application sera dédiée à l'étude d'un acier C48. La seconde sera consacrée au rayage des alliages d'aluminium destinés à la fabrication de bennes de camions. Une comparaison des résultats numériques et expérimentaux sera abordée.

### 2. Application 1 : rayage de l'acier C48

Dans cette étude nous avons appliqué le modèle développé sur le rayage de l'acier C48. Pour mettre en valeur l'effet de l'écroutissement, des échantillons d'acier C48 à différents

niveaux d'écroutissage ont été étudiés (S.Benayoun 2004). Les résultats numériques sont confrontés avec les résultats expérimentaux de M. Mendas (M. Mendas 2007). Les résultats obtenus permettent de mettre en avant l'effet du choix des paramètres rhéologiques dans l'étude numérique et la limitation du modèle numérique. Les résultats numériques ont permis de prédire l'endommagement et d'expliquer certains phénomènes expérimentaux.

### 2.1. Etudes expérimentales réalisées

Des essais de rayage non lubrifiés à charge et à vitesse constantes ont été réalisés sur des aciers C48 au moyen de pointes en diamant Rockwell (conique à bout sphérique). La charge et la vitesse de glissement ont été maintenues constantes au cours de l'essai. Deux rayons du bout sphérique ont été utilisés (50 et 200 $\mu$ m). Certains échantillons ont été préalablement écroutis par des essais de traction uniaxiaux interrompus à des valeurs de déformation vraie  $T_\epsilon = 0$ ,  $T_\epsilon = 0.046$ ,  $T_\epsilon = 0.1$ ,  $T_\epsilon = 0.2$ . Des essais de traction ont été réalisés jusqu'à rupture des éprouvettes afin de déterminer la loi de comportement de cet acier. L'analyse de ces courbes à partir d'une loi de comportement de la forme  $\sigma = \sigma_0 + k\epsilon^n$  ( $\sigma_0$  et  $k$  étant des constantes) montre que le coefficient d'écroutissage,  $n$ , reste constant ( $n = 0,33$ ) pour  $\epsilon < 0,06$  puis diminue jusqu'à la valeur de  $n \sim 0,1$  lorsque la déformation augmente (Figure 2-38).

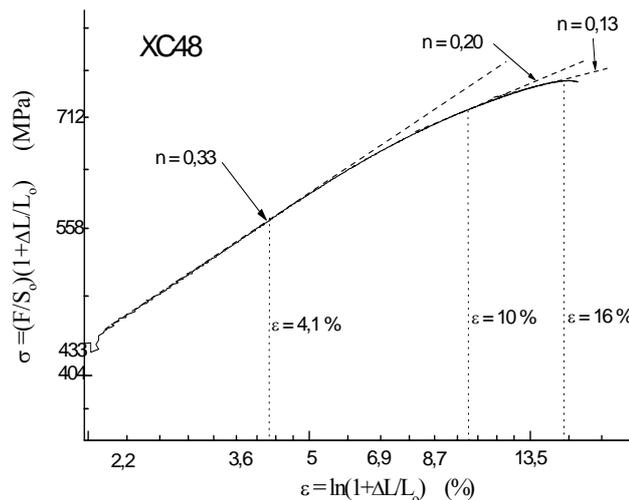


Figure 2-38 : Courbe contrainte-déformation vraie de l'acier C48 et coefficients d'écroutissage aux niveaux de déformation considérés.

Des mesures profilométriques permettent de mesurer le diamètre du contact indenteur-échantillon (2\*a) (figure 2-39).

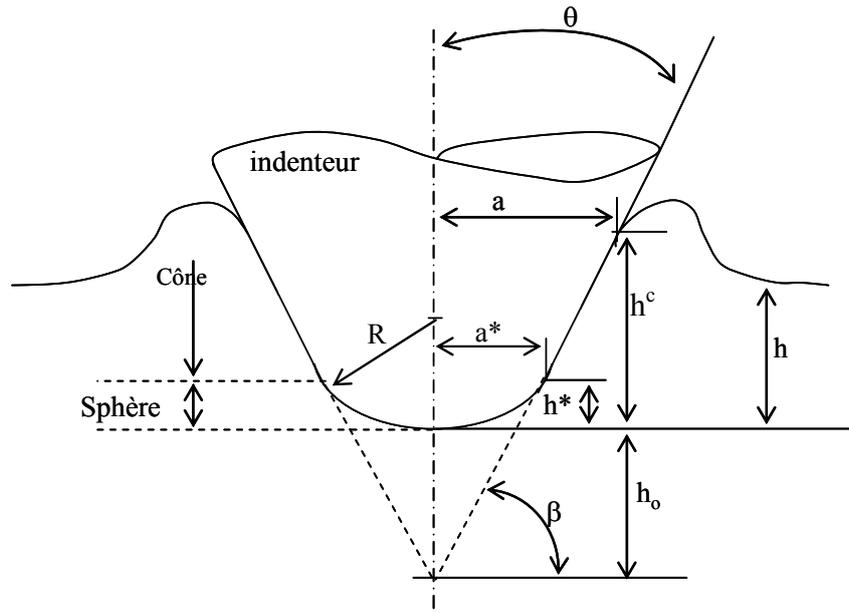


figure 2-39 : Paramètre du contact indenteur échantillon

Ces études permettent de suivre l'évolution du diamètre du contact, du coefficient de frottement apparent  $\mu_0$ , du facteur de forme  $C^2$  (équation 2.15) et de la dureté, en fonction de la charge normale appliquée.

Pour être indépendant de la forme de l'indenteur (cône ou sphère) Benayoun (S.Benayoun 2004) a utilisé un facteur d'indentation  $X$  et un facteur de forme  $C^2$  définis respectivement par l'équation 2.14 et l'équation 2.15.

$$X = \left( \frac{E}{\sigma_0} \right) \left( \frac{h^c}{a} \right) \quad (2.15)$$

$$C^2 = \frac{h^c}{h} \quad (2.16)$$

Avec  $E$  module d'Young,  $Y$  contrainte d'écoulement plastique et  $h^c$  hauteur de contact indenteur échantillon.

La figure 2-40 donne l'évolution du facteur de forme en fonction du facteur d'indentation. Il est clair, au vu de cette figure, qu'il y a une dépendance logarithmique du facteur de forme en fonction du facteur d'indentation  $X$ , différente du modèle proposé par Bucaille (J.L.Bucaille 2001).

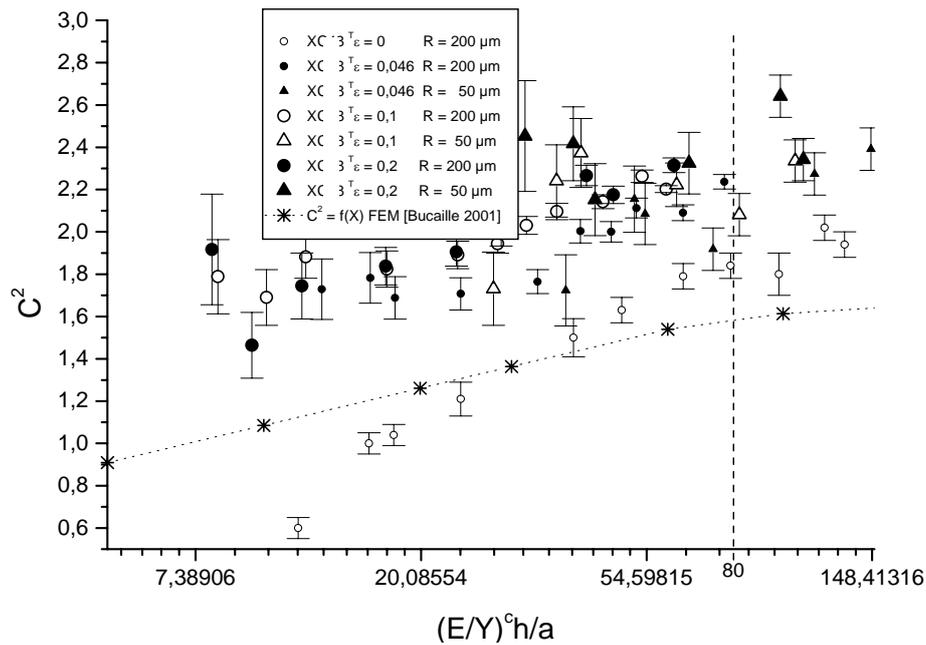


figure 2-40 : Facteur de forme  $C^2$  en fonction de l'index d'indentation pour l'acier C48 à différents taux d'érouissage (S.Benayoun 2004)

Les résultats obtenus pour les aciers faiblement érouis  $T_\epsilon = 0.046$  sont dans l'ensemble, inférieurs aux deux autres aciers préalablement plus déformés ( $T_\epsilon = 0.1$  et  $T_\epsilon = 0.2$ ) ; cette différence apparaît clairement avec l'acier à l'état recuit. Donc on peut conclure que  $C^2$  est sensible à l'aptitude du métal à s'érouir ( $C^2_{\text{acier faiblement érouissable}} > C^2_{\text{acier fortement érouissable}}$ ) et se stabilise en régime de labourage pour les grandes valeurs de  $X$  vers un niveau de 2.2, alors qu'une bonne aptitude du métal à s'érouir tend à diminuer la valeur du facteur de forme. Afin de mieux comprendre ces résultats expérimentaux, une étude numérique approfondie de ce problème est présentée. Les résultats obtenus sont comparés avec des observations par MEB et les profils 3D mesurés par interférométrie en lumière blanche.

Cette étude s'intéresse à l'effet de l'érouissage sur la résistance à l'usure par rayage de l'acier C48. Deux types d'échantillon sont étudiés :

- Echantillons C48 faiblement érouis,
- Echantillons C48 érouis jusqu'à un niveau de déformation  $T_\epsilon=0.2$  (striction).

## 2.2. Etude numérique :

Dans cette étude, le modèle décrit dans la section 1.2 est utilisé. Afin de valider notre modèle, deux états d'un acier C48 sont utilisés. Le premier est à l'état recuit et le deuxième est éroui à 20%. Les propriétés mécaniques des matériaux sont données dans le tableau 2.2. Un indenteur conique d'angle d'attaque  $30^\circ$  et de rayon au sommet  $50 \mu\text{m}$  est utilisé pour le rayage.

Niveau d'érouissage	Seuil de plasticité (MPa)	Coefficient d'érouissage n	Module d'Young E (GPa)
$T_{\varepsilon=0}$	408	0.33	200
$T_{\varepsilon=0.2}$ état rompu	715	0.11	200

Tableau 2-2 : propriétés mécanique du C48 utilisé pour la modélisation (S.Benayoun 2004)

### 2.3. Choix de la loi de comportement

Afin de valider ce modèle, nous avons comparé les profils de trace de la rayure numérique et expérimentale pour une profondeur de rayage de 4  $\mu\text{m}$  sur un échantillon recuit. La figure 2-41 montre une bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux, ce qui montre que le modèle est bien adapté à cette étude.

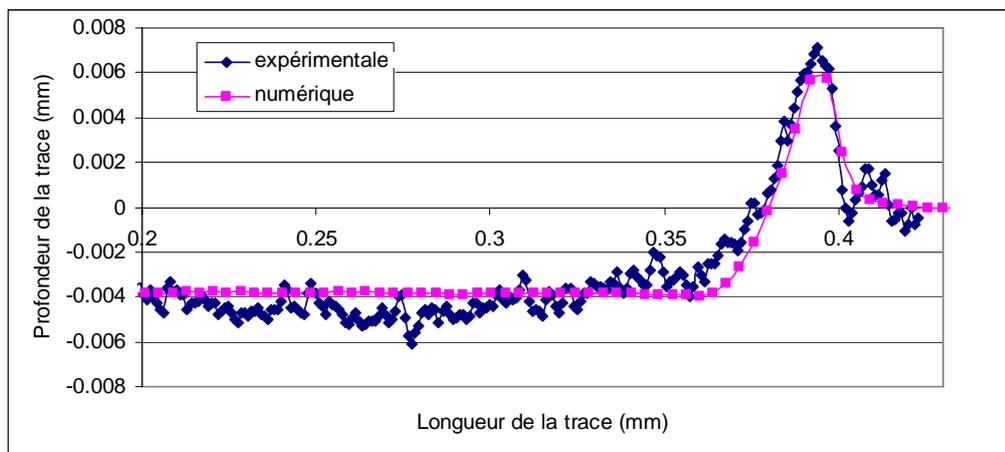


figure 2-41 : Profil longitudinal de la trace de rayage

Par la suite nous avons étudié l'évolution du facteur de forme en fonction du facteur d'indentation relatif à l'acier C48 écroui 4.6% et écroui 20 %. La figure 2-42 montre que le matériau le plus écroui possède un facteur de forme plus grand. Donc le matériau qui a le plus petit coefficient d'érouissage possède un facteur de forme plus grand et résiste moins à l'usure. Ces résultats montrent que l'aptitude du matériau à s'érouir améliore sa résistance à l'usure. La confrontation numérique-expérience montre une bonne corrélation pour les faibles déplacements et pour les matériaux faiblement écrouis. En augmentant la profondeur de rayage on remarque que la différence entre les valeurs numériques et expérimentales augmente. La même chose est observée dans le cas d'un matériau fortement écroui.

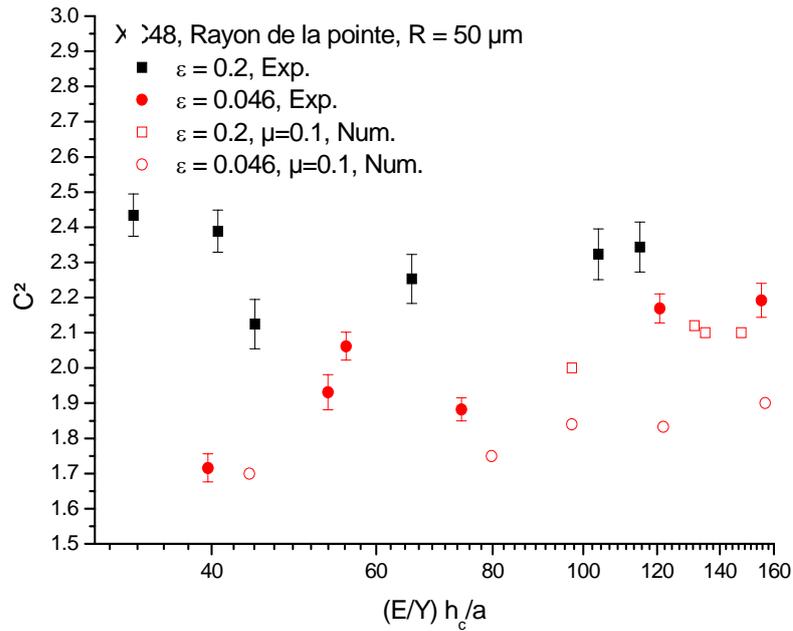


figure 2-42 : Evolution du facteur de forme  $C^2$  en fonction du facteur d'indentation

La figure 2-43 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de  $h^c/a$  pour différents taux d'érouissage. On remarque une bonne corrélation numérique-expérimental pour les faibles pénétrations. Pour une valeur de  $h^c/a > 0.3$ , on remarque qu'il y a une différence entre les résultats numériques et expérimentaux. Alors que pour les matériaux très érouis on note une remarquable différence entre les valeurs de frottement expérimentales et numériques.

Afin d'expliquer les différences observées dans certains cas, des observations en microscopie électronique à balayage sont réalisées. Les résultats obtenus sont interprétés à l'aide des résultats numériques et interférométriques.

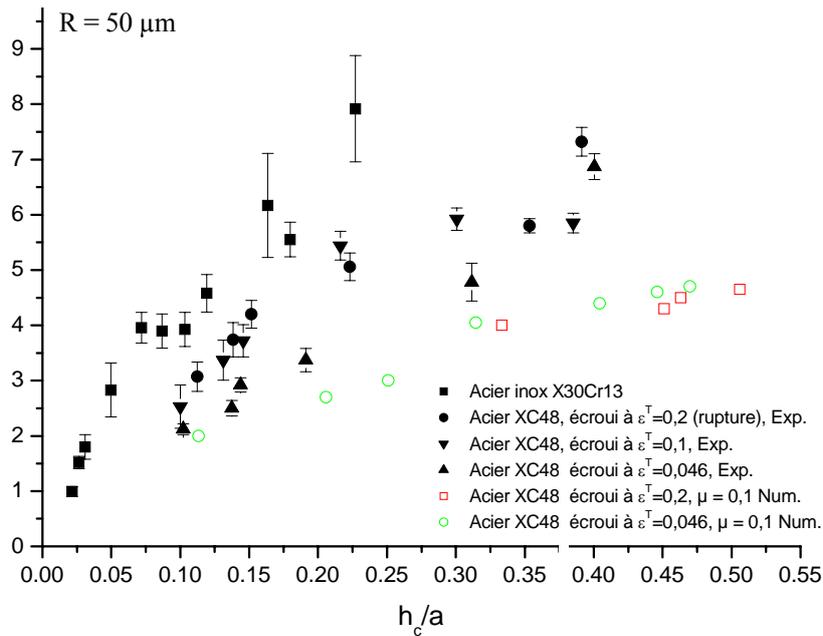


figure 2-43 : Evolution du frottement apparent en fonction de  $h_c/a$  pour différents écrouissages

La figure 2-44 représente les traces de rayage respectives pour différentes profondeurs de rayage et pour deux niveaux d'écrouissage. On remarque dans le cas des matériaux faiblement écrouis, que pour un déplacement de  $2 \mu\text{m}$  la trace est lisse et de faibles bourrelets latéraux se forment. En augmentant la profondeur de pénétration on remarque que le fond de la trace devient moins lisse. Ceci montre la présence d'une forte déformation plastique au fond du sillon ; dans le même temps, les bourrelets latéraux deviennent de plus en plus grands et on note l'apparition de la microcoupe. Pour une profondeur de rayage de  $10 \mu\text{m}$  on remarque l'apparition de copeaux. De plus, dans de le fond de la trace, on remarque un arrachement de matière.

Dans le cas d'un matériau fortement écroui on observe l'apparition de microcoupe même pour des faibles profondeurs de rayage. En outre, il existe un phénomène d'écaillage en fond de sillon. Pour une profondeur de rayage de  $6 \mu\text{m}$ , on remarque un arrachement de la matière au fond du sillon avec formation de copeaux sur le bord du sillon.

Pour expliquer ces résultats on a besoin de suivre la contrainte dans la trace de rayage. Comme il est difficile de la déterminer expérimentalement, nous avons utilisé les résultats obtenus numériquement pour prédire l'endommagement du matériau.

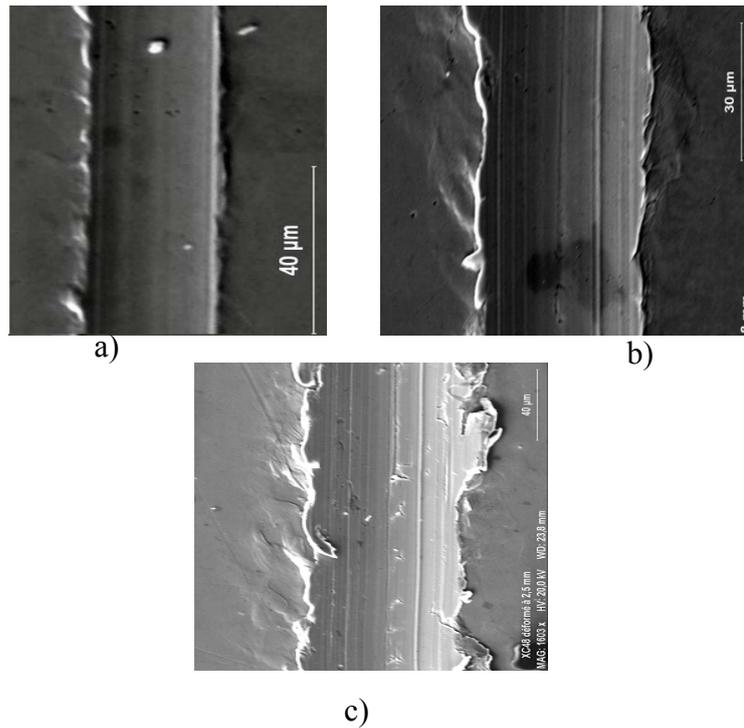


figure 2-44 : trace de rayage ( $T_{\varepsilon=0.046}$ ) : a) profondeur de pénétration de  $2\mu\text{m}$  ; b) profondeur de pénétration de  $6\mu\text{m}$  ; c) profondeur de pénétration de  $10\mu\text{m}$

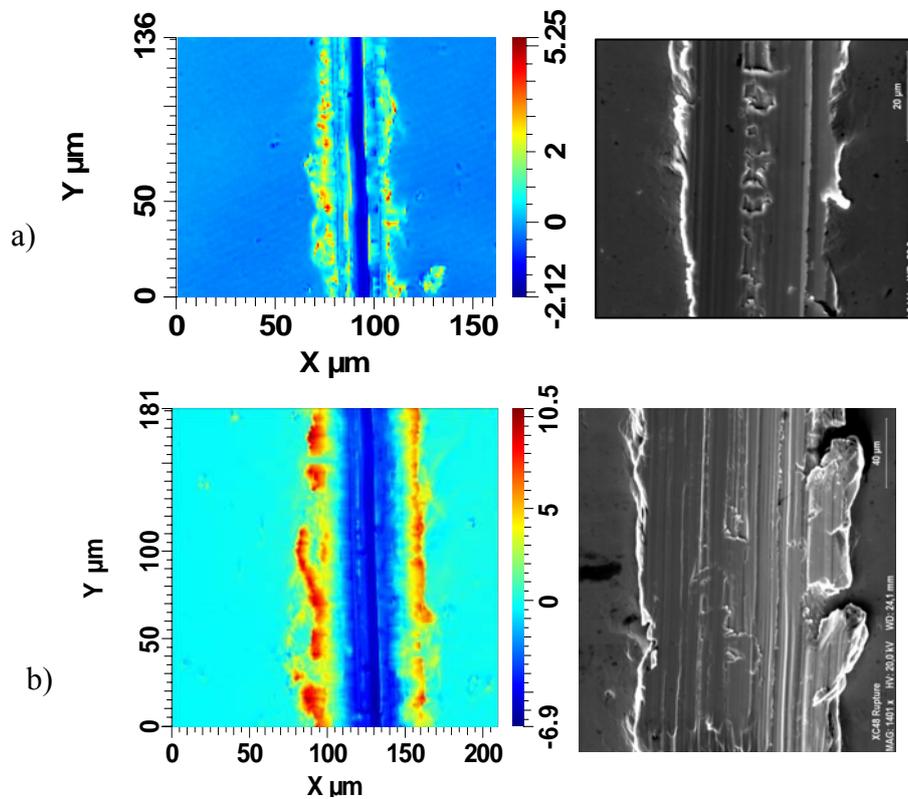


figure 2-45 : trace de rayage ( $T_{\varepsilon=0.2}$ ) : a) profondeur de pénétration de  $2\mu\text{m}$  ; b) profondeur de pénétration de  $6\mu\text{m}$

La figure 2-46 et la figure 2-47 montrent la distribution et l'évolution des contraintes de Von Mises calculées par simulation numérique, en fonction de la distance par rapport au centre de la rayure. Ces résultats confirment une intensité locale plus faible des contraintes pour l'acier faiblement écroui ( $T_\varepsilon = 0.046$ ) par rapport à celui fortement écroui ( $T_\varepsilon=0.2$ ). Ceci montre que l'endommagement apparaît dans le matériau fortement écroui plus tôt que pour les autres matériaux. Par ailleurs la figure 2-45 permet de cartographier les zones les plus sollicitées mécaniquement. On constate que les sites d'amorçage des fissures et d'enlèvement de matière sont préférentiellement situés au fond et au niveau des bourrelets des rayures comme on le constate expérimentalement.

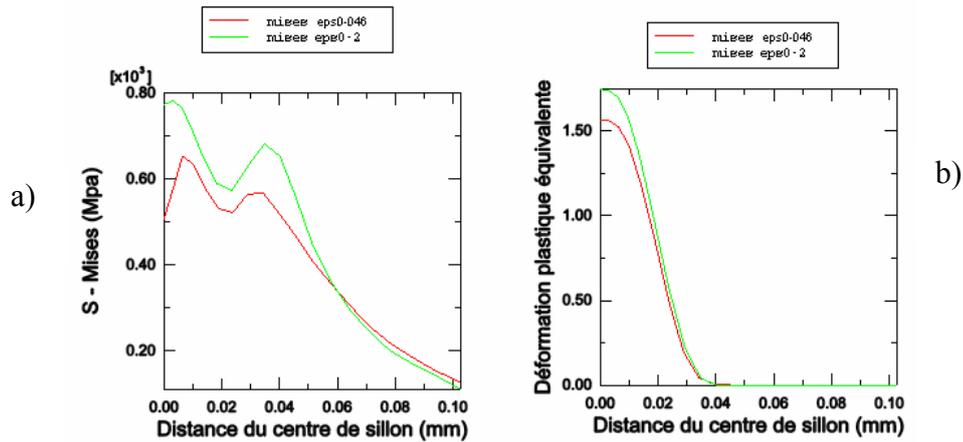


figure 2-46 : Variation des contraintes de Von Mises (a) et des déformations (b) suivant un profil transversal de la trace.

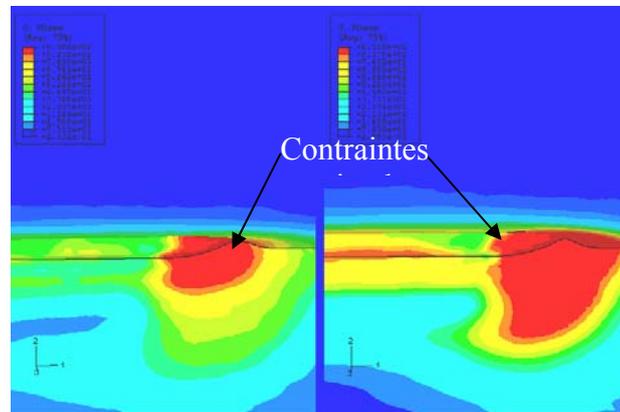


figure 2-47 : Distribution des contraintes de Von Mises lors du rayage de l'acier C48 écroui à  $T_\varepsilon=0.046$  (gauche) et à  $T_\varepsilon=0.2$  (droite).

Ces résultats sont en bon accord avec les observations expérimentales. La distribution de contraintes obtenue numériquement permet de prédire les endommagements créés au cours du rayage. De plus les résultats numériques coïncident avec les résultats expérimentaux au cours du labourage. Quand l'endommagement dans la matière commence à apparaître (formation de copeaux), les valeurs obtenues numériquement sont inférieures à celles obtenues expérimentalement. Cette différence est sans doute due en partie aux erreurs expérimentales. Quand le copeau se forme, on ne peut pas mesurer à l'aide de l'interféromètre la vraie quantité de matière enlevée. De plus, notre modèle numérique ne tient pas compte de

l'endommagement. Pour cette raison les hauteurs des bourrelets obtenues par la modélisation sont plus petites que les valeurs expérimentales.

Dans l'étude suivante nous avons introduit l'endommagement dans notre modèle numérique. Cette approche permet d'améliorer les résultats numériques et d'étudier l'effet de l'angle d'attaque sur l'usure par rayage de l'aluminium.

### 3. Application 2 : rayage d'alliage d'aluminium

Le but de cette partie est d'étudier l'influence de l'angle d'attaque sur le mécanisme d'usure. Au début l'influence de l'angle d'attaque sur le coefficient de frottement apparent est abordée. Ces résultats montrent la limitation du modèle avec une loi de comportement élastoplastique. Pour éliminer cette limitation, un modèle de comportement élastoplastique avec endommagement est utilisé. Une corrélation entre la variation du coefficient de frottement, la géométrie de l'indenteur et les mécanismes d'usure est mise en évidence.

#### 3.1. Modèle élastoplastique

Le matériau utilisé est un alliage d'aluminium destiné à la fabrication des bennes de camions. Il possède les propriétés suivantes : module d'Young 70 GPa, coefficient de Poisson 0.3, limite d'élasticité 140 MPa. Un comportement élastoplastique avec écrouissage non linéaire est utilisé (figure 2-48).

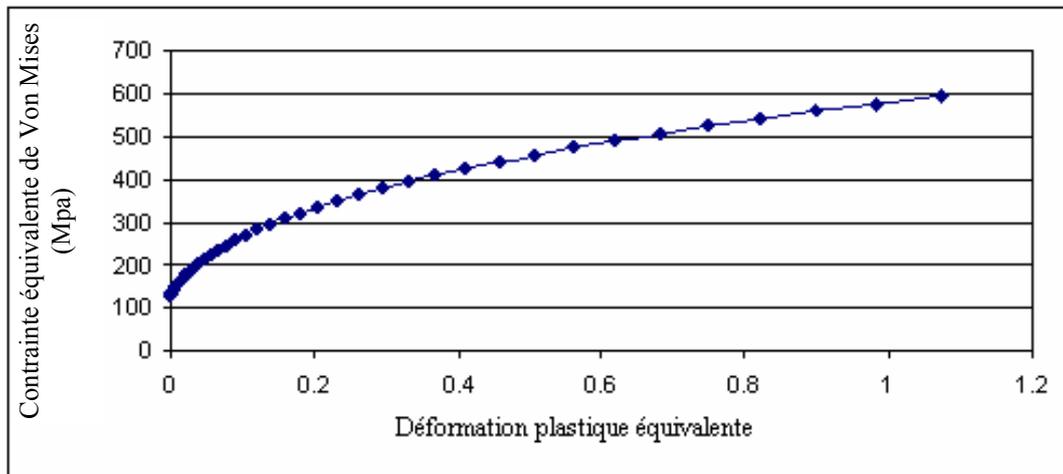


figure 2-48 : Courbe d'écrouissage de l'alliage d'aluminium étudié

Le modèle numérique utilisé précédemment a été retenu durant cette étude. La vitesse de rayage est fixée à 90mm/s. La profondeur de la rayure imposée est de 20µm.

#### - résultats

La figure 2-49 montre l'évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de l'angle d'attaque obtenu numériquement, expérimentalement et à partir du modèle de Tabor. Le coefficient de frottement interfacial est maintenu constant à 0.1. On remarque que pour des angles d'attaque inférieurs à 30° les valeurs numériques sont supérieures à celles données par

le modèle de Tabor et sont plus proches des résultats expérimentaux. La différence entre les résultats numériques et analytiques du modèle de Tabor est probablement due aux hypothèses simplificatrices.

Pour des angles supérieurs à  $30^\circ$  le mécanisme de coupe commence à apparaître. Ceci correspond à une déformation plastique sévère. Donc la composante d'adhésion peut être négligée devant la composante qui cause la déformation du matériau. Dans ce cas une meilleure corrélation est obtenue pour le modèle analytique. Cette bonne corrélation est essentiellement liée à la négligence de la composante adhésive. En revanche, les valeurs numériques s'éloignent des résultats expérimentaux. Cette différence est due essentiellement à la non prise en compte du phénomène d'endommagement qui est en l'occurrence dominant, surtout pour des angles d'attaque importants. Ainsi, dans ce cas, le modèle analytique est mieux corrélé à l'expérience.

Afin d'améliorer le modèle analytique surtout pour des angles d'attaque importants, on a introduit la composante d'endommagement. Cette étude fait l'objet du paragraphe suivant.

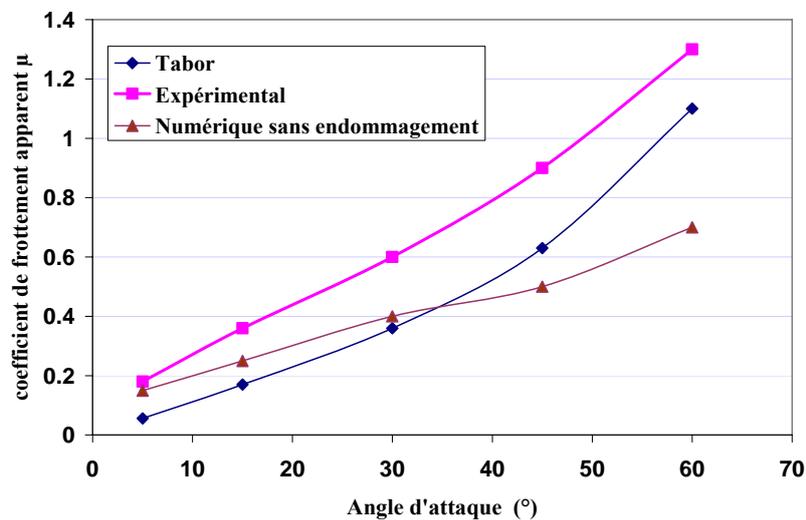


figure 2-49 : Variation du coefficient de frottement apparent avec l'angle d'attaque

### 3.2. Modèle élastoplastique avec endommagement

#### a. Description du modèle

La loi de comportement du matériau adoptée pour ce modèle est présentée sur la figure 2.50. Le matériau est initialement élastique linéaire, (a-b), puis on a une zone plastique avec écrouissage, (b-c) (même comportement et propriétés que le modèle précédent). Au delà de point c il y a une réduction remarquable de contrainte jusqu'à la rupture, (c-d). Le point c identifie l'état du matériau au début de l'endommagement. Il représente le critère d'initiation de l'endommagement. En ce point la déformation plastique équivalente est  $\bar{\epsilon}_0^p=0.2$ . Au delà de ce point, la courbe d'écrouissage, (c-d) est caractérisée par une dégradation de la rigidité dans les zones où il y a une déformation localisée. La dégradation de la rigidité associée à chaque mécanisme d'usure peut être modélisée en utilisant une variable d'endommagement  $D$  :

$$D=1-\exp\left(\int_0^{\bar{u}^{pl}} \frac{\bar{\sigma}_y \dot{\bar{u}}^{pl}}{G_f} \right) \quad (2.17)$$

Avec  $\bar{u}^{pl}$  l'incrément de déplacement plastique équivalent,  $\bar{\sigma}_y$  la contrainte équivalente de Von Mises et  $G_f$  l'énergie de la rupture.

Le modèle donné par l'équation (2.8) décrit l'évolution de l'endommagement  $D$  en fonction de l'énergie dissipée au cours du processus d'endommagement. En utilisant le concept de la rupture fragile, Hillerborg (A.Hillerborg 1976) a défini l'énergie nécessaire pour que la rupture se propage d'une unité d'aire ( $G_f$ ) comme une caractéristique du matériau. Dans notre étude  $G_f$  est pris égale 0.4 N/mm.

En utilisant l'approche inverse, on a pu établir une corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux pour un angle d'attaque de 60°, et déterminer l'énergie d'endommagement des alliages d'aluminium.

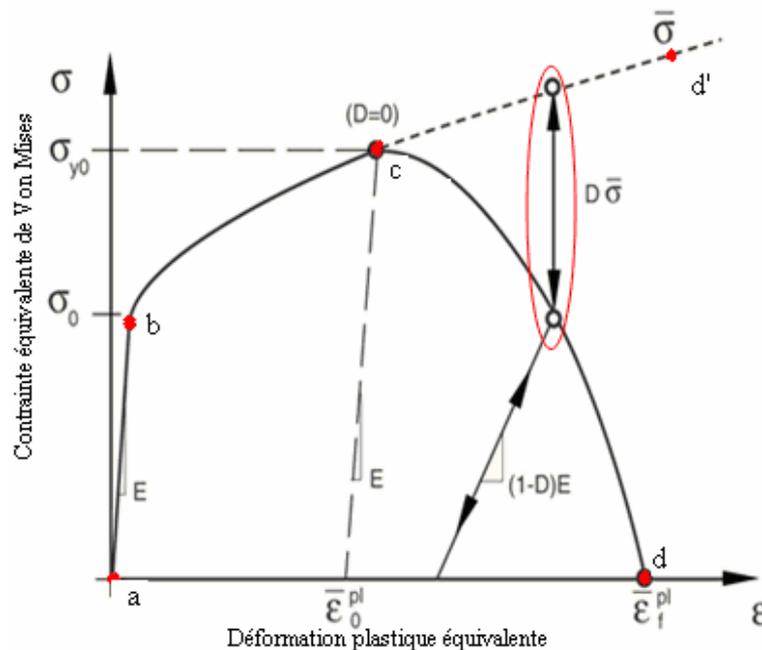


figure 2-50 Courbe d'érouissage avec dégradation progressive d'endommagement

Pour étudier en détail ce phénomène, différents angles d'attaque sont choisis : 5, 15, 30, 45 et 60 degrés. Un coefficient de frottement interfacial est maintenu constant égal à 0.1. Le même maillage et les mêmes conditions aux limites du modèle sans endommagement sont utilisés.

## b. Résultats

La figure 2.51 montre des rayures obtenues par observation microscopiques sur des essais expérimentaux (MEB), et numériquement. Les couleurs de la figure 2.51b représentent les iso valeurs de contrainte. On remarque que pour des faibles angles d'attaque il y a la formation de bourrelets frontaux et latéraux, et l'endommagement se localise sous l'indenteur ("entassement" de la matière). Ce résultat est en accord avec l'expérimentation.

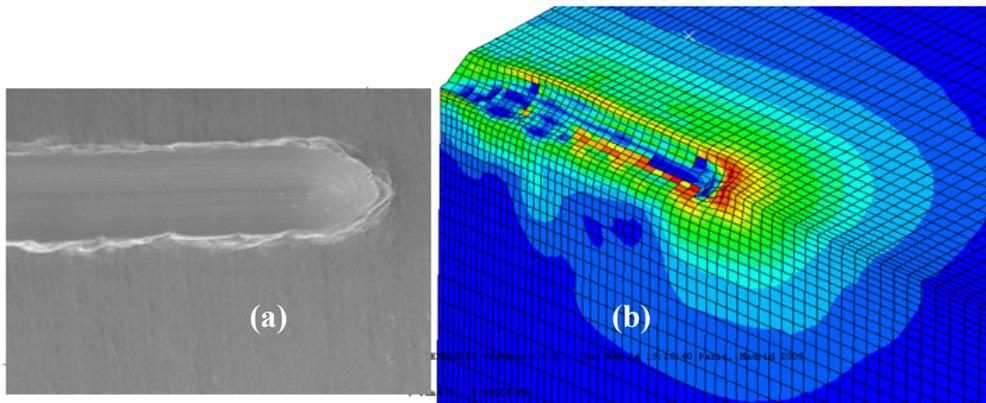


figure 2-51 : Trace de la rayure pour un angle d'attaque de 30° :a) expérimentation (observation au MEB), b) numérique

La figure 2.52 montre les résultats relatifs à un angle d'attaque de 60°. Elle montre un bon accord entre les résultats numériques et expérimentaux. La figure 2.52.b montre la distribution de l'endommagement le long de la trace de rayure. Les bourrelets frontaux et latéraux sont fortement endommagés, ce qui explique la présence de copeaux observés au MEB (Figure 2.52.a).

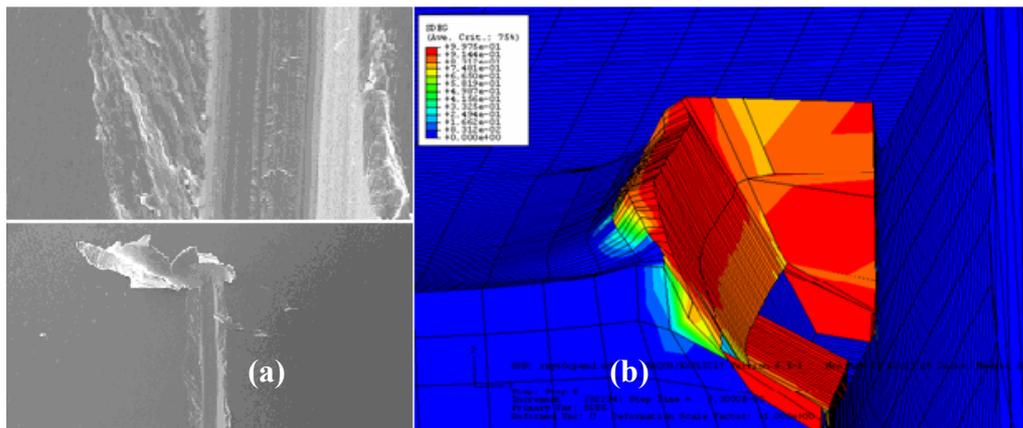


figure 2-52 : Trace de la rayure pour un angle d'attaque de 60° a) observations MEB, b) résultat numérique

La figure 2.53 montre la variation du coefficient de frottement apparent en fonction de l'angle d'attaque pour les deux modèles avec et sans endommagement. Ces résultats montrent que le coefficient de frottement augmente avec l'angle d'attaque pour les deux modèles. On remarque aussi que pour des faibles angles d'attaque une petite différence est obtenue entre les résultats des deux modèles. Pour des grands angles d'attaques cette différence devient plus importante.

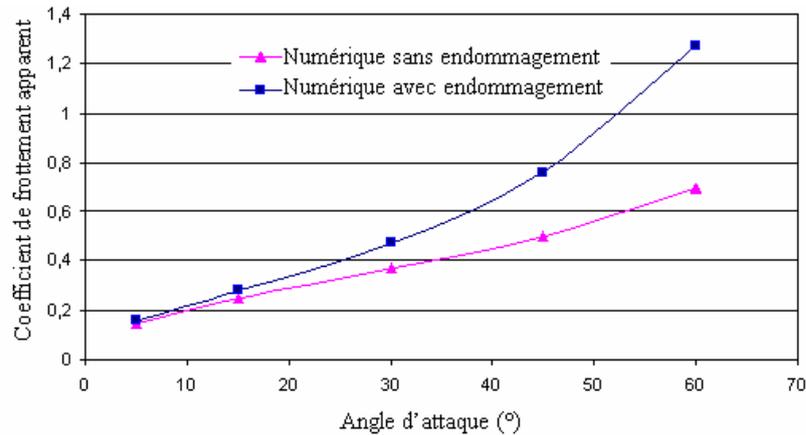


figure 2-53 : Variation du coefficient de frottement numérique apparent en fonction de l'angle d'attaque

### 3.3. Validation du modèle d'endommagement

Pour valider les modèles numériques, une comparaison des deux modèles numériques (avec et sans endommagement) avec le modèle de Tabor est présentée dans la figure 2-54. On remarque que dans chaque cas le coefficient de frottement augmente avec l'angle d'attaque. On remarque aussi que pour les angles d'attaques inférieurs à 30°, le modèle numérique (avec ou sans endommagement) est mieux corrélé avec la courbe expérimentale que le modèle de Tabor. En revanche, pour des angles d'attaque supérieurs à 60°, le modèle numérique avec endommagement est en meilleur accord avec les résultats expérimentaux que les deux autres modèles.

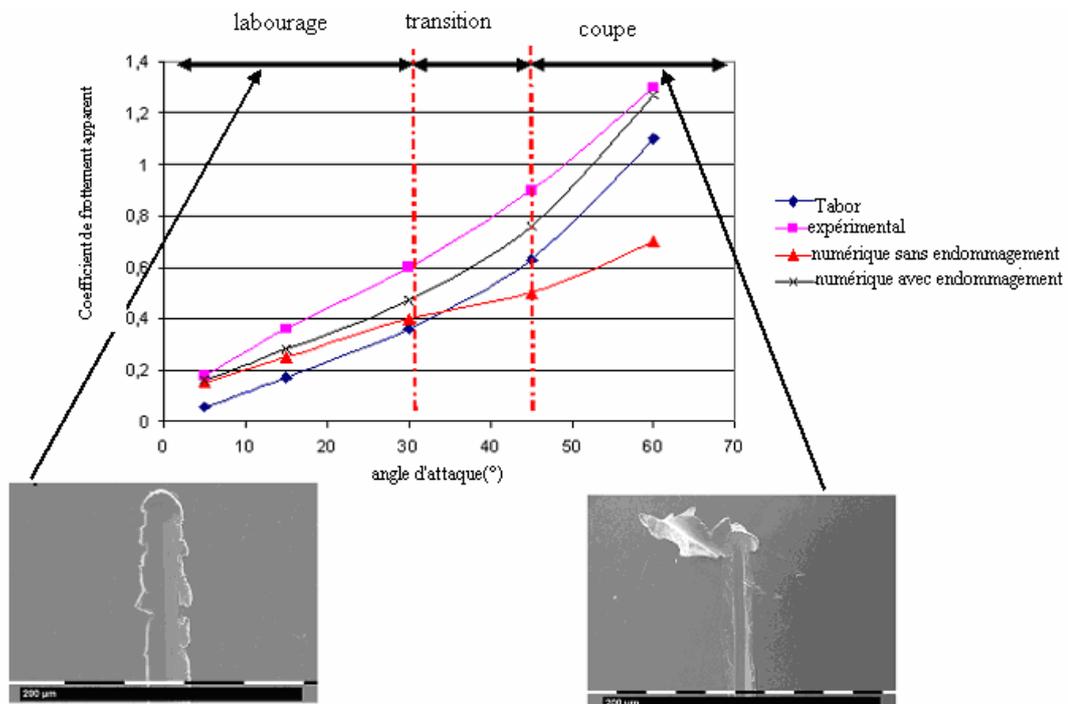


figure 2-54 : Corrélation entre coefficient de frottement et mécanisme d'usure pour différents angles d'attaque

Pour expliquer ces résultats, une corrélation entre les mécanismes d'usure et le coefficient de frottement est recherchée. Pour des angles d'attaque inférieurs à 30°, nous

avons un phénomène de labourage. Ainsi la composante adhésive n'est pas négligeable, ce qui remet en cause le modèle de Tabor. En revanche, l'introduction du coefficient de frottement ( $\mu_s=0.1$ ) dans le modèle numérique conduit à une meilleure corrélation avec les résultats expérimentaux.

Pour des angles d'attaque au dessus de  $60^\circ$ , le mécanisme de coupe est prédominant. Ce mécanisme correspond à une forte déformation plastique pour générer les copeaux. Ainsi la composante adhésive peut être négligée relativement à celle qui est nécessaire pour faire la déformation plastique et générer des copeaux. L'hypothèse du modèle analytique est donc justifiée et elle est mieux corrélée aux résultats expérimentaux que le modèle numérique sans endommagement, alors que le modèle numérique avec endommagement est mieux corrélé avec l'expérience que les autres modèles. Ce résultat est dû au fait que l'endommagement et l'adhésion sont pris en compte dans ce modèle, ce qui est confirmé par les observations MEB.

#### 4. Conclusions

Dans la première partie de ce chapitre, nous avons montré que le comportement au rayage des matériaux est fortement sensible aux propriétés mécaniques du matériau étudié. Ainsi les modèles analytiques développés ne permettent pas de prédire précisément le comportement au rayage du matériau. Pour déterminer le mécanisme d'usure dominant dans un essai de rayage, il faut connaître le module d'Young, le coefficient d'érouissage, la pente d'érouissage, le type d'érouissage, la géométrie de l'indenteur et le niveau de la déformation imposée.

Dans la deuxième partie du chapitre, nous avons montré l'intérêt du modèle numérique développé pour prédire l'endommagement et pour expliquer les résultats obtenus par l'expérience. L'examen par interférométrie optique et par MEB des rayures faites sur l'acier XC48 plus ou moins écroui au préalable, ainsi que l'évolution des contraintes de Von Mises calculées par simulation numérique par éléments finis, nous ont permis d'interpréter l'effet de l'érouissage sur le comportement au rayage de l'acier C48. On montre une très bonne adéquation entre la cartographie des zones les plus sollicitées mécaniquement et les sites d'enlèvement de matière, la simulation numérique permettant ainsi de définir des critères d'endommagement. Au regard de la morphologie des sillons, l'adéquation quantitative entre simulation numérique et expérience est satisfaisante tant que le matériau se déforme en régime de labourage ; au-delà, l'endommagement n'est pas pris en compte dans les calculs.

Dans la troisième partie, des simulations numériques et expérimentales de l'essai de rayage ont été réalisées afin de connaître l'effet de la géométrie des grains abrasifs sur l'endommagement de tôles d'aluminium par abrasion. Les études expérimentales sont utilisées afin de déterminer le coefficient de frottement et le mécanisme d'usure qui lui correspond. La variation de l'angle d'attaque montre qu'il y a transition du mécanisme d'usure de labourage, pour les faibles angles d'attaque, vers la coupe, pour les grands angles d'attaque. Une corrélation entre mécanisme d'usure et coefficient de frottement montre qu'une augmentation de l'angle d'attaque cause un accroissement du coefficient de frottement.

L'endommagement permet d'améliorer les résultats numériques et d'expliquer numériquement certains mécanismes d'usure. Ceci apparaît clairement dans les grands angles d'attaque où le mécanisme de coupe est prédominant. En tenant compte de l'endommagement dans notre modèle nous avons réussi à avoir des coefficients de frottement proches de ceux

que l'on observait expérimentalement, ce qui met en valeur l'importance de ce phénomène dans le mécanisme de coupe.

Plusieurs modèles d'endommagement existent. Il paraît donc intéressant de mener des études supplémentaires afin de comparer ces différentes lois. Une comparaison entre l'énergie d'endommagement  $G_f$  identifiée par d'autres procédés (essai de traction ou de flexion) est nécessaire afin de conclure que l'essai de rayage présente un outil d'identification des propriétés d'endommagement de matériaux.

Les matériaux non homogènes sont caractérisés par la présence de plusieurs phases, leur comportement à l'usure est différent des autres types de matériaux. Dans le chapitre suivant nous allons étudier l'usure de la fonte à graphite sphéroïdal. Ce matériau est caractérisé par la présence de sphéroïdes de graphite de diamètre 25 à 45  $\mu\text{m}$ . Une étude expérimentale à différentes conditions de contact sera réalisée. Pour mieux comprendre le comportement du graphite au cours de l'usure, une modélisation numérique sera réalisée. Cette étude va permettre de mettre en valeur l'implication de la phase graphite au cours de l'usure.

A.Hillerborg, M. Modeer, and P. E. Petersson (1976). "Analysis of Crack Formation and Crack Growth in Concrete by Means of Fracture Mechanics and Finite Elements." Cement and Concrete Research **6**: 773-782.

A.J. Black, E.M. Kopalinsky , P.L.B Oxley (1988). "Investigation of of the different regimes of deformation which can occur when a hard wedge slides over a soft surface: the influence of wedge angle, lubrication and prior plastic working of the surface." Wear **123**(1): 97-114.

A.J. Sedricks, T.O. Mulhearn (1964). "the effect of work hardening on the mechanics of cuttings and rubbing in simulated abrasive processes." Wear **7**: 451-459.

ABAQUS (2006). "Explicit dynamic analysis, section 6.3.3 of the ABAQUS V6.6 Analysis User's Manual."

ABAQUS user manual "Nonlinear solution methods in ABAQUS/Standard, section 6.2.1 of the ABAQUS V6.6 Theory Manual."

B. Taljat , G.M. Pharr (2004). "Development of pile-up during spherical indentation eof elastic-plastic solid." International Journal of Solids and Structures **41**: 3891-3904.

M.Ben Tkaya, H.Zahouani, S.Mezlini, P.Kapsa, M.Zidi, A.Dogui (2006). Effet de l'endommagement dans la simulation numérique de l'essai de rayure. 15èmes Journées Francophones de Tribologie (JFT2006).

J. L.Bucaille, (2001). Simulation Numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques, Ecole Nationale Supérieur des Mines de Paris.

J. L.Chaboche, (1991). "On some modificatons of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects." International journal of plasticity **7**: 661-678.

E.Felder and J.L.Bucaille (2006). "Mechanical analysis of the scratching of metals and polymers with conical indenters at moderate and large strains." Tribology International **39**: 70-87.

E.Felder, J.LBucaille (2005). "Mechanical analysis of the scratching of metals and polymers with conical indenters at moderate and large strains." Tribology International **39**(2): 70 -87.

G.Kermouche (2005). contribution à la modélisation théorique et numérique des essais d'indentation et de rayure, thèse matériaux, Ecole centrale de Lyon, 2005-42.

J. Lemaitre, J.-L. Chaboche (1996). Mécanique des matériaux solides, Dunod, 2<sup>ème</sup> édition.

J.L.Bucaille, E. Felder, G. Hochstetter (2001). "Mechanical analysis of the scratch test on elastic and perfectly plastic materials with the three-dimensional finite element modelling." Wear **249**: 422-432.

J.M Challen, P.L.B Oxley (1979). "An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models." wear **53**: 229-243.

K. L. Johnson, (1985). Contact mechanics, Cambridge University Press.

R.M. Cleveland, A.K. Ghosh (2002). "Inelastic effects on springback in metals." international journal of plasticity **18**: 769-785.

S. Mezlini, PH. Kapsa, C.Henon and J. Guiement (2004). "Abrasion of aluminium alloy: effect of subsurface hardness and scratch interaction simulation." Wear **257**: 892-900.

S. Benayoun, M. Mendas, L. Avrril (2004). "Comportement au rayage de différents acier." Tribologie et conception mécanique, JFT2004. Saint-Ouen, France.

H.Youssef, (2000). "Simulation numérique de l'endommagement dans les procédés de mise en forme", LASMIS.

## **Chapitre 3 - Etude numérique et expérimentale de l'usure par rayage de la fonte à graphite sphéroïdal**

---

*Ce chapitre s'intéresse à l'étude du comportement à l'usure de la fonte à graphite sphéroïdal. Dans un premier temps, des essais d'indentation expérimentaux sont réalisés afin de prédire le comportement du graphite. Les résultats obtenus sont ensuite confrontés à des essais de nano-indentation numériques. L'approche inverse est utilisée afin de déterminer la loi de comportement du graphite. Dans la deuxième partie de ce chapitre, des essais de rayage avec différents angles d'attaque permettent de suivre l'évolution du mécanisme d'usure pour différentes géométries de l'indenteur. Des essais de glissement répétitif permettent ensuite de mettre en valeur le rôle que joue le graphite pour minimiser l'usure de la fonte. Un modèle éléments finis 2D de l'essai de rayage et de glissement répétitif est développé. Ce modèle nous a permis de mettre en évidence le comportement du graphite au cours de l'usure. De plus, différentes hypothèses sur les caractéristiques de la phase graphite sont considérées. Enfin, une corrélation de la partie numérique avec la partie expérimentation est réalisée dans le but de comprendre le comportement de la fonte à l'usure.*

<b>Chapitre 3 -Etude numérique et expérimentale de l'usure par rayage de la fonte à graphite sphéroïdal .....</b>	<b>89</b>
1. Introduction .....	91
2. Propriétés mécaniques de la fonte à graphite sphéroïdal.....	92
2.1. Propriétés générales.....	92
2.2. Etude du comportement du graphite par l'essai de nano-indentation .....	93
3. Effet de la géométrie et des conditions de sollicitations sur l'usure de la fonte	100
3.1. Etude expérimentale de l'usure par essai de rayage de la fonte.....	100
3.2. Etude numérique du rayage de la fonte .....	111
3.3. Usure en présence d'un glissement cyclique.....	116
3.4. Conclusion.....	126

## 1. Introduction

Depuis 1948, date de son invention, la fonte à graphite sphéroïdal est de plus en plus utilisée grâce aux performances mécaniques et tribologiques que peut offrir ce matériau par rapport aux aciers. La fonte ductile est utilisée pour plusieurs applications structurales, particulièrement dans celles qui nécessitent une rigidité combinée avec une bonne usinabilité. Le second large domaine d'utilisation de la fonte ductile est l'industrie automobile à cause de sa faible densité par rapport à l'acier, sa bonne résistance à l'usure et son faible coefficient de frottement.

Notre objectif dans cette partie est de caractériser la résistance à l'usure de la fonte à graphite sphéroïdal. Cette étude va nous permettre de comprendre l'usure du graphite au cours de l'usinage (par exemple le toilage). On cherche aussi à quantifier l'usure de ce matériau ce qui va permettre de le comparer aux autres types de fontes. Pour cette raison, des études numériques et expérimentales sont menées dans ce chapitre.

Dans la première partie, des essais de nano-indentation sont réalisés. Ces essais ont permis de mesurer le module de Young de la phase graphite et de comparer les résultats avec ceux de la bibliographie. Les données obtenues vont être utilisés comme un des paramètres d'entrée pour la simulation numérique de l'usure de la fonte et pour étudier le comportement du graphite au cours de l'essai.

Des essais de rayage avec différentes géométries d'indenteur sont réalisés. Ces essais permettent de suivre l'évolution du frottement et de l'usure en fonction de la géométrie de l'indenteur et de la force appliquée.

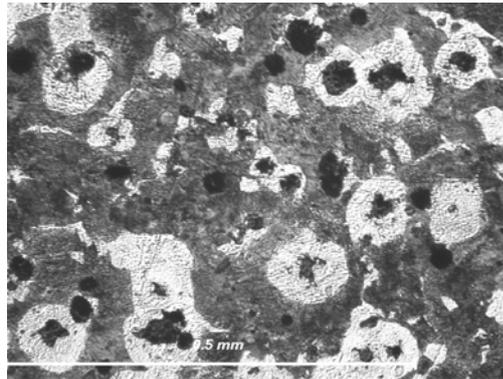
La fonte est utilisée particulièrement dans des conditions où l'on a besoin d'une bonne résistance à l'usure abrasive. Il est soumis également à des conditions d'usures où il y a une sollicitation cyclique (T.T. Matsuou 2004). Ainsi, des essais de glissement répétitifs sont réalisés pour suivre l'évolution de l'usure en fonction du nombre de passage. Ces essais permettent de mettre en valeur le rôle du graphite dans la diminution du coefficient de frottement apparent au cours de l'usure.

Pour mieux comprendre ce qui se passe dans un échantillon de fonte au cours d'une sollicitation cyclique, des simulations numériques utilisant le code d'éléments finis ABAQUS de l'essai de frottement sphère plan sont réalisés. La simulation numérique permet de mettre en évidence la concentration des contraintes perlitiques à cause de la présence du graphite. L'effet de la taille et de la densité des sphères est aussi abordé numériquement.

Pour la modélisation numérique, on a besoin des propriétés mécaniques du matériau étudié. La fonte à graphite sphéroïdal est un matériau hétérogène. A l'échelle macroscopique la réponse de ce matériau est obtenue par l'essai de traction d'une éprouvette normalisée. Ces résultats sont utilisés par la mécanique de structure. A cette échelle on ne peut étudier le comportement de différentes phases. La figure 3-1 représente la méso-échelle de la fonte à graphite sphéroïdal. Ce niveau donne la possibilité de caractériser la fonte à graphite par une matrice constituée de trois constituants : ferrite (blanche), perlite (gris) en plus du graphite sphéroïdal (noir). La prédiction des propriétés mécaniques des matériaux multi-phases nécessite un outil de modélisation sophistiqué. Les modèles micromécaniques sont utilisés pour comprendre les mécanismes locaux qui gouvernent la déformation macroscopique

élastique et plastique des solides hétérogènes. Elle donne la réponse globale à travers les propriétés connues des constituants individuels et leurs interactions.

Des anciennes études par essai de traction à l'échelle microscopique montrent que l'endommagement ductile se produit par des cavitations plastiques et une instabilité de la matrice ductile entourant les sphéroïdes. Ces derniers agissent comme de larges cavités. La rupture finale peut se produire par l'accroissement de micro-lacunes et des cavitations qui entourent les inclusions dans la phase ferritique (Collini 2004).



**figure 3-1: Mésoéchelle d'un échantillon de fonte : phases et sphéroïdes du graphite (observation en microscope optique après attaque chimique)**

Fukulasu et al. (N.K.Fukumasu 2005) ont utilisé la méthode des éléments finis pour étudier l'usure de la fonte à graphite compact. Le maillage de modèle est créé à partir d'une micrographie qui donne la structure de l'échantillon à l'échelle microscopique. Le modèle développé tient compte des propriétés et de la morphologie réelle des différentes phases. Le même principe sera utilisé dans cette étude.

## **2. Propriétés mécaniques de la fonte à graphite sphéroïdal**

### **2.1. Propriétés générales**

Les propriétés mécaniques de la fonte sont contrôlées principalement par la géométrie des particules de graphite en combinaison avec les constituants de la matrice. La raison principale des différences de propriété observées est la variété de forme et la forte anisotropie de la phase graphite. Dans les fontes à graphite sphéroïdale, le graphite se présente sous forme compacte de géométrie voisine de la sphère. La différence dans les diverses nuances prévues dans la norme NF EN 1563 d'octobre 1997 réside dans la nature de la matrice métallique qui entoure le graphite et qui varie en fonction de la composition, de la vitesse de refroidissement et, éventuellement, des traitements thermiques.

Pour une composition chimique courante et en absence d'éléments d'alliage, la structure obtenue à l'état brut de coulée est constituée de ferrite et de perlite. La ferrite, constituant doux, se présente sous forme d'auréoles entourant les sphères de graphite. Le reste de la matrice étant constitué de perlite lamellaire dont les caractéristiques mécaniques et la dureté dépendent avant tout de la finesse des lamelles de la perlite. Ces structures ferrito-perlitiques peuvent ensuite être modifiées pour que l'on puisse obtenir soit une nuance ferritique à ductilité élevée par recuit de ferritisation, soit une nuance perlitique à résistance mécanique élevée par traitement de normalisation (JAULT 2007).

Pour caractériser la fonte à graphite sphéroïdal, la norme NF EN 1653 précise que les éprouvettes utilisées pour les essais mécaniques sont usinées dans des blocs d'échantillons coulés à part. La fonte de qualité ferrito-perlitique est un compromis entre les qualités précédentes et possède des propriétés mécaniques voisines de celles de l'acier 280-480M. Pour des valeurs de résistance à la traction équivalentes, la limite d'élasticité de cet acier (280 MPa) est inférieure à celle de la fonte à graphite sphéroïdal. Le module d'élasticité de la fonte se situe entre 160 GPa et 180 GPa et varie en sens inverse de la proportion du graphite en volume. Il n'est que peu affecté par la nature de la matrice ou l'épaisseur des moulages.

L'étude de fatigue de la fonte, montre que la forme du graphite détermine la tendance à la fissuration. Les lamelles ont un effet d'entaille plus important que les sphéroïdes et les fissures s'amorcent toujours dans la matrice métallique, aux extrémités des lamelles de graphite ou à la périphérie des sphéroïdes de graphite. Cependant, on constate toujours une déformation plastique qui raffermi la matrice et augmente la résistance à la fatigue ((M.Th.) 1975).

## 2.2. Etude du comportement du graphite par l'essai de nano-indentation

Afin d'identifier le comportement du graphite, différents modèles numériques de l'essai d'indentation sont développés. Les résultats de chaque modèle seront comparés avec les résultats expérimentaux. Enfin, on va choisir les hypothèses qui donnent les résultats les plus proches de l'expérimentation.

### a. Etude expérimental

Le nano-indenteur utilisé au sein du LTDS permet de faire des essais à l'échelle du nanomètre (figure 3-2). Pour cela il est important qu'il soit bien isolé de l'extérieur de façon à éviter toutes perturbations dues aux bruits ou aux variations de température. Par conséquent l'appareil repose sur une table à coussin d'air et l'ensemble est enfermé dans une boîte acoustique. Pour limiter encore plus les perturbations, le nano-indenteur est entièrement programmable.

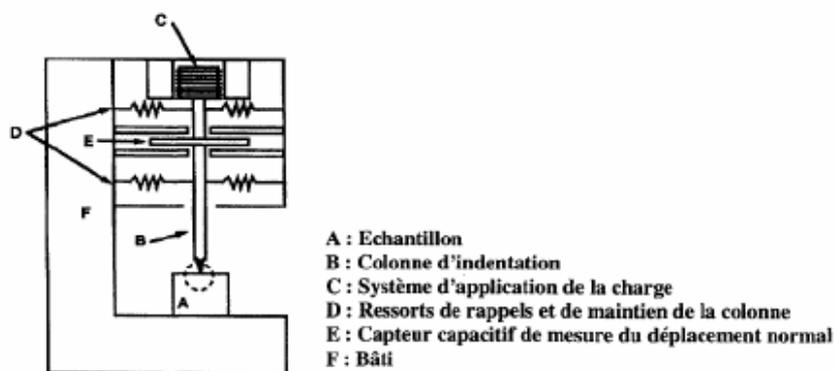


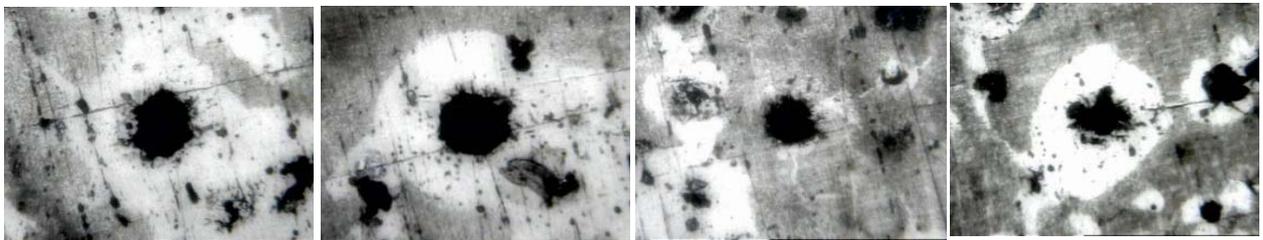
figure 3-2 : schéma de principe du nanoindenteur utilisé.

Le principe réside dans l'application d'une charge réalisée par l'intermédiaire d'une bobine insérée dans un aimant (C). Une force correspondant à la charge appliquée est générée dans l'axe de la colonne (B) assurant ainsi son déplacement. Cette force est contrôlée par l'intensité du courant qui circule dans la bobine. Des ressorts de rappel et de maintien (D)

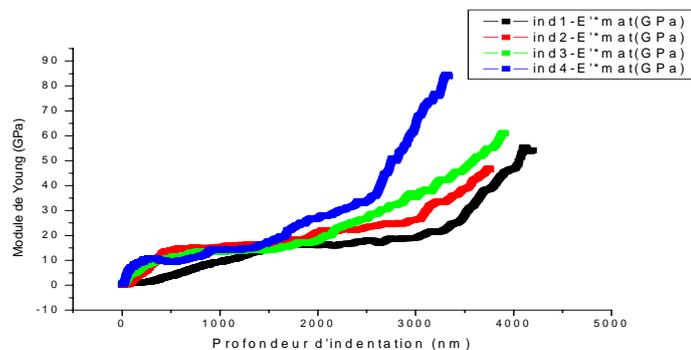
permettent d'assurer le guidage de la colonne perpendiculairement à la surface de l'échantillon (A). Le déplacement est mesuré par la variation des capacités (E). L'ensemble est monté sur un bâti (F) qui possède une rigidité très élevée, afin de se rapprocher d'une expérience idéale (c'est-à-dire avec colonne infiniment rigide). L'appareil enregistre une courbe charge-décharge représentant la force appliquée en fonction du déplacement ce qui permet de déduire les caractéristiques recherchées.

La fonte à graphite sphéroïdal est composée de trois phases : ferrite, perlite et graphite. Dans cette partie on s'intéresse à l'indentification du comportement du graphite. Pour les deux autres phases on trouve leurs propriétés dans la littérature (Collini 2004; Jault 2007). L'essai de nano-indentation (Bertrand-Lambotte 2001) permet de mesurer le module de Young et la dureté de cette phase. La méthode dynamique développée par Loubet et al (J.L. Loubet ) et Pethica et al (J.B. Pethica 1989) permet de suivre l'évolution de module de Young en fonction de la profondeur de pénétration. Le principe de la méthode dynamique repose sur la superposition d'un mouvement continu et d'un mouvement oscillant à fréquence fixe  $f$  et de faible amplitude (1nm). Au cours de la charge et de la décharge, il y a une succession de petites charges et de petites décharges : le matériau est déformé élastiquement puis plastiquement, puis de nouveau élastiquement... Chaque cycle de charge et décharge permet de calculer le module de Young en plusieurs points.

Les essais de nano-indentation sont réalisés avec un indenteur Berkovich avec une charge maximale de 200 mN (figure 3-3). Sept essais sont réalisés sur différents nodules de graphites. La figure 3-4 montre l'évolution du module de Young mesuré pour 4 essais. On remarque que la valeur du module de Young se stabilise à 15 GPa avant d'augmenter. Cette augmentation du module de Young est due à l'effet de bord et à l'influence de la ferrite qui entoure le graphite.

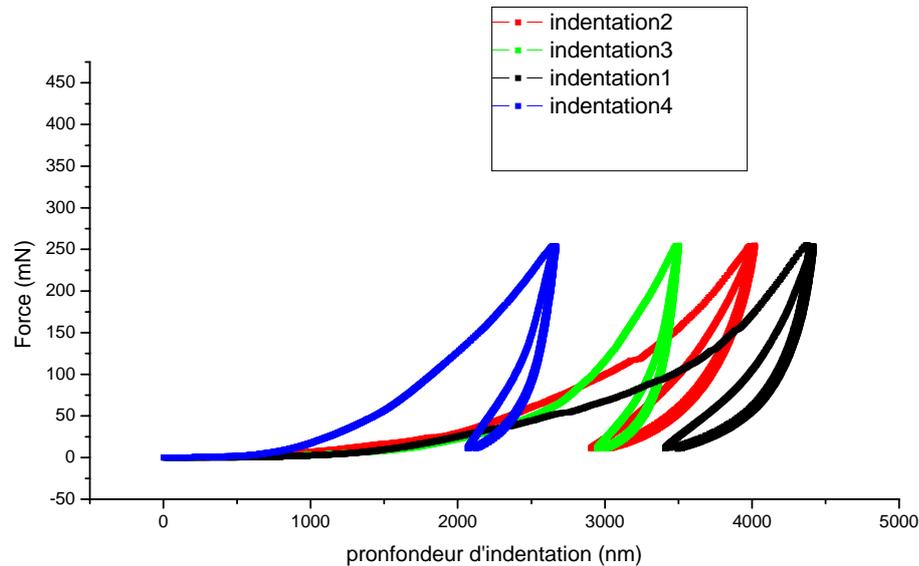


**figure 3-3 : image des zones indentées : a) indentation 1 ; b) indentation 2 ; c) indentation 3 ; d) indentation 4**



**figure 3-4 : Evolution du module de Young en fonction de la profondeur d'indentation**

La figure 3-5 montre l'évolution de la courbe charge-décharge pour les quatre tests précédents. Pour les trois premiers tests on remarque la présence d'une zone où les trois essais sont confondus. A un moment on remarque une augmentation dans la rigidité qui se manifeste par une augmentation de la pente de chargement de la courbe « indentation3 » par rapport aux autres courbes. Cette augmentation est due à l'effet de bord et à l'effet des autres phases. Cet effet apparaît clairement dans le quatrième test où la taille de graphite est trop petite par rapport à la taille du contact indenteur/surface.



**figure 3-5 : Courbe charge-décharge pour un essai de nano indentation sur le graphite**

Le comportement du graphite reste encore imprécis. N.K. Fukumasu et al (N.K.Fukumasu 2005) ont supposé que le graphite a un comportement élastoplastique de module de Young  $E=23$  GPa, de limite élastique  $\sigma_y=125$  MPa et de coefficient d'écroutissage  $n=0.15$ . Collini (Collini 2004) a supposé que le graphite a un comportement isotrope parfaitement élastique de module de Young symétrique ( le même en compression et en traction). Un modèle éléments finis de l'essai de nano-indentation est développé. Les résultats obtenus dans la littérature sont comparés avec les résultats expérimentaux. A la suite une étude numérique supplémentaire est réalisée pour déterminer la loi de comportement la plus adaptée pour la modélisation numérique du comportement du graphite.

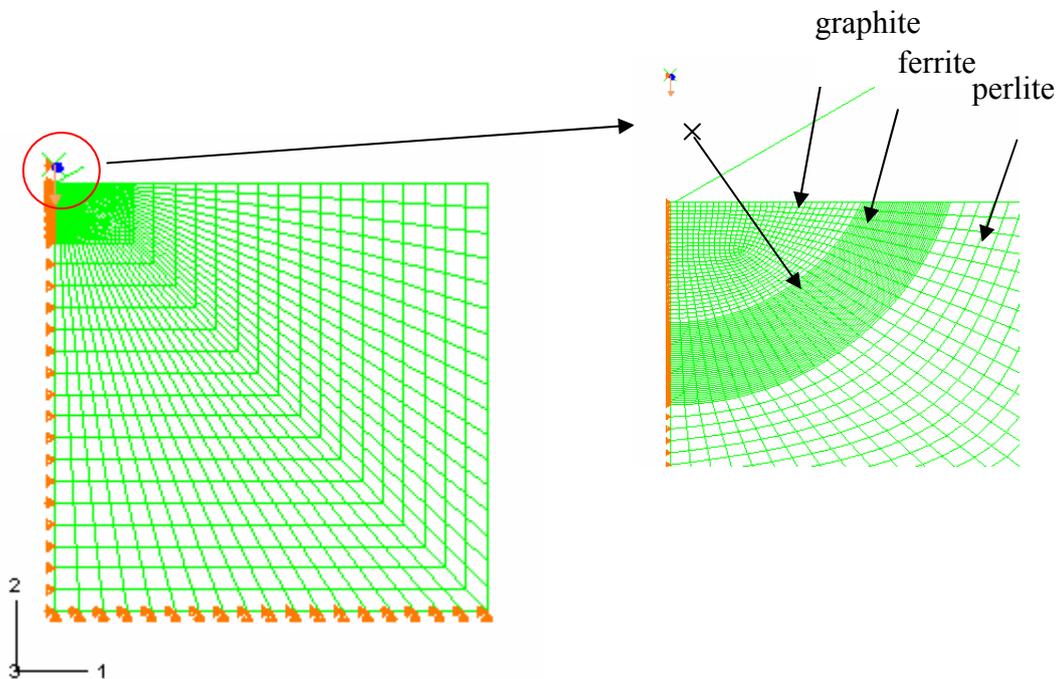
### **b. Modélisation numérique de l'indentation du graphite et identification de son comportement**

Le but de cette étude est de choisir une loi de comportement du graphite pour la modélisation numérique de l'essai de rayage de la fonte à graphite sphéroïdal. Pour cette raison une approche combinée de la méthode des éléments finis et de la nano-indentation expérimentale est mise en œuvre. Le comportement mécanique et l'effet de la plasticité du graphite sur la courbe charge-décharge de nano-indentation sont analysés par la méthode des éléments finis. Les propriétés adéquates sont déterminées par ajustement de la courbe numérique avec la courbe expérimentale.

### ***Description du modèle numérique***

La simulation de l'indentation est réalisée par un modèle axisymétrique implanté dans le code éléments finis ABAQUS. Un modèle de révolution est utilisé pour éviter la complexité de l'origine 3D du problème d'indentation par un indenteur pyramidal. Ce dernier est approché par un cône axisymétrique équivalent de demi angle au sommet  $70.3^\circ$  et qui donne la même aire de contact, pour le même enfoncement, d'un indenteur Berkovich (H. Pelletier 2000). Le rayon de courbure de la pointe de l'indenteur est pris égal à  $5\mu\text{m}$ . Lichinchi et al (M. Lichinchi 1998) ont montré qu'il n'y a pas de différence remarquable entre la simulation numérique avec un cône équivalent et celle obtenue par un modèle pyramidal 3D (Berkovich).

La figure 3-6 représente le modèle numérique utilisé pour l'essai de nanoindentation. Les nœuds le long de l'axe de révolution se déplacent seulement suivant la direction verticale (axe 2). Les éléments de la base sont encastrés.



**figure 3-6 : modèle éléments finis de l'essai d'indentation d'une nodule de graphite entourée par de la ferrite dans une matrice de perlite et conditions aux limites**

Le maillage sous l'indenteur est bien raffiné ce qui permet de décrire le gradient de déformation et de contrainte avec une précision suffisante. L'indenteur est supposé rigide et le contact indenteur matériau sans frottement. Bolshakov et al (A. Bolshakov 1998) ont montré que l'effet de frottement est négligeable sur les résultats de nanoindentation.

Le graphite est représenté par une calotte sphérique, de diamètre  $30\mu\text{m}$  et de profondeur  $25\mu\text{m}$ , entouré par une calotte sphérique de ferrite. L'ensemble se trouve dans une matrice perlitique. Le tableau 1 présente les propriétés mécaniques de la ferrite et de la perlite utilisées pour la simulation numérique. La détermination des propriétés mécaniques du graphite fait l'objet de cette étude.

	Module Young (GPa)	de Coefficient de Poisson	Limite d'élasticité (MPa)
Ferrite	209	0.3	427
Perlite	209	0.3	552

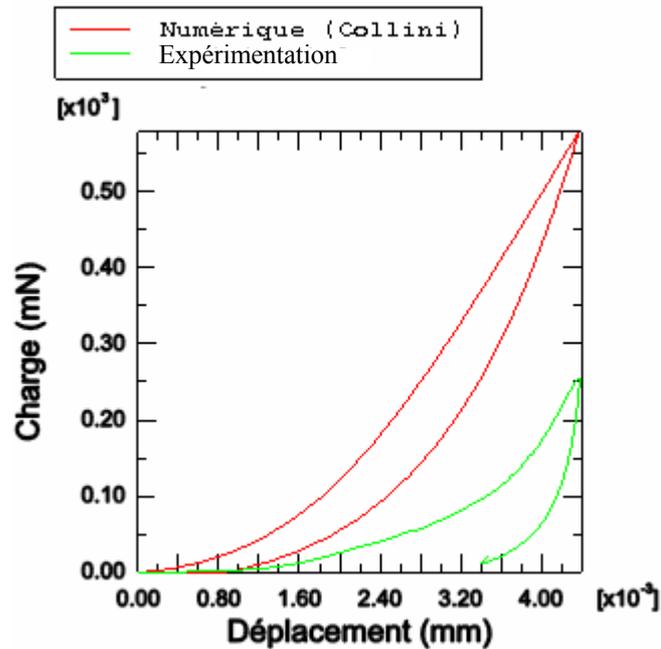
**Tableau 3 : propriétés mécaniques utilisés pour la simulation (Collini 2004)**

Deux modèles du comportement du matériau seront testés. Le premier considère que le graphite est élastique isotrope. Le module d'Young optimal, qui donne l'erreur minimale entre la modélisation et l'expérimentale, sera identifié par approche inverse. Dans le deuxième modèle, le graphite est supposé élastoplastique. Le modèle qui donne la solution la plus proche du résultat expérimental sera utilisé pour la suite de ce travail.

L'essai d'indentation n°1 est utilisé pour l'identification du comportement du graphite. On a choisis la courbe d'indentation réalisée sur le sphéroïde de graphite qui a le plus grand taille. Des mesures préalables de la taille du graphite sont réalisées avant essais. La surface superficielle du graphite indenté est un disque de rayon 15  $\mu\text{m}$ . Des observations par MEB montrent que les sphéroïdes de graphite ont un rayon qui varie entre 15 et 20  $\mu\text{m}$ . Dans cette étude nous avons supposé que la zone indentée est une calotte sphérique de rayon 20  $\mu\text{m}$  et que la surface indentée de calotte est un disque de rayon 15  $\mu\text{m}$ .

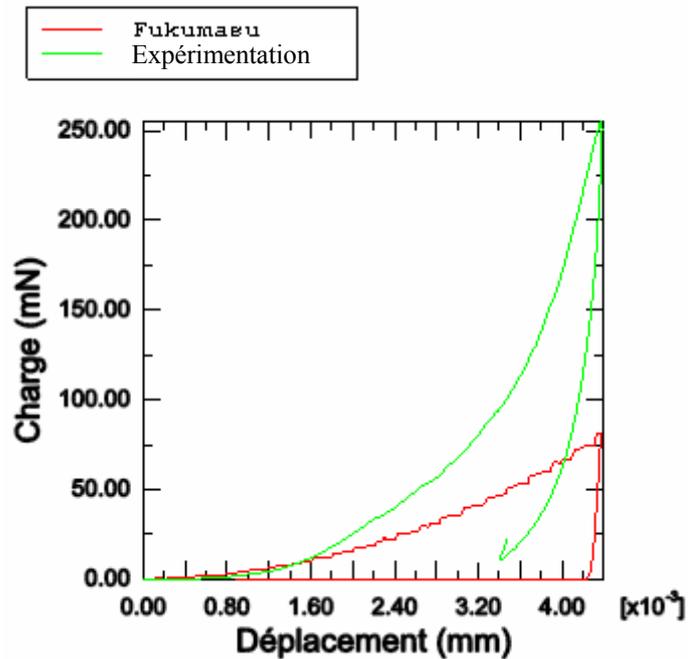
### ***Résultats***

Au début nous avons supposé que le graphite est élastique isotrope de module de Young  $E=15\text{GPa}$ . Ce sont les mêmes hypothèses prises par Collini (Collini 2004). La figure 3-7 montre les courbes charge-décharge numériques et expérimentales. On note une grande différence entre les résultats numériques et expérimentaux, ce qui montre que cette loi de comportement n'est pas valable pour ce graphite.



**figure 3-7 : courbe charge décharge : résultat expérimental et résultat numérique : propriétés données par Collini (Collini 2004)**

La figure 3-8 montre une comparaison entre la courbe charge décharge expérimentale et la courbe numérique obtenue en utilisant les propriétés élastoplastique données par Fukumasu (N.K.Fukumasu 2005) : le module de Young  $E= 23\pm 3$  GPa,  $\sigma_y= 125\pm 30$  GPa et  $n=0.155$  . Pour des faibles pénétrations les résultats numériques et expérimentaux sont très proches. En augmentant la profondeur de pénétration, on note une grande différence entre les résultats numériques et expérimentaux.

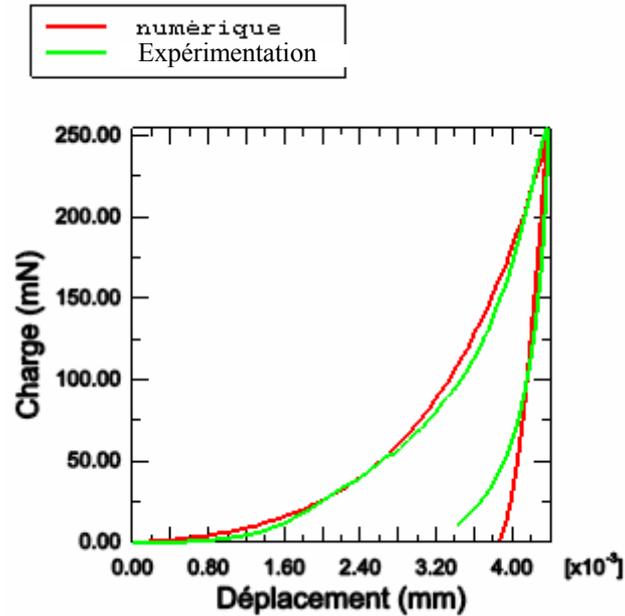


**figure 3-8 : courbe charge décharge : résultat expérimental et résultat numérique : propriétés données par Fukumasu (N.K.Fukumasu 2005)**

L'étude précédente a montré que la loi de comportement élastoplastique est plus adaptée pour modéliser le comportement du graphite. Pour la suite, on va retenir ce type de comportement. Nous avons utilisé une démarche d'identification intégrant une approche inverse basée sur les résultats d'essai d'indentation expérimental.

En utilisant l'hypothèse d'un matériau élastoplastique avec écrouissage linéaire, la pente d'écrouissage  $k$  et la limite élastique  $\sigma_0$  sont modifiées pour avoir une courbe charge-décharge numérique très proche de la courbe expérimentale. Le module de Young  $E$  est pris égal à 15 GPa. Ceci est la valeur identifiée expérimentalement.

Après trente essais nous avons trouvé une limite élastique de l'ordre de 50 MPa et une pente d'écrouissage de l'ordre de 1600 MPa. La figure 3-9 montre la courbe charge décharge des propriétés identifiées. On remarque une bonne corrélation numérique expérimentale dans la courbe charge. Au début de la décharge l'erreur entre le numérique et l'expérimental est faible. A la fin de la décharge l'erreur augmente. Ceci montre une limitation du comportement utilisé qui peut être du à l'hétérogénéité du matériau et l'utilisation d'un indenteur Berkovich dans l'étude expérimentale.



**figure 3-9 : courbe charge décharge : résultats expérimentaux et numériques après identification**

Les propriétés du graphite déterminées dans cette étude sont en meilleur accord avec les résultats expérimentaux que les propriétés présentées dans la littérature. Une étude plus approfondie est cependant nécessaire pour avoir des résultats encore plus précis. Pour ce faire on a besoin de connaître la géométrie du graphite et des phases qui l'entourent avant indentation. Les résultats obtenus sont satisfaisants pour la simulation numérique du rayage de la fonte à graphite sphéroïdal

### **3. Effet de la géométrie et des conditions de sollicitations sur l'usure de la fonte**

La résistance à l'usure de la fonte a été étudiée expérimentalement par l'essai de rayage. Des indenteurs coniques à différents angles d'attaque sont utilisés. Dans une deuxième approche, les échantillons de la fonte sont soumis à des essais de rayage cycliques. Ces différents tests permettent d'étudier la variation de mécanisme d'usure de la fonte en fonction de la géométrie et du type de sollicitation. L'étude numérique permet de suivre le comportement de la fonte au cours de l'usure et d'expliquer certains résultats.

#### **3.1. Etude expérimentale de l'usure par essai de rayage de la fonte**

##### **a. Conditions d'essai**

Le principe de l'essai consiste à réaliser des rayures en gardant un effort normal et une vitesse de déplacement constants.

Ces essais sont réalisés avec une configuration de contact du type cône / plan. Les conditions sont les suivantes :

- 3 cônes en diamant d'angle au sommet : 160°, 120° et 90°,
- plan : échantillon à tester,

- force normale entre 2N et 25 N,
- la vitesse de rayage est maintenue constante à 100 $\mu$ m/s,
- la longueur de la trace est fixée à 5mm.

Les échantillons testés durant ces essais sont préalablement polis avec un papier P4000 afin de minimiser l'influence des rugosités.

A la suite de cette étude et afin de simuler l'usure de la fonte et le comportement de graphite au cours de l'usure, 3 angles d'attaques sont utilisés. Des observations MEB ont été réalisées pour mettre en évidence les différents mécanismes d'usure.

## **b. Résultats**

### ***Mécanisme d'usure***

La figure 3-10 montre la morphologie de la trace d'usure pour les différentes conditions de sollicitations. Les cas où il y a une apparition ou changement du mécanisme d'usure sont présentés.

Pour une force normale de 2N et des angles aux sommets de 160° et 120°, les traces sont régulières. La matière, qui forme le bourrelet frontal, est poussée latéralement et forme des bourrelets latéraux au cours de déplacement de l'indenteur. On note aussi que la matière qui entoure les sphéroïdes de graphite se déforme plastiquement et forme des petites languettes qui cachent les sphéroïdes de graphites. Dans ces zones on remarque que la trace devient plus large. Dans le cas de l'angle 120 degrés, on remarque le graphite est extrudée à l'extérieur de sphéroïdes. La matière, qui entoure le graphite, se déforme plastiquement et remplit les cavités vides.

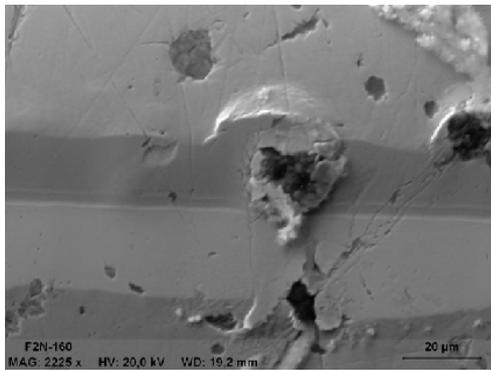
Pour une charge de 2N et un angle au sommet de 90 degrés, on observe des bourrelets latéraux et frontaux avec des formations de languettes ; les phénomènes de coupe sont absents. Les bourrelets frontaux sont observés à l'extrémité de la trace. Ils apparaissent adhérents à la surface. En regardant un agrandissement de la fin de la trace on remarque une déformation plastique sous forme de multicouches en avant de l'indenteur. La totalité de la matière est déplacée soit en avant 'bourrelets frontaux' soit sur les cotés de la trace 'bourrelets latéraux et languettes. Ce mécanisme est considéré par Kato (H. Kitsunai 1990) comme étant une étape transitoire pour le passage du labourage à la coupe. Au fond de la trace de rayage la matière qui entoure les sphéroïdes de graphite est fortement déformée. Ainsi on observe des micro-copeaux et un écaillage de la matière dans ces régions.

Dans le cas d'un angle au sommet de 160 degrés et pour une charge de 5N, le mécanisme de labourage persiste, alors que pour un angle au sommet de 120 degrés on observe bien les phénomènes de labourage avec formation des bourrelets et des languettes sur les cotés et en avant de l'indenteur. On observe aussi la présence de quelque débris sur les cotés de la trace d'usure. Pour un angle au sommet de 90 degrés on observe un mécanisme d'usure sévère avec formation de copeaux frontaux et latéraux. L'écaillage de la matière devient de plus en plus remarquable à autour des sphéroïdes de graphite, avec un enlèvement de fragments de matériaux d'une taille de l'ordre de grandeur de 50  $\mu$ m.

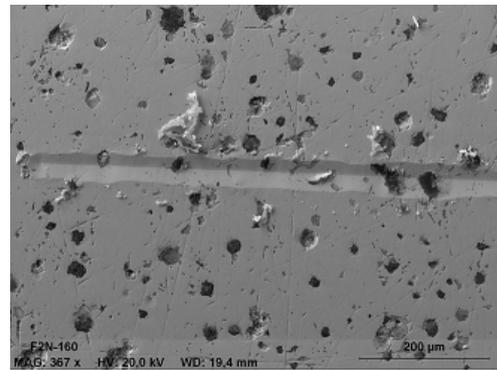
Pour une force de 10 N et un angle au sommet de 160°, il n'y a pas de changement de mécanisme d'usure. Pour l'angle de 120 degrés, des languettes, de tailles plus grandes, sont

formées avec la présence de micro-copeaux au fond du sillon. Ce mécanisme apparaît plus clairement pour l'angle de 90°. De plus, le mécanisme de coupe en avant et à coté de la matière devient plus sévère.

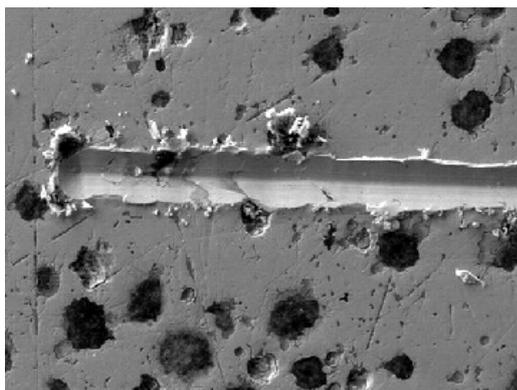
Pour une charge normale supérieure à 15N, le mécanisme de coupe est dominant pour les trois angles. Ce mécanisme se manifeste pour l'angle de 160° par la présence des languettes à coté de la trace et de petits copeaux à l'extrémité de l'indenteur. Au cours du rayage ces copeaux se transforment en débris. Pour les grands angles d'attaque la taille des copeaux est plus grande. De plus on remarque la présence de copeaux au fond du sillon qui est dues à l'enlèvement de la matière qui entoure le graphite. Par contre la trace est plus lisse dans le cas des faibles angles d'attaque. En augmentant la force normale le mécanisme de coupe prédomine. Pour les petits angles d'attaque on a enlèvement de matière sous forme des débris et sous formes de petites languettes. La trace d'usure est plus lisse par rapport à celle réalisée par un indenteur plus aigu. Ce dernier enlève plus de matière sous forme des copeaux et de débris. Il endommage aussi le fond du sillon et cause un arrachement de matière.



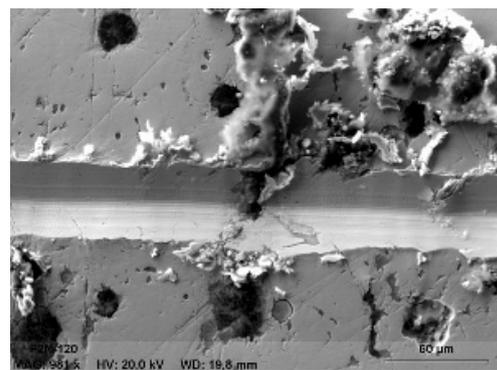
2N-160° : labourage



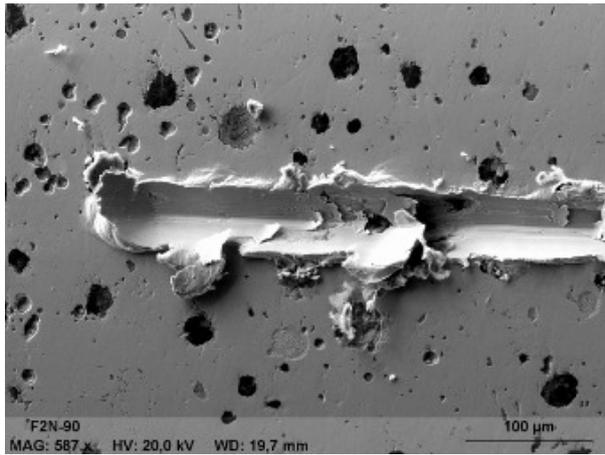
2N-160° : labourage



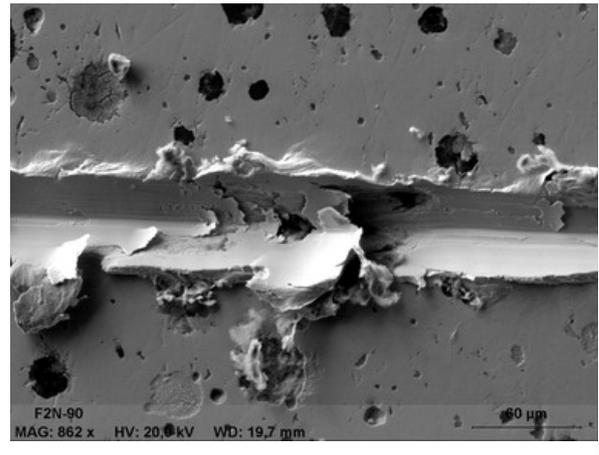
2N-120° : labourage



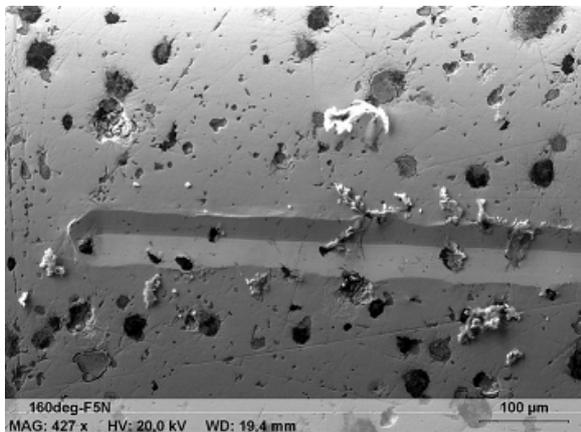
2N-120° : labourage



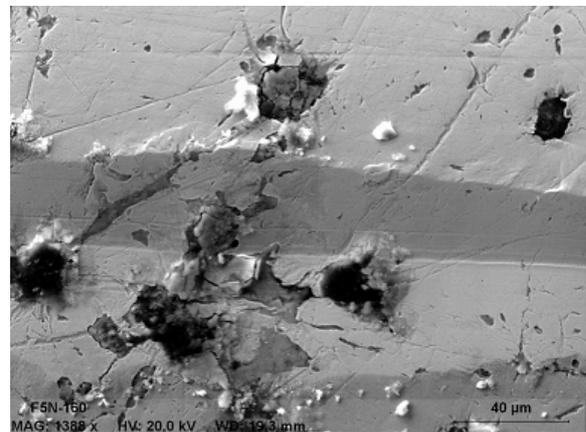
2N- 90° : micro coupeau



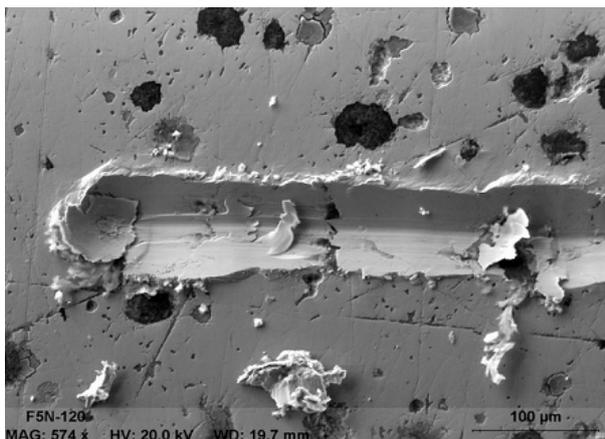
2N- 90° : micro coupeau



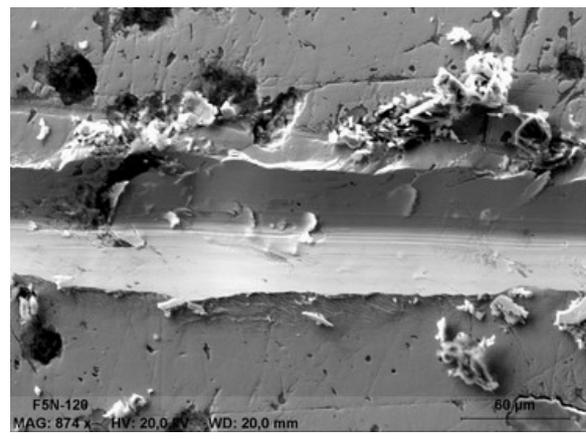
5N-160° : labourage



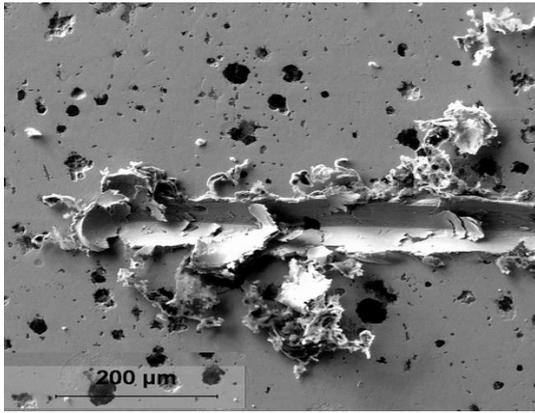
5N-160° : labourage



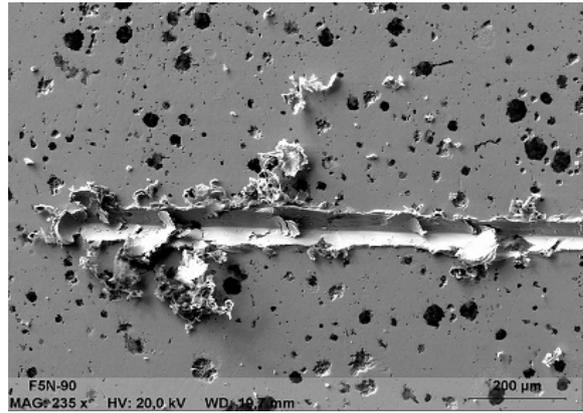
5N-120° : micro coupe (transition)



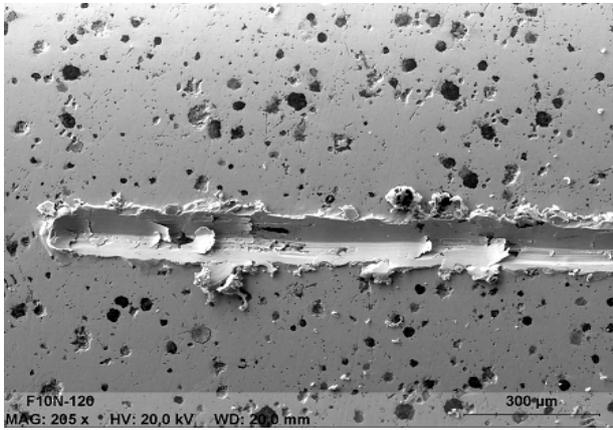
5N-120° : micro coupe (transition)



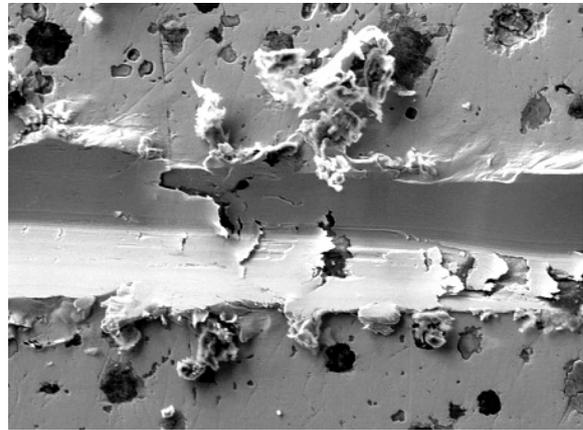
F5N-90° : coupe



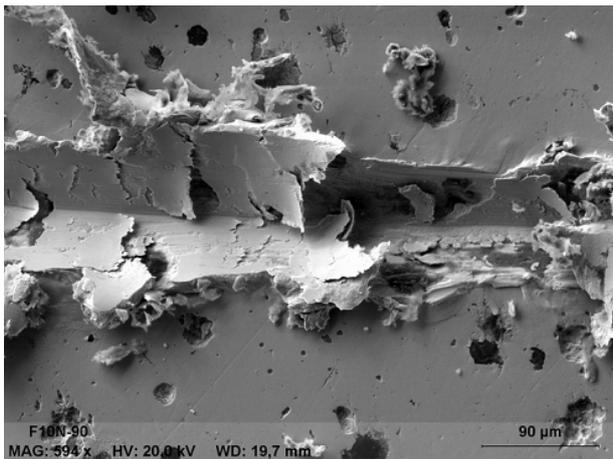
F5N-90° : coupe



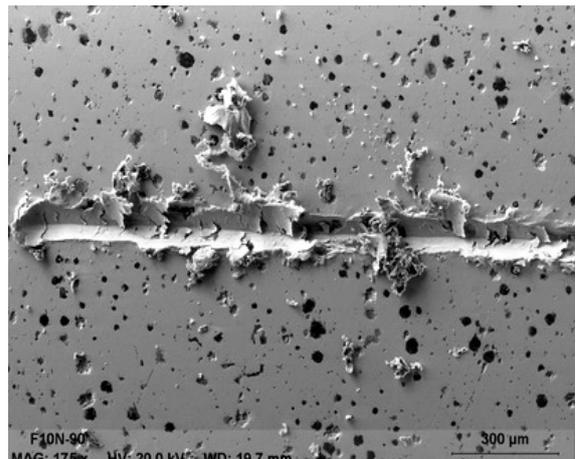
10N-120° : micro coupe



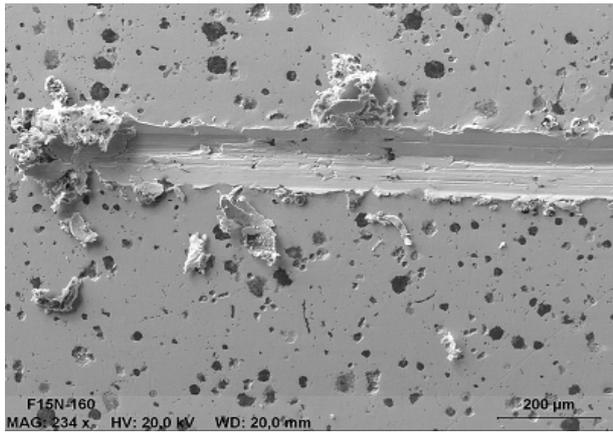
10N-120° : micro coupe



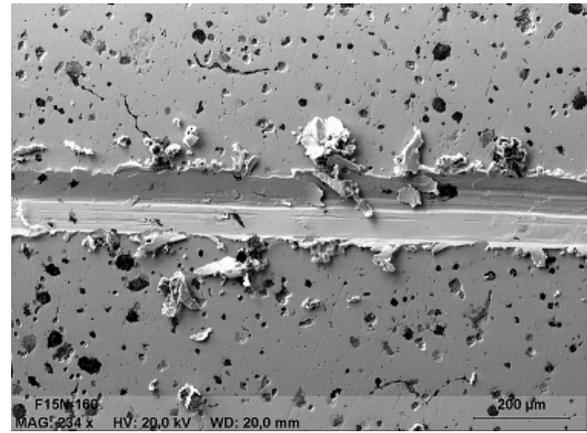
10N-90° : coupe



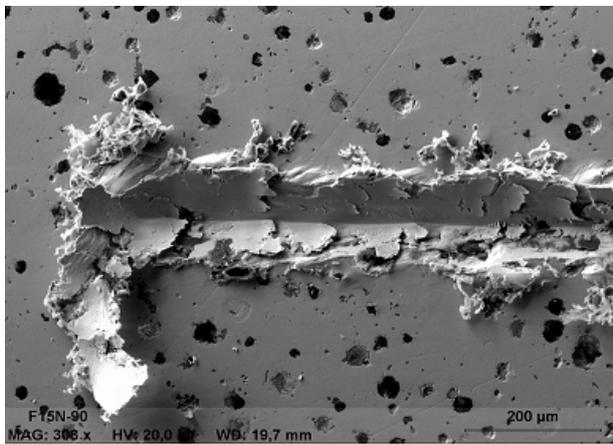
10N-90° : coupe



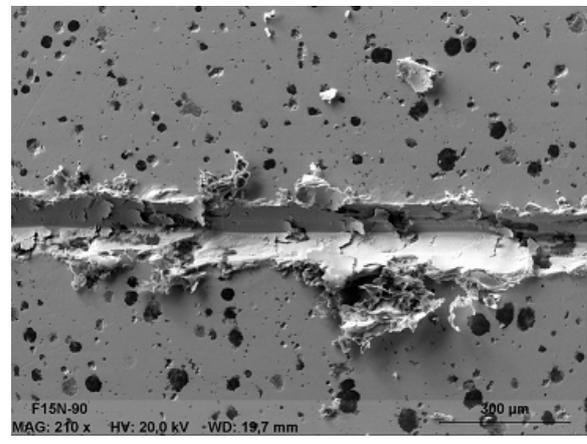
15N -160° : coupe sans écaillage



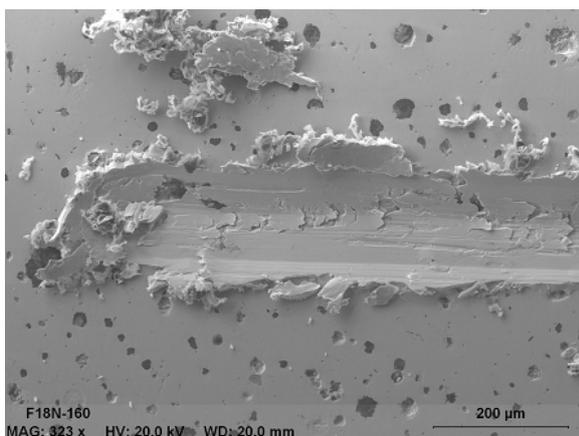
15N -160° :coupe sans écaillage



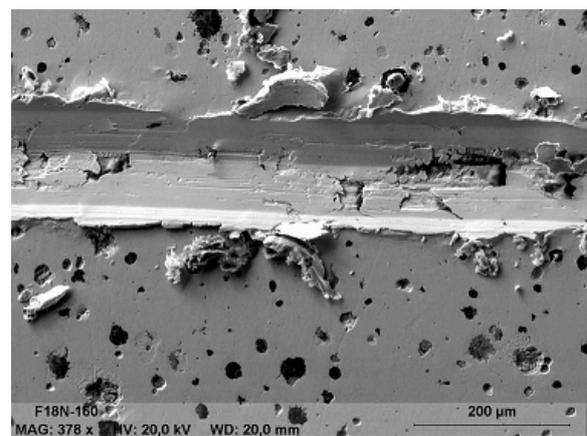
15N-90° : coupe



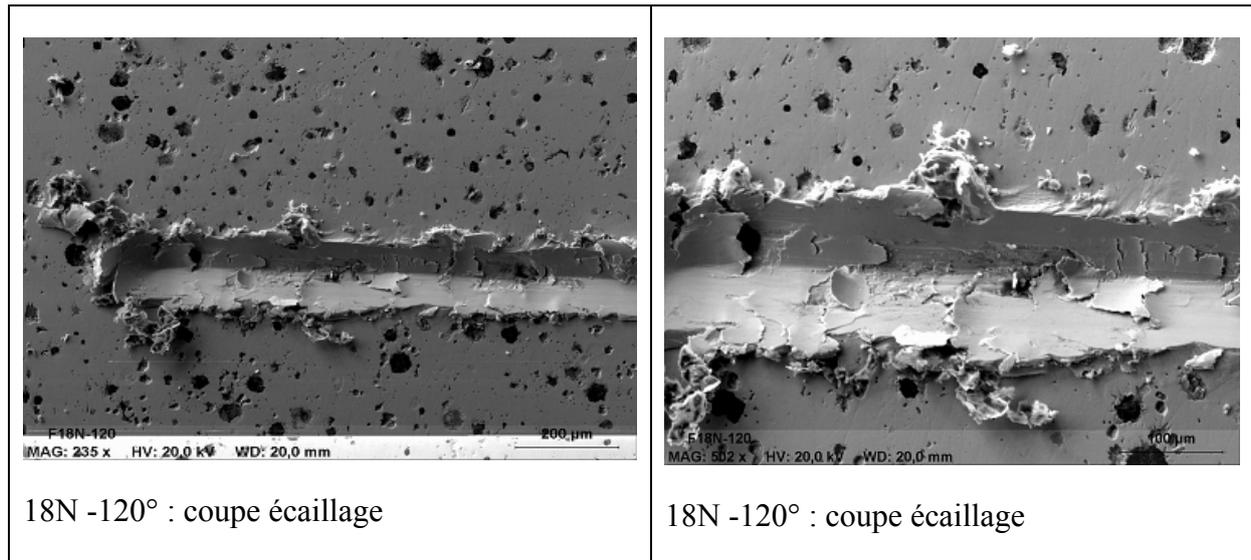
15N-90° : coupe



18 N- 160° : coupe ; sans écaillage



18 N- 160° : coupe –sans écaillage



18N -120° : coupe écaillage

18N -120° : coupe écaillage

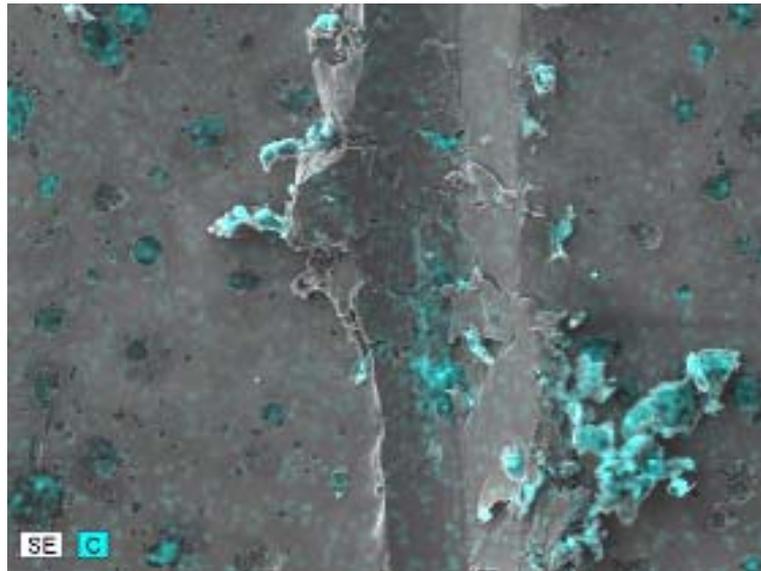
**figure 3-10 : observation en MEB des mécanismes d'usures pour différents angle et charge appliquée (chaque photo est repérée par l'effort normal, l'angle de l'indenteur et le type d'usure observé).**

### *Synthèse des résultats*

L'étude précédente montre que le comportement à l'usure de la fonte à graphite sphéroïdal est très sensible à la phase graphite. Les conditions de sollicitation et la géométrie de l'indenteur influent sur l'usure. Les études réalisées sur le rayage des matériaux homogènes ont montré qu'il existe un angle transitoire de passage entre le labourage vers la coupe (J.M Challen 1979; M.Ben Tkaya 2006). Le comportement à l'usure de la fonte est différent des autres matériaux comme les aciers et l'aluminium. Plusieurs paramètres influent sur le mécanisme d'usure au cours du rayage :

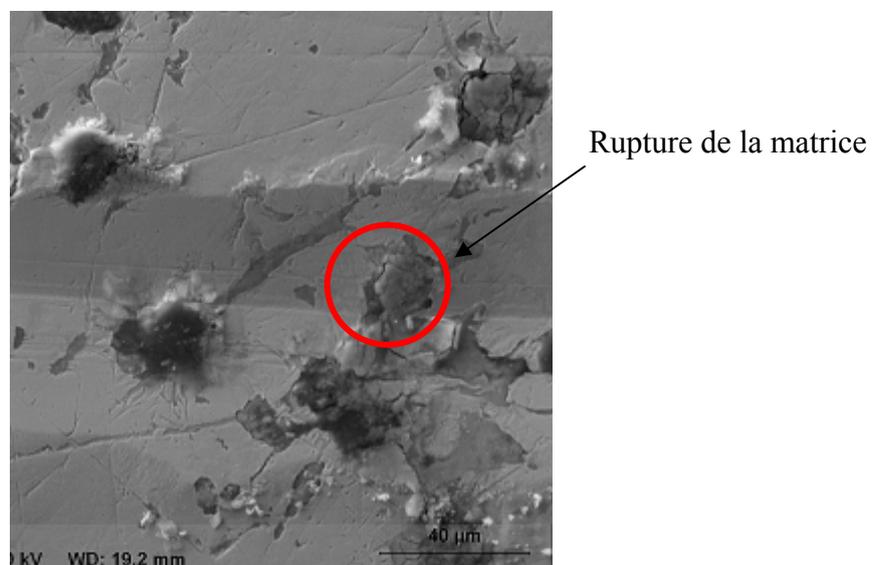
- Le graphite conduit à la formation et la propagation de ruptures même pour les faibles angles d'attaques et les petits chargements,
- L'usure augmente avec la pression et l'angle d'attaque,
- Le rayage génère des écoulements plastiques dans les surfaces douces et des enlèvements de matière se font par microcoupe et microlabourage. Ces mécanismes peuvent être observés clairement dans la trace de rayage dans le cas des faibles angles d'attaque et les grandes sollicitations.

La figure 3-11 montre le microlabourage et la microcoupe dans la surface rayée. Les nodules de graphite apparaissent dans la surface usée au cours du rayage (zones bleues). Cette apparition est due à l'enlèvement de la couche de ferrite ou quand la couche superficielle se casse. On note aussi qu'il y a détachement des particules de graphites de la surface usée, à cause de la faible résistance à la décohésion due à la présence des cavités à l'interface graphite/matrice (C.A. Cooper 2002) et de la propagation de la rupture. La couche de matrice est facilement enlevée par l'indenteur. Ainsi des fragments de graphite apparaissent à la surface.



**figure 3-11 : image MEB et EDX de la trace de rayage par un angle au sommet 90°. La couleur bleue correspond aux zones riches en C.**

Lorsque le graphite est concentré au voisinage de la surface, la rupture se produit superficiellement par le passage de l'indenteur. Cela peut produire un enlèvement de matière et des particules de graphite (figure 3-12). De plus la fragmentation de la surface qui est sévèrement déformée conduit à la formation des débris. Une analyse quantitative de l'usure est nécessaire afin de prévoir l'effet de l'angle et de la force normale.



**figure 3-12 : rupture de matrice et apparition de graphite**

### *Evolution de volume d'usure*

Pour caractériser l'usure de la matière (perte de la matière), en fonction de l'angle d'attaque et de la charge appliquée, en général, on calcule la différence entre la surface de la

section du sillon et la surface de la section de matière qui existe sous forme de bourrelets latéraux. La méthodologie retenue est la profilométrie. Elle consiste à réaliser des profils perpendiculaires au sens de rayage. L'étude précédente montre que la trace n'est pas uniforme sur toute la longueur de rayage. Les mesures des sections par profilométrie tactile ne donnent pas des informations précises. Nous avons utilisé l'interférométrie à lumière blanche. Cette méthode permet d'obtenir des profils 3D. Les résultats sont exploités par le logiciel TOPOSURF ®. Une mesure du volume du sillon pour une longueur de 200µm est réalisée.

Comme nous l'avons signalé précédemment, la figure 3-13 montre que les sections des bourrelets ne sont pas uniformes sur la longueur de la trace. Il est donc difficile de quantifier les volumes. On note aussi que la largeur de la trace n'est pas uniforme. Ce résultat est dû à la présence des zones où il y a du graphite. Ce dernier a des propriétés mécaniques plus faibles que la matrice donc il se déforme plus. En plus, le vide mesuré en dessous des languettes formées sur les côtés de la rayure est considéré comme étant de la matière au niveau des mesures profilométriques alors que ce n'est pas le cas. Dans ce que suit nous ne nous intéressons qu'au volume du sillon.

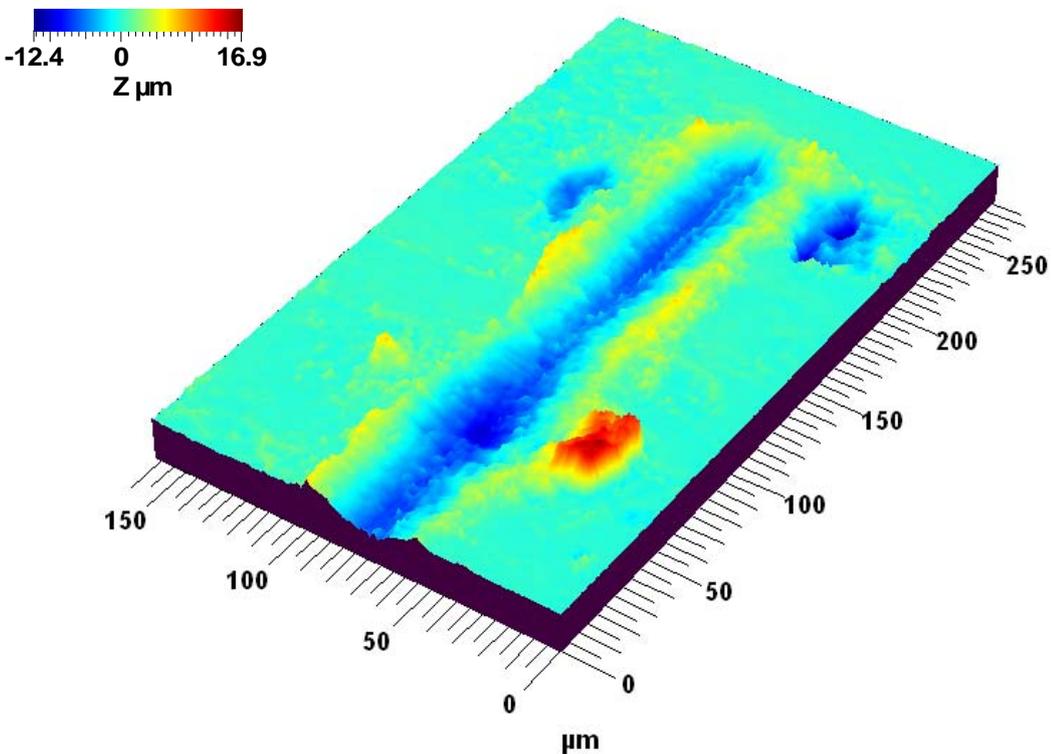
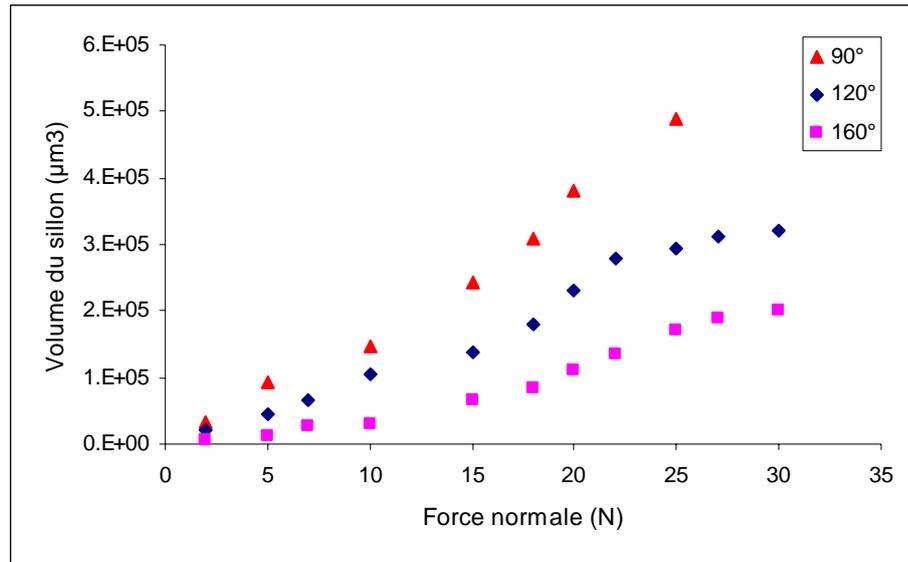


figure 3-13 : profil 3D de la trace de rayage.

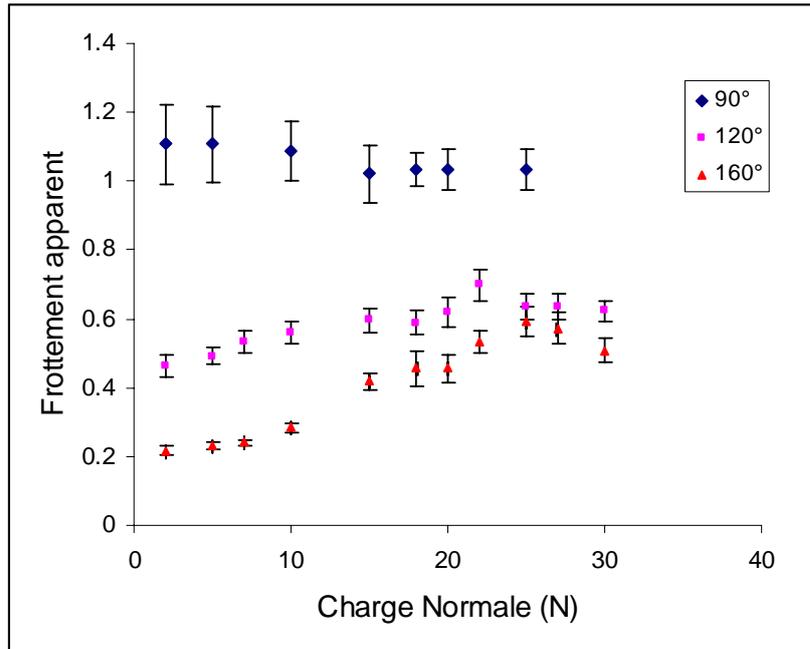
La figure 3-14 montre l'évolution du volume du sillon pour différents angles d'attaque en fonction de l'effort normal. En augmentant la charge normale, la pression de contact croît et on a mesuré une augmentation de la profondeur de pénétration. La présence de phase graphite accélère l'usure de la fonte.



**figure 3-14 : évolution du volume du cratère en fonction de la force normale pour différents angle d'attaque.**

### *Evolution du coefficient de frottement apparent*

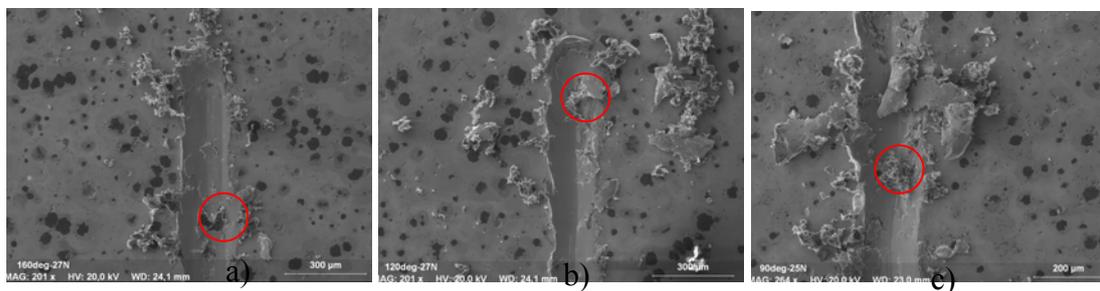
Dans l'étude précédente nous avons montré que le coefficient de frottement varie en fonction de l'angle d'attaque. Il est fortement lié au mécanisme d'usure observé. La figure 3-15 montre l'évolution du frottement apparent en fonction de la charge imposée et de l'angle d'attaque. Pour les angles aux sommets 160° et 120° on remarque que le coefficient de frottement augmente en fonction de la charge appliquée. Après une certaine charge critique on note une faible diminution du frottement apparent. Pour l'angle de 90°, on remarque qu'il y a une faible chute du frottement apparent avant qu'il ne se stabilise. Afin d'expliquer ces résultats, nous avons corrélié les résultats obtenus avec les analyses au MEB. On note que la transition entre le mécanisme de labourage et le mécanisme de coupe est accompagnée par une augmentation du coefficient de frottement apparent.



**figure 3-15 : évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de la charge pour trois angles au sommet**

La figure 3-16 montre des observations MEB des traces de rayage pour des charges de 25 N et pour trois angles au sommet différents. On note clairement la présence des débris de graphite au fond et à côté des sillons. Ces débris peuvent être localisés à l'aide des analyses EDX.

Pour les charges importantes, à cause de l'endommagement de la matière à la surface, des fragments et des débris de graphite apparaissent (cercle en rouge figure 3-16). Ces derniers s'intercalent entre l'indenteur et l'échantillon et, à cause de leurs faibles propriétés mécaniques, jouent un rôle de lubrifiant. Ceci peut justifier la chute de coefficient de frottement apparent observée pour un angle de 90° et pour les grandes charges dans les deux autres cas. Ces résultats sont conformes avec ceux trouvés par K. Yildizli et al (K. Yildizli 2006) dans le cas d'usure par érosion.



**figure 3-16 : mécanisme de coupe observé pour différents angles aux sommets : a) 160° ; b) 120° ; c) 90° (cercles rouges montrent les débris du graphite)**

### 3.2. Etude numérique du rayage de la fonte

Afin de mieux comprendre le comportement du graphite au cours de rayage, un modèle éléments finis 2D est réalisé à l'aide du code de calcul ABAQUS. L'objectif de cette étude est de suivre le comportement du graphite au cours du passage de l'indenteur. Ainsi des modèles simples, qui permettent de prédire le comportement du graphite, sont développés. Trois cônes à différents angles d'attaque sont utilisés. Pour chaque cône, on a réalisé des essais à différentes profondeurs. La distribution du graphite dans la matrice est un paramètre étudié dans cette partie.

#### a. Rayage avec un angle au sommet de 160°

Dans cette étude on suppose que la distribution du graphite est homogène de diamètre 30  $\mu\text{m}$  et le libre parcours entre sphéroïdes de graphite est de 200  $\mu\text{m}$ . La figure 3-17 montre le modèle numérique utilisé pour la simulation. On travaille avec l'hypothèse d'une déformation plane. Le cône utilisé est supposé rigide. La matrice est supposée perlitique de propriétés données par le tableau-1. Le graphite est supposé élastoplastique. L'essai de rayage est réalisé à une profondeur imposée de 10  $\mu\text{m}$ . La longueur de la trace est 1mm.

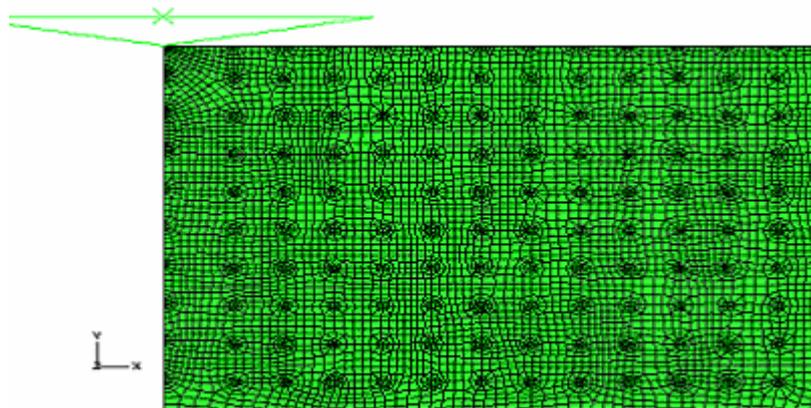


figure 3-17 : modèle numérique utilisé : maillage et indenteur.

La figure 3-18 représente la déformation plastique dans la matrice perlitique dans les deux cas d'un graphite élastique et élastoplastique. On note que la déformation plastique est plus élevée au voisinage des sphéroïdes de graphite. Dans le cas où on suppose que le graphite est élastique, on remarque qu'il ne change pas de forme. Par contre, si on suppose que le graphite est élastoplastique, on remarque que ce dernier se comprime et prend la forme de lamelle après passage de l'indenteur. Ces résultats sont comparables aux observations expérimentales. Ceci confirme que la loi de comportement identifiée par nano-indentation est plus proche du comportement réel du graphite.

La figure 3-19 montre la distribution de la contrainte de Von Mises dans le matériau au cours du rayage. Des bandes de concentration de contraintes relient les sphéroïdes de graphite. Ces régions représentent des zones de génération de rupture.

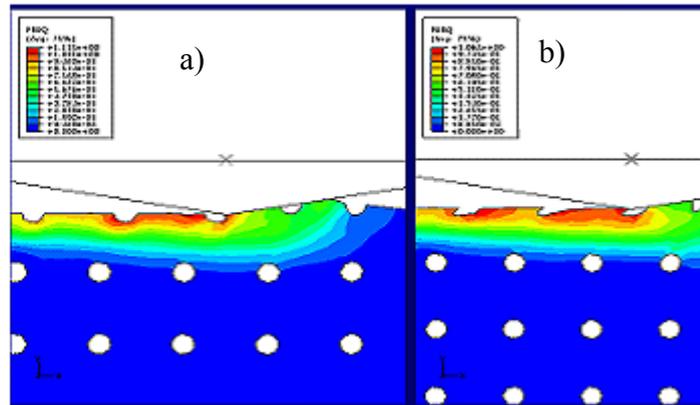


figure 3-18 : déformation plastique équivalente : a) graphite : élastique ;b) graphite : élastoplastique

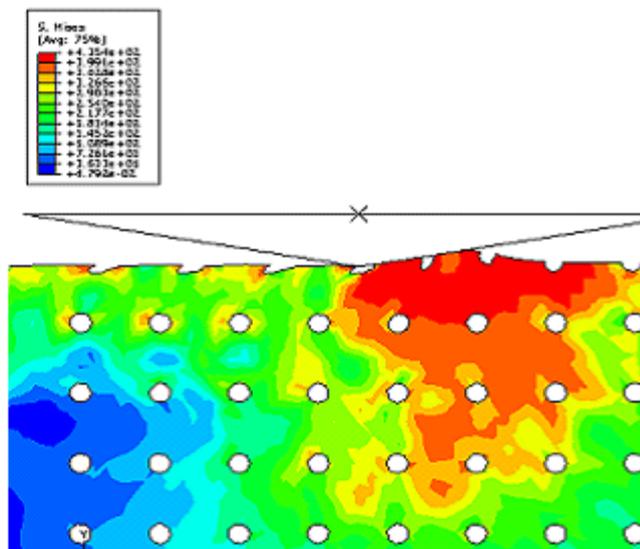


figure 3-19 : distribution de la contrainte de Von Mises au cours du rayage

### b. Rayage avec un angle au sommet de 120°

Le rayage avec un angle de 120° impose plus de déformations. Ces déformations posent des problèmes de simulation numérique. Pour contourner ces problèmes, on va partager notre modèle en deux domaines : une première partie homogène et une deuxième partie contenant des sphéroïdes de graphite. Ceci permet aussi de visualiser l'effet et le comportement du graphite au cours du rayage et de comparer avec le cas d'un matériau homogène. Cette étude est qualitative, son objectif est de visualiser le mécanisme d'usure. Ainsi on va supposer que la matrice est purement perlitique. Un modèle d'endommagement sera aussi utilisé pour mieux mettre en évidence l'initiation de l'endommagement. Nous avons utilisé des paramètres d'endommagement quelconques pour prévoir l'effet du graphite sur la génération de la rupture. Les résultats obtenus sont interprétés en parallèle avec l'expérimentation. La figure 3-19 présente le maillage raffiné dans la zone de rayage. Les cercles vides représentent les graphites dans la matrice.

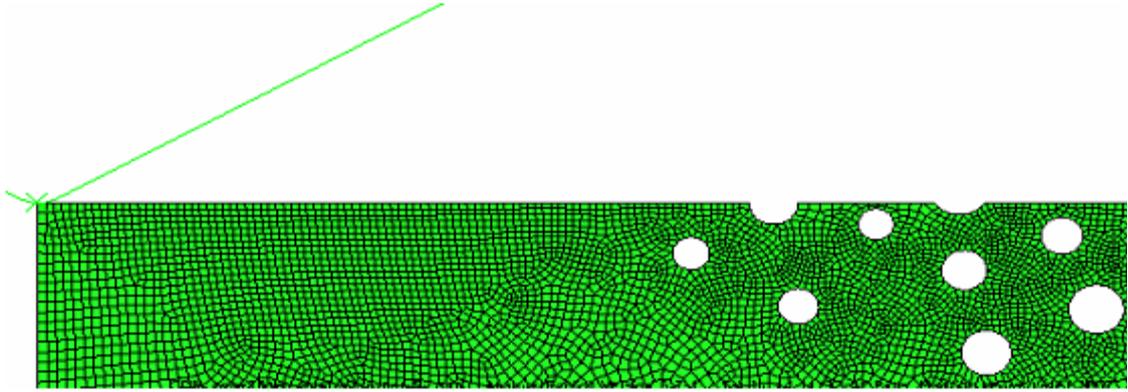


figure 3-20 : modèle utilisé : maillage raffiné au zone rayé

Dans une étude préliminaire on ne va pas tenir compte de l'endommagement dans notre modèle. Le graphite et la perlite sont supposés élastoplastiques avec écrouissage linéaire. La figure 3-21 montre le comportement du graphite au cours du rayage par un cône d'angle au sommet  $120^\circ$  et pour une profondeur imposée de  $5\mu\text{m}$ .

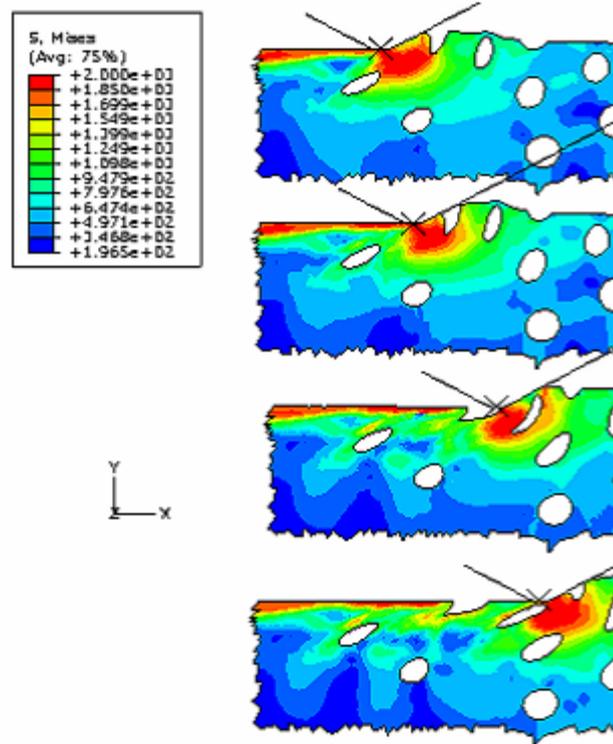
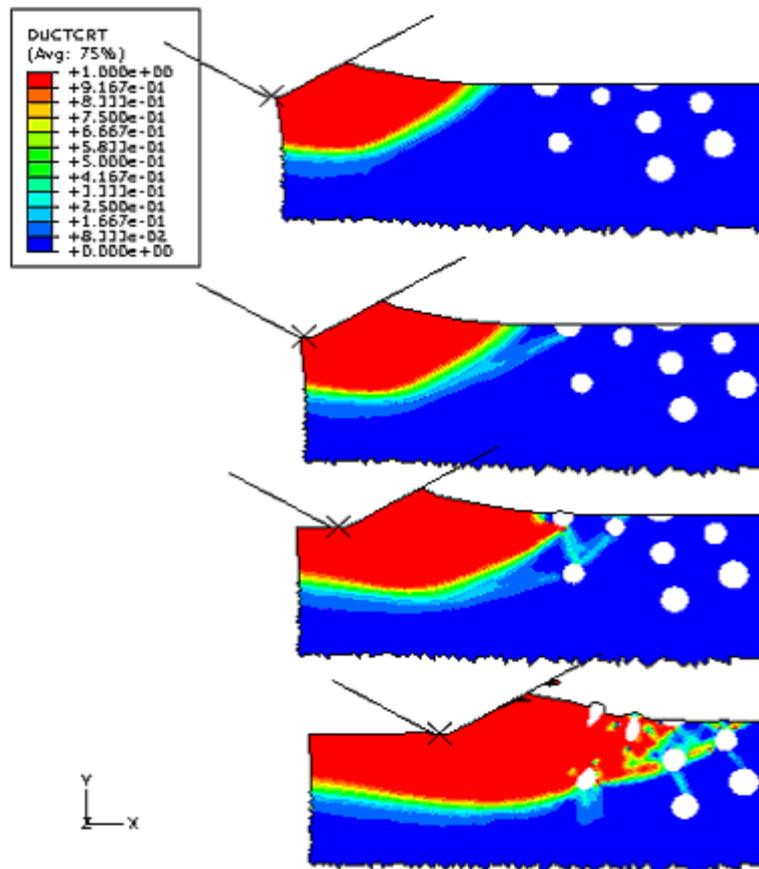


figure 3-21 : déformation du graphite au cours du rayage

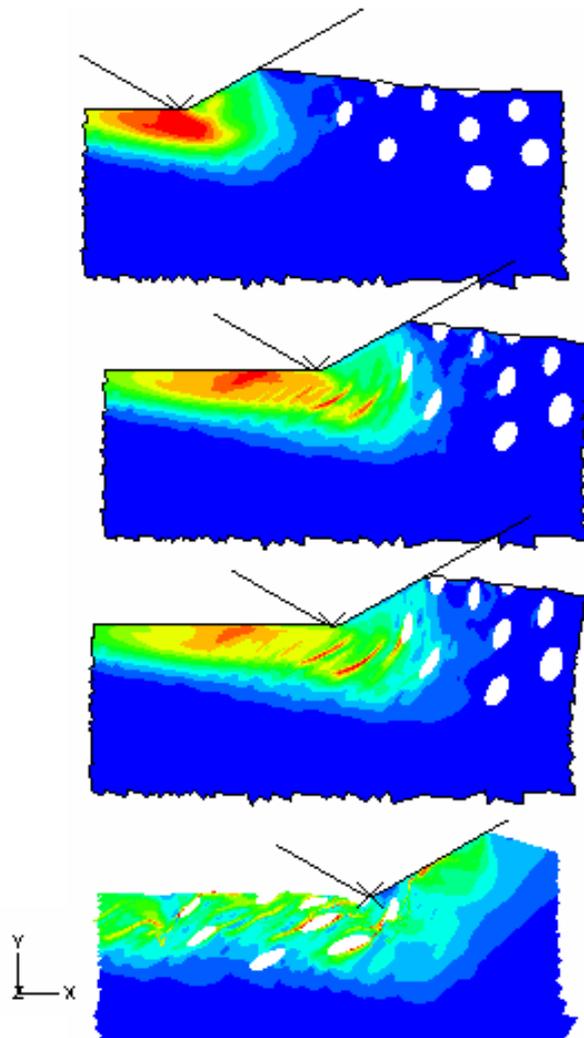
Au cours du passage de l'indenteur, le graphite qui se trouve en surface se comprime et est éjecté à l'extérieur. Expérimentalement, la matière éjectée se transforme en débris. Quand l'indenteur avance, le sphéroïde de graphite s'enfonce sous l'indenteur. Les débris de graphite s'intercalent entre l'indenteur et l'échantillon. Après passage de l'indenteur les sphéroïdes de graphite forment des lamelles allongées dans la direction de rayage. Ces lamelles vont être une zone de localisation de déformation et de contraintes.

Afin de mieux prévoir la propagation de l'endommagement dans la matière au cours du rayage, nous avons utilisé le modèle d'endommagement ductile employé dans le deuxième chapitre. L'énergie de rupture est prise égal à 10 N.mm afin d'éviter l'enlèvement de la matière. La déformation plastique équivalente à l'initiation de l'endommagement est prise égale à 1. Nous avons travaillé à un enfoncement imposé de 20 $\mu$ m. Les figures 3-22 et 3-23 montrent respectivement l'évolution du facteur d'initiation d'endommagement et du facteur d'endommagement. On note que le graphite favorise l'initiation de l'endommagement. Au cours du rayage et en absence de graphite, l'endommagement s'initialise sous l'indenteur. En se rapprochant d'un sphéroïde de graphite, on note l'apparition des bandes d'initiation de zones d'endommagement liant les sphéroïdes de graphites.



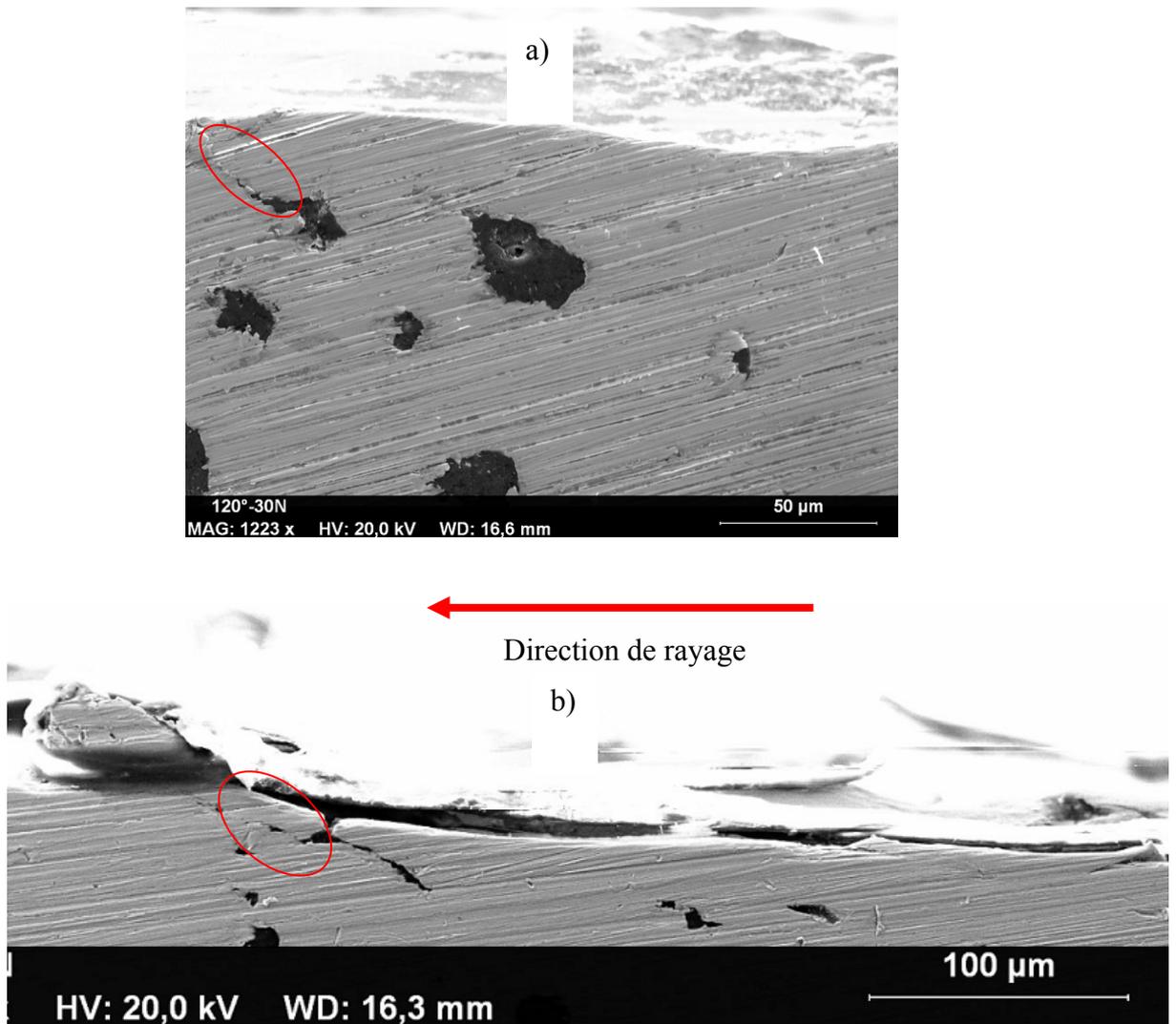
**figure 3-22 : évolution du critère d'initiation d'endommagement en fonction du rayage**

Dans les régions où il n'y a pas de graphite, les zones endommagées sont localisées sous l'indenteur (figure 3-22). Quand l'indenteur passe par une zone où il y a concentration de graphite, la zone endommagée devient plus large. Le graphite qui se trouve à la surface est comprimé et éjecté à l'extérieur. Le graphite qui se trouve sous la surface rayée s'allonge et présente une région de localisation d'endommagement. Comme on le note dans la figure 3-23, après passage de l'indenteur, il y a endommagement de la matrice au voisinage du graphite. Ces bandes d'endommagement relient les sphéroïdes et se propagent jusqu'à la surface. Ceci explique l'écaillage de la matière observé expérimentalement au fond du sillon



**figure 3-23 : évolution du facteur d'endommagement au cours du rayage**

La figure 3-24 présente une observation MEB d'une coupe longitudinale de la trace de rayage. On note clairement que le graphite qui se trouve au voisinage de la surface rayée se transforme en lamelle. Dans la figure 3-24-a une rupture qui lie la lamelle de graphite avec la surface est entourée en rouge. La figure 3-24-b montre une coupe longitudinale au niveau du bourrelet frontal. On remarque que la matière qui entoure le graphite se déforme plastiquement et remplit les vides laissés après éjection du graphite. Une fissure se propage dans la matrice (entouré en rouge) et relie la cavité vide avec la surface. Ceci va causer l'écaillage de matière et la formation de micro-copeaux dans la trace. Ces observations sont en bonne corrélation avec les résultats du modèle numérique.



**figure 3-24 : observation MEB d'une coupe longitudinale de la trace de rayage : a) au milieu de la trace ;b) bourrelet frontal**

### **3.3. Usure en présence d'un glissement cyclique**

Lors d'un usinage (toilage, rodage...) ou au cours de son utilisation la fonte est sollicitée de façons cyclique. Afin de mieux simuler la réalité, des essais d'usure répétitifs sont réalisés. Des indenteurs coniques et sphériques sont utilisés.

Le principe de l'essai consiste à réaliser des rayures en gardant un effort normal et une vitesse de frottement constants. Ces essais sont faits avec une configuration de contact type bille / plan et cône/plan dans les conditions suivantes:

Bille : de diamètre 4 mm.

Plan : échantillon à tester en fonte à graphite sphéroïdal.

### a. Essai cyclique Bille/disque

Dans cette étude l'effort normal et la vitesse de rayage sont maintenus constants respectivement à 15 N et 1 mm/s. La longueur de la trace est fixée à 5mm. Afin de simuler les sollicitations cycliques, nous avons réalisé des cycles de rayage représentés par la figure 3-25.

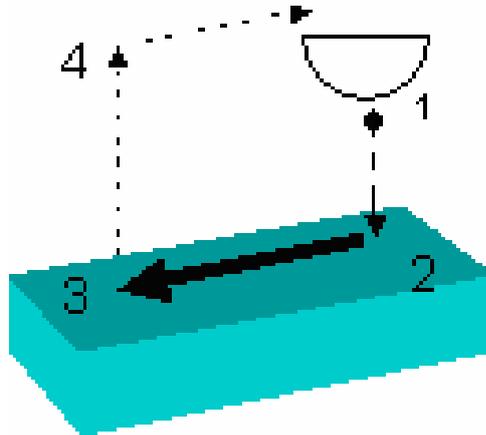


figure 3-25 : cycles de rayage lors d'essais cycliques bille/disque

Des mesures topographiques réalisées par interférométrie à lumière blanche permettent de calculer le volume d'usure pour une trace de longueur 200 $\mu\text{m}$ . La figure 3-26 montre l'évolution de le volume du sillon en fonction du nombre de cycles. On note une variation logarithmique du volume de la trace qui reflète une augmentation de la résistance à l'usure de matériau. Ceci peut être dû à l'écroutissage du matériau où à la présence de graphite qui peut adoucir l'usure.

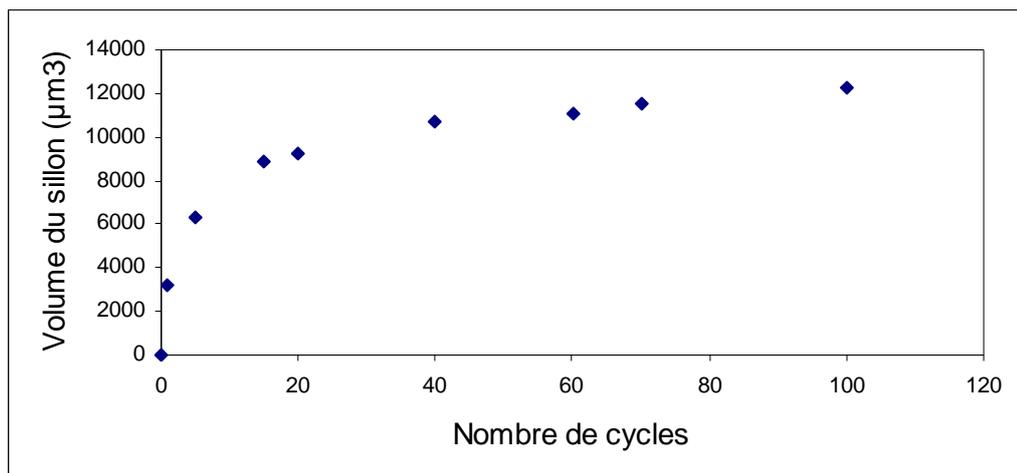
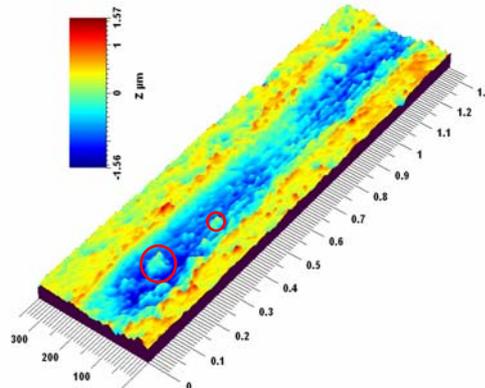


figure 3-26 : évolution du volume du sillon en fonction du nombre de cycles

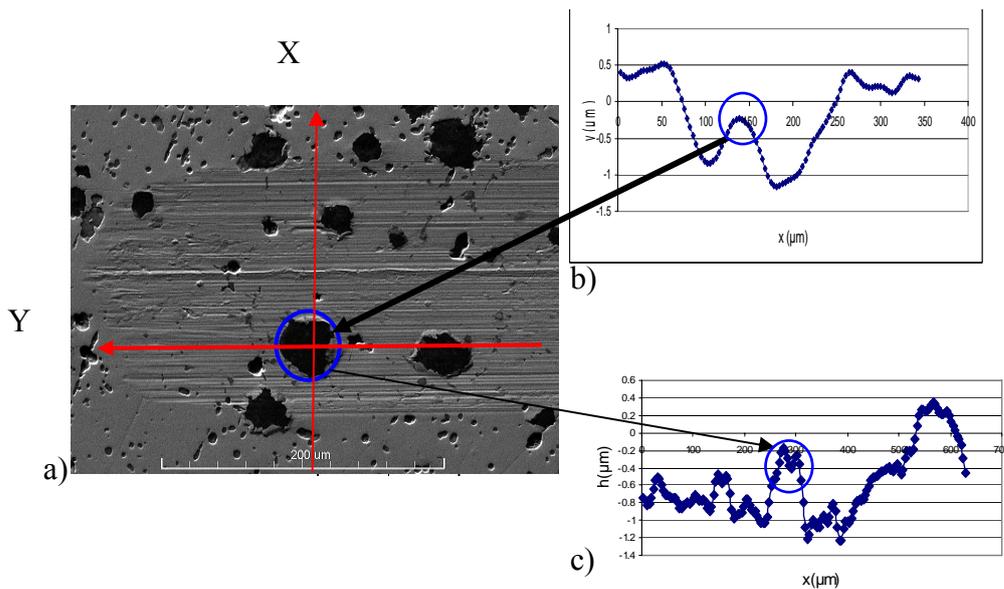
Afin de comprendre le comportement du graphite au cours du rayage nous avons suivi l'évolution de son usure. Pour atteindre cet objectif nous avons couplé les observations MEB avec les mesures topographiques par interférométrie à lumière blanche.

Le profil de surface montre la présence de bosses dans la trace d'usure (figure 3-27).



**figure 3-27 : profil 3D de la trace d'usure (5 cycles) observée par interférométrie**

La figure 3.28 montre que les bosses observés dans les traces sont liés à la présence de graphite. Au cours des essais ce graphite, qui a des propriétés mécaniques plus faibles que la matrice, ne se déforme pas de la même manière que la matrice. A cause de son faible module de Young, après passage de l'indenteur le graphite à une recouvrance élastique plus grande que la phase perlitique et ferritique.



**figure 3-28 : Fonte à graphite sphéroïdal après le 5ème cycle a) image MEB de la trace ; b) profil transversal suivant la direction x ; c) profil longitudinal suivant la direction y**

Au cours des sollicitations cycliques, le graphite qui se trouve en surface s'intercale entre l'indenteur et l'échantillon. En suivant l'évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de la distance de rayage, nous avons remarqué une forte perturbation de frottement. La figure 3-29 montre l'évolution du frottement apparent au cours de l'essai de rayure. On note qu'après 60 cycles de rayage il y a une diminution de frottement apparent.

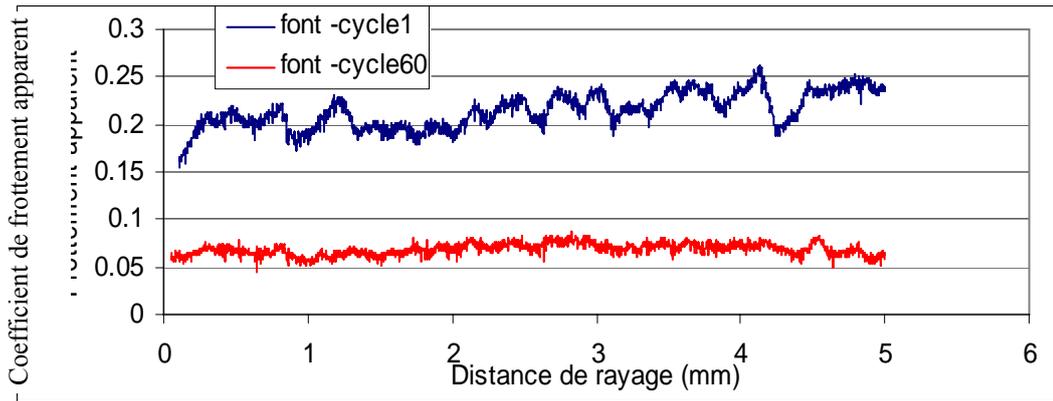


figure 3-29 : évolution du coefficient de frottement pour deux nombres de cycles

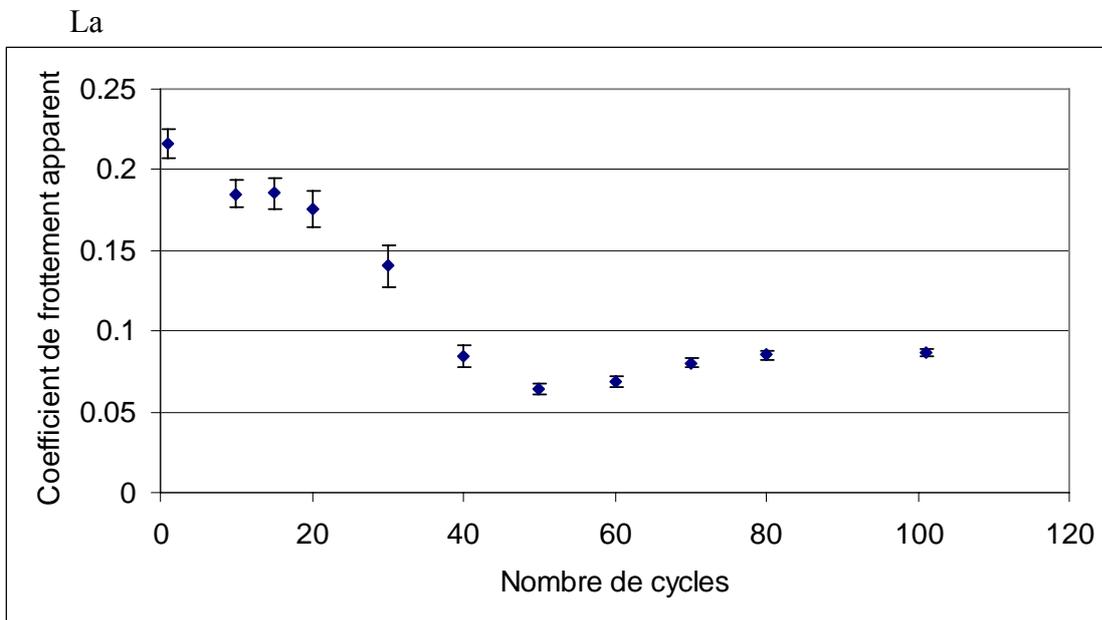
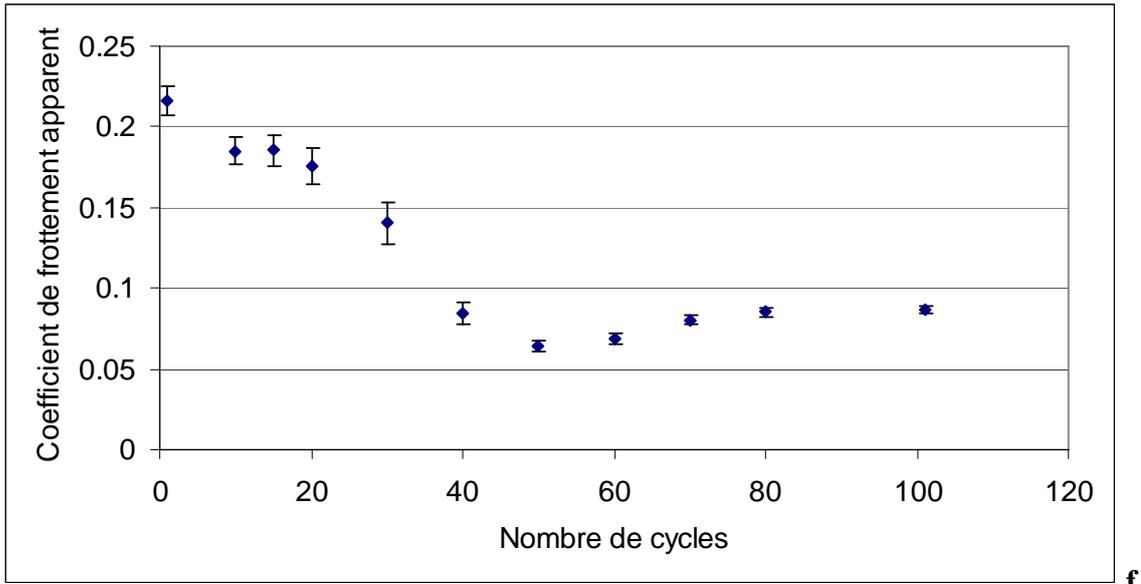
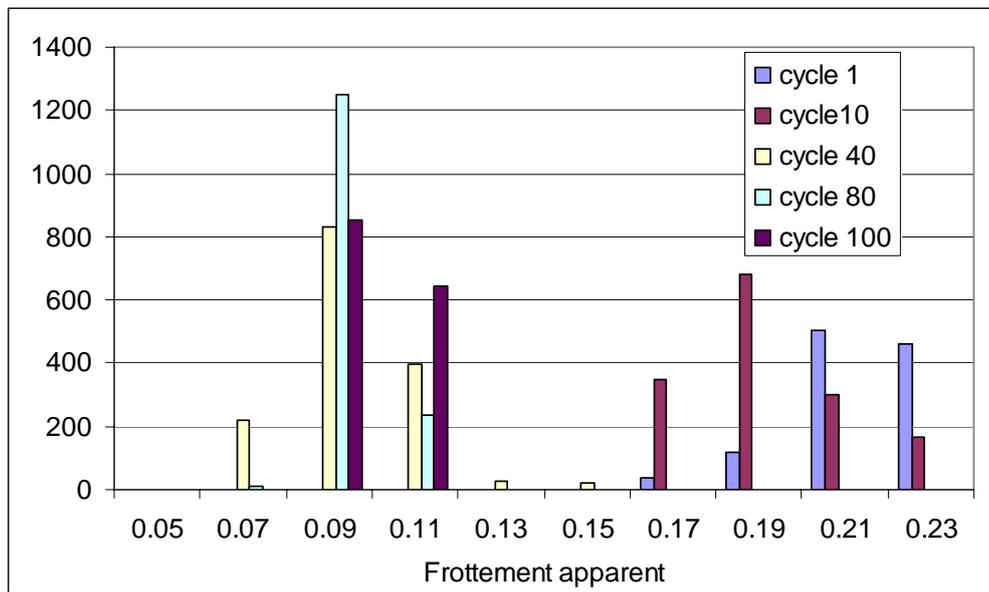


figure 3-30 montre que le frottement apparent diminue au cours de l'usure cyclique. Il atteint un minimum pour un nombre de cycle de l'ordre de 50. Après il augmente mais reste plus faible que la valeur initiale. Le frottement mesuré dans les premiers cycles est caractérisé par une fluctuation importante ce qui donne un écart type plus élevé.



**figure 3-30 : évolution du coefficient de frottement apparent en fonction du nombre de cycles**

La figure 3-31 montre clairement que le coefficient de frottement apparent diminue et se stabilise au cours de l'usure de la fonte. Cette diminution montre qu'il y a un adoucissement de l'usure. La fluctuation du frottement montre que le graphite est à l'origine de ces résultats.

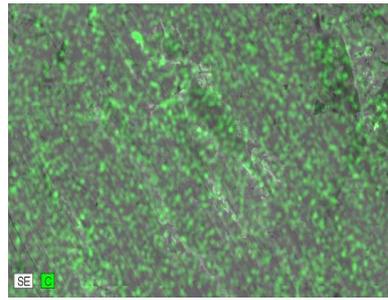


**figure 3-31 : distribution fréquentielle du coefficient de frottement au cours de l'essai de rayure cyclique**

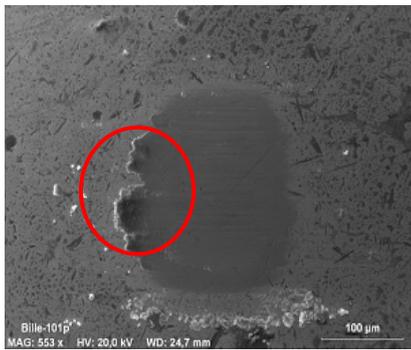
Pour justifier cette conclusion, des observations MEB et des analyses EDX après 20 cycles et 100 cycles de rayages sont réalisées. La figure 3-32 montre qu'au cours du rayage il y a du graphite présent sur l'indenteur sphérique. Ceci apparaît clairement pour un nombre de cycle égal à 100. Par contre, pour un nombre de cycles égal à 20, il n'y a pas une grande quantité de graphite présent à la surface.



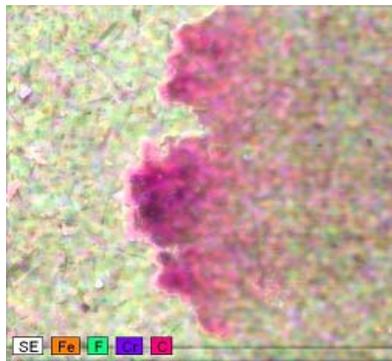
20 cycles (MEB)



20 cycles (Image élémentaire)



100 cycles (MEB)



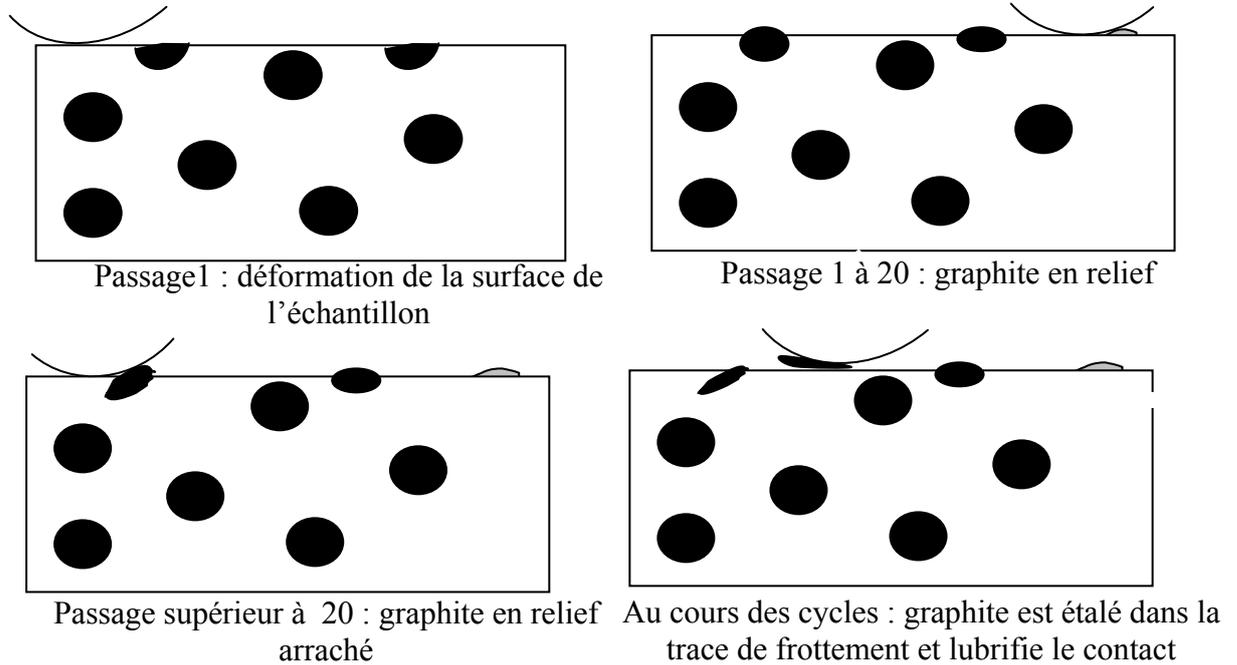
100 cycles (Image élémentaire)

**figure 3-32 : observation MEB et image élémentaire analyse de la trace d'usure de l'indenteur après 20 et 100 cycles**

### *Analyse des résultats*

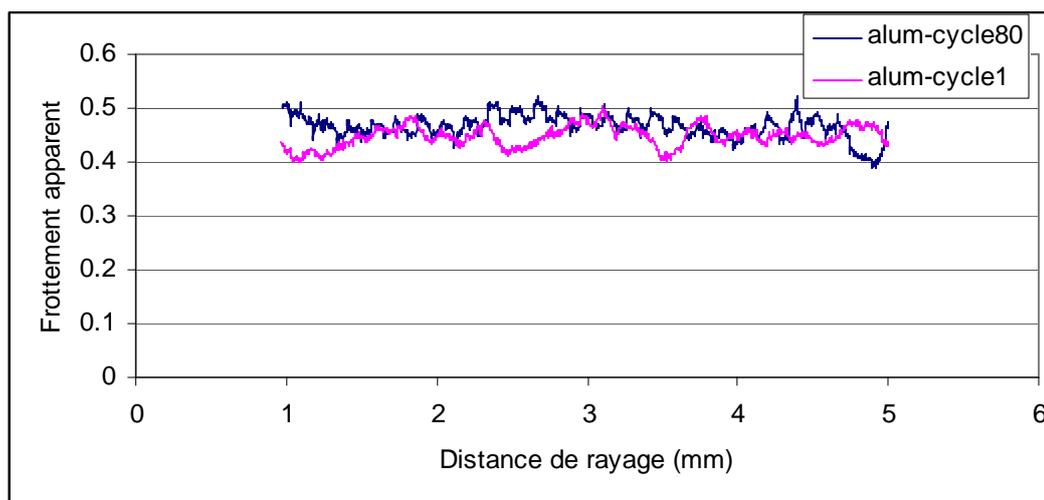
Au cours du rayage cyclique de la fonte par une bille ou par des indenteurs de petits angles au sommet, le graphite va jouer le rôle de lubrifiant. Au cours des premiers cycles, le graphite est caractérisé par une recouvrance élastique plus grande que les autres phases. Ceci peut être expliqué par le fait que le facteur rhéologique X du graphite est plus faible que celui des autres phases. Ainsi des aspérités de graphite se forment dans la trace d'usure. Au cours d'un nouveau passage de l'indenteur des débris de graphite se forment après rupture de ces aspérités.

Au cours du passage de l'indenteur les débris formés adhèrent à l'indenteur et forment une couche qui s'intercale entre la contreface et l'échantillon. En augmentant le nombre des cycles d'autres aspérités se forment. En se détachant de la surface, les fragments de graphite adhèrent à la contreface. Ce phénomène conduit alors à la diminution du coefficient de frottement apparent et du taux d'usure du matériau. Plus on augmente le nombre de cycles plus les débris adhèrent à la contreface. A un certain nombre de cycles ces débris se détachent de la contreface ce qui diminue la couche de graphite interfaciale et par conséquent le coefficient de frottement augmente. La figure 3-33 présente ce modèle d'usure décrit précédemment.



**figure 3-33 : modèle d'usure cyclique de la fonte à graphite sphéroïdal**

Pour valider ces résultats nous avons réalisé les mêmes essais sur un échantillon d'aluminium. La figure 3-34 montre que le frottement apparent ne diminue pas au cours de l'usure cyclique de l'aluminium. Ceci montre que même l'écroutissage de matériaux qui se produit après passage de l'indenteur, n'influe pas sur le coefficient de frottement apparent. Le graphite est donc le responsable de la chute de la valeur du coefficient de frottement au cours de rayages cycliques.



**figure 3-34 : évolution de frottement apparent au cours de rayage pour le premier et le 80<sup>ème</sup> cycle**

### **b. Etude numérique du comportement à l'usure par des essais de glissement cycliques de la bille sur la fonte**

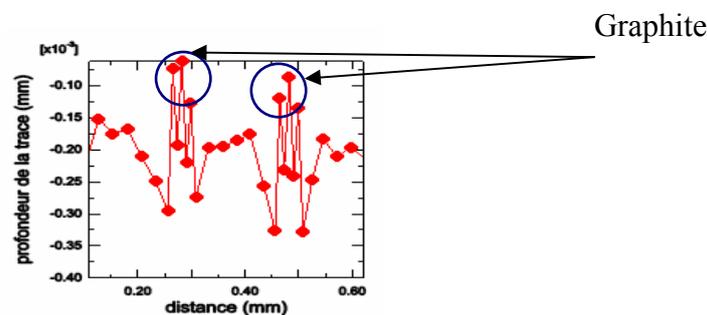
Dans cette partie une série de simulations numériques est réalisée pour comprendre les phénomènes qui se produisent expérimentalement. Le modèle développé est un modèle 2d. La pénétration de la sphère est de quelques microns (entre 8 et 15  $\mu\text{m}$ ). La taille d'élément est de l'ordre de 2  $\mu\text{m}$ . Dans une étude préliminaire on va supposer que le graphite est élastique.

#### ***Description du modèle numérique***

Dans cette étude le même modèle précédent est utilisé. Des essais de rayage cyclique comme ceux décrits expérimentalement sont réalisés. Une charge normale constante de 15 N et un déplacement de 1mm sont appliqués sur l'indenteur pendant le rayage. Le module ABAQUS/Standard est utilisé dans cette étude.

On utilise un modèle 2D non homogène avec une matrice perlitique et une distribution uniforme du graphite (disque de rayon 30 microns, distance intersphéroïde de graphite est de 150 microns). Des éléments quadrilatéraux en contrainte plane sont utilisés. Le modèle utilisé est simplifié et il ne peut pas reproduire la variation de la distribution du graphite dans la direction perpendiculaire au plan. L'indenteur est un disque de diamètre 4 mm supposée rigide.

#### ***Résultats : glissement répétitif***



**figure 3-35 : profil longitudinal de la trace après passage de l'indenteur (5 cycles)**

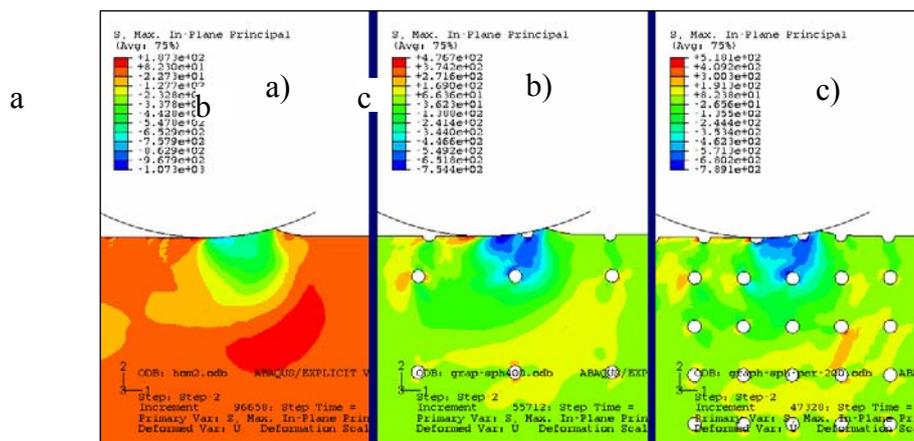
La figure 3-35 montre la trace de la rayure après 5 cycles de glissement. On remarque que le graphite présente des bosses dans la trace et qu'il y a entassement de matière au voisinage du graphite. Ces résultats sont confirmés par les observations expérimentales (figure 3-27) où l'on remarque un entassement de la matière au voisinage du graphite (zones bleues). Ceci permet de dire que le graphite a un comportement élastique et qu'il ne se comporte pas de la même manière que la matrice. Ce retour élastique qui caractérise le graphite lui permet de jouer le rôle de lubrifiant au cours de l'usure.

#### ***Résultats : cas de fortes sollicitations***

Dans la suite de ce travail on va étudier le comportement du graphite dans le cas de fortes sollicitations. Le même modèle utilisé dans l'étude précédente sera utilisé. Un

déplacement de 10 micromètres dans la direction verticale est appliqué sur l'indenteur. ABAQUS/ explicit est utilisé afin d'éviter la divergence du calcul rencontrée dans le module ABAQUS/Standard

La figure 3-36.a montre la distribution des contraintes dans le cas d'un matériau perlitique homogène. Sous l'indenteur on remarque la présence de contraintes de compression. Au cours du mouvement de l'indenteur la valeur de cette contrainte diminue mais il y a une contrainte résiduelle qui persiste dans le matériau. On remarque aussi qu'après passage de l'indenteur la contrainte résiduelle est localisée en surface. La figure 3-36 montre que la contrainte de compression sous l'indenteur diminue à cause de la présence du graphite. On remarque aussi la présence de concentration de contraintes au voisinage des graphites. Le graphite est caractérisé par des propriétés mécaniques et de rigidité plus faible que la matrice perlitique, ainsi il résiste moins à la sollicitation.



**figure 3-36 : Contrainte principale maximale : a) matériau homogène ; b) matériau avec graphite (élastique) de distance inter graphite 400 μm ; c) matériau avec graphite (élastique) de distance inter graphite 200 μm**

La figure 3-37 présente une comparaison de la distribution des contraintes de Von Mises entre les 3 cas décrits précédemment. Les figures 3-38-a et 3-38-b montrent qu'il y a une concentration de contraintes près du graphite. Ceci montre que cette zone subit plus de déformations plastiques. Une forte hétérogénéité de contraintes est observée. Le graphite se comporte comme des cavités qui présentent une zone de concentration de contraintes et de propagation de fissures. Dans la figure 3-38 on remarque la présence d'une concentration de contraintes le long d'une bande qui lie un graphite à un autre, ces zones représentent des régions de rupture. On remarque aussi que la zone rouge qui correspond à la valeur maximale de contraintes devient plus importante lorsque la densité du graphite augmente.

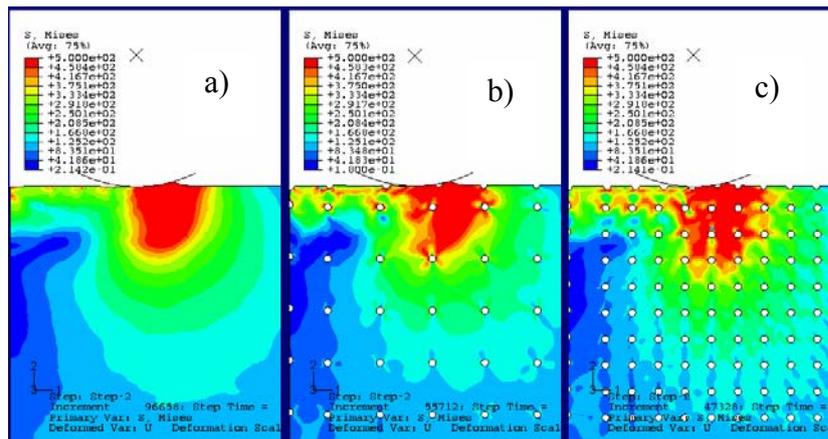


figure 3-37 : contraintes de Von Mises

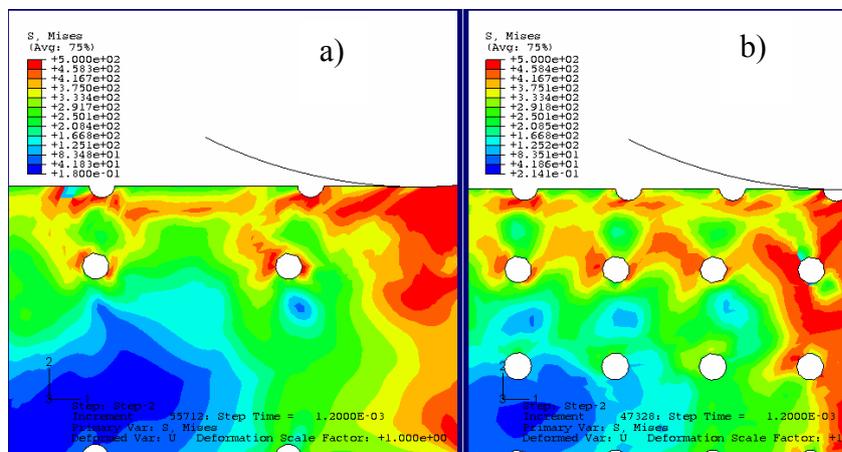


figure 3-38: contraintes de Von Mises aux voisinage des graphites (grandissement de 3.37)

Dans la suite, des propriétés d'endommagement ductile (chapitre 2) sont ajoutées à la matrice perlitique. Ces propriétés ne sont pas celles de la perlite, mais elles sont utilisées pour étudier l'endommagement en présence du graphite. Le modèle d'endommagement ductile utilisé est décrit dans la littérature ( M.Ben Tkaya 2006). Dans ce modèle, l'endommagement est caractérisé par l'énergie nécessaire pour que la rupture se propage d'une unité d'aire,  $G_f = 0.4$  et par une valeur de déformation plastique qui correspond à l'initiation d'endommagement égal à 0.2. L'objectif de cette étude est d'étudier l'influence de graphite au cours de l'essai de glissement. Les propriétés d'endommagement utilisées ne sont pas les vraies propriétés de la phase perlitiques qui doivent être identifiées.

La figure 3.39 montre la décohésion du graphite de la matrice après passage de l'indenteur. On remarque aussi qu'il y a enlèvement de matière qui se trouve au voisinage du sphéroïde de graphite. Le graphite enlevé reste dans la trace et joue le rôle d'un lubrifiant au cours du deuxième passage de l'indenteur.

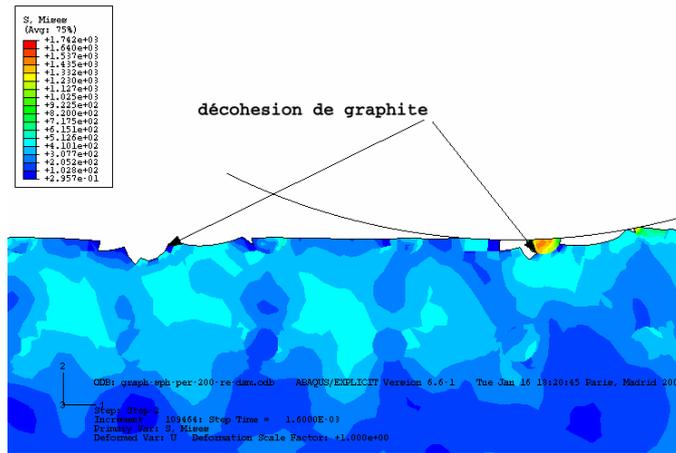


figure 3-39 : Comportement du graphite dans un modèle avec endommagement

### 3.4. Conclusion

Le graphite joue un rôle important dans l'usure de la fonte. Il s'intercale entre les deux antagonistes et fait diminuer le frottement et l'usure de la fonte. Mais en même temps il joue le rôle de cavité qui favorise la génération de la fissuration et l'écaillage de la matière. La simulation numérique a permis de constater que le graphite représente la région de localisation des contraintes et de l'endommagement. Une étude supplémentaire doit être réalisée pour caractériser l'interface graphite matrice. Cette étude doit tenir compte de la présence de la ferrite.

Les résultats ont montré que :

- La modélisation numérique permet d'expliquer certains phénomènes tribologiques et donne plus de détails sur les mécanismes interfaciaux qui sont difficiles à observer expérimentalement,
- la présence du graphite diminue l'usure de la fonte au cours des essais de glissement cycliques, mais la taille et la distribution du graphite dans la matrice influent sur sa résistance à l'usure.

Ce travail représente une étude préliminaire qui permet de comprendre le comportement à l'usure de la fonte à graphite sphéroïdal. Ces résultats peuvent être utilisés pour développer des modèles analytiques de certains processus d'usinage comme le toilage et le rodage. Ainsi une étude comparative entre la fonte à graphite sphéroïdal et les autres types de fonte est nécessaire pour mettre en valeur l'intérêt de l'utilisation de ce matériau dans certaines conditions.

(M.Th.), M. (1975). "Résistance à la fatigue des fontes à graphite sphéroïdal. Rapport final de la Commission Internationale 7d." Fontes à graphite sphéroïdal (doc. C 7d. 164F). Comit International des Associations Techniques de Fonderie (CIATF).

A. Bolshakov , G.M Pharr (1998). J. Mater . Res **13**: 1049.

BEN Tkaya M., Zahouani H., Mezlini S., Kapsa P., Zidi M., Dogui A. (2006). Effet de l'endommagement dans la simulation numérique de l'essai de rayure. 15èmes Journées Francophones de Tribologie (JFT2006).

Bertrand-Lambotte, P. (2001). Sur les mécanismes de rayure des vernis de finition automobile, Ecole centrale de Lyon: 143, 2001-28.

C.A. Cooper, R. Elliot, R.J. Young (2002). "Investigation of elastic property relationships for flake and spheroidal cast iron using Raman spectroscopy." Acta Materialia **50**: 4037-4046.

Collini, L. (2004). Micromechanical modeling of the elasto-plastic behavior of heterogeneous nodular cast iron, Universita'Degli Studi Di Parma: 141 .

H. Kitsunai, K. Kato , H. Inoue (1990). "The transitions between microscopic wear mode during repeated sliding friction observed by a scanning electron microscope tribosystem." Wear **135**: 237-249.

H. Pelletier , J.Krier, A.Cornet (2000). "Limits of using bilinear stress-strain curve for finite element modeling of nanoindentation response on bulk materials." Thin Solid Films **379**: 147-155.

J.B. Pethica, W.C. Oliver (1989). Proc. Symp. Mat. Res Soc 13: 130.

J.L. Loubet , M. Bauer, A. Tonck, S. Bec ; B. Gauthier-Manuel, (1993°)." Nanoindentation with a surface force apparatus, Mechanical properties and deformation behavior of materials having ultra-fine microstructure." 429-447.

J.M Challen, P.L.B Oxley (1979). "An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models." Wear **53**: 229-243.

J. Jault, (2007). "Fontes à graphite sphéroïdal: propriétés d'utilisation." Techniques de l'ingénieur (M 4 610): 1-25.

K. Yildizli, M.B Karamis, F. Nair (2006). "Erosion mechanisms of nodular and gray cast irons et different impact angles." Wear **261**: 622-633.

M. Lichinchi, C. Lenardi, J. Haupt, R. Vitali (1998). Thin Solid Films **312**: 240.

M.Ben Tkaya , S.Mezlini , M.Zidi,H. ZAhouani , A.Dogui ,Ph.Kapsa (2006). Correlation entre la géométrie de l'indenteur, les mécanismes d'usure et le coefficient de frottement: étude expérimentale, analytique et numérique avec le prise en compte de l'endommagement. Cinquièmes Journées Scientifiques et Techniques en Mécanique et Matériaux -JSTMM, El Hammamet (Tunisie).

M.G.V.Cuppari (2002). Relation between microstructure and resistance to cavitation of cast alloys based in quaternary system Fe-Cr-Ni-C, University of Sao Paulo.

N.K.Fukumasu, P.L.Pelegriño,G.cueva,R.M.Souza,A.Sinator (2005). "Numerical analysis of the stress developed during the sliding of a cylinder over compact graphite iron." Wear **259**: 1400-1407.

T.T. Matsuou, C. S. K., W.J. Botta Fo, C. Bolfarini (2004). "Sliding wear of spray-formed high-chromium white cast iron alloys." Wear **2005**: 445-452.

K.S Zhang., J.B Bai., D. Francois (1999). "Ductile fracture of materials with high void volume fraction." International journal of solids and structures **36**: 3407-3425.

## Chapitre 4 - Prise en compte de la lubrification

---

*Les modèles numériques actuels sont de plus en plus précis, en particulier en ce qui concerne le comportement et la rhéologie des matériaux étudiés. La modélisation de la contrainte de frottement reste trop simplifiée par rapport à la complexité des phénomènes présents à l'interface de contact. Aujourd'hui, les diverses lois de frottement simples sont basées sur des variables externes à l'interface du contact, comme la pression totale à l'interface  $p$  et la vitesse de glissement.*

*Dans les vraies conditions du contact, il faut tenir compte de la présence des rugosités et de lubrification. Dans ce chapitre on aborde les phénomènes qui ont lieu à l'interface du contact. Au début une description des conditions du contact avec lubrification sera présentée. Ensuite l'équation de Reynolds et les hypothèses associées, seront discutées. Ensuite on analyse une extension de l'équation aux effets de la rugosité. Dans une deuxième partie une méthode de couplage fluid-structure es présentée. Cette procédure combine la méthode des éléments finis (code commercial ABAQUS) avec un module de calcul de la lubrification.*

<b>Chapitre 4 - Prise en compte de la lubrification .....</b>	<b>129</b>
1. Introduction .....	131
2. Différentes régime de lubrification .....	131
3. Couplage fluide/structure .....	134
3.1. Principe de couplage .....	134
3.2. Application : essai d'indentation.....	135
4. Conclusions .....	137

## 1. Introduction

Dans les procédés d'usinage par abrasion comme le rodage et le toilage, on utilise le lubrifiant pour améliorer l'état de surface produit par les procédés. La lubrification réduit les efforts d'usinage en abaissant le coefficient de frottement. En général les modèles numériques utilisent la loi de Coulomb définie par

$$\tau = \mu p \quad (4.1)$$

avec  $\tau$  la contrainte de cisaillement totale à l'interface et  $\mu$  le coefficient de frottement de Coulomb.

En plus, les surfaces réelles du contact sont constituées de vallées et de sommet. Ces rugosités influent sur les mécanismes fondamentaux à l'origine du frottement. Une étude approfondie de ce paramètre permet de calculer des variables internes comme l'épaisseur de lubrifiant et la contrainte de cisaillement. Cela permet de définir alors une loi de frottement basée à la fois sur des variables externes (pression, vitesse de glissement...) et des variables internes (lubrifiant, rugosités...), ce qui permet de se rapprocher des conditions réelles.

Le but de ce travail est de développer un modèle numérique qui tient compte de la présence de la rugosité et de la couche du lubrifiant à l'interface indenteur/matériau. On présente d'abord une brève introduction sur la lubrification et les différents régimes de lubrification. Ensuite l'équation de Reynolds et les hypothèses qui lui sont associées seront discutées, ainsi que les extensions de l'équation aux effets rugueux. Ainsi la contrainte de cisaillement à l'interface de contact sera calculée. Après un algorithme du couplage fluide structure sera présenté. Un exemple d'application de cet algorithme est réalisé pour l'essai d'indentation en 2D.

## 2. Différentes régime de lubrification

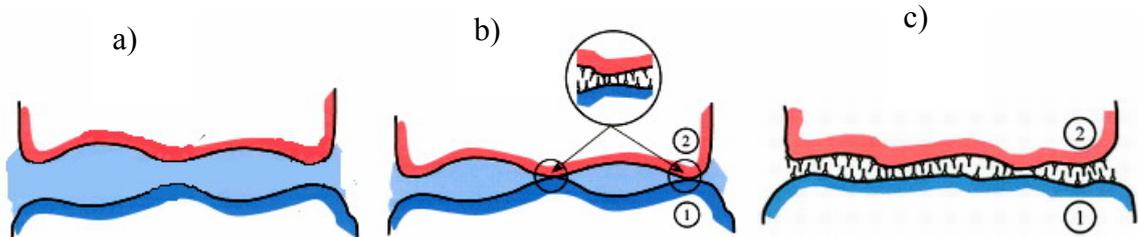
La lubrification peut être divisée en trois régimes différents (figure 4-1) :

- En régime hydrodynamique où  $h \gg \sigma$ , ( $h$  est l'épaisseur minimum du lubrifiant et  $\sigma$  l'écart type de la distribution des hauteurs du profil des surfaces) l'épaisseur du film lubrifiant est telle qu'il y a un équilibre entre efforts appliqués et portance hydrodynamique. Les charges appliquées peuvent entraîner une déformation élastique des surfaces dans le cas du régime élastohydrodynamique. L'épaisseur du film lubrifiant est une fonction croissante de la viscosité du lubrifiant, de la vitesse des surfaces et est inversement proportionnelle à la charge appliquée. Dans les régimes de lubrification hydrodynamique et élastohydrodynamique, l'épaisseur du film d'huile à l'interface métallique est suffisante pour empêcher le contact des pièces en mouvement et éviter l'usure. Les coefficients de frottement sont, dans ces régimes, de quelques millièmes (en hydrodynamique) et quelques centièmes (en élastohydrodynamique).
- En régime mixte où  $h \approx \sigma$ , les efforts de frottement résultent simultanément d'effets hydrodynamiques dans le film fluide, qui supporte une partie de la charge appliquée, et d'interactions entre les aspérités. Lorsque la sévérité du contact augmente, la part associée aux interactions entre les aspérités augmente, entraînant une augmentation du coefficient de frottement.

• En régime limite où  $h \ll \sigma$ , la seule viscosité de l'huile ne suffit plus à empêcher l'apparition de contacts métal/métal et, par voie de conséquence, l'usure des mécanismes est rapide. Les deux surfaces antagonistes se retrouvent en contact ce qui génère un frottement élevé, pouvant conduire au grippage. Le frottement et l'usure sont déterminés par les propriétés des surfaces solides en mouvement et par les propriétés de lubrifiant autre que sa viscosité. Dans ces conditions, le rôle du lubrifiant se limite à évacuer la chaleur dégagée par le frottement et à transporter les additifs dans les zones de frottement. Les films minces formés sur les surfaces solides en régime de lubrification limite ont pour but :

- De contrôler le frottement par l'intermédiaire des molécules absorbées en surface, capables de réaliser une portance (domaine de lubrification onctueuse) ;
- D'abaisser le frottement, tout en réduisant l'usure, grâce à des réactions chimiques lubrifiant/surface rapides, et catalysées par les conditions de température et de pression (domaine d'extrême pression).

La lubrification limite est un phénomène complexe où interviennent plusieurs paramètres dont les interactions solide-lubrifiant, la métallurgie, la rugosité, la corrosion, la température, la pression et la cinématique des réactions chimiques.



**figure 4-1 : différents régimes de lubrification : a) régime hydrodynamique ; b) régime mixte ; c) régime limite**

Dans la suite, nous traitons des problèmes de déformation plane (2D). L'équation de Reynolds (1D) :

$$\frac{d}{dx} \left( \frac{\rho h^3}{12\eta} \frac{dp}{dx} \right) = \frac{d}{dx} \left( (v_1 + v_2) \frac{\rho h}{2} \right) + \frac{\partial \rho h}{\partial t} \quad (4.2)$$

$h(x)$  est la fonction épaisseur de film,  $p(x)$  la pression du fluide,  $\eta(T,p)$  sa masse volumique (dans la littérature, elle est supposée constante et disparaît de l'équation).  $v_1$  est la vitesse de l'indenteur  $v_2$  la vitesse de la surface de l'échantillon. Le terme  $\partial \rho h / \partial t$  disparaît pour les procédés stationnaires. On notera alors la forme une fois intégrée (en supposant le comportement incompressible pour simplifier) :

$$\frac{dp}{dx} = \frac{12\eta}{h^3} \left( (v_1 + v_2) \frac{h}{2} - Q \right) \quad (4.3)$$

où Q est le débit

$$Q = (v_1 + v_2) \frac{h}{2} - \frac{h^3}{12\eta} \frac{dp}{dx} = cst \quad (4.4)$$

Ce qui donne une contrainte de frottement :

$$\tau(x) = \eta [p(x), T(x)] \cdot \frac{v_1 - v_2}{h(x)} + \frac{h(x)}{2} \cdot \frac{dp}{dx} \quad (4.5)$$

Quand l'épaisseur h du film devient petite. Les aspérités commencent à jouer un rôle à l'écoulement de lubrifiant. Le régime avec film épais est l'extension du régime précédente où l'aspérité n'est pas en contact mais la rugosité de surface doit être tenue en compte. Ceci peut être fait par la définition des facteurs d'écoulement  $\phi_x$  et  $\phi_s$  dans l'équation de Reynolds :

$$\frac{d}{dx} \left( \phi_x \frac{\rho h^3}{12\eta} \frac{dp}{dx} \right) = \frac{d}{dx} \left( (v_1 + v_2) \frac{\rho h}{2} \right) + \frac{d\rho h}{dt} + \frac{d}{dx} \left( \frac{V}{2} R_q \phi_s \right) \quad (4.6)$$

Où  $V=v_1- v_2$  est la vitesse relative ou la vitesse de glissement,  $R_q$  est la rugosité composée des deux surfaces et  $h(x)$  et  $p(x)$  est la valeur locale de film de lubrifiant et de la pression. Les différentes expressions des facteurs d'écoulement on peuvent être trouvées dans la littérature, Patir and Cheng (N. Patir 1978), Wilson (W.R.D. Wilson 1990).

$\phi_x(h/R_q) \rightarrow 1$  et  $\phi_s(h/R_q) \rightarrow 0$  quand  $h/R_q \rightarrow \infty$ , dans ces conditions on retrouve l'équations de Reynolds.

En calculant l'épaisseur du film de lubrifiant, la contrainte de cisaillement  $\tau$  est donnée par :

$$\tau = \eta \frac{V}{h} (\phi_f \pm \phi_{fs}) \pm \frac{h}{2} \phi_{fp} \frac{\partial p}{\partial x} \quad (4.7)$$

où  $\phi_f$ ,  $\phi_{fs}$  et  $\phi_{fp}$  sont des facteurs de correction définies par Patir et Cheng (N. Patir 1978). Le signe positif est destiné à la surface supérieure et le signe négatif à la surface inférieur.

Le régime de lubrifiant limite représente le cas critique où presque la majorité de la pression est supportée par les aspérités. Dans ce cas, la couche de lubrifiant est réduite à quelques couches de molécules.

Le régime de lubrifiant mixte est atteint quand les conditions de contact sont entre la lubrification hydrodynamique et le régime limite. Dans ce cas, quelques aspérités sont en contact et la pression totale (p) est partagée entre la composante hydrodynamique de lubrification ( $p_b$ ), dans les vallées de rugosités, et la pression de contact sur les aspérités  $p_a$  :

$$p(x) = A(x)p_a(x) + (1-A(x))p_b(x) \quad (4.8)$$

Le facteur de pondération A, en général une fonction du temps et de l'espace, est la vraie fraction d'aire du contact.

La contrainte de cisaillement totale  $\tau$  est décomposée entre une contrainte de cisaillement due à la viscosité du lubrifiant  $\tau_b$  et la contrainte de cisaillement due au régime limite localisé aux zones de contact des aspérités.

$$p(x) = A(x)\tau_a(x) + (1 - A(x))\tau_b(x) \quad (4.9)$$

Pour le reste de notre étude on néglige la rugosité et on va prendre le cas de l'équation de Reynolds simple (équation 4.1).

### 3. Couplage fluide/structure

#### 3.1. Principe de couplage

Pour faire un couplage fluide/structure deux méthodes sont possibles. la méthode des éléments finis peut être utilisée pour résoudre l'équation de Reynolds (équation 4.1), ceci en couplant la déformation du massif avec la lubrification pour obtenir une formulation générale qui peut être introduite dans un code par éléments finis. Cette méthode nécessite un code de calcul ouvert qui permet l'accès à son code source. La deuxième méthode consiste à résoudre l'équation de Reynolds par des méthodes analytiques à l'aide de Matlab. Le calcul de structure se fait à l'aide de code de calcul par élément finis ABAQUS.

La méthode proposée consiste à définir un modèle de contact par la méthode des éléments finis. Le nombre de nœuds actifs en contact augmente ou diminue si des nœuds entrent ou sortent dans la zone de contact. Puisque l'épaisseur de lubrifiant  $h^3$  est faible par rapport aux termes de l'équation 4.1. On va le négliger. Ainsi on a :

$$\frac{d}{dx} \left( (v_1 + v_2) \frac{\rho h}{2} \right) + \frac{\partial \rho h}{\partial t} = 0 \quad (4.10)$$

La figure 5 montre la démarche de couplage suivie pour tenir compte de la présence du lubrifiant à l'interface du contact. Pour chaque incrément, le calcul est divisé en deux étapes : un calcul par éléments finis de la structure et un calcul hydrodynamique de lubrifiant. En donnant les propriétés mécanique de la structure et les conditions aux limites comme paramètre d'entrée à un code de calcul par éléments finis, on obtient la vitesse de chaque nœud, la répartition de contraintes et la pression à l'interface outils échantillons. En donnant les propriétés du lubrifiant, l'épaisseur de lubrifiant peut être calculée à l'aide de « toolbox » PDE sous Matlab. Ensuite la contrainte de frottement  $\tau$  est calculée en fonction de la vitesse de glissement, des propriétés du lubrifiant, de l'épaisseur de lubrifiant et de la pression de contact (équation 4.5), ceci se fait à l'aide d'une sous-routine Fortran (UFRIC) qui fait la liaison entre Matlab et ABAQUS. Au cours de chaque itération ABAQUS appelle la sous-routine UFRIC et impose la contrainte de cisaillement à l'échantillon.

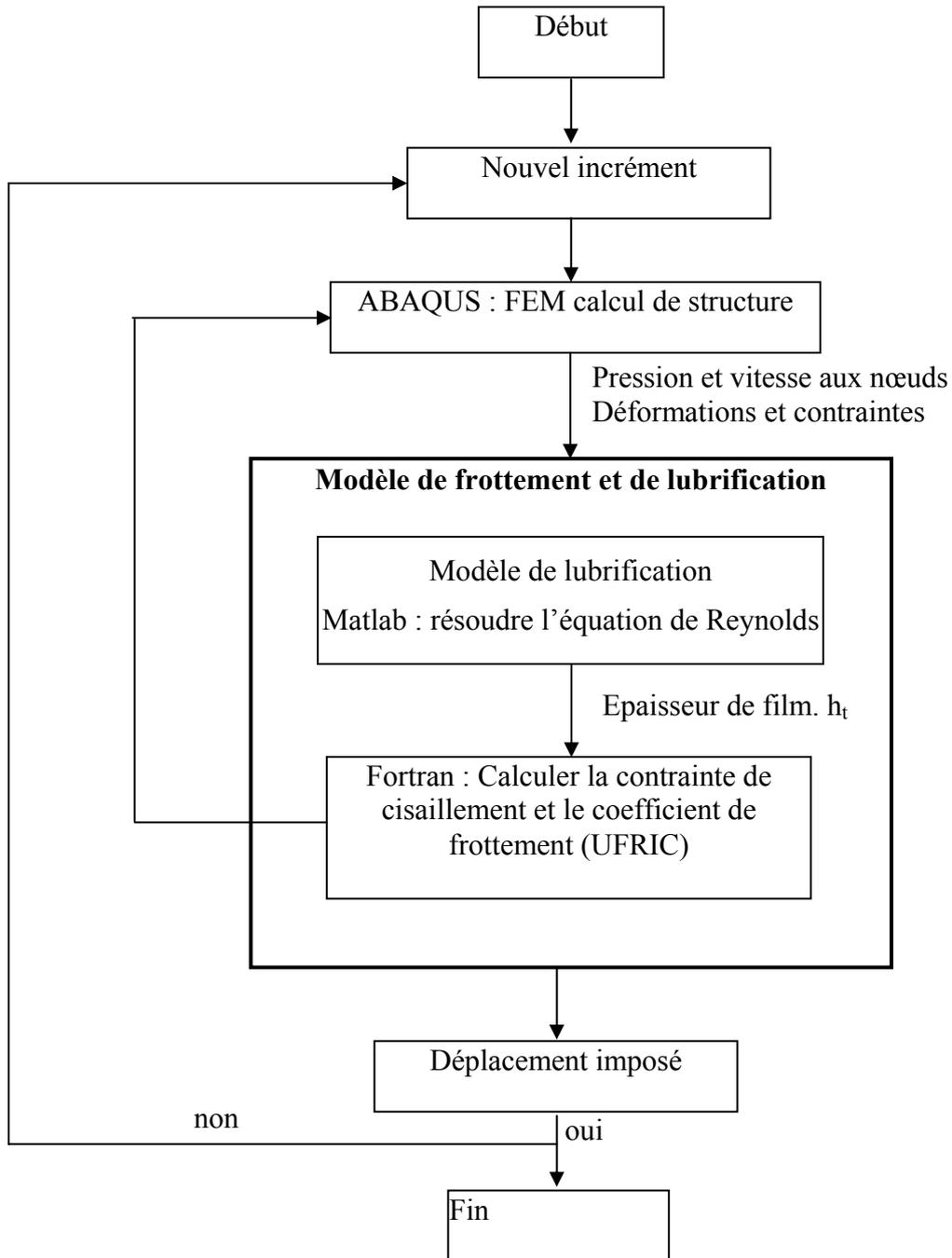


Figure 4-2 : organigramme du calcul

### 3.2. Application : essai d'indentation

Une application simple de notre couplage est l'indentation d'une surface plane par une sphère de diamètre  $400\mu\text{m}$ . Un modèle éléments finis 2D en contrainte plane (figure 4-3) est développé. Le modèle est maillé avec des éléments quadrilatéraux à intégration réduite de type CPS4R. Le maillage est affiné sous l'indenteur afin d'avoir plus de précision en pression de contact. L'indenteur est supposé rigide. L'échantillon est un matériau élastique parfaitement plastique de module de Young  $E=210\text{ GPA}$  et un seuil de plasticité  $\sigma_0=220\text{ MPa}$ . Un déplacement vertical de  $1\mu\text{m}$  est imposé à l'indenteur. La base de l'échantillon est bloquée dans toutes les directions. La viscosité de lubrifiant  $\eta=4.11\ 10^{-2}\text{ Pa s}$ .

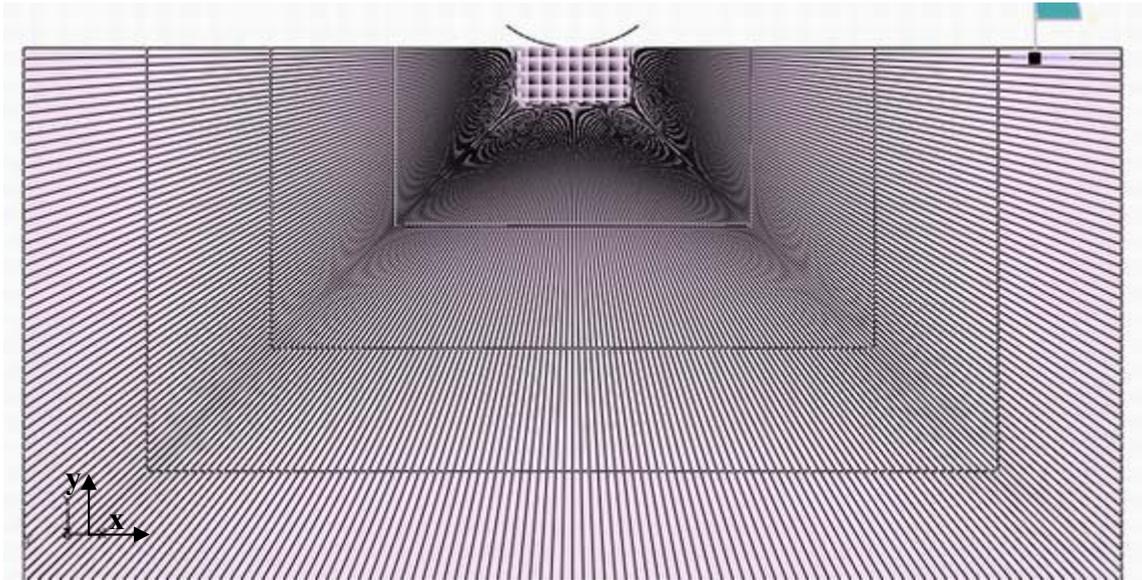


figure 4-3 : modèle éléments finis

### Résultats

La figure 4-4 représente une comparaison entre le modèle classique et le modèle avec lubrifiant. On remarque que la contrainte de cisaillement à l'interface diminue en tenant compte de la présence de lubrifiant. Par contre la pression de contact ne change pas beaucoup.

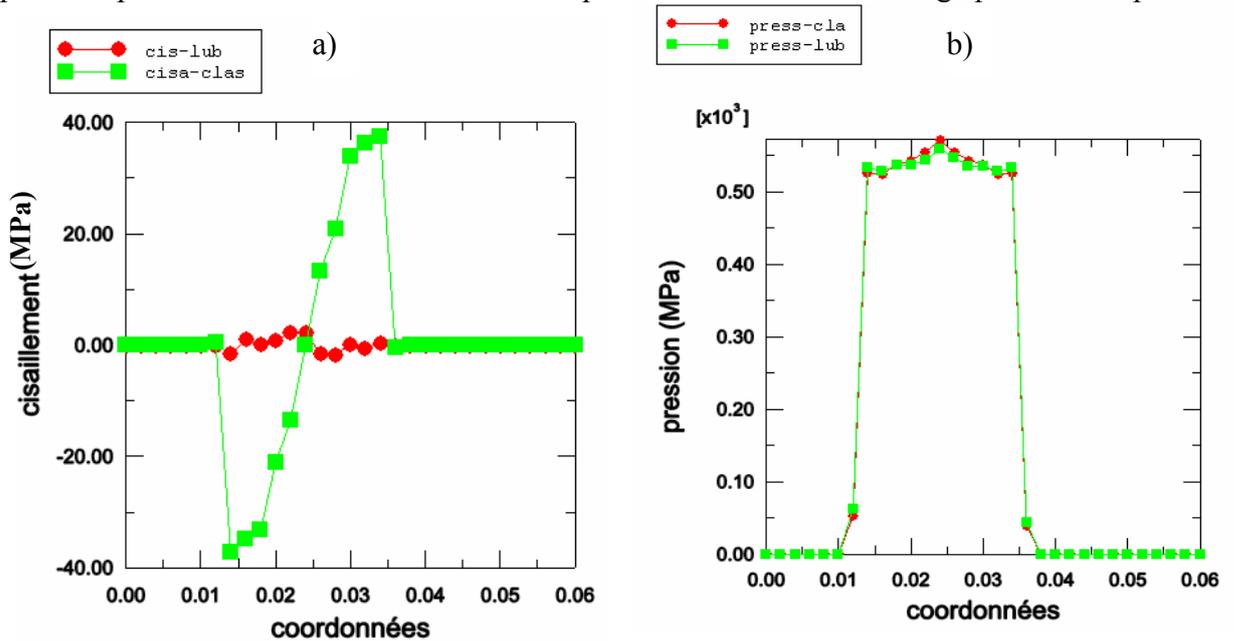


figure 4-4 : comparaison entre le modèle de contact classique (cla) et le modèle avec lubrifiant (lub) : a) cisaillement à l'interface; b) pression à l'interface

La figure 4-5 montre que la déformation plastique équivalente produite au cours de l'indentation est faiblement sensible à la présence de lubrifiant à l'interface du contact.

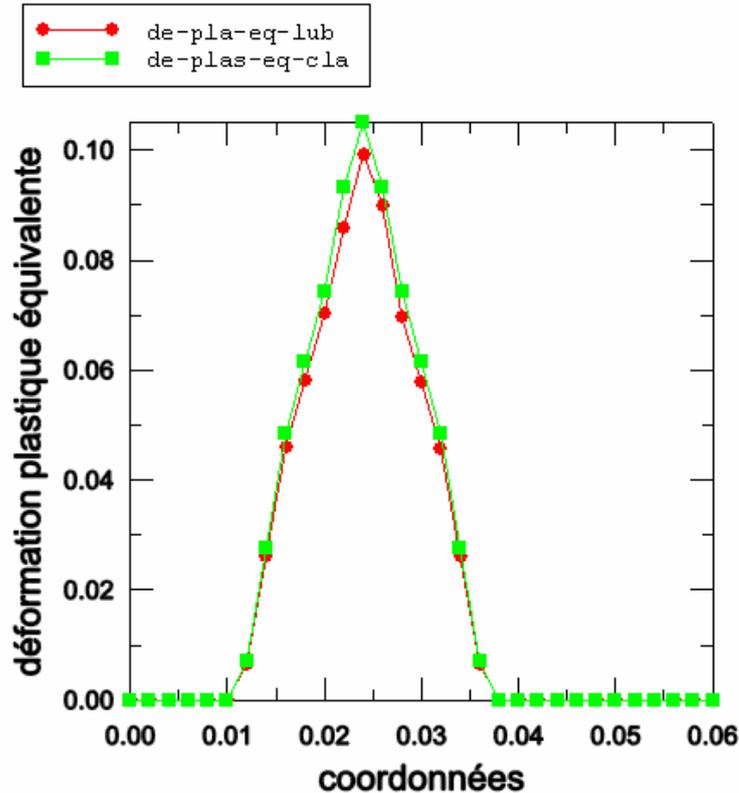


figure 4-5 : profil de la déformation plastique le long de la surface du contact

#### 4. Conclusions

L'application précédente se base sur plusieurs hypothèses simplificatrices mais la méthode de couplage utilisée permet de tenir compte de l'effet de la lubrification de surface. L'avantage de cette méthode est qu'on n'a pas besoin de développer un autre modèle pour tenir compte de l'effet de la rugosité. Il suffit de changer l'équation de Reynolds donnée par l'équation 4.10 et par l'équation 4.6, ce qui permet de se rapprocher du cas réel. L'application de module de couplage sur l'essai d'indentation montre que le lubrifiant n'a pas une influence sur les résultats d'indentation. Par contre le lubrifiant diminue la force tangentielle qui joue un rôle important dans l'essai de rayage. Donc il sera important de tenir compte du film de lubrifiant au cours de la modélisation du rayage.

Comme perspective de ce travail, on va étudier l'effet de la rugosité et de la lubrification au cours d'un essai de glissement. Dans une première approche le modèle de couplage développé va être appliqué à l'essai de glissement. Le modèle qui sera utilisé, assemble un modèle macroscopique de l'essai de glissement (résolution par éléments finis) et un modèle microscopique de lubrification en régime mixte, composé d'une équation de Reynolds entre surface rugueuse et une équation d'évolution de rugosité. Le principe de la méthode est décrit précédemment. La méthode des éléments finis sera utilisée pour résoudre l'équation de Reynolds. Cette étude tient compte de la présence de la rugosité à travers le facteur d'écoulement. La deuxième approche consiste à introduire la rugosité réelle de matériaux dans le code du calcul par éléments finis. Cette approche permet d'étudier les interactions entre la structure et le lubrifiant. Il permet de lier l'évolution du lubrifiant dans le temps avec l'évolution de la structure. Par exemple la rugosité est déformée sous l'effet de l'écoulement fluide qui à son tour est dévié ou perturbé par la forme de la structure déformée.

N. Patir, H.S. Cheng (1978). "An average flow model for determining effects of three-dimensional roughness on partial hydrodynamic lubrication." J. Lubr. Technol. **100**: 12-17.

W.R.D. Wilson, N.Marsault (1990). "Partial hydrodynamic lubrication with large fractional contact areas." ASME - J. Tribol. **120**: 1-5.

## Conclusion générale

L'essai de rayage est une méthode simple et économique pour caractériser la résistance à l'usure abrasive des métaux. On a souvent recours à cette méthode pour caractériser l'usure des métaux et des couches minces.

La simulation des problèmes industriels complexes permet de mettre en évidence l'importance de l'interaction entre particules abrasives et les surfaces. L'étude de l'angularité des particules abrasives a montré l'importance de l'angle d'attaque sur l'écoulement de matière et la formation des débris d'usure.

Dans ce travail, l'effet de la rhéologie et de l'écrouissage sur la forme finale de la trace a été mis en évidence. Le modèle éléments finis développé nous a permis d'expliquer les résultats expérimentaux et de prédire les zones de localisation de l'endommagement.

Dans un premier temps nous avons montré que le comportement au rayage des matériaux est fortement sensible aux propriétés mécaniques du matériau étudié. Ainsi les modèles analytiques développés ne permettent pas de prédire précisément le comportement au rayage du matériau. Afin d'améliorer l'accord entre les valeurs expérimentales et de simulation, il faut bien identifier le module de Young, le coefficient d'écrouissage, la pente d'écrouissage, le type d'écrouissage, la géométrie de l'indenteur et le niveau de la déformation imposée.

Une première application a montré l'intérêt du modèle numérique développé pour prédire l'endommagement et pour expliquer les résultats obtenus par l'expérience. L'examen par interférométrie optique et par MEB des rayures faites sur l'acier C48 plus ou moins écroui au préalable, ainsi que l'évolution des contraintes de Von Mises calculées par simulation numérique, montre qu'un écrouissage préalable du matériau ne signifie pas une amélioration de la résistance à l'usure. En effet, le niveau d'écrouissage imposé par l'indenteur peut causer l'endommagement du matériau ainsi il dégrade sa résistance à l'usure.

Ainsi une très bonne adéquation entre la cartographie des zones les plus sollicitées mécaniquement et les sites d'enlèvement de matière a été mise en évidence. Au regard de la morphologie des sillons, l'adéquation quantitative (en calculant le facteur de forme) entre simulation numérique et expérience est satisfaisante tant que le matériau se déforme en régime de labourage, tout ce qui se passe au-delà l'endommagement n'est pas pris en compte dans les calculs.

Dans une deuxième application, une expertise sur les tôles d'aluminium utilisées pour des bennes de camion a été réalisée. Des simulations numériques et expérimentales de l'essai de la rayure ont été réalisées afin de connaître l'effet de la géométrie des grains abrasifs sur l'endommagement des tôles d'aluminium par abrasion. La variation de l'angle d'attaque montre qu'il y a transition du mécanisme d'usure de labourage, pour les faibles angles d'attaque, vers la coupe, pour les grands angles d'attaque. Une corrélation entre mécanisme d'usure et coefficient de frottement montre bien l'effet de l'angle d'attaque sur le coefficient de frottement. Le modèle avec endommagement permet d'améliorer les résultats numériques et d'expliquer certains mécanismes d'usure. L'approche inverse a été aussi utilisée pour identifier les propriétés d'endommagement de l'aluminium.

## Conclusion générale

L'étude numérique couplée avec l'étude expérimentale montre son efficacité pour caractériser l'usure des matériaux homogènes. Les matériaux non homogènes, comme la fonte, sont caractérisés par la présence de plusieurs phases, leur comportement à l'usure est différent des autres types de matériaux. Dans la troisième partie de ce travail nous avons étudié l'usure abrasive de la fonte à graphites sphéroïdales utilisée dans les pièces de moteurs des voitures (ex : chemise). Une étude expérimentale dans différentes conditions de contact est réalisée. Le graphite joue un rôle important dans l'usure de la fonte. Il s'intercale entre les deux antagonistes et fait diminuer le frottement et l'usure de la fonte. Pour mieux comprendre le comportement du graphite au cours de l'usure, une modélisation numérique est réalisée. Elle montre qu'il y a initiation de la rupture à l'interface graphite matrice. La simulation numérique a permis de constater que le graphite représente la région de localisation des contraintes et de l'endommagement.

L'étude du glissement répétitif montre l'importance du changement des mécanismes de dégradation durant le processus d'usure. Au cours des cycles de glissement le graphite, enlevé sous forme des débris, s'intercale entre la surface de l'échantillon et l'indenteur. A cause de ses faibles propriétés mécaniques, le graphite forme une couche protectrice et il diminue le coefficient de frottement et par conséquent le taux d'usure. Ces résultats sont valables pour un glissement cyclique dans un même endroit, chose qui limite ses applications pour les problèmes réels faisant appel souvent à l'interaction des traces d'usure.

Cette étude préliminaire a permis de comprendre le comportement à l'usure de la fonte à graphite sphéroïdal. Ces résultats peuvent être utilisés pour comprendre les procédés d'usinages par abrasion comme le rodage et le toilage. Une étude comparative entre la fonte à graphite sphéroïdal et les autres types de fonte est nécessaire pour mettre en valeur l'intérêt de l'utilisation de ce matériau dans certaines conditions.

La modélisation de l'usure de la fonte est un outil précieux. Elle permet d'étudier le comportement du graphite au cours de l'usure ainsi que la prédiction des mécanismes d'usure qui puissent être générés. Cependant, il est nécessaire d'avoir une connaissance du comportement mécanique du graphite. L'identification de ces propriétés est réalisée par des essais de nano-indentation. Une méthode d'identification par approche inverse basée sur des algorithmes d'optimisation est proposée. La méthode présente un outil efficace d'identification.

Dans le dernier chapitre on présente un module de couplage fluide structure. Ce module montre que la lubrification n'a pas un grand effet sur les résultats du contact par indentation. Par contre la lubrification diminue les contraintes de cisaillements à l'interface. Ainsi il sera intéressant de tester ce module dans le cas de rayage où la force tangentielle influe sur le mécanisme d'usure.

Ce travail montre que le véritable intérêt de la simulation numérique est qu'elle permet d'étudier les interactions entre différents paramètres rhéologiques (vitesse, pression de contact...) sans avoir besoin de faire plusieurs essais expérimentaux. Concernant l'essai de rayage des matériaux homogènes nous avons montré qu'il y a une relation entre les profils de la trace de rayure et les propriétés mécaniques de matériaux. Ceci nous laisse à penser l'essai de rayage est pertinent pour identifier le comportement des matériaux. D'autre part la bonne corrélation obtenue entre les résultats numériques et expérimentaux, montre que la

## Conclusion générale

modélisation peut être utilisée comme un outil de prédiction de l'état de surface après usinage ou usure, Ceci en couplant les résultats avec des méthodes statistiques, (type Monte Carlos).

## AUTORISATION DE SOUTENANCE

Vu les dispositions de l'arrêté du 25 avril 2002,

Vu la demande du Directeur de Thèse

Messieurs Ph. KAPSA et A. DOGUI

et les rapports de

Monsieur A. BEN CHEIKH LARBI  
Maître de Conférences - Laboratoire de Mécanique Matériaux et Procédés  
Ecole Supérieure des Sciences et Techniques de Tunis - 1008 - TUNISIE

Et de

Monsieur A. IOST  
Professeur - Equipe Surfaces et Interfaces (ENSAM)  
Laboratoire de Métallurgie Physique et Génie des Matériaux - CNRS UMR 8517 - ENSAM - CER Lille  
8 bd Louis XIV - 59046 LILLES cedex

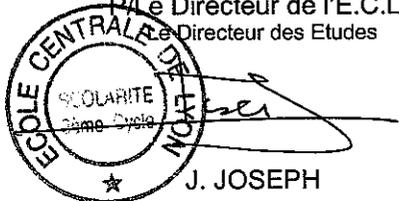
**Monsieur BEN TKAYA Mohamed**

est autorisé à soutenir une thèse pour l'obtention du grade de **DOCTEUR**

**Ecole doctorale MATERIAUX**

Fait à Ecully, le 27 novembre 2007

R/Le Directeur de l'E.C.L.  
Le Directeur des Etudes



J. JOSEPH

**Titre de la thèse:** Etude numérique et expérimentale de l'essai de rayure

*Résumé :*

L'usure par abrasion est une forme de dégradation des surfaces généralement combattue, mais aussi utilisée pour l'usinage en assurant les plus fortes valeurs ajoutées : des taux d'usure importants sont recherchés et obtenus avec des outils abrasifs en rectification, rodage etc. La recherche dans ce domaine s'intéresse aux aspects fondamentaux de génération et de dégradation des surfaces solides. Plusieurs études ont alors été engagées. Elles visent à comprendre la résistance à l'usure abrasive de matériaux. Dans ce travail une approche conjointe entre la numérique et l'expérience est adoptée afin d'étudier le problème d'abrasion de différents types de matériaux.

La première partie de ce travail est fondée sur une étude expérimentale de l'essai de rayage d'une part et la modélisation numérique d'autre part. Elle a pour objectifs l'identification et la maîtrise des paramètres rhéologiques et des sollicitations influant sur les phénomènes mécaniques rencontrés au cours de rayage. Cette étude nous a permis de mettre en avant l'effet significatif de l'écrouissage de matériau sur la résistance à l'usure et en particulier sur l'écoulement de la matière. Afin de valider les résultats obtenus numériquement, une comparaison avec des essais expérimentaux a été réalisée. Pour améliorer le modèle numérique nous avons introduit l'endommagement dans la loi de comportement de l'aluminium. L'introduction de l'endommagement permet d'améliorer les résultats numériques et d'expliquer certains mécanismes d'usure.

La deuxième partie de ce travail a été dédiée à l'étude des matériaux hétérogènes. Les modèles numériques de rayage couplés avec les modèles d'endommagement ont permis d'élargir leur champ d'application pour atteindre les matériaux hétérogènes. Particulièrement, une application sur l'usure des fontes des moteurs diesels de véhicules légers a été menée. L'effet du comportement des sphéroïdes de graphite après usure a aussi été détaillé.

---

**Title:** numerical and experimental study of the scratch test

*Abstract:*

The abrasive wear is a widely struggled phenomenon of surface wear. In the other hand, some machining process as grinding and belt finishing search to master the material removal in the abrasive wear to produce parts of high surface quality. Thus, this wear mechanism presents the object of extensive research especially to investigate the fundamental aspects for the generation and the degradations of the surface. This works is based on experimental and numerical studies to characterise the wear of different materials.

The first part is concerned with the study of the scratch test by numerical and experimental approach. It aims to identify and to master the tribological and rheological parameters which affect wear mechanism during the scratch test. This study highlights the effect of the work hardening on the wear mechanism of the material. A damage initiation and evolution is implemented to ameliorate the numerical model. Comparison between numerical and experimental results has showed a good match.

The second part affects the heterogeneous materials. The numerical models of the scratch test coupled to damage make it possible to study the wear of nodular cast iron. The effect of the graphite during the wear was investigated in this part.