



n° attribué par la bibliothèque :... ..

**THESE**

présentée pour obtenir le grade de

**DOCTEUR**

de l'**UNIVERSITE LOUIS PASTEUR STRASBOURG I**

Ecole Doctorale de Physique, Chimie-Physique, Mathématiques

*Discipline :*     **PHYSIQUE DES MATERIAUX**

*par* **Ibrahim DEMIRCI**

**MECANIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT PAR  
RAYURE DE POLYMERES**

*Soutenu publiquement le* **24-11-2004**

---

**MEMBRES DU JURY**

---

G. HADZIIOANNOU	Professeur à l'Université Louis Pasteur, Strasbourg	<i>Rapporteur interne</i>
M.C. BAIETTO	Directeur de Recherche CNRS, INSA de Lyon	<i>Rapporteur externe</i>
A. CHATEAUMINOIS	Chargé de Recherche CNRS, ESPCI, Paris	<i>Rapporteur externe</i>
L. SCODELLARO	Ingénieur de Recherche Essilor, Paris	<i>Examineur</i>
C. GAUTHIER	Maître de Conférences HDR à l'Université Louis Pasteur, Strasbourg	
R. SCHIRRER	Directeur de Recherche CNRS, Institut Charles Sadron	

# REMERCIEMENTS

Mes trois années de doctorat se sont déroulées au sein du groupe Mécanique et Physique des Polymères Solides de l'Institut Charles Sadron (CNRS – UPR 22) à Strasbourg.

Je tiens tout d'abord à remercier Christian Gauthier et Robert Schirrer mes directeurs de thèse, d'une part pour m'avoir accueilli dans leur équipe, et d'autre part, pour m'avoir permis de travailler sur un sujet des plus intéressants. Je tiens aussi à les remercier pour leur disponibilité, leurs suggestions, leurs conseils et pour nos nombreuses discussions qui ont permis de mener à bien nos recherches.

Mes remerciements vont également à Marie Christine Baietto, Antoine Chateauminois et Georges Hadziioannou qui ont accepté d'être rapporteur de ce travail. C'est une tâche des plus lourdes, demandant un réel investissement, qu'ils ont accepté avec enthousiasme. Je remercie aussi Laurence Scodellaro pour sa participation au jury en tant qu'examineur.

Je tiens à remercier tous ceux qui ont collaboré à l'accomplissement de ce travail, en particulier à Christophe Fond pour sa disponibilité et son aide pour les éléments finis, Damien Favier pour sa disponibilité et son aide précieuse pour la partie expérimentale du travail.

Je remercie également ma famille qui m'a soutenue tout au long de mes études, et plus particulièrement mon frère Umit qui m'a beaucoup aidé.

Je remercie également mes amis Metzger Gilles, Faessel Philippe, Faessel Martial, Lotz Fabrice, Roux François et Wolf Johanne pour les bons moments et toutes les soirées que j'ai passées avec eux. Je les remercie également de m'avoir permis de m'évader du laboratoire.

Un grand merci à mes collègues de laboratoire qui ont contribué à créer une atmosphère conviviale, détendue et joviale. Plus particulièrement, je tiens à remercier Sigolène Lecuyer, Philippe Beckrich, Albert Izquierdo et Benoît Schnell avec qui j'ai passé de très bons moments et de très bonnes soirées.

Enfin je remercie tous ceux qui de près ou de loin m'ont permis de mener ce travail à son terme.



## TABLE DES MATIERES

<b>NOMENCLATURE .....</b>	<b>1</b>
<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>3</b>
<b>CHAPITRE A : SYNTHESE DES TRAVAUX ET DES RESULTATS .....</b>	<b>6</b>
<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>7</b>
<b>1. PRE REQUIS .....</b>	<b>7</b>
<b>2. RESULTATS SUR MATERIAUX NON REVETUS .....</b>	<b>9</b>
2.1. ENDOMMAGEMENTS OBSERVES .....	9
2.1.1. PMMA .....	9
2.1.2. CR39 .....	9
2.1.3. Polycarbonate .....	10
2.2. RESULTATS NUMERIQUES .....	11
2.2.1. Modèle numérique .....	11
2.2.2. PMMA .....	12
2.2.2.1 Plasticité .....	12
2.2.2.2 Endommagement .....	13
2.2.3. CR39 .....	14
2.2.3.1 Plasticité .....	14
2.2.3.2 Endommagement .....	15
2.2.4. Polycarbonate .....	16
<b>3. RESULTATS SUR MATERIAUX REVETUS .....</b>	<b>16</b>
3.1. RESULTATS EXPERIMENTAUX .....	16
3.1.1. Principe d'action d'un vernis anti-rayure .....	16
3.1.2. Tenue d'un vernis anti-rayure .....	17
3.2. RESULTATS NUMERIQUES .....	19
3.2.1. Lois simples .....	19
3.2.2. Lois "réalistes" .....	20
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>21</b>
<b>PERSPECTIVES.....</b>	<b>22</b>
<b>REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE A.....</b>	<b>24</b>
<b>CHAPITRE B : MECANIKES DES SURFACES.....</b>	<b>26</b>
<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>27</b>
<b>1. ESSAI D'INDENTATION .....</b>	<b>27</b>
<b>2. ESSAI DE GLISSEMENT RAYURE.....</b>	<b>28</b>
<b>3. NIVEAU DE DEFORMATION .....</b>	<b>28</b>

<b>4.</b>	<b>VITESSE DE DEFORMATION .....</b>	<b>30</b>
<b>5.</b>	<b>DURETE .....</b>	<b>30</b>
<b>6.</b>	<b>MECANIQUE DU CONTACT NORMAL.....</b>	<b>31</b>
6.1.	CONTACT ELASTIQUE .....	31
6.2.	CONTACT PLASTIQUE .....	32
<b>7.</b>	<b>CONTACT TANGENTIEL .....</b>	<b>33</b>
<b>8.</b>	<b>ESSAI D'INDENTATION ET RAYURE APPLIQUES AU BICOUCHE.....</b>	<b>34</b>
8.1.	ESSAI D'INDENTATION.....	34
8.1.1.	Module d'élasticité .....	35
8.1.2.	Dureté .....	36
8.1.3.	Propriété du revêtement.....	39
8.1.3.1	Modèles établis à partir de la fissuration du revêtement .....	39
8.1.3.2	Modèles établis à partir de l'écaillage du revêtement .....	41
8.1.4.	Estimation des propriétés de l'interface .....	44
8.2.	ESSAI DE GLISSEMENT RAYURE.....	47
8.2.2.	Endommagement sous glissement avec frottement .....	47
8.2.3.	Rayure.....	48
8.2.3.1	Modèles d'endommagement établis à partir de l'écaillage du revêtement..	48
	<b>CONCLUSION.....</b>	<b>52</b>
	<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE B .....</b>	<b>53</b>
	<b>CHAPITRE C : OUTILS EXPERIMENTAUX ET MATERIAUX ETUDIES.....</b>	<b>56</b>
	<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>57</b>
<b>1.</b>	<b>DISPOSITIF EXPERIMENTAL .....</b>	<b>57</b>
1.1.	ESSAI DE GLISSEMENT-RAYURE OU "SCRATCH TEST" .....	57
1.2.	GEOMETRIE DES POINTES UTILISEES .....	59
1.3.	IMAGES ENREGISTREES : AIRE DE CONTACT IN-SITU .....	60
1.4.	MATERIAUX UTILISES .....	61
1.4.1.	PMMA .....	61
1.4.2.	CR39 .....	62
1.4.3.	Polycarbonate.....	62
1.4.4.	T&L .....	62
1.4.5.	Vernis OA20 .....	63
<b>2.</b>	<b>ANALYSE MECANIQUE .....</b>	<b>63</b>
2.1.	DIMENSION DU CONTACT.....	63
2.2.	FORME DU CONTACT .....	65
2.2.1.	Rapport $a_r/a_f$ .....	65
2.2.2.	Angle de retour.....	67
2.3.	PRESSION DE CONTACT.....	67
2.4.	FROTTEMENT LOCAL .....	68
<b>3.</b>	<b>ACQUIS SUR LA RAYURE DES POLYMERES MASSIFS .....</b>	<b>69</b>
3.1.	COURBE MAITRESSE DE PRESSION .....	69
3.2.	EVOLUTION DE LA PRESSION DE CONTACT.....	71

<b>CONCLUSION.....</b>	<b>74</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE C.....</b>	<b>75</b>
<b>CHAPITRE D : MODE D’ACTION D’UN VERNIS .....</b>	<b>78</b>
<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>79</b>
<b>1. PRINCIPE D’ACTION D’UN VERNIS ANTI-RAYURE.....</b>	<b>79</b>
1.1. AMELIORATION DE LA RESISTANCE A LA RAYURE.....	79
1.2. EVOLUTION DE LA PRESSION DE CONTACT.....	81
1.3. INFLUENCE DE LA RUGOSITE DE LA POINTE.....	83
1.4. EVOLUTION DU COEFFICIENT DE FROTTEMENT .....	85
1.4.1. Influence d’un vernis anti-rayure sur le frottement.....	85
1.4.2. Influence de la rugosité de la pointe sur le frottement .....	86
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>87</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE D .....</b>	<b>88</b>
<b>CHAPITRE E : ENDOMMAGEMENT DES SURFACES NUES ET REVETUES.....</b>	<b>90</b>
<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>91</b>
<b>1. ENDOMMAGEMENTS CONNUS LORS DE L’ESSAI DE RAYURE .....</b>	<b>91</b>
<b>2. ENDOMMAGEMENTS OBTENUS AVEC LES ESSAIS REALISES A L’ICS ...</b>	<b>96</b>
2.1. MATERIAU NON REVETU.....	96
2.1.1. PMMA .....	96
2.1.2. CR39.....	97
2.1.3. Polycarbonate.....	98
2.2. MATERIAU REVETU .....	99
2.2.1. Fissures .....	100
2.2.1.1 Substrat PMMA revêtement PS .....	100
2.2.1.2 Substrat CR39 revêtement OA 20.....	101
2.2.1.3 Substrat TL revêtement OA20 .....	104
2.2.2. Ecaillage.....	105
2.2.3. Plissement de tapis .....	108
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>109</b>
<b>REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE E.....</b>	<b>110</b>
<b>CHAPITRE F : FISSURATION DES VERNIS.....</b>	<b>112</b>
<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>113</b>
<b>1. INFLUENCE DE LA RUGOSITE DE LA POINTE SUR LES FISSURES .....</b>	<b>113</b>
<b>2. ANALYSE DE LA TENUE D’UN VERNIS ANTI-RAYURE.....</b>	<b>114</b>
2.1. TRANSITION ENTRE UN SILLON LISSE ET UN SILLON FISSURE.....	114
2.2. COEFFICIENT DE FROTTEMENT .....	115
2.3. DISTANCE ENTRE DEUX FISSURES.....	116
2.3.1. Influence de la vitesse de glissement.....	116

2.3.2.	Influence de la pression de contact.....	116
2.3.3.	Influence de la largeur de contact.....	117
2.3.4.	Influence de l'épaisseur .....	118
2.4.	LOCALISATION DE LA FISSURE .....	121
2.5.	INFLUENCE DE L'ADHERENCE ENTRE LE VERNIS ET LE SUBSTRAT .....	121
2.5.1.	Endommagement.....	121
2.5.2.	Pression de contact .....	122
2.5.3.	Largeur de transition sillon lisse fissuré .....	123
<b>3.</b>	<b>SECOND REGIME DE FISSURATION.....</b>	<b>123</b>
	<b>CONCLUSION.....</b>	<b>125</b>
	<b>REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE F .....</b>	<b>127</b>
	<b>CHAPITRE G : SIMULATION NUMERIQUE ET ANALYSE INVERSE .....</b>	<b>130</b>
	<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>131</b>
<b>1.</b>	<b>METHODE DE RESOLUTION DU PROBLEME DE CONTACT .....</b>	<b>131</b>
1.1.	SOLUTION CLASSIQUE POUR LES DOMAINES INFINIS .....	131
1.2.	TRANSFORMATIONS INTEGRALES .....	131
1.3.	METHODES NUMERIQUES.....	132
1.3.1.	Différences finies .....	132
1.3.2.	Eléments finis.....	132
<b>2.</b>	<b>BIBLIOGRAPHIE SUR LA MODELISATION PAR ELEMENTS FINIS DU CONTACT.....</b>	<b>132</b>
<b>3.</b>	<b>MODELE NUMERIQUE.....</b>	<b>135</b>
3.1.	MODELE .....	135
3.1.1.	Modèle géométrique .....	135
3.1.2.	Conditions aux limites .....	137
3.1.3.	Modèles mécaniques.....	137
3.1.4.	Chargement .....	137
3.2.	VALIDATION DU MODELE .....	138
3.2.1.	Massif semi-infini nu .....	138
3.2.2.	Configuration bicouche.....	139
<b>4.</b>	<b>RESULTATS SUR MATERIAU NON REVETU.....</b>	<b>141</b>
4.1.	LOI DE COMPORTEMENT .....	141
4.2.	APPARITION DE LA PLASTICITE DANS LES CONTACTS SUR MASSIF NON REVETU ...	141
4.2.1.	Influence du coefficient de Poisson.....	144
4.3.	PMMA.....	145
4.3.1.	Loi de comportement utilisée.....	145
4.3.2.	Apparition de la plasticité .....	146
4.3.3.	Critère d'endommagement.....	147
4.4.	CR39.....	151
4.4.1.	Loi de comportement utilisée.....	151
4.4.2.	Influence du durcissement sur la plasticité .....	151
4.4.3.	Critère d'endommagement.....	152
4.5.	POLYCARBONATE.....	154
4.5.1.	Loi de comportement utilisée.....	154

4.5.2.	Endommagement.....	154
<b>5.</b>	<b>RESULTATS SUR MATERIAU REVETU .....</b>	<b>156</b>
5.1.	LOIS DE COMPORTEMENT UTILISEES .....	156
5.2.	VERNIS ELASTIQUE SUBSTRAT ELASTIQUE PLASTIQUE PARFAIT .....	157
5.2.1.	Influence de la plasticité du substrat.....	157
5.2.2.	Influence de l'épaisseur du revêtement .....	157
5.2.3.	Influence du rapport entre les modules élastiques.....	159
5.2.4.	Influence du coefficient de frottement.....	160
5.2.5.	Localisation du maximum de la contrainte principale.....	161
5.3.	VERNIS ET SUBSTRAT ELASTIQUE PLASTIQUE AVEC DURCISSEMENT .....	164
	<b>CONCLUSION.....</b>	<b>166</b>
	<b>REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE G .....</b>	<b>167</b>
	<b>CONCLUSIONS GENERALES &amp; PERSPECTIVES.....</b>	<b>169</b>

## NOMENCLATURE

### Géométrie des pointes

$\theta$	Demi angle du cône de la pointe
$\beta$	Angle d'attaque du cône de la pointe
R	Rayon de courbure de la pointe
$R_t$	Rugosité maximale de la pointe
h	Enfoncement de la pointe

### Paramètres physiques

$T_g$	Température de transition vitreuse
$E_a$	Energie d'activation
$V^*$	Volume d'activation

### Paramètres mécaniques

$E_v$	Module élastique du revêtement
$E_s$	Module élastique du substrat
$E^*$	Module élastique équivalent
$\varepsilon$ ou $\bar{\varepsilon}$	Déformation moyenne
$d\varepsilon/dt$ ou $\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation
$p_m$ ou $p_c$	Pression moyenne de contact
$p_0$	Pression maximale de contact
$\nu$	Coefficient de Poisson
$\sigma_y$	Contrainte seuil d'écoulement plastique
$F_n$ ou P	Force (ou charge) normale
$F_t$	Force tangentielle
$\mu$ ou $\mu_{local}$	Coefficient de frottement local
$\mu_a$ ou $\mu_{app}$	Coefficient de frottement apparent
H	Dureté

### Paramètres d'essai de rayure

e	Epaisseur du vernis
a	Rayon de contact
$a_f$	Rayon de contact frontal
$a_r$	Largeur de contact dorsale
l	Largeur de contact (= 2a)
$l_r$	Largeur de contact à l'arrière du contact
$\omega$	Angle de retour du sillon
V ou $V_{tip}$	Vitesse de glissement
d	distance entre deux fissures

$\delta$	distance entre le bord avant du contact et le maximum de la contrainte principale
$S_n$	Aire de contact

### Polymères

PMMA	Poly(méthacrylate de méthyle)
CR39	Poly(diethylene glycol bis allyl carbonate)
T&L	Poly(thiouréthane)
PC	Polycarbonate
OA20	glycidiloxypropyltriméthoxysilane + colloïdes de silice (20% en volume)

## INTRODUCTION

Depuis de nombreuses années, l'élaboration et la caractérisation des polymères solides suscitent un grand intérêt chez les producteurs de produits semi-finis (plaques, verres plats...), de verres ophtalmiques, ou du secteur cosmétique (vernis à ongle...). Les industriels essaient d'offrir des matériaux résistants, légers et bon marché. En effet, les matériaux minéraux ont une grande densité ce qui aboutit à des verres lourds alors que les polymères ont une densité proche de 1. Depuis qu'ils sont capables de fabriquer des matériaux polymères résistants et vieillissant bien, le comportement à la rayure est étudié. Mais les polymères sont sensibles à la rayure ce qui limite leur utilisation et leur durée de vie pour les applications optiques. L'accumulation des rayures à la surface du verre ophtalmique modifie les propriétés optiques et gêne considérablement la vision et l'amélioration de la résistance à la rayure est un enjeu stratégique pour les industriels.

Une des solutions pour améliorer cette sensibilité passe par l'emploi de couches minces (polymère, sol-gel...) comme couches anti-rayure. La dernière génération de vernis anti-rayure utilise des nanocomposites, matériaux constitués d'une matrice organo-silicée dans laquelle sont dispersés des nanoparticules de silice. La chimie des polymères a permis le développement des vernis avec succès mais l'analyse mécanique du contact glissant et les moyens d'essais doivent être développés pour permettre de comprendre les raisons de ces succès.

La majorité des modèles existant relie la tenue des vernis à une charge critique. Cette charge critique est la plus petite charge normale appliquée sur la pointe rigide en mouvement qui génère le premier endommagement (fissure ou écaillage) :

- Pour des matériaux nus, la fissuration a été reliée à la contrainte de traction existant sur la circonférence du contact. Des modèles ont essayé de relier la force tangentielle comme la force normale à la géométrie des fissures et à la ténacité du matériau.
- Pour des matériaux revêtus, une relation entre la charge normale et la contrainte de cisaillement interfaciale a été proposée. L'énergie de rupture a été reliée à la charge critique, à la largeur du sillon laissé et la géométrie de l'écaillage pour des vernis de faible épaisseur. Par hypothèse, le vernis fissure sous l'action des contraintes de compression existant à l'avant du contact.

Tous les auteurs supposent que le premier endommagement apparaît devant la pointe ou à l'arrière et cherchent à comprendre les raisons des endommagements sans comprendre les raisons du succès de ces vernis. De plus, comme les propriétés des polymères sont thermiquement activées, *une simple valeur de charge critique ne peut pas prédire le comportement global d'un couple vernis substrat.*

Les objectifs de ma thèse de doctorat sont d'une part de comprendre comment un vernis de quelques microns d'épaisseur peut modifier la réponse mécanique d'un contact de 100 $\mu$ m de largeur et de 10 $\mu$ m de profondeur et d'autre part d'établir un critère de qualification de la tenue d'un vernis, robuste vis-à-vis de la dépendance à la température et à la vitesse. Enfin j'ai essayé de relier les résultats des simulations numériques effectuées en configuration mono et bicouche aux observations expérimentales.

Le mémoire est composé de 7 chapitres organisés de telle façon que la synthèse des résultats se situe en chapitre 1 qui peut être lu indépendamment du reste du manuscrit puis suivent les chapitres détaillant les résultats :

Le chapitre 1 est consacré à la synthèse des résultats expérimentaux et numériques obtenus sur des matériaux nus ou revêtus.

Le chapitre 2 est un rappel des notions de base en mécanique des surfaces, d'une description des essais d'indentation et de rayure et de leurs applications et intérêts dans le cas des matériaux revêtus. Un bilan des différents modèles existants sera fait. Le domaine et les limites d'application de ces modèles seront rappelés.

Le chapitre 3 est consacré à la description du dispositif expérimental de glissement rayure utilisé au laboratoire, des pointes et des matériaux utilisés. Les paramètres géométriques issus de la vision in-situ (dimensions et formes du contact) seront exposés. Ce chapitre se terminera en rappelant les acquis sur l'analyse du glissement des polymères solides nus en essayant de faire le lien entre comportement surfacique et propriétés mécaniques et physiques.

Le chapitre 4 tente d'expliquer le principe d'action d'un vernis anti-rayure et de comprendre comment un vernis de quelques microns peut empêcher l'apparition d'un sillon d'une centaine de microns de largeur et de quelques dizaines de microns de profondeur. L'effet de la rugosité de la pointe sur les vernis est examiné. L'effet des micro-sillons sur la recouvrance du sillon principal sera discuté.

Le chapitre 5 énumère les endommagements connus dans les essais de rayure complétés par ceux observés à l'Institut Charles Sadron. Des mécanismes de fissuration et des cinétiques d'écaillage nouvelles ont été observés et décrits.

Le chapitre 6 est consacré à la fissuration des vernis. L'influence de la rugosité sur les fissures est étudiée. Un critère de qualification de la tenue d'un vernis robuste vis-à-vis de la dépendance à la température et à la vitesse est recherché. L'influence de l'adhérence entre le substrat et le vernis sur les faciès d'endommagement, la pression de contact, la tenue des vernis et la longueur des fissures sera également présenté.

Le chapitre 7 traite de la simulation numérique. Une bibliographie de la résolution par éléments finis du problème du contact est présentée. Après validation de notre modèle numérique, les différents résultats obtenus sur des matériaux nus et revêtus seront donnés. Pour les matériaux nus, nous regarderons l'influence des quelques paramètres sur la plasticité du contact. Nous essaierons également de relier les résultats numériques aux endommagements observés. Pour les matériaux revêtus, une analyse inverse sera réalisée pour interpréter les résultats expérimentaux et, essayer de comprendre et conclure sur les mécanismes d'endommagement des vernis anti-rayure.

**CHAPITRE A**  
**SYNTHÈSES DES TRAVAUX ET RESULTATS**

**CHAPITRE A : SYNTHÈSE DES TRAVAUX ET DES RESULTATS**

**INTRODUCTION.....7**

**1. PRE REQUIS.....7**

**2. RESULTATS SUR MATERIAUX NON REVETUS.....9**

2.1. ENDOMMAGEMENTS OBSERVES .....9

2.1.1. PMMA .....9

2.1.2. CR39 .....9

2.1.3. Polycarbonate.....10

2.2. RESULTATS NUMERIQUES .....11

2.2.1. Modèle numérique.....11

2.2.2. PMMA .....12

2.2.2.1 Plasticité.....12

2.2.2.2 Endommagement.....13

2.2.3. CR39.....14

2.2.3.1 Plasticité.....14

2.2.3.2 Endommagement.....15

2.2.4. Polycarbonate.....16

**3. RESULTATS SUR MATERIAUX REVETUS .....16**

3.1. RESULTATS EXPERIMENTAUX .....16

3.1.1. Principe d’action d’un vernis anti-rayure .....16

3.1.2. Tenue d’un vernis anti-rayure .....17

3.2. RESULTATS NUMERIQUES .....19

3.2.1. Lois simples .....19

3.2.2. Lois "réalistes" .....20

**CONCLUSION.....21**

**PERSPECTIVES.....22**

**REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE A.....24**

## INTRODUCTION

Ce chapitre est consacré à la synthèse des différents résultats expérimentaux et numériques obtenus. Dans une première partie, quelques rappels nécessaires à la compréhension des résultats seront donnés.

La deuxième partie sera consacrée aux résultats sur matériaux non revêtus. Après l'énoncé des endommagements observés expérimentalement sur le PMMA, le CR39 et le polycarbonate, une analyse inverse à partir des résultats numériques sera faite pour essayer de comprendre le mécanisme d'apparition des endommagements.

Dans la dernière partie, les résultats obtenus sur matériaux revêtus seront donnés. Le principe d'action ainsi que la tenue des vernis anti-rayure seront énoncés. Une explication de la fissuration sera cherchée à partir de l'analyse des résultats numériques.

### 1. PRE REQUIS

Ce chapitre va rappeler les principaux paramètres et grandeurs utiles à la compréhension des résultats expérimentaux et numériques. La Figure 1.1 présente les caractéristiques géométriques des pointes (1.1.a et 1.1.b), un schéma de l'essai de rayure (1.1.c), ainsi qu'une photographie du contact et du début du sillon obtenue in-situ (1.1.d).

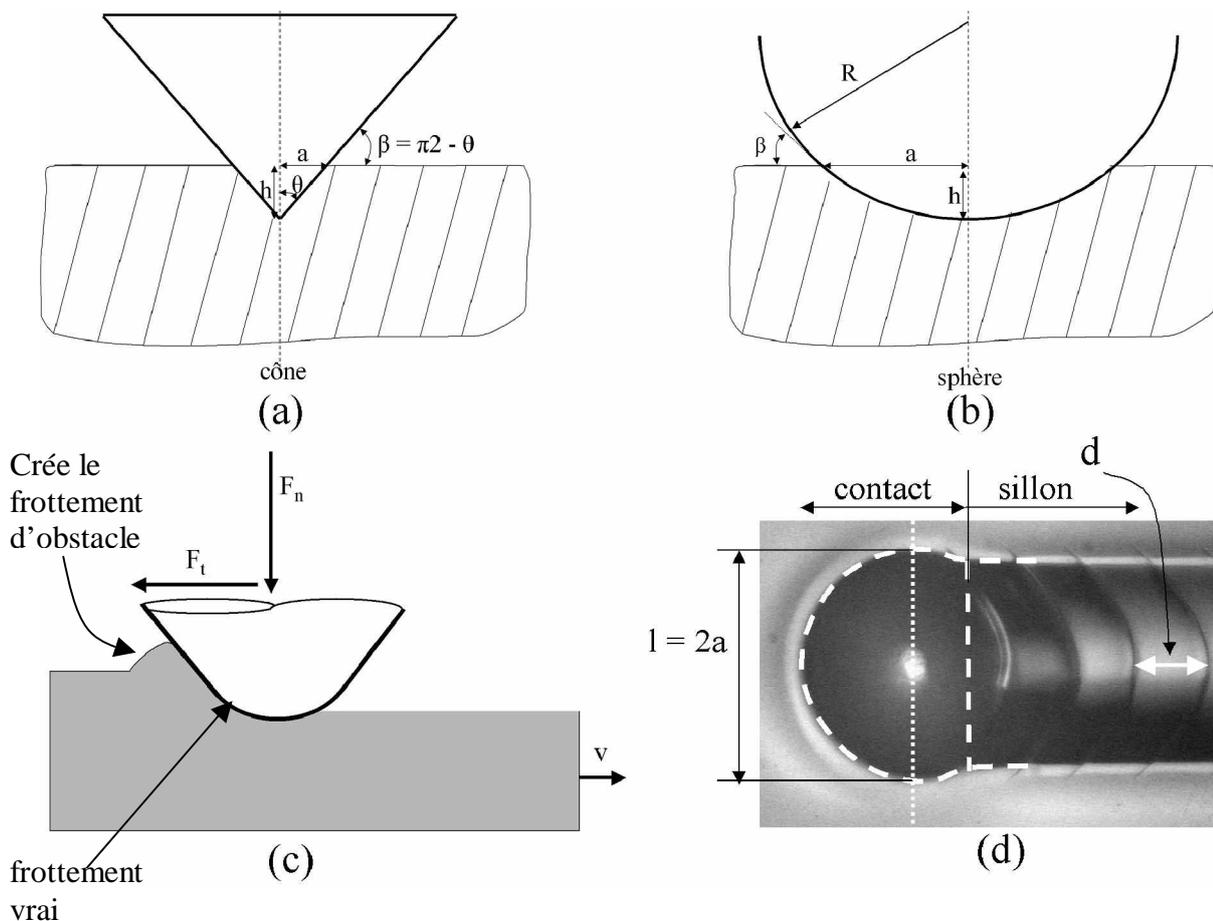


Figure 1.1 : (a, b) caractéristiques géométriques de la pointe conique et de la pointe sphérique, (c) schéma de l'essai de rayure, (d) photographie du contact et du début du sillon obtenue durant l'essai.

A partir de ces paramètres, un grand nombre de grandeurs utiles sont calculables. La déformation moyenne  $\varepsilon$  dans le contact pour une pointe conique est définie par la relation suivante [1] :

$$\varepsilon = 0.2 \tan \beta \quad (0.1)$$

où  $\beta$  est l'angle d'attaque de la pointe conique (Figure 1.1.a). Le niveau de la déformation moyenne pour les indenteurs sphériques (Figure 1.1.b) est également défini [1] :

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

$a$  et  $R$  correspondent respectivement au rayon de contact et au rayon de la pointe (figure 1.1.b et d).

Briscoe et al. [2] estiment la vitesse de déformation  $\partial\varepsilon / \partial t$  par le rapport entre la vitesse de glissement  $v$  et la largeur de rayure  $l$  observée post mortem :

$$\frac{\partial\varepsilon}{\partial t} = \bar{\varepsilon} = \frac{v}{l} \quad (0.3)$$

où  $v$  correspond à la vitesse de glissement de la pointe et  $l$  à la largeur de rayure qui correspond à la largeur de contact dans notre cas.

La pression vraie de contact est définie par le rapport entre la force normale ( $F_n$ ) et l'aire projetée ( $S_n$ ) de l'aire de contact ( $A$ ) :

$$p_m = \frac{F_n}{S_n} \quad (0.4)$$

$S_n$  est obtenue en calculant la surface de contact qui est représentée par un disque tronqués en pointillés blancs de la figure 1.1.d.

Le frottement apparent ( $\mu$ ) est déterminé par le rapport entre la force tangentielle ( $F_t$ ) et la force normale ( $F_n$ ) :

$$\mu = \frac{F_t}{F_n} \quad (0.5)$$

Ce frottement apparent comporte une part de frottement local et une part d'obstacle du à l'écoulement viscoélastique et/ou viscoplastique de la matière autour de la pointe rigide lors du mouvement. Le coefficient de frottement local est obtenu en enlevant la part d'obstacle du frottement apparent. Un modèle a été développé pour calculer ce frottement local [3, 4]. Ce modèle permet d'avoir accès à la valeur local (ou vrai) du frottement entre la pointe et la surface du matériau. Cette valeur sera utilisée dans les calculs numériques.

Un dernier paramètre mesuré est la distance entre deux fissures ( $d$ ). Celle-ci est représentée sur la figure 1.1.d.

## 2. RESULTATS SUR MATERIAUX NON REVETUS

### 2.1. Endommagements observés

#### 2.1.1. PMMA

Les endommagements observés sur la surface du PMMA sont des fissures ouvertes.

La Figure 1.2 représente une photographie du contact et du début du sillon endommagé (a), une photographie du sillon endommagé et un relevé topographique obtenu en microscopie mécanique à balayage (c). Cette fissure ouverte est générée sous le contact proche du sommet de la pointe.

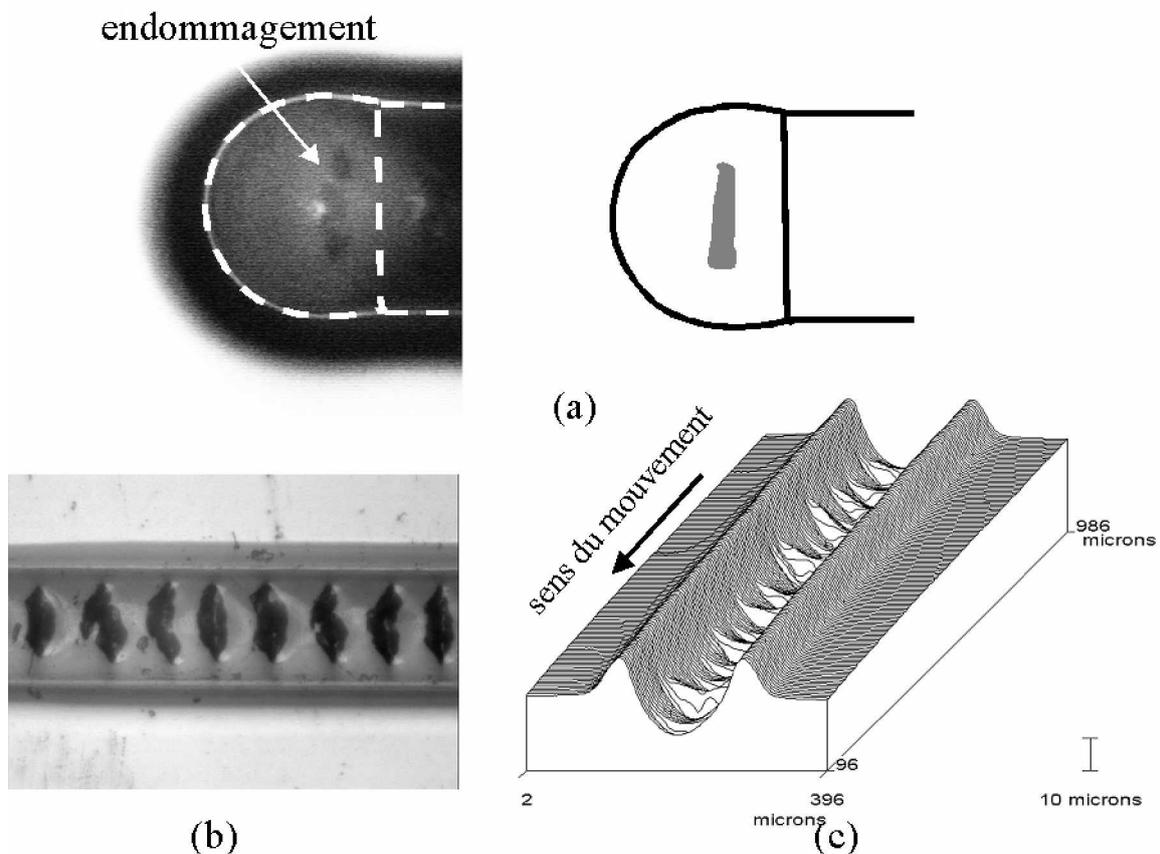


Figure 1.2 : (a) photographie et schématisation du contact qui fissure, (b) photographie du sillon fissuré et (c) relevé topographique du sillon fissuré du PMMA.

#### 2.1.2. CR39

Des fissures fermées sont générées sur la surface du CR39.

Une fois apparues, elles croissent et sortent du sillon. Ces fissures sont générées sur le bord arrière du contact. La Figure 1.3 présente une photographie de l'aire de contact fissuré (a) et du sillon fissuré (b) ainsi qu'un relevé topographique qui montre la fissure fermée (c).

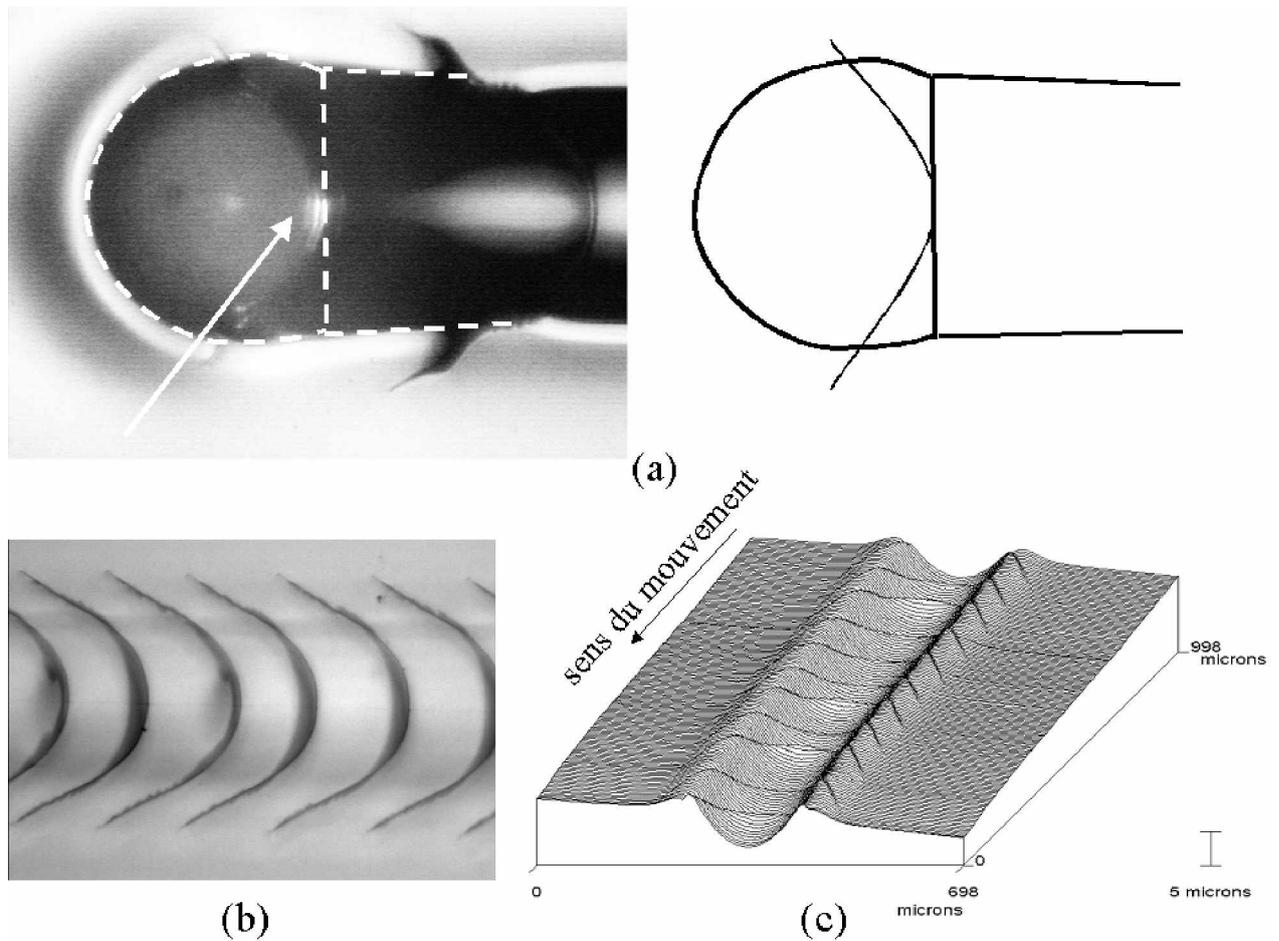


Figure 1.3 : (a) photographie et schématisation du contact qui fissure, (b) photographie de sillon fissuré et (c) relevé topographique du sillon fissuré du CR39.

### 2.1.3. Polycarbonate

Des endommagements, des bandes de cisaillement, sont également générés sur la surface du polycarbonate.

Ces endommagements sont situés comme pour le PMMA dans l'aire de contact mais dans la partie frontale du contact. La Figure 1.4 présente cet endommagement. Cette figure présente une photographie et un schéma de l'endommagement (a), une photographie du sillon endommagé (b) un relevé topographique (c) et la réplique (d) du sillon de la rayure. Cette dernière est obtenue en inversant les coordonnées des hauteurs c'est-à-dire si  $z_1$  est une coordonnée d'un point du sillon alors dans la réplique  $z_1$  devient  $-z_1$ . Les bandes de cisaillement sont remarquables sur cette figure.

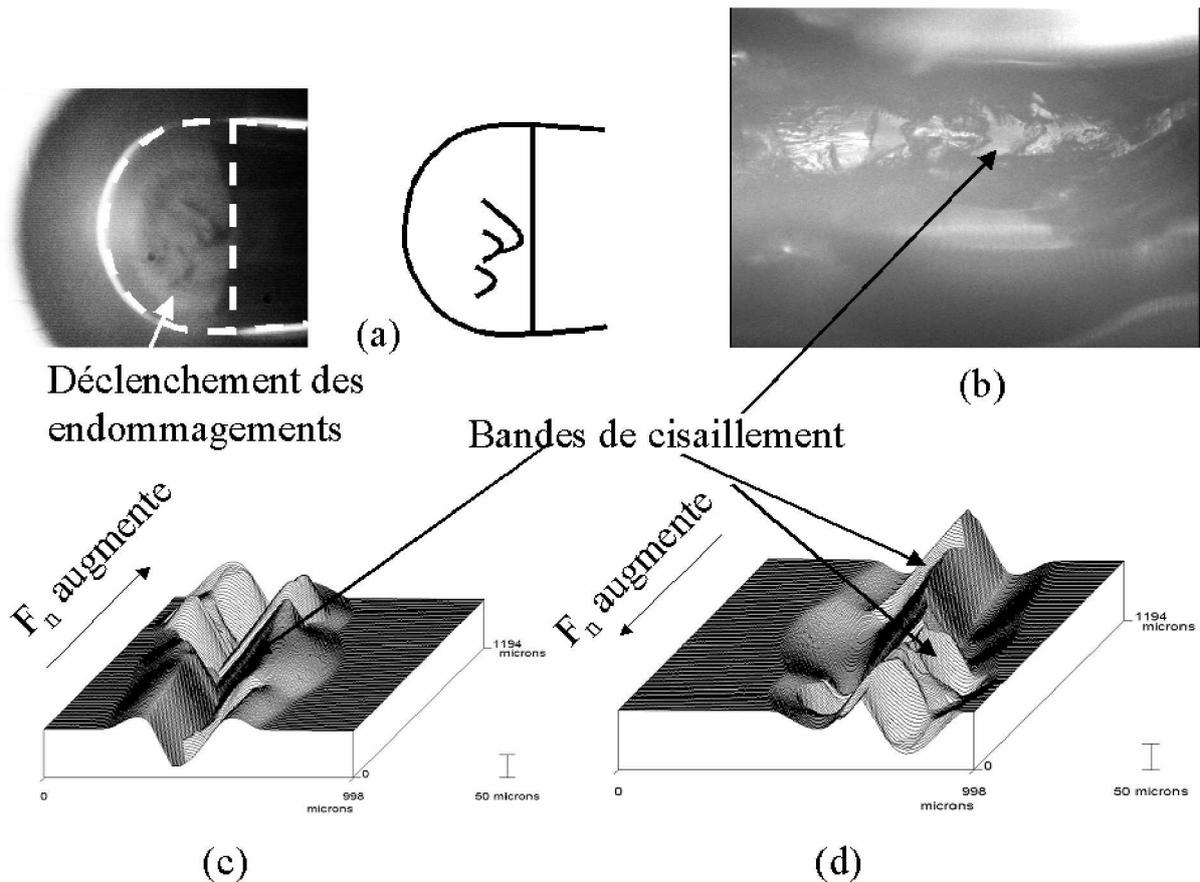


Figure 1.4 : (a) localisation du début de l'endommagement du contact qui fissure, (b) photographie de sillon fissuré, (c) relevé topographique du sillon fissuré du polycarbonate et (d) réplique du relevé topographique du sillon.

Des simulations numériques vont être réalisées à l'aide de notre modèle qui est décrit ci-dessous. Les résultats de ces simulations seront reliés aux endommagements observés. Nous allons essayer d'expliquer les endommagements des différents matériaux testés.

## 2.2. Résultats numériques

### 2.2.1. Modèle numérique

Nous avons développé un modèle de contact numérique utilisant la méthode des éléments finis en configuration mono et bicouche à l'aide du logiciel Cast3M © (développé au CEA) pour obtenir les champs des déformations et des contraintes.

Le chargement est imposé par une distribution de pression. Ce n'est pas un modèle à déplacement imposé parce que la mise en œuvre aurait été trop longue et ce n'était pas le but premier de la thèse. Des distributions de pressions elliptiques et constantes ont été imposées. Dans le cas d'indentation, il a été montré que la distribution de pression est constante dès que le contact devient élastoplastique [5,6] (Figure 1.5). Cette analyse n'a pas été faite dans le cas de l'essai de rayure. L'utilisation de ces deux distributions de pression découle de la non

connaissance exacte de la forme de distribution de pression pendant l'essai de rayure, lié au fait que dans les contacts élastoplastiques, la connaissance exacte des déformations sous la pointe n'est pas une mesure directe lors de l'essai.

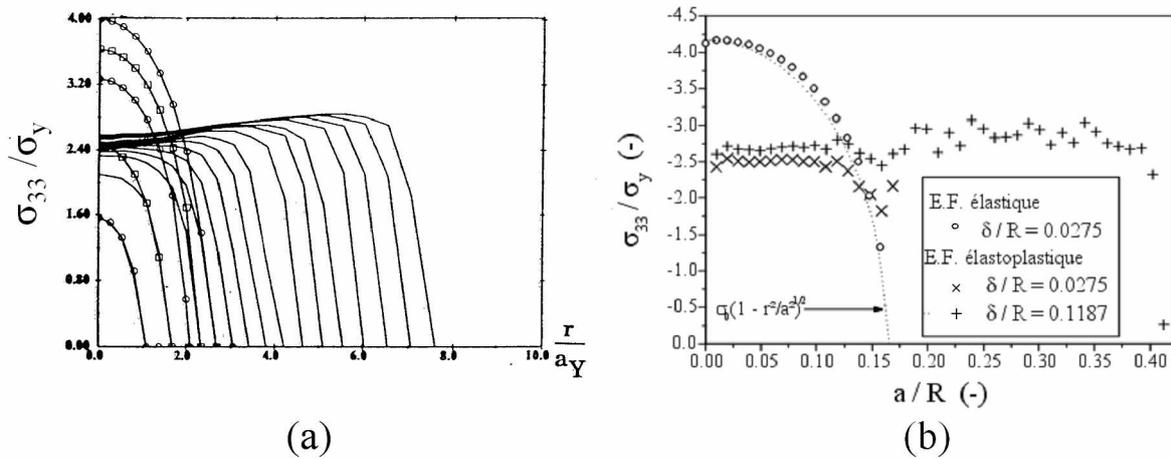


Figure 1.5 : (a) courbe  $\sigma_{33}/\sigma_y$  en fonction du rapport  $r/a_Y$  (avec  $a_Y$  la largeur de contact à l'apparition de la plasticité,  $r$  la distance radiale)[6], (b) courbe  $\sigma_{33}/\sigma_y$  en fonction  $a/R$  pour différentes valeurs d'enfoncement [5]. Résultats d'indentation obtenus en éléments finis.

## 2.2.2. PMMA

Des lois de comportement avec durcissement ont été utilisées. Pour caractériser nos différents matériaux, la loi de G'Sell et Jonas [7] a été utilisée. Les paramètres de cette loi ont été déterminés par Bucaille [8]. Ces paramètres ont été ajustés pour retrouver nos valeurs du module élastique ( $E = 3.5$  GPa) et de la contrainte seuil d'écoulement plastique ( $\sigma_y = 100$  MPa) obtenues expérimentalement.

### 2.2.2.1 Plasticité

Le coefficient de frottement influence l'apparition de la première déformation plastique ainsi que l'apparition de la plasticité totale. Le coefficient de Poisson influence que très peu ces deux apparitions.

Le taux de plasticité dans le contact a été étudié. La première apparition de déformation plastique a été considérée pour caractériser la transition élastique élastoplastique. Pour déterminer la transition élastoplastique plastique, le contact entièrement plastique a été recherché. Celui-ci est entièrement plastique si le volume de déformation plastique est de l'ordre de grandeur du volume d'une demi-sphère de rayon  $a$ . Le coefficient de Poisson utilisé pour le PMMA est de 0,4. La Figure 1.6 présente l'évolution de la pression de contact moyenne  $p_m$  normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique  $\sigma_y$  en fonction du coefficient de frottement. La première déformation plastique, pour un coefficient de frottement local de 0, apparaît pour une valeur de  $p_m/\sigma_y$  de 1.2 (valeur retrouvée par le calcul voir chapitre 7), alors que pour un coefficient de Poisson de 0.3, elle apparaît pour un rapport de 1,1. La première déformation plastique apparaît plus tard quand le coefficient de Poisson

augmente. Quand le coefficient de frottement augmente la première déformation plastique et la plasticité totale apparaissent plus tôt. Ce qui est plus visible avec l'apparition de la plasticité totale.

Sur cette figure sont également représentées des images de déformations plastiques obtenues lors des simulations. Pour des coefficients de frottement locaux inférieurs à environ 0.35, la plasticité apparaît sous la surface de contact alors qu'au delà de 0.35 la plasticité apparaît en surface. Ceci est en accord avec la littérature.

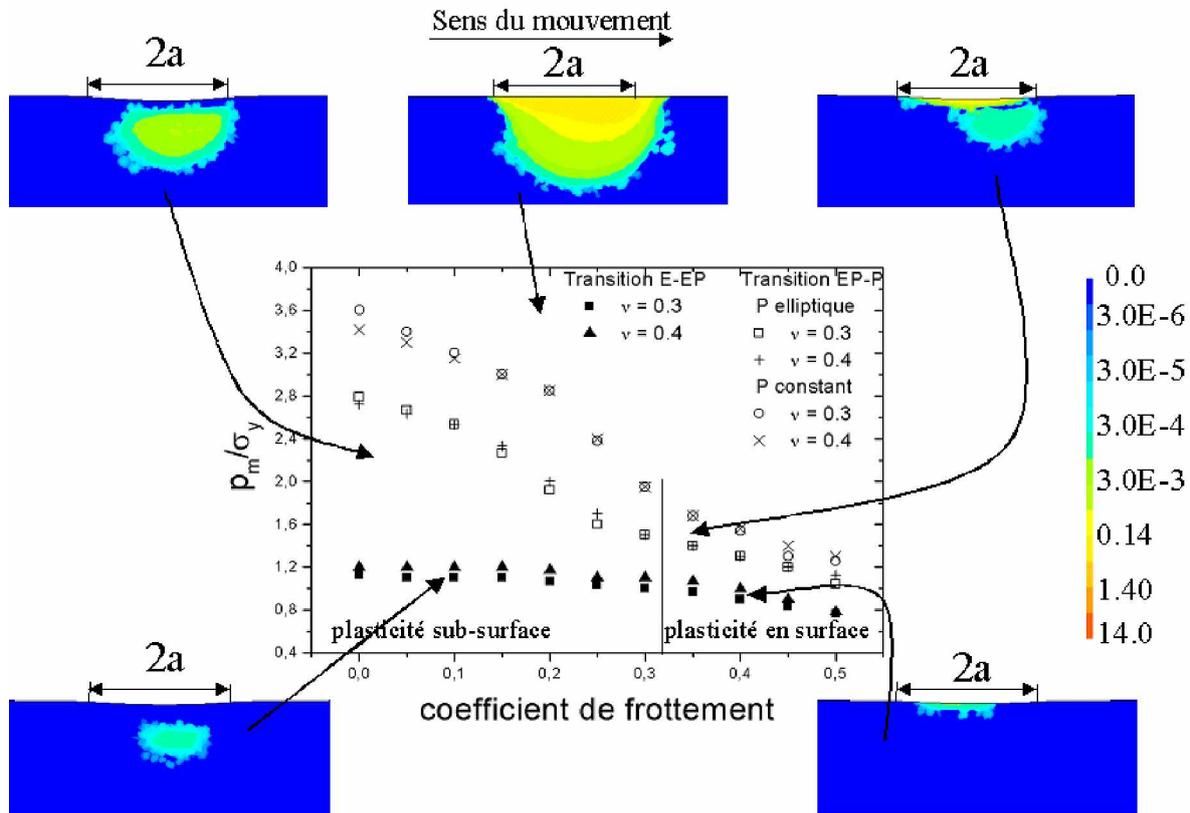


Figure 1.6 : évolution de la pression de contact moyenne normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique en fonction du coefficient de frottement pour le PMMA et deux coefficients de Poisson 0.3 et 0.4. Les transitions entre contact élastique contact élastoplastique et plastique sont identifiées. Des images types de déformation plastique illustrent les différents domaines.

### 2.2.2.2 Endommagement

Lors d'une rayure plastique, le PMMA s'endommage par crazing.

Nous avons essayé de relier les endommagements observés expérimentalement (Figure 1.2) aux résultats issus des simulations. Différents champs de contraintes de déformations ainsi que le critère de crazing ont été regardés. La définition d'Oxborough et Bowden [10] a été utilisée pour le crazing. Cette relation est définie par la relation suivante :

$$\varepsilon_I - \frac{A}{\sigma_h} - B \geq 0 \quad (0.6)$$

où  $A(d\varepsilon/dt, T)$ ,  $B(d\varepsilon/dt, T)$  sont des paramètres matériaux qui dépendent de la vitesse de déformation et de la température,  $\varepsilon_I$  correspond à la plus grande déformation principale et  $\sigma_h$  à la part hydrostatique du tenseur des contraintes. Les valeurs de A et B sont issues de Gearing et Anand [11] et valent respectivement 0.3359 MPa et 0.0195 (sans unité). La Figure 1.7 présente le champ de contrainte principale ainsi que le champ du critère de crazing. Le maximum de la contrainte principale se situe sur le bord arrière de contact alors que le critère d'Oxbourough et Bowden [10] est positif au milieu du contact. Il y a coïncidence entre la position du critère positif et la localisation de l'endommagement. Il semble donc que lors d'une rayure plastique, le PMMA s'endommage par crazing.

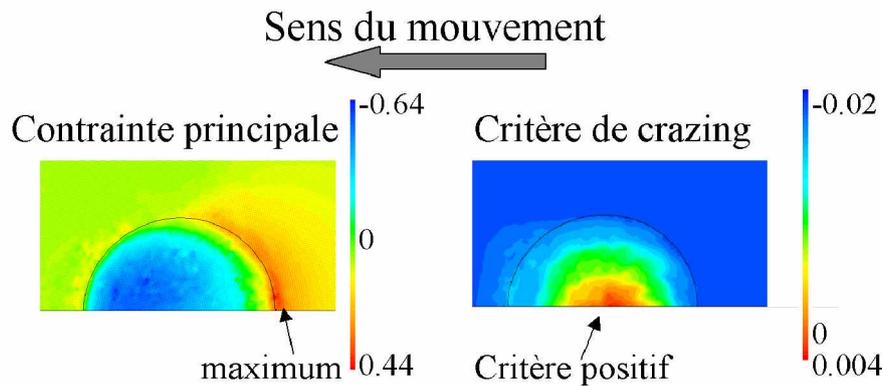


Figure 1.7 : à gauche contrainte principale et à droite critère d'Oxbourough et Bowden [10] pour le PMMA obtenue en distribution de pression elliptique pour un coefficient de frottement local de 0.3.

### 2.2.3. CR39

#### 2.2.3.1 Plasticité

Le durcissement n'influence pas l'apparition de la première déformation plastique. La plasticité totale est grandement influencée par le durcissement pour les faibles valeurs de frottement local.

Comme pour le PMMA, le taux de plasticité a été analysé pour rechercher les deux frontières, contact élastique/contact élastoplastique et contact élastoplastique/contact plastique. Le CR39 a un durcissement beaucoup plus important que le PMMA. La Figure 1.8 présente l'évolution du rapport  $p_m/\sigma_y$  en fonction du coefficient de frottement pour le CR39 et le PMMA. Par clarté, seules les résultats des distributions elliptiques ont été représentés.

La première plasticité apparaît pour les mêmes valeurs quel que soit le matériau et donc la loi de comportement utilisée : le durcissement n'influence pas l'apparition de la première déformation plastique. Ceci s'explique par le fait que les déformations sont élastiques et donc l'effet du durcissement ne se fait pas encore ressentir.

Pour les petits coefficients de frottement (inférieurs à 0.25), la plasticité totale apparaît pour des valeurs du rapport  $p_m/\sigma_y$  supérieures pour le CR39. La plasticité totale est donc grandement influencée par le durcissement pour les faibles valeurs de frottement local (inférieur à 0.25) alors que pour des coefficients de frottements plus importants cette apparition n'est pas influencée par le durcissement.

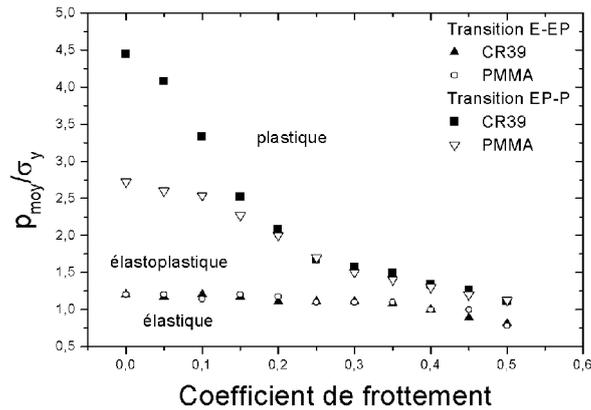


Figure 1.8 : évolution de la pression de contact moyenne normée en fonction du coefficient de frottement obtenu pour le PMMA. Les deux transitions sont représentées.  $\nu=0.4$ .

### 2.2.3.2 Endommagement

La fissure apparaît à l'arrière du contact probablement en relation avec des contraintes de traction et de cisaillement

Pour le CR39, nous avons aussi essayé de relier l'endommagement observé aux résultats des simulations. La fissure se forme à l'arrière du contact (figure 1.3), les maximums des contraintes de traction et de cisaillement sont au même endroit. La Figure 1.9 présente les champs de contrainte principale et de contrainte de cisaillement. Cette figure illustre que le maximum se situe proche du bord arrière.

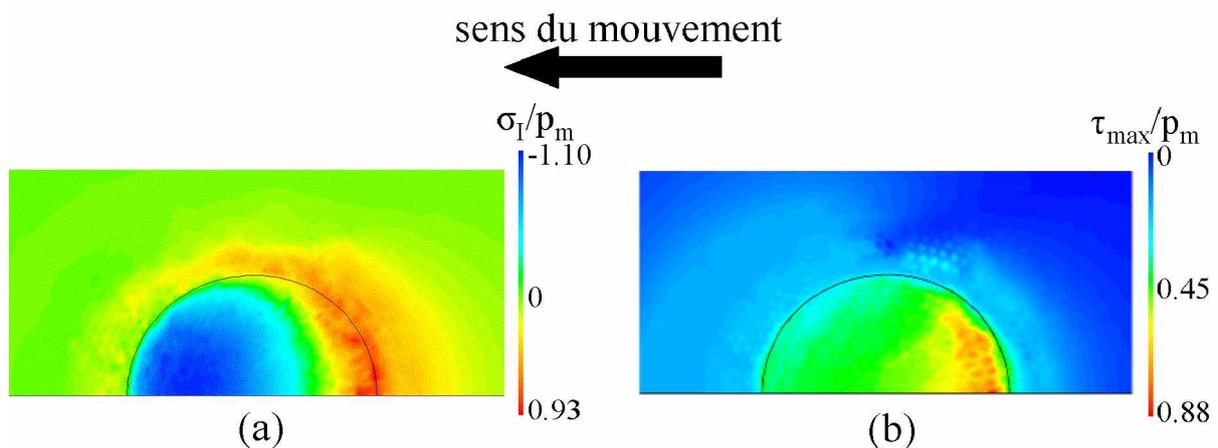


Figure 1.9 : (a) contrainte principale et (b) contrainte de cisaillement maximale pour une distribution elliptique et un coefficient de frottement de 0,3.

### 2.2.4. Polycarbonate

L'endommagement est probablement généré par cisaillement.

La loi de G'sell et Jonas [7] a également été utilisée dans le cas du polycarbonate, les paramètres de cette loi ont été identifiés par Bucaille et al. [9]. Ces paramètres ont été ajustés pour retrouver nos valeurs du module élastique ( $E = 2.5 \text{ GPa}$ ) et de la contrainte seuil d'écoulement plastique ( $\sigma_y = 75 \text{ MPa}$ ) obtenues expérimentalement.

Les endommagements observés sur le polycarbonate sont des bandes de cisaillement (figure 1.4). Ces endommagements se situent sous le contact, dans la partie frontale du contact. La contrainte principale présente un maximum à l'arrière du contact alors que la contrainte de cisaillement présente des maximums sous le contact (Figure 1.10).

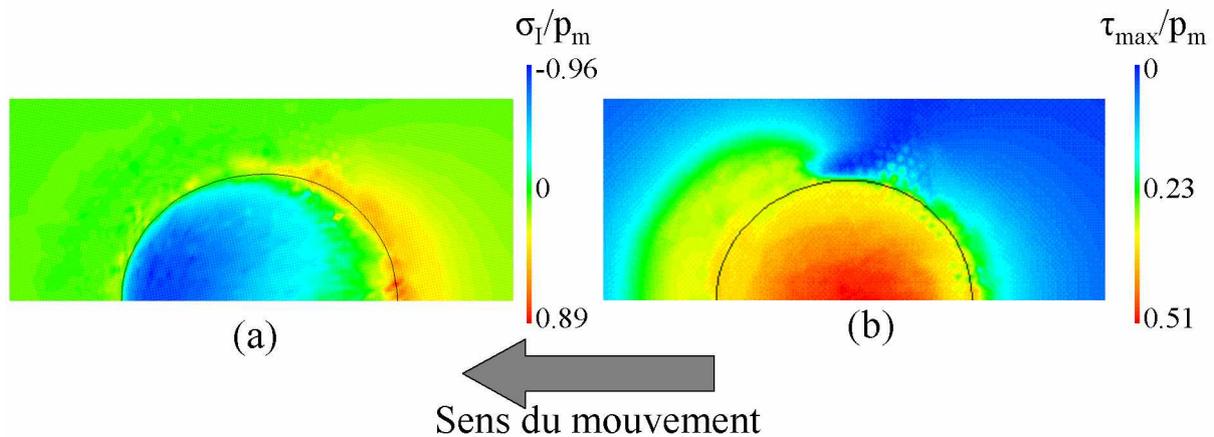


Figure 1.10 : contrainte principale (a) et contrainte de cisaillement (b) normée par la pression de contact moyenne obtenues avec la distribution de pression elliptique ( $\mu = 0.3$ ).

## 3. RESULTATS SUR MATERIAUX REVETUS

### 3.1. Résultats expérimentaux

#### 3.1.1. Principe d'action d'un vernis anti-rayure

Un des rôles des vernis est d'annuler les micro-sillons plastiques ou viscoélastiques qui apparaissent dans le sillon principal et qui bloquent la recouvrance du contact.

La pression de contact en fonction de la déformation ne dépend pas de l'épaisseur du vernis. L'existence d'un vernis mince ne modifie pas la réponse mécanique globale du contact. Ce qui est normale étant donné que le rapport entre la rayon de contact et l'épaisseur du vernis ( $a/e$ ) est d'environ 30. Pour les vernis minces la résistance à la rayure n'est pas à chercher à échelle macroscopique mais plutôt à l'échelle de la rugosité de la pointe. L'un des rôles des vernis est d'annuler les micro-sillons plastiques ou viscoélastiques qui apparaissent dans le sillon principal et qui bloquent la recouvrance du contact. Ces micro-sillons sont générés par

la rugosité de l'objet frottant et l'épaisseur de ces vernis anti-rayures doit être ajustée en fonction de la rugosité de la pointe. La Figure 1.11 montre la réponse d'un vernis déposé sur un substrat CR39, sollicité par une pointe sphérique de  $110\mu\text{m}$  de rayon avec une rugosité  $R_t = 2.5\mu\text{m}$ .

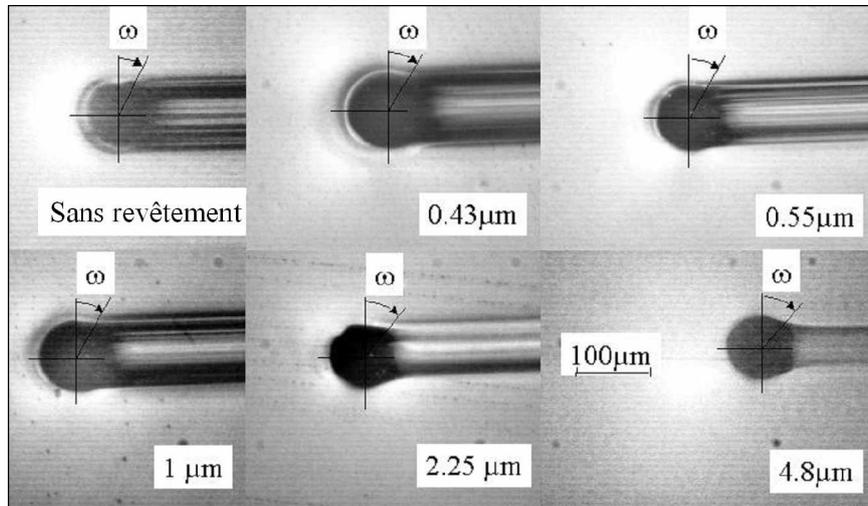


Figure 1.11 : influence de l'épaisseur du vernis sur la rugosité de la pointe.

Nous observons que la trace peut recouvrir si l'épaisseur du vernis est typiquement de l'ordre de grandeur de la rugosité totale

L'existence d'un vernis mince ne modifie donc pas la réponse mécanique globale du contact. Ce sont les propriétés du substrat couplées à la géométrie de l'objet en contact qui gouvernent la déformation imposée, la forme du contact et la pression de contact.

Nous allons à présent nous focaliser sur la fissuration des vernis anti-rayures.

### 3.1.2. Tenue d'un vernis anti-rayure

La transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré est toujours observée pour une même largeur de contact

Que la pointe soit lisse ou rugueuse, tout endommagement d'un vernis commence par une fissure. Le frottement, le module élastique, la contrainte seuil d'écoulement plastique et le rayon de contact peuvent varier au cours de l'essai et ces grandeurs ne sont pas toutes indépendantes les unes des autres. Nous avons montré qu'il n'y a pas de relation directe entre le frottement apparent et l'apparition de la fissure. Lors de la fissuration, deux autres grandeurs peuvent être mesurées : la longueur des fissures et la distance entre deux fissures. La distance entre deux fissures est très régulière et apparaît dès les premiers essais comme pouvant dépendre de l'épaisseur des revêtements et de la température tout en étant relativement indépendante de la vitesse. Pour un rayon de pointe donné, la transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré est toujours observée pour une même largeur de contact (Figure 1.12). La largeur de contact normée par le rayon de la pointe est représentative d'une déformation dans le contact et, toutes conditions géométriques étant égales par ailleurs, elle

peut devenir un critère permettant de classer la fragilité d'un revêtement. Cette largeur de contact normée augmente quand l'épaisseur du vernis augmente sauf si la pointe est rugueuse. Dans ce cas, cette largeur normée reste quasiment constante.

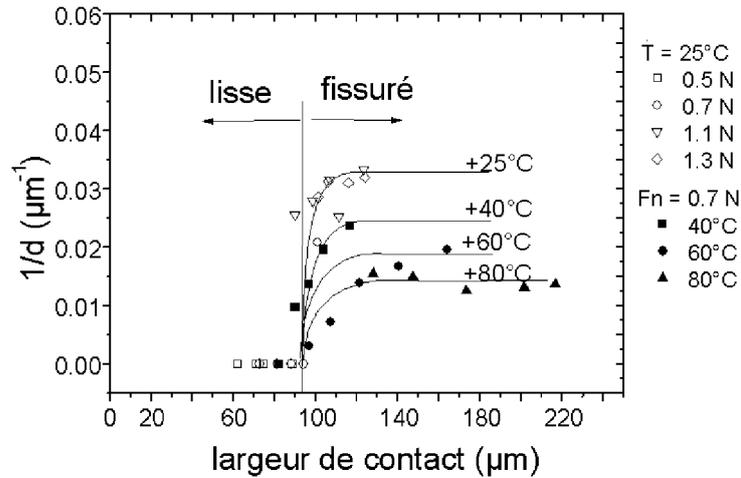


Figure 1.12 : inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la largeur de contact pour des essais réalisés avec la pointe sphérique de 110 $\mu\text{m}$ .

Deux échelles sont présentes lors de l'essai de rayure : une échelle macroscopique (rayons de contact, de la pointe et tous les paramètres mécaniques associés) et une échelle microscopique (rugosité de la pointe et épaisseur du revêtement). Ces deux échelles interagissent dans la formation des endommagements du vernis. Pour un rapport entre l'épaisseur du revêtement et la rugosité de la pointe inférieur à 1, c'est la rugosité de la pointe qui contrôle la périodicité de la fissuration. parce la rugosité de la pointe agit comme une composante mécanique du frottement moyen local et tend à favoriser l'apparition de la fissure. Au-delà de 1, la périodicité est fonction de l'épaisseur du vernis (Figure 1.13).

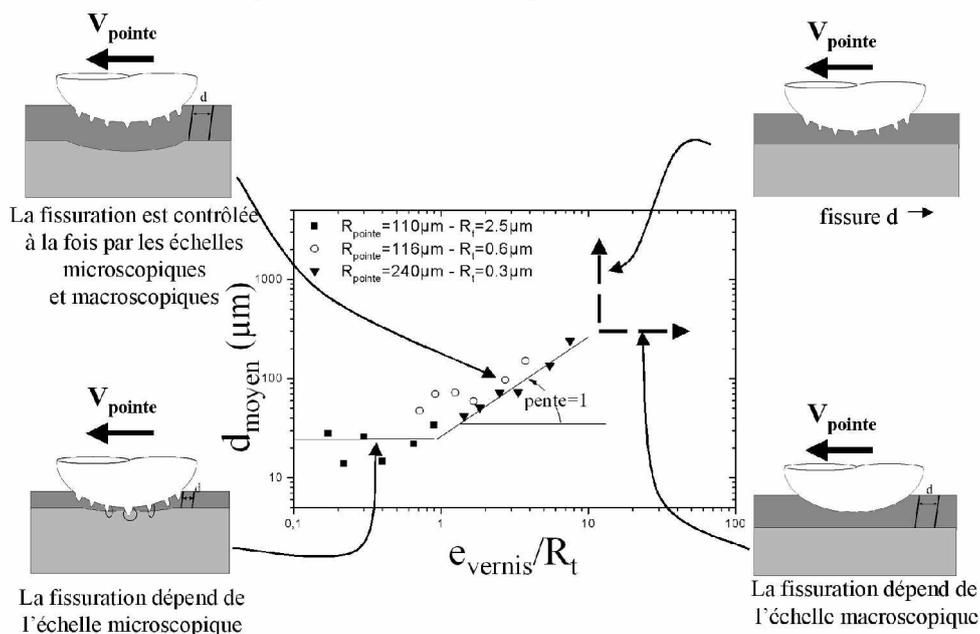


Figure 1.13 : courbe maîtresse de la distance entre deux fissures en fonction du rapport entre l'épaisseur du vernis et la rugosité de la pointe. La pente de 1 est un guide visuel.

Il est généralement admis que les fissures sont générées sur le bord arrière de contact du à une contrainte maximale de traction [12,13]. Lors des essais, nous avons observé des fissures générées sous le contact (Figure 1.14). Le rapport géométrique (largeur de contact sur rayon de la pointe) et le fait que l'apparition de la fissure ne dépend pas ou peu de la vitesse que la compréhension du mécanisme de fissuration est à rechercher dans la forme du champ de contrainte et de déformation.

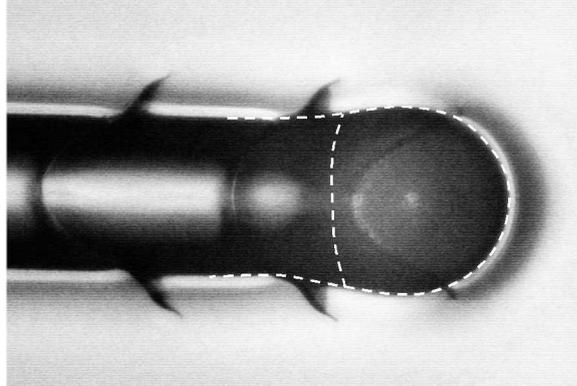


Figure 1.14 : un contact élastoplastique avec une fissure générée sous la surface de contact, les pointillés blancs délimitent la surface de contact et le début du sillon.

### 3.2. Résultats numériques

#### 3.2.1. Lois simples

Si le vernis est quasi élastique et le substrat élastique plastique parfait, le maximum de la contrainte principale glisse sous le contact.

Dans un premier temps, des lois de comportement dites simples ont été utilisées : une loi élastique pour le vernis parce que le vernis testé (l'OA20) présente une très forte composante élastique, et une loi élastique plastique parfaite pour le substrat.

La plasticité du substrat joue un rôle majeur sur la position de la contrainte principale maximale : la contrainte principale de traction, qui est sur le bord arrière lorsque le substrat a un comportement élastique, entre dans le contact lorsque les déformations dans le substrat deviennent plastiques et la valeur de cette contrainte principale augmente (Figure 1.15).

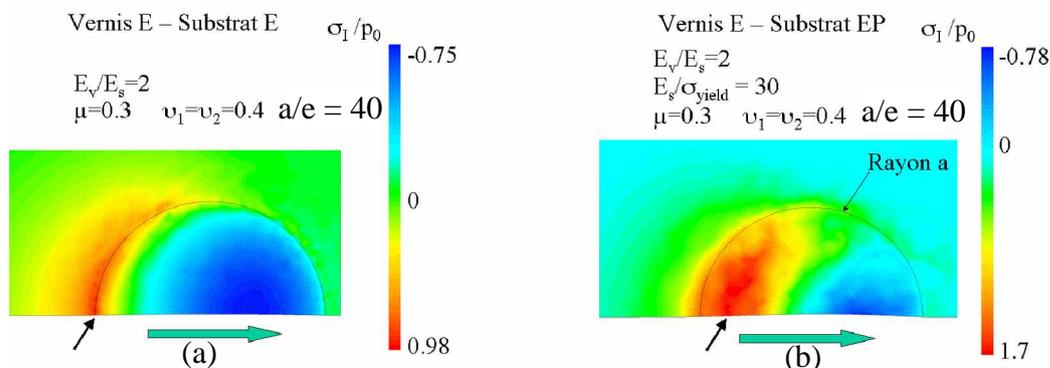


Figure 1.15 : Champs de contraintes principales obtenus lors de nos simulations. (a) le vernis et le substrat sont élastiques, (b) le vernis est élastique et le substrat est élastique plastique parfait.

Les influences du rapport entre l'épaisseur du vernis et la largeur du contact, du rapport entre le module élastique du revêtement et du substrat ( $E_v/E_s$ ) et du coefficient de frottement sur la position, et la valeur de cette contrainte principale ont été analysées (Figure 1.16). La contrainte principale de traction augmente d'autant plus vite que le vernis est mince devant la largeur de contact (1.16.a et 1.16.b), que le module d'élasticité du vernis est grand devant celui du substrat (1.16.b et 1.16.c) et que le frottement est important (1.16.c et 1.16.d).

Pour un même matériau, il est donc possible en jouant sur le coefficient de frottement local de générer des fissures soit sur le bord arrière soit sous le contact.

La contrainte principale de traction peut donc entrer dans le contact si le vernis est élastique et le substrat élastoplastique parfait : "peau élastique sur substrat à seuil".

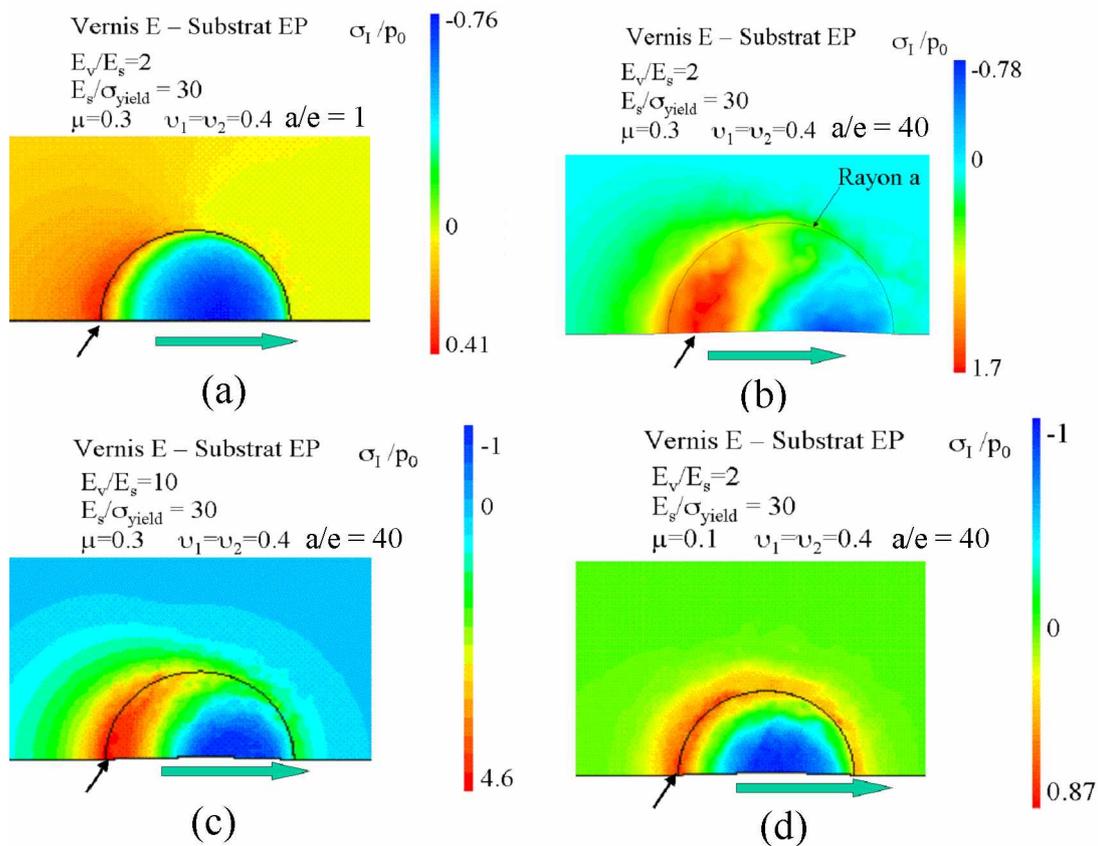


Figure 1.16 : champ de la contrainte principale pour différentes valeurs des paramètres ajustables (coefficient de frottement,  $E_v/E_s$ ,  $a/e$ ).

### 3.2.2. Lois "réalistes"

L'introduction de durcissement dans la loi du substrat rejette la contrainte principale de traction à l'arrière du contact, tendance accentuée si un durcissement est introduit dans la loi du vernis. La déformation principale, peut expliquer l'origine de la fissuration sous le contact.

Dans un second temps nous avons utilisé des lois plus "réalistes", des lois élastiques plastiques avec durcissement [7]. Dans ces simulations, le rapport entre le rayon de contact et

l'épaisseur de la couche est de 40. Un coefficient de frottement de 0.3, une pression moyenne de 200Mpa et un coefficient de Poisson de 0.4 ont été utilisés pour ces simulations. L'introduction de durcissement dans la loi du substrat rejette la contrainte principale de traction à l'arrière du contact, tendance accentuée si un durcissement est introduit dans la loi du vernis. Ce recul de la position est associé à une diminution de la contrainte principale (Figure 1.17).

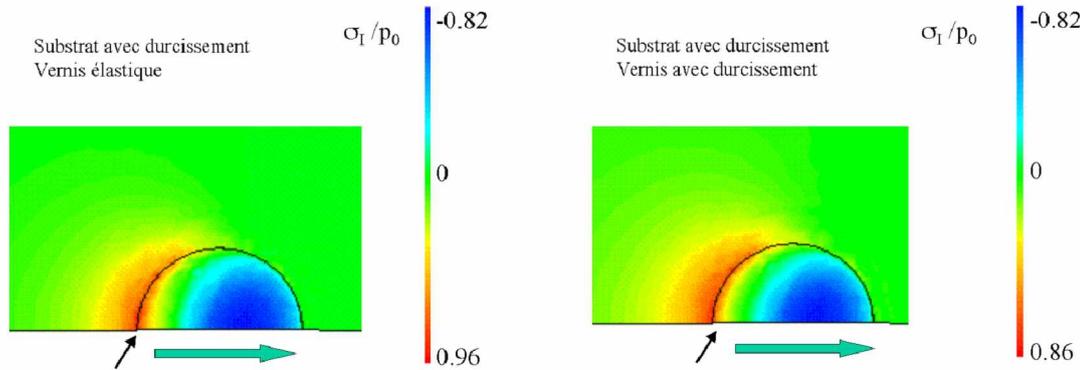


Figure 1.17 : champs de contrainte principale, (a) vernis élastique et substrat élastique plastique avec durcissement, (b) vernis et substrat élastique plastique avec durcissement.

Contrairement à ce qui était couramment admis (contrainte principale sur le bord arrière du contact), l'hypothèse la plus probable pour expliquer la fissuration de ces vernis anti-rayure minces sous le contact semble être un critère de déformation principale : seule la déformation principale présente un maximum sous le contact au niveau de la surface à une position en accord avec les observations expérimentales (Figure 1.18). Il est à souligner que le niveau estimé dans nos simulations numériques est en accord avec celui mesuré en traction simple.

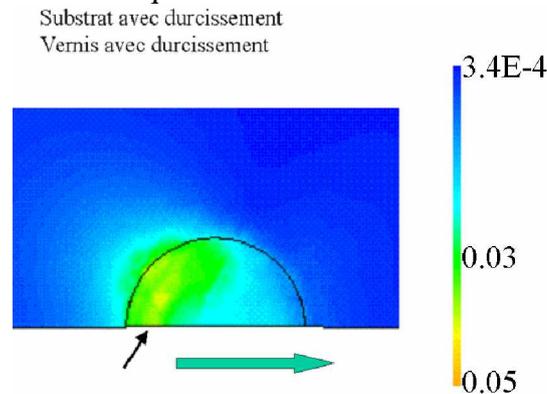


Figure 1.18 : champs de déformation principale obtenus avec une loi élastique plastique avec durcissement pour le vernis et substrat.

## CONCLUSION

Ce chapitre a été consacré à la synthèse des différents résultats expérimentaux et numériques. L'analyse des matériaux non revêtus a permis de voir que pour le PMMA les

endommagements sont des fissures ouvertes sous le contact, proches du sommet de la pointe. Pour le CR39, la fissure fermée apparaît sur le bord arrière du contact alors que pour le polycarbonate l'endommagement se situe dans l'aire frontale.

Les résultats numériques ont mis en évidence les mécanismes d'endommagement. Le PMMA fissure probablement par crazing. Les fissures du CR39 sont sûrement dues à des contraintes de traction et de cisaillement maximale situées proche du bord arrière de contact. Alors que l'endommagement observé pour le polycarbonate est sûrement dû à une contrainte de cisaillement maximale située sous le contact.

Une étude sur des matériaux revêtus a également été réalisée. La rugosité de la pointe joue un rôle important. Cette rugosité génère des micro-sillons plastiques dans le sillon principal et empêche la recouvrance du contact. Pour que le sillon recouvre, il faut que l'épaisseur du vernis soit supérieure à la rugosité maximale de la pointe.

Les essais sur la fissuration ont permis de montrer que l'apparition de la fissure est associée à un niveau critique de déformation. Ce niveau critique augmente avec l'épaisseur du revêtement (à condition qu'elle soit supérieure à la rugosité de la pointe). Dans le cas contraire c'est la rugosité de la pointe qui gouverne la fissuration. Le rapport entre l'épaisseur du vernis et la rugosité de la pointe est un paramètre qui contrôle la forme et la périodicité des fissures. Il a également été observé que les fissures apparaissent sous le contact.

Des simulations numériques ont été réalisées afin d'essayer de comprendre et d'expliquer l'apparition de la fissure sous le contact. Si le vernis est quasi élastique et le substrat élastique plastique parfait, le maximum de la contrainte principale glisse sous le contact. De plus les contraintes augmentent d'autant plus vite que :

- le vernis est mince devant la largeur de contact,
- le module d'élasticité du vernis est grand devant celui du substrat
- le frottement est important.

La contrainte principale de traction peut donc entrer dans le contact si le vernis est élastique et le substrat élastoplastique parfait.

Mais si le vernis et le substrat sont décrits par une loi élastique plastique avec durcissement, la contrainte principale de traction est de nouveau sur le bord arrière de contact. Un nouveau critère, la déformation principale, peut expliquer l'origine de la fissuration sous le contact.

## PERSPECTIVES

### PROPRIÉTÉ DU REVÈTEMENT

Le manque d'informations sur les propriétés mécaniques du vernis et du CR39 limite l'analyse expérimentale et numérique. Une des perspectives de ce travail serait de développer l'analyse des propriétés comme la ténacité  $K_{Ic}$ , la recherche de critère de rupture voire plus simplement la compréhension de la piézodépendance pour pouvoir reprendre et affiner l'analyse numérique inverse. Des essais de micro-indentation sur les matériaux revêtus en utilisant notre dispositif expérimental pourraient permettre d'identifier les grandeurs critiques conduisant à la rupture des couches minces : grâce à la vision in-situ de ce dispositif, la forme et l'aire de contact ainsi que les dimensions de la fissure générée sur la surface du revêtement seront connues. En réalisant des simulations numériques en configuration indentation à déplacement imposé (la distribution de pression est imposée par une pointe numérique) le champ de contrainte serait connu. A partir des dimensions de la fissure, du champ de contrainte et des relations issues de la mécanique de la rupture, les propriétés des revêtements pourront être déterminées.

Lors des essais, la longueur des fissures n'a pas été exploitée. Cette longueur est aussi régulière que l'espacement. L'étude de celle-ci associée aux simulations numériques permettrait de comprendre le mécanisme de croissance de la fissure et de déterminer des propriétés du revêtement probablement pour un autre mode de rupture.

Un couplage plus fort avec la mécanique de la rupture est donc nécessaire pour estimer les propriétés du matériau et comprendre le mécanisme d'apparition des fissures.

## PROPRIÉTÉ INTERFACIALE

L'effet de l'adhérence entre le vernis et le substrat sur la longueur des fissures a très peu été étudiée. Lors nos essais, nous avons observé deux endommagements différents, la fissure et l'écaillage. En effet il y a tout d'abord l'apparition d'une fissure qui croit jusqu'au bord du sillon. Une fois celle ci sortie du sillon, il se produit un décollement latéral du vernis. Ce décollement allonge la longueur des fissures et une analyse de ce phénomène permettrait d'affiner la compréhension des mécanismes de fissuration et d'écaillage, et d'expliquer cette transition de comportement.

Le décollement du vernis est toujours précédé par l'apparition d'une fissure. En augmentant légèrement la déformation dans le contact, par augmentation de la force normale et en conséquence la hauteur de bourrelets frontaux et latéraux, le régime de fissuration stable subit une instabilité qui entraîne l'écaillage du revêtement. La cinétique d'écaillage dépend de l'adhérence vernis/substrat et ce rôle de l'adhérence a déjà été observé.

Lors de nos essais nous avons observé trois cinétiques d'écaillage. Nous avons nommé ces trois endommagements respectivement écaillage type 1, écaillage type 2 et « le plissement de tapis ».

Les futurs travaux pourront essayer de déterminer les propriétés interfaciales du revêtement. Des modèles mécaniques devront être développés pour accéder à ces valeurs. L'écaillage de type 1 se produit sous l'effet de contraintes de flexion produites par le bourrelet frontal. Une relation énergétique pourra être développée en prenant en compte l'énergie élastique emmagasinée par le vernis en flexion, l'énergie nécessaire pour rayer et l'énergie de création de surface décollée accessible grâce à la vision in-situ et en utilisant le critère de Griffith. Pour l'écaillage de type 2, l'absence de remonté entraîne des contraintes de flambement dues au déplacement continu de la pointe. Le modèle énergétique qui sera développé pour cet écaillage devra en plus des paramètres de l'écaillage de type 1, prendre en compte une contrainte de flambement. Pour le « plissement de tapis » un modèle énergétique peut également être développé en prenant en compte l'énergie due à la pointe qui pousse le vernis, l'énergie de création de surface et l'énergie de déformation plastique du pli.

**REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE A**

- [1] D. Tabor, « The Hardness of Metals », Clarendon Press Oxford, 1951.
- [2] B.J. Briscoe, E. Pelillo, S. Shinha, Polymer Engineering and Science, **36** (1996) 2996.
- [3] S. Lafaye, « Propriétés mécaniques de friction et de déformation des surfaces de polymères solides » thèse de doctorat de l'Université Louis Pasteur, (2002).
- [4] S. Lafaye, C. Gauthier, R. Schirrer, Accepté à Tribology International (2004).
- [5] C. Fond, Publication interne à l'Institut Charles Sadron.
- [6] M. L. Edlinger, « Indentation élastoplastique de matériaux homogènes et revêtus. Etude théorique et confrontation à l'expérience », Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1991).
- [7] G'Sell C., Jonas J.J., Journal of Materials Science, **14**, 1979, 583.
- [8] J-L. Bucaille, « Simulation numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques » Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (2001).
- [9] J.L. Bucaille, E. Felder, G. Hochstetter, Wear, **249**, 2001, 422.
- [10] R.J. Oxborough, P.B. Bowden, Philosophical Magazine, **28**, 1973, 547.
- [11] B.P. Gearing, L. Anand, International Journal of Solids and Structures, **41**, 2004, 3125.
- [12] Hamilton G.M., Goodman L.E., Journal of Applied Mechanics, **33** (1966) 371.
- [13] O'Sullivan T.C., King R.B., Journal of Tribology **110** (1988) 235

**CHAPITRE B**  
**MECANIKES DES SURFACES**

**CHAPITRE B : MECANIKES DES SURFACES**

<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>27</b>
<b>1. ESSAI D'INDENTATION .....</b>	<b>27</b>
<b>2. ESSAI DE GLISSEMENT RAYURE.....</b>	<b>28</b>
<b>3. NIVEAU DE DEFORMATION .....</b>	<b>28</b>
<b>4. VITESSE DE DEFORMATION.....</b>	<b>30</b>
<b>5. DURETE .....</b>	<b>30</b>
<b>6. MECANIQUE DU CONTACT NORMAL.....</b>	<b>31</b>
6.1. CONTACT ELASTIQUE .....	31
6.2. CONTACT PLASTIQUE .....	32
<b>7. CONTACT TANGENTIEL .....</b>	<b>33</b>
<b>8. ESSAI D'INDENTATION ET RAYURE APPLIQUES AU BICOUCHE.....</b>	<b>34</b>
8.1. ESSAI D'INDENTATION.....	34
8.1.1. Module d'élasticité .....	35
8.1.2. Dureté .....	36
8.1.3. Propriété du revêtement.....	39
8.1.3.1 Modèles établis à partir de la fissuration du revêtement .....	39
8.1.3.2 Modèles établis à partir de l'écaillage du revêtement .....	41
8.1.4. Estimation des propriétés de l'interface .....	44
8.2. ESSAI DE GLISSEMENT RAYURE.....	47
8.2.2. Endommagement sous glissement avec frottement .....	47
8.2.3. Rayure.....	48
8.2.3.1 Modèles d'endommagement établis à partir de l'écaillage du revêtement..	48
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>52</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE B .....</b>	<b>53</b>

## INTRODUCTION

Ce chapitre va permettre d'aborder les notions de base en mécanique des surfaces, notions qui serviront pour l'analyse des nos résultats. Nous verrons également, après la description de l'essai d'indentation et de rayure, leurs applications et intérêts dans le cas d'un matériau revêtu.

### 1. ESSAI D'INDENTATION

L'essai d'indentation (Figure 2.1) consiste à enfoncez une pointe rigide perpendiculairement à la surface de l'échantillon.

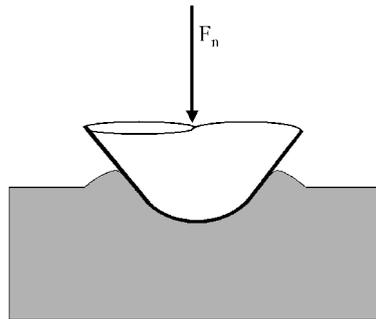


Figure 2.1 : schéma de l'essai d'indentation

Deux types de méthode existent, la méthode statique et la méthode dynamique (Figure 2.2). La méthode statique comporte un cycle de charge/décharge. Cette mesure permet de déterminer la raideur de contact  $S$ , l'aire de contact, la dureté et le module élastique. Cette méthode ne s'applique pas au matériau viscoélastique, viscoplastique ou viscoelastoplastique.

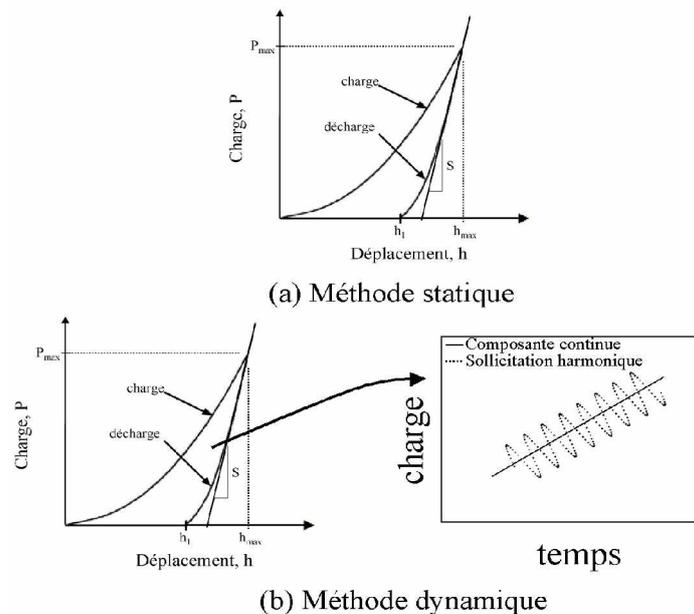


Figure 2.2 : courbe d'indentation obtenue lors d'essai statique (a) et dynamique (b).

Le principe de la méthode dynamique repose sur la superposition d'un chargement et d'un mouvement oscillant à fréquence fixe et de faible amplitude. Cette méthode dynamique permet de s'affranchir du fluage et de mesurer les modules élastiques et de pertes. Elle peut être utilisée pour tous les matériaux.

## 2. ESSAI DE GLISSEMENT RAYURE

Pendant l'essai de glissement-rayure (Figure 2.3), une pointe rigide (sphérique, conique, pyramidale...) est déplacée sur la surface de l'échantillon.

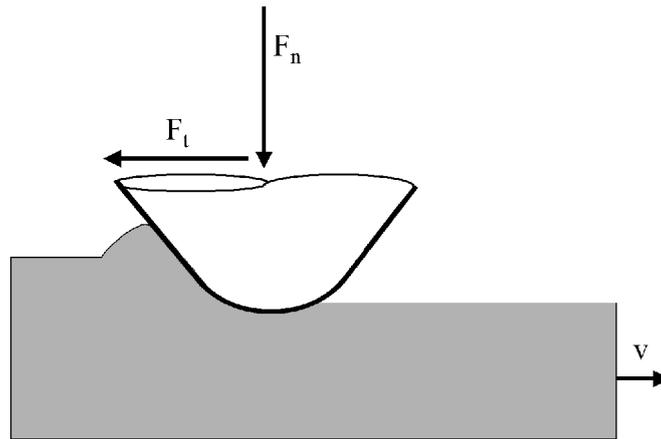


Figure 2.3 : schéma de l'essai de glissement-rayure

Il existe deux types de machines : les rigides et les souples. L'appareil rigide impose une profondeur et permet le calcul d'un déplacement alors qu'un appareil souple impose une force mais ne permet pas de mesurer un déplacement. La géométrie de la pointe et la forme du contact imposent un niveau de déformation lors de l'essai de glissement-rayure.

## 3. NIVEAU DE DEFORMATION

Il n'est pas évident, voir même difficile de calculer la déformation dans le contact lors des essais de glissement-rayure. Il n'y a pas de relations fiables et universelles. Cependant il existe des relations empiriques qui donnent le niveau de déformation pour des essais d'indentation en plasticité. Nous allons dans ce paragraphe donner des relations qui donnent ce niveau de déformation.

Tabor [1], en indentation, estime le niveau de déformation pour une pointe conique de demi-angle par la relation suivante :

$$\bar{\epsilon} = 0.2 \tan \beta \quad (1.1)$$

$\beta$  correspond à l'angle d'attaque de l'indenteur conique, soit  $\beta = \pi/2 - \theta$  (Figure 2.4).

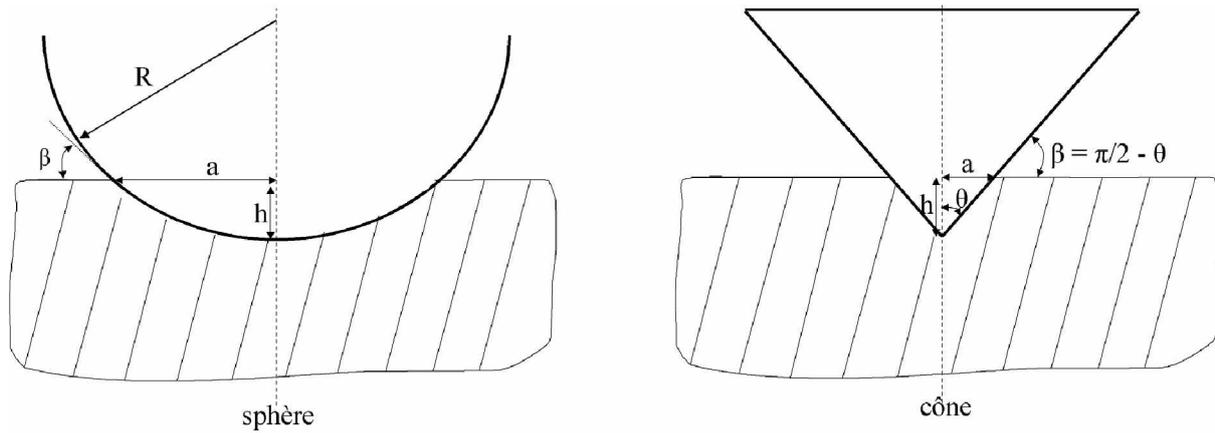


Figure 2.4 : Paramètres géométriques d'une pointe sphérique et conique.

Pour un indenteur de type Berkovitch qui correspond à une pointe tétraédrique, le niveau de déformation est constant (cône d'angle  $70.3^\circ$ ) et est de l'ordre de

$$\bar{\varepsilon} = 0.2 \tan 70.3^\circ \approx 7\% \quad (1.2)$$

Tabor [1] estime également le niveau de déformation pour les indenteurs sphériques dans le cas des métaux. Dans l'hypothèse où le rayon de contact ( $a$ ) est faible devant le rayon de la pointe ( $R$ ) (Figure 2.4), il donne la relation suivante en considérant que  $\tan\beta \approx a/R$

$$\bar{\varepsilon} = 0.2 \frac{a}{R} \quad (1.3)$$

Le coefficient 0.2 dans la relation précédente a été proposé par Tabor [1] dans le cas de contact parfaitement plastique lors d'essai d'indentation de métaux. Le niveau de déformation dans le contact élastique est également proportionnel au rapport  $a/R$ . Ceci s'explique par la théorie du contact élastique de Hertz [2] qui permet de relier la pression maximum au rapport  $a/R$  par une relation linéaire.

Si le rayon de contact ( $a$ ) n'est plus faible devant le rayon de l'indenteur ( $R$ ), la relation (1.3) n'est plus valable. On exprime alors  $\tan\beta$  (Figure 2.4) en fonction de  $a$  et  $R$ , et la relation (1.3) devient donc

$$\bar{\varepsilon} = 0.2 \frac{a}{\sqrt{R^2 - a^2}} \quad (1.4)$$

Gauthier et al. [3] à partir de leur résultat de glissement-rayure sur du PMMA, proposent également une relation pour les indenteurs sphériques :

$$\bar{\varepsilon} = 0.2 \frac{a}{2\alpha R} \quad (1.5)$$

avec  $\alpha$  un facteur de forme traduisant la réponse élastique ou plastique du contact, celui-ci est défini par la relation suivante :

$$\alpha = \frac{\text{aire}_{\text{vraie}}}{\text{aire}_{\text{disque}}} \quad (1.6)$$

avec  $0.5 < \alpha < 1$ . L'aire vraie correspond à l'aire de contact vraie projetée sur le plan tangent de contact. Sa forme varie d'un demi-disque (contact sur la face frontale de la pointe) à un disque complet (contact symétrique) (Figure 2.5). Dans le cas d'une rayure plastique  $\alpha = 0.5$ , on retrouve la valeur estimée par Tabor [1].

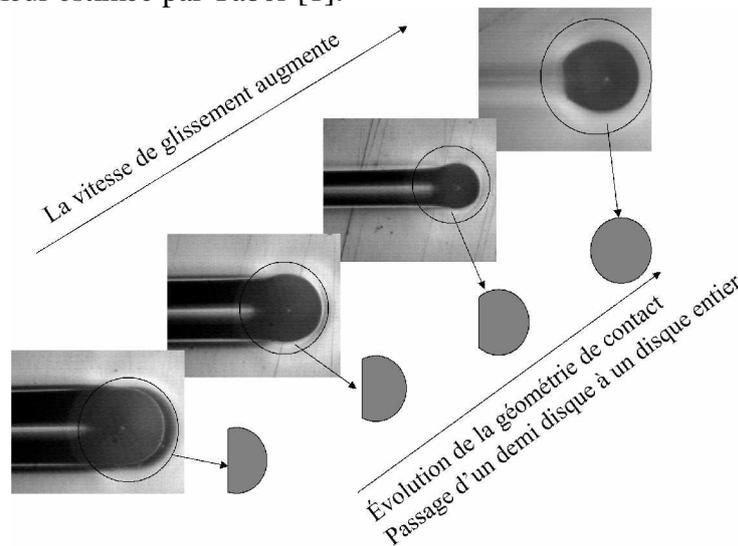


Figure 2.5 : Evolution de l'aire vraie de contact. Passage d'un demi-disque à un disque entier. Les échelles des photographies ne sont pas les mêmes.

#### 4. VITESSE DE DEFORMATION

Briscoe et al. [4] estiment la vitesse de déformation  $\partial \epsilon / \partial t$  par le rapport entre la vitesse de glissement  $v$  et largeur de rayure  $L$  observée post mortem :

$$\frac{\partial \epsilon}{\partial t} = \dot{\epsilon} = \frac{v}{L} \quad (1.7)$$

Cette vitesse de déformation a la dimension d'une fréquence.

La largeur de contact, qui sera définie dans le chapitre suivant, serait plus appropriée dans l'estimation de la vitesse de déformation, car le sillon peut relaxer, mais elle nécessite une vision in-situ [5].

#### 5. DURETE

Les premières mesures de dureté étaient des mesures de rayabilité. En 1811 Mohs établit une échelle qui est un classement de dix matériaux allant du talc (n°1) au diamant (n°10). Sur cette échelle, un matériau est capable de rayer un autre qui a un chiffre inférieur.

Maintenant on mesure la résistance opposée par un matériau plus dur que le matériau testé. La dureté d'un matériau est mesurée par des méthodes d'indentation. La mesure de la dureté est définie comme le rapport entre la force normale et l'aire de contact :

$$H = \frac{F_n}{S_n} \quad (1.8)$$

Lorsque la pointe est en mouvement relatif par rapport à la surface du matériau, il faut déterminer une dureté dynamique tangentielle ou dureté de rayure

$$H_r = \frac{4qF_n}{\pi l^2} \quad (1.9)$$

q est un paramètre permettant de prendre en compte la nature de la réponse du matériau, l est la largeur du sillon mesuré à la fin de l'essai (post mortem). La recouvrance qui est le retour vers l'état initial du matériau avec le temps est considérée comme nulle.

Odoni [6] définit et utilise la relation suivante

$$H_r = \frac{F_t}{S_t} \quad (1.10)$$

C'est une dureté rayure tangentielle qui a été établie en remplaçant  $F_n$  par  $F_t$  et  $S_n$  par  $S_t$  par analogie avec la dureté indentation. La relation suppose qu'il n'y a pas de décharge élastique.

## 6. MECANIQUE DU CONTACT NORMAL

### 6.1. Contact élastique

Hertz [2] a développé une théorie du contact élastique pour relier différentes grandeurs du contact, la charge normale appliquée sur une surface à l'aire de contact. Plusieurs hypothèses sont utilisées :

- les surfaces sont continues
- les déformations sont faibles  $a \ll R$
- pas de frottement entre la surface et l'indenteur.

Lorsqu'on applique une force à l'aide d'une sphère sur une surface, l'aire de contact est donnée par la relation

$$a^3 = \frac{3F_n R}{4E^*} \quad (1.11)$$

avec 
$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}$$

R est le rayon de la sphère et  $F_n$  la charge normale appliquée. Les indices 1 et 2 correspondent à l'indenteur et à l'échantillon, respectivement.

L'enfoncement ( $h$ ) dans le matériau est donné par

$$h = \frac{a^2}{R} \quad (1.12)$$

avec  $a$  le rayon de contact sphère plan.

La distribution de pression établie par Hertz [2] est une distribution de pression ellipsoïdale. Celle-ci est donnée par la relation suivante :

$$p(r) = p_0 \sqrt{1 - \left(\frac{r}{a}\right)^2} \quad (1.13)$$

Dans les matériaux, l'analyse du champ de contraintes [7] montre que le cisaillement maximum dans un contact sphère plan avec un coefficient de Poisson de 0.3 est de  $0.3p_0$ . La théorie de Hertz [2] montre que la pression moyenne ( $p_m$ ) est égale au  $2/3$  de la pression maximale ( $p_0$ ). En considérant le critère de Tresca qui suppose que le matériau plastifie uniquement par cisaillement lorsque le cisaillement maximum est supérieur ou égal à la contrainte seuil d'écoulement plastique, soit  $\tau_{\max} = \sigma_y/2$  conduit à la relation

$$\sigma_y = 0.60 p_0 \quad (1.14)$$

ou en considérant la pression moyenne  $p_m = (2/3)p_0$

$$p_m = \frac{2}{3} p_0 = \frac{2}{3} \frac{\sigma_y}{0.60} = 1.1 \sigma_y \quad (1.15)$$

Cette relation suggère que le seuil de première plastification apparaît pour une pression moyenne de l'ordre de la contrainte seuil d'écoulement plastique.

## 6.2. Contact plastique

En augmentant la déformation dans le contact, réalisé en augmentant la charge normale pour un indenteur sphérique, le matériau passe d'une réponse élastique à une réponse plastique. On observe d'abord une plasticité localisée donnée par une condition de cisaillement sous le contact ; puis en augmentant la déformation dans le contact, on obtient une plasticité complète (Figure 2.6).

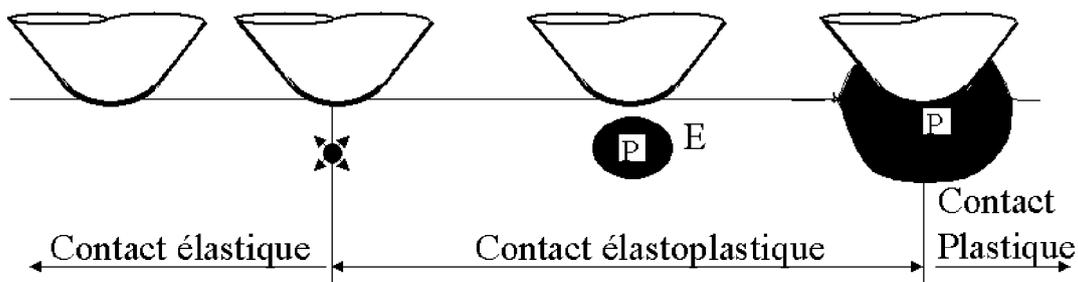


Figure 2.6 : évolution de la plasticité dans le contact. Passage d'un contact élastique à un contact élastoplastique puis à un contact plastique. (P correspond à plastique et E à élastique)

Tabor [1], en utilisant ses travaux en plasticité sur l'indentation des métaux, a relié expérimentalement la pression moyenne à la contrainte seuil d'écoulement plastique

$$p_m = 3 \sigma_y \quad (1.16)$$

Briscoe et Sebastian [8] ont montré que pour les polymères rigides, la plasticité apparaît pour des pressions moyennes de 1.8 à 2 au lieu de 3, ces résultats sont issus de ses relevés sur des rayures post-mortem.

$$p_m = 1.8 \sigma_y \quad (1.17)$$

Briscoe et Sebastian [8] estiment ce résultat à partir de la largeur de rayure post-mortem d'un essai de rayure, où il suppose que le contact est un demi disque frontal.

Entre le début de plasticité et l'apparition de la plasticité totale, il existe un domaine élastique plastique dont la modélisation en indentation comme en rayure n'est pas encore établi pour les matériaux viscoélastiques viscoplastiques.

Johnson [7] en utilisant les travaux de Hill [9] montre que la pression moyenne  $p_m$  entre le seuil de première plastification et la zone complètement plastique est donnée par l'équation :

$$\frac{p_m}{\sigma_y} = \frac{2}{3} \left[ 1 + \ln \left( \frac{1}{3} \frac{E^* \tan \beta}{\sigma_y} \right) \right] \quad (1.18)$$

$$\text{avec } \frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}$$

## 7. CONTACT TANGENTIEL

Lors d'essai de glissement rayure, nous pouvons définir plusieurs familles de contact suivant le taux de plasticité, le rapport entre hauteur du relâchement élastique  $\delta_{ela}$  et l'enfoncement de la pointe  $h$ . Tout d'abord, il y a les contacts élastiques ou le taux de plasticité est nul, le rapport  $h/\delta_{ela}$  est égal à 1. Tout l'enfoncement est relâché après le passage de la pointe. Dans ce cas-ci, l'aire de contact est symétrique et il n'y a pas de sillon sur la surface de l'échantillon (Figure 2.7a). Dans le cas du contact viscoélastique (Figure 2.7b), la plasticité dans le contact est également nulle mais l'aire de contact présente une légère dissymétrie. Dans ce cas là, les bords du sillon ne sont pas parallèles et le sillon recouvre. Le rapport  $h/\delta_{ela}$  est compris entre 0.8 et 1. Il y a également des contacts plastiques (Figure 2.7d). Ce contact sera caractérisé par une dissymétrie prononcée du contact (l'aire de contact projetée sera un demi disque) avec présence d'un bourrelet frontal et d'un sillon dont la section droite n'évolue guère au cours du temps. Un contact plastique n'exclut pas une décharge élastique ( $h/\delta_{ela} \ll 1$ ). Entre le contact viscoélastique et le contact plastique il existe le contact élastoplastique (Figure 2.7c). Ce type de contact est caractérisé par le fait que des déformations plastiques et élastiques interagissent sous le contact. Le contact est partiellement

dissymétrique et le sillon continuera à être visible au cours du temps. Le rapport  $h/\delta_{ela}$  est inférieur à 1. C'est dans ce contact élastoplastique que les bourrelets latéraux apparaissent.

Pendant les essais de glissement rayure on parlera de rayure plastique dès que le rapport pression de contact sur contrainte d'écoulement plastique sera supérieur à 1.8 pour les polymères ou 3 pour les métaux. On parlera de rayure élastique plastique dès que ce rapport (pression de contact sur contrainte seuil d'écoulement plastique) sera inférieur à 1.8 dans le cas des polymères et 3 dans le cas des métaux tout en étant supérieur à 1.

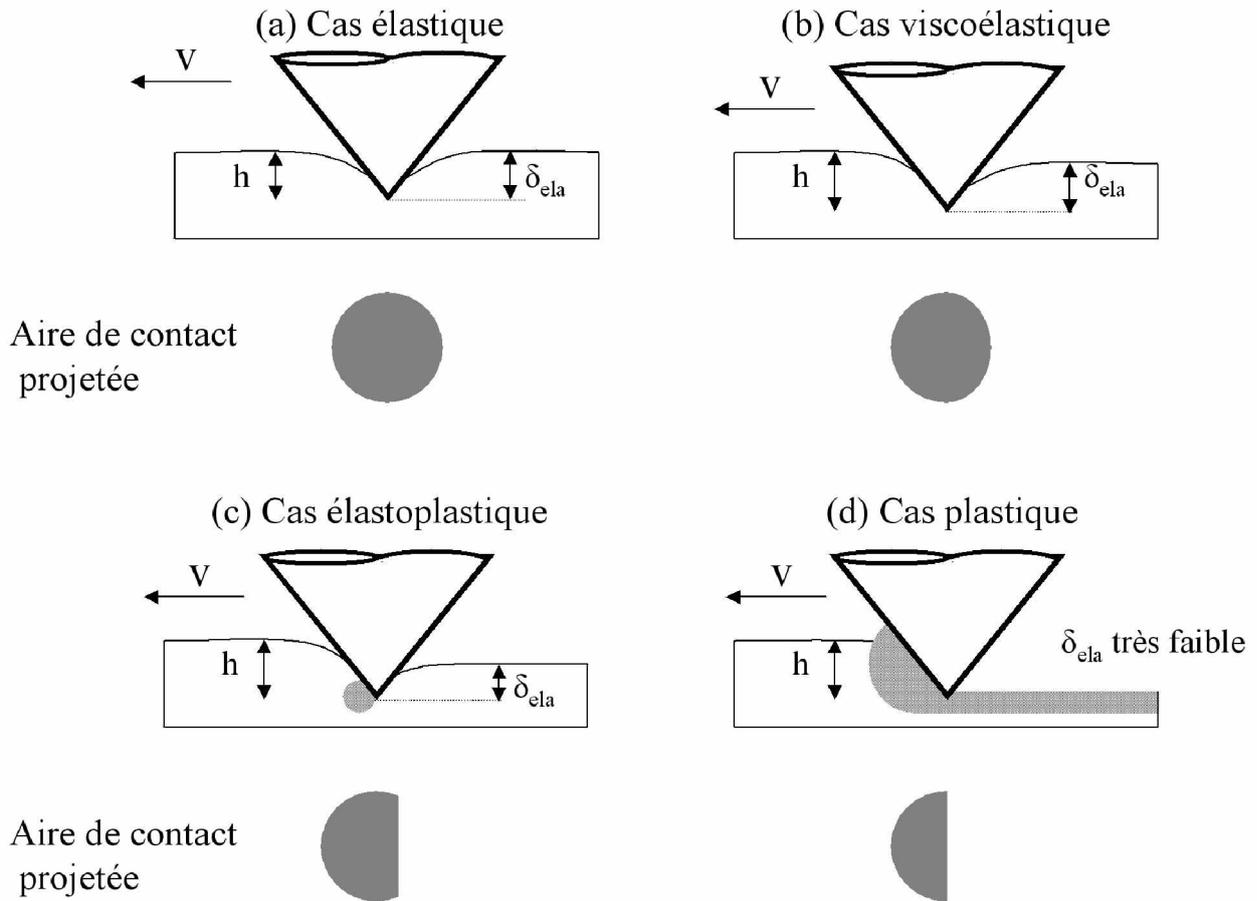


Figure 2.7 : différents cas de réponse d'une surface dans un essai de glissement-rayure. Le schéma de l'aire de contact projetée est représenté [10].

## 8. ESSAI D'INDENTATION ET RAYURE APPLIQUES AU BICOUCHE

### 8.1. Essai d'indentation

L'essai d'indentation peut être utilisé sous différentes formes pour la caractérisation mécanique des films minces, mais l'inconvénient majeur est la difficulté d'interprétation qui demeure.

### 8.1.1. Module d'élasticité

Quelques modèles ont été développés pour calculer le module élastique du revêtement, soit à partir de module du matériau considéré comme composite, soit directement à partir du graphe charge déplacement issu de l'indentation comme celui représentée sur la Figure 2.2.

Doerner et Nix [11] ont proposé une relation en se basant sur les résultats expérimentaux des modules élastiques calculés pour des structures composites

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E_v} \Phi_{DN} + \frac{1}{E_s} (1 - \Phi_{DN}) \quad (1.19)$$

Le paramètre  $\Phi_{DN}$  est une fonction de pondération donnée par la relation suivante

$$\Phi_{DN} = 1 - e^{-\beta e/h} \quad (1.20)$$

où  $\beta$  est une constante et  $e/h$  est le rapport entre l'épaisseur  $e$  du revêtement et la profondeur d'indentation  $h$ .  $E^*$  est la module élastique réduit donnée en fonction du module élastique du vernis ( $E_v$ ) et du module du substrat ( $E_s$ ) (expression de  $E^*$  donnée plus haut).

Gao et al. [12] en analysant la perturbation du module donnent la relation suivante

$$E = E_s + (E_v - E_s) \Phi_G \quad (1.21)$$

avec  $E_v$  et  $E_s$  les modules élastiques du film et du substrat respectivement,  $\Phi_G$  est une fonction de pondération qui est fonction de l'épaisseur du rayon de contact et du coefficient de Poisson [12].

Alba et al. [14], pour les revêtements de type polymère donnent dans le cas de polymères vitreux une relation :

$$\frac{E}{1-\nu^2} = \frac{P(2\pi)^{1/2}}{2D(h_T - h_R)} \quad (1.22)$$

On peut voir sur la Figure 2.8 les différents termes de cette relation,  $d$  correspond à la diagonale de l'empreinte laissée par la pointe lors de l'indentation et  $P$  à la charge maximale appliquée pendant l'essai.

Ils donnent également une relation pour le cas de revêtement de polymères de type caoutchoutique [14]. Ils utilisent pour cela l'analyse développée par Sneddon [15]

$$P_e = \frac{2E \tan \theta}{\pi (1-\nu^2)} h^2 \quad (1.23)$$

avec  $P_e$  la charge élastique,  $\theta$  le demi angle du cône qui est défini sur la Figure 2.4 et  $\nu$  le coefficient de Poisson du revêtement.

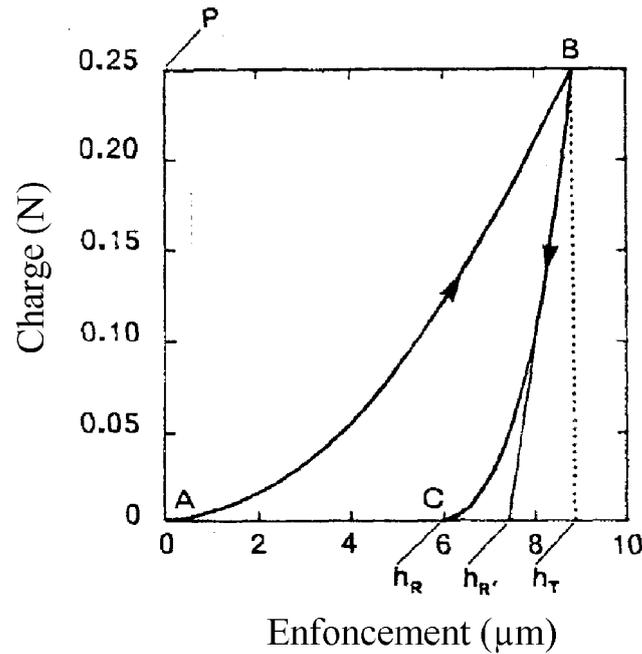


Figure 2.8 : courbe charge en fonction de l'enfoncement issue d'un essai d'indentation sur un revêtement de polymère vitreux [14].  $P_m$  est la charge durant l'essai,  $h_R$  est la profondeur de pénétration en fin d'essai,  $h_T$  est la pénétration maximale et  $h_{R'}$  est l'intersection entre l'axe des abscisses et la tangente à la courbe décharge.

### 8.1.2. Dureté

Différents modèles de dureté pour les matériaux revêtus ont été développés. Nous allons ici décrire quelques modèles.

Jönsson et Hogmark [16] ont développé un modèle pour estimer la dureté en fonction de l'épaisseur du revêtement et de la profondeur de pénétration. Ce modèle est basé sur une loi de mélange surfacique. Le revêtement est considéré comme fissuré et ne supporte donc la charge appliquée que sur le bord de l'indentation, le substrat quant à lui supporte directement la charge au centre de l'indentation (Figure 2.9). La dureté du système revêtement/substrat est donnée par la relation suivante :

$$H = \frac{A_v}{A} H_v + \frac{A_s}{A} H_s \quad (1.24)$$

où  $H_v$ ,  $H_s$  sont les duretés du film et substrat respectivement et  $A_v$ ,  $A_s$  sont les surfaces qui supportent la charge. Ce modèle n'est acceptable que si la profondeur de pénétration est supérieure à l'épaisseur du revêtement.

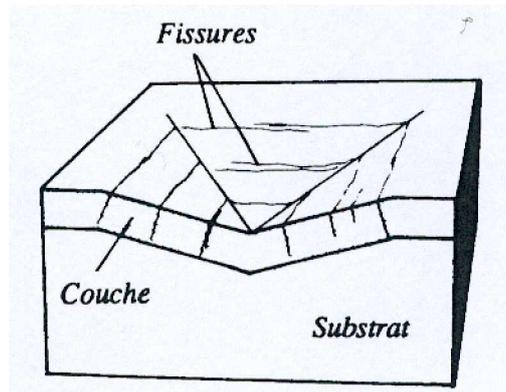


Figure 2.9 : modèle de Jönsson et Hogmark [16]

Burnett et Rickerby [17] proposent également un modèle basé sur une loi de mélange. Ils considèrent le volume déformé plastiquement sous la pointe (Figure 2.10) et donnent la relation :

$$H = \frac{V_v}{V} H_v + \frac{V_s}{V} H_s \quad (1.25)$$

où  $V_v$ ,  $V_s$  correspondent au volume déformé plastiquement dans le revêtement, le substrat respectivement,  $V$  correspond au volume total déformé plastiquement  $V = V_v + V_s$ .

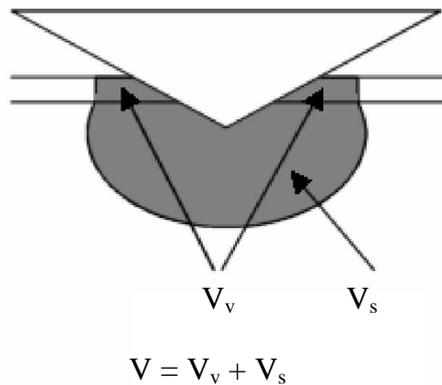


Figure 2.10 : Modèle de Burnett et Rickerby [17]

Bhattacharya et Nix [18] proposent également un modèle de relation :

$$H = H_s + (H_v - H_s) \exp \left( -\alpha_n \left( \frac{h}{e} \right)^n \right) \quad (1.26)$$

avec  $e$  l'épaisseur du revêtement,  $h$  la profondeur de pénétration,  $H_v$  et  $H_s$  la dureté du revêtement et du substrat respectivement. Le paramètre  $n$  vaut 1 pour un revêtement dur sur un substrat mou alors que  $n$  vaut 2 pour un revêtement mou sur un substrat dur. La constante  $\alpha_n$  peut être exprimée en terme de module élastique et de contrainte seuil d'écoulement plastique du revêtement et du substrat. Cette relation ne prend pas en compte l'influence des fissures. Ceci est une relation empirique qui ne se corrèle pas bien avec les résultats issus de la simulation numérique [18]

Korsunky et al. [19] donnent une relation pour un revêtement dur sur un substrat mou

$$H = H_s + \frac{H_v - H_s}{1 + k(h/e)^2} \quad (1.27)$$

comme précédemment  $e$  est l'épaisseur du revêtement,  $h$  la profondeur de pénétration,  $H_v$  et  $H_s$  la dureté du revêtement et du substrat respectivement.  $K$  est un paramètre qui dépend du mode de déformation, soit en déformation à dominante plastique soit en déformation de rupture. Ce modèle peut être appliqué sur des revêtements avec ou sans fissure.

Ritter et al. [20] développent une relation donnant la dureté pour des revêtements de polymères sur substrat de verre. Ils écrivent la charge normale comme la somme des forces agissant sur le substrat et le revêtement. Ce modèle prend en compte la formation de bourrelet.

$$P = 2H_c (b_p^2 - a^2) + 2H_s a^2 \quad (1.28)$$

Les différentes notations sont données sur la Figure 2.11.  $H_s$  et  $H_c$  sont les duretés du substrat et du film respectivement. Ils utilisent comme hypothèse que la totalité de matière enlevée lors de la rayure se retrouve dans les bourrelets (conservation de la matière).

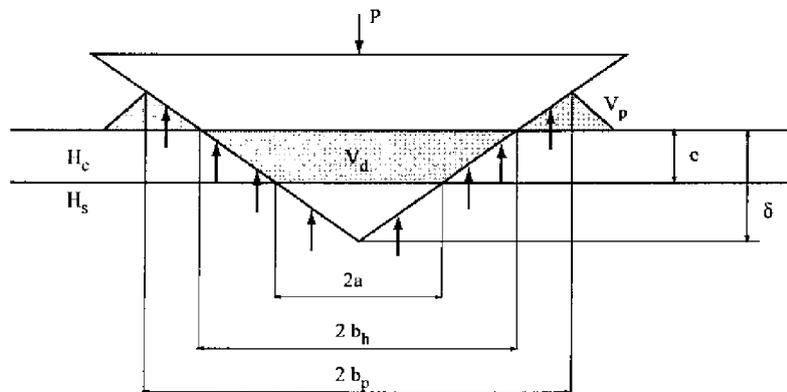


Figure 2.11 : schéma du modèle de Ritter et al. [20]

A partir de cette hypothèse et en considérant des bourrelets triangulaires, Ritter et al [20] en écrivant la dureté comme le rapport de la charge sur la surface projetée propose la relation suivante :

$$H = H_c + \frac{H_s - H_c}{\left[1.37 \left(1 + \frac{1}{(h/e) - 1}\right)\right]^2} \quad (1.29)$$

Il existe d'autres modèles, le modèle de Felder de Ford , de Ahn et Kwon, que je ne détaillerai pas. Ces modèles sont décrit dans la thèse de Laval [21] et dans l'article de Malzbenderg et al. [22] .

### 8.1.3. Propriété du revêtement

L'essai d'indentation est utilisé également pour déterminer la ténacité du revêtement, soit à partir de la fissuration du revêtement soit à partir de l'écaillage du revêtement. On peut également déterminer les propriétés de l'interface tel que l'adhérence film/substrat à partir de l'écaillage.

#### 8.1.3.1 Modèles établis à partir de la fissuration du revêtement

Marshall et Lawn [23] ont développé une méthode, en considérant la longueur de la fissure, pour calculer le facteur d'intensité de contrainte critique  $K_{Ic}$  pour un matériau monolithique indenté avec pointe pyramidale. Le matériau est de type fragile. La méthode proposée est utilisable si des fissures radiales apparaissent dans le matériau. Ils donnent la relation suivante en utilisant la géométrie définie sur la Figure 2.12 :

$$K_{Ic} = \chi_r \frac{P}{c^{3/2}} + Z\sigma_r c^{1/2} \quad (1.30)$$

où P est la charge critique, c la longueur de la fissure radiale,  $\sigma_r$  la contrainte résiduelle et Z un facteur de forme de la fissure qui peut être calculé à partir de la relation suivante :

$$Z = 1.12\sqrt{\pi} \frac{d/c}{(3\pi/8) + (\pi/8)(d/c)^2} \quad (1.31)$$

avec d la profondeur de la fissure qui est pratiquement impossible à déterminer, une valeur de 1.26 sera prise en considérant une fissure semi circulaire (d = c).

Pour des indenteurs de type Berkovich ou Vickers,  $\chi_r$  est donnée par :

$$\chi_r = \chi \left(\frac{E}{H}\right) \quad (1.32)$$

avec E le module d'élasticité, H la dureté et  $\chi = 0.016$ .

En traçant  $\chi_r P/c^{3/2}$  en fonction de  $Zc^{1/2}$ ,  $K_{Ic}$  qui correspond à l'ordonnée à l'origine de la courbe tracée peut être déterminée ainsi que  $\sigma_r$  qui correspond à la pente de la courbe. Ce modèle fut développé pour un matériau monolithique mais il peut être utilisé pour un matériau revêtu en faisant comme hypothèse qu'il n'y a pas d'influence du substrat sur la propagation des fissures radiales, c'est à dire que l'on suppose que les fissures sont confinées proche de la surface.

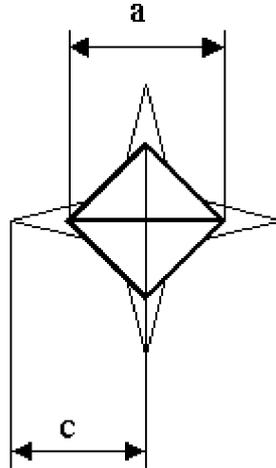


Figure 2.12 : géométrie utilisée dans le modèle de Marshall et Lawn [23] Les fissures sont radiales.

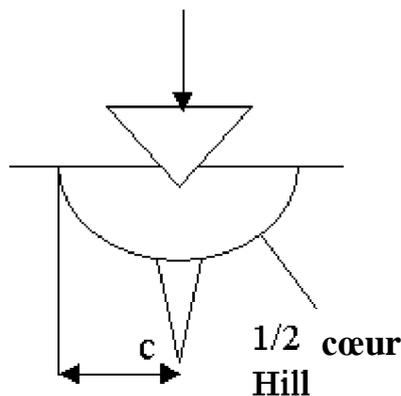


Figure 2.13 : géométrie utilisée dans le modèle de Lawn et Evans [24] . Les fissures considérées ici sont médianes.

Lawn et Evans [24] ont analysé l'initiation de la fissure médiane sous indenteur Vickers dans un champ d'indentation élastique plastique pour un matériau monolithique. Ils ont développé leur relation sur la base du modèle de cœur plastique (Figure 2.13).

La relation qu'ils ont développée pour un indenteur de type Vickers est la suivante :

$$P = 21,7 \cdot 10^3 \frac{K_{Ic}^4}{H^3} \quad (1.33)$$

avec P la charge critique et H la dureté.

Cette relation est également utilisable pour des matériaux revêtus s'il n'y a pas d'influence du substrat [25].

### 8.1.3.2 Modèles établis à partir de l'écaillage du revêtement

Lie et Bushan [26] ont étudié la rupture d'un film fin sous nano-indentation avec un indenteur conique. Le revêtement est de type fragile, il subit une déformation élastique plastique. Le substrat n'influence pas le revêtement et les divers phénomènes d'endommagement. La rupture du film se produit en trois étapes :

- fissure en forme d'anneau autour de la pointe dues aux grandes contraintes de tension
- délaminage et flambement se produisent à l'interface due au grande pression latérale (compression)
- seconde fissuration en anneau due aux contraintes de flexion.

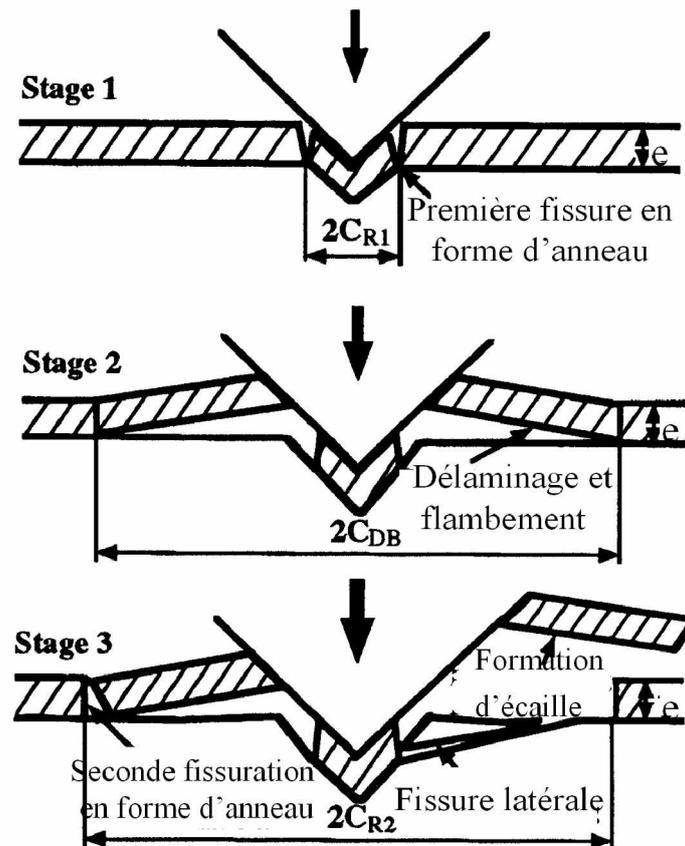


Figure 2.14 : schémas des différentes régimes de fissuration d'un système revêtement/substrat obtenus à partir d'essai de nanoindentation [26] .

Ils obtiennent finalement la relation suivante

$$K_{Ic}^2 = \left( \frac{E}{(1-\nu^2)2\pi C_r} \right) \left( \frac{U}{e} \right) \quad (1.34)$$

où E est le module élastique du film,  $\nu$  le coefficient de Poisson du film,  $C_r$  le diamètre de l'écaillage, e l'épaisseur du film et U l'énergie de déformation dissipée dont le mode d'obtention est définie ci-dessous.

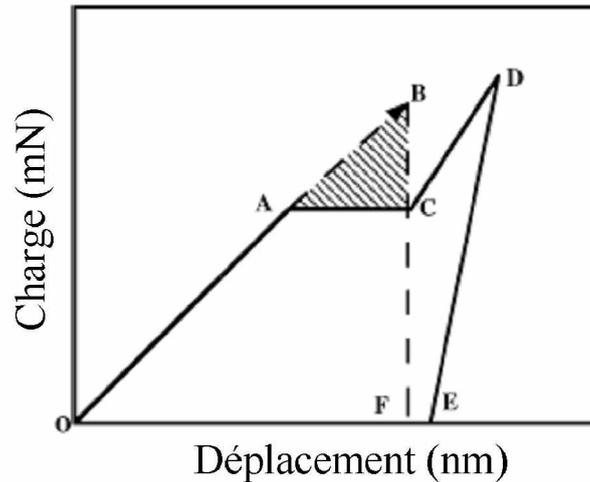


Figure 2.15 : Courbe de charge modifiée par l'écaillage [26]

A partir de leur résultat de nano-indentation, ils obtiennent la courbe OAC (Figure 2.15) si un endommagement (écaillage) se produit. Ils supposent que l'écaillage se produit en AC. S'il n'y avait pas d'endommagement, la partie OA serait prolongée pour avoir le même enfoncement qu'en B. Ceci implique que la formation d'écaillage modifie la courbe « théorique » OAB en OAC. L'énergie U est donc obtenue en faisant la différence entre les deux surfaces, sans et avec endommagement, ceci correspond donc à la surface ABC.

Malzbender et de Width [27] ont également utilisé la méthode de Lie et Bushan [26] pour développer un modèle de calcul du  $K_{Ic}$ . Un matériau revêtu d'un film fragile posé sur un substrat en verre minéral est indenté à l'aide d'une pointe de type Berkovitch. A partir de l'énergie dissipée, qui est donnée par  $W = U_{el} + U_{fr} + U_{pl} + D = U_{el} + W_{irr}$ , avec  $U_{el}$  l'énergie élastique,  $U_{fr}$  l'énergie nécessaire pour fracturer le revêtement,  $U_{pl}$  l'énergie plastique et D l'énergie dissipée par chaleur, ils en déduisent l'énergie irréversible qui est la somme des 3 derniers termes de W. L'énergie plastique et l'énergie due à la chaleur sont négligées. L'énergie irréversible est obtenue à partir de leur essai d'indentation. Comme Li et Bushan [26] ils prolongent leur courbe charge en fonction du déplacement (Figure 2.16) comme s'il n'y avait pas de phénomènes d'endommagement. Après avoir fait la différence entre les deux courbes et avoir déduit l'énergie irréversible, ils tracent la courbe énergie irréversible en fonction de la charge (Figure 2.17). A partir de cette courbe et du phénomène d'endommagement observé (fissure radiale, délaminage ou écaillage) ils estiment l'énergie dissipée pendant l'endommagement.

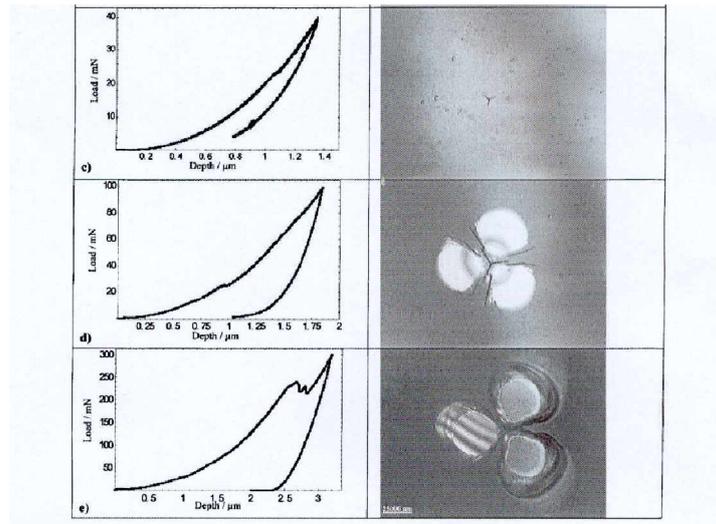


Figure 2.16 : courbes d'indentation et endommagements observés [27]

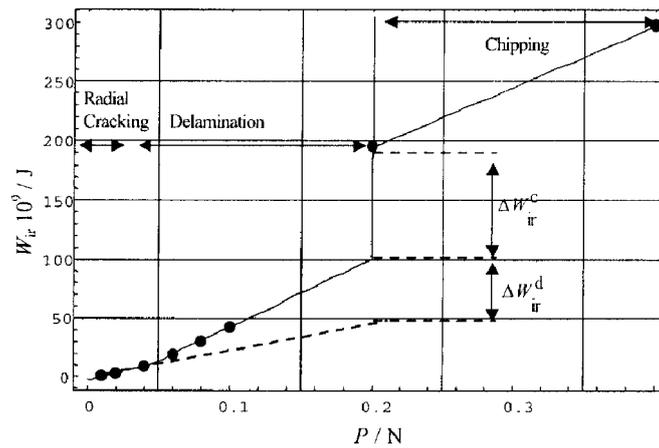


Figure 2.17 : énergie irréversible en fonction de la charge appliquée [27]

Une fois cette énergie irréversible obtenue ils calculent le facteur d'intensité de contrainte critique  $K_{Ic}$  avec la formule suivante :

$$G_{Ic} = \frac{\Delta W_{ir}^c}{N \times 2 \times \pi e r_c} \quad (1.35)$$

$$K_{Ic} = \sqrt{G_{Ic} E_c} \quad (1.36)$$

Dans la relation (1.35)  $\Delta W_{ir}^c$  correspond à l'énergie irréversible pour produire l'écaille, N au nombre d'écaille (ici 3 écailles, Figure 2.18), e correspond à l'épaisseur du revêtement,  $r_c$  au rayon de l'écaille (Figure 2.18) et  $E_c$  au module élastique du revêtement.

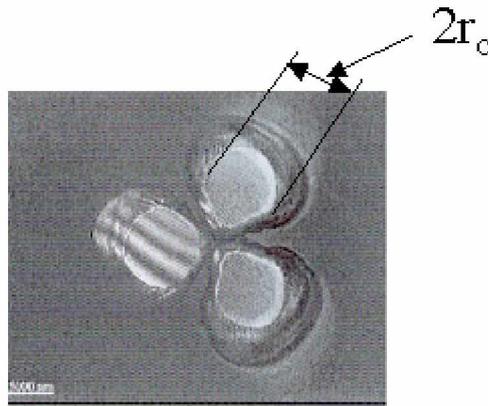


Figure 2.18 : nombre d'écailles et schématisation du rayon de l'écaille [27]

#### 8.1.4. Estimation des propriétés de l'interface

A partir de l'essai d'indentation et d'endommagement (écaille) on peut déterminer les propriétés de l'interface, surtout l'adhérence revêtement substrat.

Marshall et Evans [28] analysent le délaminage d'un film fin sous indentation conique. Le film est de type fragile. L'adhésion entre le film et le substrat est faible.

Sous l'indentation du matériau avec un cône, le film se déforme plastiquement. En enfonçant un peu plus, la fissure atteint un niveau critique, le film flambe : il y a formation de deux cloques (Figure 2.19b). Après avoir enlevé la pointe, le film délamine comme on peut le voir sur la Figure 2.19c.

En prenant en compte la contrainte due à l'indentation définie par

$$\sigma_I = \frac{V_I E_V}{2\pi e a^2 (1-\nu_V)} \quad (1.37)$$

et la contrainte de flambage définie par :

$$\sigma_B = \frac{\mu^2 e^2 E_V}{12a^2 (1-\nu_V)} \quad (1.38)$$

ils établissent une relation qui donne le taux de restitution d'énergie  $G$  :

$$\frac{GE_V}{(1-\nu_V)} = \frac{1}{2} e \sigma_I^2 (1+\nu_V) + (1-\alpha) (h \sigma_R^2) - (1-\alpha) h (\sigma_I - \sigma_B)^2 \quad (1.39)$$

Dans ces trois relations,  $\sigma_r$  correspond à la contrainte résiduelle,  $V_I$  au volume d'indentation,  $a$  au rayon de la partie délaminée,  $\alpha$  à la pente de la courbe charge de flambage en fonction du déplacement du cône ( $\alpha=0$  s'il n'y a pas de flambement) et  $e$  à l'épaisseur du film. L'indice  $v$  correspond au revêtement.

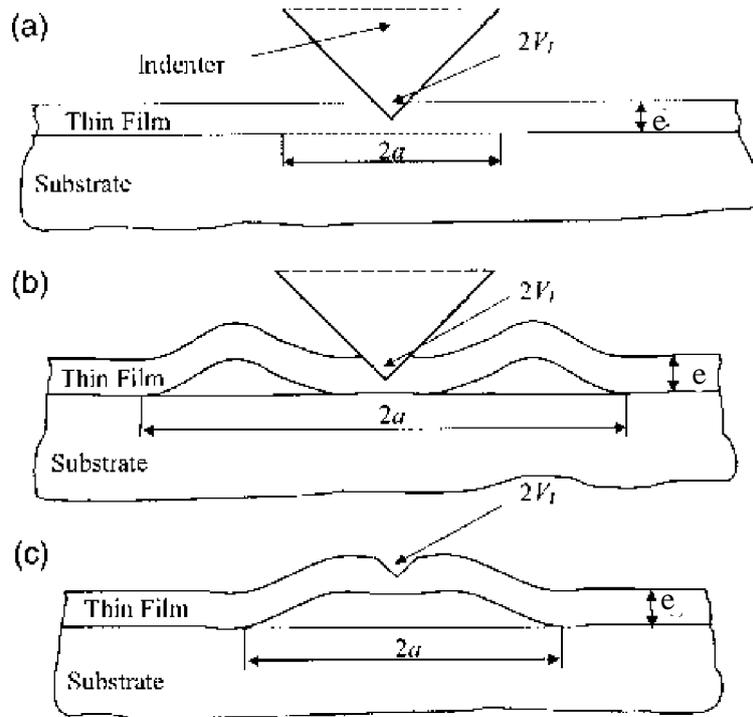


Figure 2.19 : formation de cloque lors d'indentation Marshall et Evans [28]

Rosenfeld et al. [29] dans les années 90 donnent également une relation qui permet le calcul du taux de restitution d'énergie interfaciale. Ils définissent la relation pour des films épais ( $>10\mu\text{m}$ ). Ils supposent que la dureté  $H$  du film ne change pas avec l'épaisseur  $e$  du film, et que la contribution du substrat est négligeable. Les contraintes résiduelles et de flambage ne sont pas prises en compte.

Ce modèle est, comparé à celui de Marshall et Evans [28] réduit au premier ordre car  $\sigma_r$ , la contrainte résiduelle, n'est pas prise en compte.

$$G = \frac{0.627H^2e(1-\nu_v^2)}{E_v} \times \frac{1}{[1+\nu_v + 2(1-\nu_v)Hr_d^2/P]^2} \quad (1.40)$$

où  $r_d$  correspond au rayon de la surface délaminée,  $H$  la dureté du revêtement,  $P$  la charge appliquée  $E_v$  le module élastique du revêtement,  $\nu_v$  le coefficient de Poisson du revêtement et  $e$  l'épaisseur du film.

Malzbender et de With [30] donnent aussi une relation pour estimer les propriétés interfaciales. Ils utilisent comme précédemment l'énergie irréversible (Figure 2.17). Toujours à partir de la courbe charge en fonction de l'enfoncement, ils déterminent l'énergie irréversible mais cette fois-ci pour le délaminage ( $\Delta W_{ir}^d$ ), comme définie sur la Figure 2.17, pour calculer le taux de restitution d'énergie à l'interface :

$$G_{int} = \frac{\Delta W_{ir}^d}{\pi r_d^2} \quad (1.41)$$

avec  $r_d$  le rayon de la partie délaminée.

A partir du taux de restitution d'énergie interfaciale ils donnent la ténacité interfaciale par la relation :

$$K_{int} = \sqrt{G_{int} E_{int}} \quad (1.42)$$

où  $E_{int}$  est le module élastique interfaciale qui est défini par Hutchinson et Suo [31]

$$\frac{1}{E_{int}} = \frac{1}{2} \left( \frac{1}{E_v} + \frac{1}{E_s} \right) \quad (1.43)$$

l'indice v correspond au revêtement alors que l'indice s correspond au substrat. Cette relation est utilisable pour des revêtements de type fragile qui fissurent puis délaminent et écaillent. La part plastique dans l'énergie irréversible est négligée.

Thouless [32] détermine l'énergie d'adhésion ou l'énergie de rupture interfaciale. Le revêtement est de type fragile. L'endommagement considéré par Thouless [32] est un délaminage suivi de l'écaillage. Son hypothèse principale est que la croissance de la surface de délaminage est causée par un chargement plan et que l'écaillage du revêtement au moment du flambement de la surface est dû également à un chargement plan.

Ces hypothèses impliquent que la surface délaminée augmente en réponse à la charge normale et que la partie délaminée du revêtement flambe en réponse aux contraintes planes causées par l'indentation. Ceci change la mixité des contraintes à l'interface de telle façon que la fissure à l'interface remonte en surface pour créer l'écaille.

La charge qui conduit au délaminage est égale à la contrainte critique de flambement, d'où la relation suivante pour l'énergie de rupture interfaciale :

$$\Gamma_i = 1.42 \frac{Ee^5}{L^4} \left( \frac{\frac{a}{L} + \frac{\beta\pi}{2}}{\frac{a}{L} + \beta\pi} \right)^2 + \frac{e(1-\nu)\sigma_r^2}{E} + \frac{3.36(1-\nu)e^3\sigma_r}{L^2} \left( \frac{\frac{a}{L} + \frac{\beta\pi}{2}}{\frac{a}{L} + \beta\pi} \right) \quad (1.44)$$

La contrainte résiduelle  $\sigma_r$  est prise en compte. Le terme e correspond à l'épaisseur du revêtement. Le module du film E est pris en compte dans le modèle. Les termes L,  $\alpha$  et  $\beta$  sont définis sur la Figure 2.20.

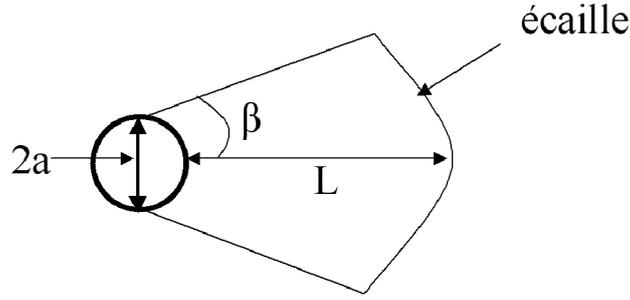


Figure 2.20 : géométrie de l'écaille utilisée pour le calcul de l'énergie d'adhésion [32]

## 8.2. Essai de glissement rayure

L'essai de rayure est également utilisé pour déterminer les caractéristiques du revêtement ou de l'interface revêtement substrat. Nous allons rappeler ici quelques modèles développés à partir de la fissuration du revêtement ou du délaminage écaillage du film.

### 8.2.2. Endommagement sous glissement avec frottement

Lawn [33] fut l'un des premiers à analyser la formation de fissures fragiles coniques dans des matériaux non revêtus, sous glissement avec frottement d'une pointe sphérique. Il a considéré que la fissure est générée sur le bord arrière de contact dû à l'extension d'un défaut. Il donne la relation suivante :

$$P_c = \frac{1}{2} \pi^{1.5} \times 9 \times \frac{(1-\nu^2)^{0.5}}{(1-2\nu)^3} \frac{K_{Ic}^3 R^2}{E^2 c^{3/2} (1+15.5\mu)^3 I^3} \quad (1.45)$$

I est l'intégrale qui prend en compte la dépendance du champ de contrainte sur la profondeur du défaut. Pour une fissure de Griffith, la contrainte est indépendante de la profondeur du défaut d'où  $I=1$ .  $\nu$  est le coefficient de Poisson,  $\mu$  le coefficient de frottement, E le module élastique et c la longueur de la fissure.

Malzbender et de Width [34] ont déterminé une relation pour calculer la charge critique lors d'un processus de glissement avec frottement. Ils utilisent la relation de l'intensité de contrainte défini par Mencik [35] :

$$K = \frac{2}{\sqrt{\pi c}} \int_0^c \frac{\sigma(z) z dz}{\sqrt{c^2 - z^2}} \quad (1.46)$$

En insérant l'approximation de Bower et Fleck [36] qui donne la contrainte de tension maximale à l'arrière de la surface de contact :

$$\sigma_{11} = \mu p_0 \left( 2 - \frac{5}{2} \sqrt{\frac{z}{a}} \right) - p_0 \left( \frac{3}{2} \sqrt{\frac{z}{a}} + 2 \frac{z}{a} \right) \quad (1.47)$$

avec  $\mu$  le coefficient de frottement,  $a$  le rayon de contact,  $p_0$  la pression de contact et  $z$  la profondeur de la fissure. Pour des petites profondeurs, la relation ci-dessus est deux fois plus faible que la valeur donnée par Hamilton [37]. Après intégration de l'équation 1.46 et prise en compte de l'approximation de Bower et Fleck [36] ils obtiennent une relation pour la charge critique

$$P_C = \frac{K_{Ic} a^3}{\left( \frac{c^{3/2}}{\sqrt{\pi}} - \sqrt{a} c(0.47 + 0.78\mu) + 0.72a\sqrt{c\mu} \right)} \quad (1.48)$$

$c$  correspond à la longueur de la fissure. Cette relation donne une charge critique surestimée. Ceci peut venir de la sous-estimation de la contrainte de tension de l'équation de Bower et Fleck [36].

### 8.2.3. Rayure

#### 8.2.3.1 Modèles d'endommagement établis à partir de l'écaillage du revêtement

Hintermann et Laeng [38] ont donné une relation pour calculer la force d'adhésion interfaciale à partir d'un essai de rayure. La charge à laquelle le revêtement écaille ou délamine sera définie comme la charge critique  $P_c$ , prise comme la force adhésive ou cohésive.

La surface se déforme plastiquement sous l'action de la pointe conique. Des contraintes de cisaillement sont générées à l'interface. Le revêtement est supposé dur.

A partir de la Figure 2.21, ils déterminent quelques relations :

$$\begin{aligned} F &= Htg\theta \\ H &= \frac{L}{\pi A^2} \\ tg\theta &= \frac{A}{\sqrt{R^2 - A^2}} \\ F &= \frac{L}{\pi A^2} \times \frac{A}{\sqrt{R^2 - A^2}} \end{aligned} \quad (1.49)$$

avec  $F$  la contrainte de cisaillement à l'interface du contact,  $H$  la dureté du substrat,  $L$  la charge appliquée,  $A$  le rayon de contact,  $R$  le rayon de la pointe et  $h$  la profondeur de la rayure.

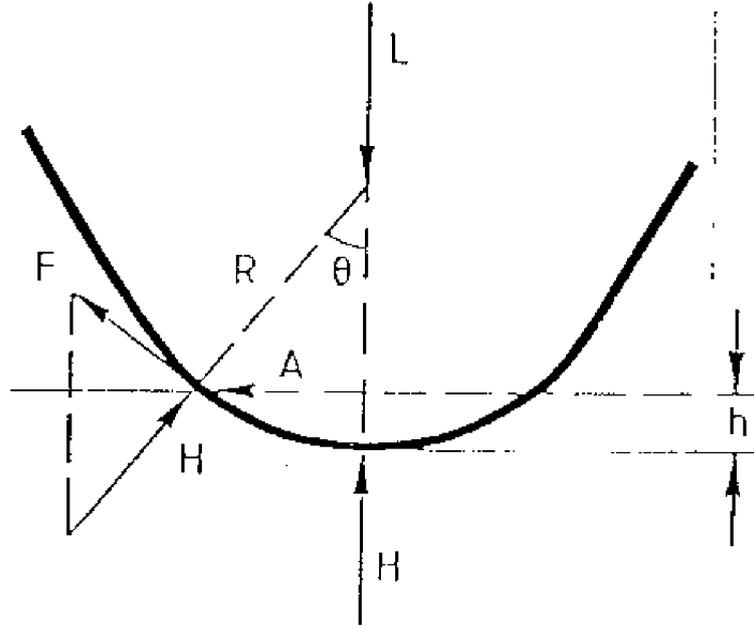


Figure 2.21 : modèle et différentes caractéristiques utilisées par Hinterman et Laeng [38]

Après avoir introduit un facteur correctif  $K$  ( $0.2 < K < 1$ ) qui dépend du modèle et considéré que  $R \gg a$ , ils donnent une relation qui détermine la force d'adhésion  $F_c$  (ou contrainte d'adhésion)

$$F_c = K \sqrt{\frac{HL_c}{\pi R^2}} \quad (1.50)$$

Burnett et Rickerby [17] ont développé un modèle qui donne l'énergie de rupture interfaciale  $\Gamma_i$  en fonction de la charge critique :

$$\Gamma_i = \frac{32}{\pi^2} \frac{tP_c^2}{E_c w_c^4} \quad (1.51)$$

avec  $w_c$  la largeur du sillon laissée par la pointe à charge critique. Dans leur modèle des contraintes d'indentations élastique plastique sont dominantes. D'après les auteurs c'est le cas seulement pour des essais à bas coefficient de frottement et des films de grandes épaisseurs.

Bull et al. [39] assument que le revêtement ne se détache que sous l'action des contraintes planes de compression devant la pointe. Cette contrainte induit une contrainte normale critique à l'interface due à l'effet Poisson.

$$\Gamma_i = \frac{1}{2} \frac{e}{E_v} \left( \frac{\nu_v \mu P_c}{a_c} \right)^2 \quad (1.52)$$

où  $\mu$  représente le coefficient de frottement,  $P_c$  la charge normale critique,  $\nu_v$  le coefficient de Poisson du revêtement,  $E_v$  le module du revêtement,  $e$  l'épaisseur de revêtement et  $a_c$  le rayon de contact critique. Cette relation est valable surtout pour les revêtements durs sur un substrat mou. La profondeur d'indentation totale doit être au moins le double de l'épaisseur du revêtement pour que le modèle soit applicable.

Thouless [32] donne une relation pour calculer la ténacité interfaciale. Il considère une écaille de forme trapézoïdale (Figure 2.22).

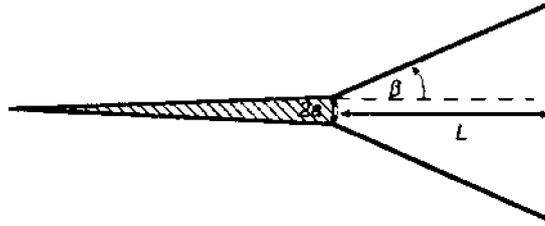


Figure 2.22 : forme de l'écaille considérée par Thouless [32]

Il dit également que le délaminage est dû aux contraintes planes de compression imposées par l'indenteur [32]. Le revêtement doit être assez fragile pour que la fissure se produise et que cette fissure s'étende d'un angle  $\beta$  suivant la direction de rayure. Le taux de restitution d'énergie, dans le cas où il n'y a pas de contrainte résiduelle est donnée par :

$$G = \frac{F_t^2}{8E(L \tan \beta + a)^2 e} \quad (1.53)$$

où  $E$  est le module de Young,  $2a$  la largeur de contact,  $e$  l'épaisseur du revêtement et  $L$  la longueur de l'écaille. Le délaminage se produit quand  $G$  est égale à  $G_{int}$  la ténacité interfaciale. La composante horizontale critique est donnée par :

$$F_t = 2L \left( \tan \beta + \frac{a}{L} \right) \sqrt{2EG_{int}t} \quad (1.54)$$

Quand la charge augmente la fissure interfaciale dévie vers la surface libre. Cette déviation est due à un flambement de la partie délaminée. Si le film est assez fragile, une écaille se forme. La charge critique de flambement est donnée par :

$$P_{cr} = 1.7 \frac{Et^3}{L} \left( \tan \beta + \frac{2a}{L} \right) \quad (1.55)$$

En égalisant la composante horizontale critique à la charge critique de flambement on obtient la relation pour calculer la ténacité interfaciale :

$$G_{\text{int}} = 0.35 \frac{Et^5}{L^4} \left( \frac{\tan \beta + 2a/L}{\tan \beta + a/L} \right)^2 \quad (1.56)$$

Malzbender et de Width [40] ont également développé un modèle pour calculer la ténacité interfaciale  $G_{\text{int}}$  pour un revêtement qui a écaillé. Ce modèle est développé sur la base de compression et flambement. Le revêtement est de type fragile qui peut fissurer, délaminer et écailler. La fissure une fois générée se propage vers le substrat, comme la ténacité du substrat est plus grande que celle de l'interface la fissure se propage à l'interface. La partie délaminée subit un flambement et la fissure est déviée jusqu'à la surface libre, l'écaille est ainsi formée. La contrainte due aux forces tangentielles qui conduit au délaminage est donnée par :

$$\sigma = \frac{F_t}{2Le\beta} \quad (1.57)$$

où  $F_t$  la force tangentielle,  $e$  l'épaisseur du revêtement,  $L$  et  $\beta$  sont définis sur la Figure 2.23. Le taux de restitution d'énergie, issue de Hutchinson et Huo [31] est simplifié, est donné par :

$$G_{\text{int}} = \frac{\sigma^2 e}{2E} \quad (1.58)$$

En combinant les deux équations ils obtiennent :

$$F_t = \sqrt{2EtG_{\text{int}}} \times 2L\beta \quad (1.59)$$

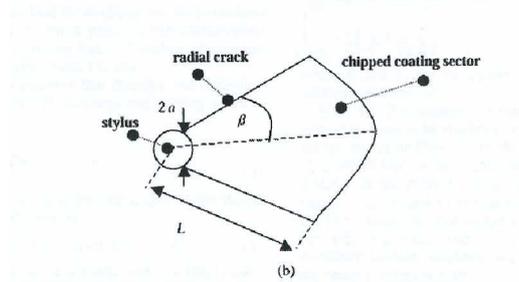
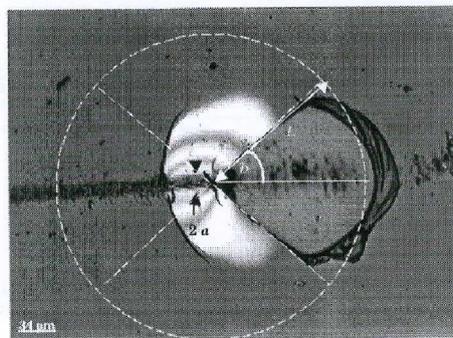


Figure 2.23 : écaille et schéma de l'écaille [40]

Au moment du flambement la charge  $F_t$  qui conduit au délaminage est égale à la charge de flambement.

En considérant l'écaille comme une portion de disque et en calculant la charge de flambement qui agit sur l'écaille ils obtiennent :

$$F_t = \frac{10.1EI_L}{L^2} \quad (1.60)$$

où  $I_L$  est le moment d'inertie d'une plaque de rayon  $L$ .

En égalant les deux charges, ils obtiennent l'énergie de rupture interfaciale :

$$G_{\text{int}} = \left( 0.397 \sin \beta \sqrt{E} \frac{t^{5/2}}{L^2} \right)^2 \quad (1.61)$$

$$K_{\text{int}} = \sqrt{G_{\text{int}} E_{\text{int}}}$$

Dans cette relation  $E_{\text{int}}$  est le module interfaciale définis comme suit  $1/E_{\text{int}} = 1/2(1/E_f + 1/E_s)$ .

## CONCLUSION

Dans un premier temps, des notions de bases de mécanique des surfaces ont été données. Ces notions serviront pour l'analyse des résultats expérimentaux.

Puis des modèles analytiques pour déterminer le module élastique, la dureté, la ténacité des revêtements et les propriétés interfaciales ont été décrits. La plupart des ces modèles relie la tenue des vernis à une charge critique. Il y a tout de même quelques modèles énergétiques. Ces modèles présentent cependant quelques limites. Les revêtements ou matériaux doivent être de type élastique fragile, l'influence du substrat sur la fissuration doit être négligée. Les modèles calculant les propriétés interfaciales doivent suivre le processus suivant : fissure, délaminage et écaillage.

De plus tous ces modèles sont limités en utilisation pour les polymères parce qu'ils ne prennent pas en compte la dépendance en temps et température

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE B

- [1] D. Tabor, « The Hardness of Metals », Clarendon Press Oxford, 1951.
- [2] H. Hertz, « On the contact of elastic solids », Eds Jones et Schott, Mcmillan, London (1896).
- [3] C. Gauthier, S. Lafaye, R. Schirrer, Tribology International, **34** (2001) 469.
- [4] B.J. Briscoe, E. Pelillo, S. Shinha, Polymer Engineering and Science **36** (1996) 2996.
- [5] C. Gauthier, R. Schirrer, Journal of Materials Science, **35** (2000) 2121.
- [6] L. Odoni, « Propriétés mécaniques et effets d'échelle » Thèse de doctorat de l'école centrale de Lyon, (1999).
- [7] K. Johnson, « Contact Mechanics », Cambridge University Press, 1985.
- [8] B. Briscoe, K. Sebastian, Proceeding Royal Society A **452** (1996) 439.
- [9] R. Hill, « The Mathematical Theory of Plasticity », Clarendon Press, Oxford (1950).
- [10] S. Lafaye, « Propriétés mécaniques de friction et de déformation des surfaces de polymères solides » thèse de doctorat de l'Université Louis Pasteur, (2002).
- [11] M.F. Doerner, W.D. Nix, Journal of Materials Science **1** (1986) 6501.
- [12] H. Gao, C.H. Chiu, J. Lee, International Journal of Solids Structures **29** (1992) 2471.
- [13] J. Malzbender, G. de With, J.M.J. Den Toonder, Thin Solid Film **366** (2000) 139.
- [14] S. Alba, J.L. Loubet, L. Vovelle, Journal of Adhesion Science Technology **7** (1993) 131.
- [15] I.N. Sneddon, International Journal Engineering Science **3** (1965) 47.
- [16] B. Jönsson, S. Hogmark, Thin Solid Film **114** (1984) 257.
- [17] P.J. Burnett, D.S. Rickerby, Thin Solid Film **148** (1987) 41.
- [18] A.K. Bhattacharya, W.D. Nix, International Journal of Solids Structures **24** (1988) 1287.
- [19] A.M. Korunsky, M.R. McGurk, S.J. Bull, T.F. Page, Surface Coating Technology **99** (1998) 171.
- [20] J.E. Ritter, D.R. Sioui, T.J. Lardner, Polymer Engineering Science **32** (1992) 1366.
- [21] P. Laval, « Etudes théorique et expérimentale de l'indentation des matériaux élastoplastiques homogènes et revêtus. Application à la mesure rhéologique et à l'adhérence des films minces » thèse de doctorat de l'école des mines de Paris, (1995).
- [22] J. Malzbender, J.M.J. Den Toonder, A.R. Balkenende, G. de With, Materials Science and Engineering **36** (2002) 47.
- [23] D.B. Marshall, B.R. Lawn, Journal of American Ceramic Society **60** (1977) 86.
- [24] B.R. Lawn, A.G. Evans, Journal of Materials Science **12** (1977) 2195.
- [25] J. Malzbender, G. de With, Materials Science and Engineering, **36** (2002) 47.
- [26] X. Li, B. Bushan, Thin Solids Film **315** (1997) 214.
- [27] J. Malzbender, G. de With, Surface Coating Technology **135**(2000) 60.
- [28] D.B. Marshall, A.G. Evans, Journal of Applied Physics **56** (1984) 2632.
- [29] L.G. Rosenfeld, J.E. Ritter, T.J. Lardner, M.R. Lin, Journal of Applied Physics **67** (1990), 3291.
- [30] J. Malzbender, G. de With, Surface Coating Technology **135** (2000) 60.
- [31] J.N. Hutchinson, Z. Suo, Advanced Applied Mechanics **29** (1992) 63.
- [32] M.D. Thouless, Engineering Fracture Mechanics **61** (1998) 75.
- [33] B.R. Lawn, Proceedings of the Royal Society London, **A 299** (1967) 307.
- [34] J. Malzbender, G. de With, Wear **239** (2000) 21.
- [35] J. Mencik, « Mechanics of Components with Treated or Coated Surface », Kluwer Academic Publishing, 1996
- [36] A.F. Bower, N.A. Fleck, Journal of Mechanics Physics Solids **42** (1994) 1375.
- [37] G.M. Hamilton, Proc. Inst. Mech. Eng., **197C** (1983) 53.
- [38] H.E. Hintermann, P. Laeng, Materials dev. 1982

- [39] S.J. Bull, D.S. Rickerby, A. Matthews, A. Legland, A.R. Pau, J. Valli, Surface Coating Technology **36** (1988) 503.
- [40] J. Malzbender, G. de With, Surf. Coat. Technol. **154** (2002) 21.

**CHAPITRE C**  
**OUTILS EXPERIMENTAUX ET MATERIAUX ETUDIES**

**CHAPITRE C : OUTILS EXPERIMENTAUX ET MATERIAUX ETUDIES**

**INTRODUCTION .....57**

**1. DISPOSITIF EXPERIMENTAL .....57**

1.1. ESSAI DE GLISSEMENT-RAYURE OU "SCRATCH TEST" .....57

1.2. GEOMETRIE DES POINTES UTILISEES .....59

1.3. IMAGES ENREGISTREES : AIRE DE CONTACT IN-SITU .....60

1.4. MATERIAUX UTILISES .....61

1.4.1. PMMA .....61

1.4.2. CR39 .....62

1.4.3. Polycarbonate .....62

1.4.4. T&L .....62

1.4.5. Vernis OA20 .....63

**2. ANALYSE MECANIQUE .....63**

2.1. DIMENSION DU CONTACT .....63

2.2. FORME DU CONTACT .....65

2.2.1. Rapport  $a_r/a_f$  .....65

2.2.2. Angle de retour .....67

2.3. PRESSION DE CONTACT .....67

2.4. FROTTEMENT LOCAL .....68

**3. ACQUIS SUR LA RAYURE DES POLYMERES MASSIFS .....69**

3.1. COURBE MAITRESSE DE PRESSION .....69

3.2. EVOLUTION DE LA PRESSION DE CONTACT .....71

**CONCLUSION .....74**

**REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE C .....75**

## INTRODUCTION

Ce chapitre va être consacré dans une première partie à la description du dispositif expérimental de glissement-rayure ou « micro-visio-scratch » développé au laboratoire. Les différentes pointes et différents matériaux utilisés ainsi que les images observées seront décrits. Dans une deuxième partie, nous définirons les dimensions et les formes de contact. Celles-ci serviront à décrire la nature de la réponse du matériau et à estimer des grandeurs telles que la pression de contact et le frottement vrai, que nous utiliserons dans la suite de l'étude.

La troisième partie sera consacrée à la rayure des polymères non revêtus. Cette dernière partie rappellera les acquis sur l'analyse du glissement et de la rayure des polymères solides en essayant de faire le lien entre comportement surfacique et propriétés mécaniques et physiques.

## 1. DISPOSITIF EXPERIMENTAL

### 1.1. Essai de glissement-rayure ou "scratch test"

Le dispositif expérimental (Figure 3.1) est constitué d'une enceinte thermique montée sur une table de déplacement motorisée. L'échantillon est placé dans l'enceinte thermique. Une charge normale est appliquée sur la pointe immobile en contact avec l'échantillon. Seul l'échantillon et l'enceinte thermique se déplacent. La force normale et la force tangentielle sont mesurées à l'aide d'un système de capteurs de force qui a été breveté. Une caméra CCD placée au-dessus de la chambre thermique suit le déplacement du système enceinte-échantillon pendant l'essai de rayure-glisement. Elle permet d'avoir une vision in-situ de l'aire de contact entre la pointe et la surface de l'échantillon. Le déplacement de la table motorisée et l'enregistrement des données sont pilotés par un ordinateur.

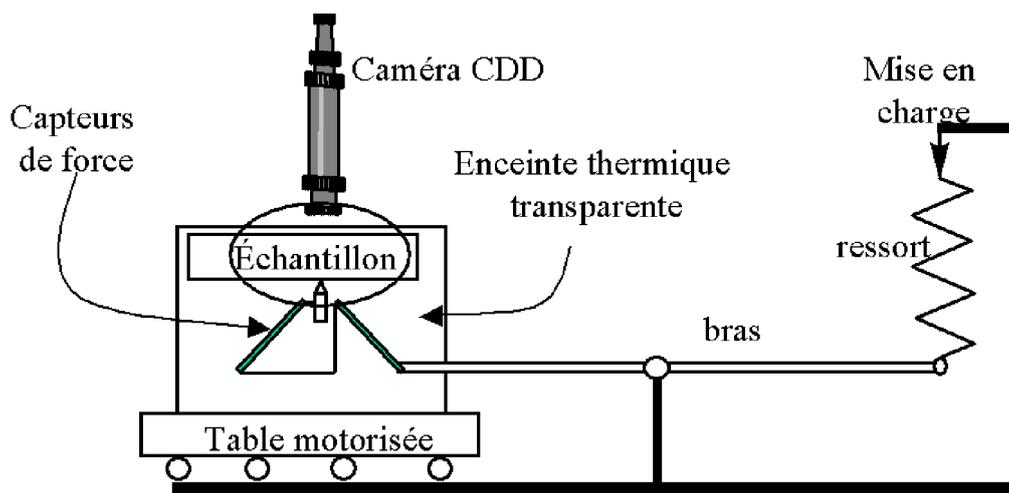


Figure 3.1 : schéma du dispositif expérimental

Des essais à charge normale constante ou à vitesse de glissement constante peuvent être réalisés. L'essai à force normale constante permet de générer des rayures à vitesses variables, par palier, selon une progression logarithmique, pour balayer quatre décades de vitesse de glissement  $V_{tip}$  de  $10^{-3}$  à  $15 \text{ mm.s}^{-1}$ . La Figure 3.2 présente un exemple de pilotage à force normale constante (a) et à vitesse constante (b). L'essai à vitesse constante permet de générer des rayures à forces normales variables, par palier (typiquement 20 paliers). Nous pouvons utiliser une gamme de force comprise entre 0.05 N et 25 N. Ces capteurs ont une précision meilleure que 1 %.

L'échantillon est placé dans une enceinte thermique qui est reliée à un système d'injection en flux permanent de gaz qui permet d'effectuer des essais à différentes températures. L'injection d'air comprimé chauffé permet de réaliser des essais à des températures comprises entre  $20^{\circ}\text{C}$  et  $110^{\circ}\text{C}$ . La vaporisation d'azote liquide permet d'effectuer des essais à partir de  $-70^{\circ}\text{C}$  et jusqu'à  $+60^{\circ}\text{C}$ .

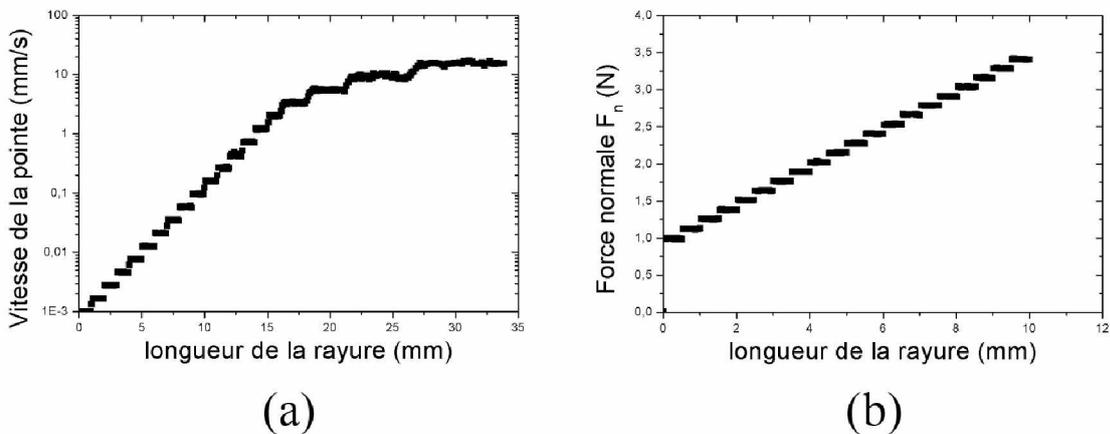


Figure 3.2 : exemple de la progression (a) des 20 paliers de vitesse à force normale constante et (b) des 20 paliers de force à vitesse contante.

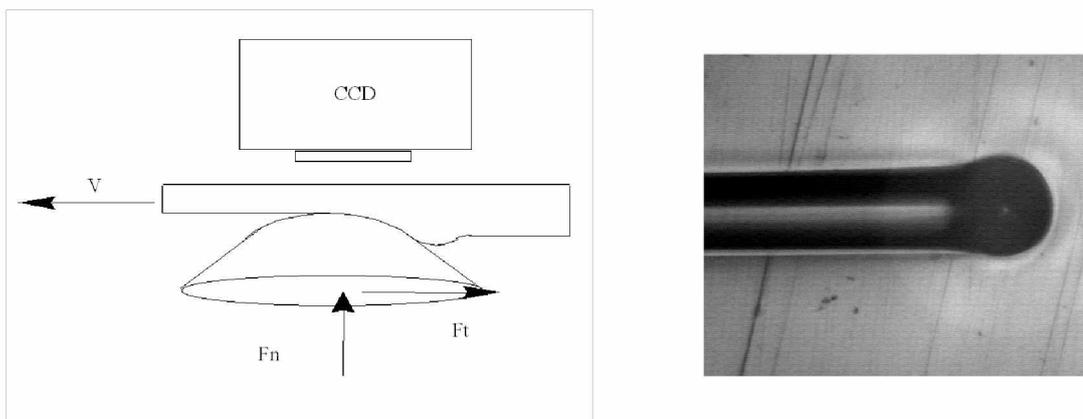


Figure 3.3 : principe du dispositif de vision in-situ et photographie obtenue.

Le dispositif de vision in-situ (Figure 3.3) permet d'observer l'aire de contact vraie entre la pointe et la surface de l'échantillon, observation permise par les propriétés optiques des matériaux étudiés (polymères transparents). L'observation in-situ de la géométrie de contact permet actuellement, avec un flou inférieur à  $1\ \mu\text{m}$  à vitesse maximale, d'avoir un champ visuel de  $520\ \mu\text{m} \times 390\ \mu\text{m}$ . Nous avons donc accès à la forme et aux dimensions de contact qui serviront à déduire des grandeurs importantes, détaillées plus loin. La plupart des dispositifs existants n'ont pas de vision in-situ et l'utilisation d'un microscope pour déterminer la géométrie du contact post-mortem est requis[1]. L'intérêt principal de ce dispositif est la vision in-situ et non post mortem de l'aire de contact qui permettra d'étudier entre autre la viscoélasticité, ce qui ne serait pas possible sans la vision à cause du relâchement élastique quasi instantané.

Les paramètres de l'essai sont la géométrie de la pointe, la force normale, la vitesse de glissement et la température. Les grandeurs mesurées sont la force tangentielle, l'aire de contact réelle et la géométrie du sillon laissé. A partir de ces paramètres d'essai et des grandeurs mesurées, nous pouvons déterminer le coefficient de frottement  $\mu$  qui est le rapport entre la force tangentielle et la force normale. Nous pouvons également déterminer la déformation moyenne ainsi que la vitesse de déformation (grandeur définie au chapitre I). Nous calculons également la pression de contact qui est le rapport entre la force normale et l'aire vraie de contact.

## 1.2. Géométrie des pointes utilisées

Comme nous l'avons vu au chapitre B paragraphe 3, la déformation moyenne dans le contact est en partie imposée par la géométrie de la pointe. Nous utiliserons principalement des pointes coniques à extrémité sphérique (Figure 3.4).  $\theta$  correspond au demi angle du cône de la pointe,  $R$  au rayon de la partie sphérique de la pointe et  $a_0$  correspond au rayon de contact limite sphère cône. L'avantage des pointes sphériques est de pouvoir ajuster la déformation moyenne dans le contact et de ne pas avoir de singularité, ce qui permet d'effectuer des essais à faible charge sans fissuration.

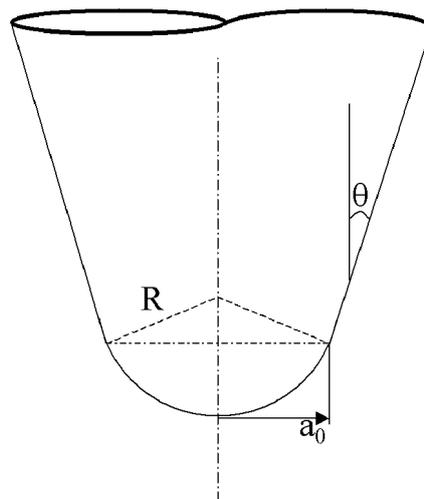


Figure 3.4 : schéma de la géométrie des pointes utilisées.

Le Tableau 3.1 donne le détail des pointes qui sont en général en diamant ou en rubis. L'enfoncement  $h$  de la pointe (partie sphérique uniquement) dans l'échantillon est donné en fonction du rayon de contact ( $a$ ) et du rayon de la pointe ( $R$ ) par la relation suivante :

$$h = R - \sqrt{R^2 - a^2} \quad (2.1)$$

Rayon de la sphère ( $\mu\text{m}$ )	Angle du cône	Rugosité quadratique moyenne ( $R_a$ ) ( $\mu\text{m}$ )	Rugosité maximum (pic à creux) ( $\mu\text{m}$ )	Matériau
110	90°	0.43	2.5	diamant
116	60°	0.1	0.4	diamant
240	120°		0.2	diamant
200	60°	0.08	/	rubis

Tableau 3.1 : informations sur les pointes utilisées.

Pour des charges normales élevées ou des hautes températures toute la partie sphérique peut s'enfoncer de telle sorte que ce soit la partie conique qui impose la déformation. L'enfoncement de transition entre la partie sphérique et conique (ou transition limite)  $h_0$  pour un rayon de contact limite  $a_0=R\cos\theta$  ( $\theta$  est le demi-angle du cône) est donnée en fonction de  $\theta$  et de  $R$ , par la relation suivante :

$$h_0 = R(1 - \sin\theta) \quad (2.2)$$

Au-delà de cette limite, c'est-à-dire pour des rayons de contact supérieurs au rayon de contact limite  $a_0$ , l'enfoncement est donné par la relation :

$$h = \frac{a - a_0}{\tan\theta} + R - \sqrt{R^2 - a_0^2} \quad (2.3)$$

### 1.3. Images enregistrées : aire de contact in-situ

La Figure 3.5 présente différents contacts obtenus in-situ lors d'essais de rayure, qui diffèrent selon la géométrie de la pointe, le niveau de déformation, la vitesse de glissement, la température ou le matériau utilisé. Nous observons un contact viscoélastique glissant sur l'image de droite. Sur l'image centrale, nous pouvons remarquer un contact viscoélastique avec un sillon viscoélastique. Tout à fait à gauche la rayure est viscoplastique, avec les bords du sillon parallèles. En modifiant l'un des paramètres cités ci-dessus, nous pouvons passer de l'un à l'autre. Par exemple, à force normale constante, à température constante et pour un rayon de pointe donné, il y aura passage de la rayure viscoplastique (image de gauche) au contact viscoélastique avec sillon viscoélastique (image centrale) puis au contact viscoélastique glissant (image de droite) en augmentant la vitesse de glissement de la pointe.

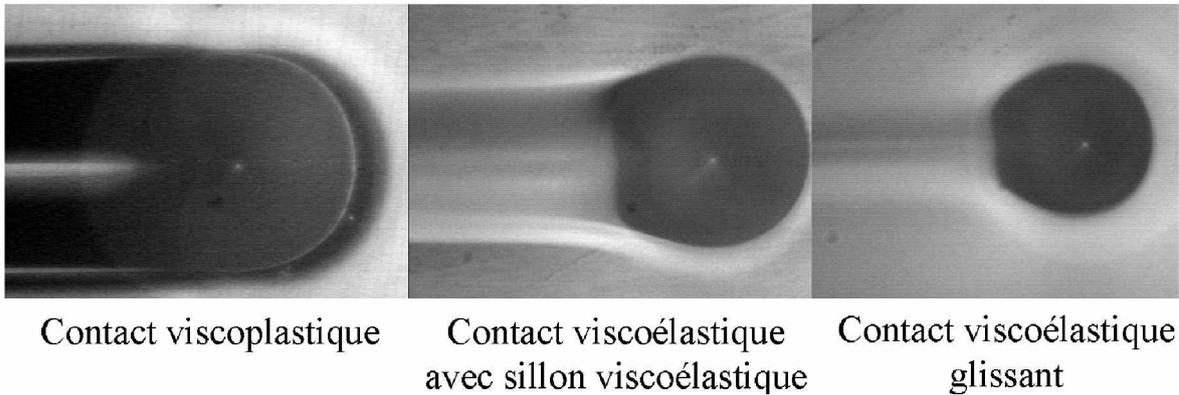


Figure 3.5 : images de contact obtenues lors de nos essais de rayure.

#### 1.4. Matériaux utilisés

Nous allons décrire dans ce paragraphe les matériaux que nous avons utilisés lors de nos essais de glissement-rayure. Des polymères nus dont le mécanisme d'endommagement en volume est connu et des polymères revêtus ont été utilisés. Ces polymères sont transparents, ce qui est une propriété nécessaire pour effectuer nos essais à l'aide de notre dispositif expérimental.

##### 1.4.1. PMMA

Le polyméthacrylate de méthyle (PMMA) [3] est un polymère thermoplastique. Le PMMA est obtenue par polymérisation radicalaire à partir du monomère méthacrylate de méthyle (Figure 3.6). La cohésion est assurée par des enchevêtrements de chaînes ainsi que par des liaisons faibles de type Van der Waals. Le PMMA a une température de transition vitreuse aux alentours de 120°C et la transition  $\beta$  se situe vers 20°C. Le PMMA a une excellente transparence.

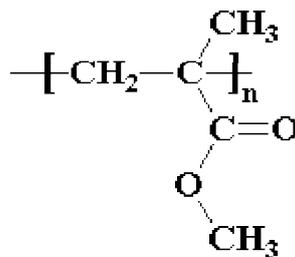


Figure 3.6 : schéma d'un motif de PMMA

### 1.4.2. CR39

Le CR39 [4], un poly(diéthylène-glycol-bis-allyl-carbonate), est un matériau organique utilisé principalement pour la fabrication de verres organiques. Il a été découvert dans les années 1940 par les chimistes de la « Columbia Corporation » pour l'US Air Force. Le CR39 est une résine thermodurcissable. Le motif élémentaire (Figure 3.7) se présente sous forme liquide. Celui-ci durcit par polymérisation sous l'effet de la température et d'un catalyseur. Le CR39 est fortement réticulé, sa température de transition vitreuse est d'environ 80°C. C'est un matériau infusible, insoluble, résistant aux solvants. Il présente un indice de réfraction de 1.5 et a une excellente transparence. Ce verre est utilisé comme verre correcteur dans l'industrie optique, d'où son intérêt pour l'étude.

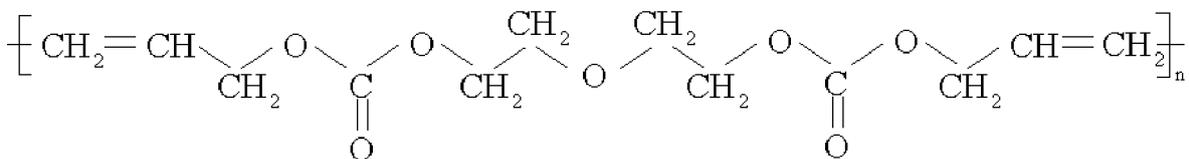


Figure 3.7 : schéma du motif élémentaire de CR39

### 1.4.3. Polycarbonate

Le polycarbonate est un polymère thermoplastique amorphe, même sous contrainte. Il est ductile à des températures très inférieures à sa transition vitreuse (150°C). Celui que nous utilisons est le polycarbonate de bisphénol-A (Figure 3.8) et son mode de fabrication est l'injection.

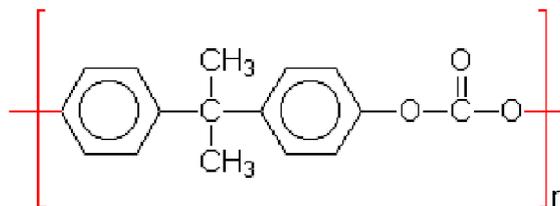


Figure 3.8 : Motif élémentaire du polycarbonate de bisphénol-A.

### 1.4.4. T&L

Le T&L est un polymère de la famille des polythio-urétane [3]. Le soufre dans la chaîne polymère permet d'avoir un indice optique de 1.6. Ce matériau est un thermodurcissable. Il

possède une bonne transparence et sa température de transition vitreuse se situe aux alentours des 80°C.

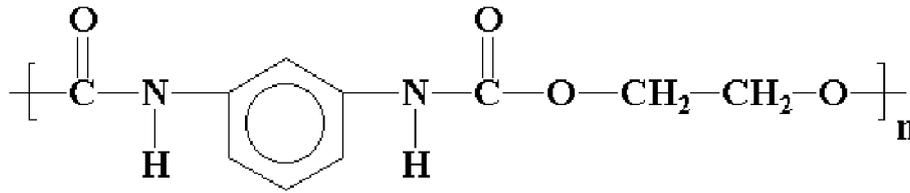


Figure 3.9 : schéma du motif élémentaire d'un PU.

### 1.4.5. Vernis OA20

Pour nos études le CR39 décrit ci-dessus est revêtu d'un vernis, l'OA20. Ce vernis est à base de glymo (ou glycidiloxypropyltriméthoxysilane) et de colloïdes de silice de taille de l'ordre de 10 à 15 nm avec une fraction volumique de 20% [4]. Le glymo est un composé hybride possédant des liaisons covalentes polymère-polymère et Si-O-Si. C'est un composé très fortement réticulé. Les épaisseurs des vernis utilisés sont comprises entre de 0.5 µm et 5 µm.

## 2. ANALYSE MECANIQUE

Le dispositif expérimental, détaillé dans l'article de Gauthier et Schirrer [5], permet d'obtenir des photographies de l'aire de contact durant l'essai de glissement-rayure. L'analyse de l'aire réelle de contact n'est pas aisée. Nous avons vu précédemment qu'en fonction de différents paramètres tels que la température, la vitesse de glissement de la pointe, la charge appliquée ou le matériau utilisé, les formes de contact varient. Il est donc possible de passer d'un glissement élastique à une réponse élasto-plastique puis à une rayure plastique en modifiant un des paramètres. Ces différentes réponses du contact seront mises en évidence par l'analyse de la forme de contact.

### 2.1. Dimension du contact

Les différentes dimensions du contact sont les paramètres les plus simples à évaluer. Celles-ci sont définies sur la Figure 3.10. Nous définissons tout d'abord la largeur de tête de contact ( $l$ ). Elle servira à estimer la vitesse de déformation qui a été défini au chapitre B paragraphe 4 comme le rapport entre la vitesse de glissement et la largeur de contact. Le rayon de contact ( $a$ ) utilisé pour évaluer la déformation dans le contact (définie au chapitre B paragraphe 3) correspond à la moitié de la largeur de la tête de contact soit :

$$a = \frac{l}{2} \quad (2.4)$$

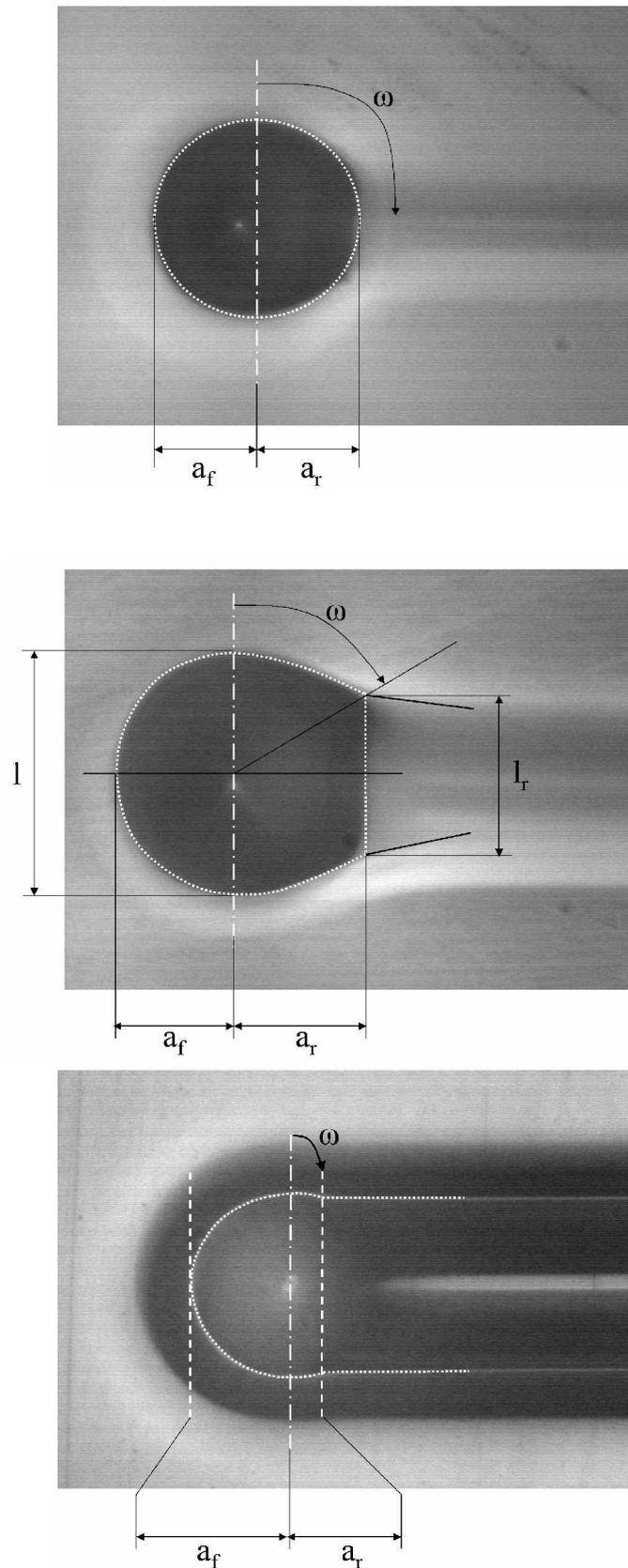


Figure 3.10 : photographies de l'aire réelle de contact. De haut en bas, réponses élastique, viscoélastique, viscoplastique. La longueur de l'image est de  $520\mu\text{m}$ .

Nous définissons ensuite la largeur de l'arrière de contact ( $l_r$ ). Cette largeur servira à déterminer la forme du contact. L'aire de contact (Figure 3.11) est la somme de l'aire du demi-disque avant, ou aire frontale (demi-disque de rayon  $a_f$ ), et de l'aire dorsale (demi-disque de rayon  $a_f$  tronquée de la partie arrière). Nous nommerons  $a_r$  la longueur dorsale.

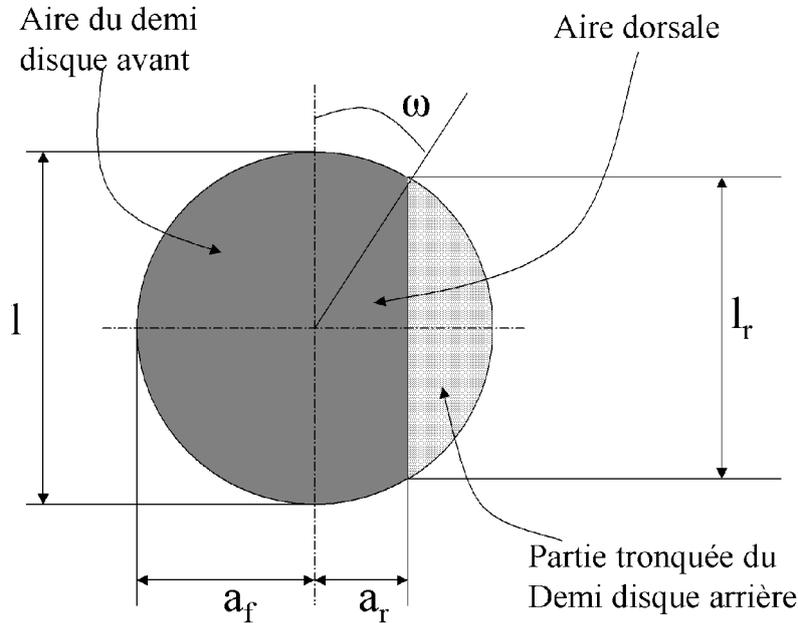


Figure 3.11 : schéma de l'aire de contact

## 2.2. Forme du contact

Gauthier et al. [6] ont montré que sur les polymères la rayure est accompagnée d'un relâchement qui recouvre une partie du contact dorsal. Ce retour, dû à l'élasticité de ces matériaux, dépend du taux de plasticité dans le contact, et devient quasi symétrique lorsque le contact est glissant viscoélastique. Ce retour peut être défini de deux manières différentes.

### 2.2.1. Rapport $a_r/a_f$

Tout d'abord, ce retour est défini par le rapport entre la longueur dorsale et le rayon frontal ( $a_r/a_f$ ). Pour un contact élastique, ce rapport tend vers 1. Le contact est donc symétrique. Lorsque ce rapport tend vers 0, c'est-à-dire pour la longueur dorsale  $a_r$  tendant vers 0, nous nous trouvons dans le cas d'une rayure parfaitement plastique. L'aire de contact correspond donc au demi-disque de rayon  $a_f$ . Pour une réponse viscoélastique, ce rapport est proche de 1 (compris entre 0.8 et 1). Le contact présente une légère dissymétrie.

La Figure 3.12 présente l'évolution du rapport  $a_r / a_f$  du PMMA en fonction de la déformation moyenne. Les données ont été obtenues en essai de glissement-rayure pour plusieurs vitesses de déformation, plusieurs températures et différentes géométries pointes.

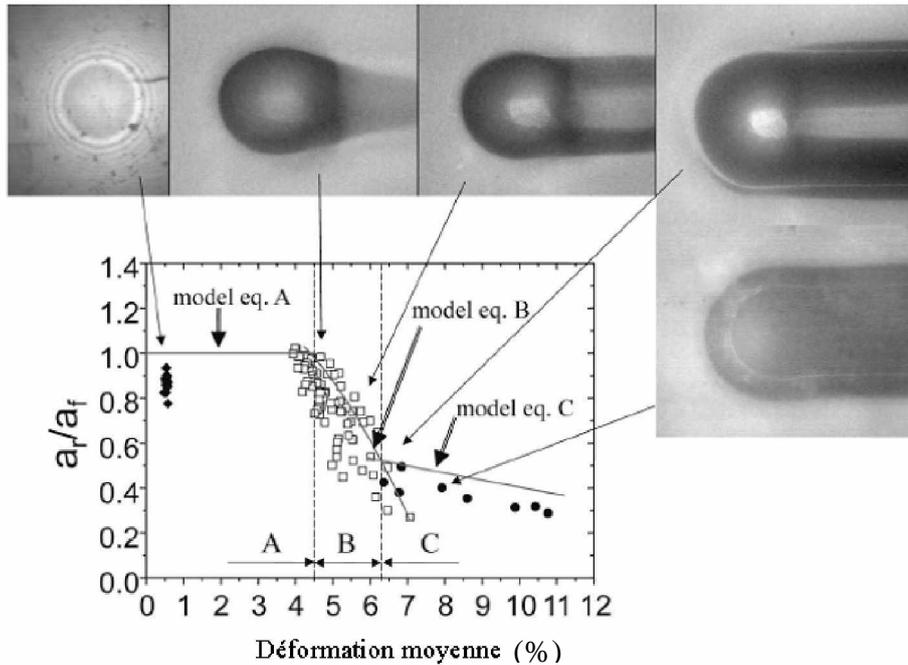


Figure 3.12 : évolution du rapport  $a_r / a_f$  en fonction de la déformation moyenne[6]. Des images de contact montrent la nature du contact. Le modèle avec les trois cas A, B et C sont également représentés.

Un modèle d'élastoplasticité peut être utilisé pour prédire l'évolution de rapport  $a_r / a_f$ . Le modèle est décomposé en trois réponses de contact en référence aux différents domaines de déformation lors d'un essai glissement-rayure. La première zone A correspond au domaine élastique, la deuxième zone B au domaine élastoplastique et la troisième zone C au domaine plastique. Ces trois domaines sont représentés sur la Figure 3.12.

Dans la zone élastique (zone A) le contact est symétrique et le rapport  $a_r / a_f$  vaut 1.

Pour les déformations supérieures à 6% (zone C) le contact devient plastique : il y a apparition d'une rayure plastique. Dans cette zone de réponse plastique le rapport pression de contact sur contrainte seuil d'écoulement plastique est constant  $p_c = c\sigma_y$ . Le rapport  $a_r / a_f$  est donné par la relation suivante :

$$\frac{a_r}{a_f} = \sqrt{2c \tan \theta \frac{\sigma_y}{E^*}} \quad (2.5)$$

avec  $E^*$  le module élastique du contact Hertzien,  $c$  le rapport entre la pression de contact et la contrainte seuil d'écoulement plastique et  $\theta$  le demi-angle du cône de la pointe.

Dans la zone B, l'influence de la plasticité sur le rapport  $a_r / a_f$  est fonction du seuil d'écoulement plastique, de la géométrie de la pointe et des données du matériau. Dans la zone élastoplastique, le rapport  $a_r / a_f$  doit tendre vers 1 pour des déformations voisines de 4.5 %.

Par contre le rapport  $a_r / a_f$  doit tendre vers la relation (3.6) pour des déformations voisines de la fin de la zone (6%). La relation suivante est proposée pour modéliser ce rapport [6] :

$$\frac{a_r}{a_f} = 1 - \left( 1 - \sqrt{2c \tan \theta \frac{\sigma_y}{E^*}} \right) \frac{\bar{\varepsilon} - \varepsilon_e}{\varepsilon_p - \varepsilon_e} \quad (2.6)$$

avec  $\varepsilon_e$  le niveau de déformation où apparaît le début du domaine élastoplastique,  $\varepsilon_p$  le niveau de déformation où apparaît le début du domaine plastique,  $\bar{\varepsilon}$  le niveau de déformation moyen dans le contact lors de l'essai.

Ces trois modèles sont représentés sur la Figure 3.12. La figure permet de comparer les modèles aux données expérimentales. Tout d'abord nous remarquons que pour les faibles déformations (domaine élastique) les valeurs expérimentales sont légèrement inférieures au modèle A. Le modèle ne prend pas en compte la viscoélasticité (contact symétrique imparfait). Le modèle B semble bien décrire le comportement dans le domaine élastoplastique cependant il nécessite la connaissance des niveaux de déformation où apparaissent le début du domaine élastoplastique ( $\varepsilon_e$ ) et le début du domaine plastique ( $\varepsilon_p$ ). Le modèle C semble reproduire sensiblement les données expérimentales.

### 2.2.2. Angle de retour

Ce relâchement peut également être défini par la définition de l'angle de retour du sillon noté  $\omega$ . Cet angle est estimé en fonction des dimensions du contact à l'aide de la formule suivante :

$$\tan \omega = \frac{a_r}{l_r / 2} \quad (2.7)$$

Cet angle  $\omega$  vaut  $\pi/2$  dans le cas de contact élastique et tend vers 0 pour un contact parfaitement plastique.

L'angle de retour ou le rapport entre la largeur dorsale et rayon frontal ( $a_r/a_f$ ) permettent de traduire la nature de la réponse du contact. Lorsque le contact est viscoélastique, ( $a_r/a_f$ ) tend vers 1 et l'angle de retour est légèrement inférieur à  $\pi/2$ . Si le rapport ( $a_r/a_f$ ) est pratique et simple d'emploi pour les contacts viscoélastiques, l'angle  $\omega$  est plus simple à utiliser pour repérer la recouvrance du contact dans les contacts élastoplastiques ou viscoplastiques [7].

### 2.3. Pression de contact

Les dimensions et la forme du contact connues, nous pouvons estimer la pression moyenne de contact. Cette pression vraie de contact ( $p_m$ ) est définie par le rapport entre la force normale ( $F_n$ ) et l'aire projeté ( $S_n$ ) de l'aire de contact (A) :

$$p_m = \frac{F_n}{S_n} \quad (2.8)$$

Cette pression de contact dépend du niveau de déformation, de la température et des propriétés intrinsèques du matériau. Lorsque la vitesse de glissement augmente, la vitesse de déformation augmente, la viscoélasticité entraîne une baisse de l'aire de contact et une augmentation de la pression de contact (à charge normale constante).

## 2.4. Frottement local

Lors de nos essais de glissement-rayure, les forces normales ( $F_n$ ) et tangentielles ( $F_t$ ) sont enregistrées. Nous avons donc accès au frottement apparent qui est le rapport entre la force tangentielle et la force normale ( $\mu_{app} = F_t/F_n$ ). Ce frottement apparent comporte une part de frottement local et une part d'obstacle dus à l'écoulement viscoélastique et/ou viscoplastique de la matière autour de la pointe rigide lors du mouvement. Le frottement apparent est généralement décomposé en une partie adhésion ( $\mu_{ad}$ ) et une partie déformation ( $\mu_{def}$ ) :

$$\mu_{app} = \mu_{ad} + \mu_{def} \quad (2.9)$$

Pour les polymères Briscoe et Tabor [8] ont montré que la scission  $\tau$  pouvait être mise sous la forme :

$$\tau = \tau_0 + \alpha p \quad (2.10)$$

ou  $p$  est la pression de contact.

La pression de contact est supposée constante dans le contact. La part obstacle du frottement ne dépend que de la géométrie du contact (symétrique ou dissymétrique) qui est liée au taux de plasticité dans le contact. La difficulté réside donc dans la prise en compte de ce retour ( $\omega$ ) pour relier le frottement vrai et le frottement d'obstacle au frottement apparent. Nous supposons également que la pression qui règne sur la partie dorsale du contact est comparable à celle qui règne sur la partie frontale.

Des lignes d'écoulement vont servir à s'affranchir de la part déformation du frottement apparent [9]. En tout point de ces lignes d'écoulement une action élémentaire de force normale  $\ddot{p}dS = p dS \ddot{n}$  et une de scission tangentielle  $\ddot{\tau}dS = \tau dS \ddot{t}$  peuvent être définies (Figure 3.13). Les expressions des forces normales et tangentielles en isolant la pointe sont :

$$\ddot{F}_n = F_n \cdot \ddot{z} = [(Ap + B\tau)S_n] \cdot \ddot{z} \quad (2.11)$$

$$\ddot{F}_t = F_t \cdot \ddot{x} = [(Cp + D\tau)S_n] \cdot \ddot{x} \quad (2.12)$$

avec

$$A = \frac{1}{S_n} \int \ddot{n} \cdot \ddot{z} ds \quad B = -\frac{1}{S_n} \int \ddot{t} \cdot \ddot{z} ds \quad (2.13)$$

$$C = \frac{1}{S_n} \int \ddot{n} \cdot \ddot{x} ds \quad D = \frac{1}{S_n} \int \ddot{t} \cdot \ddot{x} ds \quad (2.14)$$

avec  $F_n$  et  $F_t$  les forces normales et tangentielles,  $S_n$  l'aire de contact projetée horizontalement (selon l'axe  $x$ ).

Si on pose que le rapport entre la scission locale  $\tau$  et la pression locale  $p$  définit le frottement local  $\mu = \tau / p$ , alors le frottement apparent s'exprime par la relation :

$$\frac{F_t}{F_n} = \mu_{apparent} = \frac{C + D\mu}{A + B\mu} \quad (2.15)$$

La relation entre le frottement local et le frottement apparent nécessite le calcul des quatre intégrales A, B, C et D, qui sont les intégrales des actions élémentaires locales de pression et de scission sur les directions  $x$  et  $z$ .

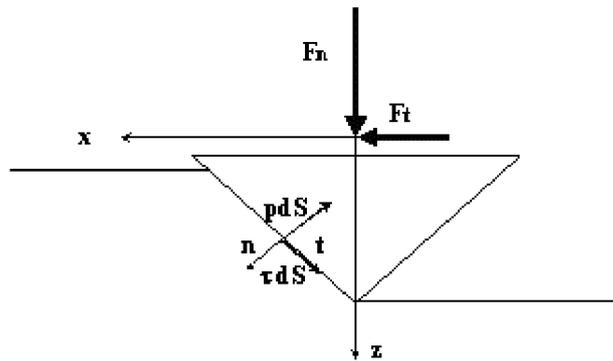


Figure 3.13 : schématisation de la scission locale et de la pression locale sur une pointe conique en 2 dimensions.

Par méthode inverse, à partir du frottement apparent et de la connaissance de la géométrie du contact, nous pouvons estimer le coefficient de frottement local :

$$\mu = \frac{A\mu_{app} - C}{D - B\mu_{app}} \quad (2.16)$$

avec  $\mu_{app}$  le frottement apparent et A, B, C, D les intégrales décrites ci-dessus.

### 3. ACQUIS SUR LA RAYURE DES POLYMERES MASSIFS

#### 3.1. Courbe maîtresse de pression

Les propriétés mécaniques des polymères sont thermiquement activées. Elles dépendent donc de la température  $T$  mais aussi de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ . Elles suivent le processus d'Arrhenius pour des températures inférieures à celle de transition vitreuse. Comme nous pouvons le constater sur la Figure 3.14, la pression de contact varie linéairement en fonction de la vitesse de la pointe sur plusieurs décades quelle que soit la température. Le mécanisme peut donc être exprimé à l'aide de la loi d'Eyring qui relie les deux grandeurs ( $T$  et  $\dot{\epsilon}$ ) et les rend équivalente l'une à l'autre :

$$\dot{\epsilon} = A e^{(-E_a/kT)} e^{(V_a^* \sigma / kT)} \quad (2.17)$$

où A est une constante,  $E_a$  l'enthalpie d'activation, T la température,  $V_a^*$  le volume d'activation, k la constante de Boltzmann,  $\sigma$  une propriété du matériau qui peut être dans notre cas soit la pression de contact soit la contrainte seuil d'écoulement plastique et  $\dot{\epsilon}$  la vitesse de déformation.

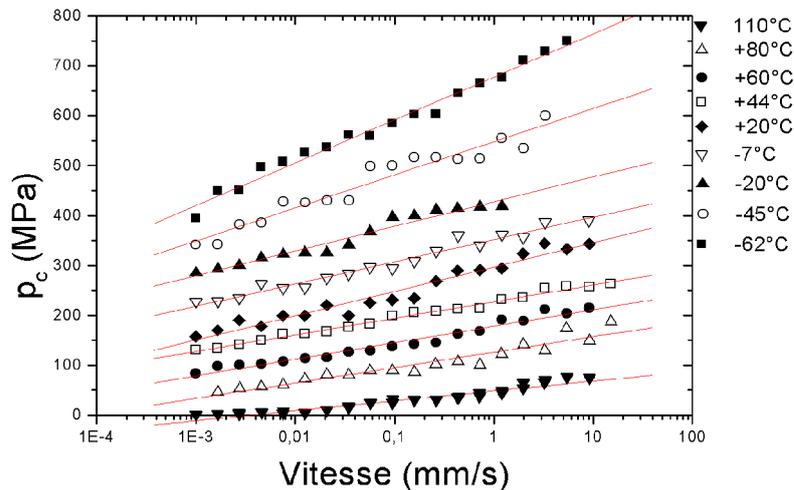


Figure 3.14 : pression de contact en fonction de la vitesse de glissement de la pointe pour différentes températures comprises entre  $-60^{\circ}\text{C}$  et  $110^{\circ}\text{C}$  sur du PMMA.

La pente de la courbe  $\sigma$  en fonction de ( $\dot{\epsilon}$ ) (Figure 3.15) à température constante fournit la valeur du volume d'activation ( $V_a^*$ ) alors qu'à partir des essais à différentes températures c'est l'énergie d'activation ( $E_a$ ) qui est obtenue.

Les valeurs suivantes ont été trouvées pour le volume et l'énergie d'activation [5] :

$$V_a^* = 0.4 \text{ nm}^3$$

$$E_a = 85 \text{ kJ/mol}$$

Ces valeurs sont en accord avec les valeurs obtenues pour le PMMA à partir d'essais de tension ou cisaillement. Lefebvre et Escaig [10] ont trouvé des valeurs de  $0.2 \text{ nm}^3$  pour le volume d'activation et  $80 \text{ kJ/mol}$  pour l'énergie d'activation. Une fois ce volume et cette énergie d'activation connus, tous les essais effectués à différentes températures peuvent être tracés sur une simple courbe maîtresse à  $20^{\circ}\text{C}$  (Figure 3.16).

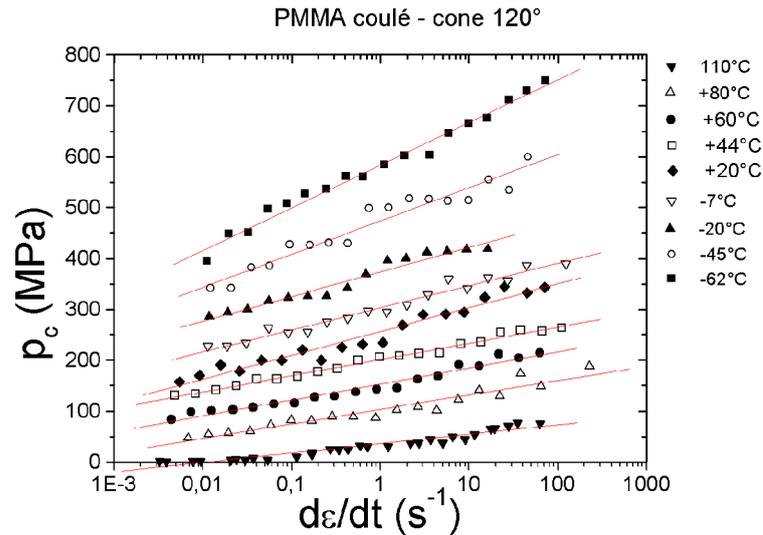


Figure 3.15 : pression de contact en fonction de la vitesse de déformation à différentes températures comprises entre  $-60^{\circ}\text{C}$  et  $110^{\circ}\text{C}$ . Essais réalisés sur du PMMA avec une pointe conique de  $120^{\circ}$ .

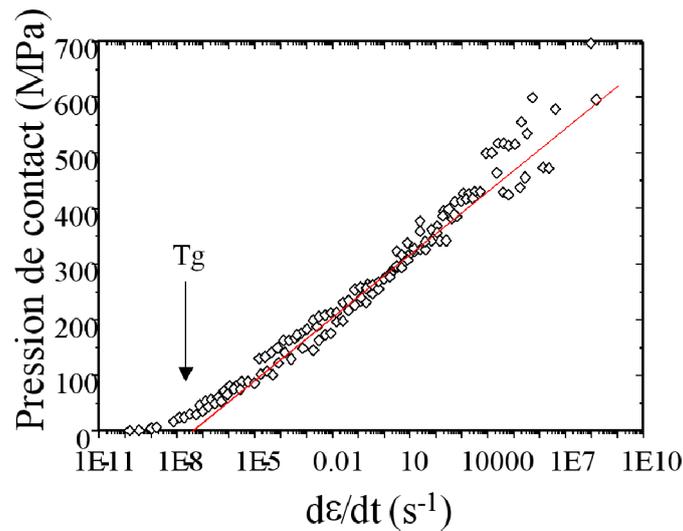


Figure 3.16 : courbe maîtresse de pression entre  $-45^{\circ}\text{C}$  et  $110^{\circ}\text{C}$  du PMMA.

### 3.2. Evolution de la pression de contact

La déformation moyenne dans le contact est ajustable par modification du rayon de la pointe et de l'effort normal appliqué. Si la déformation initiale est de quelques pour cent, il est possible d'utiliser la dépendance en vitesse du matériau pour passer d'une rayure viscoplastique à un sillon viscoélastique. La Figure 3.17 donne un exemple de cette transition. Grâce à la viscoplasticité, l'augmentation de la vitesse de glissement permet de diminuer la

largeur de contact et en dessous d'une valeur caractéristique de déformation locale, le contact glissant peut devenir viscoélastique.

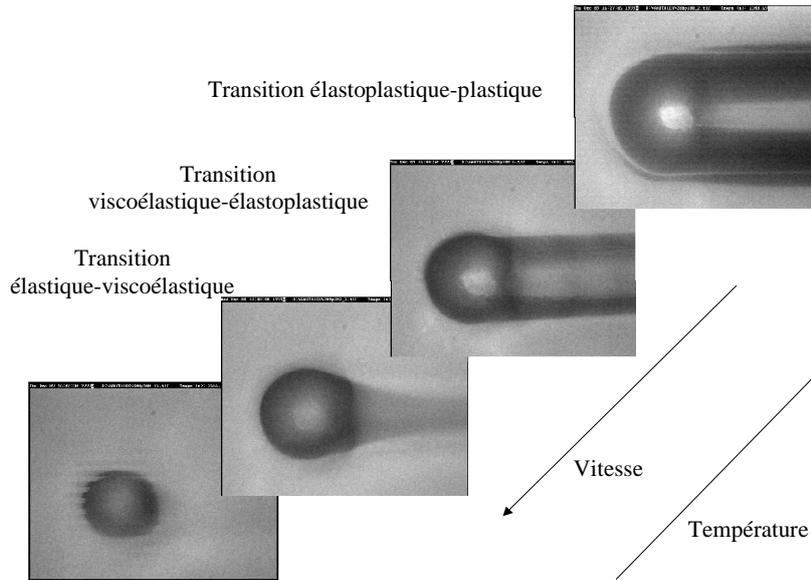


Figure 3.17 : Transition de rayure viscoplastique à sillon viscoélastique sur du PMMA obtenue à l'aide de la pointe de 240  $\mu\text{m}$  ( $100^\circ\text{C}$ ).

La Figure 3.18 présente l'évolution de la pression de contact et de la contrainte seuil d'écoulement plastique obtenue à l'aide de la pointe de 240  $\mu\text{m}$  de rayon en fonction de la vitesse de déformation. Aux basses vitesses de déformation, la pression de contact est environ 1.8 fois plus grande que la contrainte seuil d'écoulement plastique. Lorsque la vitesse de déformation augmente, l'augmentation de la pression de contact au cours de la transition n'est pas monotone alors que l'évolution de la contrainte seuil d'écoulement plastique est monotone. La pression de contact élastique estimée à la fin de la transition est inférieure à la contrainte seuil d'écoulement plastique.

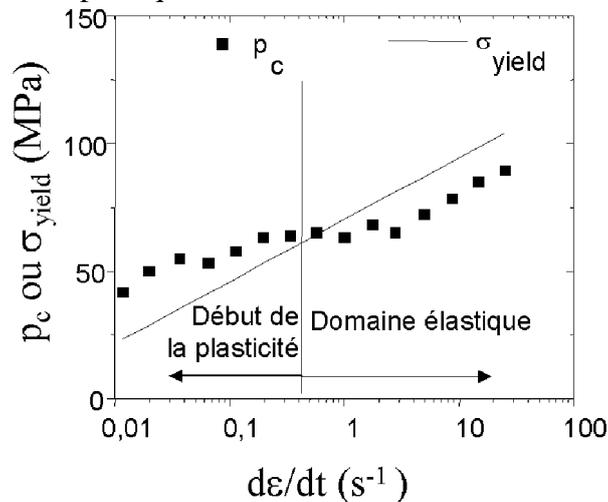


Figure 3.18 : pression de contact et contrainte seuil d'écoulement plastique en fonction de la vitesse de déformation ( $100^\circ\text{C}$ ).

Bien que les essais d'indentation ou de rayure permettent de mesurer plus ou moins facilement une pression de contact moyenne, leurs interprétations en terme de contrainte déformation ne sont pas aisées. Si pour les contacts statiques élastiques ou plastiques, les relations de Hertz et Johnson permettent de relier la pression moyenne à une déformation moyenne dans le contact, il n'y a pas de relations similaires pour les essais de glissement et de rayure. Des bornes peuvent être données en considérant comme cas extrême le glissement élastique sans frottement et la rayure plastique sans frottement. Dans le premier cas, la solution de Hertz est la solution exacte car le champ de contrainte imposé au niveau du contact est le même. Pour le cas des rayures plastiques sans frottement, la solution de Johnson peut être considérée comme une solution approchée.

Les contacts viscoélastique et élastoplastique ne sont pas parfaitement maîtrisés. Pour les contacts viscoélastiques, il est en général admis que la pression de contact peut être donnée par la solution élastique dans la phase compression (pendant le demi-temps de contact, lorsque la surface est enfoncée) et que la dissipation viscoélastique amène un retard dans la décharge élastique [11]. Enfin il n'existe pas de modèle élastoviscoplastique donnant la pression de contact.

La transition de comportement entre rayure plastique et glissement élastique obtenue en augmentant la vitesse de déformation est accompagnée d'une augmentation de la pression de contact. L'évolution de la pression de contact en fonction de la vitesse de déformation ne permet pas d'estimer les domaines de réponse viscoélastique, viscoélastique-viscoplastique et viscoplastique. Par contre le rapport pression de contact normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique permet de masquer la dépendance en température pour ne garder qu'une relation entre pression normée et déformation imposée :

$$\frac{p_c}{\sigma_y} = c(\epsilon) \quad (2.18)$$

La Figure 3.19 montre l'évolution de la pression moyenne de contact normée du PMMA en fonction de la déformation moyenne dans le contact estimée par le rapport  $a/R$ . Nous pouvons observer un domaine élastique pour des rapports  $a/R$  inférieurs à 10%. Ce domaine est limité en ordonnée à 1.1 qui est la condition de début de plasticité en cisaillement sous le contact défini par Hertz [12] : la distribution de pression est ellipsoïdale et la valeur maximale de cette pression située au centre du chargement est 1.5 fois la pression moyenne soit :

$$p_c = \frac{2}{3} p_0 = 1.1 \sigma_y \quad (2.19)$$

Si on suppose que la déformation plastique complète du contact est associée à une valeur de pression moyenne égale à la pression maximale du début de plasticité alors

$$p_c = p_0 = 1.1 \frac{3}{2} \sigma_y = 1.65 \sigma_y \quad (2.20)$$

La plasticité totale semble apparaître pour des rapports  $a/R$  de l'ordre de 30%. Cette analyse permet d'expliquer les différents comportements observés.

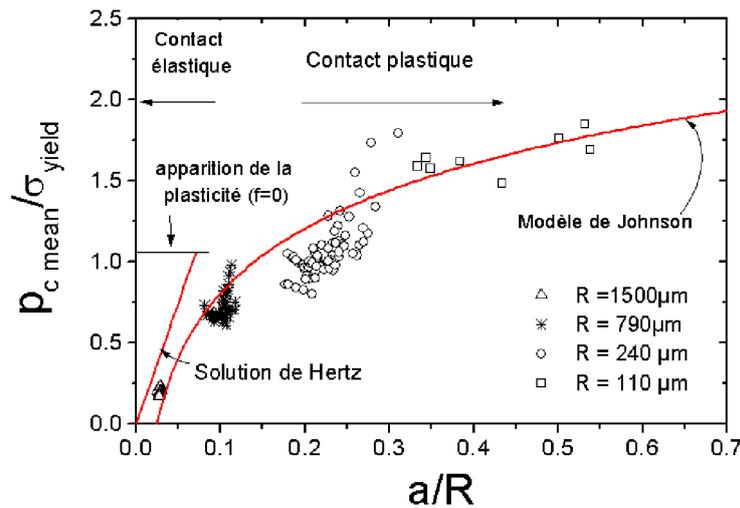


Figure 3.19 : pression de contact normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique en fonction du rapport  $a/R$  (rapport proportionnel à la déformation moyenne).

## CONCLUSION

Ce chapitre décrit le dispositif expérimental de glissement-rayure que nous utiliserons dans nos essais. Nous avons également décrit les différents matériaux utilisés.

Dans la deuxième partie, la géométrie de contact (dimension et forme) a été décrite. Ces dimensions serviront pour le calcul de la pression de contact et de l'estimation du coefficient de frottement local. A partir de ces grandeurs nous pourrions étudier le comportement surfacique des polymères massifs et revêtus.

Les analyses sur des polymères massifs et le fait qu'ils obéissent à la loi d'Eyring ont permis de tracer une courbe maîtresse de pression. L'analyse mécanique a permis de mettre en évidence que dans les polymères le seuil de plastification apparaît plutôt pour  $p_c/\sigma_y = 1.65$ . Un modèle d'évolution du rapport du rayon dorsale sur le rayon frontale ( $a_r/a_f$ ) a été proposé.

**REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE C**

- [1] B. NI, A. Le Faou, Journal of Materials Science, **31** (1996) 3955.
- [2] B. Briscoe, E. Pelillo, F. Ragazzi, S. Sinha, Polymer, **39** (1998) 2161.
- [3] <http://www.psrc.usm.edu/french/index.htm>
- [4] <http://www.essilor.fr/RESSOURCES-SCIENTIFIQUES/FONDS/index.html>
- [5] C. Gauthier, R. Schirrer, Journal of Polymer Science, **35** (2000) 2121.
- [6] C. Gauthier, S. Lafaye, R. Schirrer, Tribology International, **35** (2001) 469.
- [7] C. Gauthier, « Contribution à la compréhension du frottement et de la rayure des surfaces de polymères solides », Habilitation à Diriger des Recherches de l'Université Louis Pasteur, (2004).
- [8] B.J. Briscoe, D. Tabor, Wear 34 (1975).
- [9] S. Lafaye, « Propriétés mécaniques de friction et de déformation des surfaces de polymères solides » Thèse de doctorat de l'Université Louis Pasteur, (2002).
- [10] J.M. Lefebvre, B. Escaig, Polymer **3** (1993) 518.
- [11] D.F. Moore, « The Friction and Lubrication of Elastomers », Pergamon press, London (1972).
- [12] K.L. Johnson, « Contact Mechanics », Cambridge University Press, 1985.



**CHAPITRE D**  
**MODES D'ACTION D'UN VERNIS**

**CHAPITRE D : MODE D'ACTION D'UN VERNIS**

<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>79</b>
<b>1. PRINCIPE D'ACTION D'UN VERNIS ANTI-RAYURE.....</b>	<b>79</b>
1.1. AMELIORATION DE LA RESISTANCE A LA RAYURE.....	79
1.2. EVOLUTION DE LA PRESSION DE CONTACT.....	81
1.3. INFLUENCE DE LA RUGOSITE DE LA POINTE.....	83
1.4. EVOLUTION DU COEFFICIENT DE FROTTEMENT .....	85
1.4.1. Influence d'un vernis anti-rayure sur le frottement.....	85
1.4.2. Influence de la rugosité de la pointe sur le frottement .....	86
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>87</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE D .....</b>	<b>88</b>

## INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous expliquerons le principe d'action d'un vernis anti-rayure et nous chercherons à comprendre comment une couche de quelques microns peut empêcher l'apparition d'un sillon d'une centaine de microns de largeur et d'une dizaine de microns de profondeur. L'influence de la rugosité ainsi que l'évolution de la pression de contact sera vue. L'effet des vernis sur le frottement sera discuté.

### 1. PRINCIPE D'ACTION D'UN VERNIS ANTI-RAYURE

#### 1.1. Amélioration de la résistance à la rayure

Les polymères sont sensibles à la rayure. Compte tenu du rapport entre le module élastique et la contrainte seuil d'écoulement plastique qui est typiquement de l'ordre de 30 pour les polymères solides, il est aisé de contrôler la réponse de la surface de contact (élastique, élastoplastique ou plastique) d'un polymère en ajustant la déformation qui est proportionnelle au rapport rayon de contact/ rayon de pointe. A géométrie de pointe donnée, améliorer la tenue à la rayure consiste à augmenter la part élastique dans un contact élastoplastique ou à introduire une part élastique dans un contact plastique. Plusieurs solutions sont envisageables pour augmenter la résistance à la rayure.

Une solution serait de diminuer le rapport entre le module d'élasticité et la contrainte seuil d'écoulement plastique ( $E/\sigma_y$ ). En effet, comme nous pouvons le voir sur la Figure 4.1, le fait de diminuer ce rapport fait passer une réponse plastique à une réponse élastoplastique ou à une réponse élastique pour un niveau de déformation identique (pour un  $a/R$  donné). Mais le risque est de diminuer le module élastique et de perdre ainsi la tenue mécanique macroscopique.

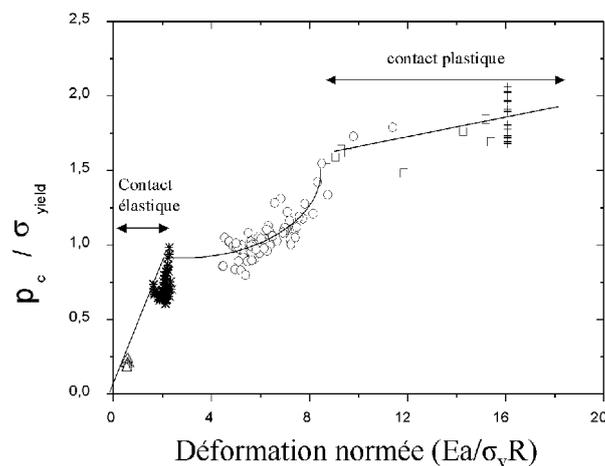


Figure 4.1 : évolution du rapport entre la pression de contact et la contrainte seuil d'écoulement plastique en fonction de la déformation normée.

Une autre solution est de favoriser le durcissement dans la réponse contrainte de compression/déformation [1]. Ceci est un moyen d'augmenter la décharge élastique dans un contact élastoplastique. Nous voyons bien sur la courbe contrainte de compression en fonction de la déformation (Figure 4.2) que la décharge élastique dans la réponse élastoplastique du matériau qui durcit est plus grande que la décharge du matériau qui ne présente pas de durcissement.

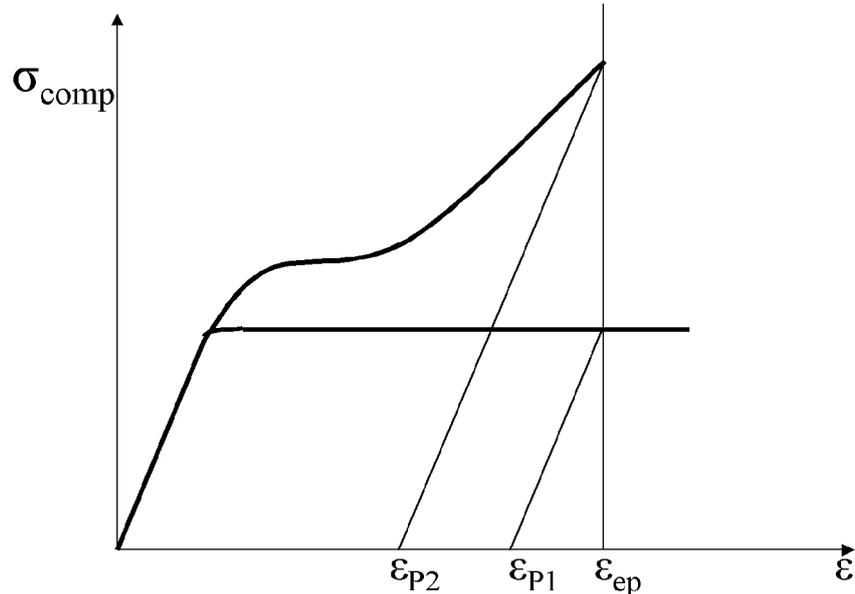


Figure 4.2 : courbe contrainte de compression en fonction de la déformation pour un matériau avec et sans durcissement.

Une dernière solution est d'utiliser des vernis anti-rayures. La chimie des polymères a permis le développement de ceux-ci. La dernière génération de vernis utilise des nanocomposites. Ce sont des matériaux constitués d'une matrice organo-silicée dans laquelle sont dispersées des nano-particules de silice. Le vernis anti-rayure que nous testons est décrit au chapitre C paragraphe 1.4.3. Ce vernis est constitué de glymo et de colloïdes de silice de taille de l'ordre de  $15\mu\text{m}$  avec une fraction volumique de 20%.

La Figure 4.3 présente la comparaison entre la réponse d'un polymère nu, le CR39 et celle d'un polymère revêtu, le CR39 avec une couche de  $5\mu\text{m}$  d'OA20. Pour les deux séries la charge normale est identique ainsi que la vitesse de glissement ( $V_{\text{tip}} = 7.6 \cdot 10^{-3} \text{ mms}^{-1}$ ). Ces essais ont été réalisés à différentes températures allant de  $-30^\circ\text{C}$  à  $70^\circ\text{C}$ . L'étendue de l'aire de contact et la forme du contact sont identiques. A  $0^\circ\text{C}$  nous observons que pour le cas du CR39 non revêtu il y a présence d'un sillon au bord parallèle (rayure plastique). Alors que dans le cas du vernis à même température il n'y a plus de sillon (contact élastique). Par conséquent, dans le cas du vernis, le contact est davantage symétrique, le sillon laissé sur la surface de vernis d'avantage viscoélastique voire élastique. La présence du vernis rend donc le sillon plus « élastique ». La mécanique en moyenne reste identique.

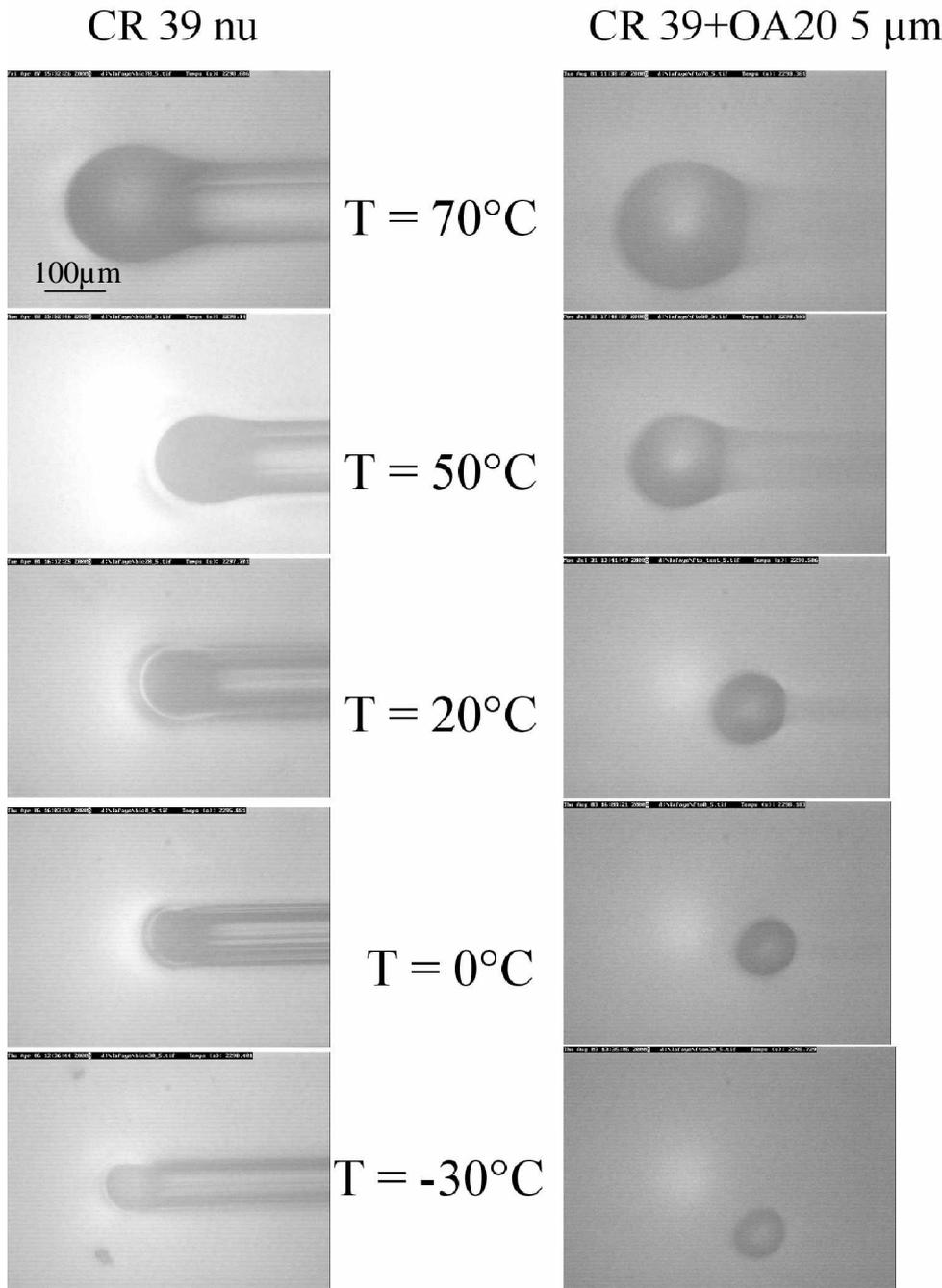


Figure 4.3 : comparaison entre la réponse d'un polymère nu (CR39) et d'un polymère (CR39) revêtu de  $5\mu\text{m}$  de vernis d'OA20.

## 1.2. Evolution de la pression de contact

Nous avons tracé l'évolution de l'angle de retour  $\omega$ , qui est représentatif de la géométrie du contact, en fonction de la déformation moyenne dans le contact pour un polymère non revêtu (le CR39) et revêtu (OA20) (Figure 4.4). Les essais sur le matériau revêtu ont été réalisés avec la pointe de  $116\mu\text{m}$ . Pour ces essais le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du

verniss est d'environ 30. Cette valeur est identique dans toute la suite du chapitre. Cette figure montre que pour les verniss minces, la forme du contact dépend essentiellement de la déformation dans le contact.

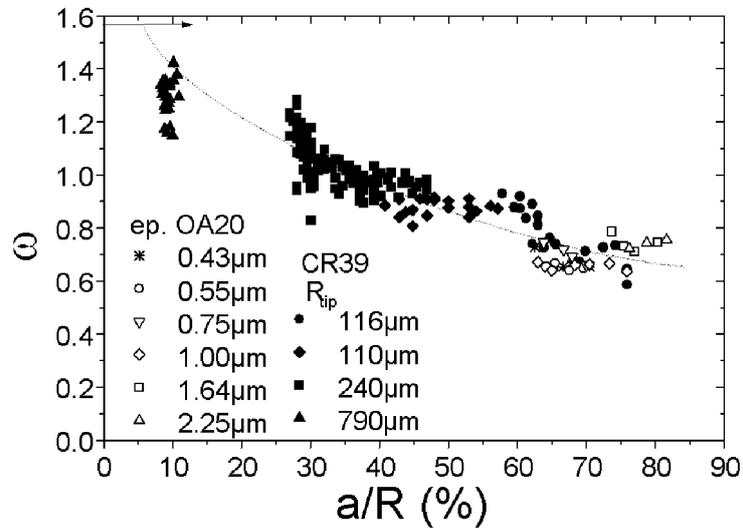


Figure 4.4 : géométrie de contact en fonction de la déformation moyenne dans le contact pour un substrat nu (CR39) et revêtu (OA20) (pointe sphérique de 116 $\mu\text{m}$  avec une rugosité de 0.6 $\mu\text{m}$ ).

Nous avons également tracé l'évolution de la pression de contact en fonction de la vitesse de déformation pour différentes épaisseurs de verniss anti-rayure et pour deux rayons de pointe (Figure 4.5). La première pointe a un rayon de 116  $\mu\text{m}$  alors que la deuxième à un rayon de 240  $\mu\text{m}$ . Une force normale de 2.4N a été utilisée dans le cas de la pointe de 240  $\mu\text{m}$  de rayon alors qu'avec l'autre pointe (116 $\mu\text{m}$ ) la force normale était d'environ 0.5N. Nous observons sur la Figure 4.5 que la pression de contact est identique quelque soit l'épaisseur du verniss. Sur la courbe du haut une comparaison de la pression de contact au cas sans revêtement est possible. Tous les échantillons ont la même pression de contact en présence ou non du verniss. La pression de contact en fonction de la vitesse de déformation ne dépend pas de l'épaisseur du verniss.

L'existence d'un verniss mince ne modifie donc pas la réponse mécanique globale du contact. Ce résultat était attendu du fait que le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du verniss est grand. Ce sont les propriétés du substrat couplées à la géométrie de l'objet en contact qui gouvernent la déformation imposée, la forme du contact et la pression de contact. Il faut donc chercher le principe d'action du verniss à une autre échelle, par exemple celle de la rugosité de la pointe. Nous avons, dans la suite, regardé l'influence de cette rugosité.

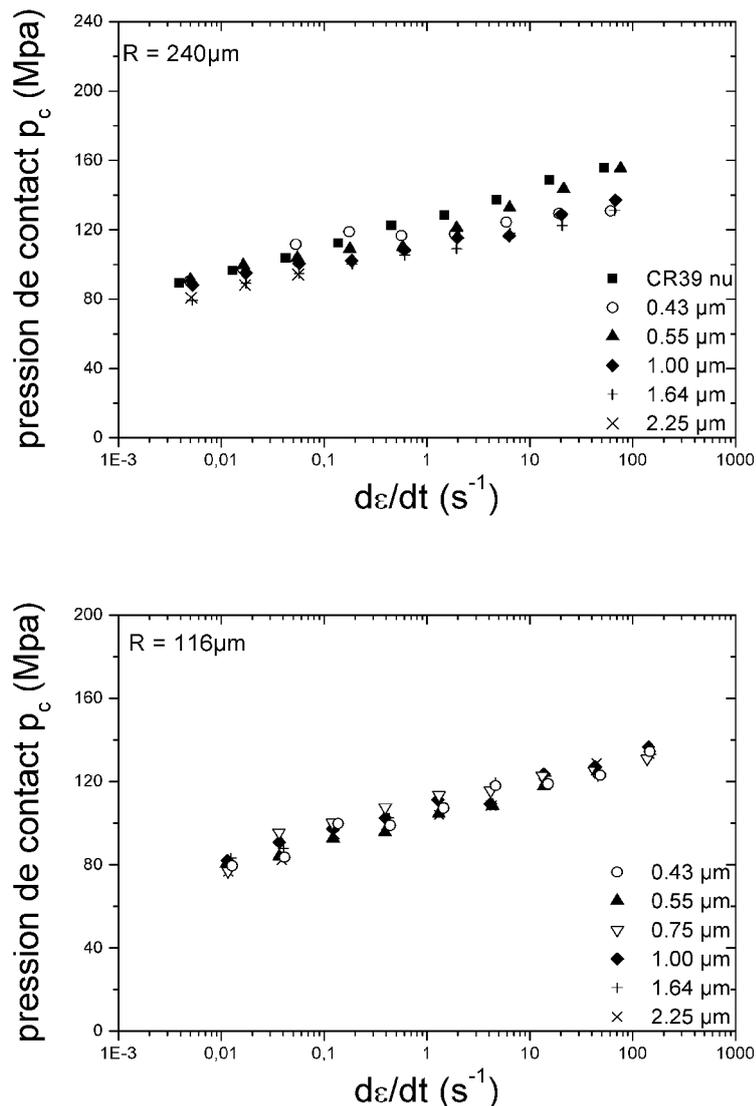


Figure 4.5 : pression de contact en fonction de la vitesse de déformation pour des contacts glissants sur CR39 revêtus ou non. Deux rayons de pointe ont été utilisés,  $240 \mu m$  (en haut) et  $116 \mu m$  (en bas).

### 1.3. Influence de la rugosité de la pointe

Pour essayer de comprendre le principe d'action d'un vernis anti-rayure, nous avons testé plusieurs échantillons de CR39 revêtus de différentes épaisseurs de vernis OA20. Ces épaisseurs vont de  $0.43$  à environ  $5 \mu m$ . Nous avons testé ces matériaux à l'aide de 3 pointes de rayon  $110 \mu m$ ,  $116 \mu m$  et  $240 \mu m$ . Nous avons fait un relevé topographique des ces trois pointes obtenu par microscopie mécanique à balayage, afin de quantifier leur rugosité. La Figure 4.6 représente les images obtenues. La pointe de  $110 \mu m$  possède une rugosité quadratique moyenne de  $0.43 \mu m$  mais avec une rugosité maximale de  $2.5 \mu m$ . Les pointes de  $116 \mu m$  et  $240 \mu m$  ont une rugosité maximale de l'ordre de  $0.6 \mu m$  et  $0.2-0.3 \mu m$  respectivement. La pointe de rayon de  $240 \mu m$  est la plus lisse.

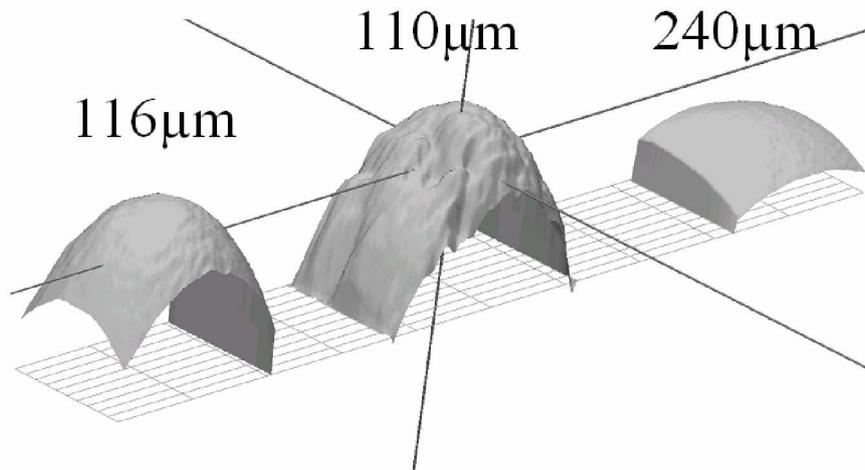


Figure 4.6 : profils des pointes sphériques, de 116  $\mu\text{m}$  à gauche, 110  $\mu\text{m}$  au centre et 240  $\mu\text{m}$  à droite, obtenus par microscopie mécanique à balayage.

Pour étudier l'influence de la rugosité, nous avons testé différents échantillons (CR39+verniss OA20) avec ou sans revêtement. Des épaisseurs de vernis allant de 0.43  $\mu\text{m}$  à 4.8  $\mu\text{m}$  ont été testées. La Figure 4.7 montre la réponse des échantillons sollicitée par la pointe sphérique de 110  $\mu\text{m}$ . Ces essais ont été réalisés pour des forces normales d'environ 2.3N et à température ambiante. Le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du vernis ( $a/e$ ) est compris entre 10 et 50.

Nous voyons sur la Figure 4.7, dans le cas du matériau non revêtu, des micro-sillons présents dans le sillon principal. Ces micro-sillons sont générés par les rugosités de la pointe. Ils bloquent la recouvrance du contact. Nous observons également que lorsque l'épaisseur du vernis augmente, le nombre de micro-sillons diminue. Pour le revêtement de 2.25  $\mu\text{m}$  d'épaisseur, il n'y a presque plus de micro-sillons. Ils disparaissent entièrement pour le vernis de 4.8  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. Plus l'épaisseur du vernis augmente et moins ces micro-sillons sont présents. La Figure 4.8 présente le schéma de l'effet d'une pointe rugueuse qui sollicite un substrat vernis. La rugosité de la pointe dessinée est supérieure à l'épaisseur du vernis. Certaines rugosités s'enfoncent dans le substrat. Les déformations imposées par ces aspérités génèrent des micro-sillons plastiques dans le substrat. Si l'épaisseur du vernis est plus grande, celui-ci empêche localement les micro-sillons plastiques. Le sillon peut recouvrir si l'épaisseur du vernis est typiquement de l'ordre de grandeur de la rugosité totale. Le rôle du vernis est donc d'annuler les micro-sillons plastiques ou viscoélastiques qui apparaissent dans le sillon principal et qui bloquent la recouvrance.

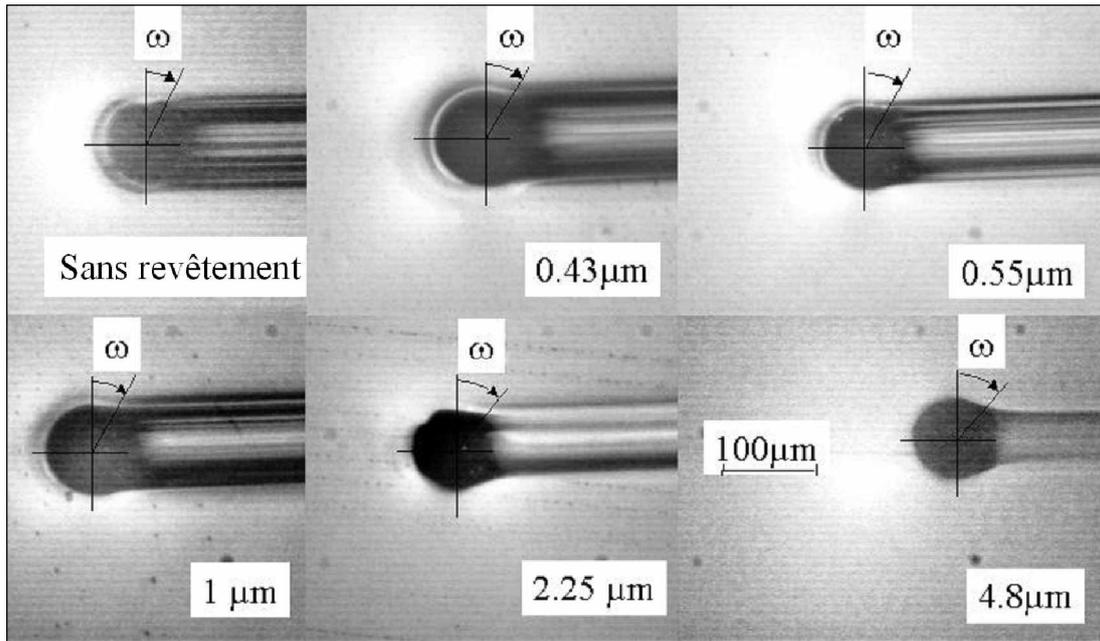


Figure 4.7 : influence de l'épaisseur du vernis sur la rugosité de la pointe.

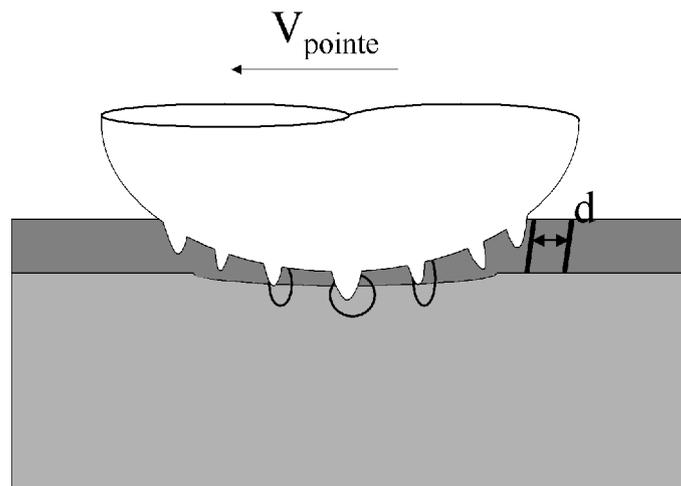


Figure 4.8 : schéma de l'effet de la rugosité de la pointe.

## 1.4. Evolution du coefficient de frottement

### 1.4.1. Influence d'un vernis anti-rayure sur le frottement

Nous avons regardé l'influence du vernis anti-rayure sur le coefficient de frottement. Pour cela, nous avons fait des essais de glissement-rayure sur du CR39 avec ou sans revêtement. Les épaisseurs de revêtement testées sont de 0.55, 1.64 et 2.25  $\mu\text{m}$ . Ces essais ont été réalisés à l'aide de la pointe de 116 $\mu\text{m}$  de rayon, à température ambiante. La Figure 4.9 présente l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la vitesse de déformation. Le coefficient de frottement du CR39 nu est plus important que ceux des matériaux revêtus. Aux

basses vitesses de déformation, le frottement est réduit de plus de moitié entre le substrat nu et ceux revêtus. Ce coefficient diminue légèrement quand l'épaisseur du vernis augmente. Le vernis anti-rayure permet sensiblement de réduire le coefficient de frottement apparent.

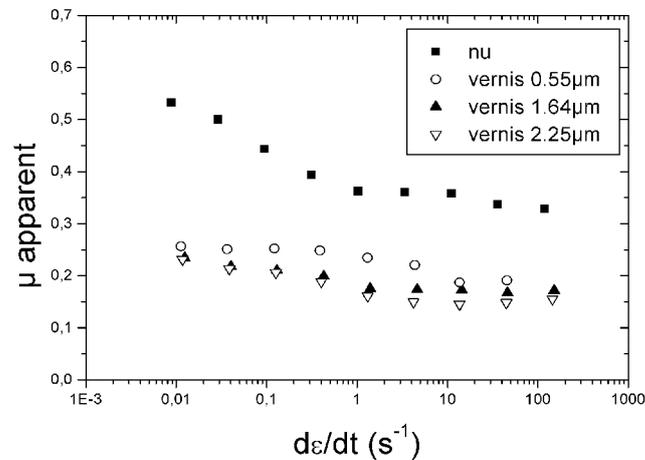


Figure 4.9 : évolution du frottement apparent en fonction de la vitesse de déformation pour du CR39 nu et revêtu. Les essais ont été réalisés à 20°C à l'aide de la pointe sphérique de rayon 116 $\mu m$  qui a une rugosité  $R_t$  de 0.6 $\mu m$ . La charge appliquée est de 0.7N.

#### 1.4.2. Influence de la rugosité de la pointe sur le frottement

Nous avons fait des essais sur des matériaux revêtus à l'aide des trois pointes décrites ci-dessus (Figure 4.6) pour regarder l'influence de la rugosité des pointes sur le coefficient de frottement. La Figure 4.10 présente l'évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de la vitesse de glissement pour les pointes de rayon 110 et 116 $\mu m$  de rugosité  $R_t$  de 2.5 et 0.6 $\mu m$ . Le vernis a une épaisseur de 1.64 $\mu m$ . Ces essais ont été réalisés à charge normale constante de 0.8 N.

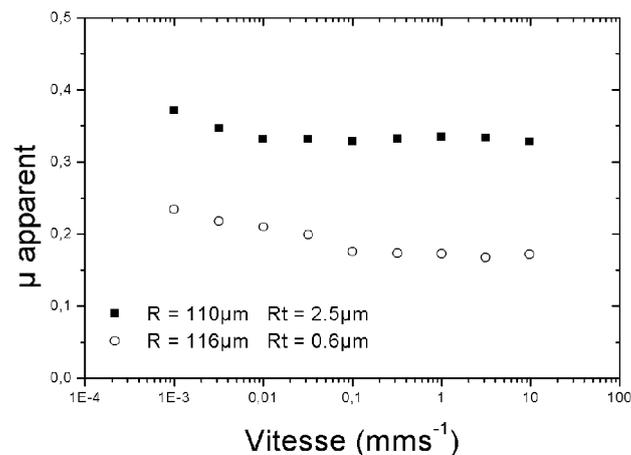


Figure 4.10 : évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de la vitesse de glissement de la pointe. Les essais ont été réalisés sur du CR39 revêtu d'un vernis de 1.64 $\mu m$  d'épaisseur à l'aide de deux pointes différentes (110, 116  $\mu m$  de rayon).

Le frottement mesuré pour les essais réalisés à l'aide de la pointe de 110 $\mu\text{m}$  de rayon est supérieur à celui mesuré à l'aide de la pointe 116 $\mu\text{m}$  de rayon.

Nous avons également tracé le frottement local en fonction de la vitesse moyenne (Figure 4.11). Nous remarquons également que le frottement vrai mesuré à partir des essais effectués à l'aide de la pointe de 110 $\mu\text{m}$  est plus important que celui mesuré à partir des essais réalisés à l'aide des deux autres pointes.

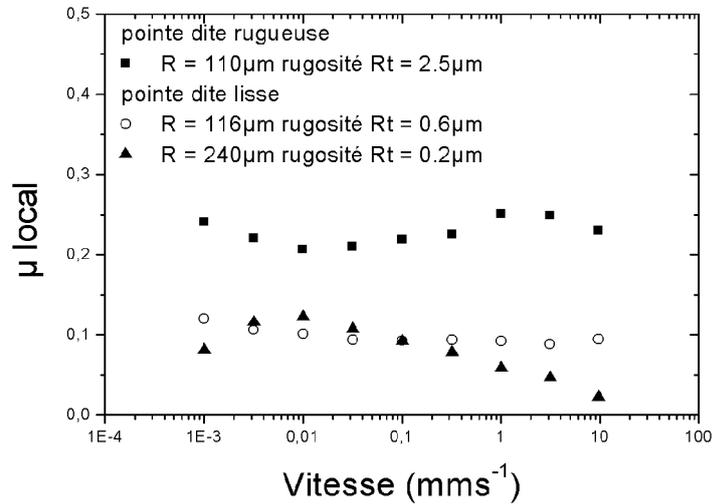


Figure 4.11 : évolution du coefficient de frottement vrai en fonction de la vitesse de glissement de la pointe. Les essais ont été réalisés sur du CR39 revêtu d'un vernis de 1.64 $\mu\text{m}$  d'épaisseur à l'aide des trois pointes différentes (110, 116 et 240 $\mu\text{m}$  de rayon).

La différence observée dans l'évolution du frottement apparent et du frottement vrai du CR39 revêtu sollicité à l'aide de pointes presque identiques (110 et 116 $\mu\text{m}$ ) nous fait penser que c'est la rugosité de la pointe qui est sûrement à l'origine de l'augmentation du frottement. Nous retrouvons également cette augmentation dans quelques études [2]-[3] pour des matériaux non revêtus.

## CONCLUSION

L'influence de la rugosité de la pointe sur des polymères revêtus a été étudiée. Cette rugosité génère des micro-sillons plastiques dans le sillon principal et empêche la recouvrance du contact. Pour que le sillon recouvre, il faut que l'épaisseur du vernis soit supérieure à la rugosité maximale de la pointe. Il a été également vu que la présence d'un vernis anti-rayure ne modifie pas la réponse mécanique globale du contact. Enfin, après analyse du frottement, nous avons observé que le vernis anti-rayure diminue sensiblement celui-ci. Nous avons également remarqué que la rugosité de la pointe l'augmente.

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE D

- [1] J-L. Bucaille, «Simulation numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques » Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (2001).
- [2] K. Kato, *Wear* **241** (2000) 151.
- [3] S. Lafaye, «Propriétés mécaniques de friction et de déformation des surfaces de polymères solides » Thèse de doctorat de l'Université Louis Pasteur, (2002).

**CHAPITRE E**

**ENDOMMAGEMENT DES SURFACES NUES ET  
REJETUES**

**CHAPITRE E : ENDOMMAGEMENT DES SURFACES NUES ET REVETUES**

<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>91</b>
<b>1. ENDOMMAGEMENTS CONNUS LORS DE L'ESSAI DE RAYURE .....</b>	<b>91</b>
<b>2. ENDOMMAGEMENTS OBTENUS AVEC LES ESSAIS REALISES A L'ICS ...</b>	<b>96</b>
2.1. MATERIAU NON REVETU.....	96
2.1.1. PMMA .....	96
2.1.2. CR39 .....	97
2.1.3. Polycarbonate.....	98
2.2. MATERIAU REVETU .....	99
2.2.1. Fissures .....	100
2.2.1.1 Substrat PMMA revêtement PS .....	100
2.2.1.2 Substrat CR39 revêtement OA 20.....	101
2.2.1.3 Substrat TL revêtement OA20 .....	104
2.2.2. Ecaillage.....	105
2.2.3. Plissement de tapis .....	108
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>109</b>
<b>REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE E.....</b>	<b>110</b>

## INTRODUCTION

Lors des essais de glissement-rayure, la forme de la pointe, la force normale appliquée, la vitesse de rayage et la température sont ajustables. Pour certaines valeurs critiques de ces paramètres des endommagements apparaissent. Dans ce chapitre, nous allons énumérer les endommagements rencontrés dans la littérature sur des matériaux polymères avant de décrire les différents endommagements obtenus lors de nos essais de glissement-rayure.

### 1. ENDOMMAGEMENTS CONNUS LORS DE L'ESSAI DE RAYURE

Bucaille [1], dans son rapport bibliographique, cite six modes d'endommagements connus. Ces endommagements sont les suivants (Figure 5.1) :

- le repassage correspondant à un sillon sans bourrelets,
- le labourage ductile (sillon avec bourrelets latéraux),
- la fissuration frontale, qui signifie que la concavité de la fissure est tournée vers l'arrière,
- la fissuration avant (concavité tournée vers l'avant),
- la rupture fragile,
- l'usinage qui peut être soit l'apparition de copeaux (usinage ductile) soit l'arrachement de matière fragile ou l'écaillage.

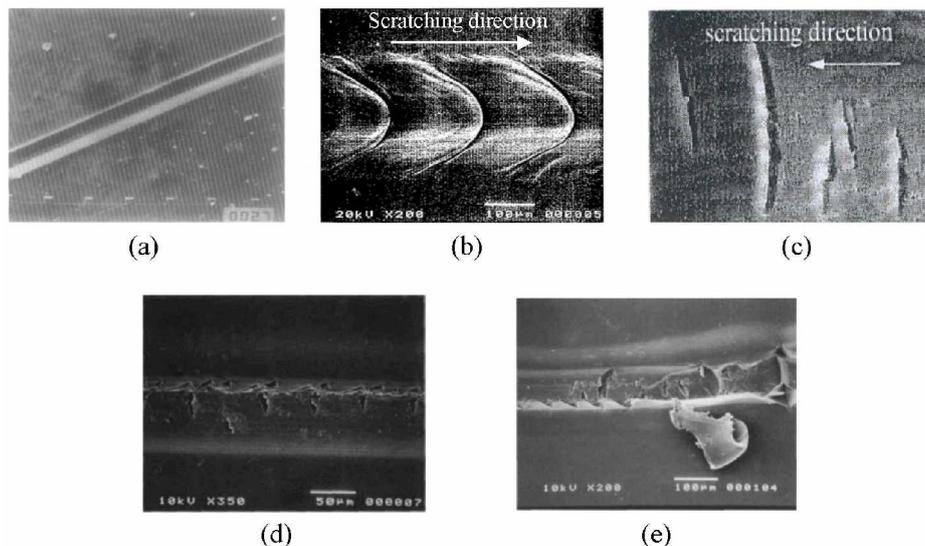


Figure 5.1 : Endommagements observés lors de l'essai de rayure. (a) : labourage ductile [2], (b) : fissuration frontale [3], (c) : fissuration arrière [4], (d) : rupture fragile sur les côtes du sillon [5], (e) usinage [5].

Briscoe et al. [5] dressent des cartes de déformation afin de voir l'influence des différents paramètres ajustables lors de l'essai de rayure. Il regarde l'influence de l'angle de cône et de la force normale sur le mode d'endommagement. La Figure 5.2 présente une carte de déformation obtenue par Briscoe et al.[5] lors d'essais réalisés sur du polycarbonate à différentes vitesses de rayage et différentes températures. En fonction de l'angle du cône ou

de la force normale, il est possible de passer d'une déformation totalement élastique à un labourage ductile avec ou sans fissure puis à un usinage ou à un écaillage.

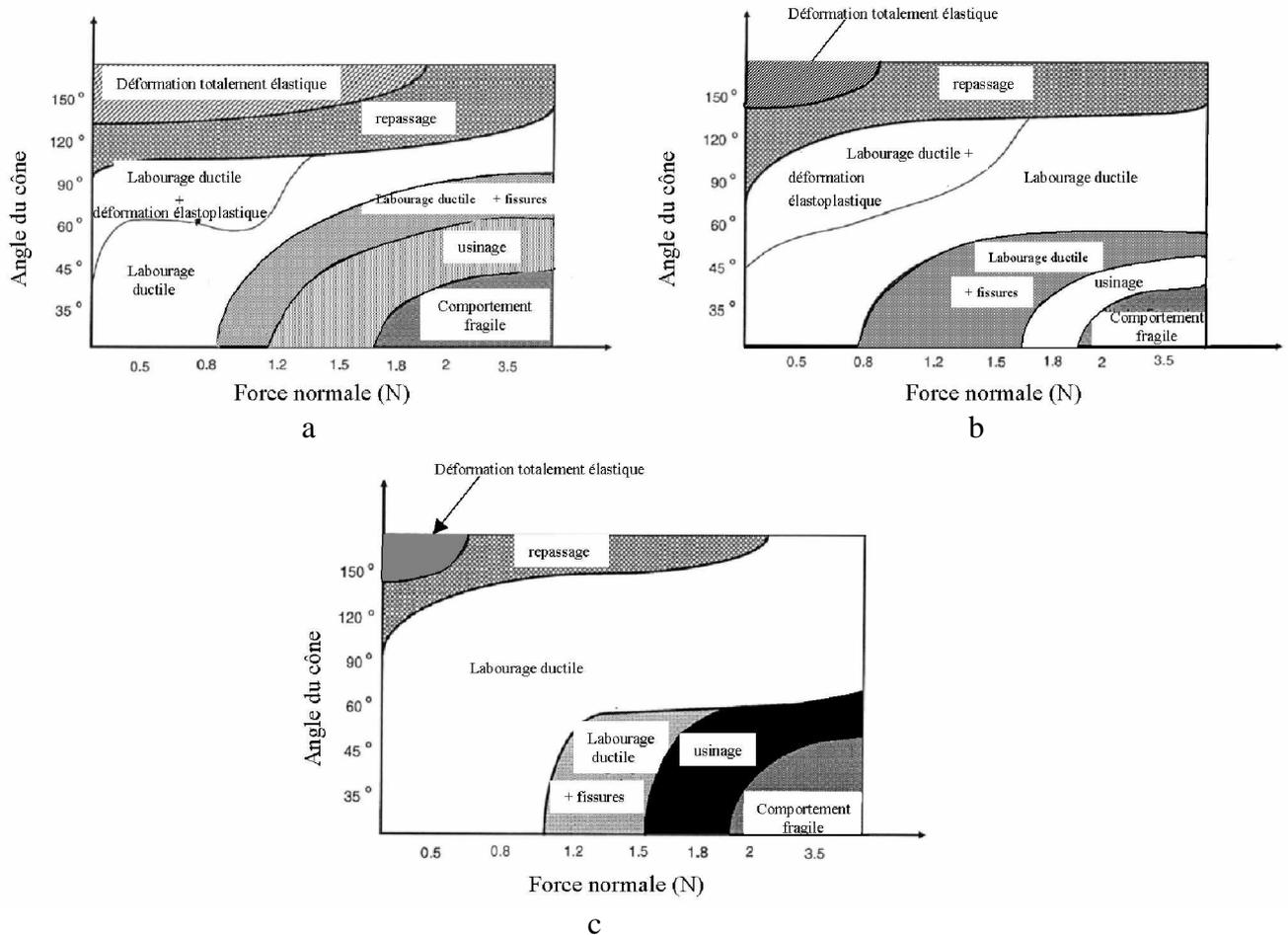


Figure 5.2 : Cartes de déformation pour un polycarbonate. Essais réalisés avec différents angles de cône d'après les travaux de Briscoe et al. [5]. (a) : vitesse de rayage 2.6mm/s, T=20°C, (b) : vitesse de rayage 0.0026mm/s, T = 20°C, (c) : vitesse de rayage 0.0026mm/s, T= 30°C.

Yang et al. [6], lors d'essais de rayure sur le polystyrène (PS) et le PS/PPO (mélange de polystyrène et de Poly(2,6-diméthyl-1,4-phenylene oxide)), observent une région lisse du sillon suivie d'une région de fissures quasi périodiques dirigées avec un angle d'environ 45° dans le sens du mouvement (Figure 5.3.a). Ils affirment que la fissuration, schématisée sur la Figure 5.3.b, est due à de grandes contraintes de traction à l'arrière du contact, arrachant la surface de polymère.

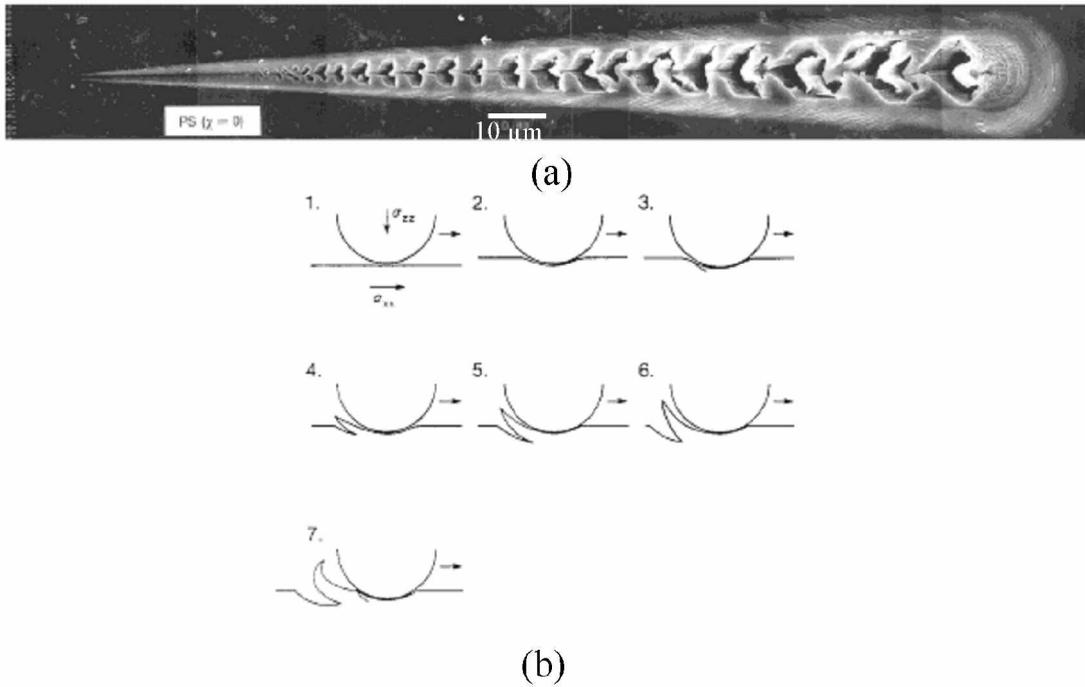


Figure 5.3 : (a) : surface du polystyrène et du PS/PPO après la rayure, (b) : schéma montrant le processus de fissuration [6].

Wong et Moysé [7] observent sur le polypropylène différents endommagements (Figure 5.4). Ils effectuent des essais à charges croissantes. Ils disent que la région 1 (5.4.b) est une transition entre des fissures régulièrement espacées dues à des bandes de cisaillement et des lignes de déformations irrégulières. La région 2 (5.4.c) montre une déformation étendue qui annonce le début de la zone de blanchiment.

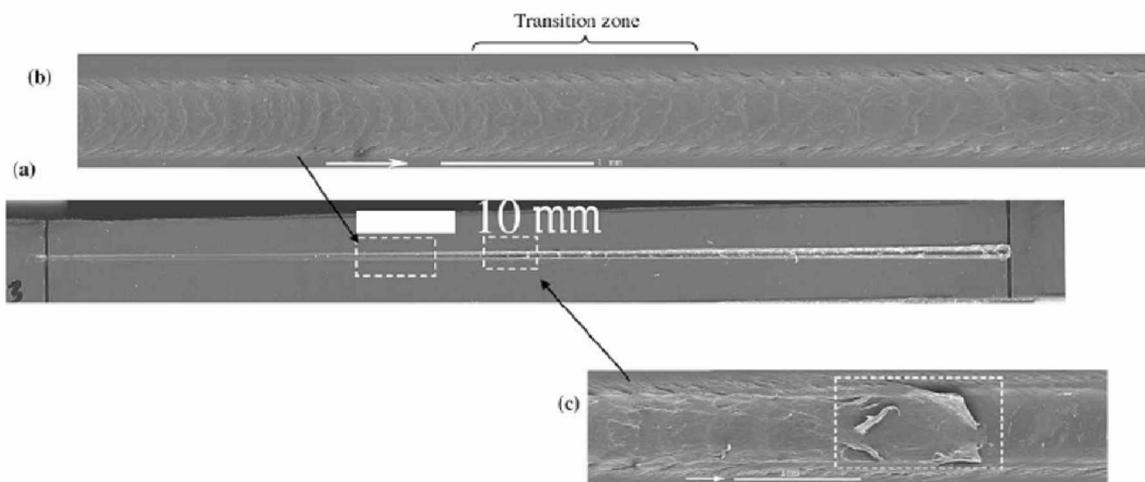


Figure 5.4 : (a) photographie de la rayure, (b) région 1, (c) région 2 [7].

Jardret et Morel [8] observent sur du PMMA des fissures sur la surface obtenues avec une pointe conique à extrémité sphérique (Figure 5.5.a). Ils affirment que ces endommagements se situent sur le bord arrière de contact. Ils proposent un schéma illustrant la rayure et disent que les endommagements sont dus aux contraintes de traction développées sur le bord arrière de contact (Figure 5.5.b).

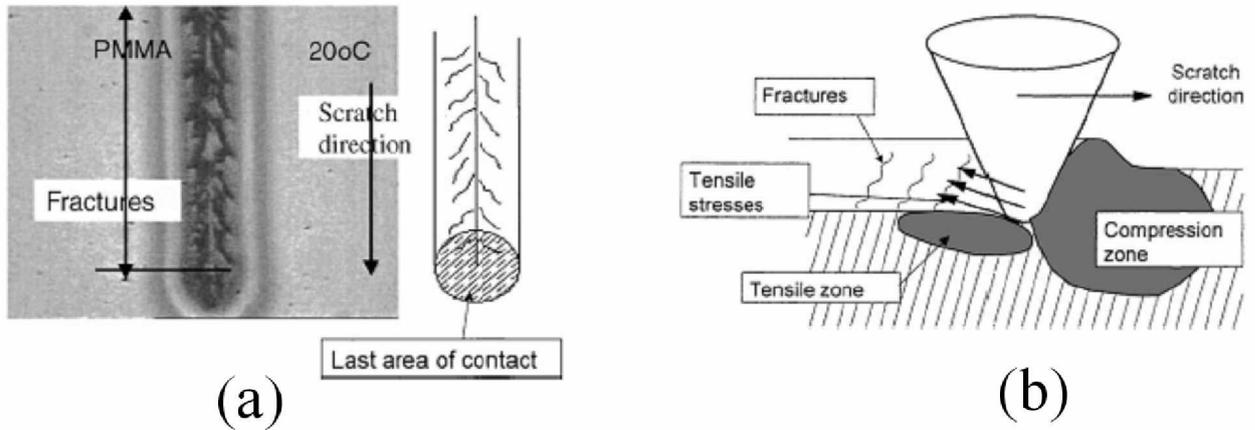


Figure 5.5 : endommagement et schéma illustrant l'endommagement observés par Jardret et Morel [8].

Malzbender et de Width [9] observent, sur un matériau revêtu, un écaillage qui a la forme d'un secteur de disque (Figure 5.6). Ils utilisent cette configuration pour calculer la ténacité interfaciale et expliquent la formation de l'écaille. Dans un premier temps, la fissure apparaît puis le délaminage se produit et enfin en augmentant légèrement la charge normale l'écaille se forme.

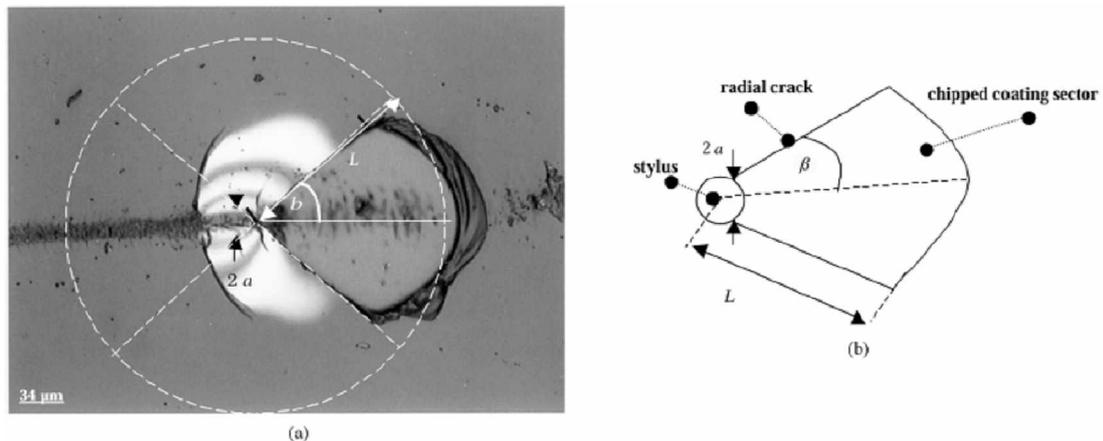


Figure 5.6 : (a) photographie de l'écaille, et (b) schéma de la surface de l'écaille [9].

Ramsteiner et al. [10], toujours sur un matériau revêtu, ont tracé des cartes d'endommagements en fonction de l'angle du cône et de la force normale. Ils se basent sur six niveaux d'endommagement qu'ils ont obtenu lors de ses essais (Figure 5.7.a). La Figure 5.7.b représente la carte des endommagements.

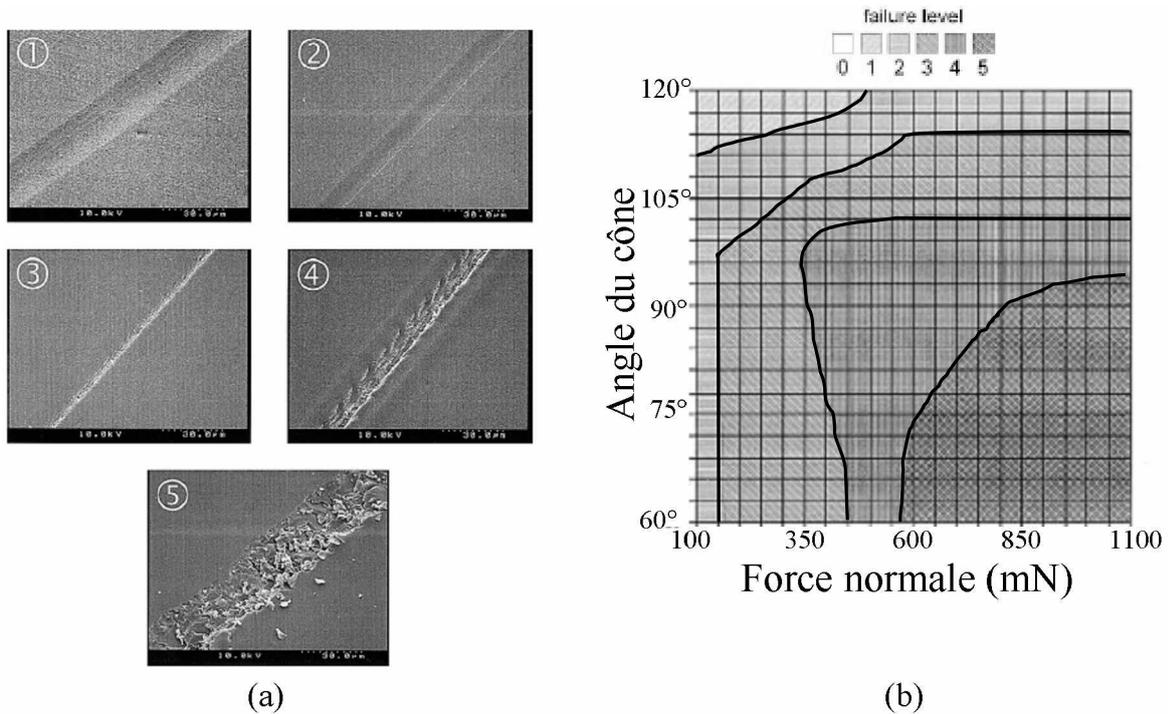


Figure 5.7 : (a) image des endommagements classés de 1 à 5, (b) carte d'endommagement pour deux revêtements différents [10].

Zhang et Nishizoe [11], à partir de leurs essais sur du PET (poly(éthylène terephthalate)) revêtu de PnBA (poly(n-butyl acrylate)) observent des fissures espacées régulièrement qui ont la concavité dirigée vers l'avant (direction de rayage). La Figure 5.8 présente ces fissures régulièrement espacées ainsi qu'un agrandissement de l'une d'elle.

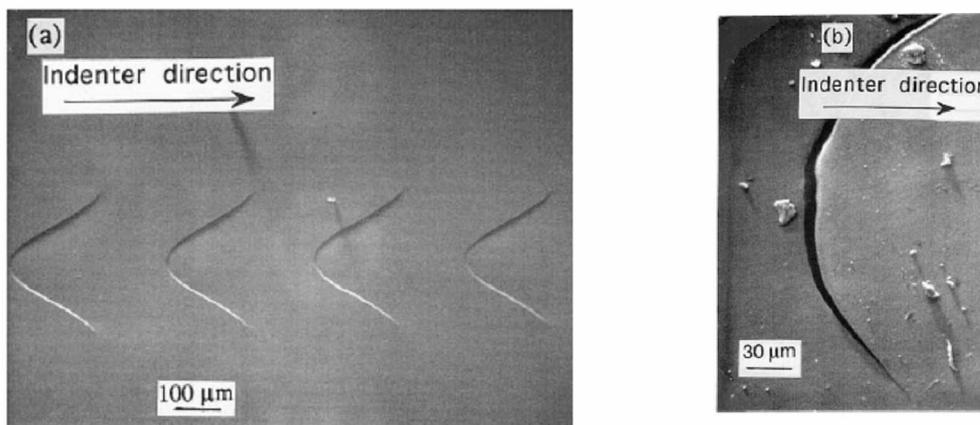


Figure 5.8 : (a) fissures obtenues sur la surface du PnBA (épaisseur 235µm), (b) agrandissement de l'une des fissures [11].

Douce et al. [12] regardent l'influence du volume de nano-particules et de la nature des particules utilisées sur la fissuration. La Figure 5.9 présente ces fissurations. Ils affirment à la vue de l'augmentation des fissures qu'il y a une forte détérioration du revêtement quand l'interaction des particules et de la matrice est faible (5.9.c et 5.9.e)

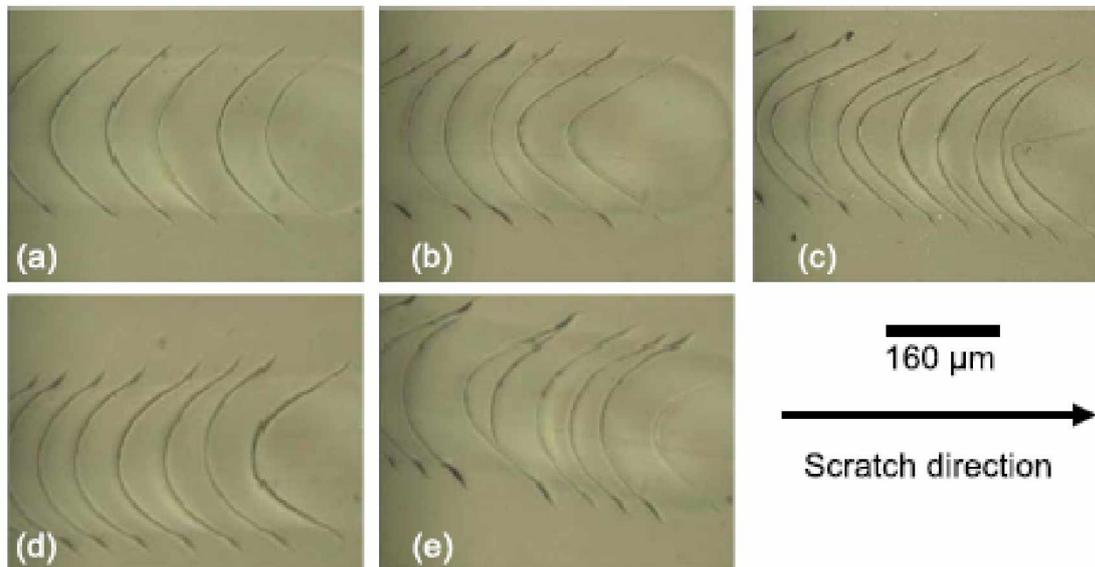


Figure 5.9 : fissures obtenues sur la surface des 5 types de revêtement testés, (a) glymo, (b) SiO<sub>2</sub> 15%, (c) SiO<sub>2</sub>-DMOCS 15%, (d) SiO<sub>2</sub>-Gly-c 15%, (e) SiO<sub>2</sub>-Gly-a 15% [12].

Différents endommagements ont été observés par ces auteurs. Certains ont dressé des cartes et d'autres ont essayé d'expliquer et de relier ces endommagements à des contraintes. Mais tous ces endommagements ont été observés sur le bord arrière de contact.

Dans la partie suivante nous allons décrire et énumérer les différents endommagements rencontrés lors des essais de glissement rayure réalisés à l'ICS.

## 2. ENDOMMAGEMENTS OBTENUS AVEC LES ESSAIS REALISES A L'ICS

### 2.1. Matériau non revêtu

#### 2.1.1. PMMA

Lors des essais de rayure réalisés sur du PMMA il apparaît un endommagement au fond du contact. Ces essais ont été réalisés à l'aide de la pointe de 116μm de rayon, pour une force normale de 4N et une vitesse de rayage de 0.03mm.s<sup>-1</sup>. La zone d'apparition de l'endommagement est proche du sommet de la pointe. Nous pouvons le voir sur la Figure 5.10 qui montre les photographies in-situ. L'endommagement apparaît à l'instant t<sub>0</sub> : il est généré sous le contact proche du sommet de la pointe, puis il croit. L'endommagement laissé au fond du sillon est une fissure ouverte comme le montre le Tableau 4.1. Sur ce tableau est représentée la photographie de la fissure ouverte ainsi qu'un relevé topographique de

l'appareil de microscopie à balayage mécanique, et une photographie du sillon endommagé. La fissure ouverte est remarquable sur la photographie du sillon.

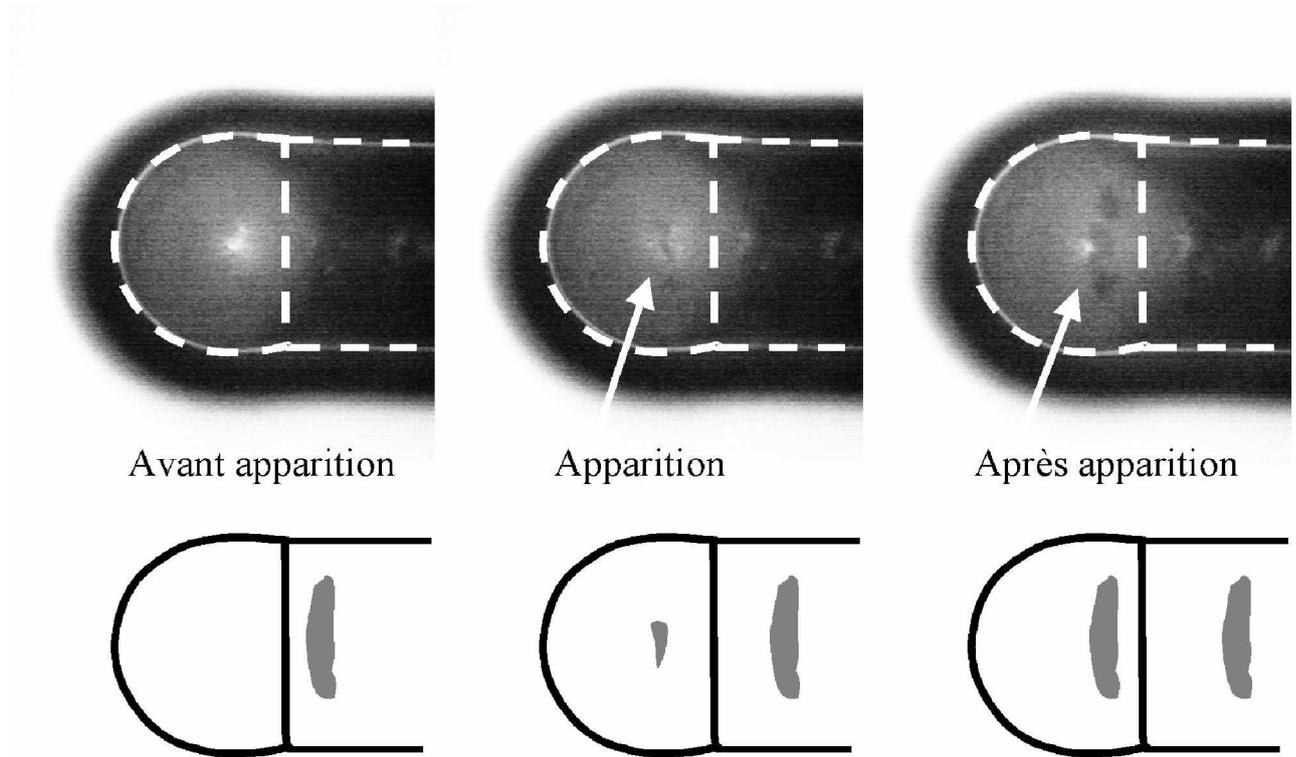


Figure 5.10 : apparition de la fissure ouverte observée sur du PMMA. En bas schématisation de l'apparition de la fissure ouverte. Pointe de  $116\mu\text{m}$  de rayon, force normale de  $4.0\text{N}$  et vitesse de  $0.03\text{mm/s}$ .

### 2.1.2. CR39

Lors des essais sur le CR39 il apparaît également un endommagement au fond du contact. Pour le CR39, l'endommagement n'apparaît pas au même endroit que celui du PMMA. Dans le cas du CR39, l'endommagement apparaît sous le contact mais dans l'aire dorsale du contact (Figure 5.11). L'endommagement laissé au fond du sillon est une fissure fermée. Celle-ci apparaît, croît et sort du sillon. Le Tableau 4.1 montre le relevé topographique et la photographie du sillon endommagé, où il apparaît clairement que ces endommagements sont des fissures fermées.

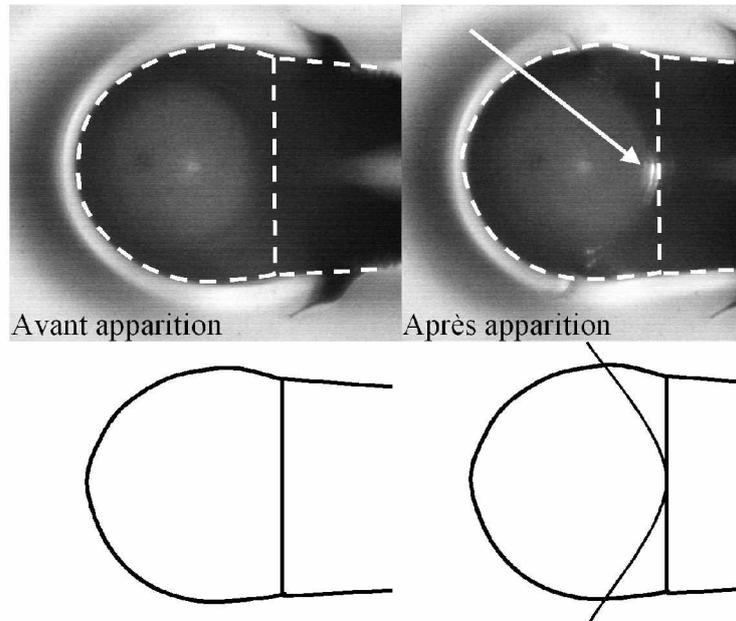


Figure 5.11 : endommagement du CR39 apparaissant sous la surface de contact. Pointe de  $116\mu\text{m}$  de rayon, force normale de  $8.5\text{N}$  et vitesse de  $0.03\text{mm/s}$ . En bas schématisation de l'apparition de la fissure fermée.

### 2.1.3. Polycarbonate

Des endommagements sont également apparus lors des essais avec le polycarbonate. Ils apparaissent, comme pour les autres polymères massifs dans l'aire de contact mais dans la partie frontale de celui-ci. L'endommagement croit vers "l'avant" en forme de "triangle". La Figure 5.12 (photographie et schéma) montre ce type d'endommagement, qui représente des bandes de cisaillement. Le profil et le sillon sont représentés dans le Tableau 4.1. Les bandes de cisaillement sont remarquables.

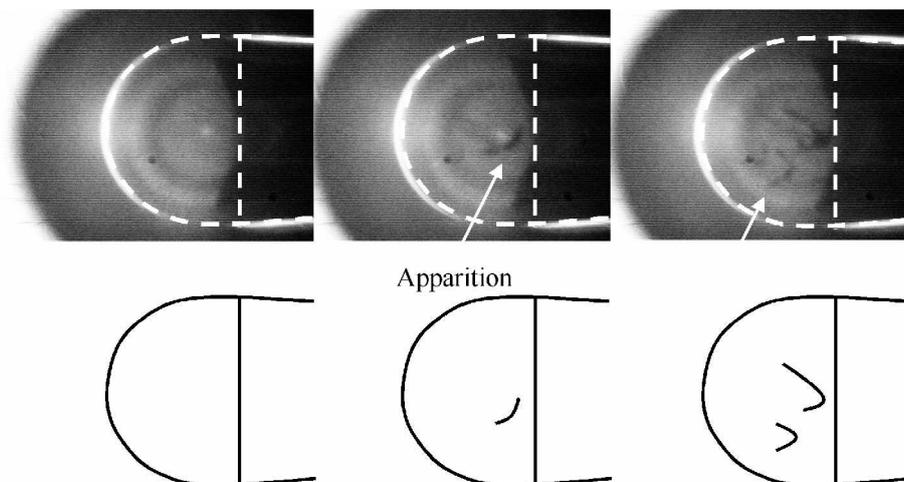


Figure 5.12 : endommagement sur du polycarbonate apparaissant sous la surface de contact. Pointe de  $116\mu\text{m}$  de rayon, force normale de  $6.0\text{N}$  et vitesse de  $0.03\text{mm/s}$ . En bas schématisation de l'apparition de l'endommagement.

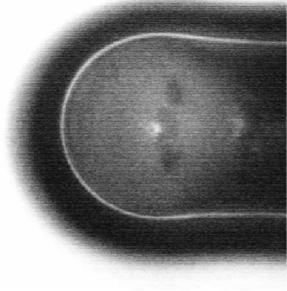
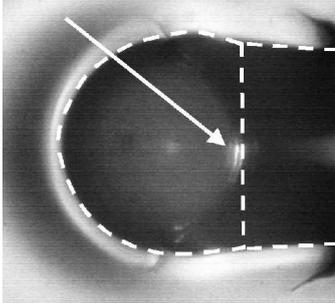
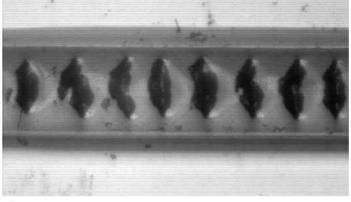
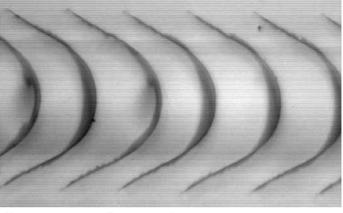
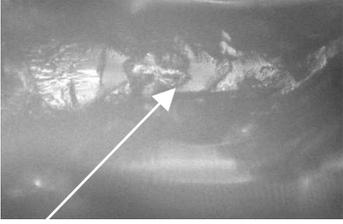
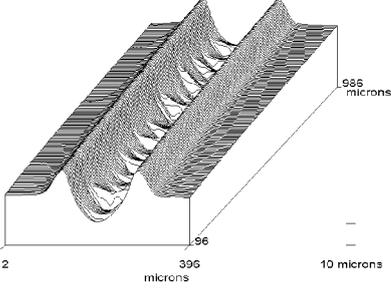
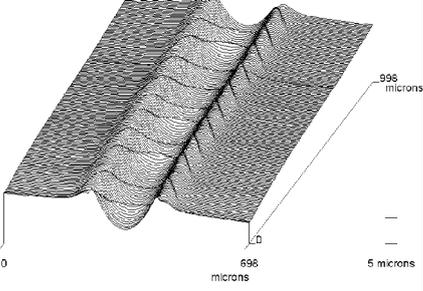
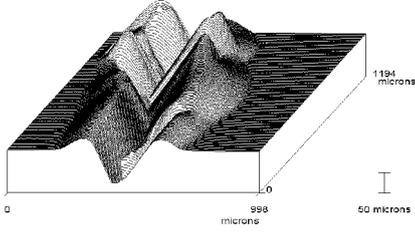
	PMMA	CR39	PC
Localisation de l'endommagement	 <p>endommagement au sommet de la pointe</p>	 <p>fissure entre le sommet de la pointe et le bord arrière</p>	 <p>endommagement situé entre le sommet et le bord avant de contact.</p>
Photographie du sillon endommagé	 <p>fissures ouvertes</p>	 <p>fissures fermées</p>	 <p>endommagements</p>
Relevé topographique du sillon	 <p>rayure du haut vers le bas</p>	 <p>rayure du haut vers le bas</p>	 <p>rayure du bas vers le haut</p>

Tableau 4.1 : Tableau récapitulatif des endommagements observés sur les différents polymères non revêtus étudiés. La pointe de 116 $\mu$ m de rayon a été utilisée.

## 2.2. Matériau revêtu

Lors des essais de glissement-rayure sur différents matériaux revêtus, j'ai observé différentes sortes d'endommagements telles que la fissuration et l'écaillage des revêtements. Une énumération des différentes fissures obtenues sera présentée. Pour chaque matériau, la description se fera à  $a/R$  (rapport entre le rayon de contact et le rayon de la pointe équivalant à une déformation) croissant. Ce chapitre se terminera par la description des écaillages rencontrés.

## 2.2.1. Fissures

### 2.2.1.1 Substrat PMMA revêtement PS

Du PMMA revêtu de polystyrène (épaisseur  $e = 10\mu\text{m}$ ) a été sollicité par une pointe afin d'étudier la tenue d'un vernis fragile. Lors de ces essais, j'ai pu remarquer différents endommagements. A partir des tests réalisés avec la pointe de  $750\mu\text{m}$  de rayon, nous avons observé des fissures radiales avant (Figure 5.13) qui sont générées sur le bord arrière de contact. Le mot avant, signifie ici que la concavité de la fissure est dirigée vers l'avant. Pour cet endommagement  $a/R$  est égal 0.1 et le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du vernis ( $a/e$ ) est égal à 7.5 . Le contact est élastique. La fissuration est certainement due à une contrainte de traction maximale

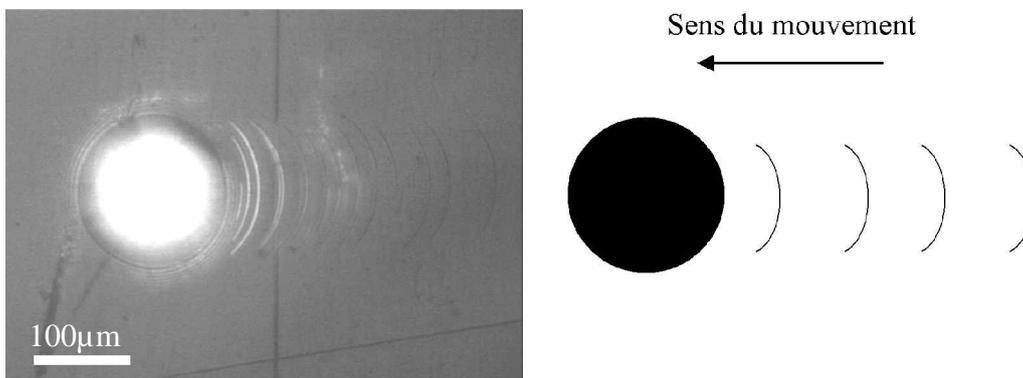


Figure 5.13 : fissure radiale arrière obtenue sur du PMMA revêtu de PS avec le schéma.(pointe de  $750\mu\text{m}$  de rayon,  $a/R = 0.1$  et  $a/e = 7.5$ )

En testant le même échantillon mais avec une pointe de  $240\mu\text{m}$  donc pour un niveau de déformation plus important ( $a/R = 0.28$  et  $a/e = 7$ ) des fissures radiales "arrières" ou fissures frontales ont été relevées. Le mot "arrière" veut dire que la concavité de la fissure est tournée vers l'arrière. Ces fissures sont représentées sur la Figure 5.14. Elles sont probablement générées à l'avant de la pointe au niveau du bourrelet plastique.

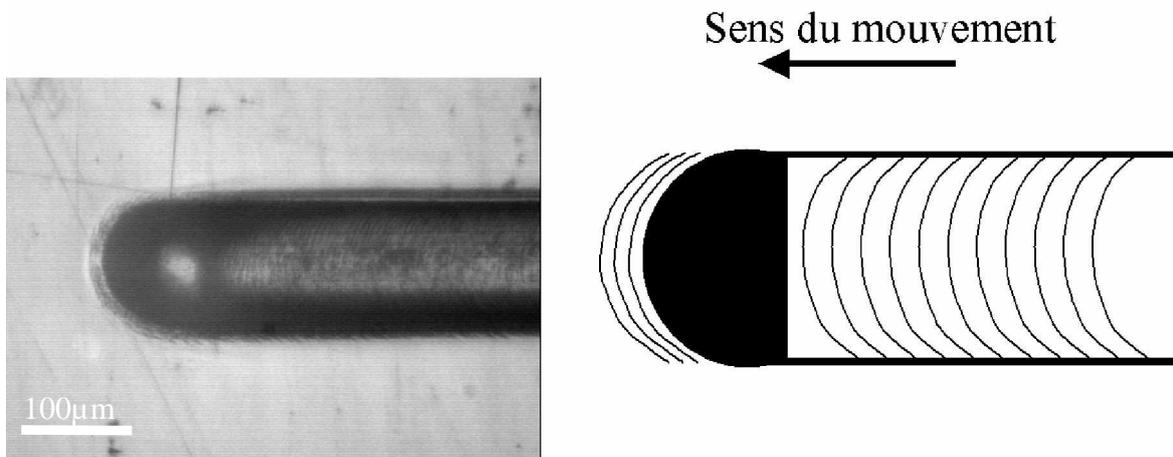


Figure 5.14 : photographie et schéma de fissure radiale arrière. (pointe de  $240\mu\text{m}$  de rayon,  $a/R = 0.28$  et  $a/e = 7$ )

2.2.1.2 Substrat CR39 revêtement OA 20

De nombreux essais ont été réalisés sur du CR39 revêtu de vernis OA20. L'épaisseur du revêtement est comprise entre  $0.43\mu\text{m}$  et  $5\mu\text{m}$ . Des tests réalisés sur un matériau CR39 revêtu d'un vernis OA20 de  $2.25\mu\text{m}$  d'épaisseur ( $e$ ) sollicité tous par la pointe de  $116\mu\text{m}$  de rayon ont permis d'observer des fissures radiales avant. Le mot avant, signifie ici que la concavité de la fissure est dirigée vers l'avant. Pour des faibles charges ( $a/R = 0.5$ ), ces fissures radiales avant sont confinées dans le sillon et sont régulièrement espacées, comme nous pouvons le voir sur la Figure 5.15.

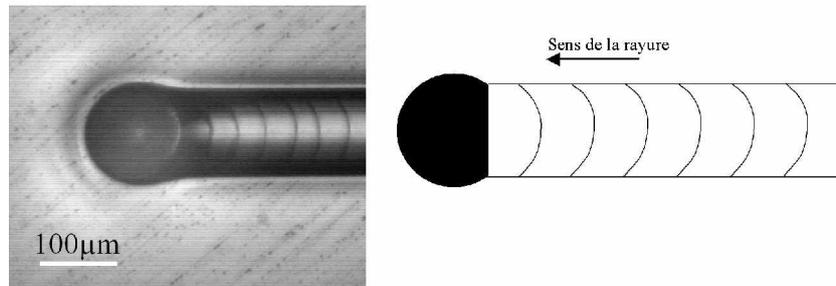


Figure 5.15 : photographie (à gauche) et schéma (à droite) de la fissure radiale arrière confinée dans le sillon. Pointe de  $116\mu\text{m}$ , force normale de  $1.2\text{N}$ , épaisseur  $e = 2.25\mu\text{m}$  et  $a/e \approx 25$ .

Lors d'autres essais sur le même type de matériau avec une épaisseur de revêtement de  $5.3\mu\text{m}$ , des fissures radiales avant ont été observées mais cette fois-ci la fissure n'est pas confinée dans le sillon ( $a/R \approx 0.5$  et  $a/e \approx 11$ ). Elle est arrondie et sort du sillon, comme on peut le voir sur la Figure 5.16. Les fissures sont également espacées régulièrement.

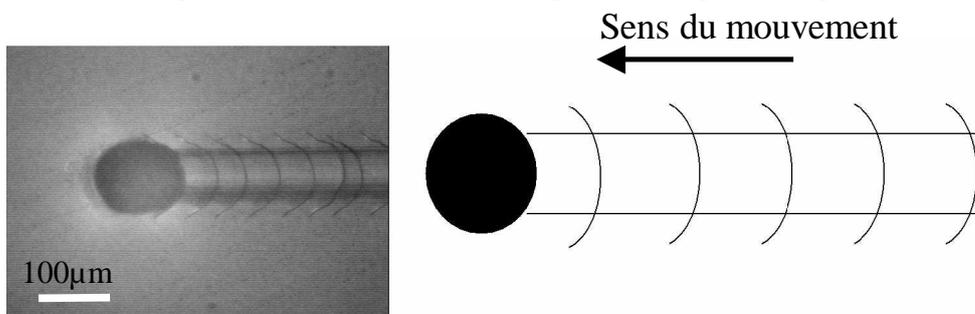


Figure 5.16 : photographie (à gauche) et schéma (à droite) de la fissure radiale arrière qui sort du sillon. ( $a/e = 11$ )

Il est généralement admis que les fissures apparaissent sur le bord arrière de contact, due à une contrainte de traction [13,14]. Nous avons observé expérimentalement que les fissures n'apparaissent pas sur le bord arrière de contact mais sous elle. La Figure 5.17 montre une photographie de la fissuration générée sous le contact obtenue in-situ. Tout d'abord la fissure apparaît sous le contact en moins de  $20\text{ms}$  puis la fissure croît à la même vitesse que le déplacement de la pointe. Enfin, lorsque les extrémités de la fissure sont au niveau du

diamètre de contact, il y a un changement de direction : le développement de la fissure peut continuer avec un angle de  $45^\circ$  par rapport à la direction du mouvement de la pointe. Le rapport  $a/R$  dans ce cas est d'environ 0.65 et le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du vernis est d'environ 33.

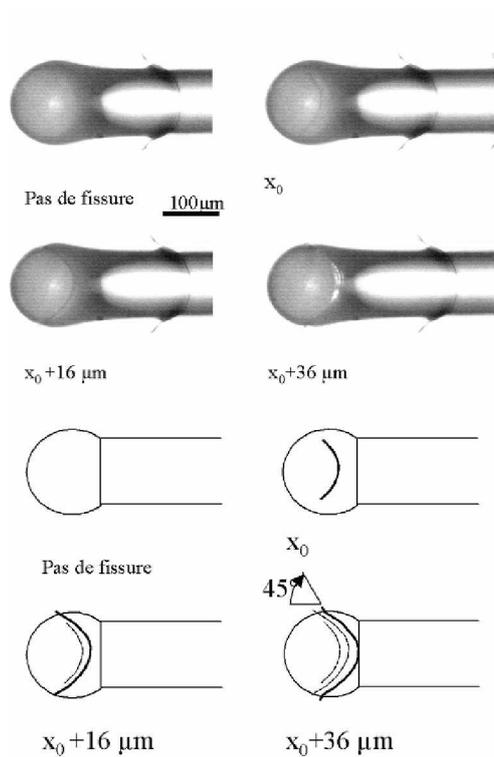


Figure 5.17 : apparition d'une fissure sous le contact. En haut une séquence d'images in-situ avec post traitement pour accentuer la visibilité de la fissure. En bas, les caractéristiques géométriques du contact et l'évolution de la fissure sont reprises et les positions successives indiquées en traits fins.

En augmentant encore le niveau de déformation ( $a/R \approx 0.78$ ) des fissures avec double changement de direction ont été observées. Le mécanisme de départ est le même que celui décrit ci-dessus. La seule différence c'est que la fissure change deux fois de direction. Une fois apparue, la fissure croît jusqu'au bord du sillon puis sort du sillon en bifurquant avec un angle de  $45^\circ$  par rapport à son bord. La fissure continue de croître et dès que les bords de la fissure atteignent la même abscisse que le centre du contact une deuxième bifurcation apparaît. (Figure 5.18).

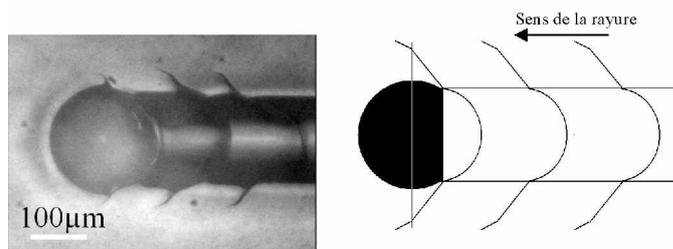


Figure 5.18 : fissures radiales avec double changement de direction de la fissure, photographie (à droite) et schéma (à gauche). ( $a/e \approx 40$ )

En augmentant la charge ( $a/R = 0.80$ ), nous observons, comme le montre la Figure 5.19, les mêmes fissures que ci-dessus mais avec une petite différence. En effet la partie "circulaire" à l'intérieur du sillon devient ellipsoïdale. La fissure est plus "allongée". Elles apparaissent juste avant le second régime de fissuration caractérisé par une fissure parallèle au bord du sillon (Figure 5.20). A partir d'une certaine charge, ou en d'autre terme, à un certain niveau de déformation ( $a/R \approx 0.90$ ) le revêtement se casse au milieu du sillon. Ce second régime de fissure est sûrement dû à des contraintes de flexions importantes qui agissent sur le vernis anti-rayure.

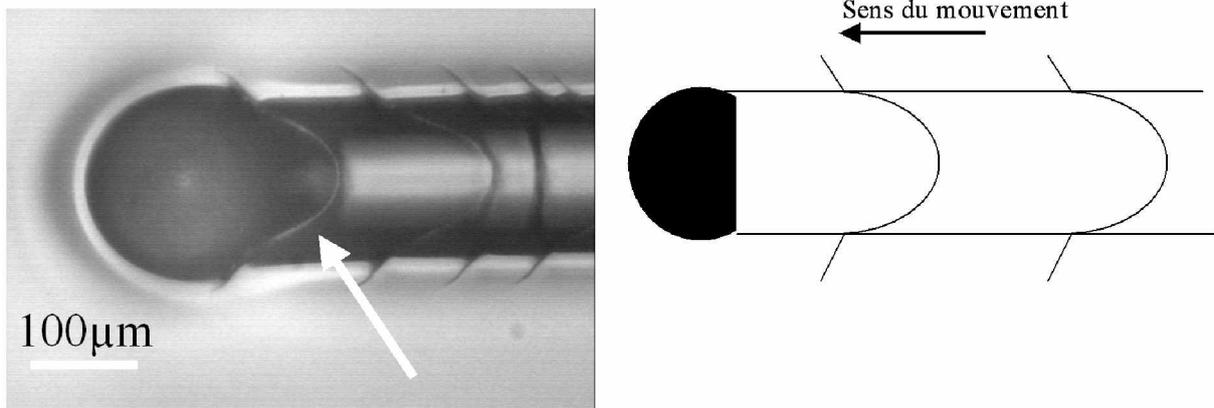


Figure 5.19 : photographie et schéma de la fissure dite "allongée". Epaisseur  $e = 2.25 \mu\text{m}$  et  $a/e \approx 40$ . Pointe de  $116\mu\text{m}$  de rayon.

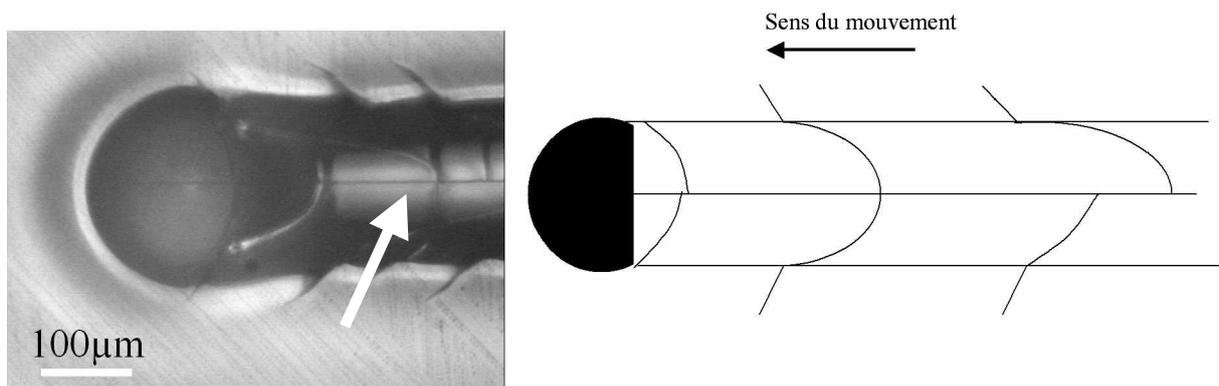


Figure 5.20 : second régime de fissuration. Le vernis casse au milieu du contact par contrainte de flexion. Epaisseur  $e = 2.25 \mu\text{m}$  et  $a/e \approx 46$ . Pointe de  $116\mu\text{m}$  de rayon

Ayant plusieurs sortes de matériau et de niveau d'adhérence (CR39 revêtu de OA20), j'ai pu tester l'influence de cette adhérence sur la fissuration. Pour les échantillons ayant une "bonne" et "moyenne" adhérence, les endommagements sont presque identiques et ressemblent à ceux

décrits ci-dessus. L'échantillon considéré comme ayant une mauvaise adhérence présente quant à lui un autre faciès de fissuration. En effet il y a tout d'abord l'apparition de la fissure qui croit jusqu'au bord du sillon. Une fois celle-ci sortie du sillon, il se produit un décollement latéral du vernis (Figure 5.21). Ce décollement allonge la taille des fissures. Comme une fissure naît après l'arrêt de la propagation de la précédente et comme les fissures ne sont pas toutes de la même taille, la périodicité est altérée. Le rapport  $a/R$  dans ce cas là est d'environ 0.6. L'épaisseur du vernis est de  $5\ \mu\text{m}$  ( $a/e \approx 14$ ) et la pointe de  $116\ \mu\text{m}$  a été utilisée pour ces essais.

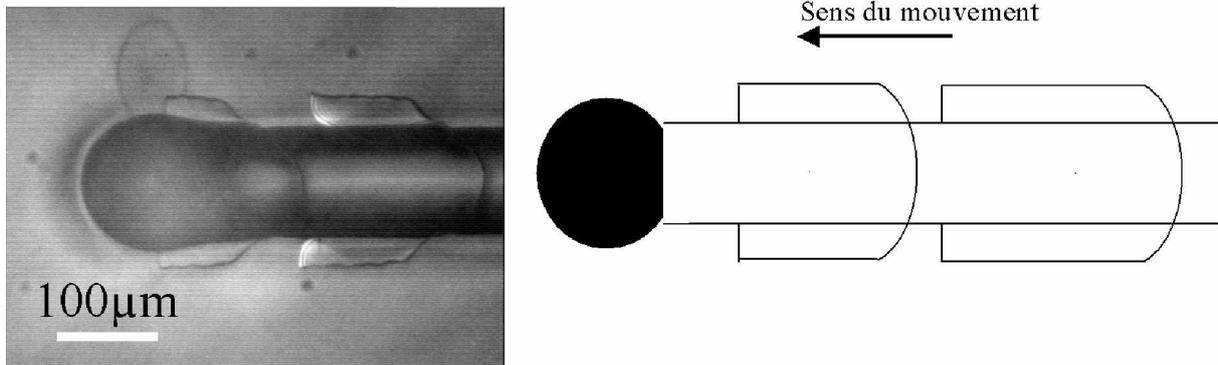


Figure 5.21 : fissure radiale arrière avec décollement latéral du vernis. Echantillon dit de mauvaise adhérence.

### 2.2.1.3 Substrat TL revêtement OA20

Des essais ont également été réalisés sur un matériau, le TL, revêtu du même vernis OA20. L'épaisseur de ce dernier est de  $4.97\ \mu\text{m}$ . Ce matériau a été sollicité à l'aide de la pointe de  $116\ \mu\text{m}$  à différentes charges et vitesses. Nous n'observons pas comme auparavant, des fissures circulaires mais plutôt des fissures en "triangle" avec bout arrondi (Figure 5.22). Ces fissures sont confinées dans le sillon car les bourrelets plastiques latéraux les bloquent et empêchent leur sortie. Le rapport  $a/R$  est d'environ 0.48 et le rapport  $a/e$  d'environ 11. En augmentant la charge normale, donc la déformation dans le contact ( $a/R = 0.56$  et  $a/e \approx 13$ ) le vernis ne fissure plus mais est laminé par la pointe. Cela donne l'impression que la pointe écrase et faïence le vernis au fur et à mesure qu'elle avance. (Figure 5.23).

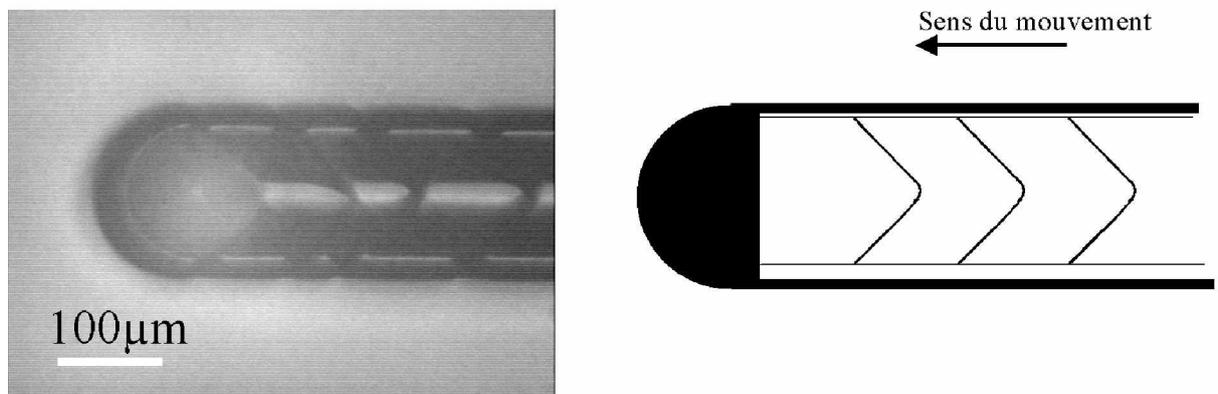


Figure 5.22 : fissures dites "triangulaires" bloquées par les bourrelets plastiques qui empêchent les fissures de sortir du sillon.

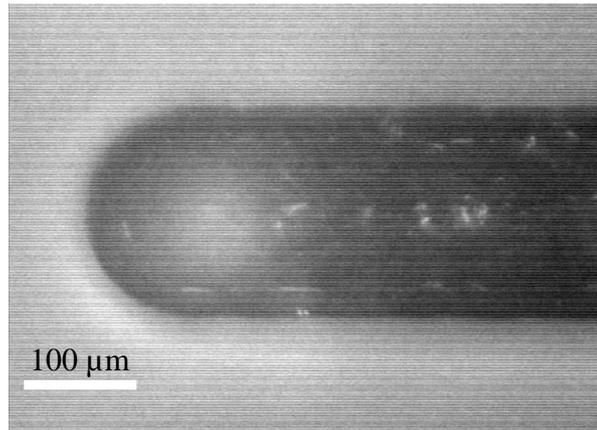


Figure 5.23 : endommagement subi par le revêtement lors de l'essai. Endommagement appelé "laminage".

Un dernier type de fissure a été obtenu sur un autre matériau, du polycarbonate avec un dépôt organosilicé comparable à l'OA20. Celui-ci, décrit dans cette partie, ne sera pas détaillé dans les prochains chapitres. Des fissures en forme d'anneaux sont générées au fur et à mesure que la pointe avance. On nommera ce type d'endommagement le processus de poinçonnement (Figure 5.24).

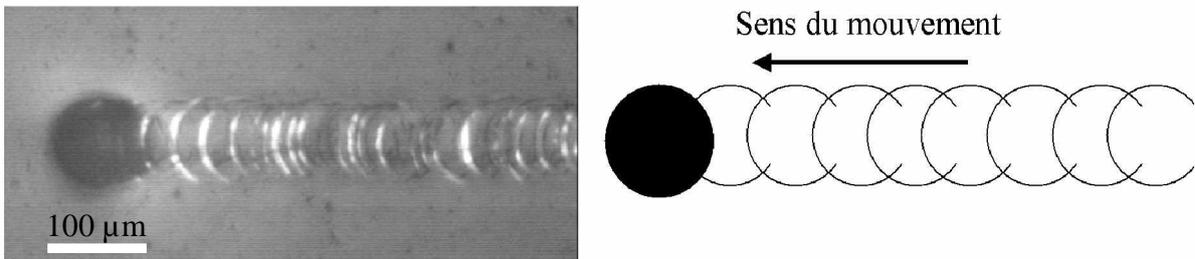


Figure 5.24 : fissures circulaires, poinçonnement

### 2.2.2. Ecaillage

En augmentant légèrement la déformation dans le contact, la fissure générée subit une instabilité qui entraîne l'apparition d'écailles. En fonction de l'adhérence vernis/substrat et de l'épaisseur du vernis, le décollement peut se propager et générer un écaillage ou à l'opposé être limité à des fissures périodiques. La Figure 5.25 illustre une cinétique d'écaillage que

l'on appellera écaillage type 1. Cet écaillage se passe comme suit. Une fois la fissure générée, la pointe avance et forme un bourrelet au niveau du substrat. Le vernis subit une flexion qui entraîne l'écaillage du vernis. Ce mode d'écaillage est illustré par la Figure 5.26.

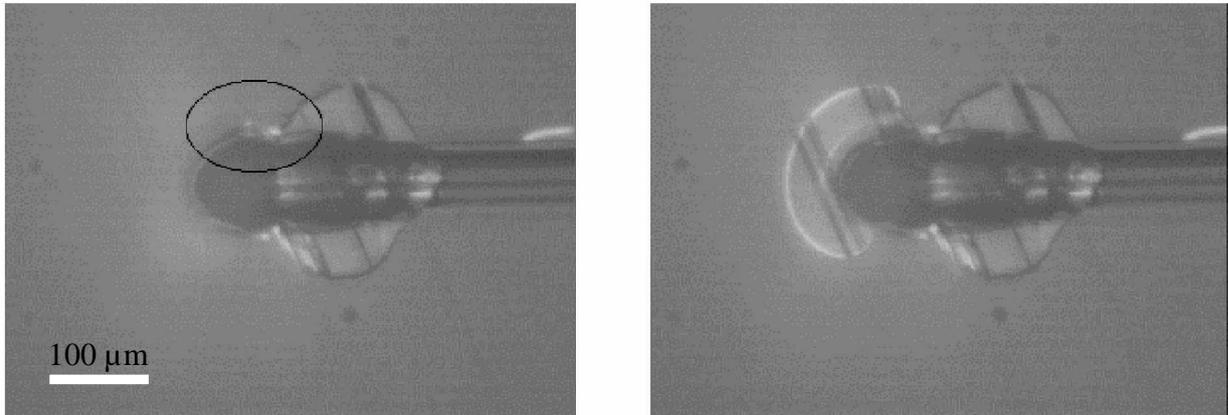


Figure 5.25 : cinétique d'écaillage d'un vernis. L'écaillage est toujours précédé de la fissure.

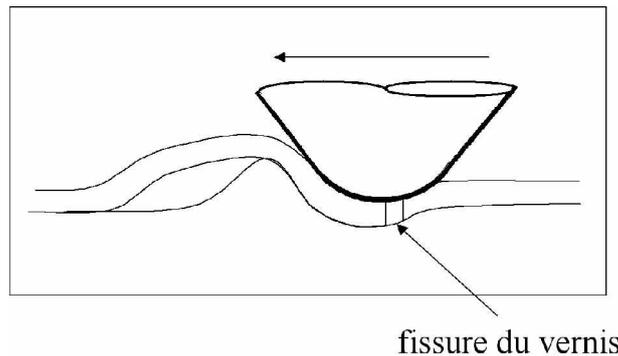


Figure 5.26 : schéma de l'écaillage type 1 qui subit une flexion due au bourrelet frontal du substrat.

Une fois l'écaille produite, la pointe remonte sur le vernis car l'adhérence vernis-substrat est suffisante pour supporter le champ de contraintes généré lors de la remontée. Dès que la pointe est remontée, le processus recommence : fissuration puis écaillage qui est dû à la flexion du vernis. Il y a répétition du mécanisme d'écaillage type 1. Ceci est observé sur les échantillons qui ont une adhérence relativement moyenne. Quand l'adhérence est relativement faible, la pointe ne remonte pas sur le vernis (Figure 5.27). Dans ce cas-là, la pointe raye le substrat qui forme un bourrelet frontal important (Figure 5.28).

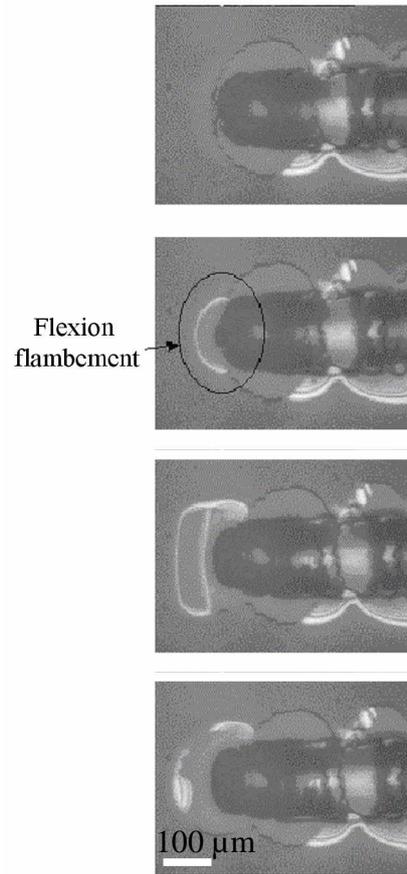


Figure 5.27 : cinétique d'écaillage de type 2. La pointe ne remonte pas sur le vernis.

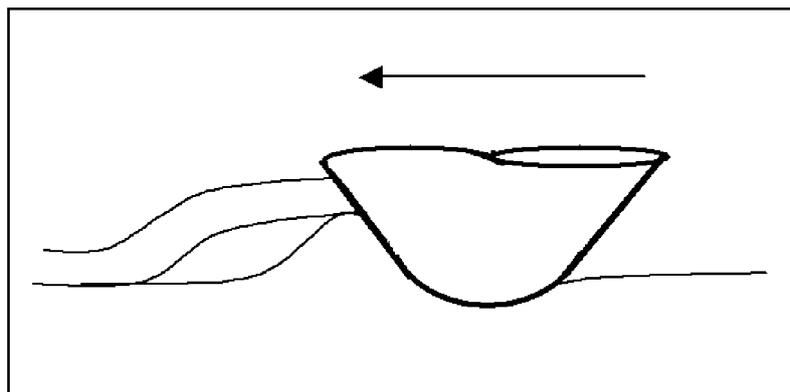


Figure 5.28 : schéma de l'écaillage type 2. Formation du bourrelet frontal.

Le vernis subit donc une flexion due à ce bourrelet formé. Le déplacement continu de la pointe fait subir un flambement au vernis. Le vernis éaille donc par flexion flambement (Figure 5.29). Nous appellerons ce mode d'écaillage, écaillage type 2. Pour les adhérences fortes, l'écaillage ne se produit pas.

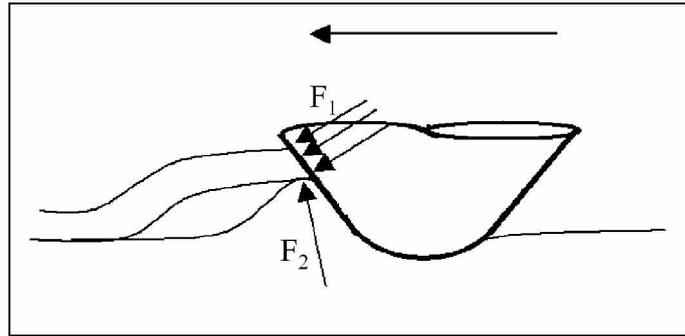


Figure 5.29 : schéma de la représentation des actions mécaniques que subit le vernis qui écaille.

### 2.2.3. Plissement de tapis

Un troisième mode d'endommagement a été observé au cours des essais effectués sur des vernis dit « mous ». Après l'apparition de la fissure, la pointe pousse le vernis qui glisse et se soulève. Il se forme ainsi un pli qui se ferme au fur et à mesure de l'avancée de la pointe. Quand le pli se referme un nouveau pli se forme devant celui-ci, d'où le nom de plissement de tapis. La Figure 5.30 montre deux séries d'images et de photographies illustrant ce phénomène. L'origine du mécanisme peut être attribué à une adhérence trop faible de l'interface et à des déformations plastiques du vernis.

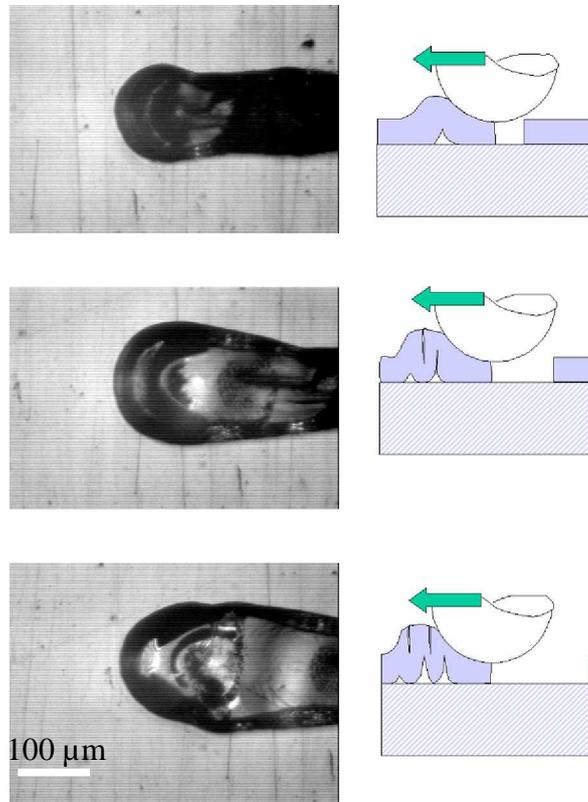


Figure 5.30 : photographie et schéma de la mise à nu du substrat par « plissement de tapis ».

## CONCLUSION

Différentes fissurations ont été rapportées dans ce chapitre pour des matériaux nus ou revêtus. Avec des matériaux nus, l'endommagement apparaît sous le contact. Pour le PMMA, les endommagements sont des fissures ouvertes sous le contact, proche du sommet de la pointe. Pour le CR39, la fissure fermée apparaît sur le bord arrière du contact alors que pour le polycarbonate l'endommagement se situe dans l'aire frontale et correspond à des bandes de cisaillement.

Dans le cas des matériaux revêtus, la fissuration apparaît également sous le contact alors qu'il est admis que la fissure apparaît sur le bord arrière de contact. Un second régime de fissuration a aussi été vu. Des fissures radiales arrière et avant ont été observées, ainsi qu'un endommagement de type poinçonnement.

Trois cinétiques d'écaillage ont également été observées. Les écaillages sont précédés par une fissure initiée sous le contact qui s'agrandit latéralement avant de dépasser la pointe et de générer l'écaille. La qualité de l'adhérence vernis-substrat influence au premier ordre la cinétique de l'écaillage. Un endommagement que nous avons nommé « plissement de tapis » a été remarqué. Le « plissement de tapis » serait observé dans le cas d'un vernis élastoplastique alors que l'écaillage serait vu dans le cas d'un vernis élastique-fragile.

**REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE E**

- [1] J-L. Bucaille, « Simulation numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques » Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (2001).
- [2] B.J. Briscoe, P.D. Evans, S.K. Biwas, S.K. Shinha, Tribology International, **29** (1996) 93.
- [3] B.J. Briscoe, P.D. Evans, E. Pelillo, S.K. Shinha, Wear, **200** (1996) 137.
- [4] B.Y. NI, A. Le Faou, Journal of Materials Science, **31** (1996) 3955
- [5] J. Briscoe, E. Pelillo, S. Shinha, Polymer Engineering and Science, **36** (1996) 2996.
- [6] A.C.M. Yang, T.W. Wu, Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics **35** (1997) 1295.
- [7] M. Wong, A. Moyses, Journal of Materials Science, **39** (2004) 3293.
- [8] V; Jardret, P. Morel, Progress in Organic Coatings, **48** (2003) 322.
- [9] J. Malzbender, G. deWith, Surface and Coating Technology, **154** (2001) 21.
- [10] F. Ramsteiner, T. Jaworek, M. Weber, S. Forster, Polymer Testing, **22** (2003) 439.
- [11] S.L. Zhang, K. Nishizoe, Tribology Letters, **16** (2004) 73.
- [12] J. Douce, J.P. Boilot, J. Biteau, L. Scodellaro, A. Jimenez, Thin Solid Film, Article in Press (2004).
- [13] Hamilton G.M., Goodman L.E., Journal of Applied Mechanics, **33** (1966) 371.
- [14] O'Sullivan T.C., King R.B., Journal of Tribology **110** (1988) 235.

**CHAPITRE F**  
**FISSURATION DES VERNIS**

**CHAPITRE F : FISSURATION DES VERNIS**

**INTRODUCTION .....113**

**1. INFLUENCE DE LA RUGOSITE DE LA POINTE SUR LES FISSURES .....113**

**2. ANALYSE DE LA TENUE D’UN VERNIS ANTI-RAYURE.....114**

2.1. TRANSITION ENTRE UN SILLON LISSE ET UN SILLON FISSURE..... 114

2.2. COEFFICIENT DE FROTTEMENT ..... 115

2.3. DISTANCE ENTRE DEUX FISSURES..... 116

2.3.1. Influence de la vitesse de glissement..... 116

2.3.2. Influence de la pression de contact..... 116

2.3.3. Influence de la largeur de contact..... 117

2.3.4. Influence de l’épaisseur ..... 118

2.4. LOCALISATION DE LA FISSURE ..... 121

2.5. INFLUENCE DE L’ADHERENCE ENTRE LE VERNIS ET LE SUBSTRAT ..... 121

2.5.1. Endommagement..... 121

2.5.2. Pression de contact ..... 122

2.5.3. Largeur de transition sillon lisse fissuré ..... 123

**3. SECOND REGIME DE FISSURATION.....123**

**CONCLUSION.....125**

**REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE F .....127**

## INTRODUCTION

La tenue des vernis est souvent quantifiée par une technique de "scratch test" consistant à rayer, à vitesse constante, la surface du revêtement avec une pointe de géométrie définie. La charge appliquée augmente par palier ou de façon continue. Celle qui génère le premier endommagement du vernis (fissuration ou écaillage) est désignée par charge critique. La majorité des modèles existants relie la tenue des vernis à une charge critique. Les modèles récents pour analyser la rupture lors des contacts sont des développements de travaux menés dans les années soixante.

Pour des matériaux non revêtus, Frank et Lawn [1] ont supposé que la fissuration était reliée à la contrainte de traction existant sur la circonférence du contact. Veldkamp et al.[2] ont relié la force tangentielle à la géométrie des fissures et à la ténacité du matériau. Malzbender et al. [3] ont relié la charge normale critique à la ténacité et à la traction agissant sur le bord de contact.

Pour des matériaux revêtus, Hintermann et al. [4] proposent une relation entre la charge normale et la contrainte de cisaillement interfaciale, tandis que Burnett et al. [5] proposent de relier l'énergie de rupture à la charge critique et à la largeur du sillon laissé pour des vernis de faibles épaisseurs. Bull et al. [6] et Thouless [7] pensent que le vernis est rompu sous l'action des contraintes de compression existant à l'avant du contact. Malzbender et al.[8] donnent une relation entre l'énergie de création de surface et la géométrie de l'écaille.

Tous ces auteurs supposent que le premier endommagement apparaît devant la pointe ou à l'arrière et cherchent à comprendre les raisons des endommagements sans comprendre les raisons du succès de ces vernis. De plus comme les propriétés des polymères sont thermiquement activées, une simple valeur de charge critique ne peut pas prédire le comportement global d'un couple vernis substrat. Il est donc nécessaire d'établir un critère de qualification de la tenue d'un vernis, robuste vis-à-vis de la dépendance à la température et à la vitesse.

### 1. INFLUENCE DE LA RUGOSITE DE LA POINTE SUR LES FISSURES

Comme cela a été vu au chapitre 3, la rugosité de la pointe joue un grand rôle sur la recouvrance du sillon. Voyons à présent l'influence de cette rugosité sur la fissuration des vernis anti-rayure. Nous avons effectué des essais de glissement rayure sur du CR39 revêtu d'un vernis OA20. L'épaisseur du vernis est comprise entre 0.43 et 4.35 $\mu\text{m}$ . La Figure 6.1 montre l'aire de contact et le début de vie du sillon fissuré laissé après le passage de la pointe.

Dans ces essais, la pointe a un rayon de courbure de 110 $\mu\text{m}$  et une rugosité  $R_t$  de 2.5 $\mu\text{m}$ . La vitesse de glissement comme la force normale imposée sont comparables. Sur cette Figure 6.1 nous voyons que les fissures ne sont pas continues et qu'elles sont fractionnées, excepté sur la dernière photographie. Ce fractionnement de la fissure est lié au nombre de rugosités "actives" c'est à dire qui génèrent les micro-sillons qui bloquent la recouvrance du sillon.

Pour que la fissure soit continue (fissure en générale qualifiée de Hertzienne), il faut que l'épaisseur du vernis soit supérieure à la rugosité de la pointe.

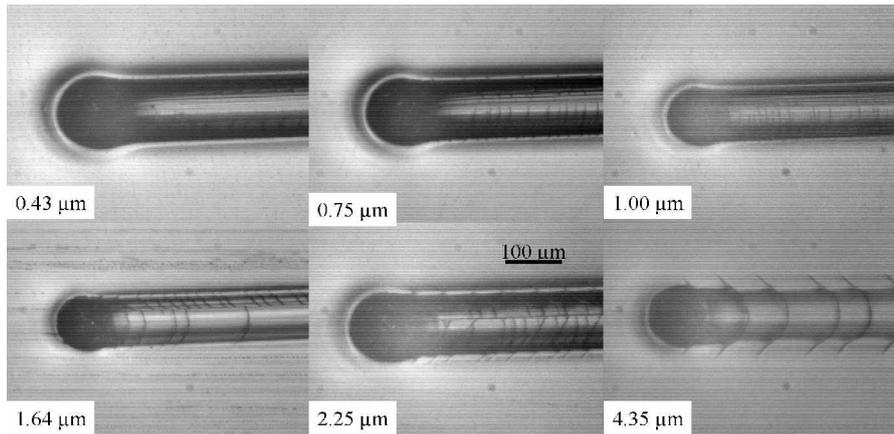


Figure 6.1 : influence de la rugosité de la pointe sur la fissuration. Essai réalisé avec la pointe de  $110\mu\text{m}$  de rayon de rugosité  $R_t = 2.5\mu\text{m}$ .

## 2. ANALYSE DE LA TENUE D'UN VERNIS ANTI-RAYURE

### 2.1. Transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré

Nous utiliserons la possibilité in-situ offerte par notre dispositif expérimental pour chercher un critère décrivant la fragilité du vernis. Que la pointe soit lisse ou qu'elle soit rugueuse tout endommagement d'un vernis commence par une fissure. Il est donc nécessaire d'établir un critère de qualification de la tenue des vernis robuste vis-à-vis de la dépendance à la température et à la vitesse du substrat. La Figure 6.2 présente une transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré. Cette transition est obtenue en augmentant la vitesse de glissement après avoir commencé l'essai avec une charge normale suffisante pour générer des fissures à basse vitesse. Quand la vitesse de glissement augmente, la pression de contact s'accroît et l'aire de contact donc la largeur de contact diminue. Ces essais ont été réalisés à l'aide de la pointe sphérique de  $240\mu\text{m}$  de rayon. L'épaisseur du vernis est de  $1.64\mu\text{m}$ . La force normale est constante.

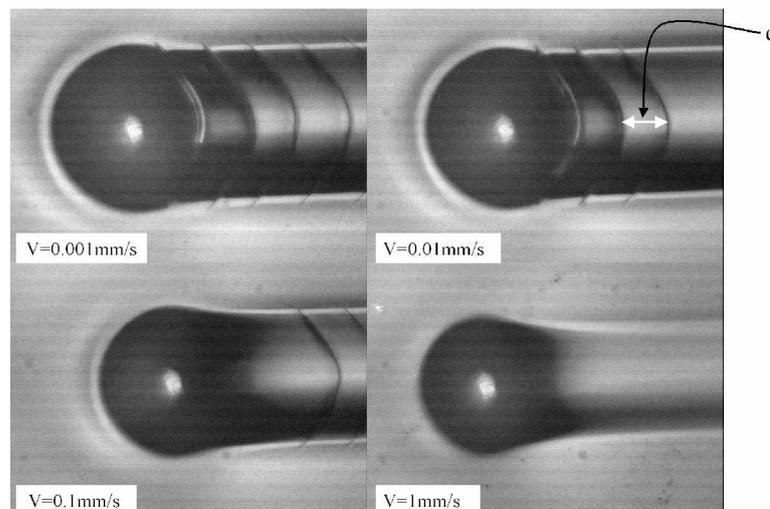


Figure 6.2 : transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré franchie en augmentant la vitesse de glissement. ( $R = 240\mu\text{m}$  et  $e = 1.64$ )

Le frottement, le module d'élasticité, la contrainte seuil d'écoulement plastique et le rayon de la pointe sont des paramètres qui peuvent varier au cours de l'essai. Ces grandeurs ne sont pas toutes indépendantes les unes des autres.

## 2.2. Coefficient de frottement

La Figure 6.3 présente l'évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de la vitesse de glissement pour des essais réalisés sur du CR39 revêtu d'un vernis de  $5.32\mu\text{m}$  d'épaisseur. Ces essais ont été réalisés à température ambiante ( $25^\circ\text{C}$ ) pour différentes charges normales. A partir de ces essais il est possible d'envisager une frontière entre sillon lisse et sillon fissuré. Une bonne corrélation entre l'évolution du frottement apparent et la présence de fissure est peut être envisagée, mais des essais réalisés avec la pointe de  $116\mu\text{m}$  mettent à mal cette perspective. La Figure 6.4 présente l'évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de la vitesse de glissement. Ces essais ont été réalisés avec des charges normales de 1.7 et 2.0 N sur un matériau revêtu d'un vernis de  $4.7\mu\text{m}$  d'épaisseur. Il est à noter qu'un critère basé sur le frottement apparent est extrêmement sensible aux variations de frottement local. Ces variations de frottement local sont dues à la difficulté de nettoyer une surface de polymère sans la dégrader .

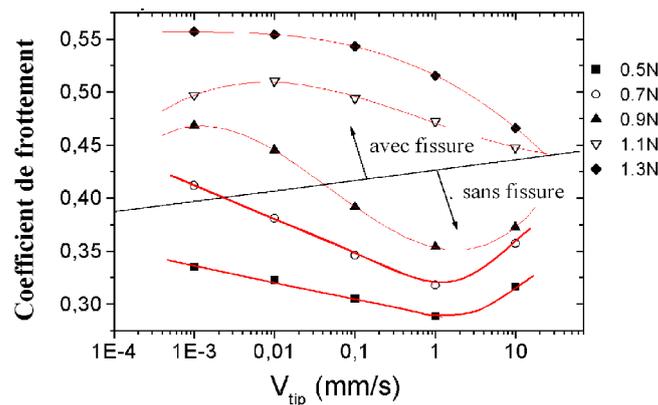


Figure 6.3 : évolution du coefficient de frottement apparent en fonction de la vitesse de glissement.

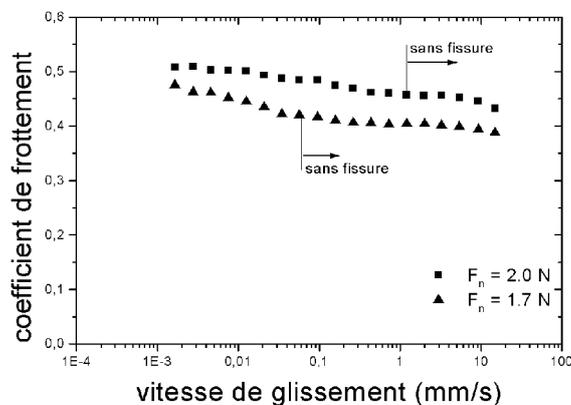


Figure 6.4 : évolution du coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement. La pointe de  $116\mu\text{m}$  a été utilisée.

Le frottement apparent ne présente pas la même évolution que dans le cas précédent : il reste quasiment constant. Dans le même temps, nous observons une transition entre sillon lisse et sillon fissuré. Il n'y a pas de relation évidente entre frottement apparent et apparition de fissure. En d'autres termes, l'évolution du frottement apparent ne permet pas de prévoir l'apparition des fissures. Lors de la fissuration deux nouveaux paramètres sont mesurables : la longueur des fissures et la distance entre deux fissures (Figure 6.2). La longueur de la fissure varie beaucoup alors que la distance entre deux fissures est très régulière. C'est ce paramètre qui va être analysé.

### 2.3. Distance entre deux fissures

#### 2.3.1. Influence de la vitesse de glissement.

Lors d'un essai la vitesse de glissement varie sur quatre décades (de 0.001 à 15 mm/s). La Figure 6.5 présente l'évolution de l'inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la vitesse de glissement. Ces essais ont été réalisés à l'aide de la pointe de 116 $\mu\text{m}$  de rayon. L'échantillon testé est un CR39 revêtu de 4.97 $\mu\text{m}$  de vernis OA20. Des forces normales de 1.7 et 2.0 N sont appliquées. Nous remarquons que la transition sillon fissuré – sillon lisse apparaît pour des vitesses supérieures si la charge normale croît.

La vitesse de glissement n'est pas un paramètre pertinent de l'analyse.

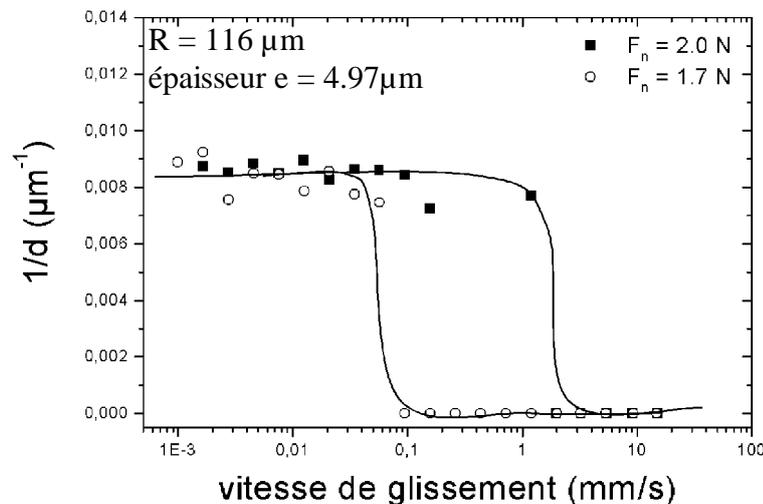


Figure 6.5 : inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la vitesse de glissement.

#### 2.3.2. Influence de la pression de contact

La Figure 6.6 présente l'évolution de l'inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la pression de contact. Ces essais ont été réalisés à l'aide de la pointe de 110 $\mu\text{m}$  de rayon à température ambiante et pour des forces normales comprises entre 0.5 et 1.3N. Quand la vitesse de glissement augmente, la pression de contact s'accroît et l'aire de contact diminue.

Les fissures apparaissent pour des valeurs de pression de contact différentes. La pression de contact n'est pas un paramètre pertinent pour prévoir l'apparition de la fissure. Il faut donc analyser un dernier paramètre qui varie au cours de l'essai : la largeur de contact.

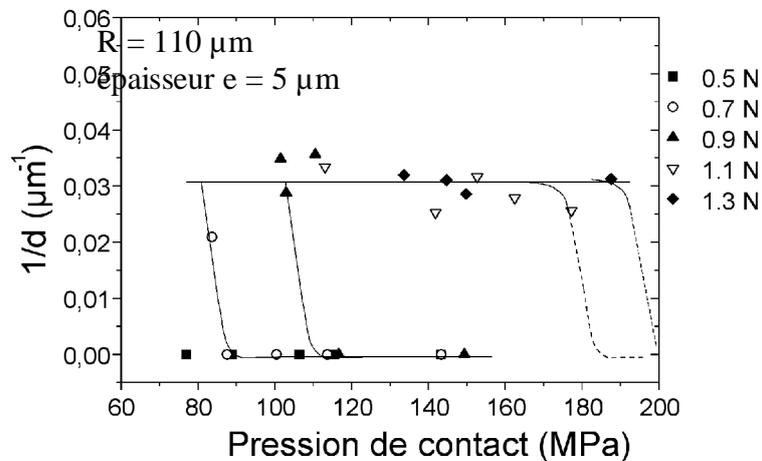


Figure 6.6 : inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la pression de contact.

### 2.3.3. Influence de la largeur de contact

Pour un rayon de pointe donné, la transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré est toujours observée pour une même largeur de contact. La Figure 6.7 présente l'inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la largeur de contact. Ces essais ont été réalisés à l'aide de la pointe sphérique de  $116 \mu\text{m}$  sur un échantillon (CR39) revêtus de d'OA20 (épaisseur de  $5 \mu\text{m}$ ) à température ambiante ( $25^\circ\text{C}$ ). Nous constatons que les fissures sont générées pour une même largeur de contact quelle que soit la charge normale : on peut donc clairement dissocier le domaine d'apparition des fissures de celui du sillon lisse.

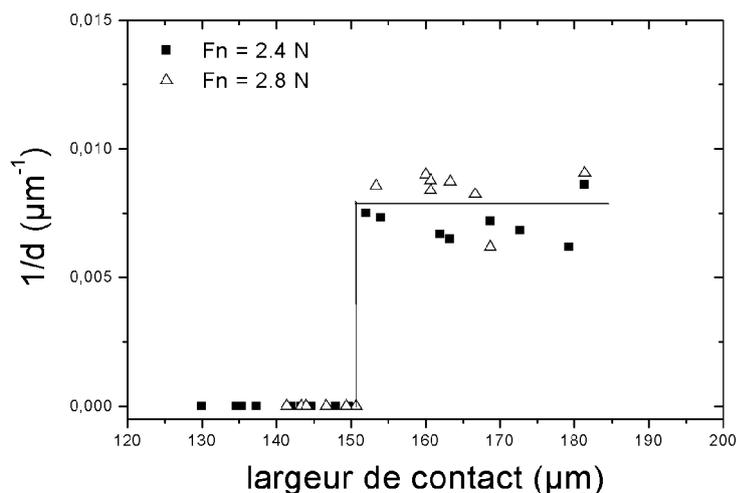


Figure 6.7 : inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la largeur de contact pour des essais réalisés avec la pointe sphérique de  $116 \mu\text{m}$ , épaisseur du vernis  $5 \mu\text{m}$ .

La Figure 6.8 présente l'inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la largeur de contact pour toutes les données expérimentales obtenues sur un revêtement de  $5\mu\text{m}$  d'épaisseur sollicité à l'aide de la pointe sphérique de  $110\mu\text{m}$ . Ces essais ont été réalisés à différentes charges normales ( $0.5 < F_n < 1.3\text{N}$ ), à différentes vitesses de glissement et à différentes températures comprises entre  $25$  et  $80^\circ\text{C}$ . Quelle que soit la température, la transition apparaît toujours pour la même largeur de contact, pour une épaisseur de revêtement donnée. Par contre lorsque la température augmente, la distance entre deux fissures augmente. Les fissures sont plus longues pour les températures élevées et comme la fissure suivante naît après l'arrêt de la propagation de la précédente, la distance entre deux fissures augmente.

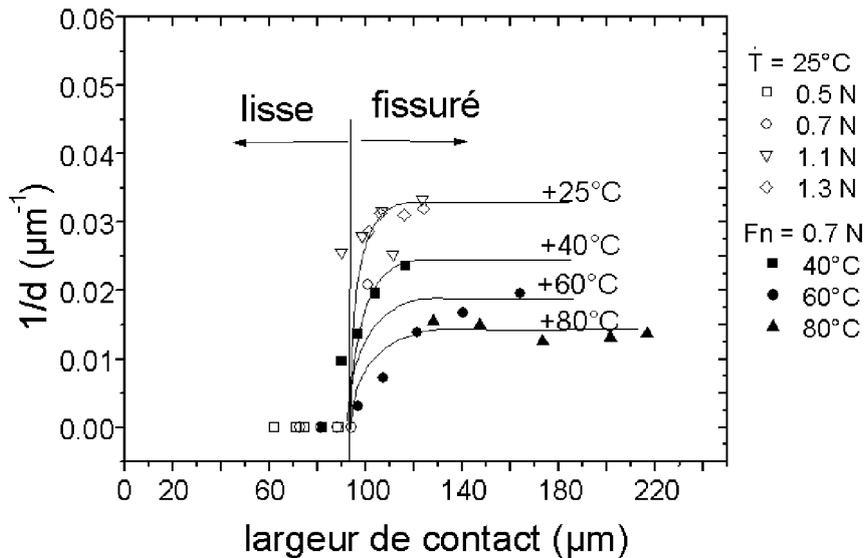


Figure 6.8 : inverse de la distance entre deux fissures en fonction de la largeur de contact pour des essais réalisés avec la pointe sphérique de  $110\mu\text{m}$ . L'épaisseur ( $e$ ) du vernis est de  $5\mu\text{m}$ .

La déformation dans le contact est proportionnelle au rapport entre le rayon de contact et le rayon de la pointe. La largeur de contact normée par le rayon de la pointe est donc représentative d'une déformation dans le contact. Cette largeur de contact normée peut devenir un critère permettant de classer la fragilité d'un revêtement (toutes les autres conditions géométriques étant égales par ailleurs). Il faut donc regarder l'influence de l'épaisseur sur cette déformation critique.

#### 2.3.4. Influence de l'épaisseur

Plusieurs épaisseurs de vernis ont été testées pour étudier l'influence de cette grandeur sur l'apparition des fissures et sur la distance moyenne entre deux fissures. Ces revêtements ont une épaisseur de  $0.43$ ,  $0.55$ ,  $0.75$ ,  $1.00$ ,  $1.64$  et  $2.25\mu\text{m}$ . Ces échantillons ont été rayés à l'aide des pointes sphériques de  $110$ ,  $116$  et  $240\mu\text{m}$ . La Figure 6.9 présente l'évolution de largeur de contact normée par le rayon de la pointe en fonction de l'épaisseur du vernis. Cette largeur de transition augmente quand l'épaisseur du vernis augmente sauf pour les essais réalisés à l'aide de la pointe dite rugueuse de  $110\mu\text{m}$  de rayon et de rugosité de  $2.5\mu\text{m}$ . Dans ce dernier cas la largeur de transition reste quasiment constante.

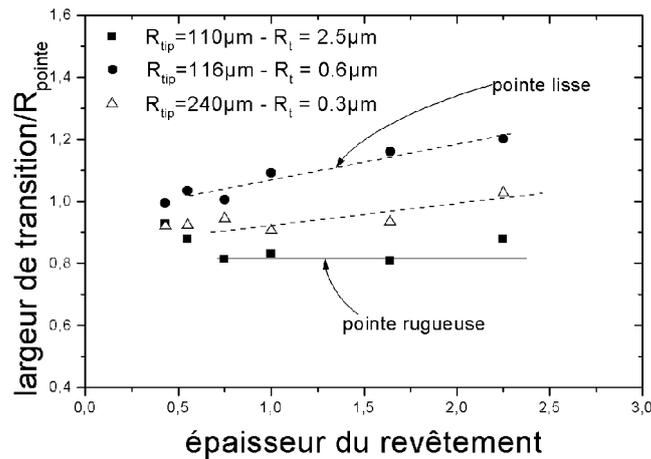


Figure 6.9 : évolution de la largeur de transition sillons lisse/fissuré en fonction de l'épaisseur du revêtement.

La Figure 6.10 montre l'évolution de la distance moyenne entre deux fissures en fonction de l'épaisseur du revêtement. Ces distances ont été mesurées à partir des essais réalisés sur différentes épaisseurs de vernis décrits ci-dessus. La distance moyenne entre deux fissures augmente avec l'épaisseur du vernis. Cette augmentation est plus rapide et n'est pas linéaire dans le cas des essais réalisés à l'aide des pointes de 116 et 240µm. Elle est constante dans le cas des essais réalisés avec la pointe rugueuse (110µm). Cette distance dépend de l'épaisseur du revêtement à condition que ce vernis soit plus épais que la rugosité de la pointe.

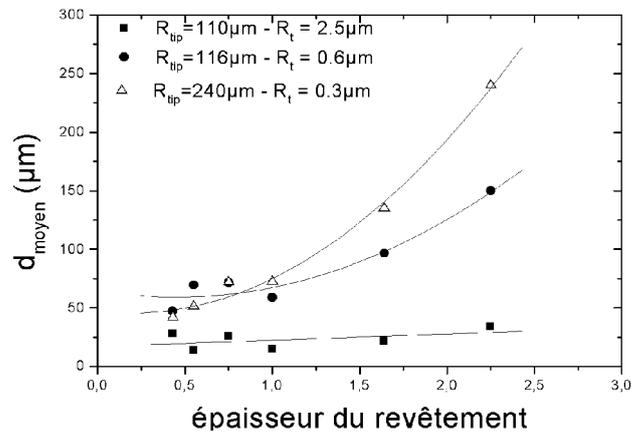


Figure 6.10 : évolution de la distance moyenne entre deux fissures en fonction de l'épaisseur du vernis.

La Figure 6.11 présente les caractéristiques géométriques du contact. Deux échelles de longueur caractéristiques sont présentes :

- Une échelle macroscopique, qui est l'échelle de la mécanique du contact, principalement le rayon de contact ( $a$ ) et le rayon de la pointe sphérique ( $R_{\text{pointe}}$ ). Les

paramètres mécaniques associés sont la déformation, la vitesse de déformation moyenne et la pression de contact.

- Une échelle microscopique ou échelle locale : principalement deux paramètres géométriques, l'épaisseur du vernis ( $e$ ) et la rugosité de la pointe  $R_t$ .

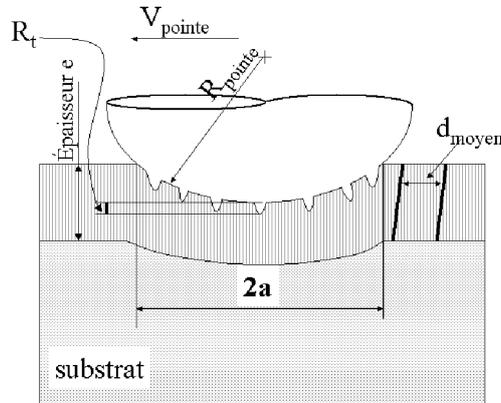


Figure 6.11 : paramètres géométriques de la pointe et du contact.  $d_{moyen}$  correspond à la distance moyenne entre deux fissures.

Lors des endommagements des vernis, ces deux échelles interagissent. La Figure 6.12 montre l'influence entre l'épaisseur du vernis et la rugosité de la pointe. La distance entre deux fissures n'augmente que si ce rapport est supérieur à 1. En deçà de 1, c'est la rugosité de la pointe qui contrôle la périodicité des fissures parce la rugosité de la pointe agit comme une composante mécanique du frottement moyen local et tend à favoriser l'apparition de la fissure. Au-delà de 1, la périodicité est fonction de l'épaisseur du vernis. Cette distance entre deux fissures ne doit pas augmenter indéfiniment. Elle doit être bornée par une fonction de largeur de contact.

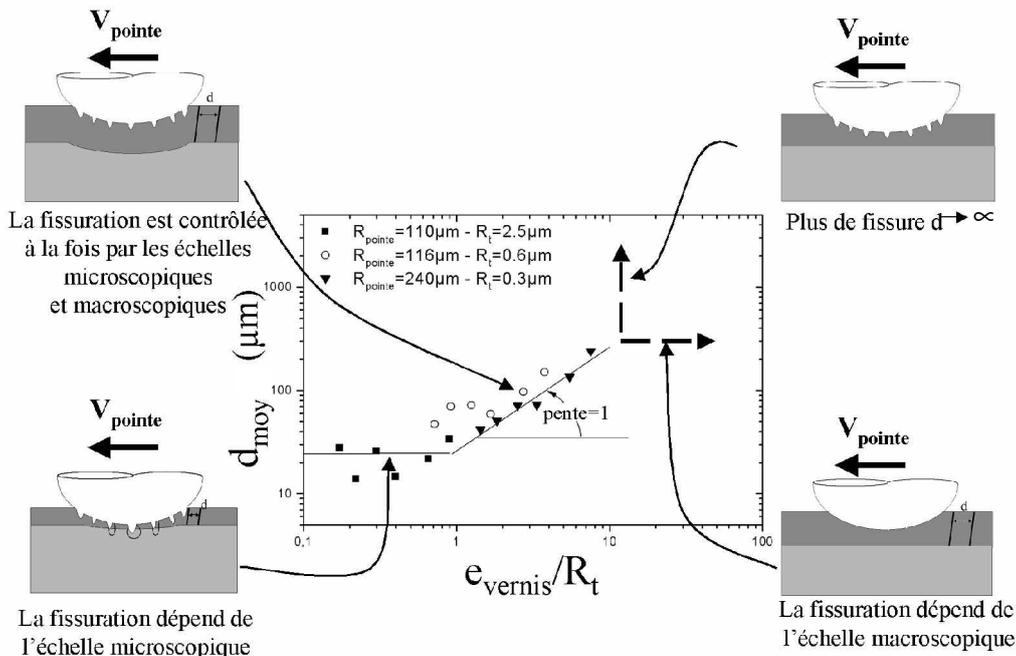


Figure 6.12 : courbe maîtresse de la distance entre deux fissures en fonction du rapport entre l'épaisseur du vernis et la rugosité de la pointe. La pente de 1 est un guide visuel.

## 2.4. Localisation de la fissure

Dans le cas de contact élastique glissant et frottant, le bord arrière du contact est soumis à une contrainte de traction dont une part provient du champ de pression (solution élastique sans frottement) et une part du champ de scission. Il est admis que les fissures sont générées sur le bord arrière du contact dues à cette contrainte de traction. Hamilton et Goodman [9] ont donné une solution analytique à ce problème dans le cas de matériaux massifs et, O'sullivan et King [10] ont donné la solution dans le cas de matériaux revêtus, tant que les déformations restent élastiques.

Nous avons observé expérimentalement que la fissure apparaissait sous le contact mais pas sur le bord arrière de contact (Figure 6.13). Ces essais ont été réalisés sur un revêtement de  $2.25\mu\text{m}$  d'épaisseur à l'aide de pointe de  $116\mu\text{m}$ .

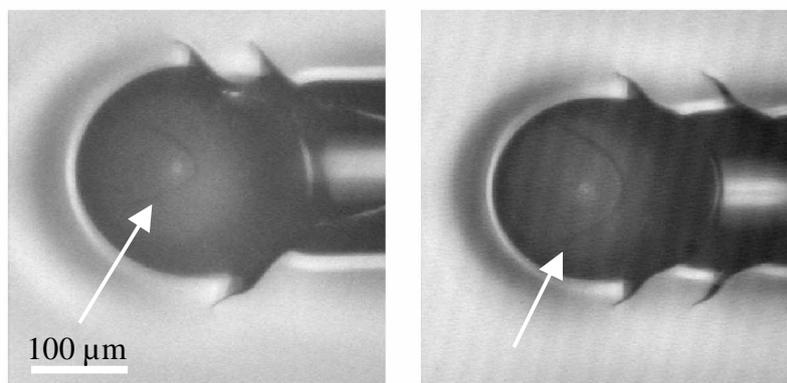


Figure 6.13 : photographies montrant la fissure sous le contact. A gauche épaisseur du vernis  $4.97\mu\text{m}$ , à droite épaisseur du vernis  $4.68\mu\text{m}$ .

## 2.5. Influence de l'adhérence entre le vernis et le substrat

Des échantillons revêtus ayant différents niveaux d'adhérence ont été testés. Ces échantillons ont été fournis par Essilor Int. qui caractérise ces adhérences de mauvaise, moyenne et bonne. Ces trois échantillons sont constitués de CR39 revêtus d'un vernis OA20 de  $4.96\mu\text{m}$  d'épaisseur. Ils ont été testés à température ambiante avec la pointe sphérique de  $116\mu\text{m}$ .

### 2.5.1. Endommagement

Nous avons regardé les différents endommagements obtenus sur ces échantillons. Les fissures générées lors des essais sur l'échantillon présentant la mauvaise adhérence sont différentes des fissures obtenues avec les deux autres niveaux d'adhérence. La Figure 6.14 montre des photographies de l'aire de contact et des fissures présentes dans le sillon. Les échantillons ayant une moyenne et bonne adhérence ont des fissures radiales avec changement de direction. L'échantillon considéré comme ayant une mauvaise adhérence présente quant à lui des fissures radiales avec un décollement latéral du vernis. Ces essais ont été réalisés pour des charges normales aux alentours de 2N. Les pressions de contact ont été étudiées.

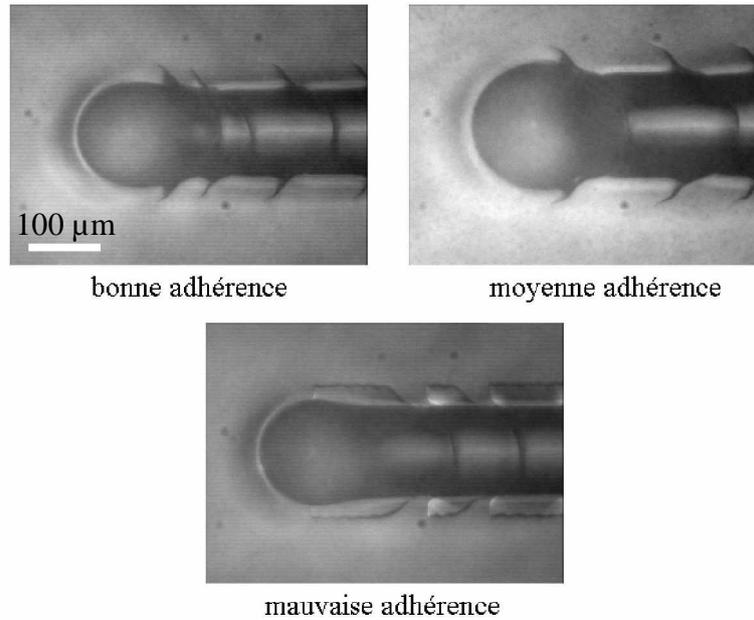


Figure 6.14 : endommagements obtenus sur des échantillons présentant des niveaux d'adhérence différents.

### 2.5.2. Pression de contact

La Figure 6.15 présente l'évolution de la pression de contact en fonction de la vitesse de déformation. Ces essais ont été réalisés à l'aide d'une pointe sphérique de  $116\mu\text{m}$ . Les charges normales de 1.8, 2.45 et 1.7N ont été utilisées respectivement avec les adhérences mauvaise, moyenne et bonne. La pression de contact est quasiment identique quelque soit le niveau d'adhérence. L'évolution de la pression de contact en fonction de la vitesse de déformation ne dépend pas du niveau d'adhérence entre le vernis et le substrat.

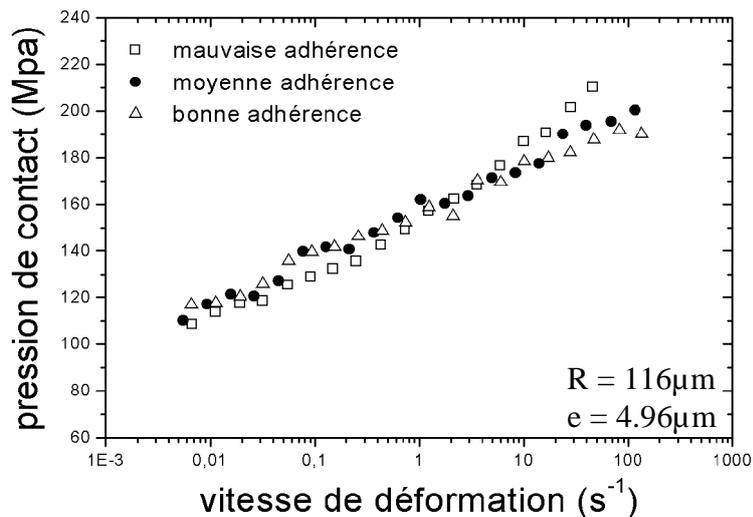


Figure 6.15 : évolution de la pression de contact en fonction de la vitesse de déformation pour trois niveaux d'adhérence.

### 2.5.3. Largeur de transition sillon lisse fissuré

Nous avons cherché les largeurs de transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré pour les trois échantillons. L'épaisseur du revêtement des ces trois échantillons est de  $4.96\mu\text{m}$ . La Figure 6.16 présente les valeurs de largeur de transition obtenues pour les trois niveaux d'adhérence. Nous remarquons que pour les adhérences dites mauvaise et bonne, la fissure est générée pour la même largeur de transition, alors que pour le niveau moyen, elle apparaît pour une largeur de transition plus importante. Nous aurions pu penser que les fissures obtenues sur l'échantillon ayant une bonne adhérence apparaissent pour une plus grande largeur de transition. Ainsi ceci nous laisse considérer que l'apparition de la fissure est relativement indépendante du niveau d'adhérence. Nous pouvons donc penser qu'il n'y a pas d'apparition de fissure à l'interface avec le substrat.

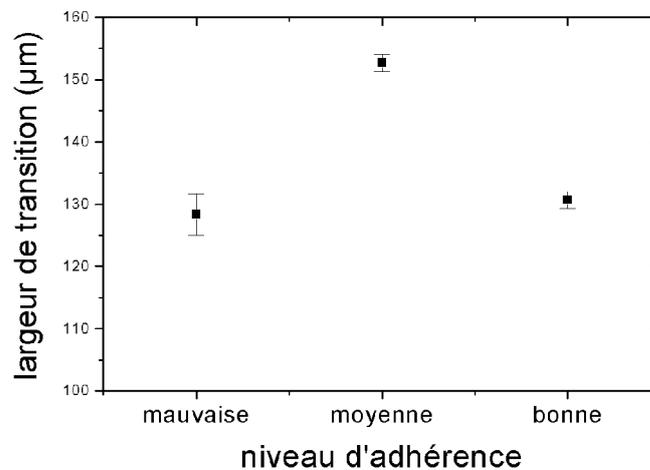


Figure 6.16 : largeur de transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré en fonction du niveau d'adhérence. 2 ou 3 séries d'essais ont été réalisées par niveau d'adhérence.

Nous avons également étudié l'influence de l'adhérence sur la distance moyenne entre deux fissures sur les trois échantillons. La distance moyenne entre deux fissures pour les moyenne et bonne adhérences sont respectivement de  $131\mu\text{m}$  et de  $125\mu\text{m}$ . Pour l'échantillon de mauvaise adhérence, la périodicité des fissures est altérée et la distance entre deux fissures est plus ou moins grande. L'adhérence a une influence sur la longueur des fissures. Une fissure naît après l'arrêt de la précédente et comme pour une adhérence faible il y a allongement des fissures (Figure 6.14), la distance entre deux fissures augmente. Ceci est moins marqué pour les adhérences moyenne et bonne.

## 3. SECOND REGIME DE FISSURATION

Lors de nos essais sur des échantillons revêtus ayant une épaisseur de vernis comprise entre  $0.43$  et  $4.96\mu\text{m}$ , nous avons observé un second régime de fissuration. Cette fissuration est caractérisée par l'apparition d'une fissure parallèle au bord de contact. Elle se superpose à celle du "premier régime". La Figure 6.17 montre une photographie de ce second régime de fissure. Ces essais ont été réalisés à l'aide de la pointe sphérique de  $116\mu\text{m}$ , à température et

vitesse constantes. La force normale a été augmentée par palier entre 1 et 3.5N. Nous avons répété les essais pour trois vitesses différentes : 0.001, 0.01 et 0.1 mm/s.

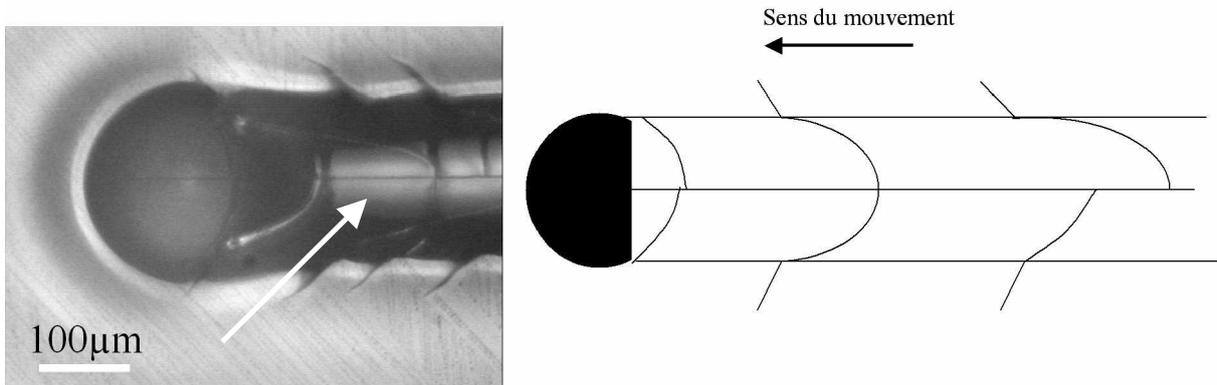


Figure 6.17 : photographie et schéma du second régime de fissuration caractérisé par une fissure parallèle au bord du sillon.

Lors de ces essais nous sommes partis d'un sillon lisse pour aboutir à un sillon fissuré. Nous avons donc franchi les deux transitions, celle entre un sillon lisse et un sillon fissuré et celle entre le premier et le second régime de fissuration. Ce second régime de fissuration est apparu pour la même largeur de contact quelle que soit la vitesse de rayage. La Figure 6.18 présente la largeur de transition en fonction de l'épaisseur du vernis pour les trois vitesses de sollicitation. La transition entre le sillon lisse et le sillon fissuré ainsi que celle entre le premier et second sont représentées sur cette courbe.

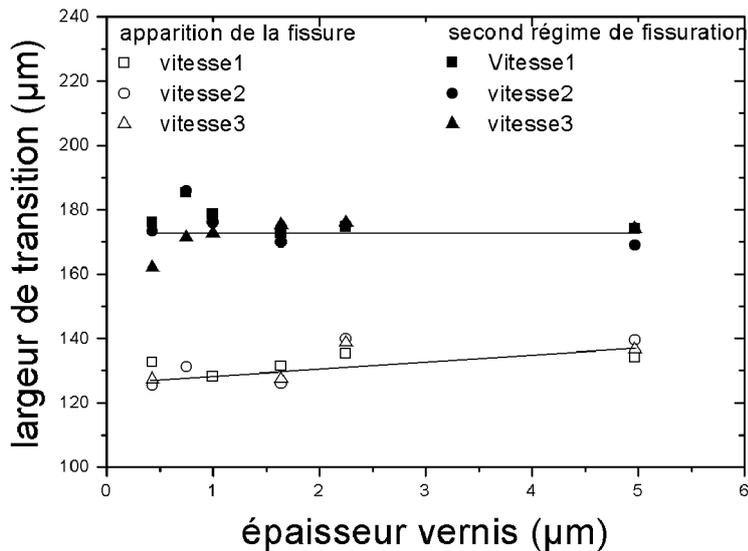


Figure 6.18 : évolution de la largeur de transition pour les deux régimes de fissuration en fonction de l'épaisseur du vernis. (Pointe de 116µm de rayon  $R_t = 0.6\mu\text{m}$ )

Comme précédemment nous observons une augmentation de la largeur de transition entre le sillon lisse et le sillon fissuré en fonction de l'épaisseur du vernis. Le second régime de fissure apparaît pour la même largeur de transition quel que soit l'épaisseur du vernis. Les fluctuations des largeurs de transition observées avec les vernis inférieurs à  $1\mu\text{m}$  d'épaisseur sont sûrement dues à la rugosité de la pointe qui est de l'ordre de  $0.6\mu\text{m}$ . Des essais semblables ont été réalisés avec la pointe de  $200\mu\text{m}$  de rayon qui a une rugosité quadratique moyenne de  $0.08\mu\text{m}$ . Toutes les épaisseurs de vernis n'ont pas été testées, le premier régime de fissuration n'a été étudié avec cette pointe. Comme pour l'autre pointe, le second régime apparaît pour la même largeur de contact pour toutes les épaisseurs de vernis testées. De plus en normant ces largeurs de contact par le rayon de la bille, le second régime apparaît pour le même rapport largeur de contact/rayon de la pointe, donc pour la même déformation quel que soit l'épaisseur du revêtement. La Figure 6.19 présente ce résultat.

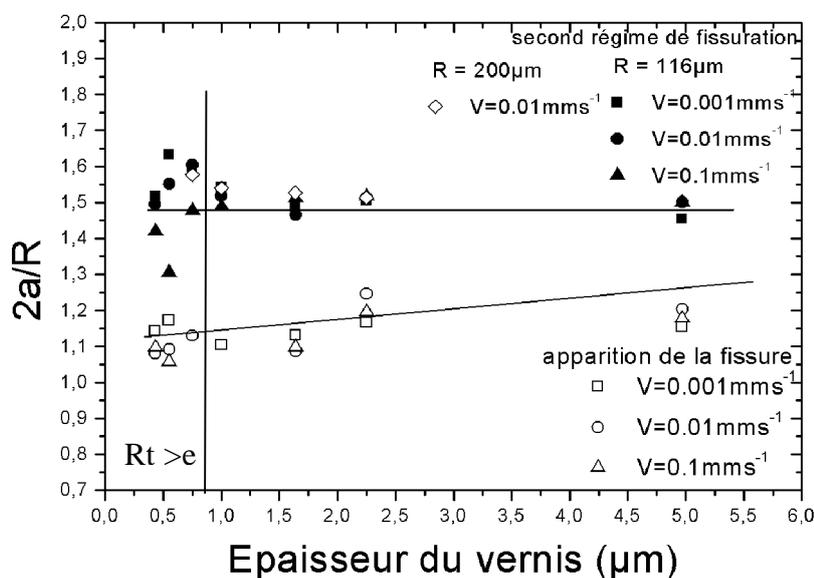


Figure 6.19 : évolution du rapport entre la largeur de contact et le rayon de la pointe en fonction de l'épaisseur du revêtement pour les deux régimes de fissuration.

## CONCLUSION

Ces essais ont permis de montrer l'influence de la rugosité de la pointe sur la fissuration. La fragmentation des fissures est fonction du rapport entre l'épaisseur du vernis et la rugosité de la pointe. Ces essais ont également montré que l'apparition de la fissure est associée à un niveau critique de déformation. Ce niveau critique augmente avec l'épaisseur du revêtement mais à condition qu'elle soit supérieure à la rugosité de la pointe. Dans le cas contraire c'est la rugosité qui gouverne la fissuration. De plus le rapport entre l'épaisseur du vernis et la rugosité de la pointe est un paramètre qui contrôle la forme et la périodicité des fissures. Il a également été observé que la fissure apparaît sous le contact.

Le comportement mécanique des vernis ne doit donc pas être analysé en terme de charge critique mais en terme de champs de contraintes plus ou moins perturbé par le frottement local entre la pointe et le revêtement.

L'influence de l'adhérence sur l'apparition des fissures a également été étudiée. Il semble que l'apparition de la fissure soit indépendante de l'adhérence entre le vernis et le substrat alors que la distance moyenne entre deux fissures augmente quand le niveau d'adhérence diminue.

Un second régime de fissuration caractérisé par une fissure parallèle aux bords du sillon a été observé. Ce second régime apparaît pour le même rapport largeur de contact/rayon de pointe, donc pour la même déformation, quelles que soient l'épaisseur du revêtement et le rayon de la pointe utilisée.

**REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE F**

- [1] F.C. Frank, B.R. Lawn, Proceedings of the Royal Society Mathematical And Physical Sciences **299** (1967) 291-306.
- [2] J.D.B. Veldkamp, N. Hattu, V.A.C. Snidjers, Fracture Mechanics Of Ceramics **3**, 1978, 273-301.
- [3] J. Malzbender, G. de With, Surface Coatings Technology, **135** (2000) 60-68.
- [4] H. Hintermann, P.Laeng, Materials dev., Conf. Pretoria 8-12 Nov 1982.
- [5] P.J. Burnett, D.S. Rickerby, Thin Solid Film **148** (1987) 403-416.
- [6] S.J. Bull, D.S. Rickerby, A. Matthews, A. Legland, A.R. Pau, J. Valli, Surface Coatings Technology, **36** (1988) 503-517.
- [7] M.D. Thouless, Engineering Fracture Mechanics **61** (1998) 75-81.
- [8] J. Malzbender, G. de With, Surface and Coatings Technology **154** (2002) 21-26.
- [9] Hamilton G.M., Goodman L.E., Journal of Applied Mechanics, **33** (1966) 371-376.
- [10] O'Sullivan T.C., King R.B., Journal of Tribology **110** (1988) 235-240.



**CHAPITRE G**  
**SIMULATION NUMERIQUE ET ANALYSE INVERSE**

**CHAPITRE G : SIMULATION NUMERIQUE ET ANALYSE INVERSE**

<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>131</b>
<b>1. METHODE DE RESOLUTION DU PROBLEME DE CONTACT .....</b>	<b>131</b>
1.1. SOLUTION CLASSIQUE POUR LES DOMAINES INFINIS .....	131
1.2. TRANSFORMATIONS INTEGRALES .....	131
1.3. METHODES NUMERIQUES.....	132
1.3.1. Différences finies .....	132
1.3.2. Eléments finis.....	132
<b>2. BIBLIOGRAPHIE SUR LA MODELISATION PAR ELEMENTS FINIS DU CONTACT.....</b>	<b>132</b>
<b>3. MODELE NUMERIQUE.....</b>	<b>135</b>
3.1. MODELE .....	135
3.1.1. Modèle géométrique .....	135
3.1.2. Conditions aux limites .....	137
3.1.3. Modèles mécaniques.....	137
3.1.4. Chargement .....	137
3.2. VALIDATION DU MODELE .....	138
3.2.1. Massif semi-infini nu.....	138
3.2.2. Configuration bicouche.....	139
<b>4. RESULTATS SUR MATERIAU NON REVETU.....</b>	<b>141</b>
4.1. LOI DE COMPORTEMENT .....	141
4.2. APPARITION DE LA PLASTICITE DANS LES CONTACTS SUR MASSIF NON REVETU ...	141
4.2.1. Influence du coefficient de Poisson.....	144
4.3. PMMA.....	145
4.3.1. Loi de comportement utilisée.....	145
4.3.2. Apparition de la plasticité .....	146
4.3.3. Critère d'endommagement.....	147
4.4. CR39.....	151
4.4.1. Loi de comportement utilisée.....	151
4.4.2. Influence du durcissement sur la plasticité .....	151
4.4.3. Critère d'endommagement.....	152
4.5. POLYCARBONATE.....	154
4.5.1. Loi de comportement utilisée.....	154
4.5.2. Endommagement.....	154
<b>5. RESULTATS SUR MATERIAU REVETU .....</b>	<b>156</b>
5.1. LOIS DE COMPORTEMENT UTILISEES .....	156
5.2. VERNIS ELASTIQUE SUBSTRAT ELASTIQUE PLASTIQUE PARFAIT .....	157
5.2.1. Influence de la plasticité du substrat.....	157
5.2.2. Influence de l'épaisseur du revêtement .....	157
5.2.3. Influence du rapport entre les modules élastiques.....	159
5.2.4. Influence du coefficient de frottement.....	160
5.2.5. Localisation du maximum de la contrainte principale.....	161
5.3. VERNIS ET SUBSTRAT ELASTIQUE PLASTIQUE AVEC DURCISSEMENT .....	164
<b>CONCLUSION.....</b>	<b>166</b>
<b>REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE G .....</b>	<b>167</b>

## INTRODUCTION

Ce chapitre sera consacré à la simulation numérique. Dans un premier temps, après avoir cité les différentes méthodes de résolution du problème de contact, une revue bibliographique des différents modèles utilisant la méthode des éléments finis et les principaux résultats seront donnés. Dans un deuxième temps, une description de notre modèle de contact numérique développé en éléments finis et une validation de celui-ci en comparaison avec les résultats analytiques seront présentées. Dans un troisième temps, nous essayerons à partir des résultats de nos simulations effectuées en configuration mono et bicouche de relier les résultats numériques aux observations expérimentales.

## 1. METHODE DE RESOLUTION DU PROBLEME DE CONTACT

### 1.1. Solution classique pour les domaines infinis

Pour les domaines élastiques considérés comme semi-infinis, c'est à dire pour des rapports entre les dimensions du domaine et l'aire de contact supérieure à 5, Boussinesq [1] résout les équations de Lamé (équations aux dérivées partielles) sous chargement normal par la méthode des potentiels. Cette méthode génère des difficultés car elle conduit à des équations intégrales ou à une minimisation d'une fonctionnelle. Cette méthode des potentiels est limitée au milieu semi-infini et ne peut pas s'appliquer au multicouche.

Quand une des dimensions, l'épaisseur de la couche en général, est du même ordre de grandeur voire petite devant la largeur de contact, l'hypothèse de milieu semi-infini n'est plus valable. Il faut alors utiliser d'autres méthodes qui seront décrites ci-dessous :

- La méthode basée sur les transformations intégrales,
- Les méthodes numériques.

### 1.2. Transformations intégrales

La méthode des transformations intégrales consiste à transformer un système d'équations aux dérivées partielles en un système d'équations différentielles ne dépendant que d'une seule variable. Pour une configuration 3D de mono ou multicouches, l'application d'une double transformée intégrale selon les directions  $x$  et  $y$  aux équations de Lamé permet d'obtenir un système d'équations différentielles dépendant que d'une seule variable  $z$ . Les conditions aux limites sont également transformées et ne dépendent que d'une seule variable ( $z$ ). Le système d'équations obtenu est résolu pour déterminer les déplacements et les contraintes dans l'espace des transformées. Le résultat est soumis à une transformée inverse afin de déterminer les contraintes et déplacements dans l'espace physique (l'espace réel).

Une des difficultés de cette méthode est de calculer les intégrales qui sont généralement effectuées numériquement. L'utilisation de la FFT (Fast Fourier Transform) permet d'améliorer le calcul numérique. Plusieurs auteurs ont utilisé cette méthode, parmi lesquels Floquet [2], Villechaise [3], Leroy [4], Ju et Farris [5], O'Sullivan et King [6] et Plumet [7,8].

### 1.3. Méthodes numériques

Ces méthodes ont l'avantage de pouvoir s'appliquer à des géométries quelconques ainsi qu'à des conditions aux limites variées. Les méthodes les plus employées sont les suivantes :

- les différences finies,
- les éléments finis.

#### 1.3.1. Différences finies

Cette méthode consiste à discrétiser chaque variable en un nombre fini de points. Les équations de Lamé (équations aux dérivées partielles) sont approchées sous forme de différences des variables calculées entre des points consécutifs. L'équation est alors transformée en un système linéaire comportant autant d'équations que de points de discrétisation.

C'est une méthode simple à mettre en œuvre mais le pas de discrétisation doit être choisi de telle façon que la convergence et la stabilité soient assurées. Le maillage ne colle pas parfaitement avec les contours des géométries complexes.

#### 1.3.2. Éléments finis

Cette méthode consiste à découper le domaine étudié en  $N$  domaines élémentaires reliés entre eux par des points appelés nœuds et à résoudre un système de  $N$  équations à  $N$  inconnus. Cette méthode est très utilisée actuellement et est intéressante pour plusieurs raisons :

- la forme et la dimension des éléments de discrétisation peuvent être modifiées pour épouser la géométrie du domaine étudié même si elle n'est pas régulière,
- les conditions aux limites peuvent être définies par morceaux,
- différentes lois de comportement peuvent être utilisées et il est possible d'étudier une configuration à plusieurs couches ayant chacune des lois de comportements différentes.

Un des seuls inconvénients est l'allongement du temps de calcul pour les couches de faible épaisseur dues à la finesse du maillage.

Plusieurs méthodes sont donc disponibles pour calculer le champ de contraintes dans un problème de contact (monocouche ou bicouche). Nous avons choisi et utilisé la méthode des éléments finis pour la facilité de mise en œuvre, la possibilité d'étudier et de prendre en compte la plasticité et pour les nombreuses lois de comportement que nous pouvons utiliser.

## 2. BIBLIOGRAPHIE SUR LA MODELISATION PAR ELEMENTS FINIS DU CONTACT

De nombreux auteurs ont développé des modèles en éléments finis pour simuler et modéliser l'essai de glissement et de rayure.

Schwarzer et al. [9] et Tang et al. [10] ont comparé la méthode des éléments finis à la méthode analytique. Ils observent une bonne concordance des résultats obtenus à l'aide des deux méthodes dans le domaine élastique. L'avantage de la méthode des éléments finis est de prendre en compte la plasticité.

D'autres auteurs ont surtout regardé l'influence des différents paramètres ajustables (coefficient de frottement, modules des différentes couches ...) sur les contraintes. Djabella et Arnell [11], à l'aide de leur méthode 2D en déformation plane, ont regardé l'influence du coefficient de frottement et du rapport entre le module élastique du revêtement et celui du substrat sur la contrainte en tension maximale. Celle-ci augmente quand le coefficient de frottement et le rapport entre les modules augmentent. Ils observent la même tendance avec la contrainte de cisaillement interfaciale mais avec la seule différence que cette augmentation de contrainte est moins marquée quand l'épaisseur du revêtement augmente.

Subhash et Zhang [12] ont regardé l'influence de l'angle du cône  $\theta$  et du coefficient de frottement à l'interface entre la pointe et le matériau non revêtu sur les forces tangentielles et normales. Ils observent une augmentation de la force tangentielle avec l'augmentation de l'angle du cône et du coefficient de frottement interfacial alors que la force normale augmente avec l'angle du cône mais diminue quand le coefficient diminue.

Djabella et Arnell [13-15] ont également étudié l'influence du nombre de couches (1 à 4 couches). Ils observent une augmentation de la contrainte de cisaillement en surface quand le coefficient de frottement augmente ou quand l'épaisseur du revêtement diminue. Ils affirment également qu'il est préférable, en terme d'endommagement, d'utiliser un système multicouche (avec  $E_{v4} > E_{v3} > E_{v2} > E_{v1}$ ) plutôt qu'un revêtement bicouche qui aurait la même épaisseur totale de revêtement que celle du multicouche et le même rapport de module élastique entre le substrat et la couche immédiatement au-dessus, c'est à dire le même rapport  $E_s/E_{v1}$  dans les deux configurations (Figure 7.1).

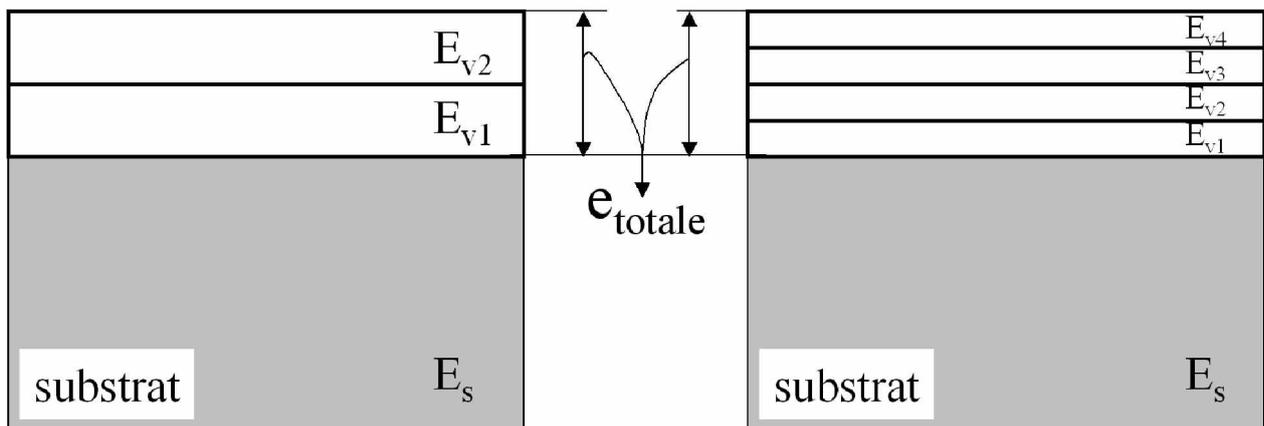


Figure 7.1 : Modèles de bicouche et de multicouche utilisé par Djabella et Arnell [15]. L'épaisseur totale des revêtements est identique et le rapport entre le module du substrat et la couche immédiatement au-dessus est identique.

Gong et Komvopoulos [16] ont étudié l'influence de la topographie de la surface du matériau sur la contrainte maximale. Une aspérité sphérique est enfoncée et glisse sur la surface. Le rayon de contact est supérieur à  $c$ . Ils ont considéré deux sortes de surface : une sinusoïdale et une carré (Figure 7.2). Ils affirment que la contrainte maximale de tension augmente quand le rapport entre l'amplitude et la longueur d'onde ( $\delta/\lambda$ ) ou le rapport entre la largeur et la hauteur ( $b/c$ ) augmente et que la déformation plastique augmente quand ces rapports diminuent.

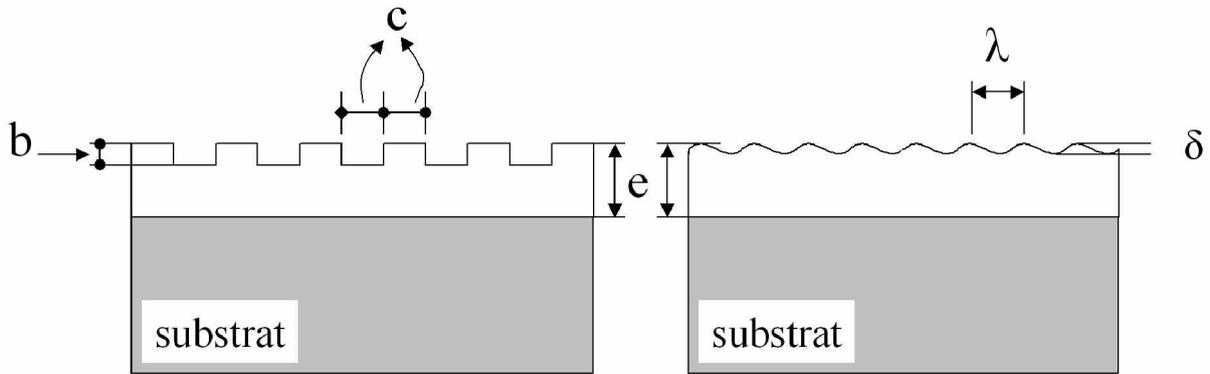


Figure 7.2 : schémas des profils de revêtements et paramètres géométriques utilisés par Gong et Komvopoulos ([16]).

Dongfeng et Koji [17] en configuration 2D ont examiné l'apparition de la plasticité en fonction du coefficient de frottement et du rapport entre le module élastique du revêtement et celui du substrat. A partir de leur résultat, ils ont tracé des cartes d'apparition de plasticité (Figure 7.3) en fonction de la pression de contact du coefficient de frottement et de l'épaisseur du revêtement. Ils concluent en disant que le contrôle de l'apparition de la plasticité à l'interface pourrait empêcher l'initiation de la fissure à l'interface.

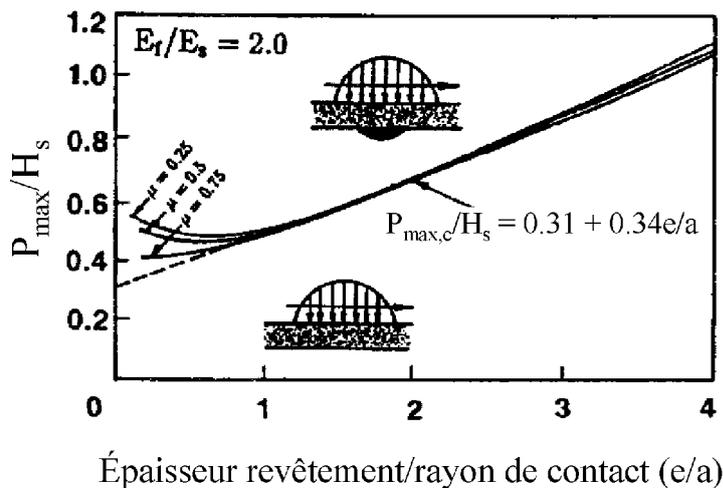


Figure 7.3 : carte d'apparition de plasticité à l'interface en fonction de la pression de contact maximum normée par la dureté du substrat et de l'épaisseur du revêtement normé par le rayon de contact [17].

Quelques travaux [18-19] ont modélisé l'essai de glissement d'une sphère sur des substrats revêtus de couches minces mais ces modélisations restent très éloignées de l'essai de rayure parce que ce sont que des modèles de contact élastique glissant.

Lee et al. [20] et Holmberg et al. [21] ont essayé de relier les résultats de leurs simulations aux endommagements qu'ils ont observés.

Les premiers [20] ont développé un modèle en éléments finis 3D avec loi viscoplastique. Ils ont trouvé une possible corrélation entre le profil expérimental de l'endommagement et la profondeur du maximum de la contrainte de Von Mises.

Les seconds [21], à l'aide d'un modèle 3D, ont observé que la contrainte maximale se situe sur le bord arrière du contact. Ils ont relié l'endommagement observé sur un revêtement en céramique au maximum de la contrainte principale. Ils ont également déterminé l'emplacement probable de l'apparition de l'endommagement et ont utilisé la valeur de la contrainte à cet emplacement pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte ( $K_{Ic}$ ) du revêtement.

Ko et al. [22] et Tasgetiren et Aslantas [23] ont étudié et expliqué la croissance des fissures dans un matériau déjà fissuré à l'aide de leur modèle 2D.

Bucaille [24] est l'un des seuls à avoir modélisé l'essai de rayure à l'aide de la méthode des éléments finis. Il a réussi à simuler la rayure avec une pointe conique et il a montré qu'il existe une forte relation entre l'écaillage d'un matériau et sa résistance à la rayure

Barge et al. [25] tentent de comprendre les phénomènes mécaniques induits par le labourage d'un matériau non revêtu. Ils affirment que la modélisation du durcissement jouerait un rôle essentiel sur le coefficient de frottement de labourage et sur la simulation de la rayure.

La méthode des éléments finis est de plus en plus utilisée pour modéliser ou simuler l'essai de glissement ou de rayure. Cette méthode permet prendre en compte la plasticité, ce qui n'était pas possible avec les méthodes analytiques. Beaucoup d'auteurs ont regardé l'influence des paramètres ajustables tels que le coefficient de frottement, le rapport des modules élastiques, le nombre de couches sur les contraintes, l'apparition de la plasticité. D'autres ont regardé la croissance de la fissure présente dans le matériau. Très peu d'auteurs ont fait de l'analyse inverse et essayé de relier les résultats des simulations aux endommagements observés.

Nous avons utilisé cette méthode pour faire une analyse inverse pour essayer de comprendre les mécanismes d'apparition des endommagements à partir des variables d'essais telles que le rayon de la pointe, l'angle du cône, la vitesse de glissement et l'épaisseur du vernis. La mesure de la pression moyenne, du frottement local, du rayon de contact et les propriétés du matériau (module élastique, coefficient de Poisson) déterminées par essais de compression sont pris en compte dans nos simulations.

### **3. MODELE NUMERIQUE**

#### **3.1. Modèle**

##### **3.1.1. Modèle géométrique**

Des simulations numériques utilisant la méthode des éléments finis ont été réalisées avec CAST3M. Cast3m© est un code de calcul développé par le département mécanique et

technologie (DMT) du commissariat français à l'énergie atomique (CEA). Il permet de traiter des problèmes d'élasticité linéaire dans le domaine statique et dynamique, des problèmes thermiques, des problèmes non linéaires, des problèmes dynamiques pas-à-pas (élasto-visco-plasticité). Le langage utilisé pour définir les instructions fonctionnelles de traitement est un langage de haut niveau, le GIBIANE, permettant un échange d'informations entre l'utilisateur et le programme.

Un modèle bicouche parallélépipédique qui peut également être utilisé en configuration monocouche, repéré par les axes  $x$ ,  $y$  et  $z$ , a été utilisé pour représenter le problème à traiter (Figure 7.4).

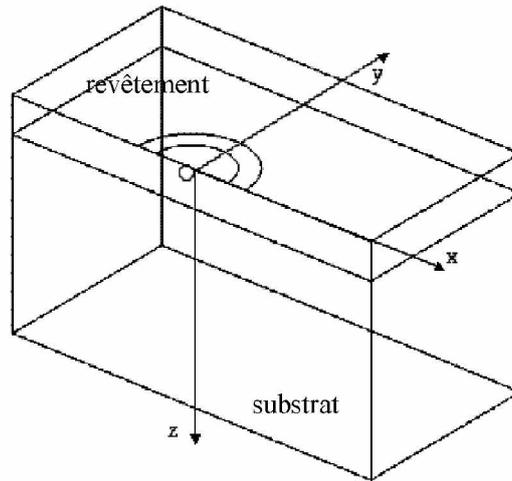


Figure 7.4 : modèle géométrique utilisé pour nos simulations.

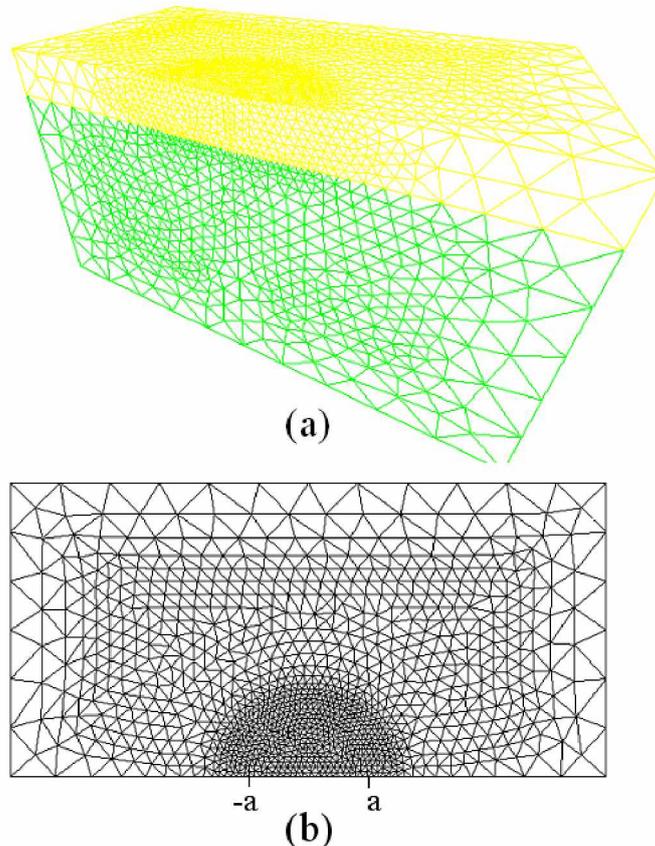


Figure 7.5 : (a) maillage général et (b) et maillage vu de dessus (plan  $xy$ ).

Le mailleur automatique, demete version 2.0. beta © (CEA/SEMT – P Verpeaux), a été utilisé et des éléments de types tétraèdres 10 nœuds discrétisent notre modèle (Figure 7.5a). Une densité de maillage fine a été utilisée sous l'aire de contact. Cette densité devient plus grossière des que l'on s'éloigne de la zone contact (Figure 7.5b). Toutes les variables de distance ont été normées par le rayon de contact.

### 3.1.2. Conditions aux limites

Les conditions aux limites que nous utilisons sont des blocages des différentes surfaces du modèle. La base du substrat (surface du bas de la figure 7.4) est bloquée en déplacement suivant toutes les directions. Les surfaces qui correspondent aux x positifs et négatifs (surface à gauche et à droite (figure 7.4)) sont bloquées en déplacement suivant l'axe x (pas de déplacements suivant l'axe x). La surface arrière (qui correspond à y positif (figure 7.4)) n'est pas autorisée au déplacement suivant l'axe y. Enfin, pour assurer la symétrie, la surface qui correspond au plan xz pour y=0, est bloquée pour les déplacements suivant y.

### 3.1.3. Modèles mécaniques

Avec cast3m, nous pouvons utiliser différentes lois de comportements. Tout d'abord, nous avons utilisé le modèle élastique isotrope : il faut, pour utiliser ce modèle, donner comme paramètre le module d'Young du matériau, le coefficient de Poisson la masse volumique (optionnel) ainsi que le coefficient de dilatation linéaire (optionnel). Ensuite nous avons utilisé le modèle élastique plastique parfait pour lequel, en plus des paramètres du modèle élastique, il faut préciser la valeur de la contrainte seuil d'écoulement plastique ( $\sigma_Y$ ). Nous avons également utilisé le modèle élasto-plastique à écrouissage. Pour ce modèle en plus des paramètres cités ci-dessus, il faut représenter la courbe de traction contrainte/déformation (tableau de valeur) avec deux conditions qui sont les suivantes :

- le premier point de la courbe doit être  $\varepsilon = 0, \sigma = 0$ ,
- le deuxième point ( $\varepsilon_1, \sigma_1$ ) doit correspondre à la limite élastique c'est à dire à la contrainte seuil d'écoulement plastique (dans le cas d'un bicouche on aura deux lois différentes).

### 3.1.4. Chargement

Le chargement est un champ de contrainte et non un champ de déplacement car la mise en œuvre aurait été trop longue. Deux distributions de pression ont été utilisées : la distribution de pression elliptique définie par la relation suivante  $p(r)=p_0(1-(r/a)^2)^{1/2}$  avec  $p_0$  qui correspond à la pression maximale, a au rayon de contact et r à la coordonnée radiale ( $r^2 = x^2+y^2$ ) et la distribution de pression constante définie par une valeur constante sur tout le contact sauf au bord (pour  $r/a = 1$  ou  $-1$ ) où elle est nulle. Le chargement tangentiel ( $q(r)$ ) est obtenu à partir du coefficient de frottement local ( $\mu$ ) et du chargement normal à l'aide de la relation de Coulomb  $q(r)=\mu p(r)$ . Tous les calculs sont effectués en convergence forcée et en non-linéarité.

Des simulations réalisées [26] en indentation avec déplacement imposé de la pointe sphérique ont permis de retrouver les formes de la distribution de contact en fonction de la plasticité dans le contact. La Figure 7.6b présente les résultats des simulations réalisées en éléments

finis avec des lois élastiques ou élastoplastiques. Nous voyons bien que dans le cas élastique la distribution de contraintes suivant  $z$  normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique est elliptique pour les déformations élastiques, alors que ce rapport est quasi constant ( $\sigma_{33}/\sigma_y \approx 2.5$ ) pour des déformations élastoplastiques. Comme prévu l'écoulement plastique conduit à l'aplatissement de la colline de pression. Ceci a été précédemment vu par Edlinger [27] (Figure 7.6a). L'écoulement plastique a pour effet de diminuer la pression maximale au centre et d'élargir la zone de contact[27]. Dans les deux cas la valeur de la constante est la même ( $\sigma_{33}/\sigma_y \approx 2.5$ ).

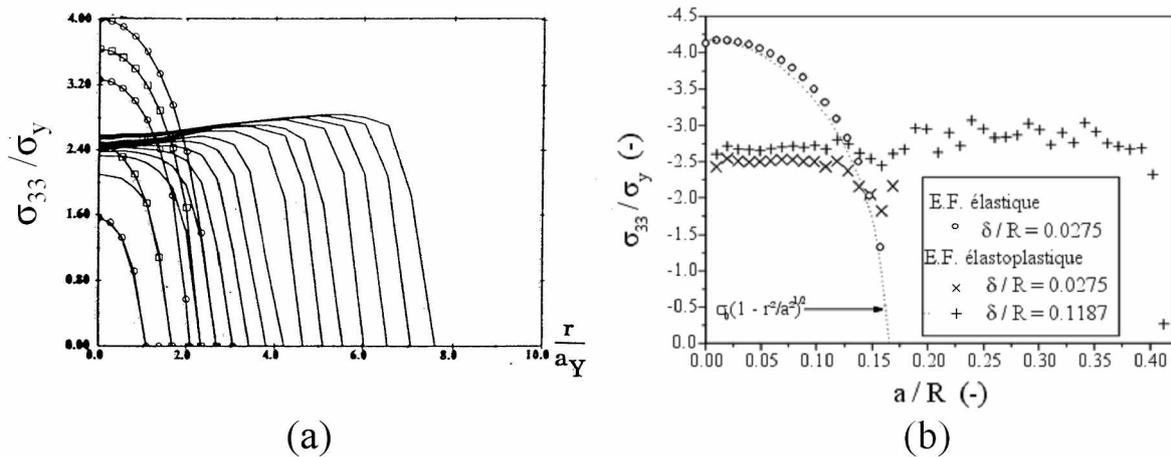


Figure 7.6 : (a) courbe  $\sigma_{33}/\sigma_y$  en fonction du rapport  $r/a_y$  (avec  $a_y$  la largeur de contact à l'apparition de la plasticité,  $r$  la distance radiale)[27], (b) courbe  $\sigma_{33}/\sigma_y$  en fonction  $a/R$  pour différentes valeurs d'enfoncement[26]. Résultats d'indentation obtenues en éléments finis.

Tous nos calculs pour l'analyse inverse sont réalisés à pression moyenne de contact ( $p_m$ ) constante car  $p_m$  est la grandeur accessible dans nos essais. Pour nos calculs nous avons donc utilisé les deux distributions de pression (elliptique et constante) étant donné que la distribution exacte en glissement rayure n'est pas connue et que nous ne pouvons pas garantir exactement quand le contact est complètement plastique ni quand il quitte précisément le domaine élastique.

### 3.2. Validation du modèle

#### 3.2.1. Massif semi-infini nu

Nous avons calculé les contraintes dans un milieu semi-infini sous des conditions de chargement normal et tangentiel. Ces résultats sont comparés avec ceux de Hamilton et Goodman [28] et à ceux d'O'Sullivan et King [6] (configuration massif semi-infini nu).

La Figure 7.7 représente l'évolution de la contrainte suivant  $x$  ( $\sigma_{xx}$ ) obtenue par Hamilton et Goodman [28] et nos simulations pour différentes valeurs de coefficient de frottement ( $\mu$ ). Nous remarquons une très bonne adéquation entre nos résultats et ceux d'Hamilton et Goodman [28]. Seule la valeur du maximum en  $x/a = -1$  est légèrement inférieure.

La Figure 7.8 présente les contraintes de Von Mises obtenues avec nos simulations et comparées aux résultats d'O'Sullivan et King [6]. Les distributions de contraintes présentent

les mêmes variations et les mêmes valeurs extrêmes. Nous obtenons les mêmes résultats que dans la littérature à l'aide de notre modèle pour le cas de massif non revêtu et un contact élastique.

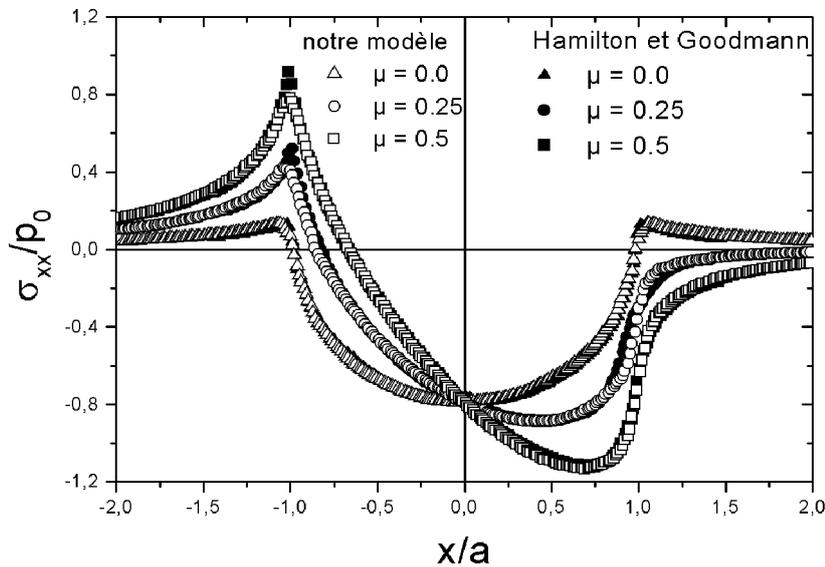


Figure 7.7 : comparaison de nos résultats avec ceux de Hamilton et Goodman [28].

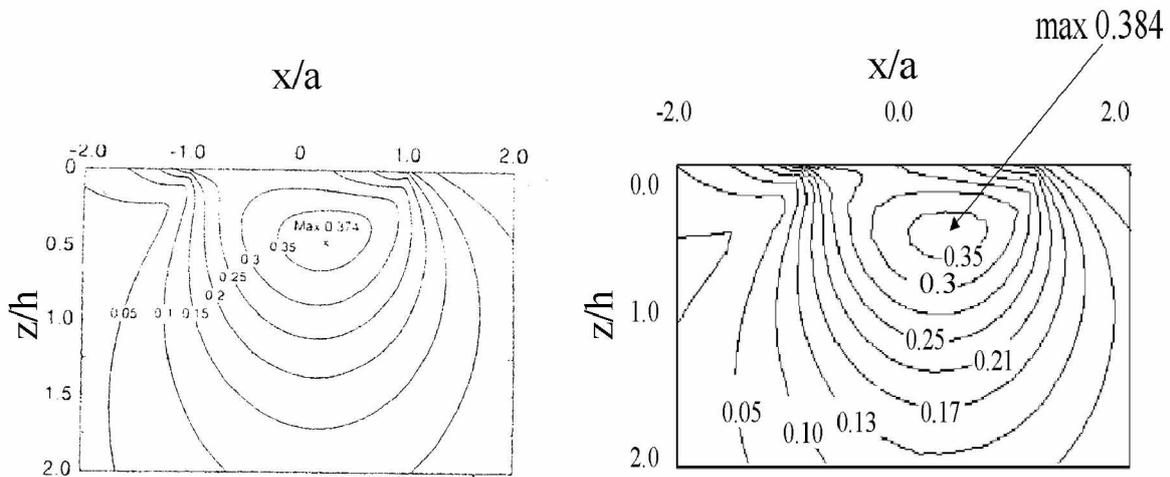


Figure 7.8 : Contraintes de Von mises ( $\mu = 0.25$ ), à gauche résultat obtenu par O'Sullivan et King ([6]), à droite notre simulation.

### 3.2.2. Configuration bicouche

Nous avons dans le cas des bicouches comparé nos résultats à ceux obtenus par O'Sullivan et King [6]. Leur modèle analytique est un des rares modèles de contact 3D qui considère un

massif revêtu. L'épaisseur du revêtement est égale au rayon de contact ( $a = e$ ), configuration géométrique qui est éloignée de nos essais. Ils étudient la variation de la contrainte de Von Mises dans le plan  $(x,z)$ . Les Figure 7.9 et Figure 7.10 présentent les contraintes de Von Mises obtenues par O'Sullivan et King [6] et par nos simulations. Deux cas sont considérés, un cas avec un revêtement dur ( $E_v/E_s = 2$  et  $\mu = 0.5$ ,  $v$  : revêtement,  $s$  : substrat) et l'autre avec un revêtement mou ( $E_v/E_s = 0.5$  et  $\mu = 0.25$ ).

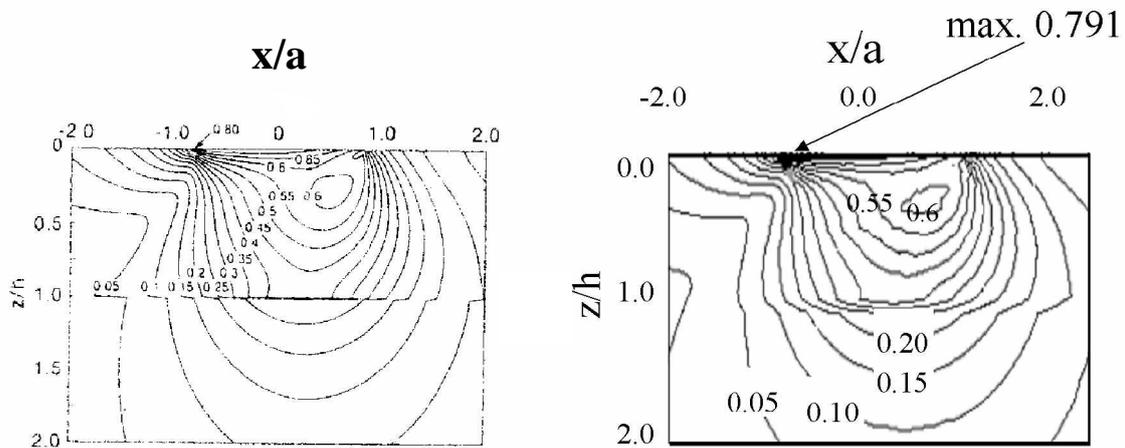


Figure 7.9 : Contraintes de Von Mises issues de O'Sullivan et King [6] (à gauche) et obtenues par nos simulations (à droite),  $E_v/E_s = 2.0$  et  $\mu = 0.5$ .

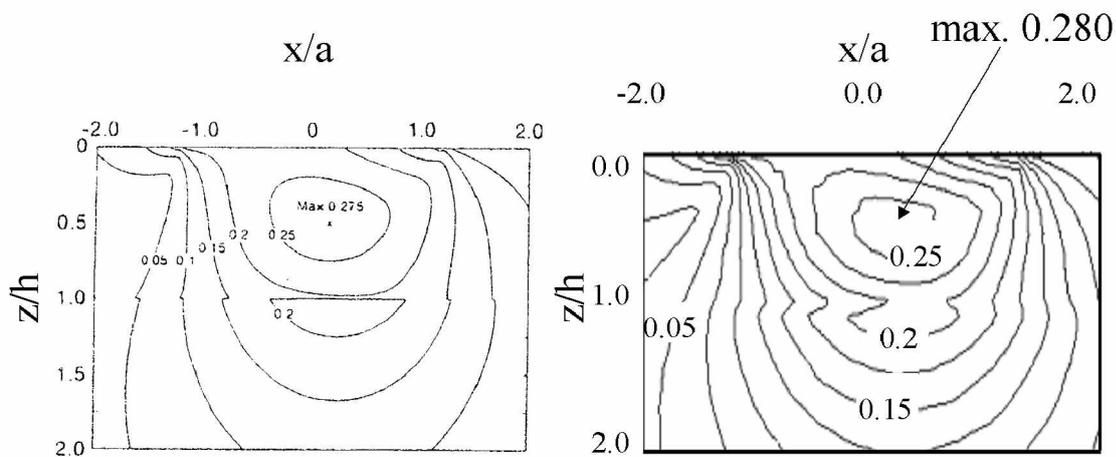


Figure 7.10 : Contraintes de Von Mises issues de O'Sullivan et King [6] (à gauche) et obtenues par nos simulations (à droite),  $E_v/E_s = 0.5$  et  $\mu = 0.25$ .

Les cartes d'isocontours et les valeurs sont comparables avec celles d'O'Sullivan et King [6]. Les valeurs des maximums sont identiques à 2% près. Notre modèle est donc capable de retrouver les résultats d'O'Sullivan et King [6] pour des massifs revêtus de couches épaisses.

## 4. RESULTATS SUR MATERIAU NON REVETU

### 4.1. Loi de comportement

Une loi de type G'Sell et Jonas [29] permet de modéliser la loi de comportement des matériaux utilisés. Après avoir étudié le comportement de beaucoup de polymères en traction, ils proposèrent la relation suivante :

$$\sigma = K e^{(a_T / T)} \left( 1 - e^{-w \epsilon_{vp}} \right) \dot{\epsilon}_{vp}^m e^{h_g \epsilon_{vp}^2} \quad (6.1)$$

où  $\dot{\epsilon}_{vp}$  et  $\epsilon_{vp}$  sont respectivement la vitesse de déformation et la déformation généralisée, K la consistance,  $a_T$  le coefficient thermique,  $h_g$  le coefficient de durcissement et m la sensibilité à la vitesse de déformation. Le terme  $(1 - e^{-w \epsilon_{vp}})$  décrit le comportement viscoélastique sous chargement. Bucaille et Felder [30] ont choisi de donner la valeur de 5000 au paramètre w. De cette manière, le terme  $(1 - e^{-w \epsilon_{vp}})$  est proche de 1 et la loi de comportement n'est dépendante que du module élastique E pour les faibles déformations. Les effets thermiques  $a_T$  sont négligés et l'équation 6.1 devient :

$$\sigma = K \dot{\epsilon}_{vp}^m e^{(h_g \epsilon_{vp}^2)} \quad (6.2)$$

Les trois paramètres K,  $h_g$  et m ont été déterminés par analyse inverse adaptée aux grandes déformations [24]. Nous avons utilisé leur jeu de paramètres identifiés pour des matériaux identiques aux autres et avons simplement ajusté K pour obtenir les mêmes modules élastiques et contrainte seuil d'écoulement plastique que ceux mesurés durant les essais de traction compression.

Le comportement d'un polymère dépend de la pression hydrostatique qui lui est appliquée : Rabinowitz et al. [31] ont montré que la limite élastique en cisaillement d'un PMMA est multipliée par trois lorsque la pression hydrostatique passe de 100MPa à 700MPa. Cette dépendance n'a pas été prise en compte parce que nous avons dans cette première approche géré qu'un champ de pression et non pas un champ de déplacement. De plus l'analyse de nos résultats expérimentaux nous incitait à privilégier l'étude de la forme des champs de contrainte et de déformation.

### 4.2. Apparition de la plasticité dans les contacts sur massif non revêtu

Nous avons étudié l'apparition de la plasticité dans le contact pour étudier la transition élastique élastoplastique et la transition élastoplastique plastique. Des simulations ont été réalisées avec comme variable la première apparition de déformation plastique pour la transition élastique élastoplastique. Pour la deuxième transition, le contact entièrement plastique a été recherché. Le contact est entièrement plastique si le volume de déformation plastique est de l'ordre de grandeur du volume d'une demi-sphère de rayon a. La Figure 7.11 montre des cartes de déformation plastique vu du dessus (plan xy). L'image (a) correspond à

un contact élastique, la (b) au début d'apparition et la dernière (c) correspond à un contact entièrement plastique.

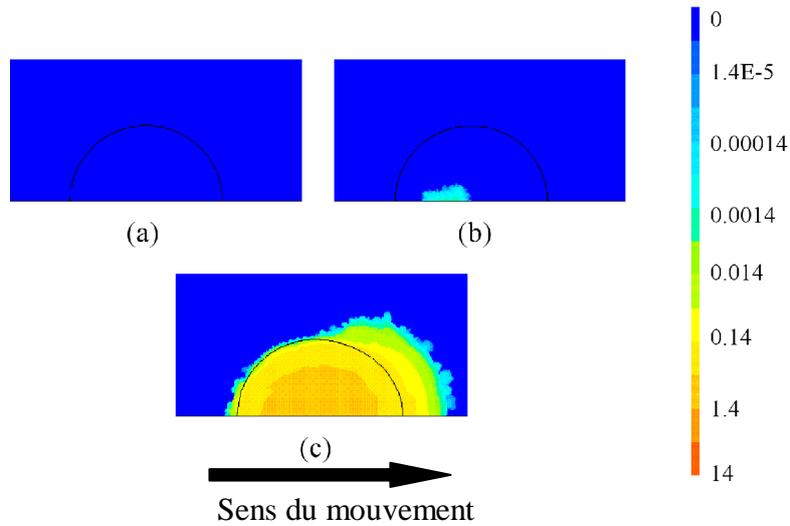


Figure 7.11 : carte des déformations plastiques (plan xy) au niveau de la surface de contact. Le demi cercle délimite la zone de contact.

L'apparition de la plasticité dépend entre autre du coefficient de frottement et dans nos calculs, ce coefficient de frottement est compris entre 0 et 0.5. L'évolution de la pression de contact normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique en cisaillement pur ( $k = \sigma_y/\sqrt{3}$ ) en fonction du coefficient de frottement est tracée (Figure 7.12) pour un coefficient de Poisson est de 0.3. Une comparaison a été faite avec la courbe issue de l'ouvrage de Johnson [32] qui rappelle les résultats connus validés pour des essais généralement réalisés sur des aciers. Le but était de valider les simulations en contact élastoplastique et plastique. Nous retrouvons la valeur de l'apparition de la première plasticité qui est d'environ  $p_m/\sigma_y \approx 1.1$  avec  $p_m$  la pression de contact moyenne et  $\sigma_y$  la contrainte d'écoulement plastique et nos résultats sont en accord avec ceux de la littérature [32].

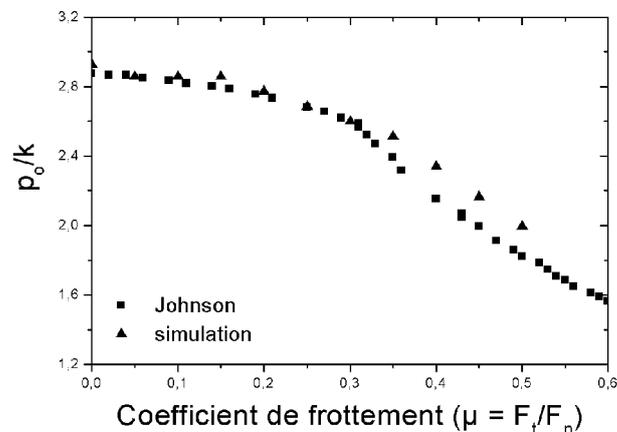


Figure 7.12 : Effet de coefficient de frottement sur l'apparition de la "première" déformation plastique.  $k$  est la contrainte d'écoulement plastique en cisaillement pur et  $p_0$  la pression de Hertz maximum [32].

Pour évaluer l'apparition de la première déformation plastique, seule une distribution de pression de contact elliptique a été utilisée. Dans la recherche du contact tout plastique des distributions elliptiques et constantes ont été utilisées car la forme exacte de la pression de contact n'est pas connue lorsque le frottement est introduit.

La courbe pression de contact normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique en fonction du coefficient de frottement pour ces deux transitions est présentée (Figure 7.13). Des images types des déformations plastiques sont reportées sur cette figure. Un coefficient de Poisson de 0.3 a été utilisé pour ces calculs. Nous voyons bien les transitions entre les différentes réponses du contact. Il y a une différence dans la transition entre celle obtenue avec la pression constante et celle obtenue avec la pression elliptique. Cette différence est plus grande pour les petits coefficients de frottement. Les pressions moyennes sont identiques pour les deux distributions de pression. La zone élastoplastique est grande pour les faibles coefficients de frottement et devient beaucoup plus petite pour les coefficients de frottement plus important (supérieur à 0.25). Le lieu de l'apparition de la plasticité est différent selon le coefficient de frottement. Pour des coefficient de frottement inférieurs à 0.3 la première déformation plastique apparaît sous la surface de contact (figure 6.13a) puis elle augmente et atteint la surface (figure 6.13b) aboutissant à la plasticité totale du contact (figure 6.13c). Pour les coefficients de frottement supérieures ou égales à 0.35, la première déformation plastique apparaît sur la surface de contact (figure 6.13d) et croit en surface et sous la surface (figure 6.13e) pour atteindre la plasticité totale. Ceci est en accord avec la littérature. Ce résultat est de portée générale car le coefficient de Poisson est de 0.3 et que la matériau est élastoplastique. De plus lorsque que le frottement est nul la simulation est proche de l'essai d'indentation. Or le résultat trouvé  $p_m/\sigma_y=2.8$  ou  $3.8$  selon le type de distribution encadre ce qui est connu expérimentalement ( $\approx 3.0$ ). Une simulation plus précise avec un frottement radial permettrait certainement de réduire l'encadrement.

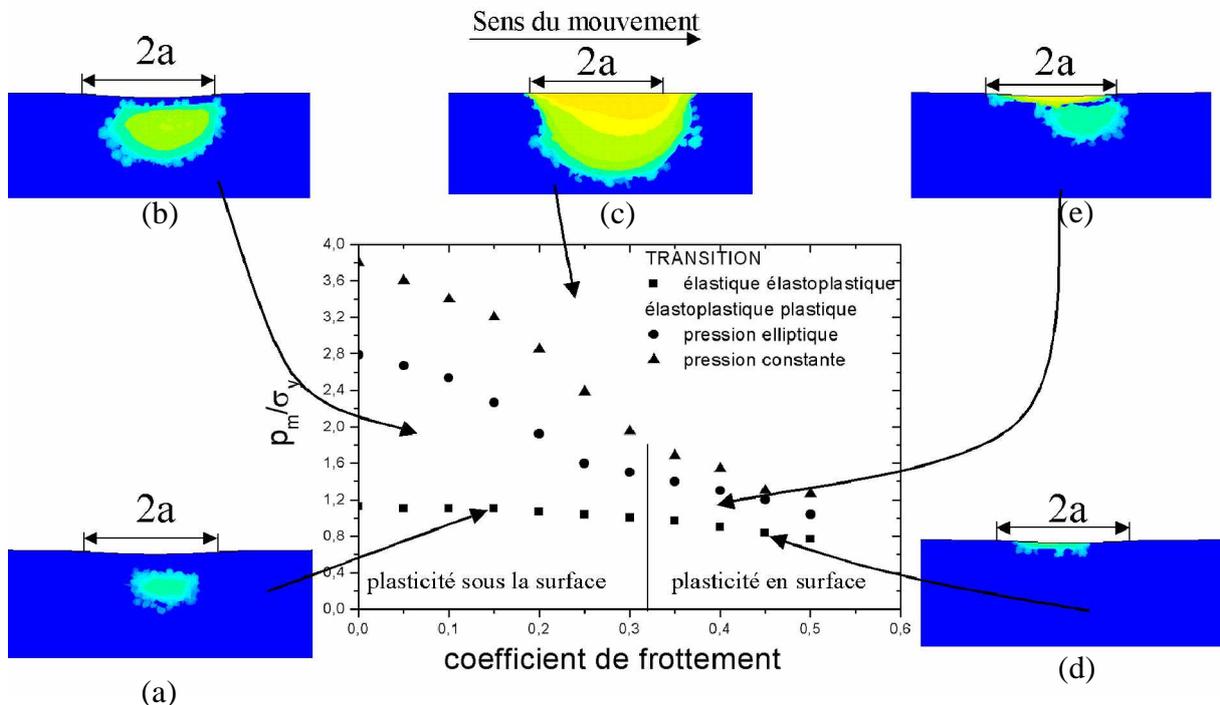


Figure 7.13 : évolution de la pression de contact moyenne normée en fonction du coefficient de frottement ( $\nu=0.3$ ). Les transitions entre contact élastique contact élastoplastique et plastique sont identifiées. Des images types de taux de plasticité sont visibles.

### 4.2.1. Influence du coefficient de Poisson

Ces simulations ont été refaites avec un coefficient de Poisson de 0.4 car 0.3 et 0.4 est un encadrement du coefficient de Poisson pour les polymères solides. La première déformation plastique apparaît pour un rapport  $p_m/\sigma_y$  d'environ 1.2. Ce résultat a été retrouvé à partir du calcul de Johnson [32]. A partir des équations de  $\sigma_z$  et  $\sigma_\theta$  rappelés dans l'ouvrage de Johnson [32] :

$$\frac{\sigma_z}{p_0} = -(1 + z^2/a^2)^{-1} \quad (6.3)$$

$$\frac{\sigma_\theta}{p_0} = -(1+\nu) \left\{ 1 - (z/a) \tan^{-1}(a/z) \right\} + \frac{1}{2} (1 + z^2/a^2)^{-1} \quad (6.4)$$

et de la relation qui donne la contrainte de cisaillement,  $\tau_1 = \frac{1}{2} |\sigma_z - \sigma_\theta|$ , nous obtenons  $\tau_{\max} = 0.28p_0$ . L'application du critère de Tresca qui considère que le matériau plastifie uniquement en cisaillement, lorsque la valeur du cisaillement maximal ( $\tau_{\max}$ ) est supérieure ou égale à la contrainte seuil d'écoulement plastique ( $\sigma_y$ ) soit  $\tau_{\max} = \sigma_y/2$ , conduit à la relation :

$$p_m = 2/3 p_0 = 1.19\sigma_y \quad (6.5)$$

La valeur que nous obtenons est en bon accord avec celle obtenue par le calcul. L'évolution de la pression de contact normée en fonction du coefficient de frottement pour deux coefficients de Poisson est représentée sur la Figure 7.14. Les évolutions des courbes en fonction du coefficient de Poisson sont identiques mais la plasticité dans le contact apparaît plus tard quand le coefficient de Poisson augmente.

Nous avons également regardé l'influence du coefficient de Poisson sur l'apparition de la plasticité totale (Figure 7.15). Nous remarquons que la plasticité totale dans le contact apparaît pour les mêmes valeurs du rapport  $p_m/\sigma_y$  pour un coefficient de frottement et une distribution de pression donnée quelle que soit la valeur du coefficient de Poisson sauf pour les petits frottements. En effet pour des coefficients de frottement inférieurs à 0.1, la plasticité totale semble apparaître plus tôt pour le coefficient de Poisson de 0.4.

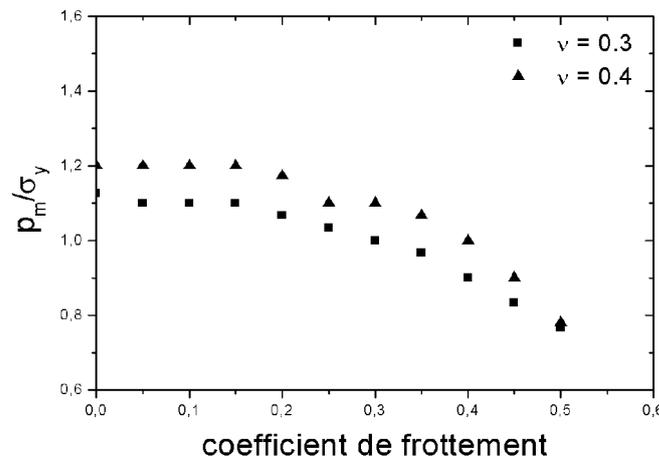


Figure 7.14 : évolution du rapport  $p_m/\sigma_y$  en fonction du coefficient de frottement pour deux valeurs de coefficient de Poisson qui représente l'apparition de la première plasticité.

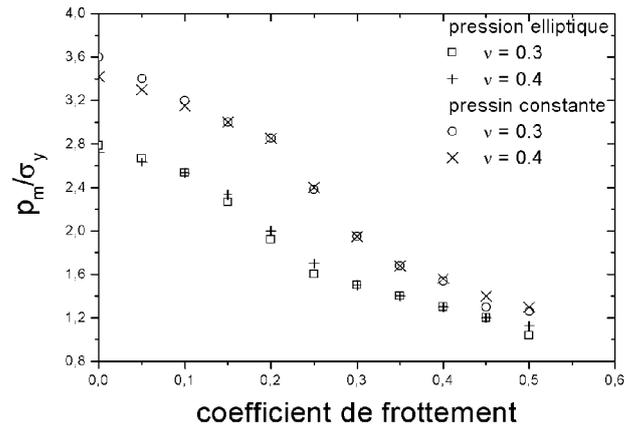


Figure 7.15 : évolution de  $p_m/\sigma_y$  en fonction du coefficient de frottement pour deux valeurs de coefficient de Poisson. Transition entre élastoplasticité et plasticité totale.

Le coefficient de Poisson influence donc très peu l'apparition de la première déformation plastique et l'apparition de la plasticité totale alors que le coefficient de frottement a une grande influence sur ces deux transitions. En effet la première déformation plastique et la plasticité totale apparaissent beaucoup plus tôt quand le coefficient de frottement augmente.

### 4.3. PMMA

#### 4.3.1. Loi de comportement utilisée

Nous avons effectué plusieurs simulations en configuration mono couche avec les propriétés du PMMA. La loi de G'Sell et Jonas [29] décrite au paragraphe 4.1 a été utilisée. Nous avons ajusté les paramètres pour avoir un module élastique  $E$  de 3.5 GPa et une contrainte seuil d'écoulement plastique en compression  $\sigma_y$  de 100 Mpa, le coefficient de Poisson utilisé est de 0.4. La Figure 7.16 représente la courbe contrainte en fonction de la déformation vraie obtenue en traction et compression. La valeur du module élastique est une mesure issue de cette courbe.

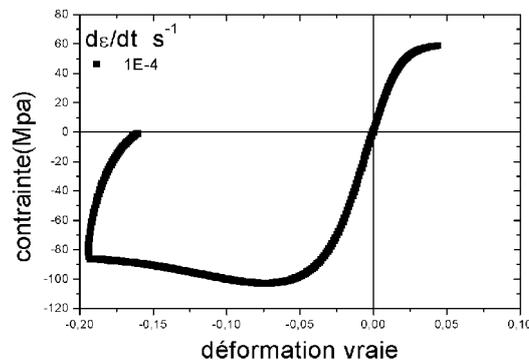


Figure 7.16 : courbe de traction compression du PMMA réalisée à 26°C.

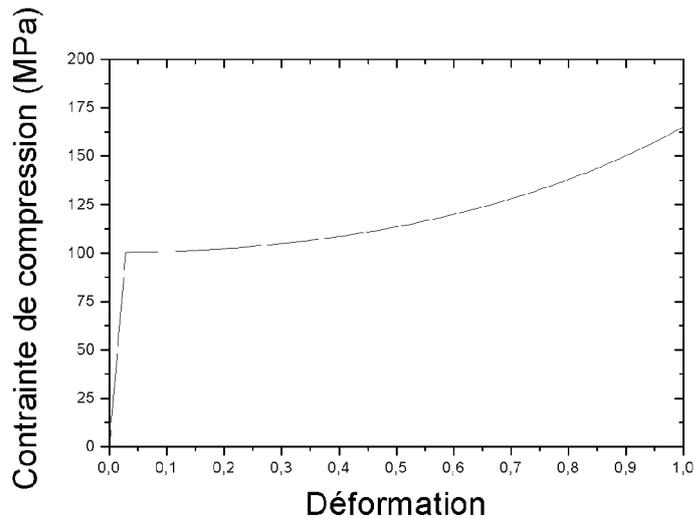


Figure 7.17 : Rhéologie du PMMA obtenue à l'aide de la loi de G'Sell et Jonas [29] et des paramètres déterminés par Bucaille [24].

La Figure 7.17 présente la courbe contrainte de compression en fonction de la déformation obtenue à l'aide de la loi de G'Sell et Jonas [29] et des paramètres calculés par Bucaille [24]. Les valeurs des paramètres du modèle que nous avons utilisées sont les suivantes :  $K = 200$ ,  $h_g = 0.5$ ,  $m = 0.1$  et  $\dot{\epsilon}_{vp} = 1.10^{-4} \text{s}^{-1}$ . Cette loi a été rentrée dans le modèle numérique que nous utilisons.

#### 4.3.2. Apparition de la plasticité

Pour le PMMA, nous avons étudié la plasticité dans le contact. L'influence de frottement sur l'apparition de la première plasticité et l'apparition de la plasticité totale a été regardée. Nous utilisons pour cela les mêmes critères d'apparition que ci dessus (paragraphe 4.2 Figure 7.11). La pression de contact normée par la contrainte seuil d'écoulement plastique en fonction du frottement est représentée sur la Figure 7.18. Sur cette figure nous avons mis des images types (plan xz) obtenues lors des simulations. Nous voyons bien les différentes zones d'apparition de la plasticité. Cette courbe nous renseignera sur le taux de plasticité de nos essais sur le PMMA. Comme énoncé précédemment, la première déformation plastique apparaît plus tard alors que la plasticité totale apparaît plus tôt pour les faibles coefficients de frottement (inférieur à 0.1) quand le coefficient de Poisson augmente. Mais le coefficient de frottement influence d'avantage ces deux apparitions.

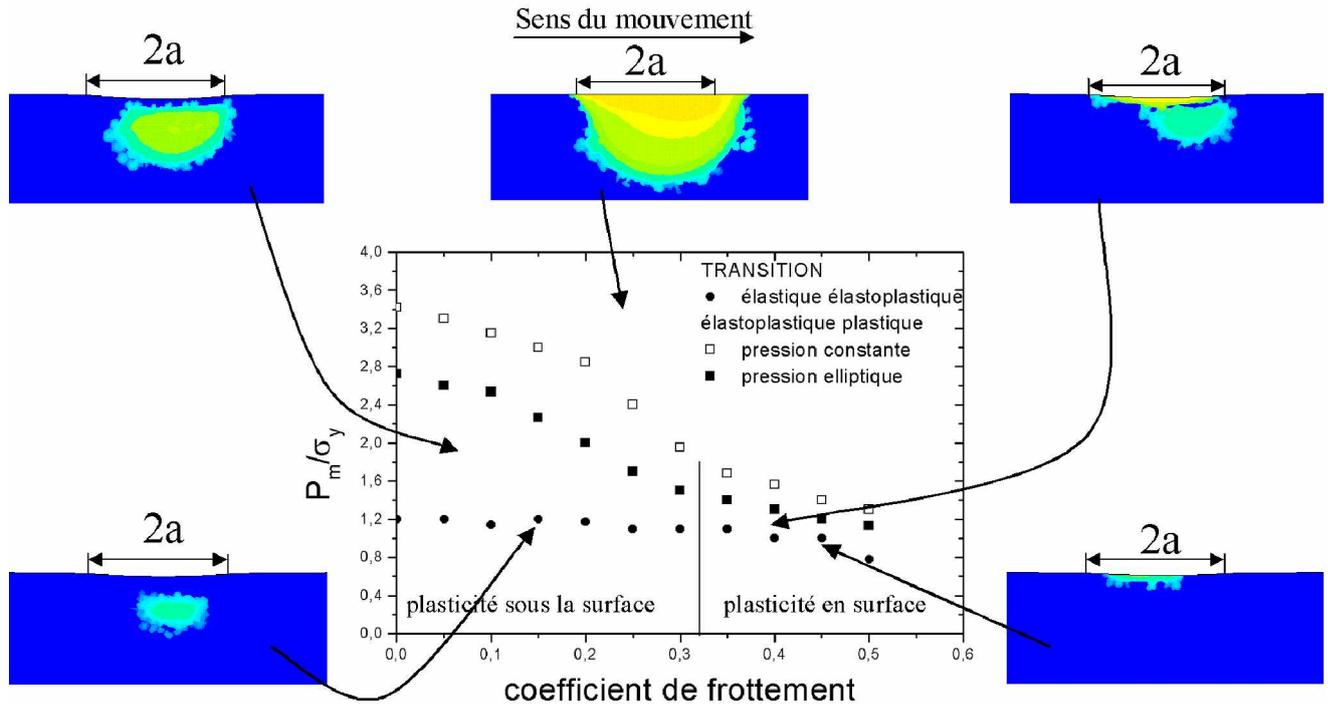


Figure 7.18 : évolution de la pression de contact moyenne normée en fonction du coefficient de frottement obtenue pour le PMMA. Les transitions entre contact élastique contact élastoplastique et plastique sont identifiées. Des images types de taux de plasticité sont visibles.

#### 4.3.3. Critère d'endommagement

Nous avons essayé de relier les endommagements observés sur le PMMA (Figure 7.19) avec les résultats des simulations effectuées avec les paramètres (pression de contact, frottement local) issus des essais expérimentaux. Pour cela nous avons analysé différentes contraintes ainsi qu'un critère d'amorçage. Nous avons utilisé le critère définie par Oxbourough et Bowden [33] pour prédire le crazing (craquelure). C'est un critère en déformation principale qui prend en compte l'influence de la contrainte hydrostatique :

$$\varepsilon_I - \frac{A}{\sigma_h} - B \geq 0 \quad (6.6)$$

où  $A(d\varepsilon/dt, T)$ ,  $B(d\varepsilon/dt, T)$  qui sont des paramètres matériaux dépendant de la vitesse de déformation et de la température,  $\varepsilon_I$  correspond à la plus grande déformation principale et  $\sigma_h$  à la part hydrostatique du tenseur des contraintes. Les valeurs de  $A$  et  $B$  sont données par Gearing et Anand [34] et valent respectivement 0.3359 MPa et 0.0195 (sans unité).

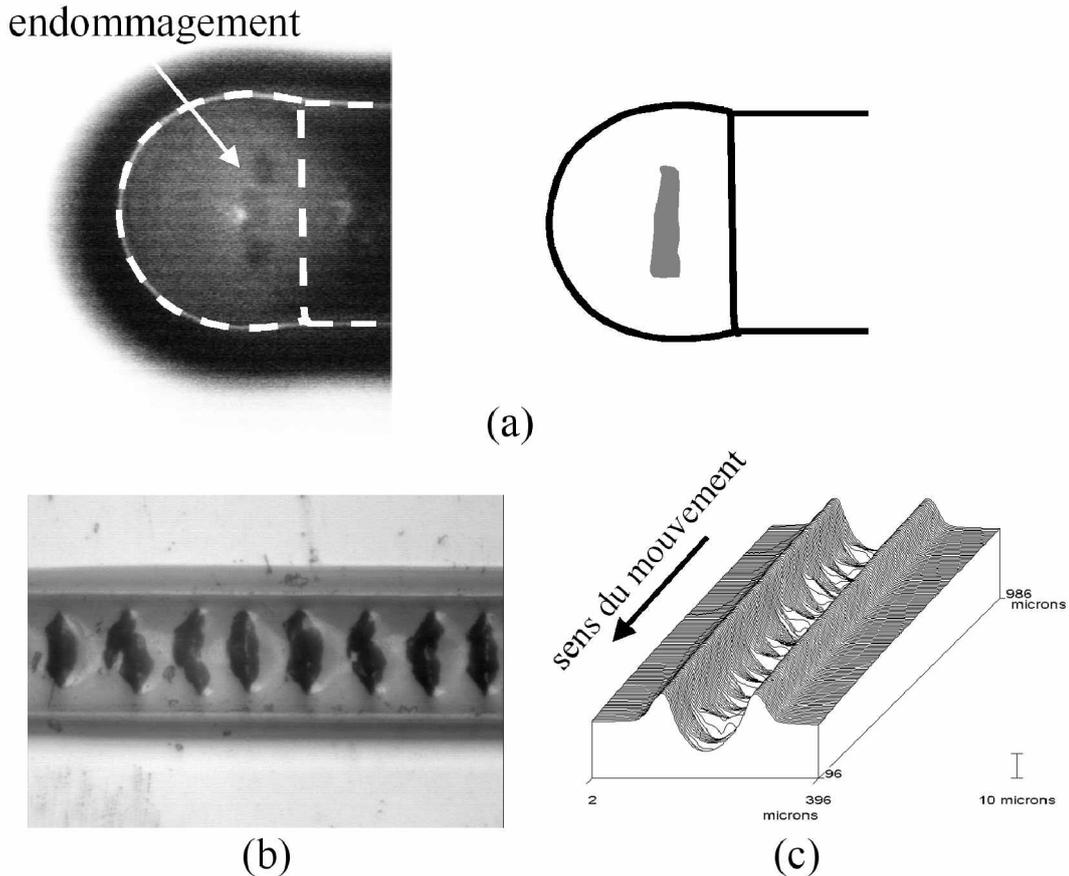


Figure 7.19 : (a) photographie et schématisation du contact qui fissure, (b) photographie de sillon fissuré et (c) relevé topographique du sillon fissuré du PMMA.

Nous avons regardé les différentes contraintes et différents critères afin de relier un paramètre à l'endommagement observé. La Figure 7.20 présente la contrainte de Von Mises, la contrainte principale ainsi que la carte du critère d'Oxbourough et Bowden [33] obtenue pour une distribution de pression elliptique ( $p_m = 200\text{Mpa}$ ) avec un coefficient de frottement de 0.3. Ces valeurs sont issues de nos essais. Le maximum de la contrainte principale se situe à l'arrière du contact alors que l'endommagement est généré dans le contact sous le sommet de la pointe. La contrainte de Von mises est pratiquement constante sur toute la surface de contact. Le critère de crazing devient positif dans le contact pratiquement au milieu du contact. Il y a une coïncidence entre la position où le critère de déformation principale maximale d'Oxbourough et Bowden [33] est positif et l'apparition des endommagements observés in-situ. Ce critère semble être un bon paramètre pour caractériser l'endommagement du PMMA sous rayure.

Ces mêmes contraintes ont été recalculées pour des distributions de pressions constantes. La Figure 7.21 présente les images obtenues, le coefficient de frottement est également de 0.3. Nous voyons la même tendance qu'avec la distribution de pression elliptique. Le critère devient positif sous le contact et est pratiquement au milieu de celui ci alors que le maximum de la contrainte principale se situe sur le bord arrière de contact. La contrainte de Von Mises est quasiment constante sur toute la surface de contact.

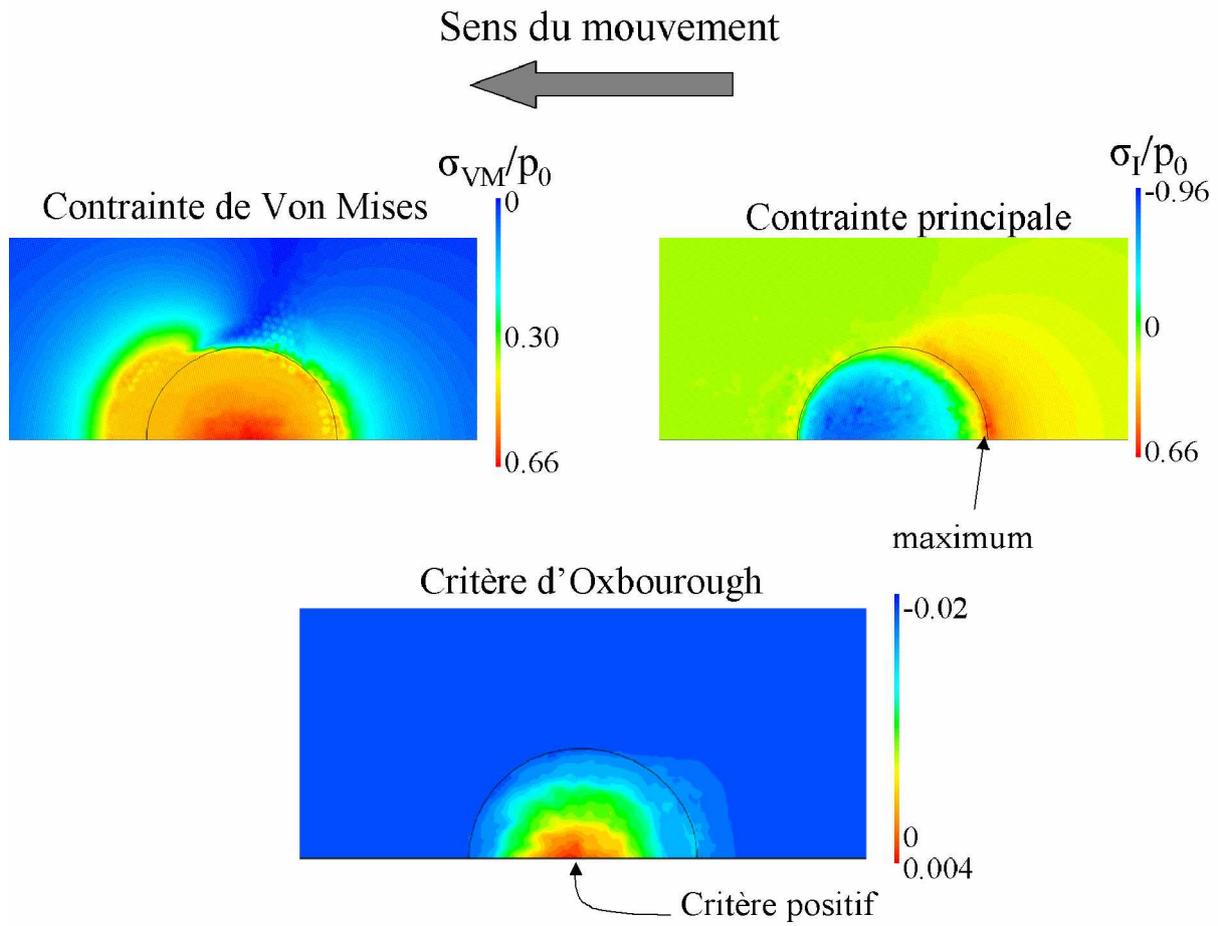


Figure 7.20 : contrainte de Von Mises, contrainte principale et critère d'Oxborough et Bowden [33] pour le PMMA obtenues en simulation pour une distribution de pression elliptique et un coefficient de frottement de 0.3.

L'influence du coefficient de frottement sur ce critère a été analysée. La transition entre le critère négatif et le critère positif a été tracée sur la Figure 7.22. Les résultats obtenus à partir des deux distributions de pression utilisées lors des simulations sont représentés sur cette figure. Les deux courbes ont la même tendance. Les valeurs des pressions de contact issues de la distribution constante pour lesquelles le critère devient positif sont légèrement supérieures à celles obtenues avec l'autre distribution de pression. L'endommagement apparaît pour des pressions moyennes plus faibles quand le coefficient de frottement augmente.

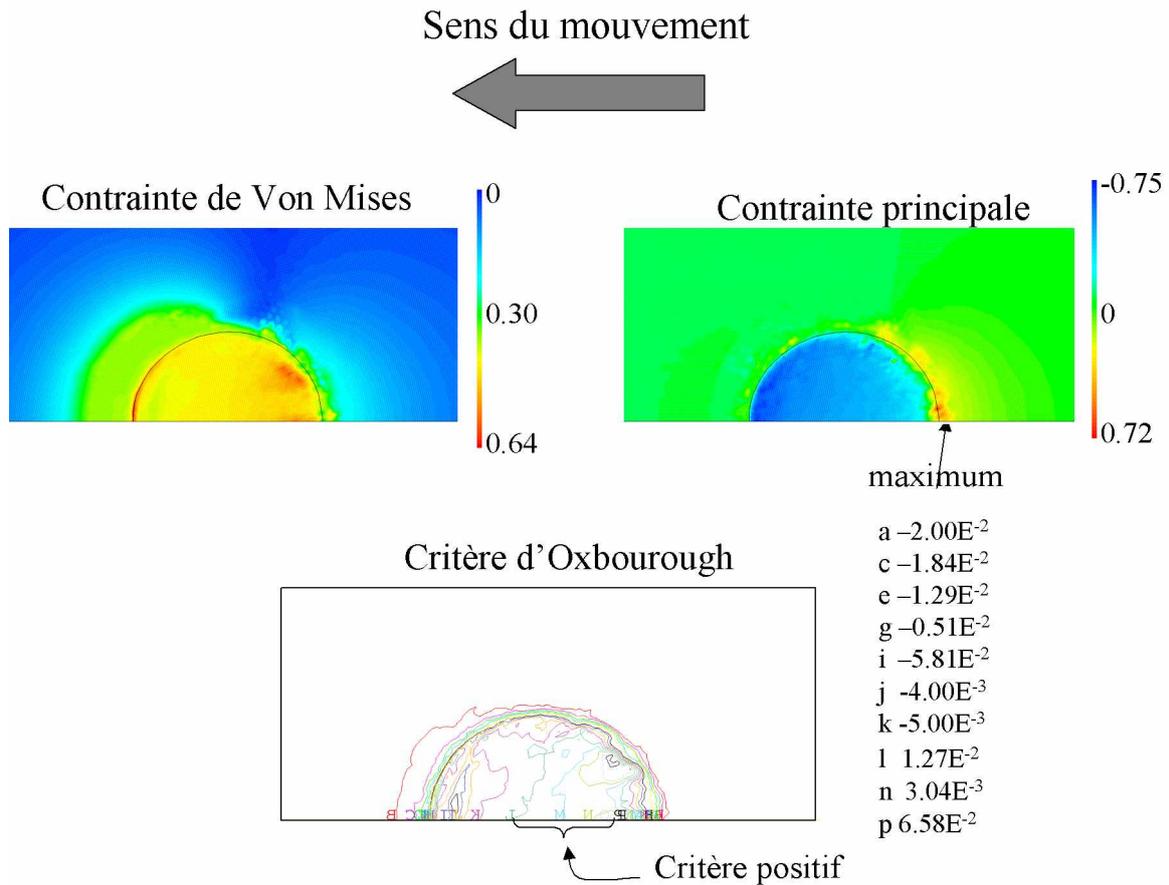


Figure 7.21 : contrainte de Von Mises, contrainte principale et critère d'Oxborough pour le PMMA obtenues en simulation pour une distribution de pression constante et un coefficient de frottement de 0.3.

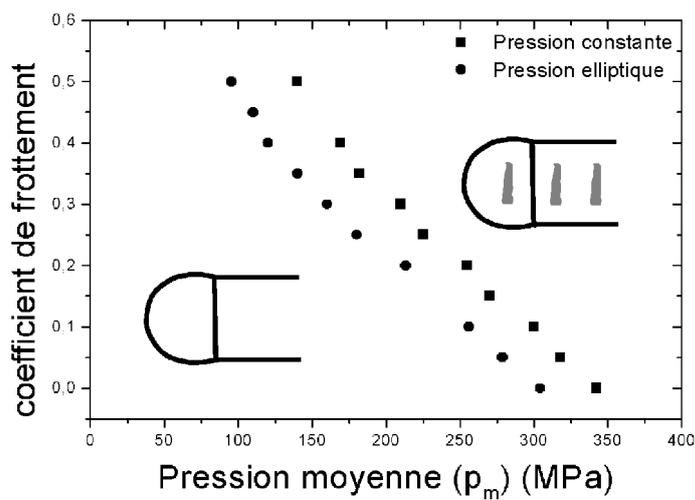


Figure 7.22 : transition entre les critères d'Oxborough et Bowden [33] négatif et positif (apparition de l'endommagement) en fonction de la pression moyenne et du coefficient de frottement obtenu pour des distributions de pression elliptique et constante.

## 4.4. CR39

### 4.4.1. Loi de comportement utilisée

Comme pour le PMMA, nous avons utilisé la loi de G'Sell et Jonas [29] en ajustant les paramètres obtenus par Bucaille [24] pour avoir le même module élastique et la même contrainte seuil d'écoulement plastique que ceux obtenus lors de nos essais de traction compression. Le module élastique de 2.0 GPa et une contrainte seuil d'écoulement plastique de 72 MPa ont été mesurés et utilisés. La Figure 7.23 présente la courbe contrainte de compression en fonction de la déformation obtenue expérimentalement et celle simulée par la loi de G'Sell et Jonas[29]. Nous observons une bonne superposition entre les deux courbes.

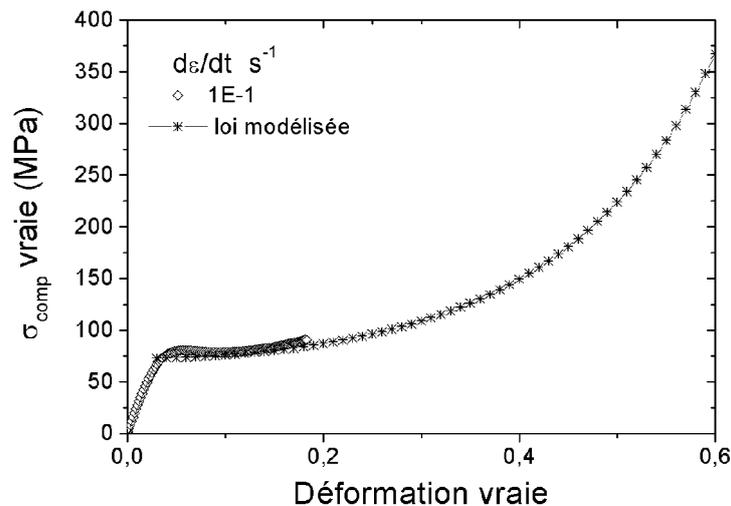


Figure 7.23 : courbe de contrainte déformation du CR39 réalisée à 20°C et obtenue avec la loi de G'Sell et Jonas [29] .

### 4.4.2. Influence du durcissement sur la plasticité

L'influence du durcissement sur l'apparition de la première déformation plastique et sur l'apparition de la plasticité totale a été regardée. Des simulations numériques en configuration CR39 et PMMA ont été réalisées. Le CR39 présente un durcissement plus important que le PMMA. La Figure 7.24 présente l'évolution du rapport entre la pression de contact moyenne et la contrainte seuil d'écoulement plastique en fonction du coefficient de frottement. Par clarté seules les résultats en distributions elliptiques sont représentés. Les résultats obtenus avec la distribution de pression constante sont identiques (dans le cas de la deuxième transition). Comme dit précédemment, le coefficient de frottement influence les deux transitions (transition entre un contact élastique et un contact élastoplastique et transition en un contact élastoplastique et un contact plastique).

Le durcissement n'influence pas l'apparition de la première déformation plastique. On peut voir sur la Figure 7.24 que la première déformation plastique apparaît pour les mêmes valeurs (pour un coefficient de frottement donné) quel que soit le matériau utilisé et donc quel que soit le durcissement. Ceci s'explique par le fait que les déformations sont élastiques et donc l'effet du durcissement ne se fait pas encore ressentir.

Pour les petits coefficients de frottement (inférieurs à 0.25), la plasticité totale apparaît pour des valeurs du rapport  $p_m/\sigma_y$  supérieures pour le CR39. La plasticité totale est donc grandement influencée par le durcissement pour les faibles valeurs de frottement local (inférieur à 0.25) alors que pour des coefficients de frottements plus importants cette apparition n'est pas influencée par le durcissement.

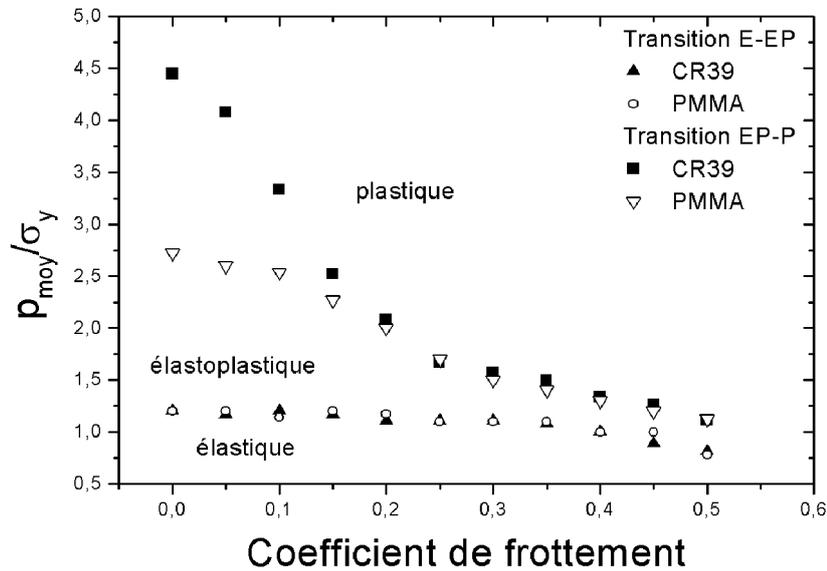


Figure 7.24 : évolution de la pression de contact moyenne normée en fonction du coefficient de frottement obtenu pour le PMMA. Les deux transitions sont représentées.  $\nu=0.4$

#### 4.4.3. Critère d'endommagement

Pour le CR39, nous avons également essayé d'expliquer l'endommagement observé expérimentalement grâce aux résultats de la simulation. Le CR39 sollicité en rayure se fissure sur le bord arrière de contact comme le montre la Figure 7.25. Les pointillés blancs représentent la surface de contact et un bout du sillon. Le sillon fissuré et le relevé topographique sont également représentés sur cette figure. Des fissures fermées sont remarquables.

La Figure 7.26 présente la contrainte principale issue des simulations obtenue avec une distribution de pression elliptique (6.25.a), une distribution constante (6.25.b), la contrainte de cisaillement maximale (6.25.c) et la déformation principale (6.25.d). La contrainte de cisaillement et la déformation principale ont été obtenues avec la distribution de pression elliptique. La même tendance est observée avec la distribution de pression constante. La fissure se forme à l'arrière du contact, et les simulations numériques indiquent que la contrainte principale maximale et la contrainte de cisaillement se situent proche du bord arrière de contact quelle que soit la distribution de pression alors que le maximum de la déformation principale se situent sous la surface de contact. Ceci est illustré sur la Figure 7.25.

La fissure apparaît donc à l'arrière de contact avec un critère devant être établi pour ce matériau très fragile et présentant un durcissement très prononcé.

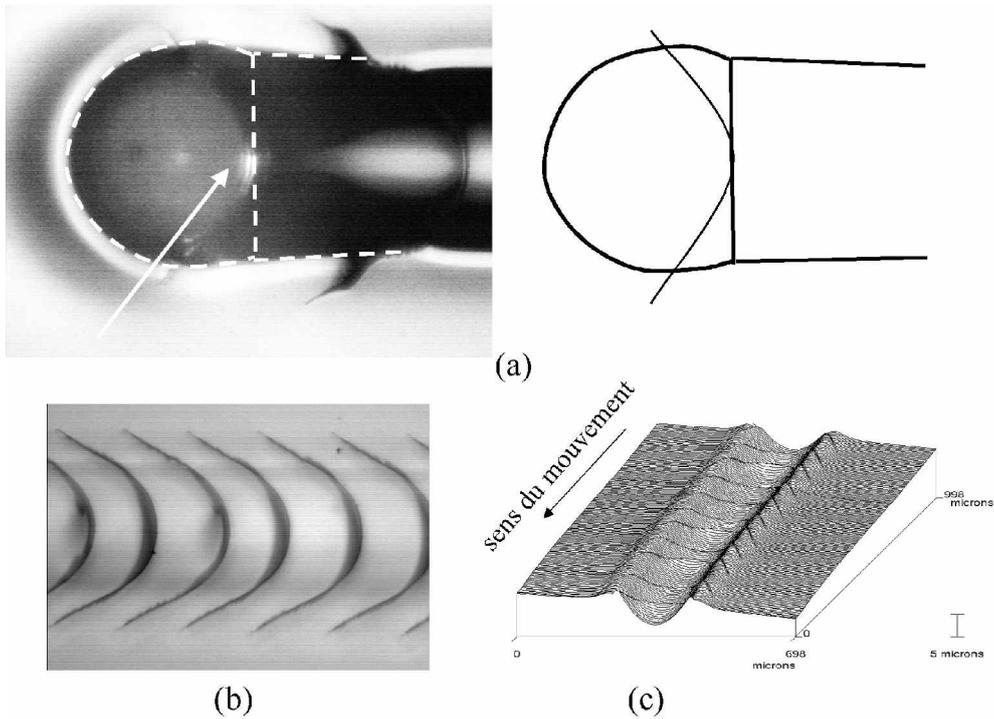


Figure 7.25 : a) photographie et schématisation du contact qui fissure, (b) photographie de sillon fissuré et (c) relevé topographique du sillon fissuré du CR39

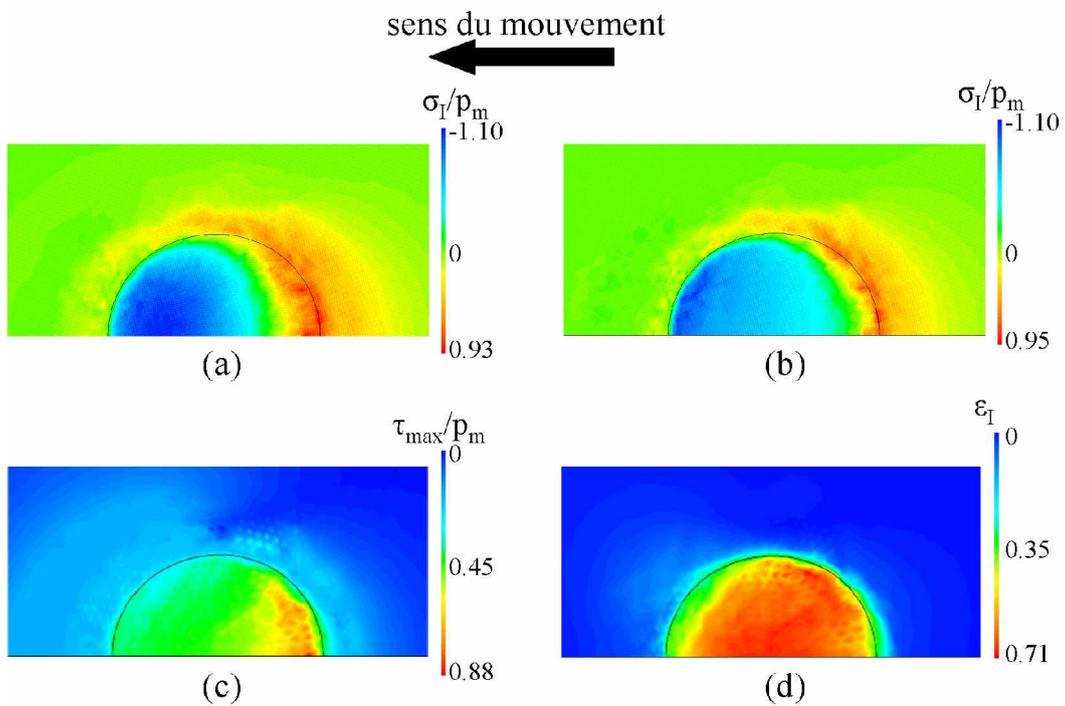


Figure 7.26 : (a) contrainte principale pour une distribution elliptique, (b) une distribution constante, (c) contrainte de cisaillement maximale et (d) déformation principale. ((c) et (d) obtenue en distribution elliptique). Le coefficient de frottement utilisé est de 0.3.

## 4.5. Polycarbonate

### 4.5.1. Loi de comportement utilisée

La loi de G'Sell et Jonas [29] est également utilisée avec les paramètres obtenus par Bucaille [24] pour ce matériau et sont ajustés pour modéliser la loi de comportement du polycarbonate. Un module de 2.5 GPa et une contrainte seuil d'écoulement plastique de 75 MPa ont été retenus. La Figure 7.27 présente les deux courbes, celle obtenue expérimentalement et celle modélisée par la loi.

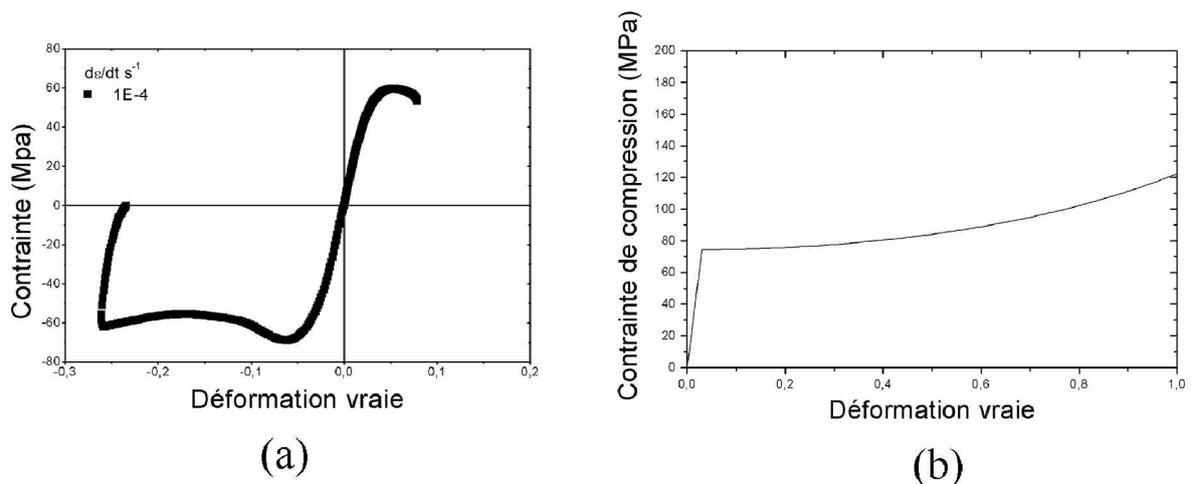


Figure 7.27 : courbe de traction compression du polycarbonate réalisée à 26°C (a) et courbe contrainte déformation obtenue avec la loi de G'Sell et Jonas [29] utilisée pour nos simulations.

### 4.5.2. Endommagement

Des endommagements sont également générés sur la surface du polycarbonate. Ces endommagements sont situés comme pour le PMMA dans l'aire de contact mais dans la partie frontale du contact. La Figure 7.28 présente cet endommagement. Cette figure présente une photographie et un schéma de l'endommagement (a), une photographie du sillon endommagé (b) ainsi qu'un relevé topographique (c) et sa réplique (d) du sillon de la rayure. La réplique est obtenue en inversant les coordonnées des hauteurs c'est-à-dire si  $z_1$  est une coordonnée d'un point du sillon alors dans la réplique  $z_1$  devient  $-z_1$ . Les bandes de cisaillement sont remarquables sur cette figure. Nous avons essayé de relier cet endommagement aux résultats de nos simulations.

La Figure 7.29 montre la contrainte principale (a) dans le plan (xy) et la contrainte de cisaillement maximal (b) issue des simulations réalisées avec une distribution de pression elliptique. Le polycarbonate s'endommage probablement par cisaillement. Nous voyons bien que ce n'est pas un critère en contrainte principale qui génère l'endommagement mais probablement une contrainte de cisaillement maximale située sous le contact comme dans le cas de l'endommagement obtenu lors de l'essai de rayure. Nous observons la même tendance avec la distribution de pression constante.

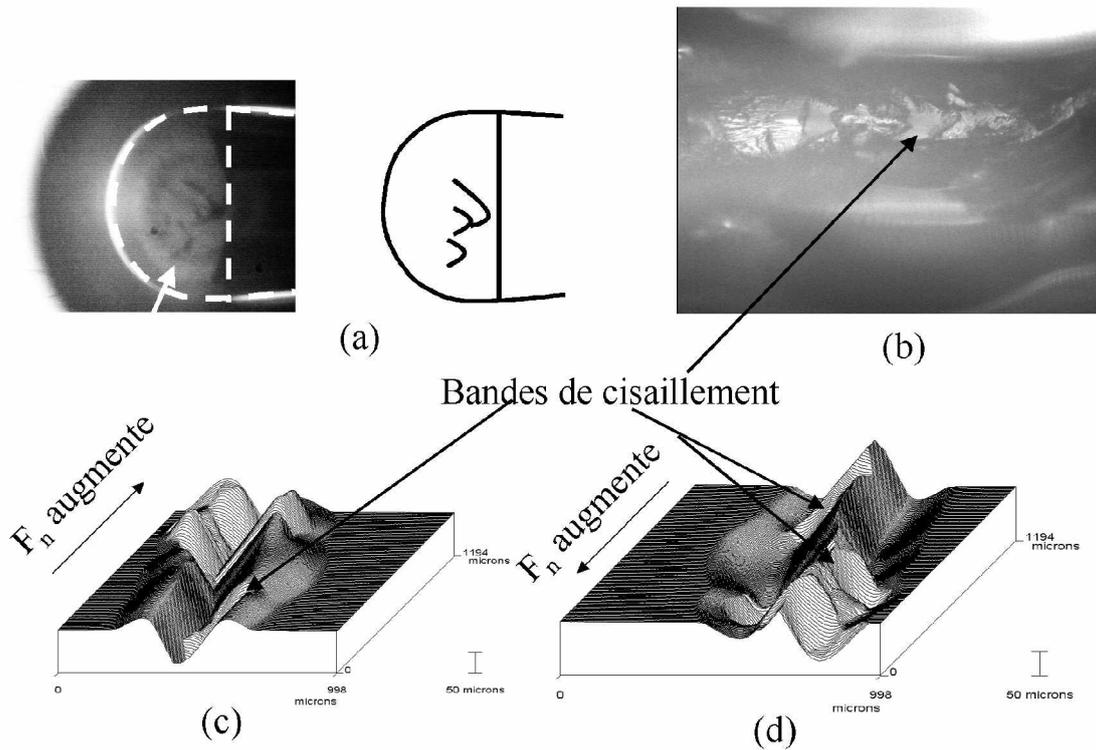


Figure 7.28 : photographie et schématisation de l'apparition de l'endommagement sous le contact, (b) photographie de sillon endommagé et (c) relevé topographique du sillon endommagé du polycarbonate (d) réplique du relevé topographique du sillon.

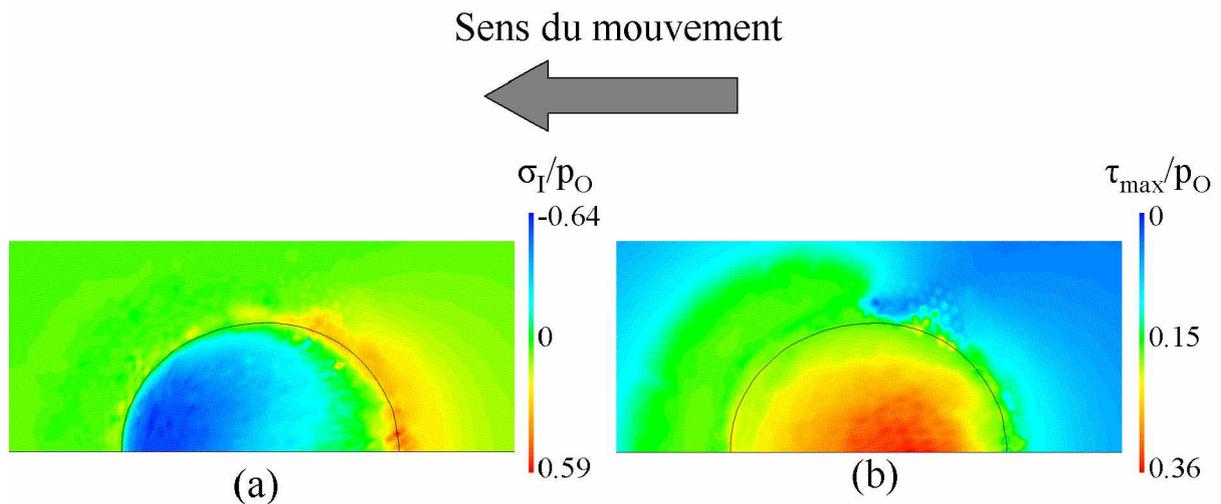


Figure 7.29 : contrainte principale (a) et contrainte de cisaillement (b) normées par la pression de contact maximale obtenues avec la distribution de pression elliptique.

## 5. RESULTATS SUR MATERIAU REVETU

### 5.1. Lois de comportement utilisées

Nous avons réalisé des simulations en configuration bicouche avec des lois simples dans un premier temps : une loi élastique pour le vernis et une loi élastique plastique parfait pour le substrat ont été utilisées. Dans un second temps des lois plus "réalistes", des lois élastiques plastiques avec durcissement ont été employées. La loi de G'Sell et Jonas [29] a été utilisée pour caractériser le matériau avec durcissement. La couche qui représente le substrat a les caractéristiques du CR39 et le revêtement a les caractéristiques de l'OA20. Les paramètres utilisés dans la relation de G'Sell et Jonas [29] sont issus de Bucaille [24]. Le substrat et le vernis ont respectivement un module élastique de 2 et 4 GPa. La contrainte seuil d'écoulement plastique est respectivement de 72 et 140 MPa pour le substrat et revêtement. La Figure 7.30 présente les lois de comportements utilisées pour les simulations.

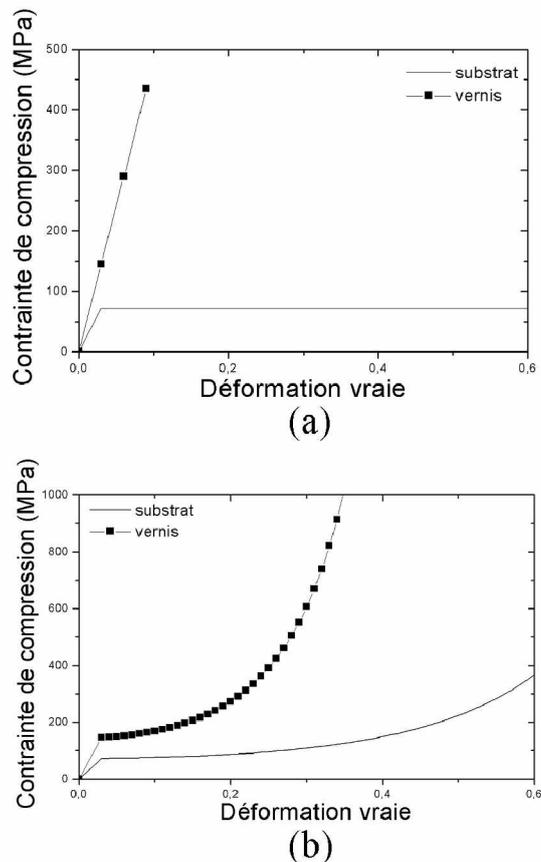


Figure 7.30 : Loi de comportement utilisée pendant les simulations. (a) loi simple élastique pour le vernis et élastique plastique parfait pour le substrat, (b) loi avec durcissement pour le vernis et le substrat.

Lors des essais expérimentaux sur des échantillons revêtus, des fissures sous la surface de contact ont été observées. Nous avons donc essayé, à partir de nos résultats de simulations, d'interpréter les résultats expérimentaux et de comprendre les mécanismes d'endommagement des vernis anti-rayure. Nous allons présenter tout d'abord les résultats obtenus à l'aide des lois

simples puis ceux avec les lois plus réalistes. Les simulations sont réalisées avec des pressions moyennes de contact, des épaisseurs du revêtement représentatives des valeurs issues des essais.

## 5.2. Vernis élastique substrat élastique plastique parfait

Dans le cas des lois simples, les différentes contraintes ont été regardées pour voir quelle serait l'origine d'apparition de la fissure. Il est généralement admis que l'apparition de la fissure sur le bord arrière du contact est due à une contrainte de traction et nous avons analysé la contrainte principale de traction. L'influence de différents paramètres sur la contrainte principale a été étudiée. Des paramètres tels que la plasticité du substrat, le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du vernis ( $a/e$ ), le rapport entre les modules élastiques du vernis et du substrat ( $E_v/E_s$ ) et le frottement ont été regardés.

### 5.2.1. Influence de la plasticité du substrat

La plasticité du substrat joue un rôle majeur sur la position de la contrainte principale maximale. La Figure 7.31 présente deux simulations : une avec le vernis et le substrat considérés comme élastique l'autre avec le vernis élastique et le substrat élastoplastique parfait. Tous les autres paramètres ( $E_v/E_s$ ,  $a/e$ ,  $\mu$ ) sont identiques. Le maximum de la contrainte principale de traction qui est sur le bord arrière lorsque le substrat a un comportement élastique entre dans le contact lorsque les déformations dans le substrat deviennent plastiques (Figure 7.31). De plus la valeur du maximum augmente quand le substrat est élastoplastique. Le maximum passe de  $0.98p_0$  à  $1.7p_0$ . Le substrat atteint un seuil dans sa résistance à la déformation et toute augmentation de la déformation accroît la contrainte principale.

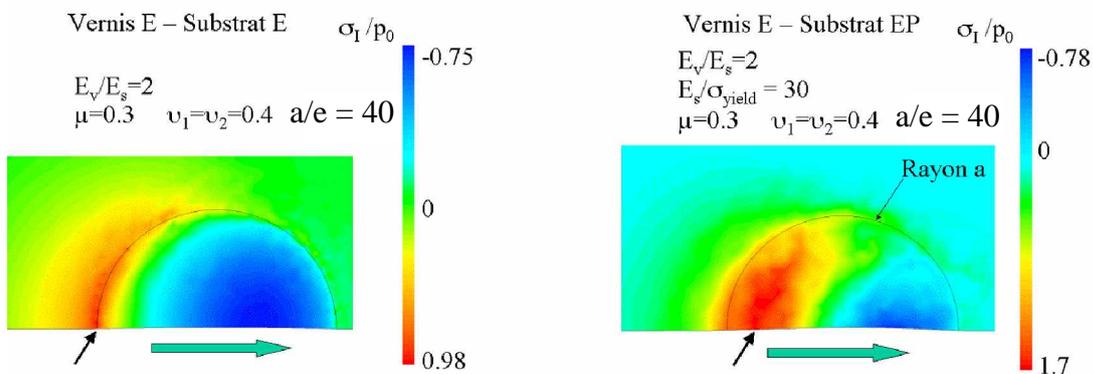


Figure 7.31 : Champs de contraintes principales obtenus lors de nos simulations. A gauche le vernis et le substrat sont élastiques, à droite le vernis est élastique et le substrat est élastique plastique parfait, la pression moyenne est identique ( $p_m=200$  MPa).

### 5.2.2. Influence de l'épaisseur du revêtement

Des simulations à différentes épaisseurs de revêtement ont été réalisées afin de regarder l'influence de l'épaisseur sur l'apparition de la fissure sous le contact. En d'autres termes, nous avons regardé le glissement de la contrainte principale sous le contact en fonction de

l'épaisseur du revêtement. La Figure 7.32 présente les isosurfaces de la contrainte principale pour deux épaisseurs de revêtement ( $e$ ) :  $e = a$  le rayon de contact et  $e = a/40$ . Les autres paramètres restent identiques, la pression de contact maximale est de 200 MPa. Nous remarquons également que le maximum de la contrainte principale augmente et entre sous le contact quand l'épaisseur du revêtement diminue. La Figure 7.33 présente l'évolution du maximum de la contrainte principale en fonction du rapport  $a/e$  pour 3 coefficients de frottement et pour  $E_v/E_s = 2.0$ . Les délimitations correspondent aux types de déformation du substrat (élastique E, élastoplastique EP ou plastique P), le vernis ne présente pas de déformation plastique puisque nous avons utilisé une loi élastique pour le caractériser. Cette figure illustre l'augmentation du maximum de la contrainte principale qui est d'autant plus rapide que le revêtement est fin et que le coefficient de frottement est élevé.

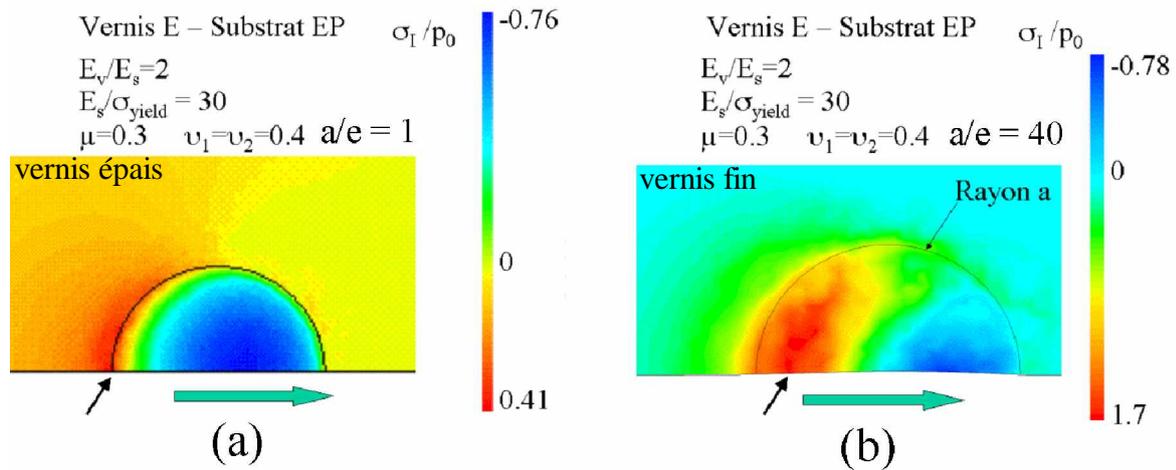


Figure 7.32 : champs de contrainte principale dans le plan (xy). (a)  $a/e = 1$  (rayon de contact sur épaisseur), (b)  $a/e = 40$ .

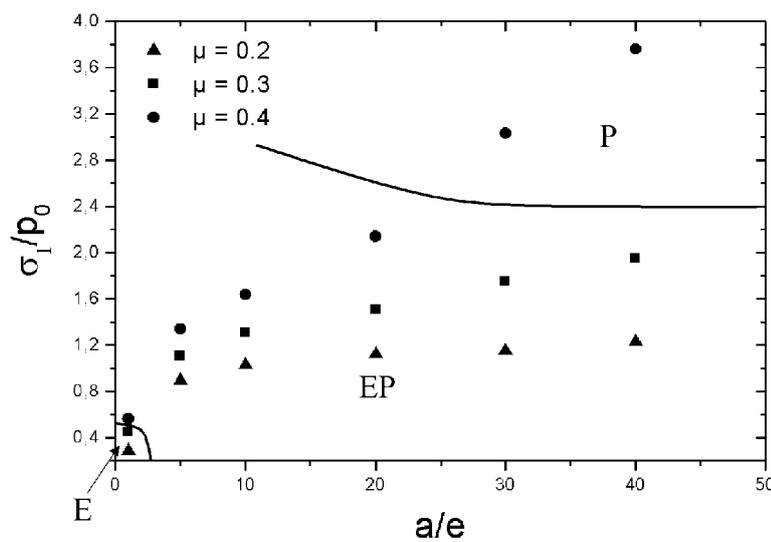


Figure 7.33 : évolution du maximum de la contrainte principale en fonction du rapport  $a/e$  pour 3 coefficients de frottement. ( $E_v/E_s = 2.0$ ).

### 5.2.3. Influence du rapport entre les modules élastiques

Le rapport  $E_v/E_s$  joue également un rôle majeur sur la position du maximum de la contrainte principale. En effet quand  $E_v/E_s$  augmente, c'est à dire quand le module élastique du vernis augmente, le maximum de la contrainte principale recule (s'approche du bord arrière) et sa valeur augmente. La Figure 7.34 présente le champ de contraintes principales pour une simulation effectuée avec un rapport entre le module élastique du vernis et du substrat ( $E_v/E_s$ ) de 0.1 et de 10. La pression de contact maximale est de 200 MPa. La Figure 7.35 présente l'évolution du maximum de la contrainte principale en fonction du rapport  $E_v/E_s$  pour 3 coefficients de frottement et pour  $a/e = 40$ . La valeur du maximum augmente quand le rapport  $E_v/E_s$  augmente. Les délimitations correspondent aux types de déformation du substrat (élastique E, élastoplastique EP ou plastique P), le vernis ne présente pas de déformation plastique puisque nous avons utilisé une loi élastique pour le caractériser.

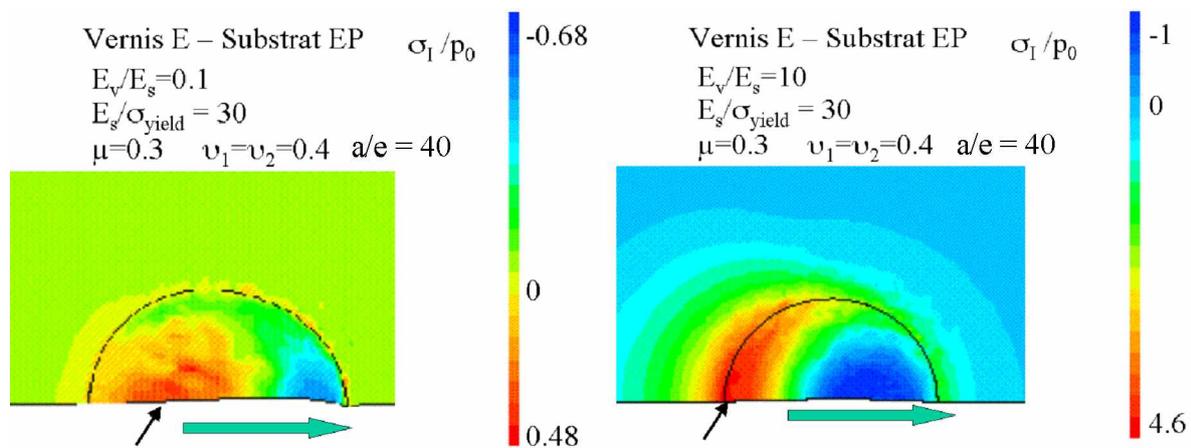


Figure 7.34 : contraintes principales dans le plan (xy), (a)  $E_v/E_s = 0.1$  et (b)  $E_v/E_s = 10$ .

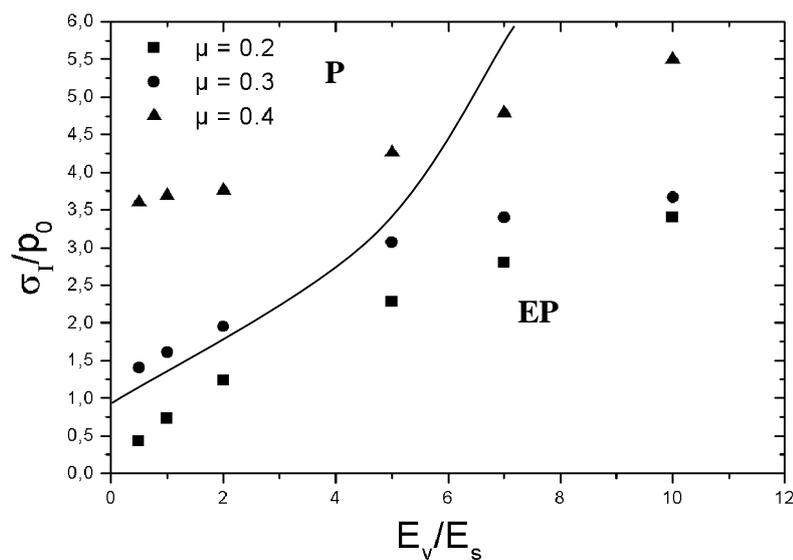


Figure 7.35 : évolution du maximum de la contrainte principale en fonction du rapport  $E_v/E_s$  pour 3 coefficients de frottement ( $a/e = 40$ ).

### 5.2.4. Influence du coefficient de frottement

Le coefficient de frottement joue un rôle majeur dans la localisation du maximum de la contrainte principale. En effet ce maximum entre sous le contact quand le coefficient de frottement augmente. La Figure 7.36 montre cette influence, le champ de contrainte principale pour différentes valeurs de frottements (0.1, 0.3 et 0.5) est représenté. Le maximum passe donc sous le contact à partir d'une certaine valeur de frottement. En jouant sur le coefficient de frottement local, l'apparition des fissures sous le contact est probable. Pour un même matériau il est donc possible en jouant sur le frottement de générer des fissures soit sur le bord arrière soit sous le contact.

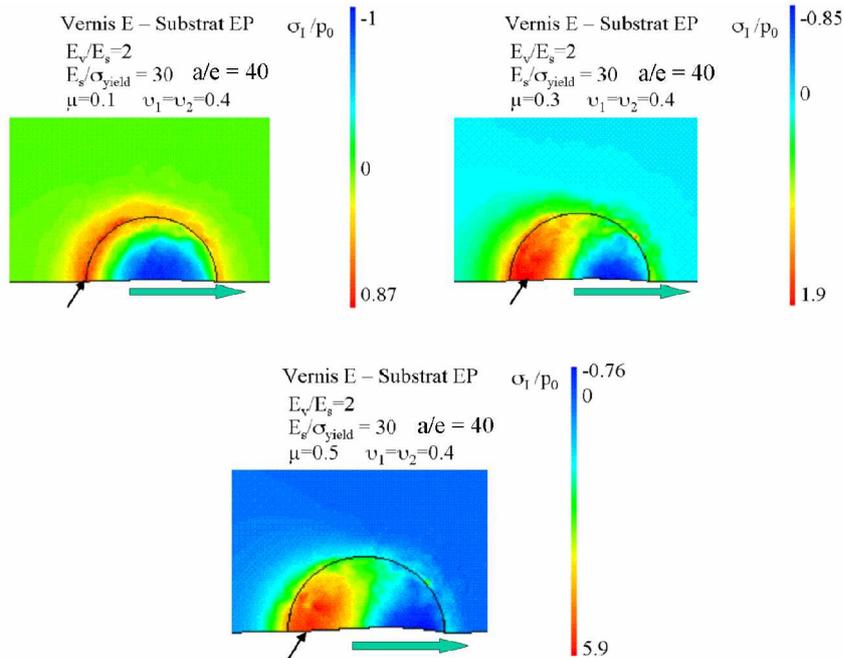


Figure 7.36 : influence du coefficient de frottement sur le champ de contrainte principale. Trois valeurs de frottement (0.1, 0.3 et 0.5) sont représentées.

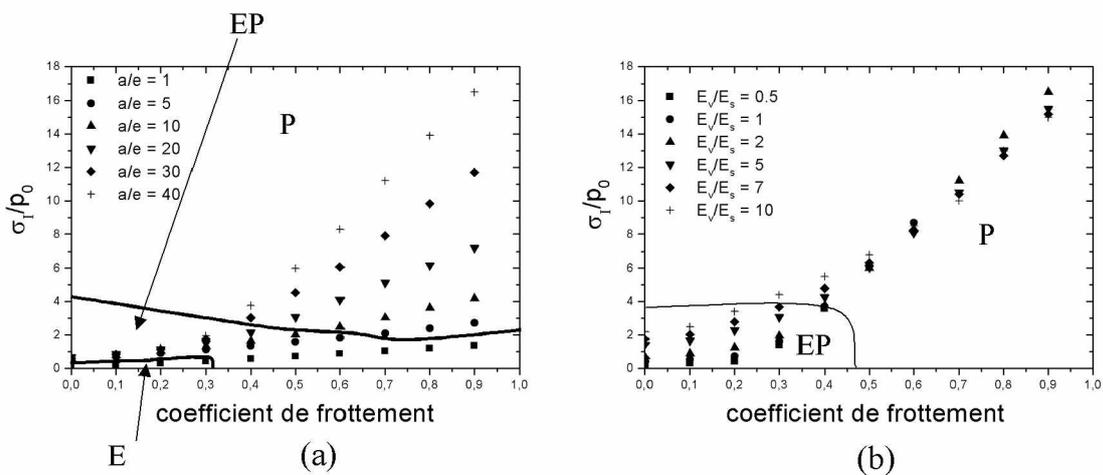


Figure 7.37 : évolution du maximum de la contrainte principale en fonction du coefficient de frottement local pour différents  $a/h$  ( $E_v/E_s = 2.0$ ) (a), pour différents  $E_v/E_s$  ( $a/e = 40$ ) (b).

La Figure 7.37 présente l'évolution du maximum de la contrainte principale en fonction du coefficient de frottement local pour différents  $a/e$  ( $E_v/E_s = 2.0$ ) (7.36.a) et pour différents  $E_v/E_s$  ( $a/e = 40$ ) (7.36.b). Le maximum de la contrainte augmente quand le coefficient de frottement augmente. Plus l'épaisseur du vernis est petit ( $a/e$  grand) plus l'augmentation de la contrainte est importante (7.36.a). Pour une épaisseur donnée ( $a/e = 40$ ), la valeur du maximum varie peu pour un coefficient de frottement donné surtout pour les frottements supérieurs à 0.5 (7.36.b). Comme défini précédemment, les délimitations correspondent aux déformations plastiques du substrat.

### 5.2.5. Localisation du maximum de la contrainte principale

Nous avons étudié la localisation du maximum de la contrainte principale. Pour cela nous avons défini une distance  $\delta$  qui correspond à la distance entre le maximum et le bord avant de contact. La Figure 7.38 définit cette distance. Nous avons regardé la position en fonction de différents paramètres tels que les modules élastiques, le coefficient de frottement, l'épaisseur du revêtement et la pression  $p_0$ . Le substrat est élastique plastique parfait alors que le vernis est élastique. Plusieurs simulations ont été réalisées avec des rapports  $E_v/E_s$  de 0.5, 1, 2, 5, 7 et 10, des coefficients de frottement de 0 à 0.9, des épaisseurs de revêtements normées par le rayon de contact de 1, 5, 10, 20, 30 et 40 et des pressions de contact maximales de 150, 200 et 300 MPa.

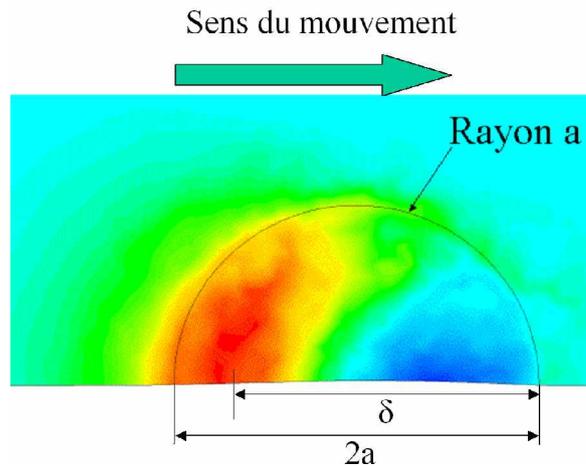


Figure 7.38 : distance  $\delta$  entre le maximum de la contrainte principale et le bord avant de contact.

La Figure 7.39 présente l'évolution du rapport  $\delta/2a$  en fonction de  $a/e$  pour  $E_v/E_s = 2.0$  (6.38.a), de  $E_v/E_s$  pour  $a/e = 40$  (6.38.b) et du coefficient de frottement pour  $E_v/E_s = 2.0$  et  $a/e$  qui varie (6.38.c). Le maximum de la contrainte principale rentre dans le contact quand le rapport  $a/e$  augmente, c'est-à-dire quand l'épaisseur du revêtement diminue (6.38.a). Ce maximum n'entre pas dans le contact pour les mêmes valeurs de  $a/e$  quand le coefficient de frottement augmente. L'évolution de  $\delta/2a$  en fonction du rapport  $E_v/E_s$  n'est pas aussi régulière que précédemment (6.38.b). Le rapport  $\delta/2a$  pour un rapport  $E_v/E_s$  de 2.0 et  $a/e$  qui varie montre une évolution remarquable (6.38.c). En effet, pour une épaisseur de revêtement

donnée, le rapport  $\delta/2a$  diminue jusqu'à atteindre un palier. Ce palier est présent pour toutes les épaisseurs de revêtement mais n'a pas la même valeur. La valeur du palier diminue quand le rapport  $a/e$  augmente (ou quand l'épaisseur du revêtement diminue).

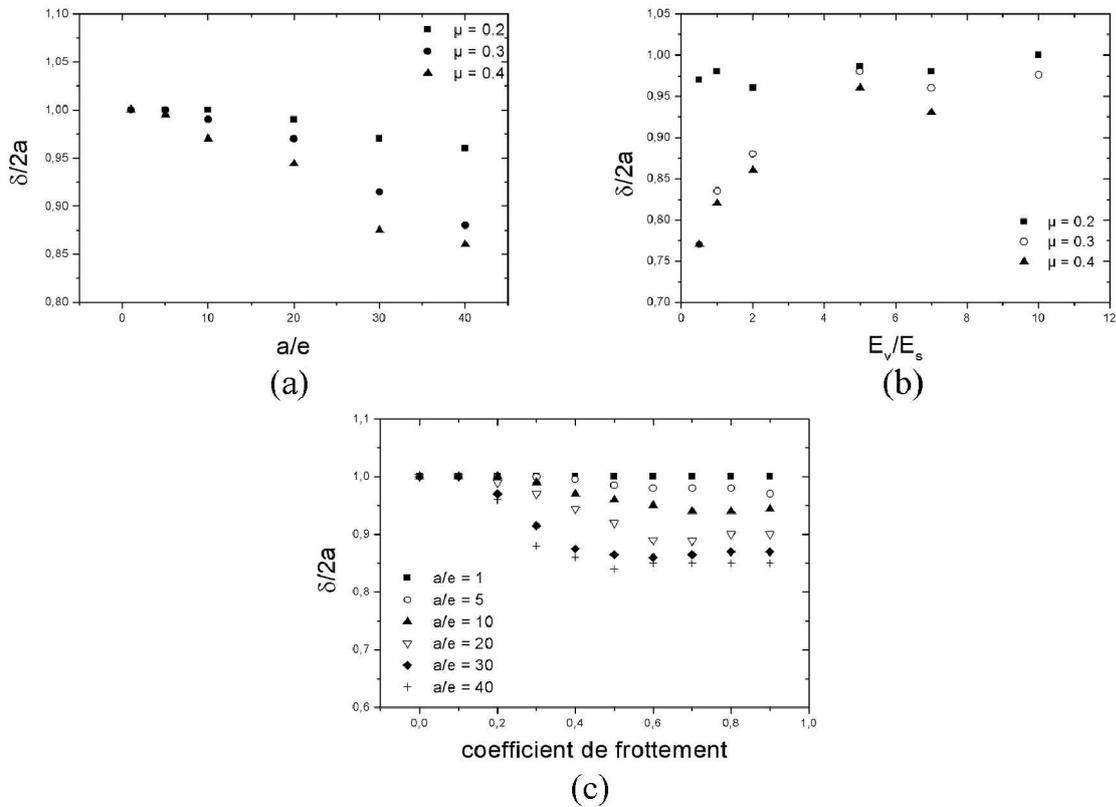


Figure 7.39 : évolution du rapport  $\delta/2a$  en fonction de  $a/e$  (a), de  $E_v/E_s$  (b) et du coefficient de frottement (c).

A partir de l'évolution de  $\delta/2a$  en fonction des différents paramètres cités ci-dessus, nous avons cherché une combinaison des ces paramètres pour essayer de voir pourquoi le maximum glisse sous le contact. Pour notre configuration, c'est-à-dire pour  $E_v/E_s$  égal à 2, l'évolution de la position du maximum de la contrainte principale a été tracée en fonction de  $p_0\mu(a/e)$  (Figure 7.40). Cette figure a été obtenue à partir des résultats de simulations effectuées avec des coefficients de frottement de 0 à 0.9, des pressions maximums de 100, 150 et 200 MPa et des épaisseurs de revêtements normées ( $a/e$ ) de 1, 5, 10, 20, 30 et 40. Nous remarquons que le maximum (ou  $\delta$ ) glisse sous le contact pour une même valeur. Une fois cette valeur atteinte,  $\delta/2a$  diminue linéairement et atteint un palier comme précédemment. Plus l'épaisseur du revêtement est petite (le rapport  $a/e$  est grand) plus le palier apparaît pour des valeurs de  $\delta/2a$  petites. En d'autres termes le maximum de la contrainte principale glisse sous le contact pour une même valeur de  $p_0\mu(a/e)$ . Ce maximum glisse plus ou moins loin en fonction de l'épaisseur du revêtement, plus le revêtement est fin plus le maximum se rapproche du centre du contact.

Le rapport  $\delta/2a$  a également été calculé à partir du résultat des simulations effectuées pour différentes valeurs de  $E_v/E_s$  comprises entre 0.5 et 10. Ce rapport a été tracé en fonction du rapport  $p_0\mu(a/e)(E_s/E_v)$  avec  $p_0$  la pression de contact maximale,  $\mu$  le coefficient de

frottement  $a/e$  le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du revêtement et le rapport entre le module du substrat ( $E_s$ ) et celui du revêtement ( $E_v$ ). La Figure 7.41 présente ce tracé. Nous remarquons que  $\delta$ , ou le maximum de la contrainte principale, glisse sous le contact pour une même valeur du rapport. Le substrat est soit élastoplastique soit plastique quand le maximum glisse sous le contact.

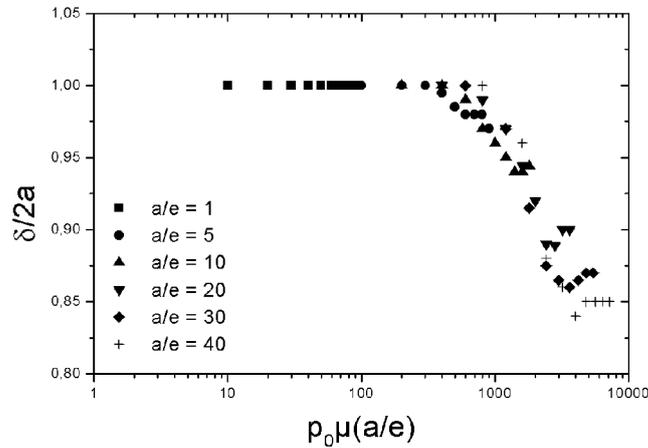


Figure 7.40 : évolution du rapport  $\delta/2a$  en fonction  $p_0\mu(a/e)$  pour un  $E_v/E_s$  égal à 2

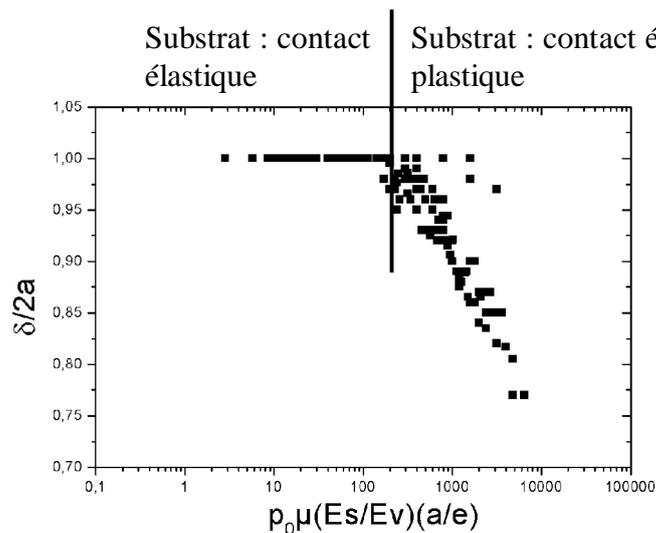


Figure 7.41 : évolution du rapport  $\delta/2a$  en fonction du rapport  $p_0\mu(a/e)(E_s/E_v)$  pour différentes valeurs de pression, de coefficient de frottement, d'épaisseur et de rapport  $E_v/E_s$

Nous avons voulu voir comment ce maximum se comportait en prenant une loi élastique plastique parfaite pour le vernis. La Figure 7.42 présente le champ de contrainte principale pour un vernis élastique et un substrat élastique plastique parfait (a) ainsi que pour un vernis et un substrat élastique plastique parfait (b). Le maximum de cette contrainte se situe sur le bord arrière de contact. Dès que le vernis est décrit par une loi élastique plastique, le maximum de la contrainte principale recule jusqu'au bord arrière.

La contrainte principale de traction peut donc entrer dans le contact si le vernis est élastique et le substrat élastoplastique parfait : "peau élastique sur substrat à seuil". Dès que le seuil du substrat est atteint, toute augmentation de la déformation augmente la contrainte du vernis.

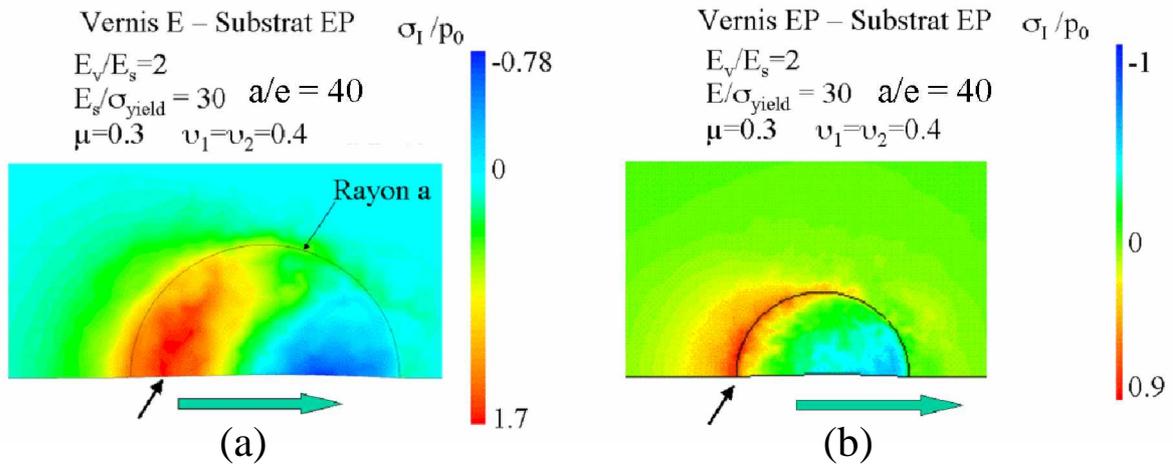


Figure 7.42 : champs de contrainte principale dans le plan (x,y) pour un vernis élastique et un substrat élastique plastique parfait (a) ainsi que pour un vernis et un substrat élastique plastique (b).

L'influence du durcissement du substrat et l'introduction d'une loi élastique plastique avec durcissement pour le vernis restent à analyser

### 5.3. Vernis et substrat élastique plastique avec durcissement

Le vernis et le substrat ont été caractérisés par une loi élastique plastique avec durcissement. Pour cela la loi de G'Sell et Jonas [29] avec les paramètres du vernis (OA20) et du substrat (CR39) donnés par Bucaille [24] ont été utilisés. La pression de contact maximale ( $p_0$ ) utilisée pour ces simulations est de 200 MPa. Cette valeur est issue des résultats expérimentaux. L'influence de l'ajout d'une loi élastique plastique avec durcissement pour le substrat, tout en gardant le vernis élastique a d'abord été étudiée. Le maximum de la contrainte principale est rejeté sur le bord arrière de contact (Figure 7.43a).

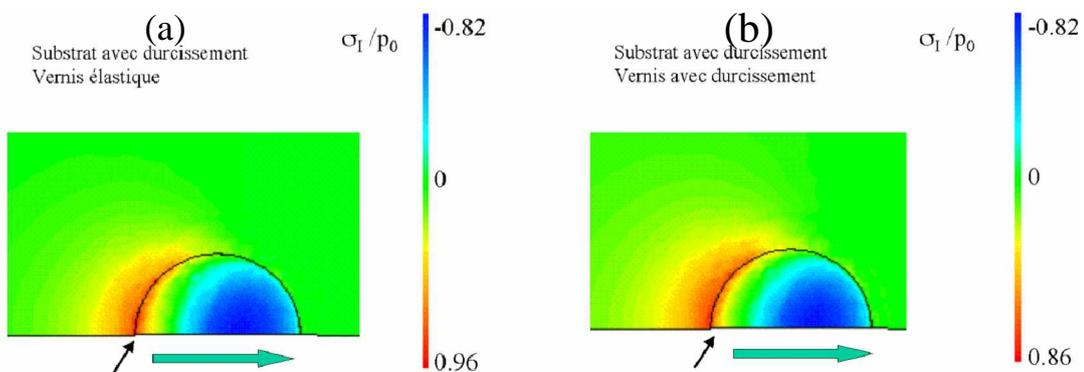


Figure 7.43 : champs de contrainte principale, (a) vernis élastique et substrat élastique plastique avec durcissement, (b) vernis et substrat élastique plastique avec durcissement.

L'introduction de la loi élastique plastique avec durcissement pour le substrat et le vernis présente la même tendance que précédemment. En effet le maximum de la contrainte principale se situe sur le bord arrière de contrainte (Figure 7.43b). Pratiquement le même champ de contrainte est obtenu dans les deux cas. Le durcissement du vernis (plasticité) diminue la contrainte principale de traction. Il faut donc trouver un critère qui puisse expliquer l'origine de la fissuration sous le contact.

Différents champs de contraintes et de déformations ont été étudiés. La Figure 7.44 présente le champ de contrainte principale, le champ de contrainte de cisaillement le champ de déformation principal. Le maximum de la contrainte principale se situe sur le bord arrière du contact, donc ce n'est pas un critère qui explique l'origine de l'apparition de la fissure pour la configuration élastique plastique avec durcissement pour le vernis et le substrat. Le champ de cisaillement présente un maximum situé sous tout le contact, et comme la fissure apparaît sous le contact mais entre l'aire dorsale et le centre du contact, ce n'est pas un bon critère. Le champ de déformation principal présente, au niveau de la surface, le maximum sous le contact, entre le bord arrière et le centre, endroit qui correspond bien à l'emplacement d'apparition de la fissure. Il est à souligner que le niveau estimé dans nos simulations numériques est en accord avec celui mesuré en traction simple (Tableau 7.1). Le CR39 nu casse pour des déformations de l'ordre de 4% alors que le CR39 revêtu casse vers 1% de déformation. La déformation principale semble être un critère qui explique la fissuration sous le contact.

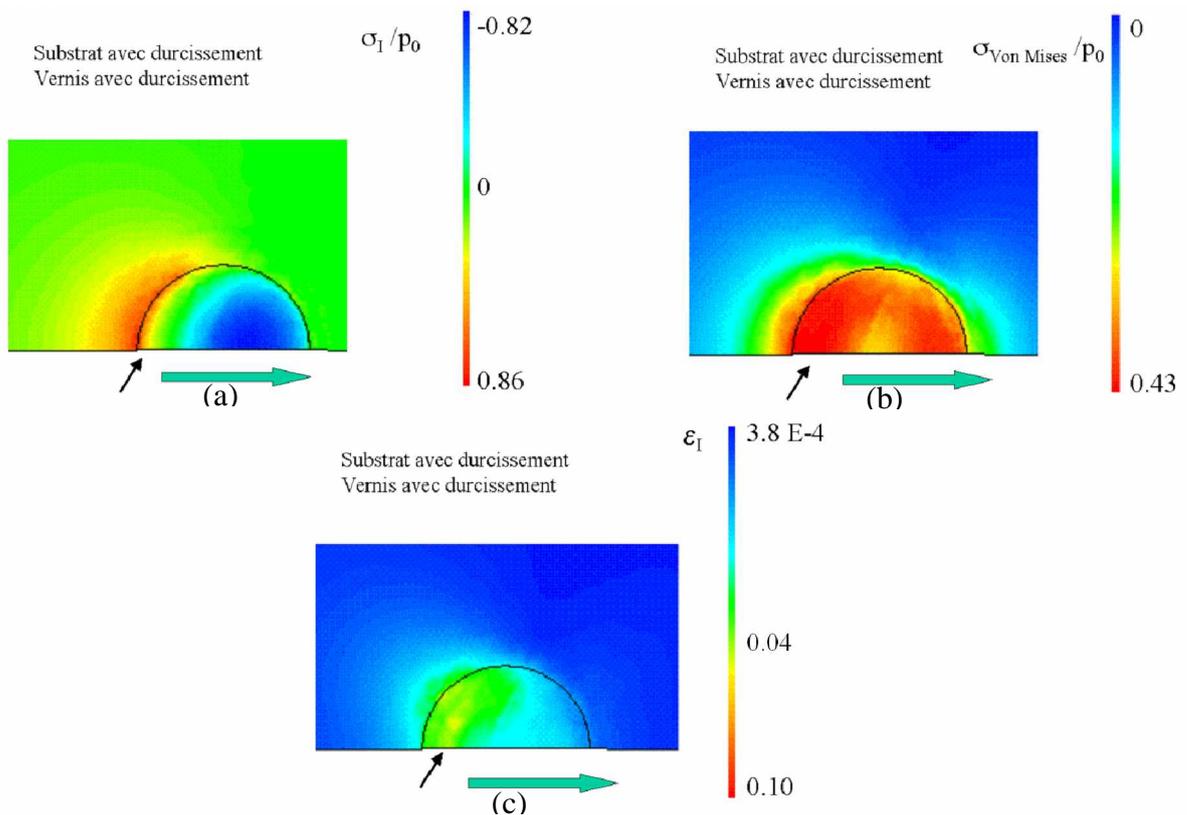


Figure 7.44 : (a) champ de contrainte principale, (b) champ de contrainte de cisaillement, (c) champs de déformation principale obtenus avec une loi élastique plastique avec durcissement pour le vernis et substrat.

	Déformation critique de rupture (%)
CR39 nu	$4 \pm 0.5$
CR39 revêtu	$2 \pm 0.3$

Tableau 7.1 : déformation critique de rupture pour le CR39 nu et le CR39 revêtu d'un vernis OA20 de 5  $\mu\text{m}$ . Ces valeurs sont issues des essais de traction réalisés pour deux vitesses de déformation.

## CONCLUSION

Un modèle numérique utilisant la méthode des éléments finis en configuration mono et bicouche a été développé et validé. Une analyse inverse pour essayer de relier les résultats des simulations aux endommagements observés a été faite.

- Pour le PMMA, le critère d'Oxbourough et Bowden [33] devient positif (apparition de crazing) au même endroit que l'endommagement observé in situ. Le PMMA semble fissurer par crazing.
- Les fissures du CR39 sont certainement dues à des contraintes de traction et de cisaillement situées proche du bord arrière de contact. Un critère doit être établi.
- Alors que l'endommagement observé pour le polycarbonate est sûrement dû à une contrainte de cisaillement maximale située sous le contact.

En configuration bicouche, nous avons également essayé de comprendre et d'expliquer l'apparition de la fissure sous le contact.

- Si le vernis est quasi élastique et le substrat élastique plastique parfait, le maximum de la contrainte principale glisse sous le contact. De plus les contraintes augmentent d'autant plus vite que le vernis est mince devant la largeur de contact, le module d'élasticité du vernis est grand devant celui du substrat et le coefficient de frottement est grand.
- Mais si le vernis et le substrat sont décrits par une loi élastique plastique avec durcissement, la contrainte principale de traction est de nouveau sur le bord arrière de contact. Un nouveau critère, la déformation principale, peut permettre d'expliquer l'origine de la fissuration sous le contact.

## REFERERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE G

- [1] J. Boussinesq, *Application des potentiels à l'étude de l'équilibre et du mouvement des solides élastiques*, Paris : Librairie Scientifique et Technique Albert Blanchard, 1969.
- [2] A. Floquet, Eurotib, 4<sup>ème</sup> Congrès Européen de Tribologie, Amsterdam 1985.
- [3] B. Villechaise, « Mécanique des Contacts : élasticité et rupture » Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées, 1985.
- [4] J.M. Leroy, « Modélisation thermoélastique des revêtements de surface utilisée dans les contacts non lubrifiés » Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées, 1989.
- [5] Y.Ju, T.N. Farris, *Journal of Tribology*, **119**, 1997, 156.
- [6] O'Sullivan T.C., King R.B., *Journal of Tribology* **110** (1988) 235.
- [7] S. Plumet, « Modélisation d'un milieu multicouche 3D sous sollicitations de contact : application aux prothèses de genou stérilisées » Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées, 1998.
- [8] S. Plumet, M.C. Dubourg, *Journal of Tribology* **120** (1998) 668.
- [9] N. Schwarzer, H. Djabella, F. Richter, R.D. Arnell, *Thin Solids Film*, **270**, 1995, 279.
- [10] K.C. Tang, A. Faulkner, N. Schwarzer, R.D. Arnell, F. Richter, , *Thin Solids Film*, **300**, 1997, 177.
- [11] H. Djabella, R.D. Arnell, *Thin Solids Film*, **223**, 1993, 87.
- [12] G. Subhash, W. Zhang, *Wear*, **252**, 2002, 123.
- [13] H. Djabella, R.D. Arnell, *Thin Solids Film*, **223**, 1993, 156.
- [14] H. Djabella, R.D. Arnell, *Thin Solids Film*, **226**, 1993, 65.
- [15] H. Djabella, R.D. Arnell, *Thin Solids Film*, **245**, 1994, 27.
- [16] Z.Q. Gong, K. Komvopoulos, *Journal of Tribology*, **125**, 2003, 16.
- [17] D. Dongfeng, K. Koji, *Thin Solids Film*, **245**, 1994, 115.
- [18] A.G. Tangena, S. Franklin, J. Franse, *Mechanics of Coatings*, 1989, 169.
- [19] E.R. Kral, K. Komvopoulos, *Journal of Tribology*, **119**, 1997, 332.
- [20] J.H. Lee, G.H. Xu, H. Liang, *Wear*, **251**, 2001, 1541.
- [21] K. Holmberg, A. Laukkanen, H. Ronkainen, K. Wallin, S. Varjus, *Wear*, **254**, 2003, 278.
- [22] P.L. Ko, S.S. Iyer, H. Vaughan, M. Gadala, *Wear*, **251**, 2001, 1265.
- [23] S. Tasgetiren, K. Alantas, *Materials and Design*, **24**, 2003, 273.
- [24] J-L. Bucaille, « Simulation numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques » Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (2001).
- [25] M. Barge, G. Kermouche, P. Gilles, J.M. Bergheau, *Wear*, **255**, 2003, 30.
- [26] C. Fond, Publication interne à l'ICS, 2004.
- [27] M. L. Edlinger, « Indentation elastoplastique de matériaux homogènes et revêtus. Etude théorique et confrontation à l'expérience », Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1991).
- [28] G.M. Hamilton, L.E. Goodman, *Journal of Applied Mechanics*, **33** (1966) 371.
- [29] C. G'Sell, J.J. Jonas, *Journal of Materials Science*, **14**, 1979, 583.
- [30] J.L. Bucaille, E. Felder, G. Hochstetter, *Wear*, **249**, 2001, 422.
- [31] S. Rabinowitz, I.M. Ward, J.S.C. Parry, *Journal of Materials Science*, **5**, 1970, 29.
- [32] K. Johnson, « Contact Mechanics », Cambridge University Press, 1985.
- [33] R.J. Oxborough, P.B. Bowden, *Philosophical Magazine*, **28**, 1973, 547.
- [34] B.P. Gearing, L. Anand, *International Journals of Solids and Structures*, **41**, 2004, 3125.



## CONCLUSIONS GENERALES & PERSPECTIVES

### 1. CONCLUSIONS

Les objectifs de nos travaux étaient d'une part de comprendre comment un vernis peut modifier la réponse mécanique d'un contact, d'autre part d'établir un critère de qualification de la tenue d'un vernis mais aussi de chercher une explication aux mécanismes d'endommagement des surfaces de polymères nus et revêtus.

La présence d'un vernis anti-rayure améliore la sensibilité à la rayure des polymères non revêtu. L'amélioration de résistance n'est pas à chercher à l'échelle macroscopique mais plutôt à l'échelle de la rugosité de la pointe. Un des rôles des vernis est d'annuler les microsillons plastiques qui apparaissent dans le sillon « principal » et qui bloquent la recouvrance de ce macrosillon. Ces microsillons sont générés par les rugosités de l'objet frottant. Le sillon laissé peut recouvrir si l'épaisseur du vernis est supérieure à la rugosité de la pointe. A géométrie de pointe donnée, la présence d'un vernis diminue sensiblement le frottement apparent. La pression de contact en fonction de la vitesse de déformation ne dépend pas de l'épaisseur du revêtement. L'existence d'un vernis mince ne modifie donc pas la réponse mécanique globale du contact. Ce sont les propriétés du substrat couplées à la géométrie de l'objet en contact qui gouvernent la déformation imposée, la forme du contact et la pression de contact.

Lors des essais sur les matériaux revêtus nous avons observé plusieurs sortes d'endommagements des surfaces de polymères. Dans le cas de polymères non revêtus, nous avons remarqué :

- des fissures ouvertes sur la surface du PMMA,
- un endommagement de type bande de cisaillement pour le polycarbonate,
- des fissures fermées sur la surface du CR39.

Pour le PMMA et le polycarbonate ces endommagements sont générés sous le contact entre la pointe et la surface du polymère, respectivement dans la partie dorsale et dans la partie frontale. Pour le CR39, les fissures sont générées proche du bord arrière de contact.

Dans le cas des polymères revêtus, de nombreuses sortes de fissures ont été observées, des fissures radiales avant et arrière, un second régime de fissurations, un endommagement de type poinçonnement ainsi que trois cinétiques d'écaillage. Un nouveau mécanisme de fissuration a également été remarqué : la fissure apparaît non pas à l'arrière du contact comme cela aurait pu être supposé, mais sous le contact. Ce mécanisme d'apparition de fissure a été étudié.

La rugosité de la pointe joue également un rôle dans la fissuration des vernis anti-rayures. En effet, les fissures sont fractionnées. Ce fractionnement est lié au nombre de rugosités « actives ». Pour que la fissure soit continue, il faut que l'épaisseur du vernis soit supérieure à la rugosité de la pointe.

Nous avons également montré qu'il n'y a pas de relation directe entre le frottement apparent et l'apparition de la fissure. Nous avons remarqué que la distance entre deux fissures est

relativement régulière. Nous avons donc étudié l'inverse de cette distance. La vitesse de glissement et la pression de contact ne sont pas des paramètres pertinents pour prévoir la fissuration. Par contre, la fissure apparaît pour une même largeur de contact. Si on norme cette distance par le rayon de la pointe, la fissure apparaît pour le même rapport entre le rayon de contact et le rayon de la pointe ( $a/R$ ) pour une épaisseur de vernis donnée. Ce rapport est proportionnel à la déformation moyenne dans le contact. Cette déformation critique augmente avec l'épaisseur du revêtement mais à condition qu'elle soit supérieure à la rugosité de la pointe. Le rapport entre l'épaisseur du revêtement et la rugosité de la pointe est un paramètre qui contrôle la forme et la périodicité de la fissure. Au-delà de 1, c'est-à-dire pour une épaisseur de revêtement supérieure à la rugosité, la périodicité est fonction de l'épaisseur du vernis. En deçà de 1, c'est la rugosité de la pointe qui contrôle la périodicité des fissures. L'influence de l'adhérence entre le vernis et le substrat a été étudiée. Le niveau d'adhérence n'influe pas sur l'apparition de la fissure mais elle modifie la distance entre deux fissures. Un second régime de fissuration a été observé. Il est caractérisé par l'apparition d'une fissure parallèle au bord du contact. Ce second régime apparaît pour une même largeur de contact quelle que soit l'épaisseur du revêtement. Si nous normons cette largeur par le rayon de la pointe, l'apparition de ce second régime se produit pour un même rapport ( $2a/R$ ) donc pour un même niveau de déformation, quel que soient le rayon de la pointe et l'épaisseur du vernis. Le comportement mécanique des vernis n'est pas à analyser en terme de charges critiques mais en terme de champs de contraintes et de déformations plus ou moins perturbés par le frottement local entre la pointe et le revêtement.

Nous avons développé un modèle utilisant la méthode des éléments finis en configuration mono et bicouche à l'aide du logiciel Cast3M © (développé au CEA) pour obtenir les champs de déformations et de contraintes. Nous avons essayé de relier les endommagements observés expérimentalement aux résultats de nos simulations.

L'analyse des différents résultats numériques a permis de fournir des explications aux endommagements observés sur la surface des matériaux nus. En effet, le PMMA fissure probablement par crazing (craquelures). Le CR39, qui a un durcissement plus important que le PMMA et le polycarbonate, fissure sûrement à cause des contraintes de traction et de cisaillement maximale située proche du bord arrière de contact. L'endommagement observé sur la surface du polycarbonate (bande de cisaillement) est sûrement dû à une contrainte de cisaillement maximale située sous le contact, dans la partie frontale.

En configuration bicouche, nous avons utilisé dans un premier temps des lois de comportement simples : une loi élastique pour le vernis et une loi élastique plastique parfait pour le substrat. La plasticité du substrat joue un rôle majeur sur la position de la contrainte principale maximale : la contrainte principale de traction qui est sur le bord arrière lorsque le substrat a un comportement élastique entre dans le contact lorsque les déformations dans le substrat deviennent plastiques et la valeur de cette contrainte principale augmente. Les influences du rapport entre l'épaisseur du vernis et la largeur du contact, du rapport entre le module élastique du revêtement et du substrat ( $E_v/E_s$ ) et du coefficient de frottement sur la position et la valeur de cette contrainte principale ont été analysées. La contrainte principale de traction augmente d'autant plus vite que le vernis est mince devant la largeur de contact, que le module d'élasticité du vernis est grand devant celui du substrat et que le frottement est important.

Dans un second temps, nous avons utilisé des lois plus "réalistes", des lois élastiques plastiques avec durcissement (loi de G'Sell Jonas). L'introduction de durcissement dans la loi du substrat rejette la contrainte principale de traction à l'arrière du contact, tendance

accentuée si un durcissement est introduit dans la loi du vernis. Ce recul de la position est associé à une diminution de la contrainte principale. Contrairement à ce qui était couramment admis (contrainte principale sur le bord arrière du contact), l'hypothèse la plus probable pour expliquer la fissuration de ces vernis anti-rayures minces sous le contact semble être un critère de déformation principale : seule la déformation principale présente un maximum sous le contact au niveau de la surface à une position en accord avec les observations expérimentales. Il est à souligner que le niveau estimé dans nos simulations numériques est en accord avec celui mesuré en traction simple.

## 2. PERSPECTIVES

### PROPRIETE DU REVETEMENT

Le manque d'informations sur les propriétés mécaniques du vernis et du CR39 limite l'analyse expérimentale et numérique. Une des perspectives de ce travail serait de développer l'analyse des propriétés comme la ténacité  $K_{Ic}$ , la recherche de critère de rupture voire plus simplement la compréhension de la piézodépendance pour pouvoir reprendre et affiner l'analyse numérique inverse. Des essais de micro-indentation sur les matériaux revêtus en utilisant notre dispositif expérimental pourraient permettre d'identifier les grandeurs critiques conduisant à la rupture des couches minces : grâce à la vision in-situ de ce dispositif, la forme et l'aire de contact ainsi que les dimensions de la fissure générée sur la surface du revêtement seront connues. En réalisant des simulations numériques en configuration indentation à déplacement imposé (la distribution de pression est imposée par une pointe numérique) le champ de contrainte serait connu. A partir des dimensions de la fissure, du champ de contrainte et des relations issues de la mécanique de la rupture, les propriétés des revêtements pourront être déterminées.

Lors des essais, la longueur des fissures n'a pas été exploitée. Cette longueur est aussi régulière que l'espacement. L'étude de celle-ci associée aux simulations numériques permettrait de comprendre le mécanisme de croissance de la fissure et de déterminer des propriétés du revêtement probablement pour un autre mode de rupture.

Un couplage plus fort avec la mécanique de la rupture est donc nécessaire pour estimer les propriétés du matériau et comprendre le mécanisme d'apparition des fissures.

### PROPRIETE INTERFACIALE

L'effet de l'adhérence entre le vernis et le substrat sur la longueur des fissures a très peu été étudié. Lors nos essais, nous avons observé deux endommagements différents, la fissure et l'écaillage. En effet il y a tout d'abord l'apparition d'une fissure qui croit jusqu'au bord du sillon. Une fois celle ci sortie du sillon, il se produit un décollement latéral du vernis. Ce décollement allonge la longueur des fissures et une analyse de ce phénomène permettrait d'affiner la compréhension des mécanismes de fissuration et d'écaillage, et d'expliquer cette transition de comportement.

Le décollement du vernis est toujours précédé par l'apparition d'une fissure. En augmentant légèrement la déformation dans le contact, par augmentation de la force normale et en conséquence la hauteur de bourrelets frontaux et latéraux, le régime de fissuration stable subit une instabilité qui entraîne l'écaillage du revêtement. La cinétique d'écaillage dépend de l'adhérence vernis/substrat et ce rôle de l'adhérence a déjà été observé.

Lors de nos essais nous avons observé trois cinétiques d'écaillage. Nous avons nommé ces trois endommagements respectivement écaillage type 1, écaillage type 2 et « le plissement de tapis » :

- L'écaillage type 1 se produit de la manière suivante : une fois la fissure générée, la pointe avance et forme un bourrelet au niveau du substrat. Le vernis subit une flexion qui entraîne l'écaillage du vernis. Une fois l'écaillage produit, la pointe remonte sur le vernis car l'adhérence vernis-substrat est suffisante pour supporter le champ de contraintes généré lors de la remontée. Dès que la pointe est remontée, le processus recommence : fissuration puis écaillage qui est dû à la flexion du vernis.
- L'écaillage type 2 se produit dans le cas d'un vernis « faiblement adhérent ». Après le premier écaillage, la pointe ne remonte plus sur le vernis.
- Le troisième mode d'endommagements est le « plissement de tapis ». Après l'apparition de la fissure, la pointe pousse le vernis qui glisse et se soulève. Il se forme ainsi un pli qui se ferme au fur et à mesure de l'avancée de la pointe. Quand le pli est refermé un nouveau pli se forme devant celui-ci. Les deux écaillages (type 1 et 2) seraient observés dans le cas de revêtement élastique-fragile alors que le « plissement de tapis » serait observé dans le cas d'un revêtement élastoplastique.

Les futurs travaux pourront essayer de déterminer les propriétés interfaciales du revêtement. Des modèles mécaniques devront être développés pour accéder à ces valeurs. L'écaillage de type 1 se produit sous l'effet de contraintes de flexions produites par le bourrelet frontal. Une relation énergétique pourra être développée en prenant en compte l'énergie élastique emmagasinée par le vernis en flexion, l'énergie nécessaire pour rayer et l'énergie de création de surface décollée accessible grâce à la vision in-situ et en utilisant le critère de Griffith. Pour l'écaillage de type 2, l'absence de remontée entraîne des contraintes de flambement dues au déplacement continu de la pointe. Le modèle énergétique qui sera développé pour cet écaillage devra en plus des paramètres de l'écaillage de type 1, prendre en compte une contrainte de flambement. Pour le « plissement de tapis », un modèle énergétique peut également être développé en prenant en compte l'énergie due à la pointe qui pousse le vernis, l'énergie de création de surface et l'énergie de déformation plastique du pli.

## RESUME

Les polymères sont sensibles à la rayure. L'amélioration de la résistance à la rayure est un enjeu stratégique pour les industriels. Une des solutions passe par l'emploi de couches minces de polymère comme couches anti-rayure. La chimie des polymères a permis le développement des vernis avec succès mais l'analyse mécanique du contact glissant et les moyens d'essais doivent être développés pour permettre de comprendre les raisons de ces succès.

Des travaux expérimentaux sur matériaux finement caractérisés utilisant le dispositif expérimental « micro-visio-scratch » développé au laboratoire et une analyse mécanique avec recours à des simulations numériques ont été réalisés. Des polymères nus et revêtus ont été testés et leurs comportements analysés. Pour ces polymères transparents, le dispositif expérimental permet d'enregistrer in-situ l'aire réelle de contact et le début du sillon.

Le PMMA, présente un endommagement sous la surface de contact et fissure probablement par crazing. L'endommagement du polycarbonate, généré également sous la surface de contact, est vraisemblablement dû à un cisaillement. Le CR39, qui a un durcissement plus important que le PMMA et le polycarbonate, fissure sûrement à cause des contraintes de traction et de cisaillement maximale située proche du bord arrière de contact.

L'étude des vernis anti-rayure a permis de montrer qu'un des rôles des vernis est d'annuler les microsillons plastiques qui apparaissent dans le sillon « principal » et bloquent la recouvrance de ce macrosillon. De plus, l'étude de la fissuration a permis de montrer que pour un rayon de pointe donné, la transition entre un sillon lisse et un sillon fissuré est toujours observée pour une même largeur de contact. Contrairement à ce qui était couramment admis (contrainte principale sur le bord arrière du contact), l'hypothèse la plus probable pour expliquer la fissuration de ces vernis anti-rayure minces sous le contact semble être un critère de déformation principale.

## ABSTRACT

Most of polymeric glasses are sensitive to scratching and coating is a common way of improving the scratch behaviour of the materials. By the chemistry of polymers, this coating has been developed with success ; nevertheless mechanic analysis of contact have to be developed in order to try understanding the reason of this success.

In one hand, experimental studies on known materials, using the scratch apparatus developed at laboratory and in the other hand mechanical analysis with numerical simulation have been done. Coated and non-coated polymeric materials have been tested. For this polymeric materials, the scratch apparatus allow to record pictures of the in-situ contact.

PMMA shows damage under the contact area and cracks probably by crazing. The damage of polycarbonate, generated under the contact area, is probably due to shear stress. CR39, that had more severe hardening than PMMA and polycarbonate, cracks ; it is certainly due to the tensile and shear stresses which are located near the rear contact area.

Scratching of polymeric coatings have been studied. It has been shown that the coating will hinder the micro-scratch created by the roughness of the tip at the surface of the macro-groove. Moreover the study of cracking has been shown that, for a given tip radius, the cracking transition is always observed at the same contact width. It's generally assumed that cracking appears at the rear edge of contact ; but in our investigation cracking have been observed under the contact area. The hypothesis to explain this cracking under the contact area seems to be a main strain criterion.