



HAL
open science

Influence des longueurs internes sur la tenue mécanique d'un film anti-rayure

Tristan Bourrel

► **To cite this version:**

Tristan Bourrel. Influence des longueurs internes sur la tenue mécanique d'un film anti-rayure. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Strasbourg, 2017. Français. NNT : 2017STRAE002 . tel-01611592

HAL Id: tel-01611592

<https://theses.hal.science/tel-01611592v1>

Submitted on 6 Oct 2017

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Thèse

Pour obtenir le grade de

Docteur de l'Université de Strasbourg

Discipline : Mécanique des matériaux

Soutenue le 13 avril 2017 par

Tristan BOURREL

Influence des longueurs internes sur la tenue mécanique d'un film anti-rayure

INSTITUT CHARLES SADRON – UPR22 CNRS

- Membres du jury -

| | | |
|---------------|-------------------------|---|
| Rapporteurs : | Marie-Christine BAIETTO | Directrice de recherches, INSA de Lyon |
| | Didier CHICOT | Professeur, Université de Lille |
| Examineurs : | Marie-Ange BUENO | Professeur, Université de Haute Alsace |
| | Jean DENAPE | Professeur, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tarbes |
| Directeur : | Christian GAUTHIER | Professeur, Université de Strasbourg |
| Encadrant : | Vincent LE HOUEROU | Maître de conférences HDR, Université de Strasbourg |
| Invité : | Pierre GERARD | ARKEMA, Colombes |



REMERCIEMENTS

Tout d'abord, je tiens à remercier Christian GAUTHIER, mon directeur de thèse, directeur de l'Institut Charles Sadron de Strasbourg ainsi que chef de l'équipe Physique-Mécanique et Tribologie des Polymères dans laquelle j'ai eu la chance de pouvoir faire ma thèse. Ensuite, je tiens à remercier Vincent LE HOUEROU, qui a encadré ma thèse, et qui m'a ainsi partagé son expérience et ses connaissances. J'ai apprécié travailler et discuter avec mes deux encadrants. Je les remercie pour m'avoir soutenu et également pour leur accompagnement tout au long de ces années.

Je suis honoré de la participation de Marie-Christine BAIETTO et Didier CHICOT en tant que rapporteurs de ce travail. Je leur adresse mes sincères remerciements. Je remercie Jean DENAPE pour avoir présidé ce jury de thèse.

Un grand merci aux membres de l'équipe PMTP qui m'ont apporté leur aide, notamment Leandro JACOMINE et Damien FAVIER pour tous leurs conseils et les discussions que nous avons pu avoir. Je remercie Valentin, collègue de bureau et ami avec qui j'ai partagé de nombreux moments de ma thèse et tout simplement de ma vie. Je remercie aussi tous les collègues de Strasbourg pour les bons moments passés, avec une mention spéciale pour Magali.

Mes remerciements vont également à mes anciens collègues de DELPHI et notamment à Céline d'Orléans qui a encadré le début de ma thèse, encadrement qui n'a pu se poursuivre pour des raisons indépendantes de notre volonté.

Merci à toute ma famille et spécialement à mes parents pour leur amour et leur soutien constant et aussi à ma petite sœur et mon grand frère qui ont toujours été présents et cru en moi. Je remercie bien évidemment tous mes amis proches qui m'ont soutenu au quotidien pour avoir fait de cette thèse un moment particulier de ma vie.

Enfin, j'ai apprécié les moments de partage et de loisir qui ont accompagné cette thèse, les repas, barbecues, soirées et bien sûr les parties endiablées de babyfoot.

Plan

Table des matières

| | | |
|-----------|---|----|
| 1 | Introduction..... | 9 |
| 2 | Bibliographie..... | 13 |
| 2.1 | La rayure expérimentale | 13 |
| 2.2 | La simulation numérique de la rayure..... | 16 |
| 2.3 | Les critères d'endommagement..... | 25 |
| 2.3.1 | Types d'endommagements de matériaux massifs..... | 25 |
| 2.3.2 | Types d'endommagements de matériaux revêtus..... | 26 |
| 2.3.3 | Liste des critères d'endommagements des polymères et des interfaces pour différents mécanismes..... | 31 |
| 2.3.3.1 | Systèmes massifs..... | 31 |
| 2.3.3.2 | Systèmes revêtus..... | 33 |
| 3 | Outils et méthodes..... | 37 |
| 3.1 | Apport de la visualisation <i>in-situ</i> dans l'essai de rayure | 37 |
| 3.1.1 | Micro-Visio-Scratch | 37 |
| 3.1.1.1 | Fonctionnement du MVS..... | 37 |
| 3.1.1.2 | Définition du rapport a/R..... | 40 |
| 3.1.1.3 | Définition du frottement..... | 40 |
| 3.1.2 | Apport de la visualisation <i>in situ</i> dans l'analyse des endommagements dus à la rayure | 41 |
| 3.1.2.1 | Les différents types | 41 |
| 3.1.2.1.1 | Déformations (élastiques, plastiques, visqueuses)..... | 41 |
| 3.1.2.1.2 | Fissurations..... | 41 |
| 3.1.2.2 | Exemples de l'endommagement de 3 polymères..... | 42 |
| 3.1.2.2.1 | PMMA..... | 42 |
| 3.1.2.2.2 | PC..... | 42 |
| 3.1.2.2.3 | CR39..... | 43 |
| 3.1.2.3 | Approche numérique | 43 |
| 3.1.3 | Film anti-rayure | 43 |
| 3.1.3.1 | Concept du film anti-rayure | 43 |
| 3.1.3.2 | Endommagements | 44 |
| 3.1.3.2.1 | Les différents types d'endommagements (fissuration - écaillage - délaminage) | 44 |

| | | |
|-----------|--|----|
| 3.1.3.2.2 | Exemple du PC revêtu..... | 44 |
| 3.2 | Modélisation numérique de la rayure..... | 48 |
| 3.2.1 | Modèles par élément finis 3D développés..... | 48 |
| 3.2.1.1 | Lois de comportement applicables | 48 |
| 3.2.1.1.1 | Loi élastique linéaire..... | 49 |
| 3.2.1.1.2 | Loi élastique-plastique bilinéaire | 49 |
| 3.2.1.1.3 | Loi de G'Sell et Jonas | 50 |
| 3.2.1.2 | Modèle massif | 51 |
| 3.2.1.2.1 | Généralités | 51 |
| 3.2.1.2.2 | Maillage | 52 |
| 3.2.1.2.3 | Conditions aux limites | 52 |
| 3.2.1.2.4 | Comparaison préliminaire avec les résultats de Demirci [50] | 53 |
| 3.2.1.3 | Modèle revêtu multi-paramètres..... | 56 |
| 3.2.1.3.1 | Maillage du film..... | 57 |
| 3.2.1.3.2 | Paramètres variables..... | 57 |
| 3.2.1.4 | Synthèse des critères..... | 57 |
| 3.2.2 | Outils utilisés ou développés..... | 61 |
| 3.2.2.1 | Analyse des distributions des champs de déformation et de contrainte | 61 |
| 3.2.2.2 | Analyse de critères d'endommagements..... | 62 |
| 3.2.2.2.1 | Courbes des composantes des déformations et des contraintes | 62 |
| 3.2.2.2.2 | Courbe du critère $\tau = f(\sigma N)$ | 63 |
| 4 | Résultats et discussions pour les systèmes massifs | 67 |
| 4.1 | Validation des modèles et influences fondamentales | 67 |
| 4.1.1 | Loi élastique - influence du frottement (0/0,3/0,4/0,5/0,6) | 67 |
| 4.1.2 | Loi élasto-plastique – coefficient de frottement (0 et 0,3) | 76 |
| 4.2 | Définition des critères d'endommagement | 82 |
| 4.2.1 | Champs de contraintes et déformations..... | 83 |
| 4.2.2 | Courbes des contraintes et déformations sur la ligne d'intersection surface/plan de symétrie | 83 |
| 4.3 | Confrontation entre les endommagements observés et les champs de déformations et contraintes pour les surfaces de 3 polymères non-revêtus..... | 83 |
| 4.3.1 | PMMA..... | 85 |
| 4.3.2 | PC..... | 90 |
| 4.3.3 | CR39..... | 93 |
| 4.4 | Conclusions intermédiaires - systèmes massifs | 95 |

| | | |
|---------|--|-----|
| 5 | Résultats et discussions pour les systèmes revêtus | 97 |
| 5.1 | Cas réels..... | 97 |
| 5.1.1 | Polycarbonate revêtu - délaminage + écaillage | 97 |
| 5.1.1.1 | Observations expérimentales..... | 97 |
| 5.1.1.2 | Résultats numériques de l'analyse du phénomène de rupture interfaciale (délaminage)..... | 100 |
| 5.1.1.3 | Etude numérique de l'influence du frottement, du rapport E_f/E_s et de l'épaisseur du film sur la contrainte normale interfaciale..... | 102 |
| 5.1.1.4 | Influence de l'adhérence sur le délaminage "latéral" d'un film déposé sur un PC . | 103 |
| 5.1.2 | CR39 revêtu - fissures concaves | 106 |
| 5.1.2.1 | Observations expérimentales..... | 107 |
| 5.1.2.2 | Résultats numériques..... | 108 |
| 5.1.3 | CR39 revêtu - influence en température..... | 110 |
| 5.1.3.1 | Observations expérimentales - Matériaux et paramètres | 110 |
| 5.1.3.2 | Traduction des variations de températures en propriétés mécaniques..... | 111 |
| 5.1.3.3 | Résultats numériques..... | 113 |
| 5.2 | Étude paramétrique | 117 |
| 5.2.1 | Validation : simulation élastique/élastique sans frottement local | 117 |
| 5.2.2 | Influence de l'épaisseur..... | 117 |
| 5.2.2.1 | Prérequis, Courbe $\tau = f(\sigma)$ | 118 |
| 5.2.2.2 | Epaisseur 10 μm | 120 |
| 5.2.2.3 | Epaisseur 20 μm | 123 |
| 5.2.2.4 | Epaisseur 50 μm | 124 |
| 5.2.2.5 | Epaisseur 100 μm | 125 |
| 5.2.3 | Influence du module d'Young..... | 126 |
| 5.2.3.1 | Module d'Young du film multiplié par 10 (23 GPa)..... | 126 |
| 5.2.3.2 | Module d'Young du film divisé par 10 (230 MPa)..... | 127 |
| 5.2.3.3 | Influence du module d'Young du substrat : cas réel..... | 128 |
| 5.2.4 | Synthèse en fonction de l'influence du confinement | 129 |
| 5.2.5 | Ecrouissage..... | 130 |
| 5.2.5.1 | Configuration de référence | 130 |
| 5.2.5.2 | Ecrouissage du substrat..... | 131 |
| 5.2.5.3 | Ecrouissage du film..... | 132 |
| 5.2.6 | Influence du frottement local | 133 |
| 5.2.6.1 | Couples E/EP et EP/EP , cas expérimental du CR39 revêtu..... | 133 |

| | | |
|---------|--|-----|
| 5.2.6.2 | Couple E/EP, $\mu = 0,2$ et $0,4$, $a/R = 0,49$ | 133 |
| 5.2.7 | Tendances dégagées à l'issue de cette étude paramétrique | 135 |
| 5.3 | Conclusions intermédiaires - systèmes revêtus | 135 |
| 6 | Conclusions et perspectives | 139 |
| 6.1 | Conclusions générales | 139 |
| 6.2 | Perspectives..... | 140 |
| 6.2.1 | Utilisation du modèle – amélioration..... | 140 |
| 6.2.2 | Modèle multicouches..... | 141 |
| 6.2.3 | Texturation | 141 |
| 1 | Systèmes massifs..... | 1 |
| 1.1 | Cartes de contraintes et déformations pour les trois matériaux massifs | 1 |
| 1.1.1 | PMMA :..... | 1 |
| 1.1.2 | PC :..... | 3 |
| 1.1.3 | CR39 :..... | 5 |

Chapitre 1

Introduction

1 Introduction

La résistance à la rayure est une propriété primordiale pour les éléments du quotidien tel que les verres de lunettes ou encore les écrans tactiles dont les surfaces nécessitent un contact direct lorsqu'elles sont utilisées ou nettoyées par exemple. Les surfaces sont souvent soumises à des sollicitations de pression et de frottement par des particules dures qui peuvent générer des endommagements. Ces derniers peuvent ainsi altérer les fonctions mêmes des surfaces, qu'elles soient de protection, esthétiques, fonctionnelles, Ils peuvent se traduire par des rayures ductiles et des micro-fissures qui entraînent une altération de la surface, ce qui résulte, dans l'exemple du verre optique organique, par la perte de transmission de la lumière à travers le verre, et par conséquence par la réduction de la qualité de la vision. Il est donc important de traiter ces éléments afin d'augmenter leur résistance à la rayure. Pour cela il existe deux moyens principaux :

- l'amélioration des propriétés intrinsèques de résistance à la rayure du matériau utilisé (procédé d'obtention, structuration, matériau utilisé, etc.)
- revêtir la surface par un film anti-rayure

Comme il est souvent difficile de changer de matériau ou de le modifier directement car d'autres paramètres mécaniques, technologiques et de coût interviennent dans le choix de celui-ci, la solution est souvent d'appliquer un revêtement anti-rayure sur la surface. L'ajout d'un film anti-rayure peut aussi aider à diminuer le frottement à la surface, ce qui permet de faciliter le glissement de la particule rayante et de diminuer les déformations qu'elle pourrait engendrer. Une autre stratégie consiste à limiter la déformation permanente de l'assemblage en alliant la dureté de particules minérales à la souplesse d'un polymère dans le vernis anti-rayure. Toutefois beaucoup d'inconnues demeurent quant au choix des films anti-rayure (épaisseur, module d'Young, propriétés plastiques, frottement, texture de l'interface, etc.) et l'analyse des endommagements par la rayure (fissuration, écaillage, cloquage, décollement) reste difficile par méconnaissance des propriétés mécaniques des couches minces et des mécanismes de rupture. Il est donc intéressant d'étudier l'influence de ces paramètres sur la tenue mécanique de ces films afin d'en optimiser le choix.

A titre d'exemples, les domaines concernés par les inconvénients de la rayure sont nombreux, que ce soit le verre de lunette essuyé avec un tissu sur lequel s'est immiscé un grain de sable ou de poussière, un écran tactile de téléphone manipulé à longueur de journée, qui frotte quand il est dans la poche, ou encore un parquet sur lequel frotte un pied de chaise. Les applications sont nombreuses et les sollicitations diffèrent tout autant, en termes de pression de contact, de taille, de géométrie et de nature de la particule rayante. Certaines industries utilisent des essais macroscopiques pour caractériser la résistance à la rayure des interfaces et des surfaces esthétiques (surface brillante, mat, réfléchissante, colorée...). Ces essais consistent en la mise en contact à force et glissement contrôlés, soit d'un matériau rayant (peigne en poils d'animaux, papier abrasif, ...), soit d'une pointe rigide (scléromètre), avec la surface d'un échantillon (de façade de tableau de bord par exemple). L'analyse *post-mortem* de l'évolution de la perte de masse, la perte des propriétés optiques (brillance) ou une simple observation visuelle permettent d'évaluer la résistance à la rayure d'une surface. Cependant, ce type de caractérisation ne donne accès qu'à très peu d'informations, il s'agit principalement d'essais qualitatifs. Ces essais diffèrent selon les fournisseurs et les clients et permettent seulement de dire si une pièce est conforme aux spécificités souhaitées ou non.

Il y a donc une nécessité de quantification en termes de tests de résistance à la rayure car les essais actuels sont réalisés à l'aide d'outils dont le principe et l'instrumentation sont encore simples, et générant des résultats peu comparables. L'Institut Charles Sadron, laboratoire d'accueil pour cette thèse, possède une large expérience dans les tests mécaniques et l'analyse des rayures des surfaces nues et revêtues, et a notamment conçu des bancs expérimentaux permettant de visualiser *in situ* les endommagements générés de façon à pouvoir mesurer certaines grandeurs traduisant les mécanismes en jeu.

L'objectif de cette thèse est de contribuer à l'étude des mécanismes d'endommagements surfaciques en développant un outil numérique permettant d'analyser les champs de contraintes et de déformations complexes. Cette analyse mécanique est guidée par une sélection de résultats expérimentaux obtenus par l'équipe, sur des surfaces de différents polymères nus ou revêtus de couches minces d'épaisseurs comprises entre 1 et 10 μm , et dont les rapports de modules d'Young entre le film et le substrat E_f/E_s sont typiquement de 2.

Deux axes de recherche sont proposés. Tout d'abord la définition de critères d'amorçage de la fissuration pour des matériaux massifs étudiés expérimentalement. En effet, il est important de comprendre d'abord quels sont les phénomènes impliqués dans la rayure de matériaux non-revêtus. Des résultats expérimentaux d'essais de rayure réalisés antérieurement seront synthétisés afin de dégager trois types d'endommagements d'intérêt. Un modèle numérique a été mis en place et permet d'analyser la distribution des contraintes et déformations dans le volume sollicité avec pour objectif de confronter les observations expérimentales et les résultats des simulations numériques.

Ensuite, des travaux sur des systèmes revêtus sont réalisés. Dans un premier temps, comme pour la partie sur les matériaux non-revêtus, des résultats expérimentaux seront synthétisés et le développement d'un modèle numérique 3D monocouche permet de compléter la définition des critères d'endommagement en incluant le délaminage et l'écaillage sur ces systèmes plus complexes. L'influence de la température sera aussi traitée sur un cas particulier. Dans un second temps, le modèle numérique servira aussi à une étude paramétrique permettant d'étudier l'influence des différents paramètres du système sur les critères ainsi définis et de dégager les tendances pouvant guider le choix de solutions matériaux adéquates : le but est en effet de pouvoir conseiller les propriétés du film anti-rayure de sorte qu'elles soient optimisées en fonction de la nature du substrat utilisé et de l'application visée. Les travaux de recherche réalisés se concentrent sur l'étude de matériaux à base polymérique.

Chapitre 2

Bibliographie

2 Bibliographie

2.1 La rayure expérimentale

L'essai de rayure instrumenté est une méthode qui permet de caractériser et comparer les propriétés mécaniques des surfaces, revêtues ou non. Il existe dans la littérature des études s'intéressant à divers paramètres tels que la température, la force, la vitesse de rayure, l'humidité, etc. Certaines de ces études sont présentées ci-après.

Ainsi Briscoe *et al.* [1] ont étudié la réponse à la rayure de différents polymères. Ils se sont intéressés à la résistance à la rayure (capacité de la surface à ne pas se déformer ou s'endommager lors d'un contact glissant), et des mécanismes de déformation pour un poly(méthylméthacrylate) (PMMA), un poly(tetrafluoroéthylène) (PTFE) et un poly(éthylène) à très haute densité moléculaire (UHMWPE). Les rayures sont produites sur les surfaces polymères par des cônes et des sphères de différentes tailles pour différentes conditions de contact (variation de la force normale, de la vitesse de rayure, de la déformation, etc.). L'imagerie MEB et la profilométrie laser sont ensuite utilisées pour analyser les rayures ainsi réalisées. Les résultats montrent qu'il existe un large éventail de déformation de rayure et que le mécanisme de déformation est déterminé par le processus le plus efficace de dissipation de l'énergie de la sollicitation imposée.

Bull [2] s'est intéressé quant à lui à la tenue de films minces céramiques (nitrure de titane) sur des substrats métalliques. Il raye ainsi des surfaces revêtues avec une pointe en diamant sous une charge normale croissante afin de déterminer la charge critique, charge normale pour laquelle il y a rupture du film et qui sert alors de critère de rupture. Il s'est intéressé tout particulièrement à l'influence de la dureté du film et du substrat ainsi qu'aux différents modes de rupture du film. Il a mis en évidence le fait que la rupture par flambage prédomine dans le cas d'un revêtement dur flexible déposé sur un substrat ductile et que la déformation plastique du substrat génère des défauts à l'interface entraînant au final la rupture du film. Pour diminuer les défauts à l'interface, il faut préférer un substrat dur et ductile et diminuer la dureté du revêtement pour éviter la propagation de fissures. Bull et Berasetegui [3] ont plus tard publié un article rassemblant les principaux modes de rupture liés à l'adhésion film/substrat et les contraintes qui en sont responsables, tout en indiquant quand est-ce que la quantification d'un critère de rupture est possible en fonction des couples de matériaux (métalliques ou organiques).

De même, Thouless [4] a étudié l'écaillage qui apparaît devant la pointe lors de la rayure d'un film mince en Platine déposé sur un substrat en Oxyde de Nickel (NiO). Il en a déduit une relation entre la taille des écailles et la ténacité de l'interface qui dépendent du module d'Young du film et de son épaisseur.

Consiglio *et al.* [5] ont développé un essai de rayure (Figure 2.1) utilisant une pointe diamant de rayon 2 μm leur permettant d'analyser la résistance mécanique de films très fins pour des applications optiques et électroniques. Leur étude porte sur l'influence de la qualité de l'interface entre un revêtement de Tungstène et une plaquette de Silicium, et l'influence de la nature du substrat et du nettoyage de la surface d'un verre lisse avant déposition par pulvérisation cathodique d'un revêtement de Ni-CR.

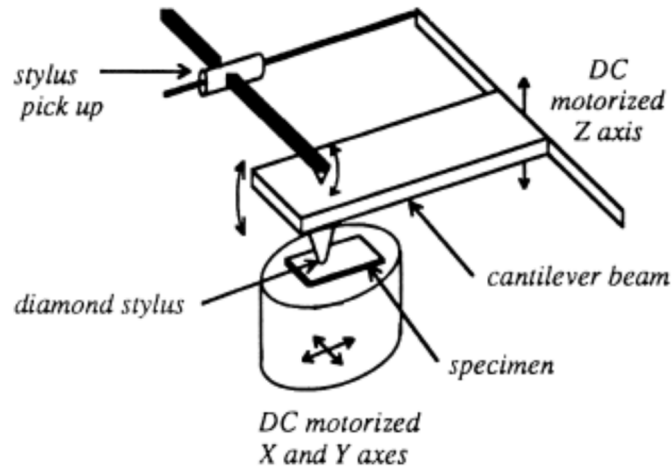


Figure 2.1 : schéma de l'essai de rayure de Consiglio [5].

Ils ont pu confirmer l'efficacité de la méthode de dépôt utilisée ainsi que mettre en évidence la nécessité de bien nettoyer la surface avant déposition. De plus ils ont remarqué que l'essai de rayure est un bon outil pour déterminer la tenue des couches minces et qu'une modélisation numérique de l'essai pourrait permettre d'optimiser le choix des conditions de contact. Consiglio, Randall *et al.* [6] ont ensuite optimisé l'essai de rayure utilisé pour créer le Nano-Scratch Tester (NST). Cet appareil permet d'évaluer la qualité spécifique des revêtements polymériques souples et ultra-fins. Les auteurs présentent comme exemple d'application l'étude de polymères non-revêtus et des revêtements fins de carbone amorphe utilisé dans la technologie du stockage de donnée sur disque-dur. Cette étude a permis d'illustrer les nombreuses possibilités qu'offre un essai de ce type : augmentation de la charge, cartographie des rayures ainsi que les modes de contact multi-passe.

Lin et al [7] ont aussi développé un essai de rayure afin de comparer quantitativement différents revêtements utilisés dans l'industrie automobile (Figure 2.2). La problématique est que l'endommagement par rayure et par abrasion de la carrosserie de voiture engendre des défauts optiques visibles à l'œil nu. L'idée est donc d'améliorer, par cet essai, la compréhension des mécanismes d'endommagement afin de déterminer une relation entre la morphologie d'endommagement et l'apparence visuelle de la surface. Leur essai de nano-rayure peut mesurer les grandeurs physiques importantes comme la profondeur de pénétration, la force normale et la force tangentielle durant la rayure. Les statistiques montrent qu'une rayure présentant des fissures est beaucoup plus visible que celle uniquement déformée plastiquement. Cependant les rayures uniquement déformées plastiquement sont aussi visibles si on les observe plus attentivement et selon un certain angle d'illumination. Cette étude démontre que l'essai de rayure est un outil adapté à la caractérisation des surfaces qu'elles soient destinées à une application de contact ou à une fin esthétique/optique. Cet essai permet notamment de comparer les propriétés de différents revêtements.

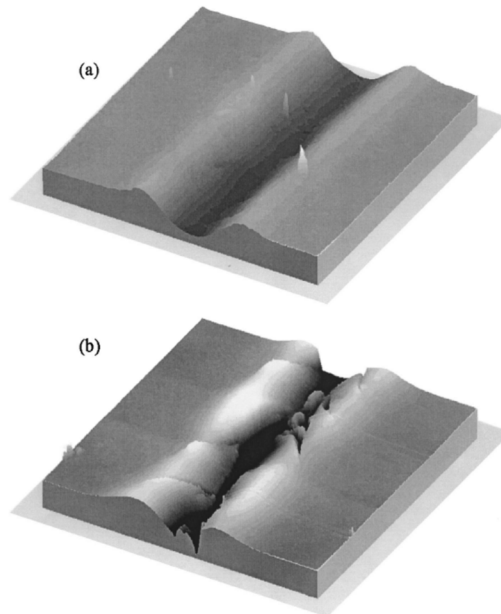


Figure 2.2 : images AFM de rayures d'un revêtement acrylique polyol/isocyanate : (a) déformation uniquement plastique et (b) plastique avec fissures.

Jardret et Morel [8] se sont penchés sur le comportement viscoélastique des polymères soumis à la rayure d'un indenteur conique afin d'approfondir les connaissances du comportement mécanique des surfaces polymères (Figure 2.3). Ici encore les auteurs cherchent à définir la relation entre les paramètres de la rayure et les propriétés mécaniques du matériau étudié. Ils ont plus précisément étudié l'influence de la température et du taux de déformation sur la résistance à la rayure du PMMA en fonction des propriétés mécaniques dynamiques lors d'essais d'indentation et de traction uniaxiale. Les principales conclusions de cette étude sont, que la zone de déformation plastique est en corrélation avec l'évolution du rapport E/H (H = dureté) qui augmente en fonction de la température ; que le comportement fragile dans la rayure peut être relié au comportement en traction du matériau avec les observations expérimentales qui suggèrent que la rupture est générée par la contrainte de traction présente à l'arrière de l'indenteur et que la déformation caractéristique au moment de l'apparition de la première fissure peut servir de critère de rupture à la rayure.

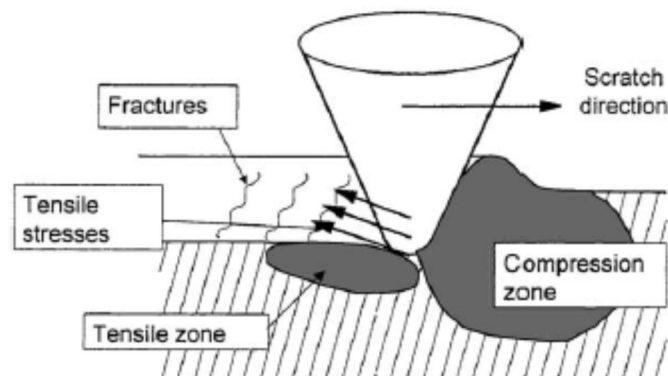


Figure 2.3 : illustration de la distribution des différentes contraintes présentes autour du contact pendant l'essai de rayure.

Browning *et al.* [9] ont réalisé des essais de rayure à charge progressive sur des substrats en acier revêtus d'un polymère acrylique pour en déterminer la charge critique engendrant des endommagements tels que la délamination ou la fissuration. Les résultats de leur étude montrent que l'utilisation d'un revêtement souple pour protéger une surface métallique contre les endommagements est plus efficace qu'un revêtement dur, plus fragile. Les auteurs ont aussi mis en évidence l'existence d'une épaisseur critique du revêtement au-delà de laquelle il n'y a plus d'amélioration de la résistance à la rayure.

A l'inverse, Sander *et al.* [10] se sont intéressés à l'essai de rayure sur des substrats mous (polymère ASA) revêtus de films durs (CrN, TiN, ...). Les auteurs utilisent une sphère en acier comme indenteur, avec différents diamètres, différentes vitesses de rayure et différentes charges normales. Ce travail parmi d'autres [11] illustre le bénéfice de pouvoir changer les dimensions de l'indenteur en utilisant une sphère : ce nouveau paramètre réglable pour l'essai de rayure permet de relier la profondeur de pénétration à la déformation élasto-plastique engendrée lors de la rayure.

Caro *et al.* [12] ont quant à eux réalisé des essais de rayure sur des lentilles optiques revêtues de films anti-rayures et anti-reflets afin d'analyser l'incidence des endommagements occasionnés sur les propriétés optiques des lentilles testées. Leurs conclusions sont, entre autres, que la dureté des matériaux ne peut être reliée à leur résistance à l'abrasion, que la vitesse de rayure a une grande influence sur la morphologie des déformations générées (déjà reporté par Demirci [13]), et que la profondeur résiduelle en fonction de la charge normale de la rayure est un puissant outil pour caractériser les performances quant à la résistance à l'abrasion des matériaux de l'industrie ophtalmologique.

Chateauminois *et al.* [14] ont travaillé sur l'endommagement de films fins en polystyrène de différentes épaisseurs déposés sur un substrat en PMMA soumis au contact glissant d'une sphère rigide. Ils ont analysé l'évolution des fissures qui en sont issues en fonction du ratio entre le rayon de contact et l'épaisseur du film grâce à la visualisation *in situ* des essais, tout en faisant varier le rapport entre le rayon de contact et le rayon de l'indenteur qui influence le niveau de déformation imposé. Ils ont ensuite confronté les résultats expérimentaux à un modèle analytique-numérique du phénomène de rupture, déjà utilisé pour l'étude d'un autre matériau polymère [15]. Cela leur a permis de montrer que les endommagements ne sont pas causés par un champ de contrainte de traction particulier mais par la succession des étapes de déchargement/rechargement associés aux ouvertures des fissures et au processus de glissement, et de conclure que l'espace moyen entre chaque fissure peut être relié à la résistance du revêtement polymère.

2.2 La simulation numérique de la rayure

L'évolution de l'informatique a permis de développer des outils permettant de simuler numériquement les essais d'indentation et de rayure en 2 dimensions et 3 dimensions (première rayure numérique 3D faite par Bucaille [16] en 2001). La méthode de calcul par éléments finis est la plus adaptée pour ce genre de modélisation. L'objectif de cette approche est de corréler les résultats expérimentaux, et de permettre l'analyse de données inaccessibles expérimentalement telles que les champs de contraintes et de déformations. Il est toutefois notable que la simulation numérique de rayure en 3D requiert davantage de ressources (temps de conception, de calcul, etc.) que les simulations 2D d'indentation.

Les premiers essais numériques de rayure ont été réalisés par Tangena [17] en 1989 puis par Kral et Komvopoulos [18] en modélisant une sphère glissant sur des substrats revêtus mais avec des modèles bien plus limités que ce que permettent les logiciels et machines actuels. On distingue habituellement trois types de déformations lors d'une rayure :

- i) le « repassage » qui laisse un faible sillon (voire aucun) dont la déformation plastique est négligeable car le déplacement de matière est faible ;
- ii) le labourage où on observe la formation de bourrelets latéraux délimitant un sillon permanent net et caractérisé par un fort déplacement de matière ;
- iii) le régime de coupe associé à des conditions de contact engendrant un enlèvement de matière [19]

En ce qui concerne la modélisation numérique de rayure, Bucaille [16,20–22] a conduit des travaux précurseurs au début des années 2000. Il a modélisé notamment la rayure de massifs à loi de comportement élastique parfaitement plastique (Figure 2.4). Les rayures sont effectuées avec une pointe conique d'angle au sommet de 140.6° infiniment rigide.

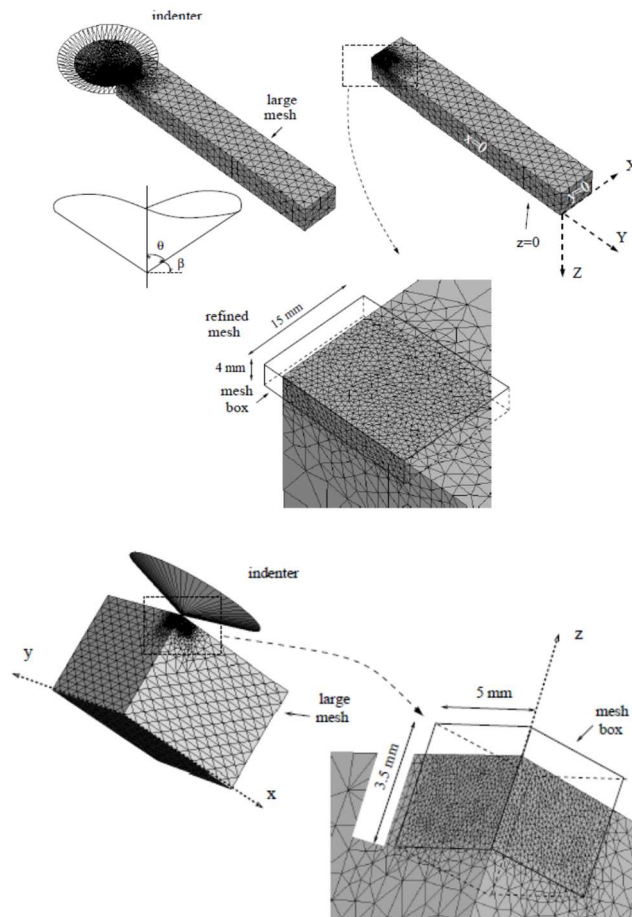


Figure 2.4 : modèle numérique 3D de Bucaille [20].

Dans son modèle numérique, Bucaille [20] a construit un plan composé de deux parties complémentaires. Le massif général est de grandes dimensions par rapport à l'indenteur pour

permettre la rayure et maillé de façon plus ou moins grossière avec des éléments tétraédriques. Ensuite il y a une "boîte", sous-volume de la zone de contact et maillée de façon plus fine. Cette boîte de remaillage se déplace tous les n pas de calcul et permet de donner des résultats plus précis au niveau du contact, zone qui est la plus contrainte et zone de mesure. Cette option de Forge3® permet d'alléger le modèle pour lequel le temps de calcul est déjà de 24 heures. L'inconvénient de cette méthode de remaillage est qu'une nouvelle répartition des nœuds engendre des approximations supplémentaires dans le calcul. Pour s'affranchir des effets de bord, le modèle de Buaille [20] est suffisamment long : la partie de la rayure exploitable est suffisamment loin du début de la rayure pour être en dehors de la zone d'influence. Les lois de comportement utilisées dans ces calculs pour modéliser les matériaux étudiés sont basées sur la loi de G'Sell et Jonas [23].

Baietto *et al.* [24] ont étudié la formation de fissures lors d'un essai de rayure sur un polymère solide. L'étude est à la fois expérimentale et numérique principalement. Le polymère utilisé est le verre organique amorphe CR39, utilisé dans l'industrie ophtalmologique. Les auteurs ont d'abord réalisé des essais de rayure suffisamment sévères pour engendrer des fissures périodiques concaves. Les échantillons endommagés sont ensuite imagés à l'aide d'un microscope laser confocal suivi d'une reconstruction 3D. D'un point de vue numérique (Figure 2.5), l'essai de rayure est modélisé avec la prise en compte de l'existence de fissures ouvertes.

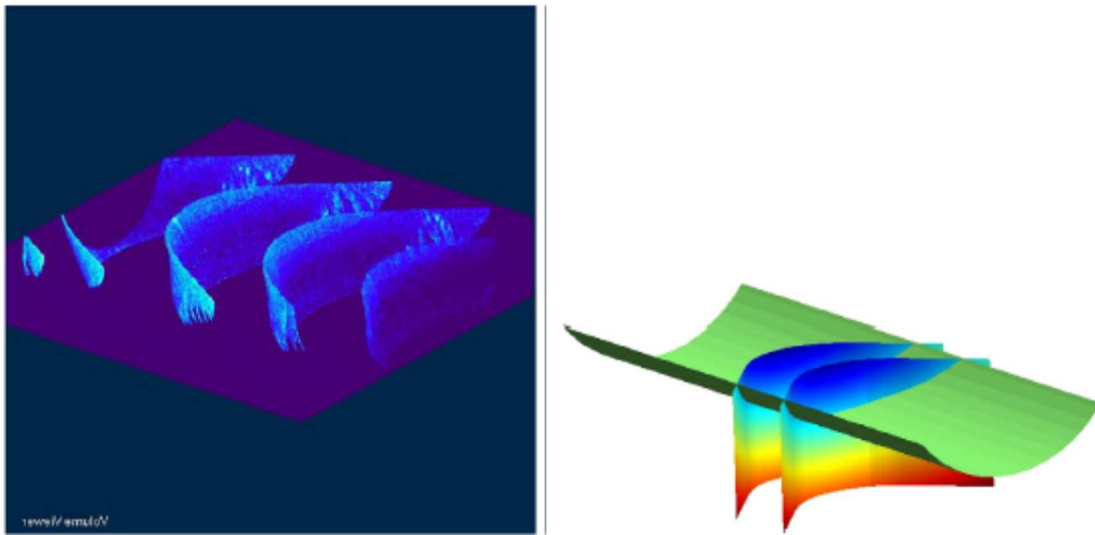


Figure 2.5 : à gauche : image des fissures par microscope laser confocal en fluorescence. À droite : reconstruction 3D des fronts de fissures afin de les intégrer dans le modèle numérique.

Le processus de rupture responsable de la fissuration a été identifié comme étant un processus de rupture/rechargement 3D complexe. De plus, une valeur de résistance à la rupture a été estimée aux alentours de 90 MPa en traction à l'arrière du contact.

Un modèle numérique par éléments finis 3D a été développé par van Breemen *et al.* [25,26] pour simuler la rayure d'un Polycarbonate avec une pointe sphéro-conique. Ils ont étudié l'influence du frottement local sur le frottement de déformation en réalisant des calculs d'abord sans frottement local, puis en incluant du frottement local, tout en faisant varier la vitesse de rayure ainsi que la géométrie de la pointe pour une confrontation expérimentale/numérique. Leurs conclusions sont que le frottement local a une grande influence directe sur le frottement de déformation puisque quand il est pris en compte dans le calcul, le frottement local engendre un bourrelet frontal qui

augmente fortement la résistance à l'avancement de la pointe. Ils montrent aussi que la géométrie de l'indenteur influence l'effet de la vitesse sur l'évolution du frottement.

D'autres travaux mettant aussi en avant la simulation de la rayure par éléments finis ont été réalisés par Hossain *et al.* [27,28] pour l'étude de la résistance à la rayure de polymères amorphes. Ces travaux s'intéressent dans un premier temps à l'influence des paramètres des lois de comportement sur la visibilité de la rayure, puis sur l'utilisation de données expérimentales pour reproduire les lois de comportement dans le modèle. Leurs principales conclusions sont que la contrainte d'écoulement et la déformation plastique influence la profondeur du sillon et la hauteur des bourrelets, donc de la visibilité de la rayure, et qu'il est possible de corrélérer les résultats expérimentaux aux simulations numériques afin de prédire la déformation générée par la rayure d'un polymère, et donc sa résistance.

Après que Kermouche [29] ait développé une méthode de remaillage ad hoc, Aleksy *et al.* [30] ont travaillé sur l'influence de la viscoélasticité et viscoplasticité qu'ils ont intégrées en série, avec un temps caractéristique en viscoélasticité et deux temps caractéristiques en viscoplasticité, dans les algorithmes de calcul par simulation numérique de l'essai de rayure sur polymère amorphe vitreux (Figure 2.6). Ils ont montré numériquement des tendances de comportement observées expérimentalement.

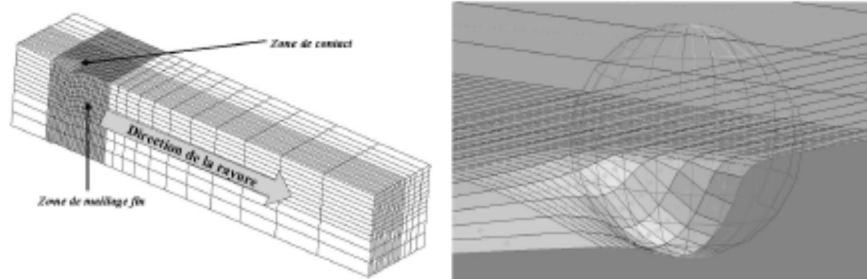


Figure 2.6 : à gauche - Remaillage par zone suivant la zone de contact, à droite – Rayure avec une sphère.

Kermouche et Aleksy [31] ont ensuite travaillé sur la modélisation de la rayure d'un polymère élastique-viscoplastique revêtu d'un film mince suivant une loi de comportement linéaire élastique (Figure 2.7). Le modèle est capable de remailler la zone de contact pendant la rayure. L'étude porte principalement sur l'influence de la vitesse de rayure.

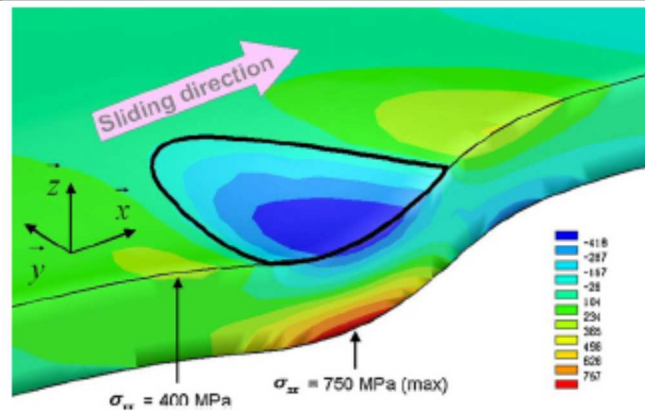


Figure 2.7 : distribution de la contrainte σ_{xx} dans le film.

Un critère de rupture simple basé sur le rapport entre la contrainte normale et la contrainte de cisaillement à l'interface film/substrat a été proposé (Figure 2.8, [32]). Le passage de la courbe en dehors de la zone délimitée par les demi-droites en pointillés (sur la figure) correspondrait à un risque de rupture de l'interface et servirait donc de critère de rupture. Les données sont mesurées pour un nœud appartenant à la ligne d'intersection entre l'interface et le plan de symétrie du modèle pour chaque incrément de la rayure. L'équation servant de critère a été inspirée par le critère de fissure en fatigue multiaxiale de Dang Van et Maitournam [32] :

$$\text{Critère de Dang Van : } \tau = a\sigma_n \leq b$$

Avec a et b des constantes des matériaux.

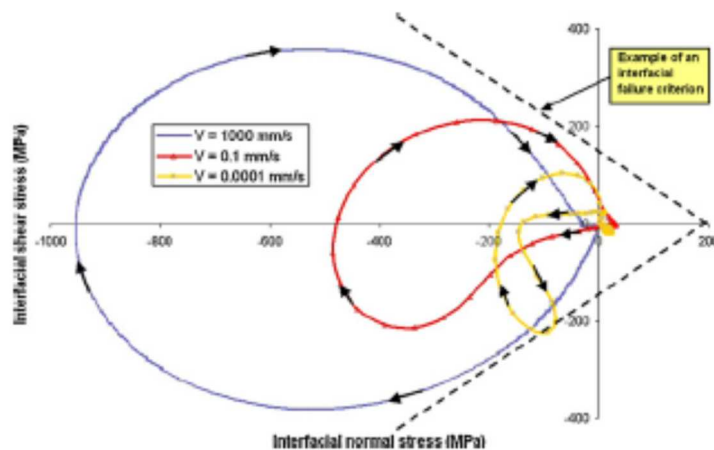


Figure 2.8 : diagramme du chargement d'un point de l'interface le long du plan de symétrie. Critère de rupture de l'interface basé sur l'équation inspirée de Dang Van et Maitournam [32].

Les principales conclusions de cette étude sont qu'il y a une transition dans le comportement d'un matériau rayé d'un comportement élasto-plastique vers un comportement élastique quand on augmente la vitesse de rayure, pour les systèmes massifs et revêtus. De plus, le coefficient de frottement apparent augmente lorsque la déformation plastique du substrat augmente, et donc pour

des vitesses de rayure plus faibles comme montré expérimentalement par Gauthier [11]. Il est aussi expliqué que dans le cas étudié, la contrainte de traction maximale se localise en-dessous de la pointe près de l'interface film/substrat, et que cette contrainte augmente quand la vitesse de rayure baisse.

Malzbender et de With [33,34] ont modélisé la rayure d'un verre revêtu par un film hybride organique-inorganique afin d'étudier la profondeur de défaut critique à partir de laquelle une fissure se crée. Ils ont comparé leurs résultats avec différentes théories pour prédire la charge critique engendrant la fissuration lors d'un essai de rayure en s'intéressant à la distribution des contraintes et en tenant compte de l'influence du substrat.

Cai et Bhushan [35] ont réalisé la modélisation 3D d'un contact sur un système de surfaces solides multicouche rugueuses élastique/plastique (Figure 2.9). L'analyse du contact a pour but d'étudier les effets des rapports de dureté et de rugosité entre les différentes couches mises en situation. Les auteurs cherchent à récupérer les profils de pression locale de contact, les contraintes de von Mises, les contraintes d'élasticité et de cisaillement ainsi que le déplacement maximal en fonction des propriétés des matériaux et des charges considérées.

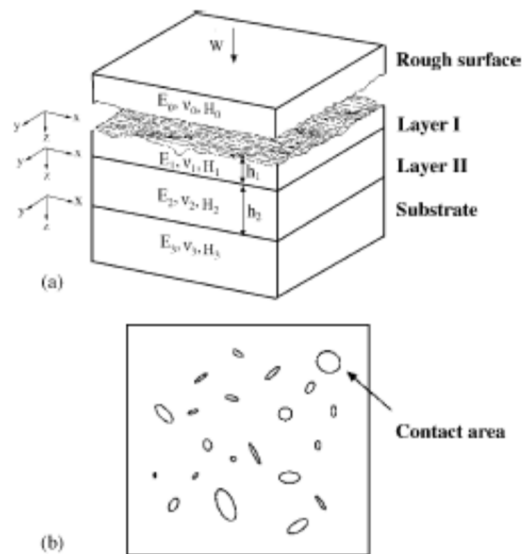


Figure 2.9 : (a) profils 3D de deux surfaces rugueuses en contact d'une avec deux couches et (b) vue de dessus des zones de contact.

L'influence des rapports de module d'Young entre les 2 couches supérieures et le substrat a été étudiée. Leurs résultats montrent que les statistiques de contact sont dépendantes de la rugosité des surfaces, et des forces appliquées. Si on veut diminuer le frottement de contact et l'usure du substrat, l'étude conclut qu'il faut utiliser une couche intermédiaire telle que $E_{\text{couche}}/E_{\text{substrat}} = 0,5$. De plus la rugosité a une forte influence, et l'augmentation de celle-ci engendre une diminution de l'aire de contact, ce qui a pour effet de diminuer le frottement et possède donc un effet bénéfique sur les propriétés de contact du système. Cependant la rugosité provoque une augmentation des pressions de contact et la plasticité des zones de contact ce qui est indésirable.

Li et Beres [36] ont modélisé la rayure d'un substrat en alliage de titane (Ti-6Al-4V) revêtu de TiN avec un indenteur Rockwell C en considérant un frottement entre l'indenteur et la surface rayée (Figure 2.10 et Figure 2.11). Les matériaux du revêtement et du substrat sont paramétrés comme étant élastique-plastique suivant une loi de comportement bilinéaire avec un écrouissage isotrope. Le critère de von Mises est utilisé pour déterminer l'apparition de la première déformation plastique et s'exprime par $\sigma_{\text{von Mises}} = \sigma_y + E_h \varepsilon_p$, avec σ_y la limite d'élasticité, E_h le module de durcissement plastique ($E_h = \alpha E$ avec E module d'Young) et ε_p la déformation plastique. Les auteurs ont étudié les profils de rayures ainsi que les distributions de champs de contraintes à la surface et à l'interface substrat/revêtement. Ils ont donc représenté en résultats numériques les distributions des contraintes principales durant la rayure (Figure 2.11).

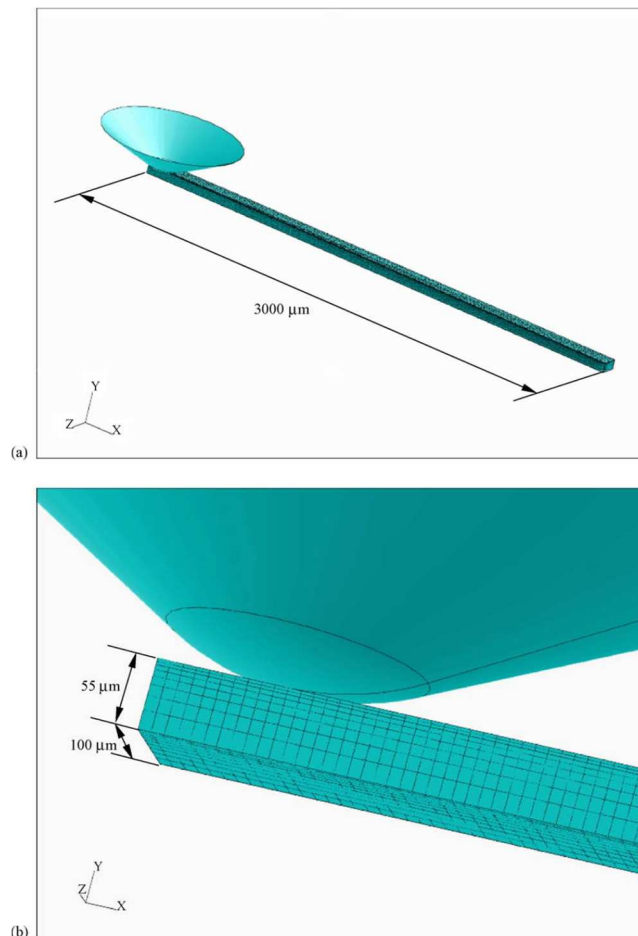


Figure 2.10 : modèle 3D par éléments finis pour la simulation de l'essai de rayure; (a) vue d'ensemble (b) détail autour de l'indenteur [36].

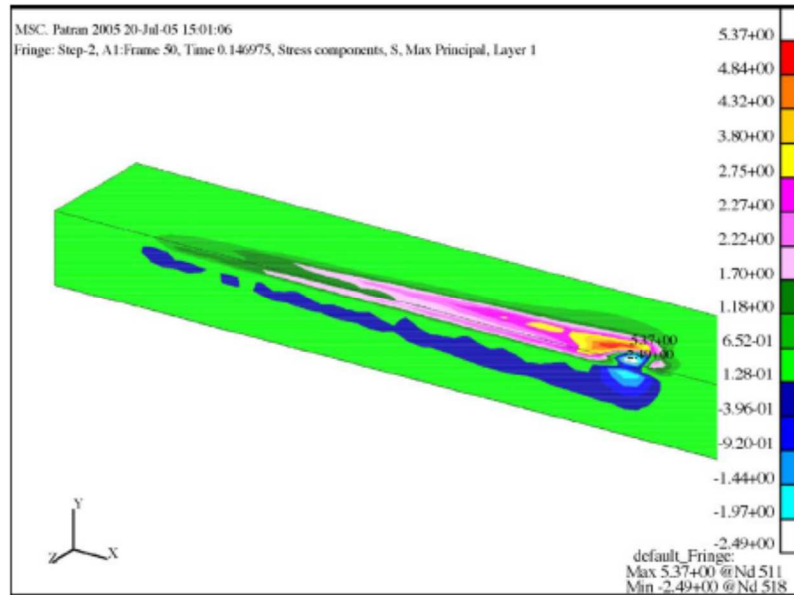


Figure 2.11 : Distribution des contraintes principales max durant l'essai de rayure [36].

A l'interface, il y a des zones de transition compression/traction qui peuvent être à l'origine des ruptures de film et d'apparition de fissures. La contrainte en traction augmente au fur et à mesure de la rayure.

Holmberg *et al.* [37–40] ont réalisé une étude poussée de la rayure d'une surface d'acier rapide revêtue d'une fine couche de Nitrure de Titane (TiN) avec une sphère en diamant de 200 μm de rayon. L'étude est réalisée à la fois expérimentalement et numériquement par éléments finis (Figure 2.12 et Figure 2.13). Le but de cette étude est de déterminer la localisation de la première fissure ainsi que la densité des fissures en fonction des paramètres de l'essai. Le modèle numérique leur a permis d'identifier un critère de résistance à la rupture pour les matériaux étudiés.

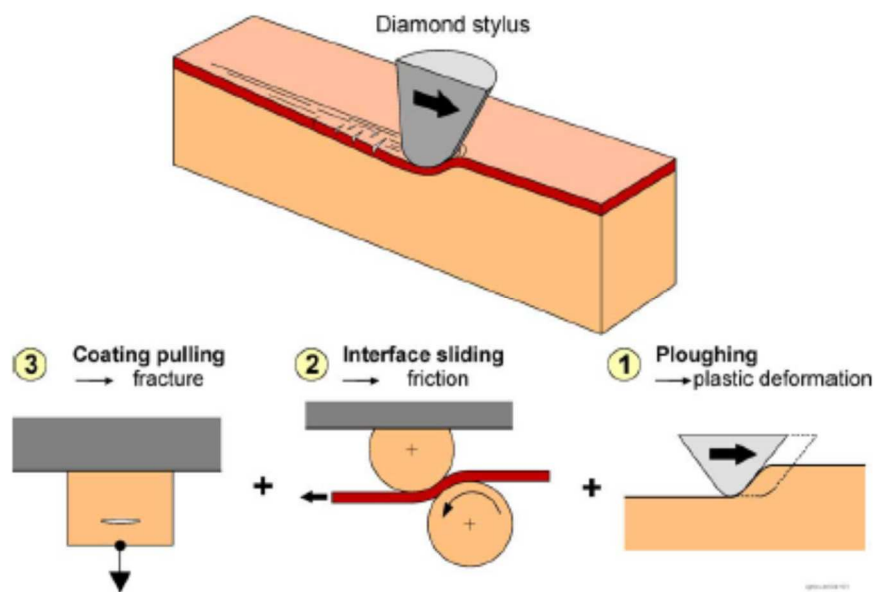


Figure 2.12 : illustrations de l'essai de rayure avec trois types de réponses mécaniques : labourage, laminage et décollement du film [37].

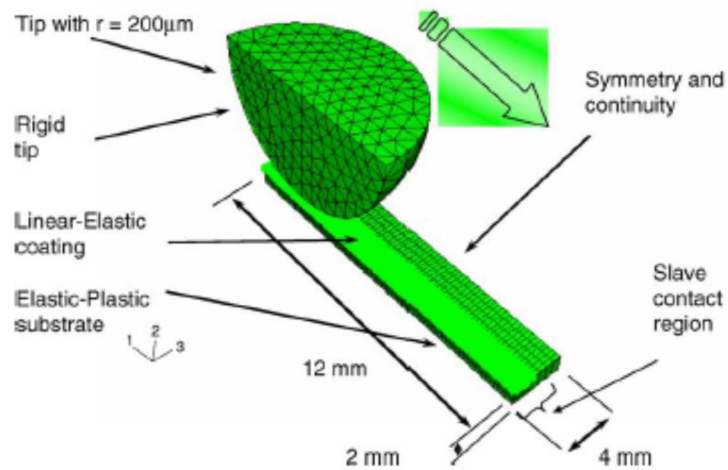


Figure 2.13 : modèle utilisé par Holmberg *et al.* [37,38,41].

Feng et Chen [42] ont publié un article concernant l'effet du frottement lors de l'indentation et la rayure d'un film mince sur un substrat. Leur étude porte notamment sur la simulation par éléments finis 3D de l'indentation et de la rayure de leur système. Le système étudié ici est composé d'un indenteur rigide, un film élastique linéaire et un substrat parfaitement plastique. L'indentation est pilotée en distance de pénétration et les principaux paramètres discutés sont l'influence de la profondeur de l'indentation et du coefficient de frottement de Coulomb. Le modèle est généré de façon à respecter des rapports de grandeurs prédéfinies. Le maillage est affiné dans la zone de la rayure et le film possède 4 éléments dans son épaisseur (Figure 2.14).

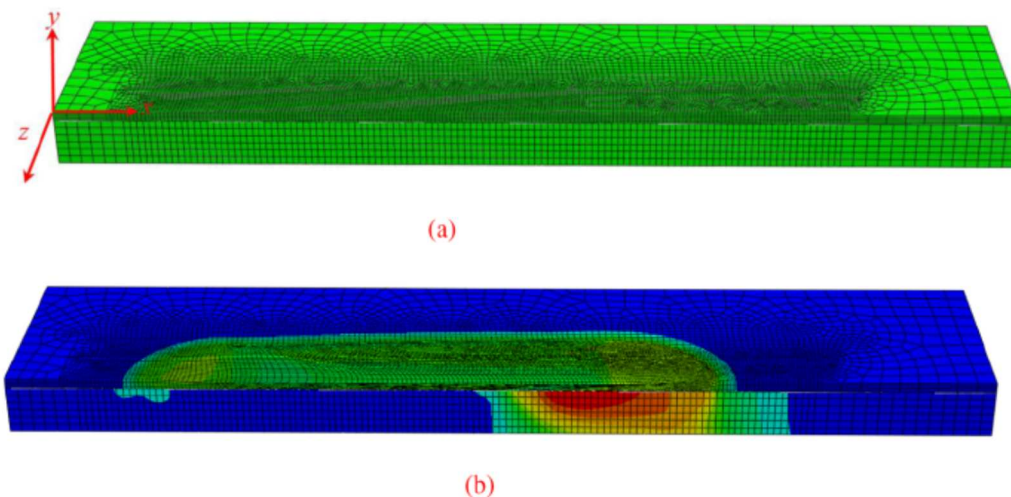


Figure 2.14 : modèle par élément fini à l'état initial et après rayure, calcul de la contrainte effective.

D'après les résultats issus de ces simulations, lorsque la profondeur augmente pendant l'indentation, la plasticité sous le contact augmente. Lors de la rayure, on observe via le critère de von Mises que

lorsque la profondeur d'indentation augmente, la déformation plastique augmente ici aussi ainsi que la contrainte de frottement dans le contact.

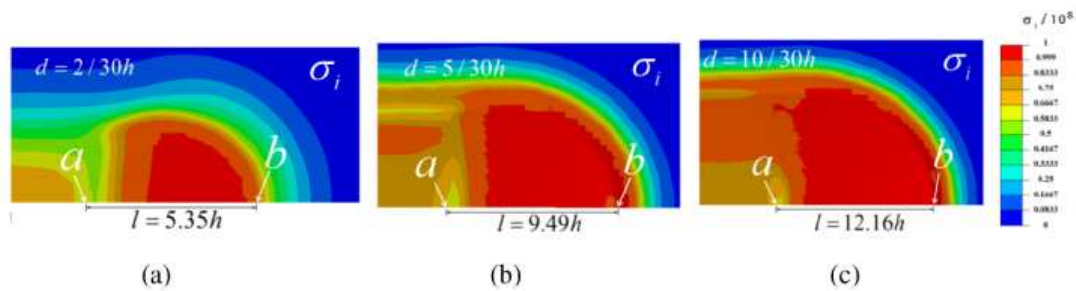


Figure 2.15 : vue de dessus de la distribution du critère de von Mises pour trois profondeurs de rayures différentes pour un substrat revêtu d'un film rayé par un indenteur sphérique. Avec d la profondeur d'indentation et h l'épaisseur du film.

2.3 Les critères d'endommagement

Lors de la rayure d'un matériau revêtu ou non, on peut voir apparaître différents types d'endommagements.

2.3.1 Types d'endommagements de matériaux massifs

On distingue habituellement trois principaux modes d'endommagement lors de la rayure d'un matériau massif : le régime micro-ductile (mode I), le régime de fissuration (mode II) et le régime micro-abrasif (mode III). Ces modes peuvent différer d'un matériau à l'autre. Par exemple, Le Houérou [43] propose un schéma définissant les 3 régimes d'endommagement dans le cas de verres minéraux (Figure 2.16).

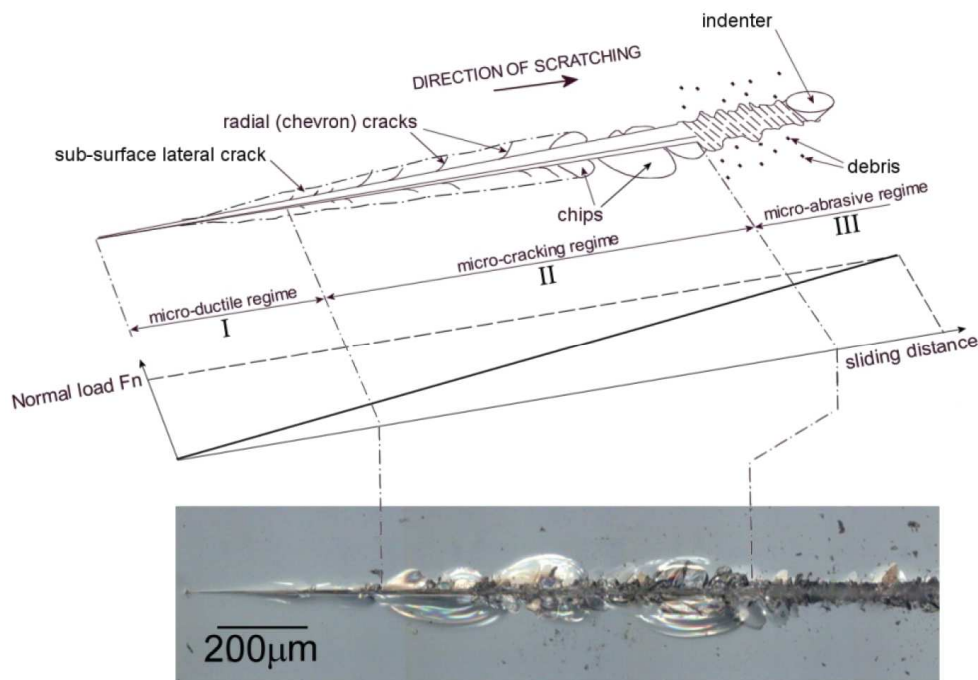


Figure 2.16 : topographie typique d'une rayure sur une surface de verre silicate sodo-calcique et sa micrographie. Définition des régimes d'endommagement I, II et III.

D'une manière plus détaillée, 6 types d'endommagements sont souvent reportés [16] :

- Le repassage. La surface est déformée élastiquement sans bourrelets et avec très peu de déformation plastique. Cette déformation concerne principalement les matériaux viscoélastiques avec de faibles niveaux de déformations. (Briscoe *et al.* [1])
- Le labourage ductile. La déformation est principalement plastique avec présence de bourrelets sur les bords du sillon. Ce régime intervient surtout pour les métaux et les polymères pour des déformations relativement faibles.
- La fissuration frontale. Des fissures convexes par rapport au sens de rayage apparaissent dans le sillon résiduel de la rayure. Ces fissures concernent les matériaux du type PET ou PMMA. (Schallmach [44]; Ni et Le Faou [45])
- La fissuration arrière. Les fissures sont dans ce cas concaves par rapport au sens de rayage. Ce mode concerne principalement les matériaux qui ont un comportement fragile tel que le verre. (Ni et Le Faou [45])
- La rupture fragile. Les fissures apparaissent au bord du sillon et accompagnent souvent le mode de labourage ductile ou d'usinage.
- L'usinage ou labourage. Dans ce cas, la matière est déplacée. On peut observer l'apparition de copeaux, d'écaillage et de fissures. (Hokkirigawa *et al.* [46]; Brookes *et al.* [47].)

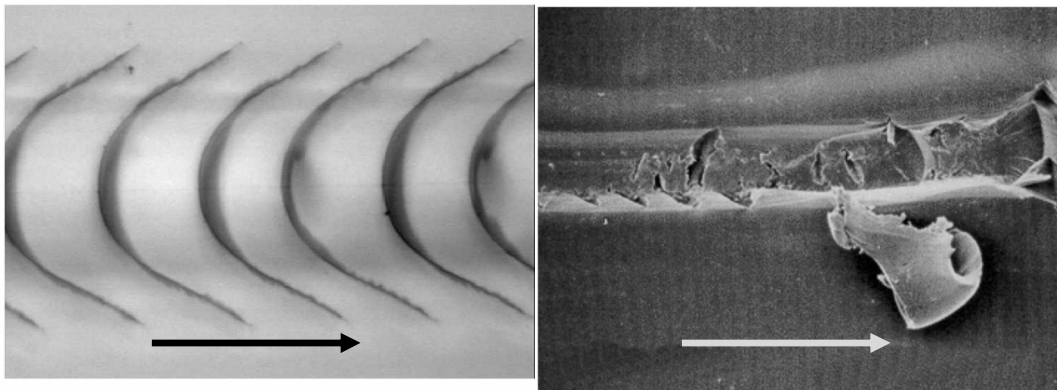


Figure 2.17 : exemples d'endommagements pour une rayure de gauche à droite. Fissuration concave arrière (à gauche) et usinage (à droite).

2.3.2 Types d'endommagements de matériaux revêtus

Un des moyens de protéger une surface polymère contre la rayure est de déposer un film mince dont les propriétés mécaniques permettent de diminuer les déformations et les endommagements générés par le contact. Cependant, les propriétés de ces films doivent être adaptées au substrat à protéger car la réponse mécanique et le type d'endommagement varient selon ce dernier. L'inconvénient de ce procédé est qu'il faut étudier chaque couple film/substrat utilisé pour déterminer leur efficacité. Il faut donc généraliser en « tendances » pour éviter d'étudier chaque couple film/substrat.

Le Houérou *et al.* [48] ont étudié l'endommagement par cloquage d'un film nano-composite déposé sur substrat vitreux polycarbonate (Figure 2.18). Ils ont pu faire apparaître différents types

d'endommagement, tel le délaminage, le cloquage et la fissuration. Ils ont aussi démontré l'influence de la température vis-à-vis de la nature et de la propagation des endommagements.



Figure 2.18 : cloquage d'un film [48].

Leterrier *et al.* [49] ont étudié la rupture d'un film polymérique fin et fragile déposé sur des substrats flexibles à utilisation électronique. Ces derniers ont essayé de déterminer les facteurs critiques thermomécaniques contrôlant l'intégrité du film de protection par des essais de fragmentation et de fatigue. Un critère de fissuration du film en déformation critique a été trouvé compris entre 0,5% et 1,5% en fonction de l'épaisseur et de la composition du film.

Pour analyser l'endommagement engendré lors de la rayure par un indenteur sphérique sur un matériau revêtu, on s'intéresse au rapport a/R qui représente le niveau de déformation. Le rapport a/R est le rapport entre le rayon réel de contact et le rayon de l'indenteur. Demirci [50] a montré que ce critère seul ne suffit pas à décrire entièrement le comportement d'un vernis. Il est aussi important d'analyser les champs de contraintes dans le vernis, et dans le substrat en prenant en compte d'autres paramètres tels que le frottement, l'épaisseur du film, la géométrie des surfaces considérées (rugosité/texteure) [13], les modules d'Young, etc.

Demirci [50] utilise d'abord un modèle non revêtu dont le matériau du substrat suit la loi de comportement de G'Sell et Jonas [23] :

$$\sigma = Ke^{\left(\frac{\alpha T}{T}\right)}(1 - e^{-\omega \varepsilon_{vp}})\dot{\varepsilon}_{vp}^m e^{h_g \varepsilon_{vp}^2} \quad (\text{Eq.1})$$

Dans le cas de l'étude du matériau revêtu, il utilise un vernis élastique déposé sur un substrat élastique plastique parfait, dont il fait varier la plasticité pour en étudier l'influence. Il étudie ensuite l'influence de l'épaisseur du revêtement, puis l'influence du rapport E_v/E_s et enfin l'influence du frottement local. Le but est de regarder la dépendance de la localisation de la contrainte à ces paramètres. Demirci [50] montre que lorsque le rapport entre le module d'Young du vernis sur celui du substrat E_v/E_s augmente, les contraintes principales dans le plan augmentent. De même si le frottement local augmente, ces contraintes augmentent aussi. Toutefois Demirci [50] a utilisé un modèle dans lequel il applique un champ de pression pour simuler le contact de l'indenteur.

Errotabehere [51] compare la résistance à la rayure de différents revêtements hybrides pour parquets. Il utilise l'essai de rayure expérimentale pour comparer les comportements et la modélisation par éléments finis 3D pour comprendre les phénomènes observés. Différents revêtements sont comparés en s'intéressant à la charge critique, charge à partir de laquelle le premier endommagement est observé. Des indenteurs sphériques sont utilisés en rayure car dans ce cas la déformation est proportionnelle au rapport a/R . En effet, Gauthier [52], à partir des travaux de Tabor [53] et de Briscoe [54] exprime la déformation moyenne dans le contact tel que :

$$\varepsilon_r = 0,2 \frac{a}{R} \quad (\text{Eq.2})$$

Avec R rayon de la sphère et a rayon de contact.

Errotabehere [51] utilise le modèle de Mencik [55] pour déterminer le module d'Young de ses revêtements afin de l'intégrer dans son modèle numérique et simuler leurs comportements. L'auteur se base sur le critère de propagation de Griffith [56] en utilisant un modèle reliant la rupture interfaciale à la charge critique. Mais cela ne suffit pas, il propose d'utiliser la méthode par éléments finis pour définir le critère de fissuration. Le critère de contrainte utilisé est inspiré de celui de Dang Van [32] présenté précédemment et déjà utilisé par Kermouche et Aleksy [31] :

$$\tau + a\sigma_n \leq b \quad (\text{Eq.3})$$

Avec τ contrainte de cisaillement et σ_n contrainte normale

Dans sa thèse, Errotabehere [51] tente de comprendre l'origine du cloquage grâce à la méthode des éléments finis avec le logiciel ABAQUS. Afin de modéliser les systèmes vitrificateurs déposés sur un substrat verre, un modèle parallélépipédique tridimensionnel à trois couches a été mis au point (Figure 2.19). Son objectif est de réussir à faire correspondre la géométrie de l'initiation des endommagements à un ou des critères de contraintes ou de déformations. Le modèle utilisé est composé d'un substrat revêtu de deux couches (basecoat et topcoat).

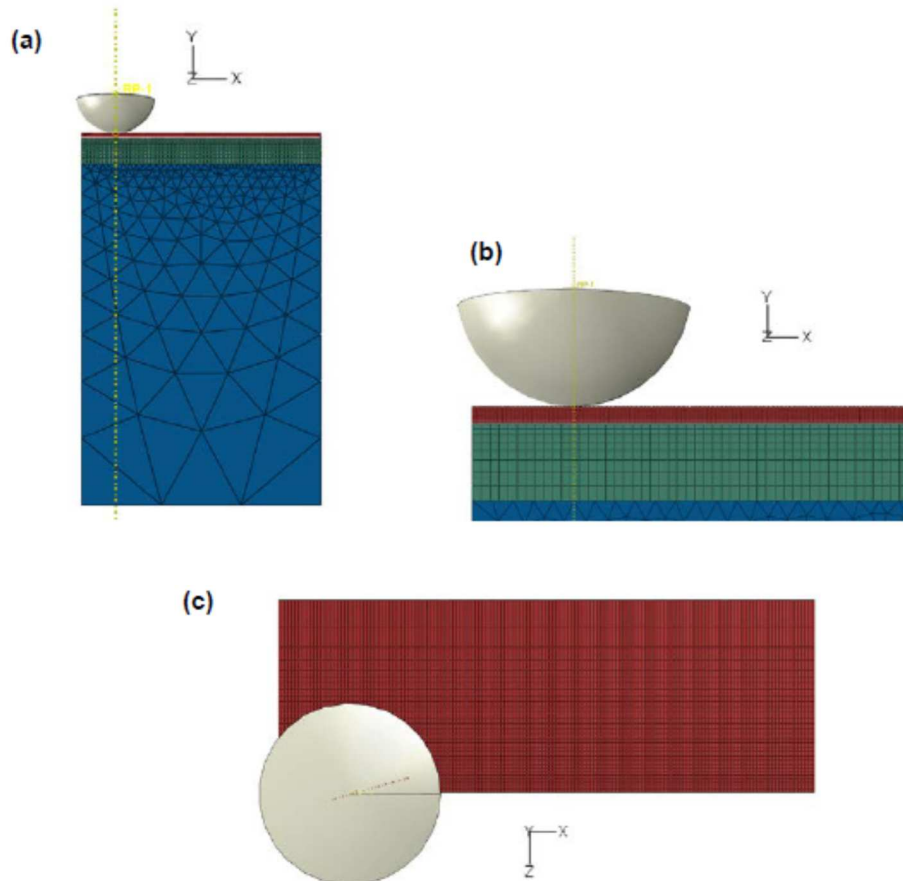


Figure 2.19 : maillage du modèle de Errotabehere [51] selon différentes vues : (a) vue de côté (plan xy), (b) vue de côté zoomée (plan xy) et (c) vue de dessus (plan xz).

Errotabehere [51] propose d'analyser la distribution des trois contraintes hors plan sur la ligne d'intersection entre l'interface topcoat/basecoat et le plan de symétrie : la contrainte normale σ_{yy} , et les contraintes de cisaillement ζ_{xy} et ζ_{yz} .

L'étude de ces courbes ne suffisant pas à déterminer un critère, il est nécessaire d'analyser toutes ces contraintes simultanément. Pour cela Errotabehere exprime le cisaillement de façon normé :

$$\tau = \sqrt{\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2} \quad (\text{Eq.4})$$

A partir de cette formule, l'évolution du cisaillement global est tracée en fonction de la contrainte normale le long de la ligne d'intersection entre l'interface topcoat/basecoat et le plan de symétrie (Figure 2.20).

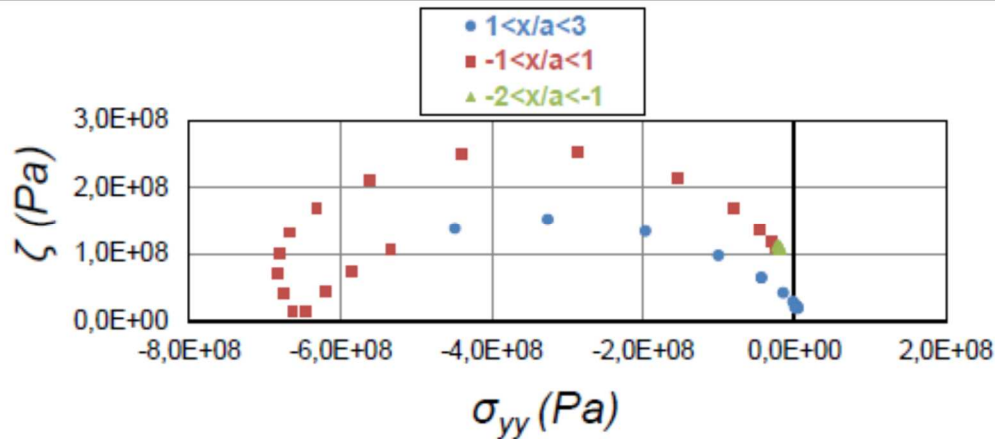


Figure 2.20 : évolution du cisaillement global ζ en fonction de la contrainte normale σ_{yy} à l'interface basecoat/topcoat pour $z=0$.

L'auteur suggère que d'après ce diagramme, la rupture peut apparaître dans deux zones :

- Certains points de la partie bleue (devant le contact) ont un σ_{yy} positif et sont donc soumis à un effort de traction pouvant provoquer du délaminage.
- Les points verts et certains points rouges (sous et derrière le contact) sont soumis à un fort cisaillement pour une faible contrainte normale.

Errotabehere [51] propose ensuite de prendre tous les nœuds de l'interface et d'étudier la même évolution de $\tau = f(\sigma_n)$ (Figure 2.21). Dans les deux cas la courbe obtenue est une boucle du même type que celle proposée par Kermouche et Aleksy [31] comme critère de rupture de l'interface basé sur l'équation inspirée de Dang Van et Maitournam [32], l'idée restant de se baser sur cette boucle pour définir s'il y a rupture du film ou non.

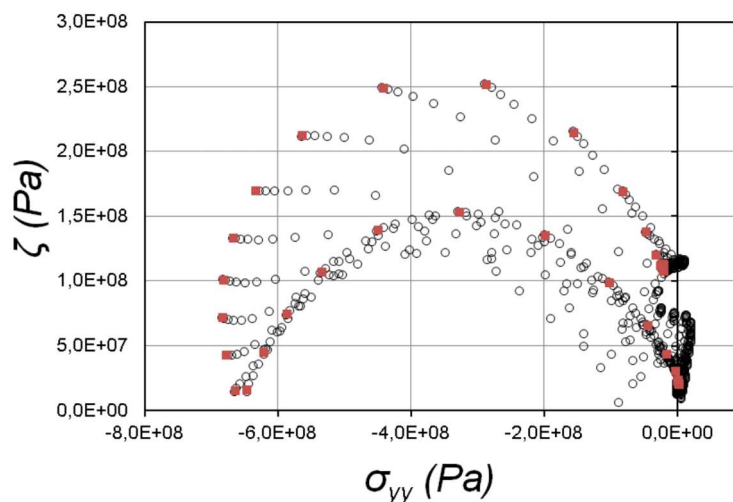


Figure 2.21 : diagramme $(\tau; \sigma_{yy})$ pour l'ensemble des nœuds compris dans le quadrillage – Les points rouges représentent les nœuds du plan de symétrie.

2.3.3 Liste des critères d'endommagements des polymères et des interfaces pour différents mécanismes

2.3.3.1 Systèmes massifs

D'après Oudet [57], il y a différents phénomènes d'endommagement des polymères ductiles. Tout d'abord, il y a la déformation plastique, mais il y a aussi des phénomènes de rupture qui se divisent en deux catégories, les bandes de cisaillement et la craquelure. Les bandes de cisaillement interviennent principalement en compression alors que la craquelure se produit généralement en traction. Les bandes de cisaillement visibles à l'œil nu forment un angle de 45° par rapport à l'axe de sollicitation.

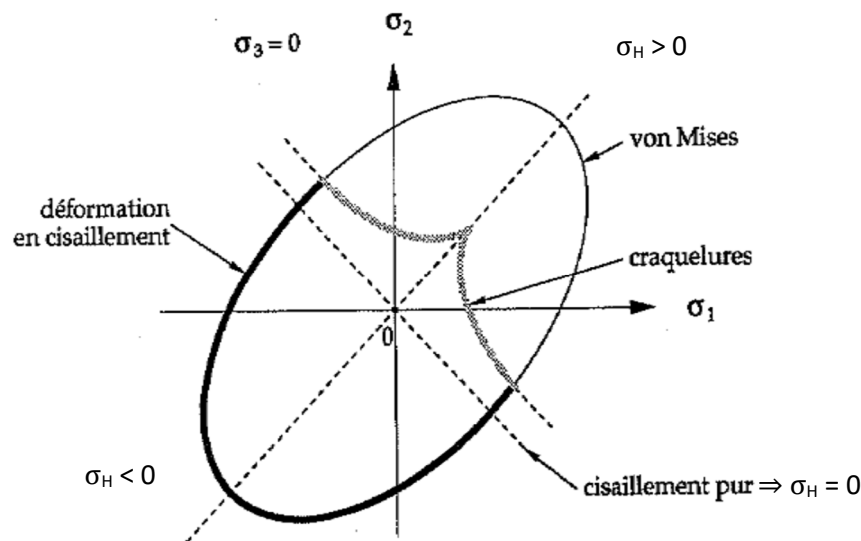


Figure 2.22 : Enveloppe d'endommagement dans le plan σ_1 - σ_2 pour un PMMA à température ambiante [57].

Sur la figure ci-dessus, il n'y a pas d'endommagements à l'intérieur de l'enveloppe en trait épais. À l'extérieur, il y a soit formation de craquelures (trait gris), soit déformation en cisaillement (trait noir). Cette figure montre ce qui est fondamental dans la définition de critères d'endommagement, notamment pour le PMMA.

Quatre critères de craquelure sont cités dans la littérature comme pouvant prédire les risques d'endommagement pour les polymères. Ces critères sont les suivants :

- Critère d'Oxborough et Bowden [50] : $\varepsilon_1 \geq A + \frac{B}{\sigma_h}$
- Critère de Sternstein et Myers [58] : $|\sigma_1 - \sigma_3| \geq A + \frac{B}{\sigma_h}$
- Critère de Gearing et Anand [59,60] : $\sigma_1 \geq A^0 + \frac{B^0}{\sigma_h}$
- Critère d'Arqon et Hannoosh [61] : $\frac{1}{\tau} \geq \frac{C}{A \cdot \sigma_y} + \frac{3\sigma_h}{2QA \cdot \sigma_y^2}$

Avec $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ les valeurs propres des tenseurs des contraintes principales, A , B , C , Q des paramètres matériaux qui dépendent de la vitesse de déformation et de la température et σ_h contraintes hydrostatiques. Ces critères font intervenir les contraintes représentées sur la Figure 2.22,

excepté le critère d'Oxborough et Bowden qui se base sur un critère en déformation totale principale.

Anand [62] s'est aussi concentré sur la définition de lois de comportement de matériaux polymères vitreux, notamment pour modéliser le Polycarbonate, et a testé son modèle en éléments finis via ABAQUS. Leur critère de validation est de simuler un essai de traction en modélisant une éprouvette de traction et de comparer la contrainte critique avec les essais expérimentaux.

Saad Gouider [63] dans sa thèse étudie l'endommagement du PMMA et du PC. D'après lui, la craquelure apparaît dans le régime élastique/viscoélastique pour le PMMA, et après le développement d'une déformation plastique notable pour le PC. Il évoque la difficulté d'observer directement les premières étapes de la naissance des endommagements et d'établir un lien entre les contraintes locales et les contraintes globales. Il propose d'effectuer une tentative d'identification de trois critères de la littérature tels que :

- critère en contrainte principale maximale $\sigma_1 \geq A^0 + \frac{B^0}{I_1}$
- critère en contrainte de cisaillement local critique $\sigma_e = |\sigma_1 - \sigma_2| \geq A + \frac{B}{I_1}$
- critère en déformation critique $\sigma_1 - \nu\sigma_2 \geq X + \frac{Y}{I_1}$

Et I_1 est le premier invariant des contraintes.

Deux critères d'amorçage d'endommagement sont ainsi présentés pour les matériaux fragiles (PMMA) et ductiles (PC). Ces critères sont résumés dans le tableau suivant :

| Matériau | Critère approprié | Formulation |
|----------|-----------------------------------|----------------------------------|
| PMMA | Contrainte maximale constante | $\sigma_1^{cr} = 55 \text{ MPa}$ |
| PC | Contrainte hydrostatique maximale | $\sigma_m^{cr} = 95 \text{ MPa}$ |

Tableau 1 : contraintes critiques du critère approprié pour le PMMA et le PC.

Avec :

$$\sigma_m^{cr} = \tau \left(1 + 2 \ln \left(1 + \frac{x}{\rho} \right) \right) \quad (\text{Eq.5})$$

Où τ est la contrainte de cisaillement égale à $\sigma_y/\sqrt{3}$, σ_y étant le seuil d'écoulement plastique en traction (estimé à 60 MPa).

Estevez [64] a réalisé une étude sur la propagation des craquelures dans un polymère amorphe vitreux. Il définit un critère d'initiation à la fissure en se basant sur le critère de Sternstein pour lequel l'hypothèse faite est que $\sigma_n = \sigma_2$. De plus, il est estimé que la pression hydrostatique dans le cas de déformations planes dans les trois directions s'écrit : $\sigma_m = \frac{1}{2}(\sigma_2 + \sigma_1)$.

Ainsi le critère de Sternstein peut être réécrit :

$$\sigma_n \geq \sigma_m - \frac{A^0}{2} + \frac{B^0}{6\sigma_m} \equiv \sigma_n^{cr}(\sigma_m) \quad (\text{Eq.6})$$

Si on prend en considération la contrainte principale majeure σ_2 , on a finalement :

$$\sigma_n = \sigma_2 \geq \sigma_m = \frac{1}{2}(\sigma_2 + \sigma_1) \quad (\text{Eq.7})$$

La contrainte normale doit donc dépasser la contrainte moyenne pour initier la craquelure. Ce critère peut être interprété comme une contrainte normale critique qui dépend de la pression hydrostatique. Ainsi la craquelure intervient à partir du moment où σ_n atteint la valeur $\sigma_n^{cr}(\sigma_m)$.

L'article conclut que l'initiation et la propagation de bandes de cisaillement dans le matériau est le résultat du flux viscoplastique. Le critère d'initiation dépend de A_0 , B_0 et de la distribution de la contrainte moyenne dont la localisation du maximum coïncide avec la location de l'initiation de la craquelure.

Hossain *et al.* [65] ont étudié la résistance à la rayure de deux matériaux styréniques, l'ASA et l'ABS chargés de particules de caoutchouc de taille allant de 100 nm à 1 μm . L'ABS donne une meilleure résistance à la rayure que l'ASA si les particules de caoutchouc ont la même taille pour les deux matériaux. L'essai de rayure s'appuie sur l'essai standardisé désigné ASTM D027/ISO 19252. Des études utilisant la modélisation par éléments finis 3D sont prises en compte pour corrélérer les cartes de déformation lors de la rayure avec les endommagements observés expérimentalement, en fonction des propriétés des matériaux et des conditions d'essai. D'après leurs travaux, la contrainte d'écoulement, la déformation plastique et la pente d'écrouissage en compression sont les paramètres les plus importants. Le comportement en traction a une faible influence sur la formation du sillon, mais corrèle bien avec les endommagements de surface (fissures, craquelures, délaminage) le long du chemin de rayure. L'utilisation de la modélisation par éléments finis permet de montrer que la connaissance des propriétés du matériau et de la surface apporte des informations sur la prédiction du comportement à la rayure des polymères étudiés.

Leur but est ensuite de déterminer les propriétés mécaniques en traction et compression uniaxiales qui correspondent aux performances des systèmes étudiés face à la rayure. D'après les études, la résistance à la rayure des polymères sujets à la craquelure est réputée plus sensible au coefficient de frottement et à la traction. Il ressort que le coefficient de frottement μ des différents matériaux de leur étude est un facteur clé responsable des différences observées pour la résistance à la rayure. La micrographie des rayures montre que pour chaque matériau différent, le comportement (endommagements observés) est différent. D'après Hossain, la craquelure du PMMA telle qu'observée *post mortem* est la conséquence de la contrainte de traction à l'arrière du contact.

2.3.3.2 Systèmes revêtus

Faou [66,67] a réalisé des travaux de recherche sur la mécanique des couches minces fonctionnelles concernant l'adhésion et l'instabilité. Il décrit les différents modes de rupture liés à la fissuration de systèmes revêtus. Il s'intéresse en particulier à la propagation des fissures une fois initiées et fait une analyse intéressante de la délamination du film sous contrainte. En effet, il explique que lorsque le film est sous tension, il apparaît une fissure transversale qui engendre ensuite un décollement du film. A l'inverse, lorsque le film est sous compression un cloquage est observé, avec délamination du

film mais sans fissuration. Faou propose aussi une définition de la contrainte critique de délaminage en fonction des propriétés du système. Pour une délamination de largeur $2b$, on a :

$$\sigma_c = \frac{\pi^2}{12} \frac{E}{1 - \nu^2} \left(\frac{h}{b}\right)^2 \quad (\text{Eq.8})$$

Avec h l'épaisseur du film, E le module d'Young et ν le coefficient de Poisson.

Geng [68,69] traite des mécanismes d'endommagement de certains empilements optiques minces pendant leur rayure.

Elle explique que la rupture d'un revêtement fragile peut être une fissuration de Hertz partielle, et/ou une fissuration de Hertz circulaire, engendrées par la contrainte de traction au bord arrière de la zone de contact. Ces fissures sont initiées dans le revêtement, se propagent à travers l'épaisseur du film et sont souvent arrêtées à l'interface pour former une fissure transversale dans le film. La plupart du temps cette fissure se propage ensuite latéralement dans le film, formant des "channel cracks" qui peuvent se propager dans le substrat, ou encore à l'interface provoquant un décollement du film. Ce décollement interfacial peut induire du flambage, qui apparaît en réponse à la contrainte de compression générée à l'avant de la pointe. Les fissures transversales apparaissent à cause des contraintes de flexion induites par le délaminage.

Geng décrit ensuite différents critères de rupture concernant l'essai de rayure :

- Benjamin et Weaver [70] calculent la contrainte de cisaillement critique τ_c à l'interface film/substrat lorsque le film se décolle, en fonction de la géométrie de rayure, les propriétés du substrat et la force tangentielle totale sur la pointe tel que :

$$\tau_c = \frac{kH_s d_c / 2}{\sqrt{R^2 - \left(\frac{d_c}{2}\right)^2}} \quad (\text{Eq.9})$$

Avec d_c la profondeur de rayure mesurée à la charge critique, R le rayon de la pointe, H_s la dureté du substrat et k un coefficient entre 0,2 et 1. Ce modèle n'est valide que pour des systèmes de revêtement ductile sur un substrat fragile, ou pour un revêtement fragile sur un substrat ductile.

- Laugier [71] introduit un critère basé sur l'énergie pour l'essai de rayure. Le taux d'énergie libérée de l'interface de rayure G , associée avec la contrainte normale dans le plan emmagasinée dans le film directement à l'avant de la pointe. La valeur critique de la grandeur considérée est identifiée comme étant la tenue interfaciale Γ_i .

$$G = \Gamma_i = \frac{\sigma_c^2 h}{2E_f} \quad (\text{Eq.10})$$

Avec E_f le module d'Young du revêtement, h l'épaisseur du revêtement. σ_c est la contrainte critique.

Geng décrit ensuite les champs de contraintes présents dans un solide revêtu soumis à un contact glissant. Pour cela une illustration de Holmberg *et al.* [37] est utilisée (Figure 2.23) :

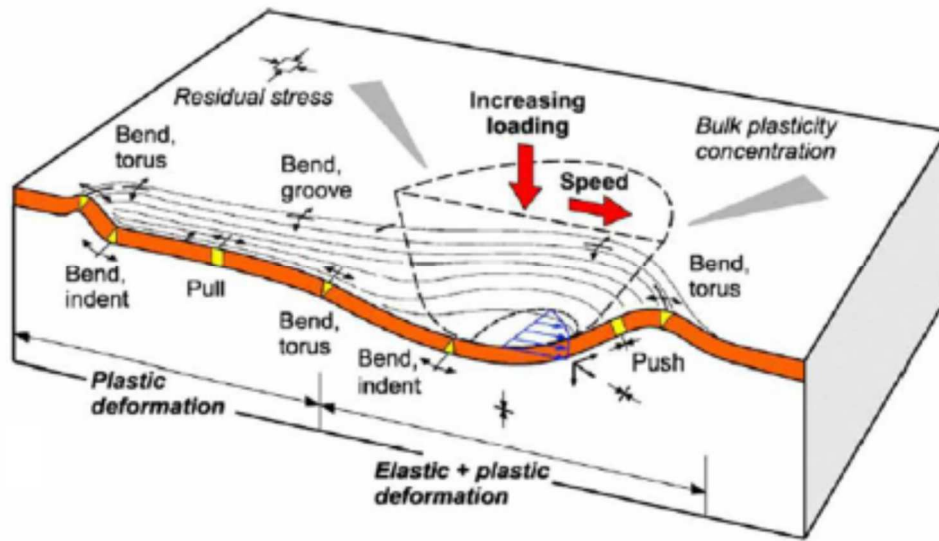


Figure 2.23 : schéma des contraintes et déformations subies par un massif durant sa rayure [37].

La réponse d'un solide revêtu à une sollicitation de rayure dépend de plusieurs facteurs :

- Les forces externes telles que la pression normale et le cisaillement entre l'indenteur et la surface du revêtement.
- les efforts internes tels que les contraintes résiduelles générées lors du dépôt du film ou des changements thermiques.
- les propriétés mécaniques inhérentes aux matériaux utilisés, le module d'Young, la contrainte d'écoulement plastique, la tenue à la rupture, etc.

Chapitre 3

Outils et méthodes

3 Outils et méthodes

L'essai de rayure est un bon candidat pour la compréhension de l'interaction entre les surfaces car il permet de reproduire des sollicitations proches de la réalité. Je vais commencer par décrire le principe de l'essai de rayure, puis expliquer quels sont les endommagements possibles lors d'un essai de ce type en fonction des conditions imposées et des matériaux, et enfin je présenterai la modélisation de l'essai de rayure par éléments finis, le tout illustré par des exemples d'études menées à l'ICS utilisant ces méthodes.

3.1 Apport de la visualisation *in-situ* dans l'essai de rayure

Tout d'abord, une définition simple de la rayure monocontact est quand une particule rigide vient en contact glissant avec une surface déformable, des déformations plastiques, élastiques, visqueuses, peuvent apparaître, ainsi que, selon les conditions, des endommagements tels que des fissures.

Lors de la rayure d'une surface, les déformations et endommagements qui peuvent apparaître sont irréversibles ou dépendants du temps. Il est donc important d'avoir la possibilité d'observer *in-situ* les phénomènes résultant de la rayure.

3.1.1 Micro-Visio-Scratch

Nous présentons ici l'essai de rayure développé au sein de l'équipe.

3.1.1.1 Fonctionnement du MVS

Lors d'un essai de rayure, un indenteur (cône, bille, etc.) vient en contact glissant avec une surface (un plan) engendrant une déformation sous l'action d'une force normale et du déplacement transversal de l'échantillon. L'objectif est alors d'étudier cette déformation. Dans le cas d'un indenteur rigide, la déformation de la surface permet de déduire les propriétés mécaniques surfaciques de l'échantillon rayé, qui peut être composé d'un matériau massif ou alors d'un substrat revêtu d'une ou plusieurs couches.

L'équipe Physique-Mécanique et Tribologie des Polymères de l'ICS a développé des essais de rayures permettant de visualiser *in situ* la rayure en observant soit à travers l'échantillon transparent, soit à travers l'indenteur si son rayon est suffisamment grand. L'équipe possède deux appareils nommés Micro-Visio-Scratch (MVS), ainsi qu'un autre appareil plus sensible, le Nano-Scratch, et un dispositif plus macro basé sur un dispositif Bruker. La gamme de charge couverte va de 0,01 N à 100 N. Il est à chaque fois possible de contrôler l'atmosphère lors des essais. Le Nano-Scratch permet également de faire des essais sous vide.

Plus en détail, le Micro-Visio-Scratch (Figure 3.1 et Figure 3.2) permet de réaliser des essais de rayure de façon contrôlée et reproductible. La machine est composée d'un bras de chargement auquel est fixée une pointe de géométrie connue, venant en contact avec l'échantillon placé sur une table de déplacement micrométrique qui permet le mouvement relatif indenteur/échantillon de rayure. Le tout est situé dans une chambre thermostatée qui peut être aussi contrôlée en humidité. Une camera CCD installée sous l'échantillon permet de filmer *in-situ* l'évolution du contact si l'échantillon est transparent. Des capteurs de force permettent de mesurer en temps réel l'évolution du coefficient de frottement pendant l'essai. Il existe différentes géométries et différentes tailles de pointe. Généralement, une pointe sphérique ou conique est utilisée. Les essais réalisés ici sont à l'échelle micrométrique, les rayons considérés sont de l'ordre de la centaine de micron. La table de

déplacement micrométrique est pilotable en vitesse, et le bras de chargement est pilotable en force. Il est possible de piloter l'essai de rayure en vitesse de rayage, ou en faisant varier la force normale. Les deux grandeurs peuvent être appliquées par paliers lors de leur variation (différents paliers de force par exemple) et la longueur totale de la rayure est contrôlée.

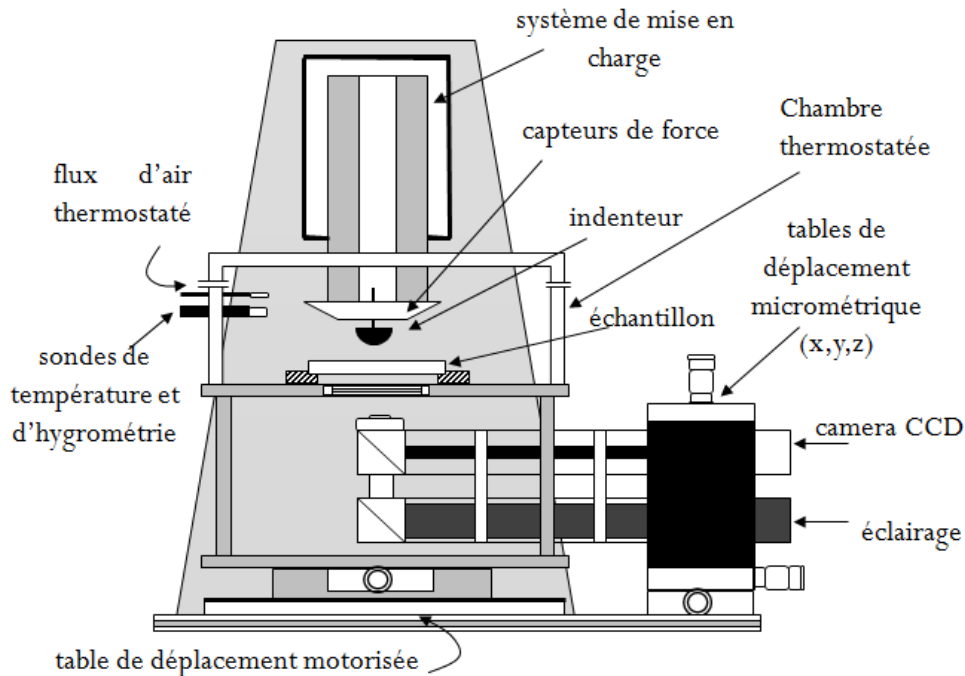


Figure 3.1 : Schéma du banc d'essai de rayure Micro-Visio-Scratch.

Grâce à ce banc d'essai, on peut alors réaliser des rayures sur des polymères transparents, pour lesquels la visualisation in-situ permet de constater et d'observer l'apparition des endommagements (bourrelets, déformations, fissures, ...) et de détecter à quels endroits exacts ils sont amorcés. Cette particularité est importante car les matériaux testés ont des comportements viscoélastiques-viscoplastiques qui dépendent de nombreux paramètres (température, temps, vitesse, etc.), et du fait du phénomène de recouvrement du sillon de rayure, une analyse post-essai de celui-ci ne serait pas fiable.

Paramètres d'essais accessibles avec le MVS :

- F_n : 0.01 à 35 N
- R_{pointe} : 10 μm – 50 mm
- V_{pointe} : 1 $\mu\text{m/s}$ à 10 mm/s
- T : -60 °C à +120 °C
- Humidité %HR modifiable

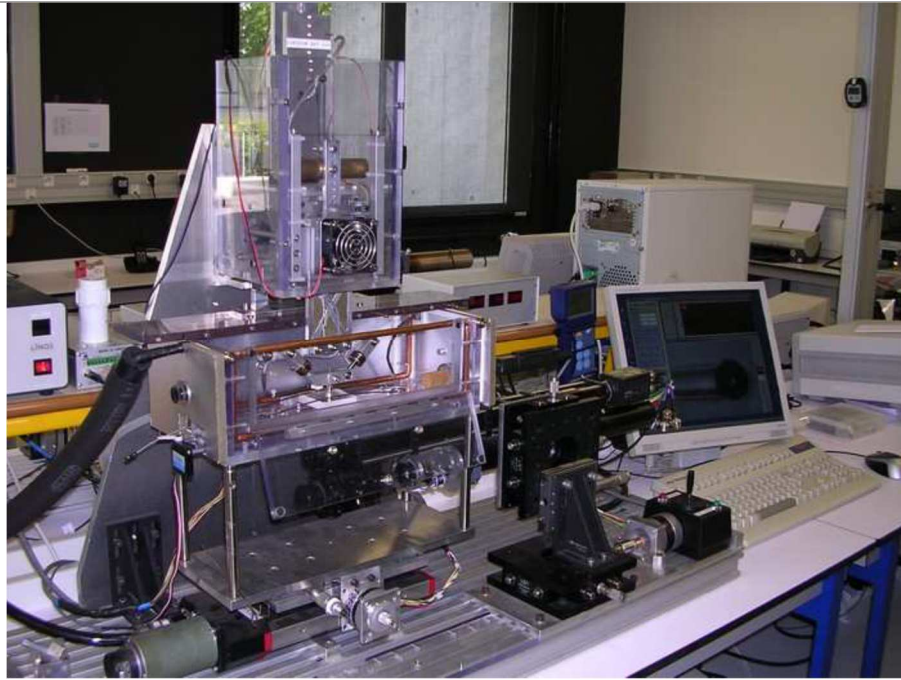


Figure 3.2 : photo du MVS de l'équipe du Pr. C. Gauthier.

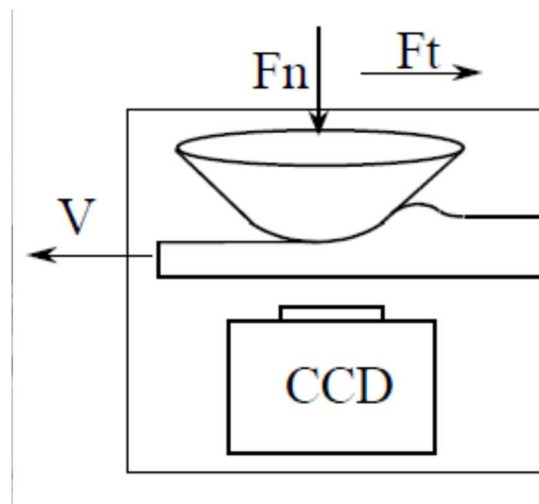


Figure 3.3 : principe de l'essai de rayure avec le MVS.

On s'intéresse principalement à deux grandeurs mesurables pour l'essai de rayure :

- le frottement apparent (fonction de F_t et F_n , Figure 3.3)
- l'aire et la forme du contact

On prend en compte d'autres paramètres tels que le frottement local, les modules d'Young, le niveau de déformation, etc.

Gauthier et ses collaborateurs [11,48,52,72–75] ont réalisé de nombreuses études sur l'essai de rayure et d'indentation, essayant de définir des lois de comportement et de développer des outils de mesure et d'interprétation permettant de caractériser les matériaux testés.

3.1.1.2 Définition du rapport a/R

Un des paramètres prépondérants lors d'un essai de rayure est le niveau de déformation imposé au matériau. Celui-ci est directement relié à la géométrie de l'indenteur (Figure 3.4).

Les travaux de Tabor [53] ont permis d'exprimer le niveau de déformation ε_i lors de l'indentation d'un matériau avec un indenteur sphérique en fonction du rayon de contact a et du rayon de la bille R tel que :

$$\bar{\varepsilon}_i = 0,2 \frac{a}{R} \quad (\text{Eq.11})$$

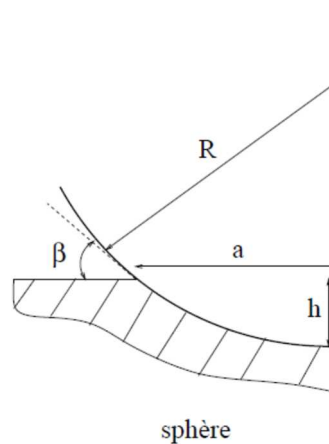


Figure 3.4: caractéristiques géométriques d'un indenteur sphérique.

Pour les indenteurs coniques avec un demi-angle au sommet θ , Johnson [76] propose l'écriture suivante :

$$\bar{\varepsilon}_i = 0,2 \tan \beta \quad (\text{Eq.12})$$

Avec $\beta = \pi/2 - \theta$

Dans le cas de l'utilisation d'un indenteur sphérique, le paramètre a/R fait donc partie des conditions de rayure.

3.1.1.3 Définition du frottement

Lafaye [75] mentionne le frottement comme se décomposant classiquement [77] en deux parties distinctes : le frottement local (ou vrai, ou adhésif) dû à l'affinité du couple de matériaux, et le frottement de déformation lié à l'obstacle de la matière. La somme de ces deux termes constitue alors le frottement apparent (rapport de l'effort tangentiel sur l'effort normal).

$$\mu_{app} = \mu_{ad} + \mu_{def} \quad (\text{Eq.13})$$

Avec

$$\mu_{app} = \frac{Ft}{Fn} \quad (\text{Eq.14})$$

Le frottement dit adhésif (si l'interface pointe/surface est parfaite) est en fait le frottement local de Coulomb que l'on peut écrire de la façon suivante :

$$\mu_{ad} = \frac{\tau}{p} \quad (\text{Eq.15})$$

Avec τ la scission interfaciale et p la pression de contact.

Dans notre cas on imposera le frottement local dans le code de calcul et on calculera le frottement apparent en faisant le rapport entre la force tangentielle et la force normale.

En ce qui concerne la part du frottement induite par le passage d'obstacle de matière à l'avant de l'indenteur, Bowden et Tabor [78] ont été parmi les premiers à proposer une formulation, pour un contact entre un indenteur conique et un matériau rigide parfaitement plastique, qui est la suivante :

$$\mu_{def} = \frac{2}{\pi \tan \theta} \quad (\text{Eq.16})$$

Avec θ le demi-angle au sommet de l'indenteur.

Cependant lors d'un contact purement élastique, le frottement dû à l'obstacle de matière est nul car la matière est répartie symétriquement autour de l'indenteur et exerce donc la même pression sur toute la surface sans direction privilégiée. Dans le cas général des contacts élasto-plastiques, un modèle prenant en compte la forme réelle du contact est à considérer pour relier μ_{app} et μ_{loc} [52].

3.1.2 Apport de la visualisation *in situ* dans l'analyse des endommagements dus à la rayure

3.1.2.1 Les différents types

3.1.2.1.1 Déformations (élastiques, plastiques, visqueuses)

Lors de la rayure d'un matériau déformable par une pointe rigide, selon les propriétés mécaniques on peut voir apparaître différents types de déformation. Ces déformations peuvent être élastiques, plastiques, « visqueuses » ou mixtes (Figure 3.5). Dans le cas de déformations purement élastiques, celles-ci se recouvrent immédiatement en sortie de la zone de contact. Une déformation plastique restera quant à elle permanente. Une déformation visqueuse aura tendance à recouvrir dans un certain laps de temps après la rayure.

3.1.2.1.2 Fissurations

Les contraintes et les déformations qui sont subies par le substrat peuvent entraîner l'endommagement du matériau, notamment par fissuration (Figure 3.5). Il y a différents types de fissuration (concave, convexe, craquelure). Les fissures sont amorcées généralement dans la zone de contact. Dans certains cas, quand le matériau est élastique ou visqueux, les fissures peuvent se refermer *post-mortem* sans pour autant cicatriser.

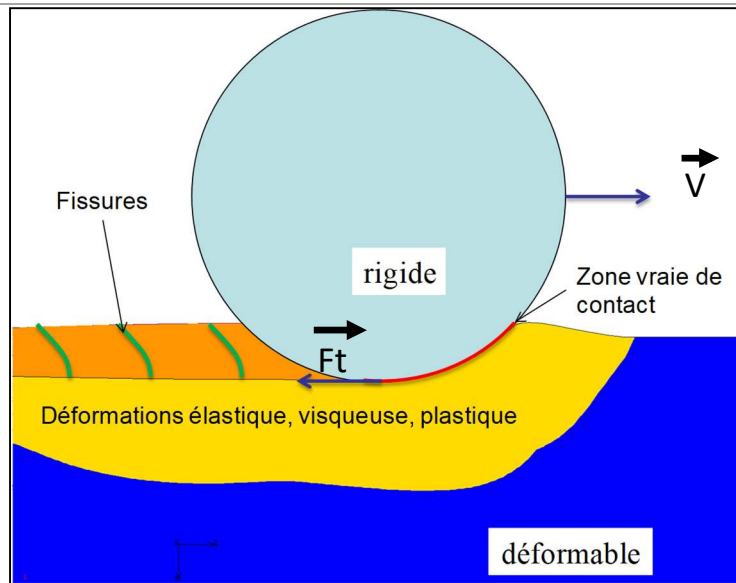


Figure 3.5 : représentation des déformations et des endommagements lors de la rayure d'un matériau déformable.

3.1.2.2 Exemples de l'endommagement de 3 polymères

Les trois exemples suivants sont issus de travaux expérimentaux réalisés dans l'équipe depuis 15 ans.

3.1.2.2.1 PMMA

Pour le PMMA (Figure 3.6), lors de la rayure, quand les conditions d'endommagement sont réunies, on observe l'apparition de craquelure au fond du sillon. D'après les observations *in-situ*, les craquelures sont initiées au sommet de la pointe, sous le contact.

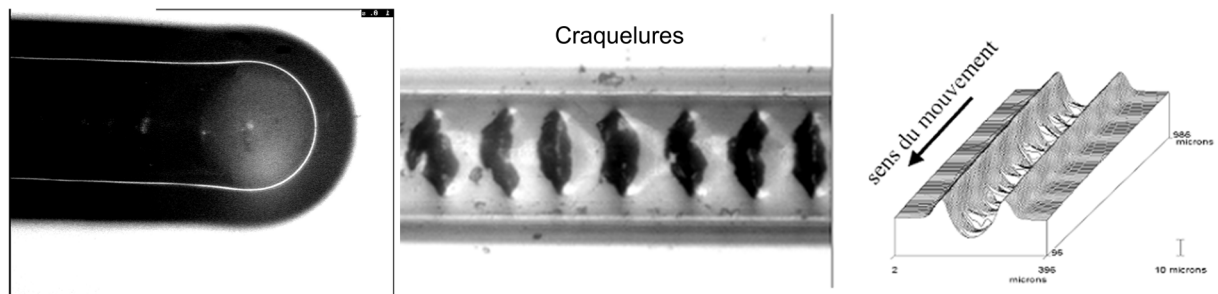


Figure 3.6 : Craquelure du PMMA observée *in-situ* en sommet de pointe, en micrographie *post-mortem* et profilographie 3D. Pointe de 116 μm , force normale de 4 N et vitesse de 0,03 mm/s, température ambiante.

3.1.2.2.2 PC

Dans le cas du PC (Figure 3.7), lorsque les conditions d'endommagement sont atteintes, on observe des bandes de cisaillement dans la zone frontale du contact.

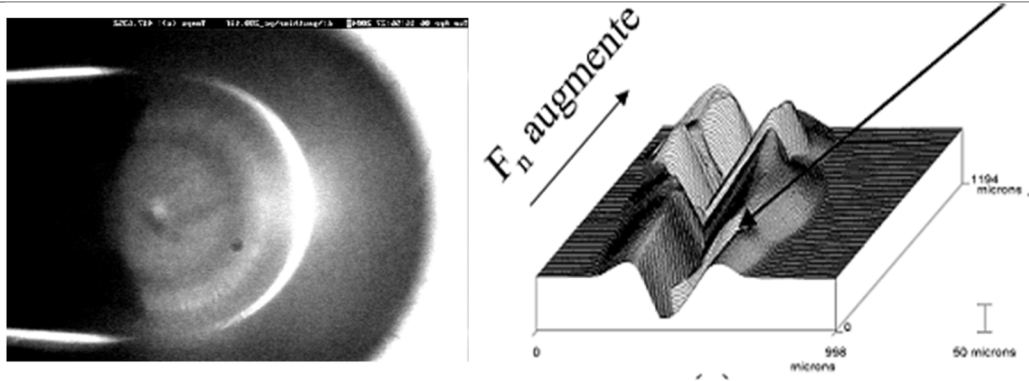


Figure 3.7 : bandes de cisaillement observées *in-situ* à l'avant du contact pour le PC, en profilographie 3D. Pointe de 116 μm , force normale de 6 N et vitesse de 0,03 mm/s, température ambiante.

3.1.2.2.3 CR39

Enfin, pour le CR39 (Figure 3.8), on observe l'apparition de fissures concaves dans le fond de sillon. Ces fissures apparaissent à la limite arrière du contact.

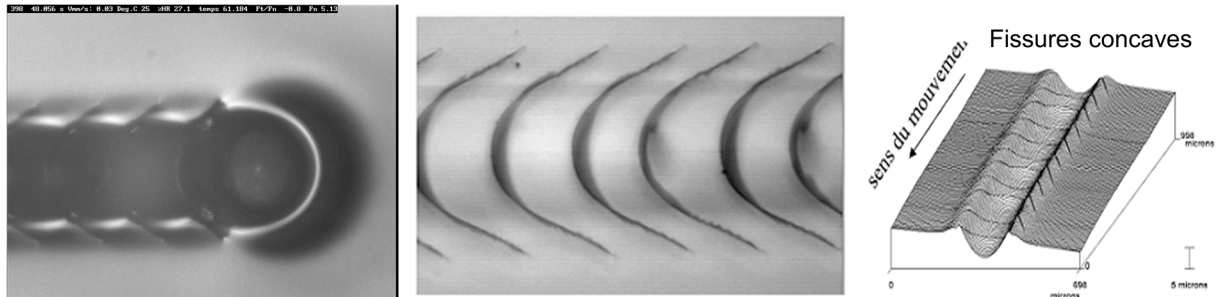


Figure 3.8 : fissures concaves à l'arrière du contact pour le CR39, en micrographie et profilographie 3D. Pointe de 116 μm , force normale de 8,5 N et vitesse de 0,03 mm/s, température ambiante.

3.1.2.3 Approche numérique

Dans ces 3 cas, on a donc une bonne information sur la forme des endommagements, ainsi que sur l'endroit exact où ils apparaissent. Cependant à ce stade on ne peut faire que des suppositions sur les causes de ces endommagements, concernant les contraintes ou les déformations qui en sont responsables. On peut supposer que ce sont des contraintes de cisaillement, de traction ou encore les déformations principales qui sont à l'origine de ces endommagements. C'est là qu'intervient la simulation numérique, afin d'apporter des informations sur les champs de contraintes et déformations lors de la rayure de ces matériaux.

3.1.3 Film anti-rayure

3.1.3.1 Concept du film anti-rayure

Une des solutions utilisées pour diminuer l'endommagement des matériaux polymères transparents est l'application de films anti-rayures sur la surface utile. En effet, un film anti-rayure (Figure 3.9) va permettre d'augmenter l'élasticité de la zone de contact tout en augmentant sa dureté, d'éviter la création de micro-fissures générées par la rugosité de la particule rayante [72] et/ou de diminuer le frottement local entre la particule rayante et la surface.

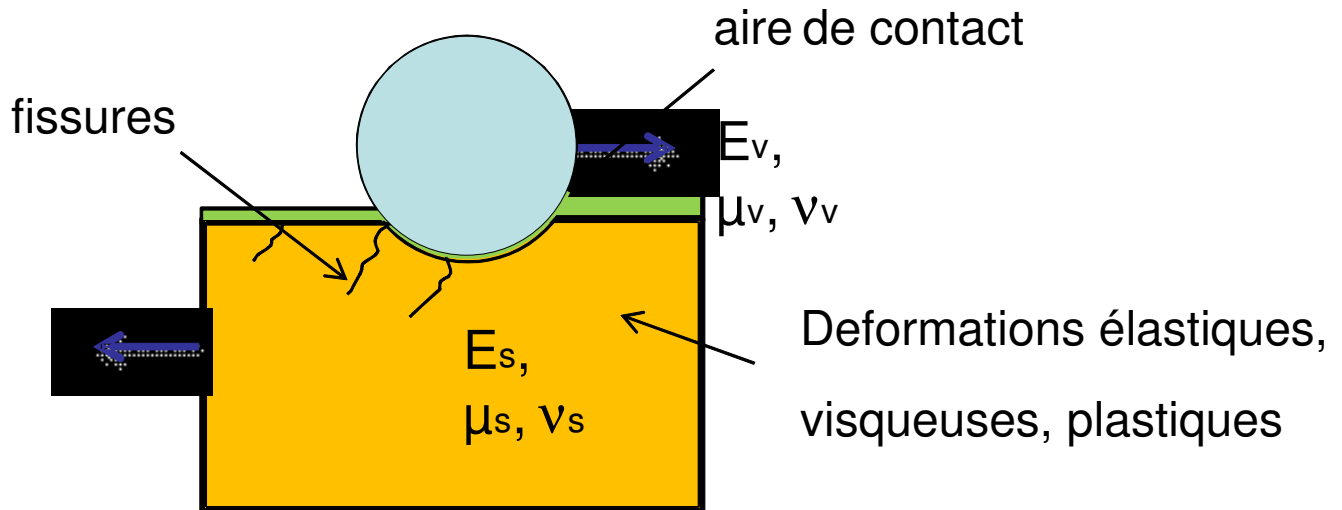


Figure 3.9 : schéma de la rayure d'un substrat revêtu d'un film anti-rayure.

3.1.3.2 Endommagements

Cependant, les expériences montrent que même si le film diminue effectivement les endommagements du substrat pour de faibles déformations, le film lui-même peut s'endommager, et parfois cet endommagement est encore plus gênant que l'endommagement du substrat seul. Pour illustrer cela voici quelques exemples (pour différentes conditions de rayure : température, force normale, pointe) d'endommagements pour un substrat en polycarbonate revêtu avec un film antirayure.

3.1.3.2.1 Les différents types d'endommagements (fissuration - écaillage - délaminage)

On observe différents types d'endommagement lors des observations expérimentales *in-situ* durant la rayure d'un système revêtu. On peut en lister principalement 3 :

- le délaminage. Dans ce cas-là, il s'agit de la propagation d'une fissure à l'interface entre le substrat et le film, résultant en le décollement du film, sans que le film ne soit obligatoirement rompu.
- la fissuration. Comme pour le système massif, il s'agit de fissures apparaissant dans le volume du film.
- l'écaillage. L'écaillage est provoqué par la fissuration transversale du film, lorsque que les deux extrémités latérales de la fissure finissent par se rejoindre. De plus, il y a aussi délaminage, on est alors en présence d'une "écaille" du film.

3.1.3.2.2 Exemple du PC revêtu

Dans le premier cas (Figure 3.10), on observe une fissuration du film autour du contact, avec une forme de fissure en chevron à l'arrière du contact (dans le sillon) puis en dentèle dans la zone avant du contact. Il se forme ainsi des écailles qui sont alors totalement dissociables du reste du film et décollées du substrat. C'est une forme de rupture transversale.



Figure 3.10 : écaillage d'un film nano-composite déposé sur un substrat de PC à 90°C et pour une vitesse de 0,03 $\mu\text{m/s}$ (rupture transversale).

Dans le second cas, on observe l'apparition d'une cloque dans la zone avant du contact (Figure 3.11). Celle-ci est probablement créée par les bourrelets issus de la déformation autour du contact. La largeur de la cloque est ici de l'ordre de 0,5 mm, et elle se déplace sur plusieurs millimètres, avec un décollement du film irréversible comme on peut le voir derrière l'indenteur. Cet endommagement est donc plus important que l'endommagement du substrat. Nous sommes ici en présence d'une rupture interfaciale.



Figure 3.11 : cloquage d'un film nano-composite déposé sur un PC rayé par un indenteur sphérique R 116 μm à 10 $\mu\text{m/s}$ pour une température de 90 °C (rupture interfaciale) [48,74].

Dans le troisième cas, nous sommes d'abord en présence d'un cloquage comme dans le deuxième cas, puis la cloque se fissure jusqu'à donner à son tour une écaille (Figure 3.12). C'est donc ici un mode mixte avec d'abord du délaminage, suivi d'un écaillage, avec ainsi un mode de rupture interfaciale et transversale.

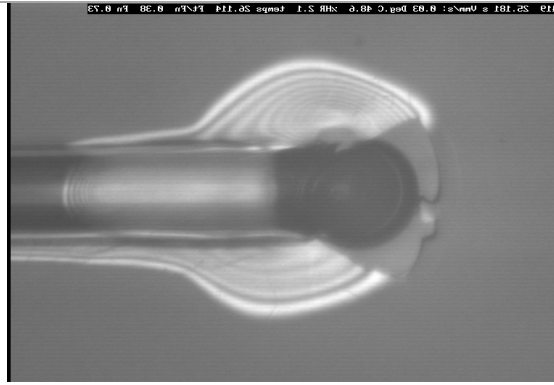
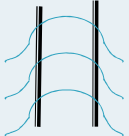
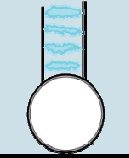

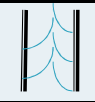

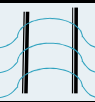
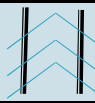



Figure 3.12 : cloquage puis écaillage d'un film nano-composite déposé sur un PC rayé par un indenteur sphérique R 116 μm à 10 $\mu\text{m/s}$ pour une température de 50 °C (rupture interfaciale et transversale) [48,74].

Pour conclure sur l'endommagement des polymères massifs et revêtus, une synthèse a été faite à l'aide de schémas et séparés en trois catégories (Tableau 2) : les massifs, les substrats revêtus avec une adhérence forte à l'interface, et les substrats revêtus avec une adhésion faible à l'interface. Certaines conditions de rayure sont précisées dans le tableau comme le rayon de la bille et la force normale appliquée. Il peut être remarqué que pour les substrats revêtus à adhésion forte, on retrouve les mêmes types d'endommagements que pour les massifs nus, c'est-à-dire des fissures transversales en profondeur, alors que pour les substrats revêtus à adhésion faible, il y a surtout des ruptures interfaciales avec du cloquage suivi parfois d'écaillage.

| Matériau | | CR39 | PMMA | PC |
|---|--|-------|-------|-------|
| Rayon bille | | R 116 | R 116 | R 116 |
|  | Fissures concaves à l'arrière du contact | 8,5 N | | |
|  | Craquelure sous le sommet de la pointe | | 4 N | |
|  | Bandes de cisaillement à 45° dans la zone frontale | | | 6 N |

| Adhésion forte | | PC + siloxane | PC + silo + plasma | TL+OA | TL + OA + plasma | PC + vernis | PMMA + vernis |
|---|----------------------|---------------|--------------------|------------|------------------|-------------|---------------|
| ind | | R 96 R 251 | R 96 R 251 | R 96 R 251 | R 96 R 251 | R 96 R 251 | R 96 R 251 |
|  | Fissures centrales | | | 2N 6N | 2N 6N | | |
|  | Fissure centrale | | | 2N | 2N | | |
|  | Fissures concaves | 0.9 N 3N | | | | 0.9N 3N | 0.9 N 1.5 N |
|  | Chevrons | 0.9 N 5N | | | | 5N | 5N |
|  | Fissures circulaires | | 0.9 N 1.5 N | | | | |

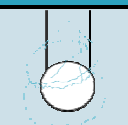
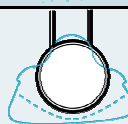
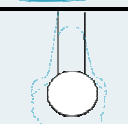
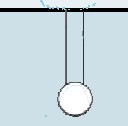
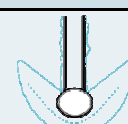
| Adhésion faible | | PC+OA20_mirror | PC-vernissAdhFaible-T-20°C | PC-vernissAdhFaible-TAmb | PC-vernissAdhFaible-T50°C | PC-vernissAdhFaible-T90°C |
|---|----------------------|--------------------------------|---------------------------------|----------------------------|---------------------------------|---------------------------------|
|  | Écaillage | 3 N, V 0.03 mm/s, μ0.26, T90°C | | | | |
|  | Cloquage | | 1.5 N, V0.03 mm/s, μ0.41, T20°C | | | |
|  | Cloquage + écaillage | | | μ0.38, V0.003 mm/s, T25°C, | | |
|  | Cloquage + écaillage | | | | 0.75N, V0.03 mm/s, μ0.36, T50°C | |
|  | Cloquage | | | | | 0.41N, V0.01 mm/s, μ0.25, T80°C |

Tableau 2 : Synthèse des endommagements observables pour différentes configurations : polymères massifs (en haut), polymères revêtus avec une interface à adhésion forte (au milieu), et polymères revêtus avec une interface à adhésion faible (en bas).

Le terme « TL » étant le nom commercial d'un substrat polymère, et le terme « OA » désigne un vernis siloxane. Le traitement plasma permet de diminuer le frottement local du contact mais augmente la fragilité du film.

Nous avons donc montré que les matériaux polymères transparents utilisés notamment à la place du verre pour des écrans, des parebrises, des fenêtres ou encore des verres de lunettes, sont susceptibles de s'endommager, et cela au détriment de l'apparence de la surface.

A partir de ces observations, on réalise bien que l'ajout d'un film anti-rayure apporte un bénéfice dans le domaine des « petites déformations », mais lorsque l'endommagement du vernis survient, le « remède » est pire que le « mal » car la densité des fissures et la variété des mécanismes font que la surface perd en qualité optique et en qualité de protection. De ce constat apparait la problématique principale de mes travaux de recherche. Il est nécessaire d'optimiser les propriétés mécaniques du vernis, afin de protéger au mieux un substrat, en limitant l'endommagement du film. Pour ce faire, l'utilisation de la modélisation numérique par éléments finis 3D devrait nous permettre d'acquérir une expertise quantitative pour pouvoir préconiser quel vernis (selon ses propriétés : loi de comportement, module d'Young, épaisseur, frottement) pourra protéger un substrat donné (propriétés mécaniques, conditions d'utilisation,...) en fonction des sollicitations subies (représentatives de la réalité, en fonction de la taille de défaut, du taux de déformation imposé, de la vitesse de rayure, etc.).

3.2 Modélisation numérique de la rayure

L'approche utilisée dans ce travail est basée sur les différents constats expérimentaux concernant les observations faites lors de la rayure de matériaux massifs et revêtus, afin de définir la problématique suivante : il faut trouver les rapports optimaux de propriétés mécaniques et d'épaisseur des films anti-rayure afin de protéger au mieux les substrats tout en limitant l'endommagement du film lui-même. Pour cela, la simulation par éléments finis 3D est utilisée pour apporter des réponses à cette problématique. En premier lieu les observations expérimentales sur des systèmes massifs sont confrontées aux simulations numériques reproduisant les mêmes conditions, afin d'identifier des critères d'endommagement. Ensuite, un modèle revêtu multiparamètres permettant de faire varier les différentes propriétés mécaniques permet d'étudier leur influence sur les critères d'endommagement identifiés.

3.2.1 Modèles par élément finis 3D développés

Pour développer un modèle numérique, le logiciel MARC de MSC Software est utilisé. Ce logiciel permet de créer des modèles en éléments finis 3D, et gère le contact mécanique entre différents corps et est connu pour la résolution de problèmes fortement non-linéaires. On peut modéliser l'essai de rayure par une sphère analytique, donc infiniment rigide, qui vient en contact avec un corps maillé en éléments finis représentant l'échantillon de polymère. Le déplacement de la pointe sur la surface permet de simuler la rayure. On a choisi de piloter l'indentation en déplacement vertical de la pointe. La rayure quant à elle est pilotée en déplacement transversal de l'échantillon.

3.2.1.1 Lois de comportement applicables

Il y a plusieurs types de lois de comportement applicable en simulation numérique. C'est même un des avantages de la simulation, c'est-à-dire la possibilité de modéliser différentes lois sans être limité par la réalité des matériaux.

Dans notre travail de recherche, nous proposons d'exploiter trois types de lois de comportement matériaux : la loi élastique linéaire permettant d'approcher la modélisation des matériaux élastiques, la loi élastique-plastique bilinéaire permettant de modéliser de façon simplifiée le comportement des matériaux élastiques-plastiques avec écrouissage linéaire, et enfin, modéliser une rhéologie élasto-

plastique avec écoulement non-linéaire (de type G'Sell et Jonas) mais la formulation complète n'a pas de valeur en tant que telle car seul son profil nous intéresse. Nous allons comparer ces différentes lois afin de sélectionner celles que nous utiliserons pour la suite.

3.2.1.1.1 Loi élastique linéaire

La loi élastique linéaire permet de modéliser des polymères parfaitement élastiques. C'est à dire que la déformation (élastique) dépend de la force appliquée à l'instant t . Ce comportement est totalement réversible *i.e.* lorsqu'on arrête d'appliquer une force, le matériau reprend sa forme originelle.

Ce comportement est régi par la loi de Hooke est donc une équation linéaire entre la contrainte principale σ et la déformation principale ε en rapport avec le module d'Young E (aussi appelé module d'élasticité) tel que :

$$\sigma = E * \varepsilon \quad (\text{Eq.17})$$

3.2.1.1.2 Loi élastique-plastique bilinéaire

La loi élastique-plastique bilinéaire (Figure 3.13) est une façon simple de modéliser le comportement de matériaux comme les polymères, qui ont dans un premier temps un comportement élastique, puis passé une certaine valeur de contrainte, un comportement plastique qui est donc irréversible lorsque la contrainte redescend sous ce seuil (appelé contrainte d'écoulement plastique σ_y). La seconde pente représente l'évolution de l'écoulement plastique suivant un écoulement. Dans notre étude elle sera définie en un certain pourcentage du module d'élasticité (module d'Young).

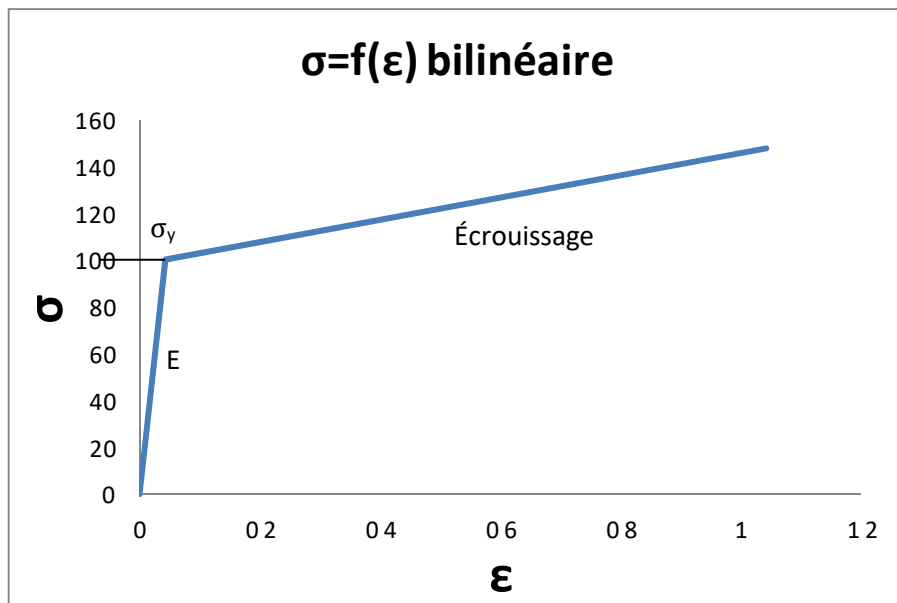


Figure 3.13 : loi de comportement élastique-plastique bilinéaire.

Cette loi peut donc se définir numériquement par un module d'Young, une contrainte d'écoulement et une pente d'écoulement.

3.2.1.1.3 Loi de G'Sell et Jonas

G'Sell et Jonas [23] ont défini une loi d'érouissage non-linéaire spécifique pour identifier le comportement plastique des polymères à partir du fit d'expériences de compression. Elle conserve la partie élastique que l'on trouve dans la loi élastique-plastique bilinéaire, mais à la place de la pente linéaire d'érouissage, on applique une équation dépendant des différentes constantes « matériaux ». La loi d'érouissage est du type exponentielle et correspond davantage à la réalité qu'une loi bilinéaire.

L'équation correspondante est la suivante :

$$\sigma = K e^{\left(\frac{a_T}{T}\right)} (1 - e^{-\omega \varepsilon_{vp}}) \dot{\varepsilon}_{vp}^m e^{h_g \varepsilon_{vp}^2} \quad (\text{Eq.18})$$

Et sa représentation graphique, une fois les paramètres identifiés, est la suivante (Figure 3.14) :

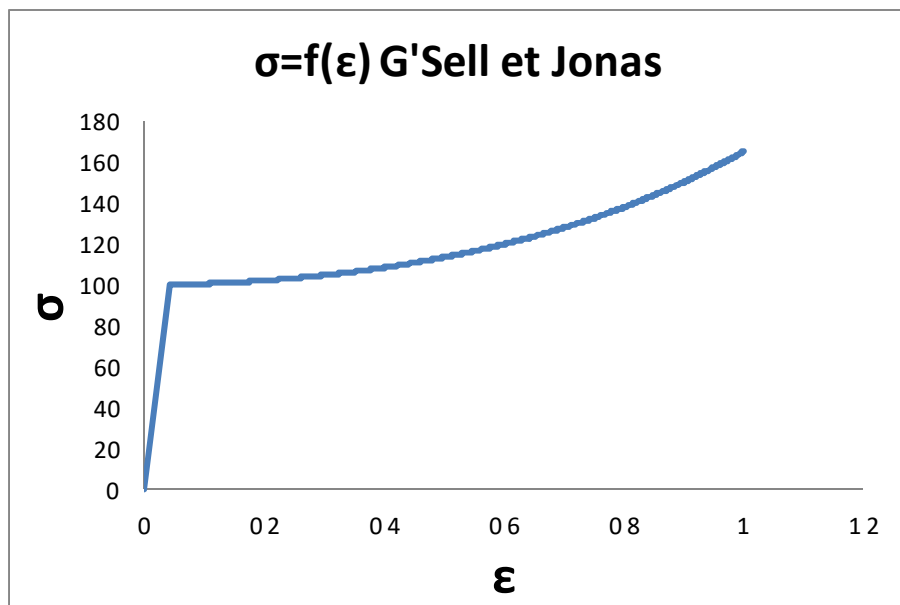


Figure 3.14 : loi de comportement de G'Sell et Jonas.

Cette loi peut se définir numériquement par un module d'Young, une contrainte d'écoulement et l'équation de la courbe d'érouissage.

Bucaille [16] a identifié les paramètres de la loi de G'Sell et Jonas pour les trois matériaux que nous étudions : le PC, le CR39 et le PMMA. Cette loi est implémentable dans le logiciel utilisé pour la modélisation numérique de la rayure.

3.2.1.2 Modèle massif

3.2.1.2.1 Généralités

Pour la modélisation des systèmes massifs (Figure 3.15 et Figure 3.16), on réalise un parallélépipède qui une fois maillé est composé de 41 000 éléments (éléments hexaédriques à 8 nœuds et intégration complète). L'indenteur rigide est modélisé par une surface sphérique analytique. La symétrie évidente du problème est traduite en conditions limites adéquates, ce qui permet de ne modéliser que la moitié du massif afin de diviser le nombre d'éléments par deux et ainsi diminuer significativement les temps de calculs.

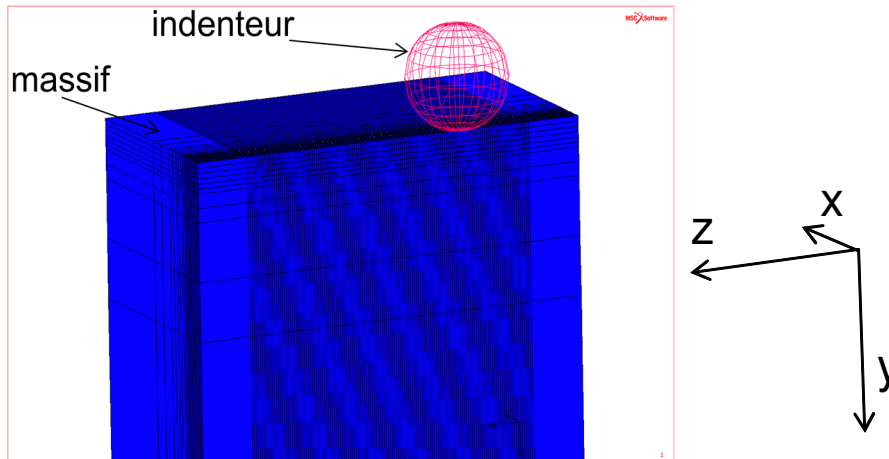


Figure 3.15 : Modèle massif en éléments finis 3D développé et son repère (x,y,z).

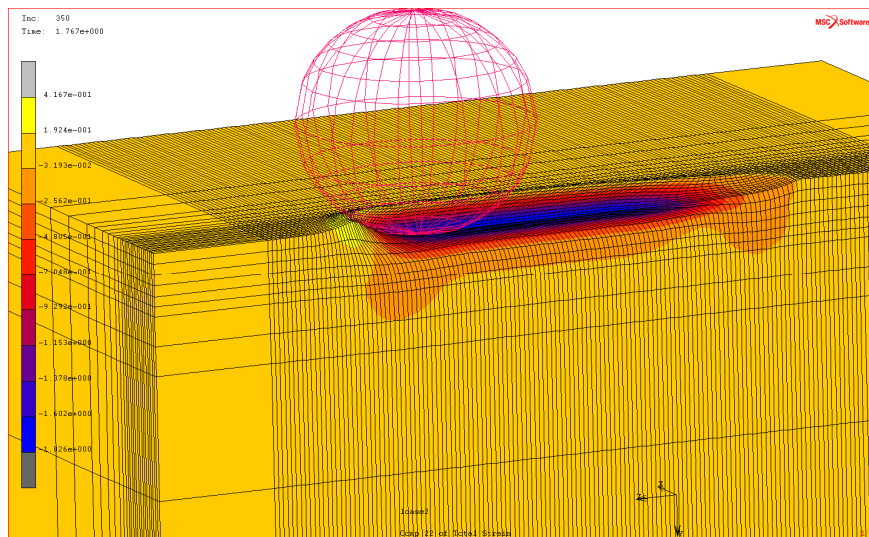


Figure 3.16 : exemple de rayure simulée avec le modèle développé.

Le chargement se fait linéairement, ainsi que la rayure et le déchargement également (Figure 3.17). Pour ce faire il faut créer une table qui pilote la condition limite correspondante. Pour gérer le contact dans le logiciel il faut définir des "contact bodies" et une table de contact. C'est à ce moment-là que l'on indique le coefficient de frottement qui est du type Coulomb.

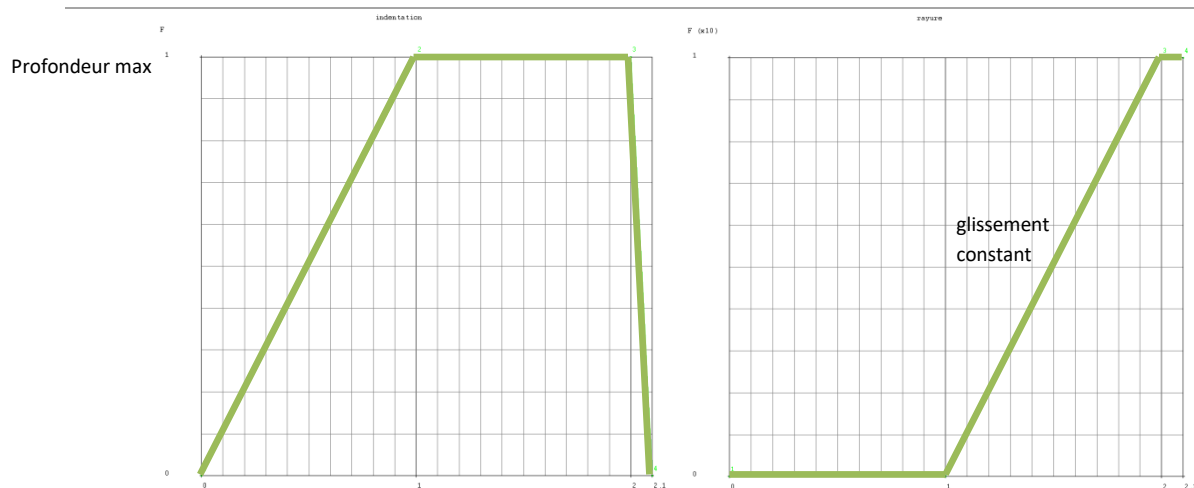


Figure 3.17 : table de chargement/déchargement (à gauche) et table de rayure (à droite).

Il existe un régime stationnaire de la rayure qui est atteint quand la distance rayée dépasse l'équivalent de 4 rayons de contact. La difficulté pour réaliser le modèle vient avant tout du nombre d'éléments. En effet, passé 40 000 éléments les temps de calculs deviennent non négligeables (une journée pour un calcul) et la convergence plus aléatoire. Cependant, il faut que le massif soit à la fois suffisamment discrétisé, et suffisamment grand pour atteindre le régime stationnaire et limiter les effets de bords. En profondeur, il est convenu que pour des rayons de contact de l'ordre de plusieurs dizaines de microns, l'épaisseur du massif doit être de l'ordre du millimètre, avec une discrétisation progressivement plus grossière à force que l'on s'éloigne de la zone de contact. Le modèle final fait donc 1600 μm de long, 830 μm de large et 2000 μm d'épaisseur pour un rayon de contact variant de 20 μm à 70 μm .

3.2.1.2.2 Maillage

Un des principaux paramètres d'un modèle numérique par éléments finis est son maillage. Celui-ci doit respecter plusieurs contraintes qui peuvent s'opposer. Ainsi il faut que le maillage soit à la fois suffisamment discrétisé tout en limitant le nombre total d'éléments afin que le temps de calcul ne soit pas trop grand. Pour cela il est nécessaire de réaliser le maillage de façon optimale.

Il est important de bien discrétiser le maillage de la "bande de rayure". Cette bande représente la partie où le contact évolue. Il faut que dans cette zone tous les éléments aient la même taille afin de ne pas avoir d'influence de la variation de la discrétisation du maillage au niveau du contact. Pour le reste du maillage en largeur, la taille des mailles augmente progressivement afin de limiter le nombre d'éléments. La "bande" de rayure fait 120 μm de large. Le maillage est conçu de telle sorte que dans les conditions de rayure expérimentales, il y ait une cinquantaine d'éléments dans le contact.

3.2.1.2.3 Conditions aux limites

Les conditions limites sont les suivantes (Figure 3.18) :

- la symétrie verticale, passant par le centre de l'indenteur et étant parallèle au sens de la rayure, permet de couper le massif en deux afin de diminuer le nombre d'éléments finis.
- les nœuds de la paroi extérieure et de la base du massif sont bloqués en déplacement suivant x et y , et une translation suivant z leur est imposée pour simuler le déplacement latéral du massif, la bille restant « immobile ».

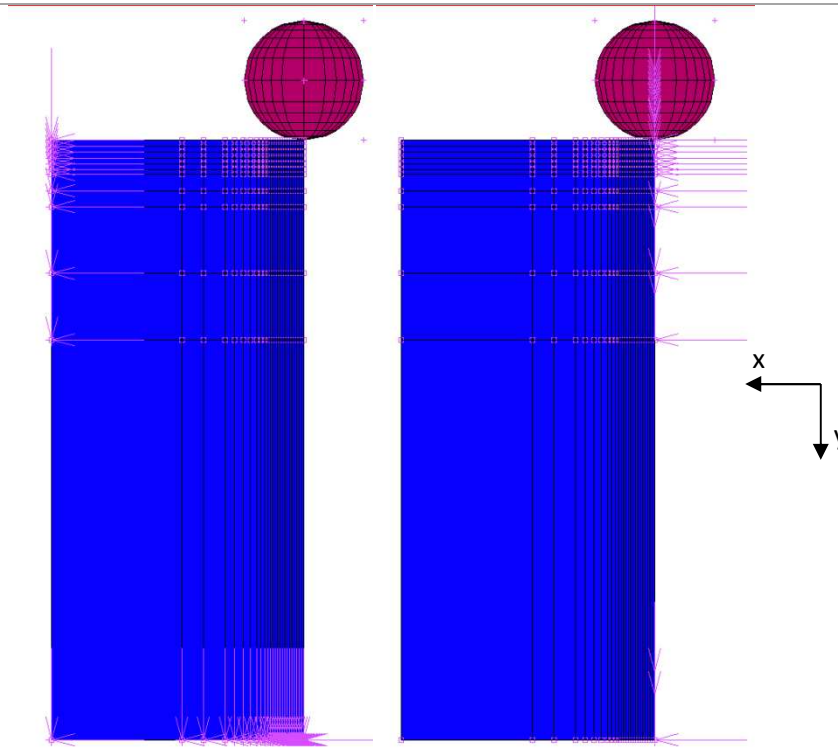


Figure 3.18 : conditions limites du modèle. Blocage extérieur et translation imposée (à gauche); plan de symétrie (à droite).

3.2.1.2.4 Comparaison préliminaire avec les résultats de Demirci [50]

On définit les paramètres des matériaux afin de correspondre à ceux étudiés expérimentalement. Dans notre cas, nous avons décidé de modéliser les lois de comportement par des lois élasto-plastiques. Il faut définir les modules d'Young, les coefficients de Poisson, la contrainte d'écoulement et la pente d'écrouissage pour chaque matériau.

Dans notre cas, nous avons choisi les paramètres suivants (Tableau 3) pour les lois élasto-plastiques bilinéaires et de G'Sell et Jonas simplifiées :

| Paramètre | E-P Bilineaire | | | G'Sell et Jonas | | |
|---------------------------------------|----------------|-----|------|--|-------------------|-------------------|
| | PMMA | PC | CR39 | PMMA | PC | CR39 |
| E (GPa) | 3,5 | 2,5 | 2 | 3,5 | 2,5 | 2 |
| ν | 0,3 | 0,3 | 0,3 | 0,3 | 0,3 | 0,3 |
| σ_y (MPa) | 100 | 75 | 70 | 100 | 75 | 70 |
| Ecrouissage | Pente 10% | | | $\sigma = K \dot{\varepsilon}_{vp}^m e^{h_g \varepsilon_{vp}^2}$ | | |
| K | | | | 200 | 145 | 102 |
| h_g | | | | 0,5 | 4,5 | 0,5 |
| ε_{vp} (S ⁻¹) | | | | $1 \cdot 10^{-4}$ | $1 \cdot 10^{-4}$ | $1 \cdot 10^{-4}$ |
| m | | | | 0,1 | 0,078 | 0,053 |

Tableau 3 : paramètres des lois de comportement pour le PMMA, le PC et le CR39.

Sachant que l'indentation est pilotée en déplacement, on s'arrange pour obtenir des rapports a/R entre 0,5 et 0,6, qui correspondent aux niveaux de déformation imposés lors des essais

expérimentaux où les endommagements apparaissent. La bille est définie avec un rayon de 100 μm . Le rayon de contact est donc compris entre 50 et 60 μm pour chaque simulation.

Dans un premier temps nous avons fait des essais préliminaires afin de faire le choix des lois les plus adaptées à l'essai de rayure que nous simulons.

Concernant la loi élastique linéaire, aucune difficulté à l'appliquer à un modèle numérique sous MSC MARC.

Il reste à faire le choix des lois élastiques-plastiques. La principale différence entre les deux lois est l'évolution de l'érouissage dans la partie plastique. Dans le cas bilinéaire, on peut faire varier la pente de l'érouissage, et ainsi avoir des comportements plus ou moins plastiques (jusqu'à parfaitement plastique quand la pente est horizontale). Dans le cas G'Sell et Jonas, l'érouissage est particulièrement plastique au début puis s'adoucit exponentiellement pour de grandes déformations (Figure 3.19).

Numériquement parlant, lorsque l'on réalise les simulations avec chaque loi pour des matériaux similaires, on observe sans surprise une plasticité accrue dans le cas de la loi G'Sell et Jonas. En effet, une large majorité du volume sollicité sous charge implique des déformations permanentes induisant donc peu de retour élastique. Or ce comportement n'est pas tout à fait représentatif des essais expérimentaux pour lesquels un retour élastique à l'arrière du contact est observé. Ce retour élastique ne s'observe donc pas quand on applique une loi de G'Sell et Jonas dans la simulation. Ceci remet en partie en cause les identifications de type G'Sell et Jonas (dont les paramètres ont été identifiés par essais d'indentation uniquement) qui ne semblent pas retranscrire l'essentiel du comportement complexe des polymères concernés. La loi élastique-plastique bilinéaire semble plus adaptée, notamment par la facilité d'en faire varier les paramètres tels que la pente de l'érouissage (Figure 3.19). On peut même se rapprocher du comportement de la loi de G'Sell et Jonas si la pente d'érouissage est paramétrée à une valeur faible (typiquement 1% du module d'Young du matériau). Si on augmente la pente de l'érouissage, on peut alors observer l'apparition du retour élastique qui correspond davantage à la réponse expérimentale du matériau.

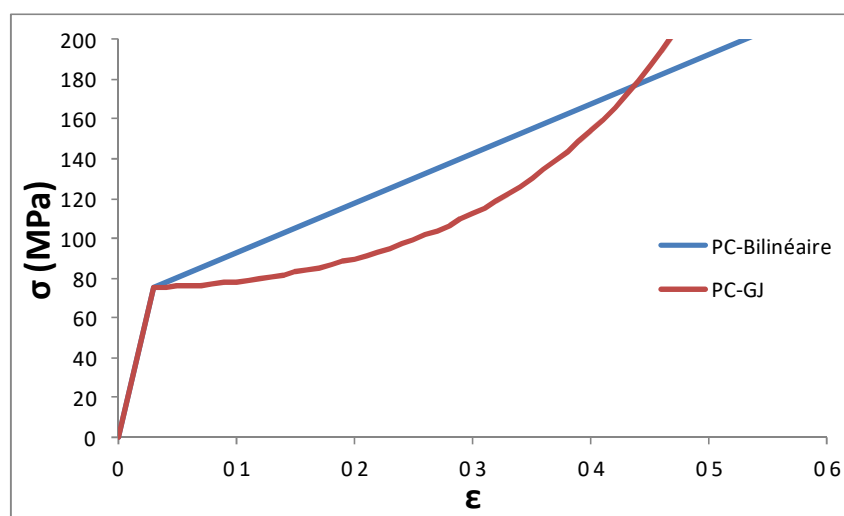


Figure 3.19 : comparaison des lois de comportement élastique-plastique bilinéaire et de G'Sell et Jonas pour un PC avec une pente à 10% pour l'érouissage de la loi bilinéaire.

Si on compare les aires de contacts obtenues numériquement, et appelées « contact status » (Figure 3.20), pour les mêmes conditions de calcul, excepté la loi de comportement de l'écroutissage, une différence notable apparaît dans la zone arrière du contact, qui est totalement convexe dans le cas de la loi de G'Sell et Jonas. Cette configuration est contraire aux observations expérimentales et cette remarque conforte notre choix de la loi bilinéaire pour nos calculs.

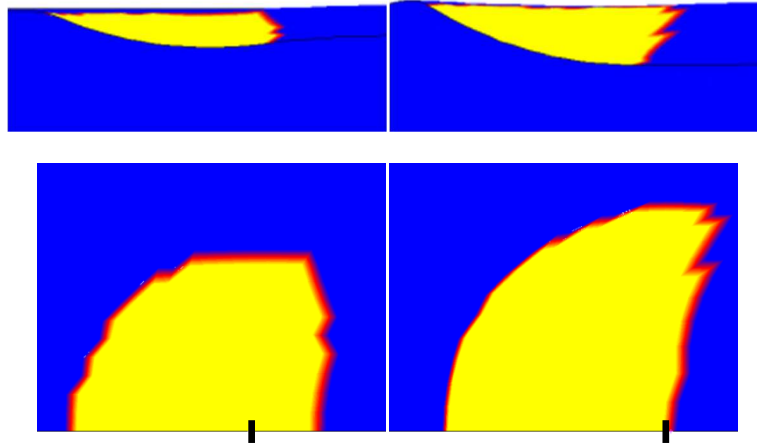


Figure 3.20 : vue de coté des *contact status* pour le cas bilinéaire (gauche) et G'Sell et Jonas (droite) pour un PMMA avec un frottement local $\mu = 0,3$ et une profondeur d'indentation identique. Le trait noir représente le sommet de la pointe.

Dans la suite, nous préférons donc la loi bilinéaire à la loi de G'Sell et Jonas. Dans la plupart de nos études nous utiliserons une pente d'écroutissage à 10% du module d'Young pour les substrats utilisés. Cette valeur est choisie arbitrairement mais elle permet d'assurer la convergence des calculs tout en respectant des niveaux de déformation représentatifs. Pour l'exemple du PC, la pente d'écroutissage bilinéaire coupe la courbe d'écroutissage G'Sell et Jonas à hauteur de 45% de déformation. La loi bilinéaire à 10% est donc une loi qui, en comparaison avec la loi G'Sell et Jonas, surestime les valeurs de contrainte pour les déformations de 3% à 45%, puis sous-estime ces valeurs au-delà de 45% de déformation (concernant le PMMA et le CR39, l'écroutissage bilinéaire ne coupant pas l'écroutissage G'Sell et Jonas pour des valeurs de déformations raisonnables, les valeurs de contraintes sont constamment surestimées).

Une fois les simulations réalisées, l'analyse des champs de contraintes et déformations en comparaison aux observations expérimentales concernant la localisation des amorçages des fissures va permettre de définir des critères d'endommagement en contrainte et en déformation. Un autre aspect de l'étude porte sur l'application des différents critères d'endommagement que l'on trouve dans la littérature et de leur comparaison. Pour le premier axe de recherche, concrètement on regarde les différentes distributions des champs de contraintes (contrainte normale, tangentielle, de cisaillement dans le plan) et les déformations (déformation principale, normale, dans l'axe de la rayure) et on cherche quelle distribution correspond à la forme et l'endroit d'amorçage des endommagements. Dans le choix des grandeurs à analyser, on prend en compte également notre connaissance des mécanismes impliqués dans les endommagements volumiques. Il est à noter que lors de l'exploitation des résultats, on se place à 5 rayons de contact de la zone d'indentation, cette distance permettant d'atteindre un régime stationnaire.

La Figure 3.21 présente des exemples de champs que l'on peut extraire aisément avec MSC Marc :

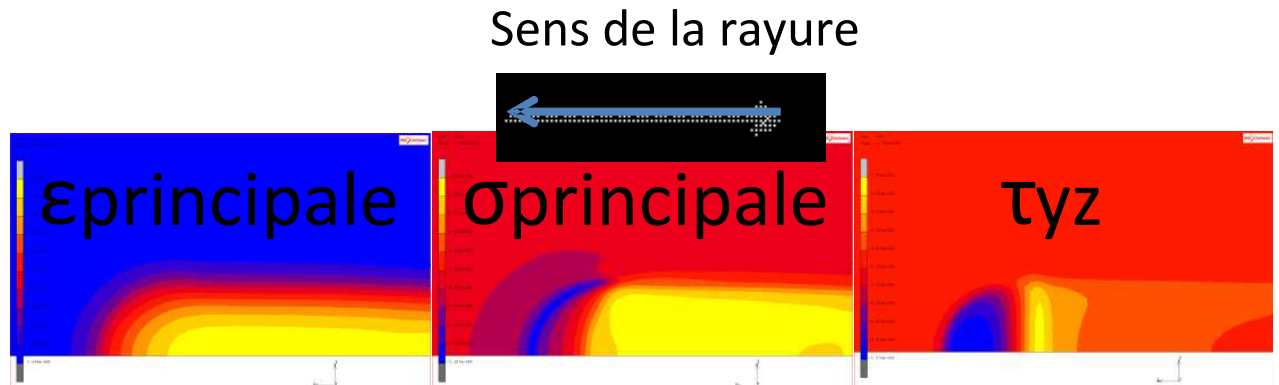


Figure 3.21 : capture d'écran des champs de (à gauche) déformation principale, (au milieu) contrainte principale, (à droite) cisaillement yz.

L'utilisation de ces cartes sera expliquée plus précisément dans la partie 3.2.2.

Les différentes grandeurs analysées sont les suivantes :

- Les déformations suivant certains axes
- les contraintes suivant certains axes
- les contraintes de cisaillement
- les contraintes principales
- les déformations principales

En plus des critères élémentaires, on représente aussi les grandeurs apparaissant dans les critères d'endommagement décrits précédemment (2.3.3) :

- La différence des contraintes principales max et min,
- la contrainte de cisaillement dans le plan,
- la pression hydrostatique,

grandeurs pour lesquelles on pourra se focaliser sur la localisation des points particuliers de l'espace lorsque cela est nécessaire comme : les nœuds de l'avant du contact, à l'arrière, la ligne de nœuds à la symétrie du modèle, les maxima, les changements de signes,... . Ces méthodes seront détaillées ultérieurement.

3.2.1.3 Modèle revêtu multi-paramètres

Pour la modélisation des modèles revêtus, le massif utilisé précédemment, est enrichi par des couches de différentes épaisseurs (permettant ainsi de faire varier l'épaisseur de la couche sans devoir retoucher au maillage). Il y a plusieurs contraintes liées au développement des couches. Tout d'abord le maillage doit correspondre à celui du massif pour que lorsque l'on "colle" le film sur le substrat, tous les nœuds soient en vis-à-vis pour que l'assemblage soit un unique solide fait de deux matériaux différents. En effet, nous excluons l'étude de la propagation d'une fissure interfaciale et avons privilégié la continuité des déplacements à l'interface couche/substrat. Une autre contrainte à prendre en compte est qu'il faut suffisamment d'éléments dans l'épaisseur du film pour avoir un minimum de discrétisation lors du calcul des grandeurs physiques étudiées. Nous nous sommes fixés un minimum de 3 éléments dans l'épaisseur du film le plus fin.

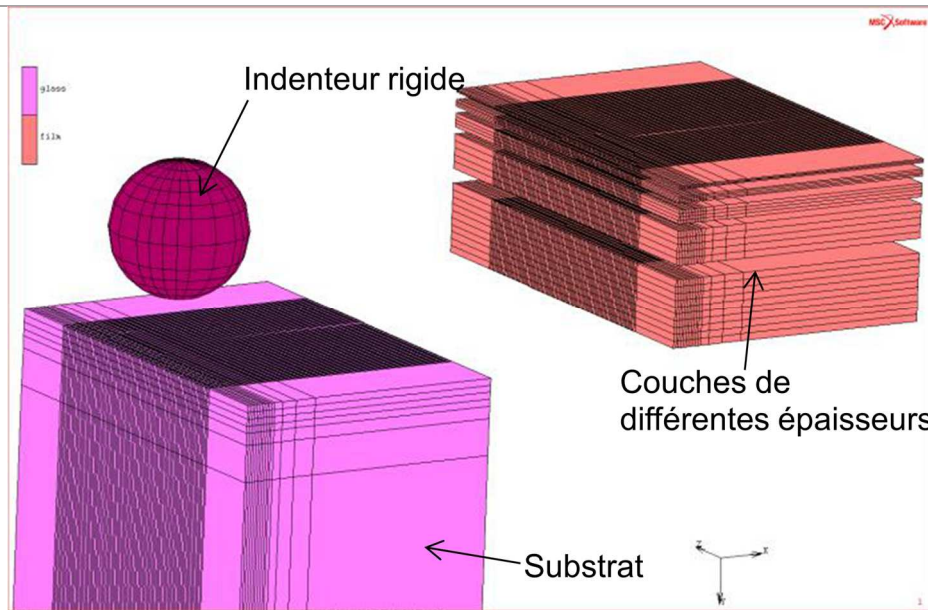


Figure 3.22 : modèle développé pour étudier les revêtements.

3.2.1.3.1 Maillage du film

Afin d'optimiser le maillage, nous avons également prévu une "bande de rayure" discrétisée de façon homogène identique à celle adoptée pour le substrat et dont la largeur respecte le rayon de contact maximal que nous comptons atteindre. Hors de la bande de rayure, le maillage présente un biais de sorte que la taille des éléments augmente de plus en plus quand on s'éloigne de cette bande dédiée au contact. Enfin de part et d'autre du modèle, perpendiculairement à la bande de contact, deux gros "blocs" sont présents afin de minimiser les effets de bord.

3.2.1.3.2 Paramètres variables

Deux axes de recherche ont été développés. Le premier consiste à reproduire la même approche que pour l'étude des massifs, c'est-à-dire réaliser des simulations en modélisant des systèmes pour lesquels nous possédons des données expérimentales, et tenter une corrélation entre les endommagements observés et les distributions des champs des contraintes et déformations. Le deuxième axe consiste, quant à lui, à réaliser un plan d'expérience multiparamètres afin d'étudier l'influence des propriétés mécaniques du système sur les contraintes et déformations identifiées comme étant responsables de l'amorçage des endommagements. Les propriétés identifiées pertinentes que nous pouvons faire varier et donc en étudier l'influence sont :

- les modules d'Young
- le frottement
- les pentes d'écrouissage
- les lois de comportement (élastique, élastoplastique, ...)
- l'épaisseur du film
- le rapport a/R

3.2.1.4 Synthèse des critères

Un des objectifs principaux des travaux présentés étant de définir des critères d'endommagements pour les différents systèmes étudiés, le tableau suivant (Tableau 4) synthétise les critères matériaux

répertoriés dans la partie bibliographique. On compte 17 critères dont les 4 derniers sont utilisables pour les systèmes revêtus.

| Critère | formule | notations | Réf. | Utilisation |
|--|--|--|------------|---|
| 1 Déformation principale | $\epsilon_1 > \epsilon_c$ | ϵ_1 = déformation principale ϵ_c = déformation critique | | Multiple |
| 2 Contrainte normale | $\sigma_{normale} > \sigma_c$ | σ_c = contrainte critique | | Centre du contact |
| 3 Contrainte de traction | $\sigma_{traction} > \sigma_c$ | σ_c = contrainte critique | | Arrière du contact Si film : fissuration + décollement |
| 4 Contrainte de compression | $\sigma_{compression} > \sigma_c$ | σ_c = contrainte critique | | Multiple Si film : cloquage avec délaminage |
| 5 Oxborough et Bowden | $\epsilon_1 \geq A + \frac{B}{\sigma_h}$ | ϵ_1 = déformation principale σ_h = pression hydrostatique | [50] | craquelage |
| 6 Sternstein et Myers | $ \sigma_1 - \sigma_3 \geq A + \frac{B}{\sigma_h}$ | σ_1, σ_3 = contraintes principales max et min σ_h = pression hydrostatique | [58] | craquelage |
| 7 Gearing et Anand | $\sigma_1 \geq A^0 + \frac{B^0}{\sigma_h}$ | σ_1 = contrainte principale max σ_h = pression hydrostatique | [59,60,62] | craquelage |
| 8 Argon et Hannoosh | $\frac{1}{\tau} \geq \frac{C}{A * \sigma_y} + \frac{3\sigma_h}{2QA * \sigma_y^2}$ | τ = contrainte de cisaillement σ_h = pression hydrostatique | [61] | craquelage |
| 9 Contrainte principale maximale | $\sigma_1 \geq A^0 + \frac{B^0}{I_1}$ $\sigma_1^{cr} = 55 MPa (PMMA)$ | σ_1 = contrainte principale max I_1 = premier invariant des contraintes | [63] | PMMA (fragile)-craquelage |
| 10 Contrainte de cisaillement local critique | $\sigma_e = \sigma_1 - \sigma_2 \geq A + \frac{B}{I_1}$ | σ_1, σ_2 = contraintes principales max et min I_1 = premier invariant des contraintes | [63] | PMMA-craquelage |
| 11 Critère en déformation critique | $\sigma_1 - \nu\sigma_2 \geq X + \frac{Y}{I_1}$ | σ_1, σ_2 = contraintes principales max et min I_1 = premier invariant des contraintes | [63] | PMMA-craquelage |
| 12 Contrainte hydrostatique maximale | $\sigma_m^{cr} = \tau(1 + 2 \ln(1 + \frac{x}{\rho}))$ $\sigma_m^{cr} = 95 MPa (PC)$ | τ = contrainte de cisaillement = $\sigma_y/\sqrt{3}$ σ_y = seuil d'écoulement plastique en traction | [63] | PC (ductile) - craquelage |
| 13 Critère d'initiation de la fissure | $\sigma_n = \sigma_2 \geq \sigma_m = \frac{1}{2}(\sigma_2 + \sigma_1)$ | σ_2 = contrainte principale majeure σ_n = contrainte normale σ_m = contrainte moyenne | [64] | bulk PC - initiation craquelage |
| 14 Contrainte normale/cisaillement plan | $\sigma_n = f(\tau)$ | σ_n = contrainte normale τ = contrainte de cisaillement plan | [51] | Système revêtu 2 modes |
| 15 Contrainte critique de délaminage | $\sigma_c = \frac{\pi^2 E}{12(1-\nu^2)} (\frac{h}{b})^2$ | h = épaisseur du film E = module d'Young ν = coefficient de Poisson B = demi-largeur de la délaminage | [45,66] | délaminage |
| 16 Contrainte de cisaillement critique à l'interface | $\tau_c = \frac{kH_s d_c / 2}{\sqrt{R^2 - (\frac{d_c}{2})^2}}$ | d = profondeur de rayure R = rayon de pointe H_s = dureté du substrat K coef / $0,2 < k < 1$ | [68] | décollement |

| | | | | |
|--|--|--|------|--------------------|
| 17 Taux d'énergie libéré à l'interface de rayure | $G = \Gamma_i = \frac{\sigma_c^2 h}{2E_f}$ | Ef = module d'Young du film h = épaisseur du film σ_c = contrainte critique | [68] | Tenue interfaciale |
|--|--|--|------|--------------------|

Tableau 4 : liste des critères extraits de la littérature.

En regardant en détail la structure des critères reportés dans la partie bibliographique (Paragraphe 2.3), on peut en regrouper certains sous une même forme.

Ainsi les critères 6, 10 et 13 sont tous trois issus du critère de craquelure de Sternstein développé pour des cas de contraintes planes. Plus particulièrement, le critère 13 est une adaptation pour les cas de surfaces cohésives sous contrainte plane. C'est un cas particulier pour la craquelure en deux dimensions et ne peut pas être utilisé tel quel dans notre cas.

Dans notre étude, le modèle étant en trois dimensions et n'ayant pas accès aux constantes matériaux A^0 et B^0 qui dépendent de la température pour les différents matériaux que nous considérons, nous pouvons regrouper les trois critères cités précédemment sous la forme du critère 6, *i.e.* :

$$(\sigma_{p \max} - \sigma_{p \min}) = f\left(\frac{1}{\sigma_H}\right) \quad (\text{Eq.19})$$

Le critère 11 quant à lui est issu du critère d'Oxborough qui s'écrit à l'origine :

$$\varepsilon_{cr} \geq X + \frac{Y}{I_1} \quad (\text{Eq.20})$$

Dans le cas particulier d'un matériau élastique et isotrope (avec E le module d'Young et ν le coefficient de Poisson), le critère peut s'écrire :

$$\sigma_1 - \nu\sigma_2 - \nu\sigma_3 \geq X^0 + \frac{Y^0}{I_1} \quad (\text{Eq.21})$$

Avec X^0 et Y^0 des paramètres matériau dépendant de la température. Dans le cas d'un chargement plan, l'équation se simplifie tel que :

$$\sigma_1 - \nu\sigma_2 \geq X^0 + \frac{Y^0}{I_1} \quad (\text{Eq.22})$$

D'où l'équation du critère 11.

Les matériaux que nous étudions étant élasto-plastiques, cette simplification ne peut être faite et seule l'équation 9 est retenue.

Les critères 7 et 9 sont issus d'une étude de Sternstein [58] mais ont aussi été repris par Gearing tel que :

$$\sigma_1 \geq A^0 + \frac{B^0}{I_1} \quad (\text{Eq.23})$$

Avec A^0 et B^0 des constantes matériaux liées à la température.

Il faut toutefois noter que lorsque Sternstein *et al.* [58] définissent leur critère, il est précisé qu'il n'est valable que pour le cas où le premier invariant des contraintes I_1 est positif, et donc le critère n'est valable que pour $\sigma_H > 0$: la condition de la pression hydrostatique positive est en accord avec l'absence de craquelure, lors des essais volumiques, pour des états de contraintes en cisaillement et

en compression. Les seuls essais réalisés sont alors des essais de traction pure, d'où la condition de pression hydrostatique positive. Lors d'un essai de rayure, la pression hydrostatique peut être négative et nous testerons tout de même ce critère.

Ensuite, le critère 8 d'Argon et Hannoosh qui s'écrit sous la forme $\frac{1}{\tau} = f(\sigma_H)$ est moins utilisé. Il permet de prendre en compte le cisaillement dans le plan en fonction de la pression hydrostatique.

Les critères 12, 15, 16 et 17 sont en fonction de paramètres expérimentaux et de grandeurs liées aux endommagements obtenues post-mortem, c'est-à-dire en prenant en compte les dimensions et donc la propagation des endommagements. Ces critères ne sont donc pas adaptés à l'étude de l'amorçage des endommagements. Nous pouvons ainsi réduire la liste des critères précédents à une liste de 9 critères dont un est spécifique aux systèmes revêtus.

Le tableau des critères que nous étudierons est finalement le suivant (Tableau 5) :

| Critère | formule | notations | Réf. | Utilisation |
|--|---|--|------------|---|
| 1 Déformation principale | $\epsilon_{p \max} > \epsilon_c$ | $\epsilon_{p \max}$ = déformation principale ϵ_c = déformation critique | | Multiple |
| 2 Contrainte normale | $\sigma_{\text{normale}} > \sigma_c$ | σ_c = contrainte critique | | Centre du contact |
| 3 Contrainte de traction | $\sigma_{\text{traction}} > \sigma_c$ | σ_c = contrainte critique | | Arrière du contact Si film : fissuration + décollement |
| 4 Contrainte de compression | $\sigma_{\text{compression}} > \sigma_c$ | σ_c = contrainte critique | | Multiple Si film : cloquage avec délamination |
| 5 Oxborough et Bowden | $\epsilon_1 \geq A + \frac{B}{\sigma_h}$ | $\epsilon_{p \max}$ = déformation principale σ_H = pression hydrostatique | [50] | craquelage |
| 6 Sternstein et Myers | $ \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \geq A + \frac{B}{\sigma_h}$ | $\sigma_{p \max}, \sigma_{p \min}$ = contraintes principales max et min σ_H = pression hydrostatique | [58] | craquelage |
| 7 Gearing et Anand | $\sigma_1 \geq A^0 + \frac{B^0}{\sigma_h}$ | $\sigma_{p \max}$ = contrainte principale max σ_H = pression hydrostatique | [59,60,62] | craquelage |
| 8 Argon et Hannoosh | $\frac{1}{\tau} \geq \frac{C}{A * \sigma_y} + \frac{3\sigma_h}{2QA * \sigma_y^2}$ | τ = contrainte de cisaillement σ_H = pression hydrostatique | [61] | craquelage |
| 9 Contrainte normale/cisaillement plan | $\sigma_n = f(1/\tau)$, | σ_n = contrainte normale τ = contrainte de cisaillement plan | [51] | Système revêtu 2 modes |

Tableau 5 : liste finale des critères d'endommagement.

Les critères 5 à 8 sont définis dans la littérature pour des déformations et contraintes moyennes en traction et pour des pressions hydrostatiques faibles et positives uniquement. Cependant, comme dans nos essais de rayure nous atteignons de grands niveaux de déformations et de contraintes, nous décidons d'intégrer la pression hydrostatique élevée et négative, et donc de reprendre les critères de craquelure (qui peuvent dépendre de la pression hydrostatique) normalement identifiés pour le PMMA, pour les trois matériaux analysés.

En effet, comme montré par Oudet [57], les critères de craquelures sont définis pour le quadrant $\sigma_1 > 0, \sigma_2 > 0$ (Figure 2.22), cependant lors d'un essai de rayure, des craquelures interviennent alors qu'on se trouve hors de ce quadrant. Il est donc nécessaire de prendre en compte les pressions hydrostatiques négatives et d'étendre les critères d'endommagement à cette configuration.

3.2.2 Outils utilisés ou développés

3.2.2.1 Analyse des distributions des champs de déformation et de contrainte

Afin de faciliter l'exploitation des résultats, un outil a été développé pour permettre de délimiter l'aire de contact réelle sur les champs de scalaires choisis (Figure 3.23).

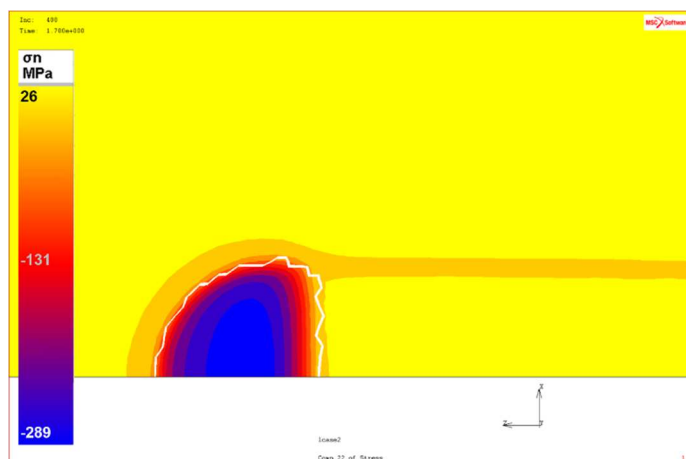


Figure 3.23 : bord de l'aire de contact réelle (en blanc) superposée à la capture d'écran d'un champ de contrainte vu du dessus.

De plus, un deuxième outil a été développé dans le cas des systèmes revêtus afin de matérialiser en sus l'interface sur les champs de scalaires choisis (Figure 3.24).

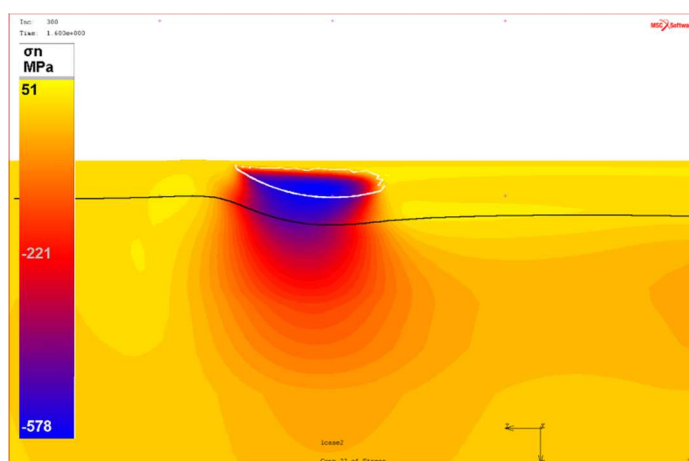


Figure 3.24 : aire de contact (en blanc) et ligne d'interface (en noir) superposées à un champ de contrainte vu de côté.

3.2.2.2 Analyse de critères d'endommagements

3.2.2.2.1 Courbes des composantes des déformations et des contraintes

Un autre outil a été développé permettant d'ajouter dans la bibliothèque des grandeurs calculées par MARC lors des simulations des grandeurs non disponibles par défaut et utilisées par des critères d'endommagement. Pour cela une subroutine a été développée en langage Python permettant de calculer par exemple la norme de la contrainte de cisaillement dans le plan, ainsi que la pression hydrostatique.

Rappel du repère du modèle (Figure 3.25) :

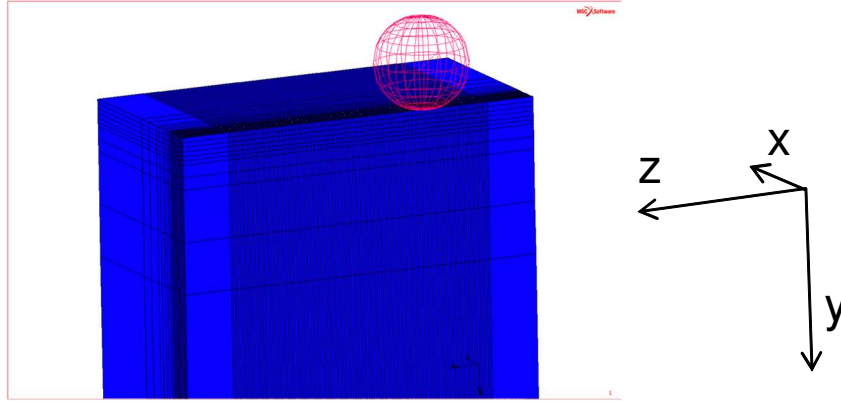


Figure 3.25 : repère (x,y,z) correspondant au modèle.

On applique la force normale suivant l'axe y et la bille glisse sur la surface suivant x. A partir de ce repère on définit la contrainte de cisaillement dans le plan et la pression hydrostatique.

La contrainte de cisaillement dans le plan est calculée à partir des deux contraintes de cisaillement qui ont des composantes dans le plan (x,z). Dans notre repère, cela concerne les contraintes τ_{yx} et τ_{yz} . L'idée est empruntée à la littérature [51]. On calcule alors la norme de la contrainte de cisaillement dans le plan en faisant la racine carrée de la somme des carrés des deux composantes du cisaillement :

$$\tau = \sqrt{\tau_{yx}^2 + \tau_{yz}^2} \quad (\text{Eq.24})$$

Un des axes d'analyse, inspiré de la littérature [51], est de représenter la courbe $\tau = f(\sigma_N)$ pour les nœuds de l'interface, avec σ_N la pression normale appliquée par l'indenteur et τ la contrainte de cisaillement dans le plan décrite précédemment. Toutefois, l'inconvénient de la façon de calculer la contrainte de cisaillement (Eq.24) est que nous perdons le signe des composantes du cisaillement car nous en calculons la norme. Nous avons alors décidé de signer les valeurs de τ par le signe de τ_{yz} , qui représente le cisaillement dans le sens de la rayure. Ainsi nous avons :

$$\tau_{signé} = \frac{\tau_{yz}}{|\tau_{yz}|} \sqrt{\tau_{yx}^2 + \tau_{yz}^2} \quad (\text{Eq.25})$$

La pression hydrostatique est la trace du tenseur des contraintes divisée par trois :

$$\sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) \quad (\text{Eq.26})$$

Une fois la subroutine développée et intégrée dans le calcul, les trois grandeurs ainsi définies sont accessibles dans les résultats de la simulation. On peut alors soit afficher les champs de contraintes correspondants sur le modèle, soit tracer les courbes des valeurs en fonction des nœuds et des incréments.

De plus, afin de développer des critères d'endommagement, il est important de pouvoir prendre en compte la localisation des nœuds pour lesquels nous traçons la courbe de contraintes. Il est surtout intéressant de savoir si les nœuds se situent à l'avant ou à l'arrière du sommet de l'indenteur, et si les nœuds sont proches ou non de la zone de contact. Ainsi on peut savoir où sont localisés les maxima des contraintes. Pour cela une macro Excel a été développée, elle permet aussi en cliquant sur un point de la courbe d'avoir sa position exacte dans le plan de nœuds considérés.

3.2.2.2.2 Courbe du critère $\tau = f(\sigma_N)$

La Figure 3.26 montre les graphiques obtenus pour le cas particulier de la courbe $\tau_{\text{signé}} = f(\sigma_N)$ et illustre le résultat issu de la macro Excel qui vient d'être décrite. Les interprétations de ces résultats en fonction des cas étudiés seront détaillées dans les chapitres 4 et 5. Le modèle utilisé pour cette illustration est un système revêtu. Sur l'image du bas, qui représente une vue de dessus des nœuds de l'interface, l'indenteur se déplace de gauche à droite.

Cette représentation nous donne plusieurs informations. Les essais expérimentaux indiquent que les endommagements apparaissent dans la zone de contact, ou dans son voisinage. Pour cette raison, nous ne nous intéresserons pas à ces points mauves que l'on estime "loin" de la zone de contact projetée, soumis aux contraintes résiduelles et aux effets de bord. Les points bleus et rouges sont respectivement les points proches de la zone de contact projetée, à l'avant (bleu) et à l'arrière (rouge) du sommet de la pointe. La possibilité de pointer un point sur un des deux graphiques permet de mettre en évidence, par un carré blanc avec une croix noire (flèche noire), le nœud correspondant sur le second graphique.

A partir de ces outils, nous pouvons exploiter les graphiques des façons suivantes :

- Repérer les maxima des contraintes,
- Repérer les changements de signe de ces contraintes,
- Identifier les modes mixtes,
- Localiser ces valeurs particulières dans un plan de nœuds donné, notamment sur l'interface.

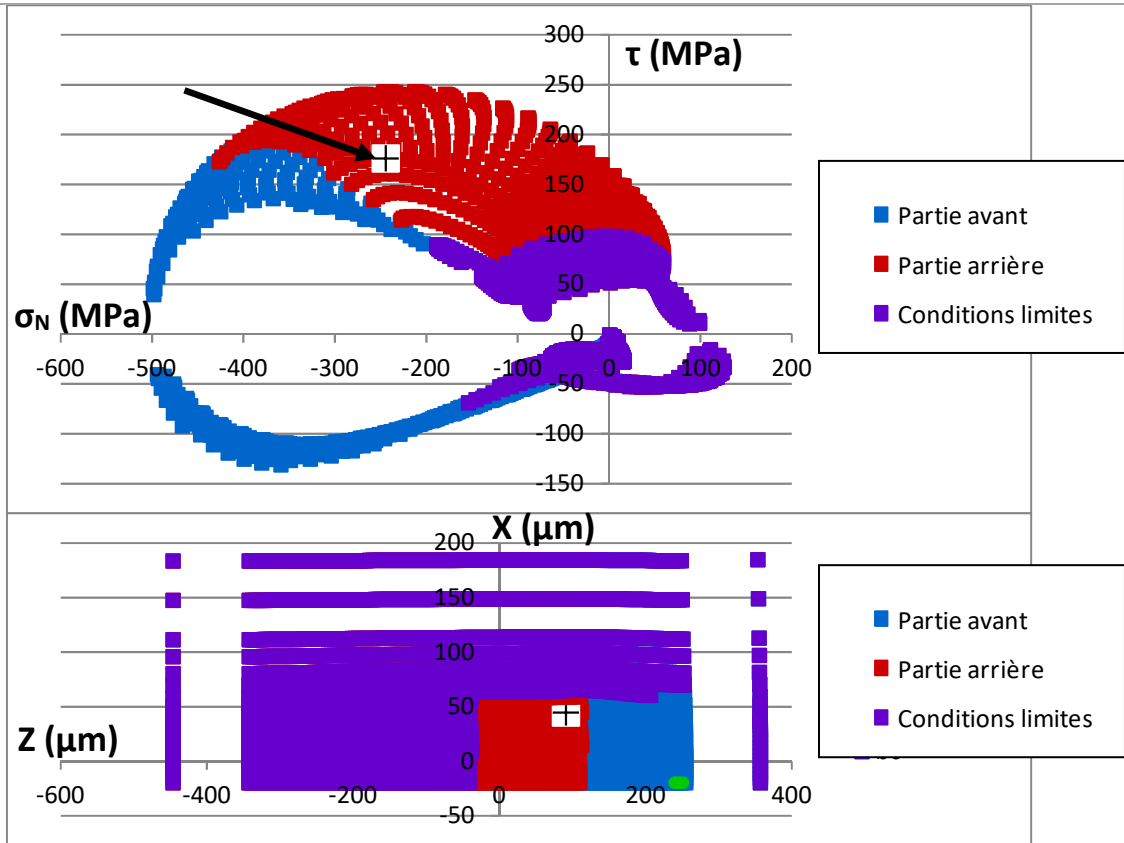


Figure 3.26 : tracé des contraintes $\tau=f(\sigma_N)$ (en haut) et représentation des nœuds de l'interface (en bas).

Chapitre 4

Résultats et discussions

pour les systèmes

massifs

4 Résultats et discussions pour les systèmes massifs

4.1 Validation des modèles et influences fondamentales

Nous allons nous intéresser à des cas simples afin de finaliser la validation du modèle utilisé et du type de résultats obtenus en fonction de la loi de comportement et du frottement.

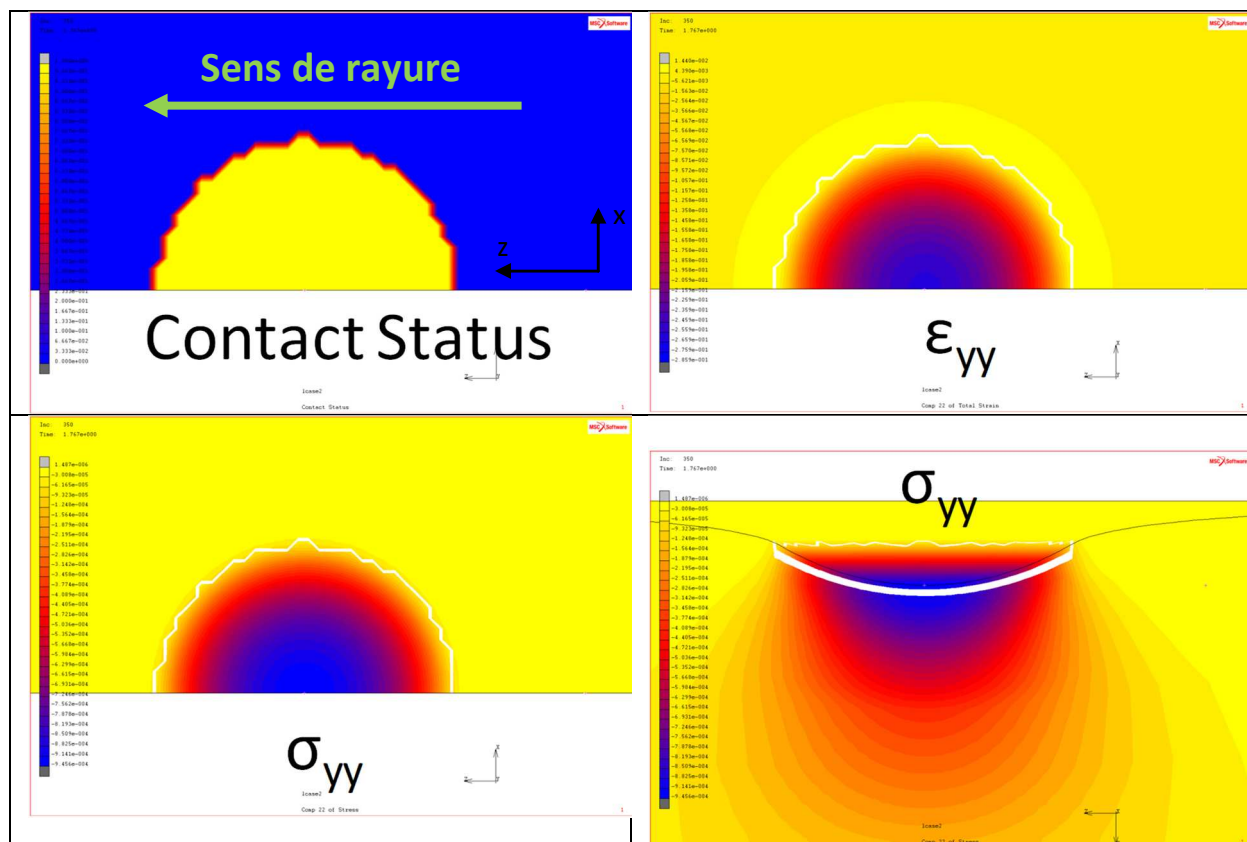
4.1.1 Loi élastique - influence du frottement (0/0,3/0,4/0,5/0,6)

Dans un premier temps, nous allons faire l'étude du cas le plus simple, c'est-à-dire le cas élastique parfait. Il est attendu dans ce cas un retour élastique complet. De plus, si le frottement est nul, une symétrie des déformations et des états de contrainte doit être obtenue. Nous étudierons ensuite l'influence du frottement sur les résultats des simulations.

Paramètres du modèle (Ceux-ci sont choisis pour se rapprocher des conditions expérimentales):

Le matériau considéré pour les simulations est parfaitement élastique, paramétré de sorte que son module d'Young soit de 2 GPa avec un coefficient de Poisson de 0,35. Pour ces simulations, la profondeur d'indentation est configurée telle que le rapport de déformation a/R soit de l'ordre de 0,5. On se place à l'incrément 350 (sur 460), qui représente la position de la bille à 4 ou 5 rayons de contact de longueur de rayure pour se placer dans le régime stabilisé.

Dans le cas du modèle élastique sans frottement, on remarque comme attendu une aire de contact circulaire symétrique. De ce fait, et par l'élasticité parfaite du matériau, on observe aussi une répartition symétrique des déformations et des contraintes.



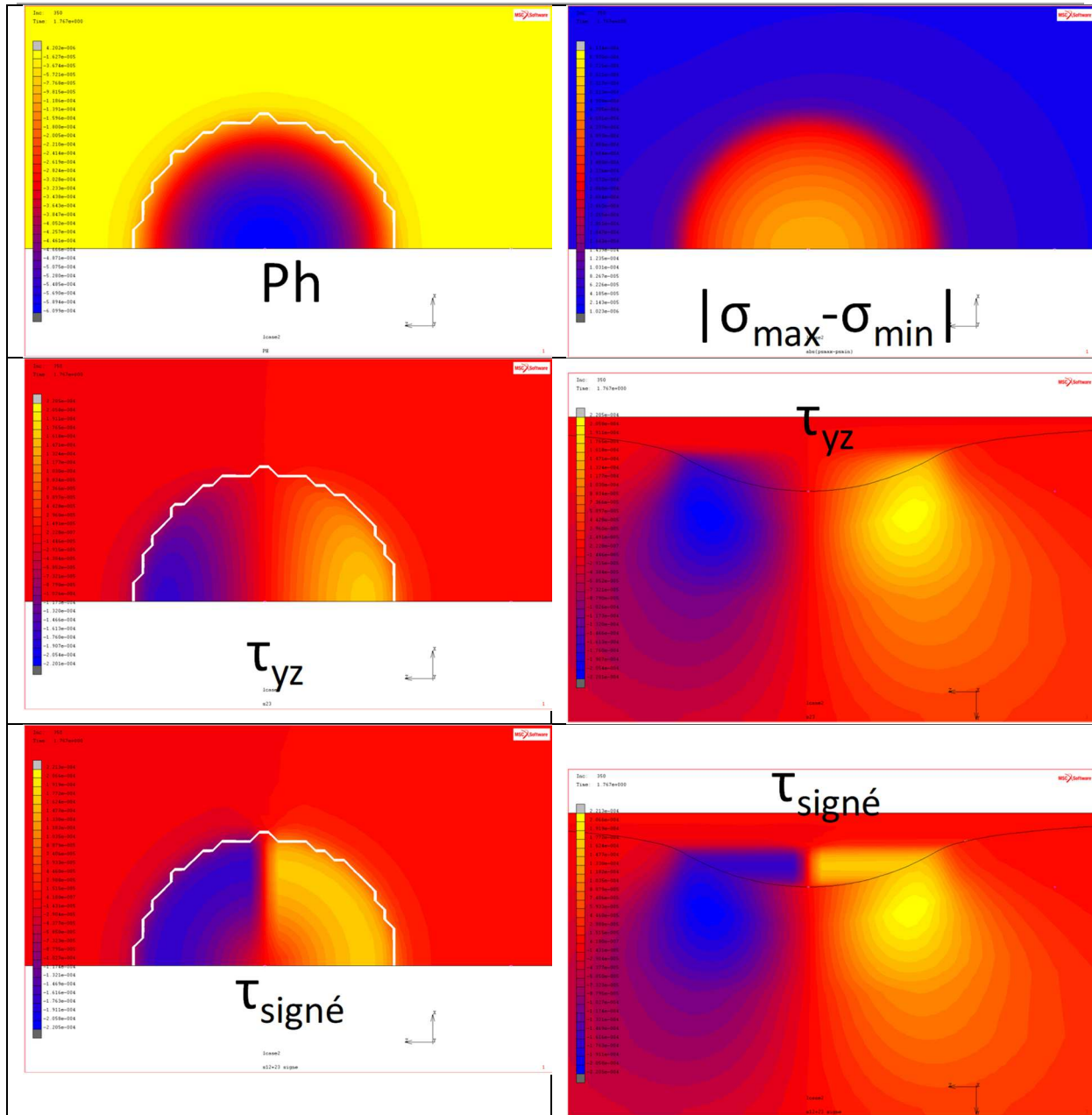


Tableau 6 : cartes des distributions de déformations et de contraintes pour le cas élastique parfait.

Dans le Tableau 6 sont représentées les diverses cartes de distribution pour le cas purement élastique sans frottement. La déformation normale est bien axisymétrique ainsi que la contrainte normale. Comme attendu aussi, la répartition du cisaillement dans le plan est parfaitement opposée entre l'avant et l'arrière du contact, et nul au centre du contact.

Toujours dans un souci de validation du modèle, on représente les contraintes des nœuds de la surface du massif.

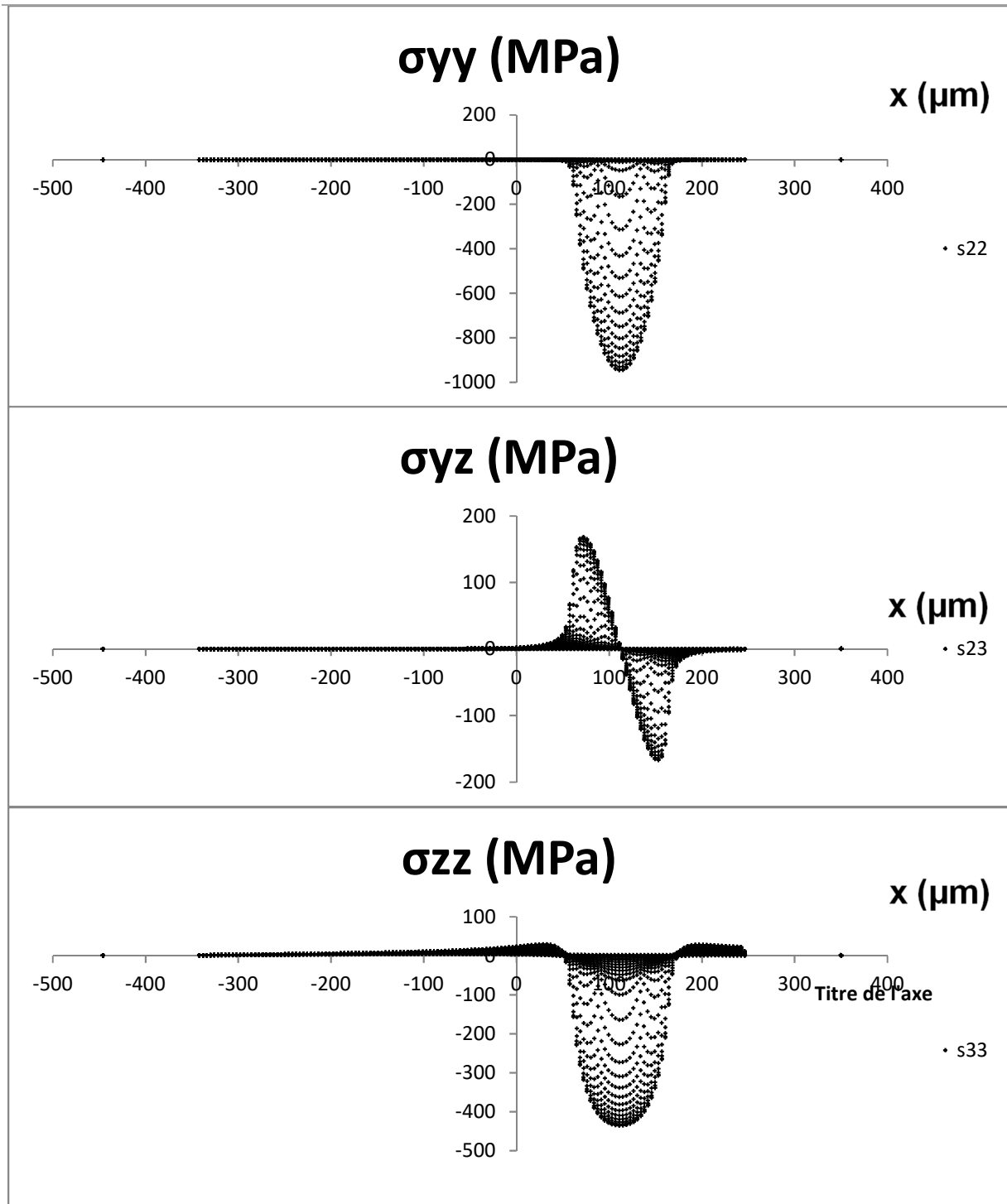


Figure 4.1 : représentation des contraintes pour les nœuds de la surface du massif. Contrainte normale (haut); contrainte yz (milieu); contrainte zz (bas). ($\mu = 0$).

L'allure des courbes représentées (Figure 4.1) correspond aux attentes pour ce type de comportement élastique. Le modèle semble répondre correctement aux sollicitations imposées. On retrouve en effet une répartition parabolique de la contrainte normale (en haut) sous la zone de contact, ce qui correspond à la répartition hertzienne obtenue classiquement pour un matériau élastique. Concernant la composante du cisaillement σ_{yz} , on a bien une répartition symétrique des valeurs positives et négatives. Pour la contrainte σ_{zz} , qui représente la traction (contrainte positive)

et la compression (contrainte négative) dans le sens de la rayure, on remarque bien une légère traction à l'avant et à l'arrière du contact et de la compression dans le contact.

La Figure 4.2 représente la contrainte de cisaillement dans le plan en fonction de la contrainte normale pour tous les nœuds de la surface de rayure (en haut). Afin d'améliorer la visibilité des zones de la surface et ainsi faciliter la compréhension des courbes, la couleur bleue est utilisée pour les nœuds du contact situés devant le sommet de la pointe, le rouge pour les nœuds du contact à l'arrière du sommet de la pointe, et le vert pour les nœuds hors contact et devant le sommet de la pointe, tandis que le violet est utilisé pour les nœuds hors-contact à l'arrière du sommet de la pointe, enfin le gris est utilisé pour les nœuds situés à plus de deux à trois rayons du centre du contact (image du bas).

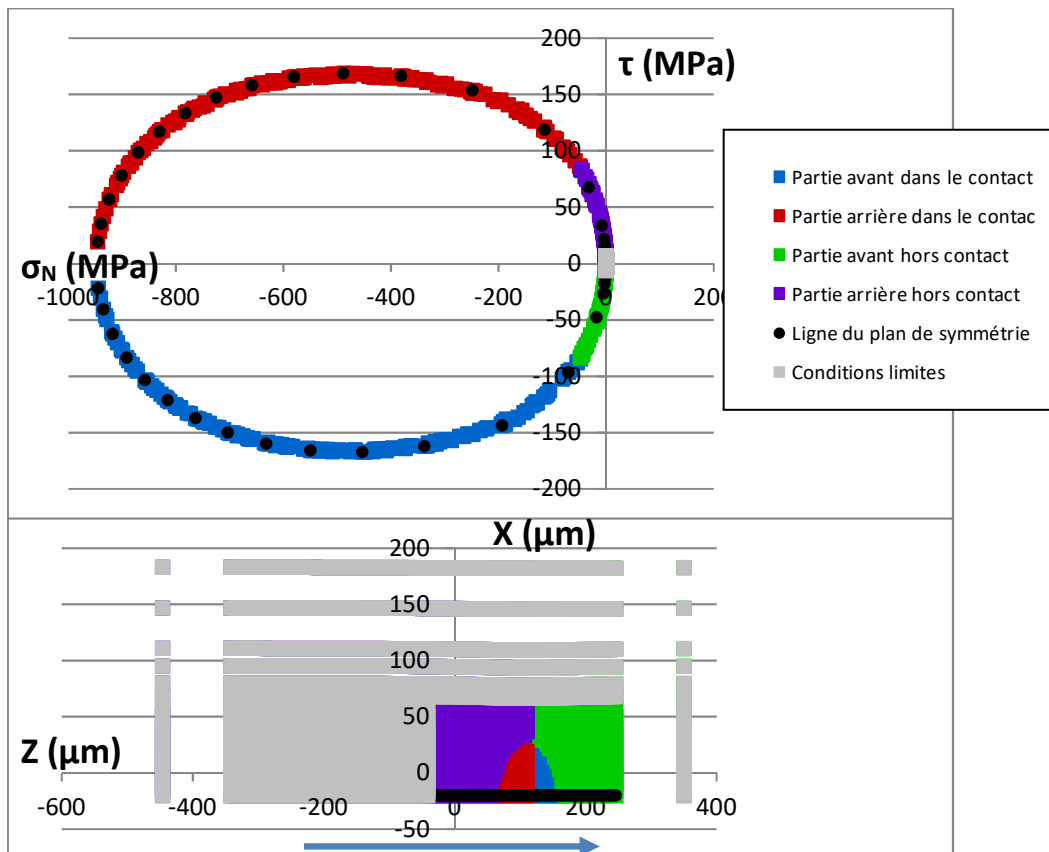
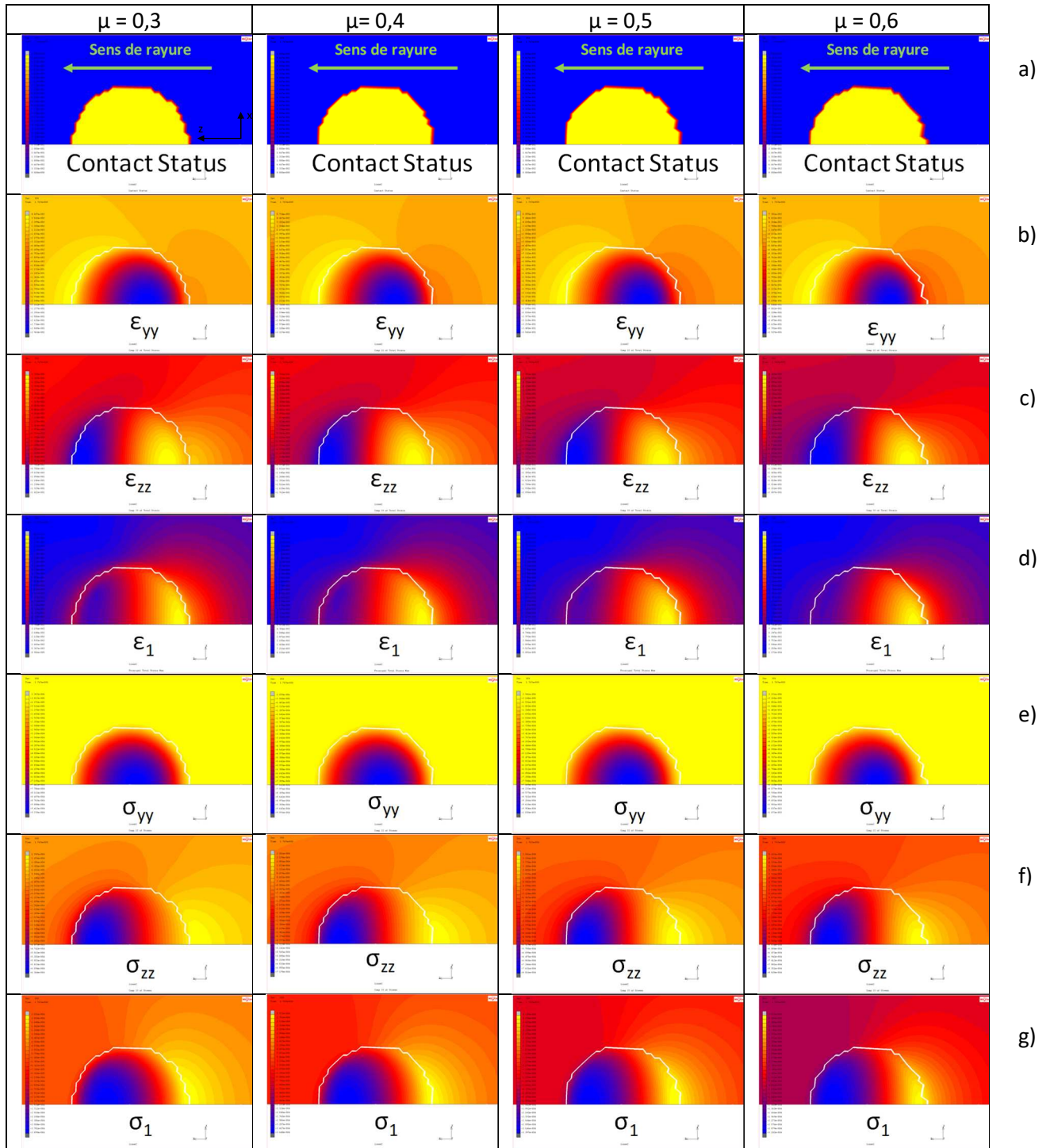


Figure 4.2 : représentation de la contrainte de cisaillement dans le plan τ en fonction de la contrainte normale σ_N pour toute la surface (en haut) et vue de dessus de la surface avec les codes couleurs (en bas).

Ces courbes illustrent l'état de ces deux contraintes en fonction de la zone considérée. On remarque une symétrie des valeurs par rapport à l'axe des abscisses, ce qui est normal pour un matériau élastique. On voit que les points "gris" sont concentrés autour du zéro car ils sont situés loin du contact et subissent donc très peu de contrainte. Ceci conforte le maillage mis en place qui semble assurer des conditions aux limites correctes. Les points de la zone de contact sont ceux qui subissent le plus les contraintes comme attendu. On remarque deux zones de contrainte de cisaillement maximale (pour l'avant et l'arrière du contact) ainsi qu'une zone de contrainte normale maximale en valeur absolue qui correspond au centre du contact.

Nous allons maintenant présenter les résultats lorsqu'on applique un coefficient de frottement de 0,3 à 0,6 (Tableau 7). Les distributions sont maintenant dissymétriques dans le sens de la rayure (sur l'image, la rayure se fait de droite à gauche, l'avant de la pointe se trouvant donc sur la gauche), et lorsque le frottement augmente, la valeur des contraintes augmente également. Le Tableau 7 présente l'aire de contact (a), la déformation suivant l'axe d'indentation (b), la déformation suivant l'axe de rayure (c), la déformation principale (d), la contrainte suivant l'axe d'indentation (e), la contrainte suivant l'axe de rayure (f), la contrainte principale (g), la composante du cisaillement suivant l'axe de la rayure (h), le cisaillement dans le plan (i), la pression hydrostatique (j) et la contrainte de cisaillement locale (critère de Sternstein) (k), pour différents frottements.



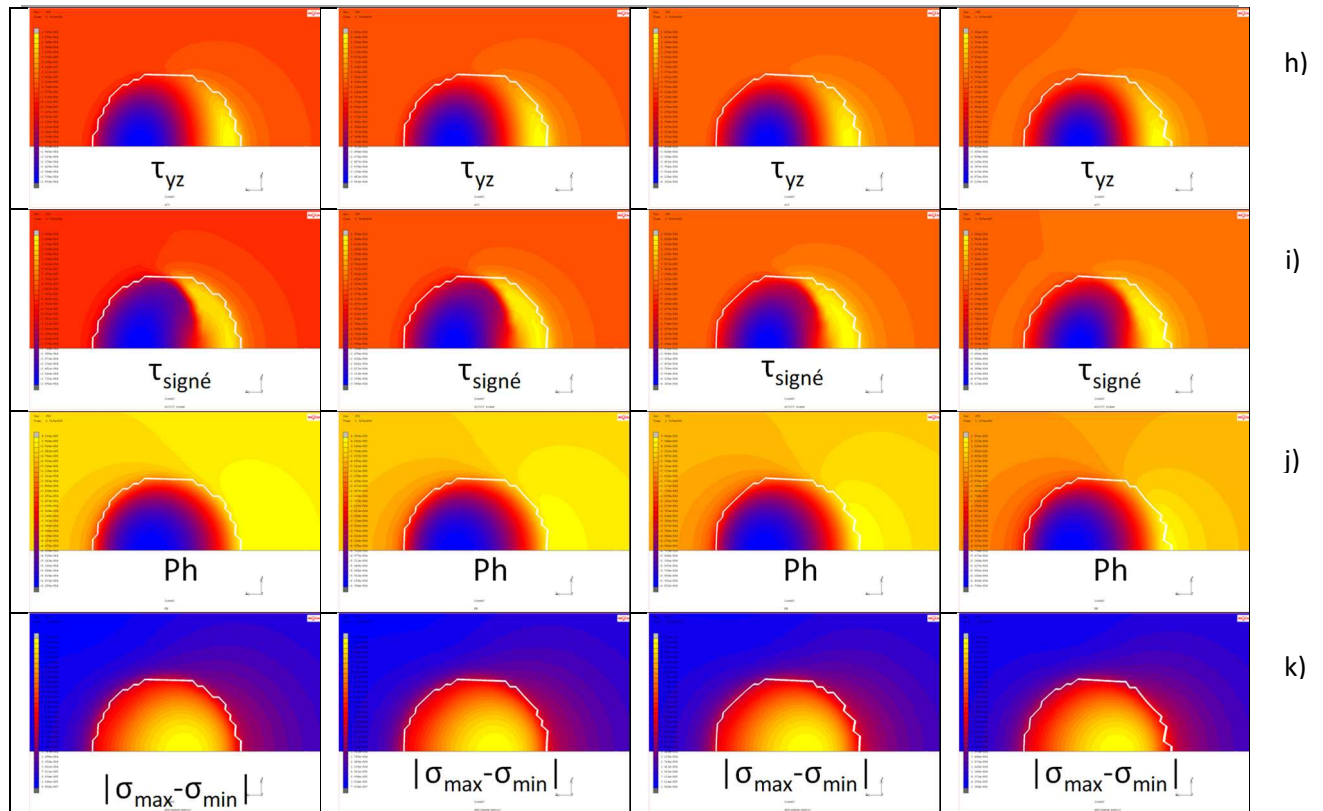


Tableau 7 : comparaison des distributions lorsque le frottement varie.

Le *contact status* (aire de contact réelle) est légèrement influencé par le frottement. Concernant la déformation totale normale, les cartes sont similaires mais la valeur des déformations augmente avec le frottement. Pour la déformation totale dans le plan, on remarque une déformation de compression à l'avant du contact, et une déformation de traction à l'arrière du contact. La déformation totale principale maximale a une distribution similaire à la déformation totale dans le plan. La valeur de la déformation totale principale maximale passe de 15% à 38% lorsque le frottement augmente de 0,3 à 0,6.

La contrainte normale a un maximum au centre de la zone de contact qui varie faiblement avec le frottement. Comme on peut le voir avec la distribution de la contrainte dans le plan et la direction de rayure (σ_{zz}), quand le frottement augmente, la zone de contrainte de traction se situe dans un premier temps derrière l'aire de contact, et passe progressivement dans le contact. Comme pour cette contrainte dans le plan, la contrainte principale maximale est positive à l'extérieur arrière de la zone de contact, puis quand le frottement augmente cette valeur maximale positive de contrainte entre dans le contact et sa valeur augmente fortement (facteur 3 pour un frottement de 0,6).

La contrainte de cisaillement est présentée en ligne (i). La composante du cisaillement qui prend en compte le cisaillement dans le plan de rayure présente un maximal négatif à l'avant du contact et un maximal positif à l'arrière du contact, les deux étant inclus dans la zone de contact. Si l'on compare les distributions du cisaillement dans le plan entre frottement nul et avec frottement, on remarque que la limite dans le contact où la valeur du cisaillement passe par zéro se décale à l'arrière du sommet de la pointe quand on ajoute du frottement (Figure 4.3).

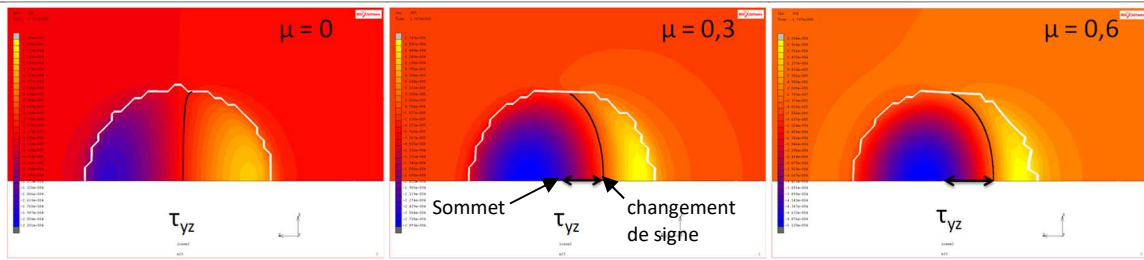
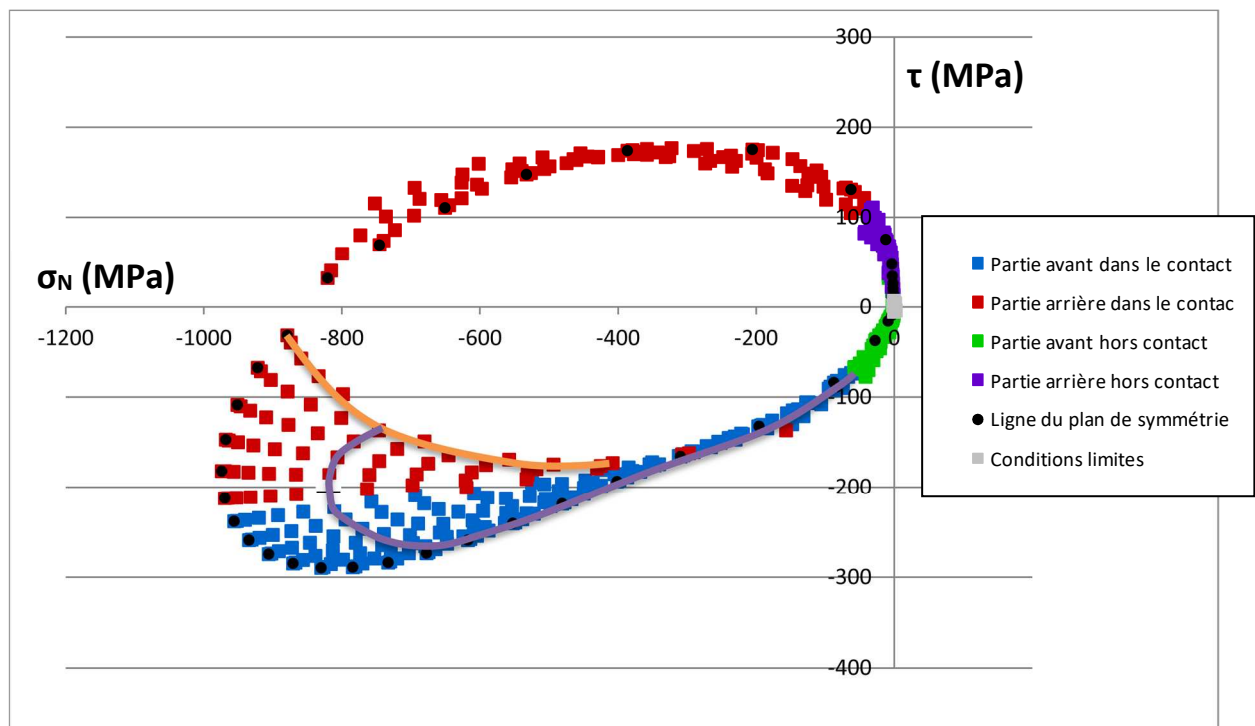


Figure 4.3 : cartes τ_{yz} en élastique pour les frottements $\mu = 0$ (à gauche), $\mu = 0,3$ (au milieu) et $\mu = 0,6$ (à droite). Écart entre le sommet de la bille et le changement de signe de τ_{yz} .

La pression hydrostatique présente un maximal négatif dans la zone frontale du contact, et un maximal positif à l'arrière du contact. La partie positive se déplace légèrement dans le contact quand le frottement augmente. De plus, la valeur maximale de la pression hydrostatique positive augmente de presque un facteur 10 lorsque le frottement augmente de 0,3 à 0,6, tandis que la valeur négative maximale n'augmente que très peu.

Ce que l'on peut dire du critère d'endommagement $|\sigma_{\max} - \sigma_{\min}|$ est que la valeur maximale se situe dans le contact, derrière le sommet de la pointe. Cette valeur augmente avec l'augmentation du frottement.

Le tracé de la contrainte de cisaillement en fonction de la contrainte normale pour les nœuds de la surface du massif apporte des informations complémentaires (Figure 4.4) :



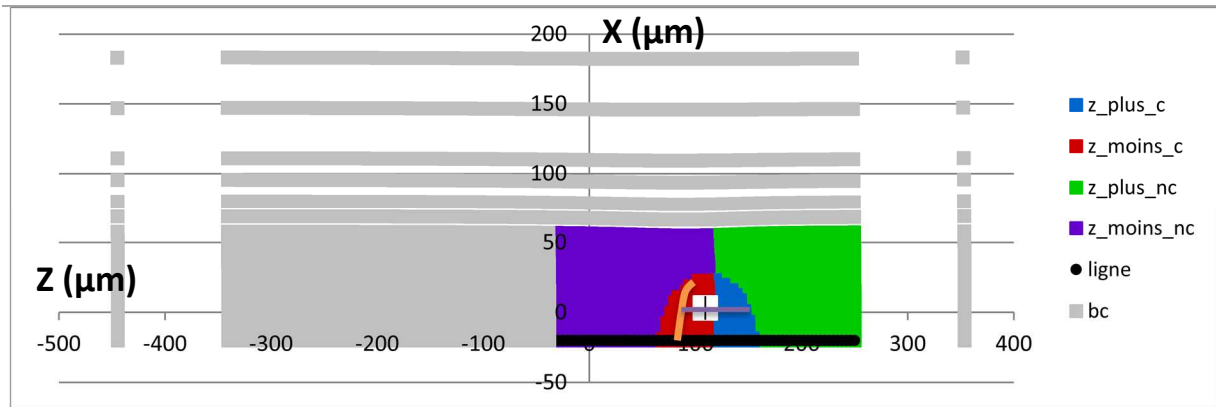


Figure 4.4 : matériau élastique avec frottement 0,3. (en haut) Contrainte de cisaillement en fonction de la contrainte normale pour tous les nœuds de la surface du massif. (en bas) Vue de dessus de la surface considérée avec les différentes zones d'étude : zone avant du contact (bleu), zone arrière du contact (rouge), zone avant hors-contact (vert), zone arrière hors-contact (violet) et la zone de conditions limites (gris).

Lorsque le frottement local est paramétré à 0,3, une asymétrie apparaît avec un décalage vers l'arrière du contact de la limite de changement de signe de la contrainte de cisaillement. En effet grâce à la localisation des nœuds avant/arrière du sommet de la pointe, on remarque qu'une partie des nœuds rouge dans la zone dorsale du contact présentent un cisaillement négatif. Les nœuds hors de la zone de contact sont peu soumis aux contraintes observées. Deux lignes de nœuds ont été repérées pour aider à comprendre les évolutions de ces contraintes. La frontière entre cisaillement positif et négatif est repérée par la ligne orange en vue de dessus, et en première illustration la ligne des points de contact $x = a/2$ est représentée en violet dans la zone de contact de la Figure 4.4. En suivant cette ligne sur le graphique des contraintes, on remarque que le cisaillement est maximal au milieu du contact (à hauteur du sommet de la pointe).

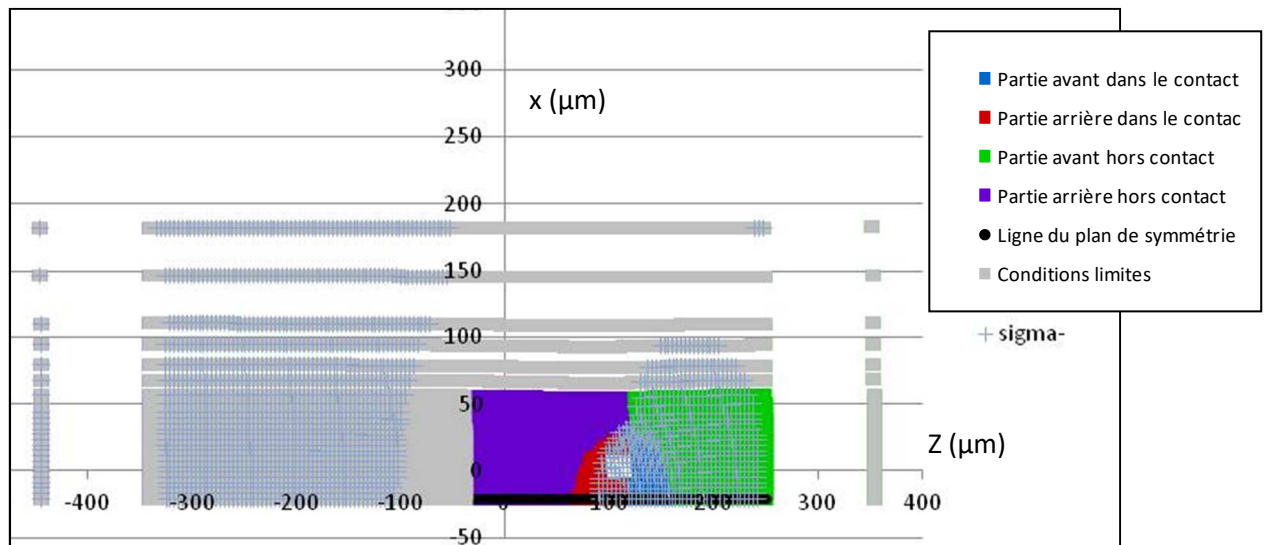


Figure 4.5 : mise en évidence des nœuds dont le cisaillement est négatif (matériau élastique avec frottement 0,3).

Les croix bleues (Figure 4.5) illustrent plus précisément les nœuds à cisaillement négatif. On remarque une zone délimitée qui englobe une grande partie de la zone de contact ainsi qu'une zone large à l'avant du contact. La zone positive qui est à l'arrière du contact prend en compte une petite

partie de la zone de contact. On peut supposer que ce changement de signe du cisaillement à l'arrière du contact alors que la pression normale est la plus grande est un facteur qui peut endommager le matériau si les valeurs dépassent des seuils critiques.

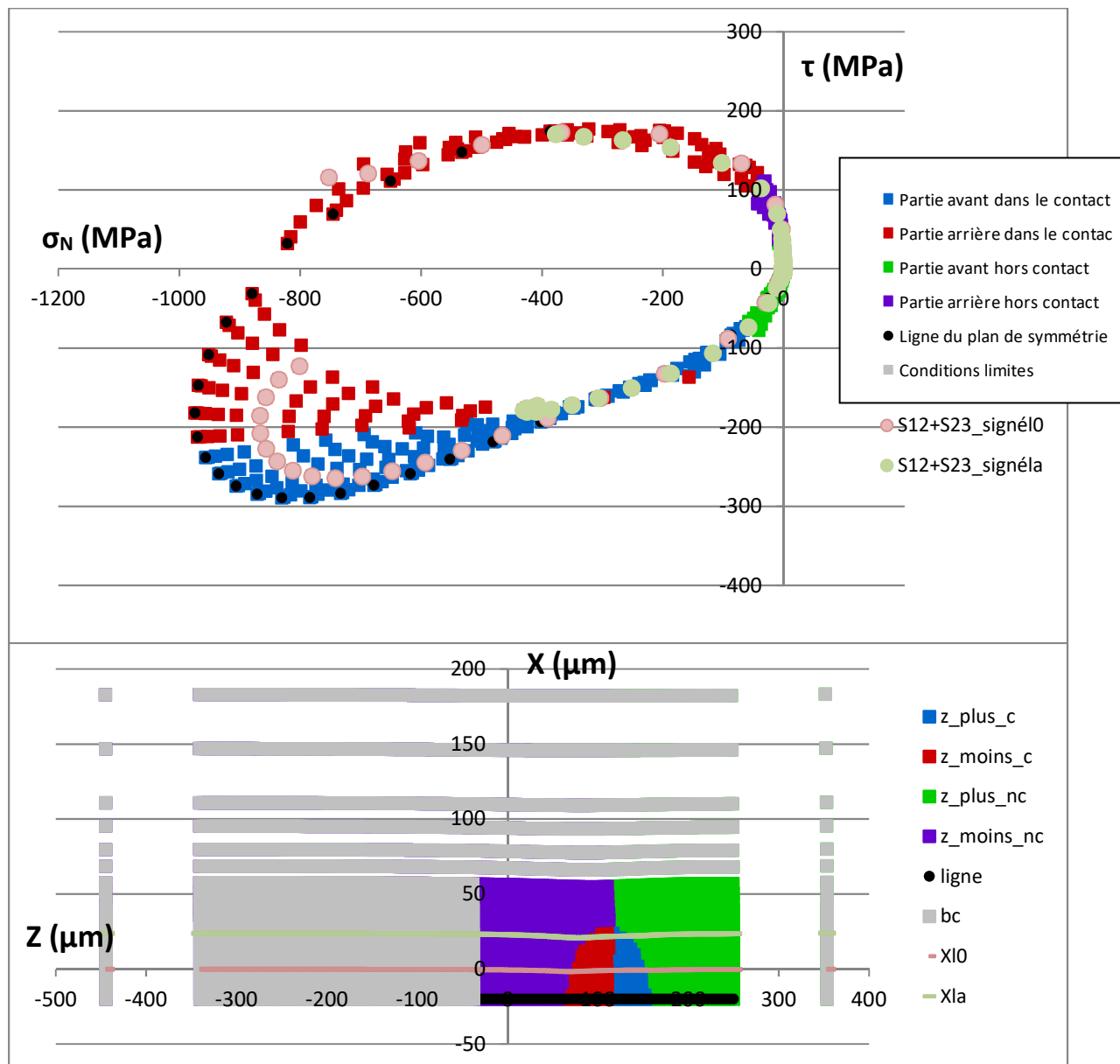


Figure 4.6 : même représentation que la Figure 4.4 (matériau élastique avec frottement 0,3) avec mise en évidence du chemin de deux lignes de nœuds particulières (matériau élastique, $\mu = 0,3$).

Des lignes complètes ont été repérées sur la Figure 4.6. On remarque que lors du changement de signe du cisaillement d'un nœud à l'autre de la même ligne, la différence de valeur est importante. Cela renforce la justification de ce critère de rupture. De plus, on remarque sans surprise que plus on se rapproche du centre du contact, plus les contraintes sont élevées.

La Figure 4.7 montre cette courbe pour différents frottements :

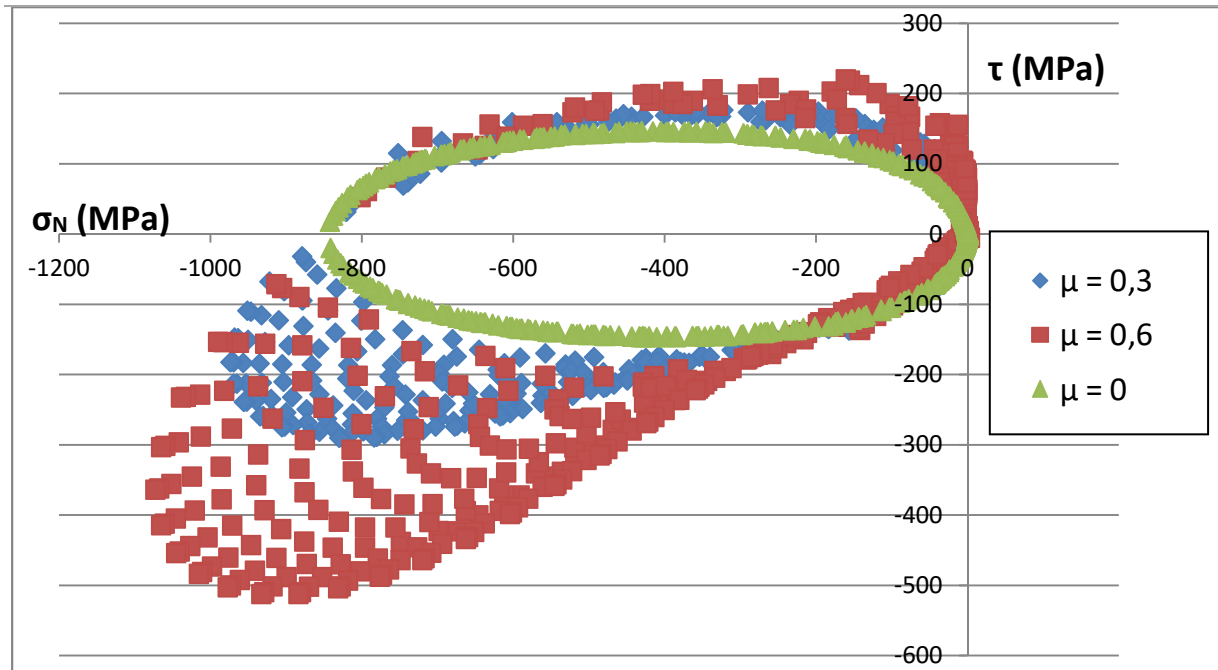


Figure 4.7 : comparaison des courbes cisaillement/contrainte normale pour un matériau élastique avec différents frottements : $\mu = 0$ en vert ; $\mu = 0,3$ en bleu ; $\mu = 0,6$ en rouge.

Quand le frottement augmente, à la fois les contraintes de cisaillement et normales augmentent dans la zone de contact. En effet il est évident sur la Figure 4.7 que pour un frottement local de 0,3 (en bleu), la contrainte de cisaillement maximale atteint le double de la valeur lorsqu'il n'y a pas de frottement (en vert). De même, à $\mu = 0,6$ (en rouge), le cisaillement maximal est le double de celui à $\mu = 0,3$. De plus, étant à a/R équivalent, on remarque que les courbes des contraintes s'inscrivent dans celles tracées pour un frottement supérieur.

4.1.2 Loi élasto-plastique – coefficient de frottement (0 et 0,3)

Le cas d'un matériau élasto-plastique est maintenant simulé. Le matériau choisi pour les simulations de ce comportement élasto-plastique a un module d'Young de 3,5 GPa avec un coefficient de Poisson de 0,3, un seuil d'écoulement de 100 MPa et une pente d'écrouissage à 10%. Pour ces simulations, la profondeur d'indentation est ajustée de sorte que le rapport a/R soit de l'ordre de 0,7.

Dans le cas du modèle élasto-plastique sans frottement, nous avons cette fois une aire de contact asymétrique due à la plastification du sillon de la rayure. En effet dans ce cas il n'y a pas de retour élastique total comme on peut le voir sur les vues de côté dans le Tableau 8.

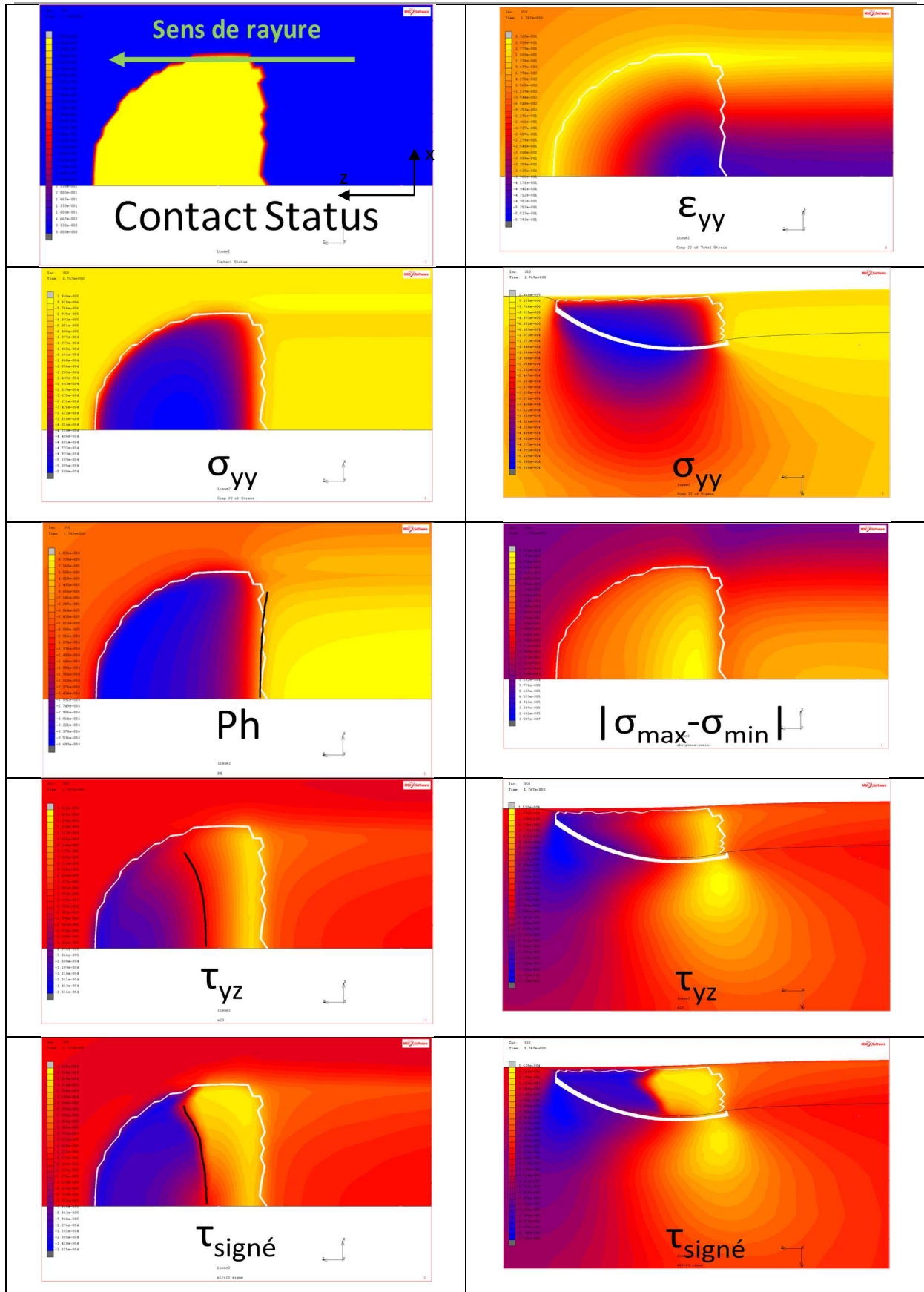


Tableau 8 : cartes des distributions de déformations et de contraintes pour le cas élasto-plastique ($E = 3,5 \text{ GPa}$, $\sigma_y = 100 \text{ MPa}$, $a/R = 0,7$, $\mu = 0$).

Dans le Tableau 8 sont représentées les diverses cartes de distribution pour le cas élasto-plastique. On remarque un changement de signe pour la pression hydrostatique (qui se trouvait sur le bord arrière du contact pour le cas élastique), localisé par la ligne noire. Concernant le cisaillement dans le plan, le changement de signe se déplace vers l'avant du contact par rapport au cas élastique.

Les contraintes calculées pour tous les nœuds de la surface du massif sont présentés Figure 4.8.

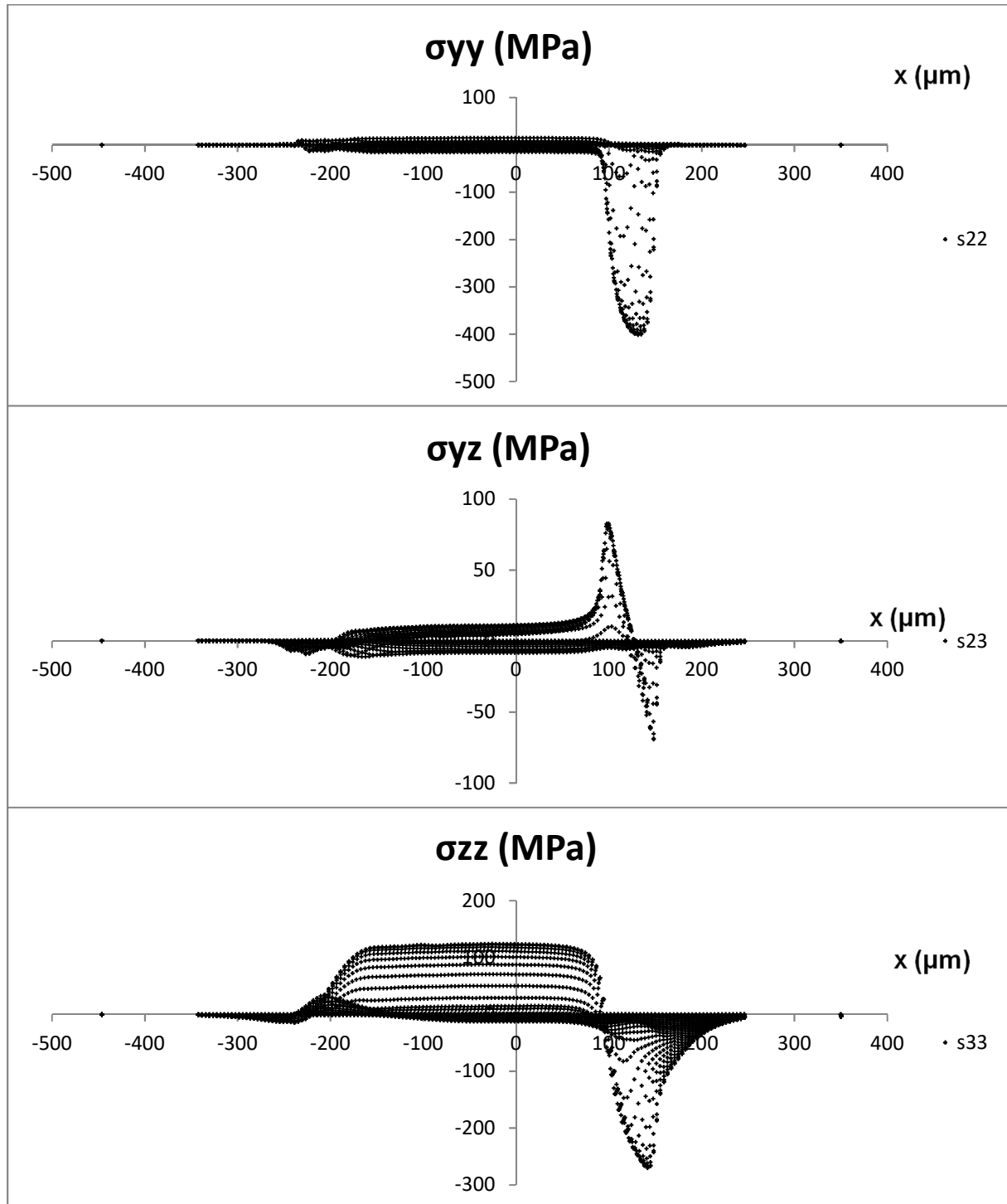


Figure 4.8 : représentation des contraintes pour les nœuds de la surface du massif. Contrainte normale (haut); contrainte yz (milieu); contrainte zz (bas). (élasto-plastique, $\mu = 0$).

On remarque l'influence de la plasticité avec des contraintes résiduelles présentes dans le sillon de la rayure ce qui n'était pas le cas pour les courbes du matériau purement élastique où seule la zone proche et dans le contact était évidemment sous contrainte (Figure 4.1). Ces courbes sont tracées pour tous les nœuds de la surface. On remarque ainsi différentes lignes parallèles pour les nœuds du sillon, ce qui traduit l'effet de la distribution latérale des contraintes notamment pour la distribution suivant l'axe z. Cela démontre la présence de traction résiduelle dans le sillon de la rayure. La Figure 4.9 illustre bien ce phénomène puisque les lignes du maillage permettent de constater la déformation plastique dans le sillon, où la contrainte dans le sens de glissement est en traction (en jaune). On retrouve des distributions comparables, bien que non-symétriques, que pour le cas élastique parfait.

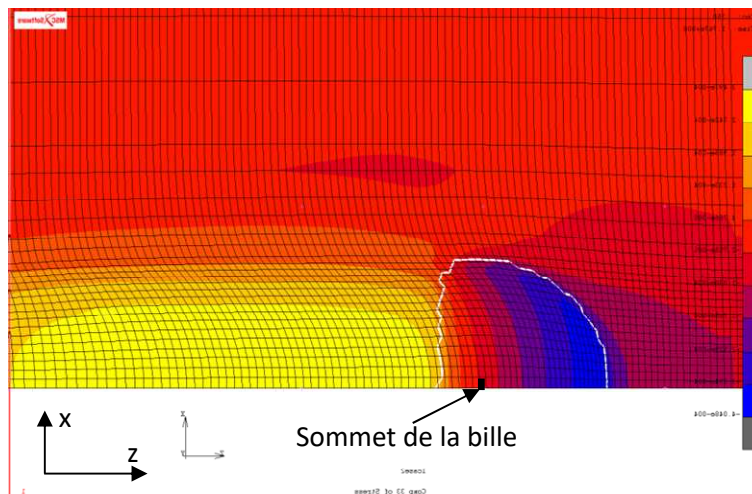


Figure 4.9 : Vue de dessus de la carte σ_{zz} pour un élasto-plastique avec $\mu = 0$.

Lorsque l'on représente la contrainte de cisaillement dans le plan en fonction de la contrainte normale (Figure 4.10) pour les nœuds de la surface, nous remarquons que la courbe ne représente plus une ellipse parfaite mais dissymétrique pour le frottement nul. De plus, si on s'intéresse à la position des nœuds, on remarque que des nœuds du contact positionnés devant la pointe du sommet (points bleus) sont à la fois dans la partie positive et négative de la contrainte de cisaillement, alors que tous les nœuds de la partie arrière du contact (points rouges) ont une contrainte de cisaillement positive uniquement.

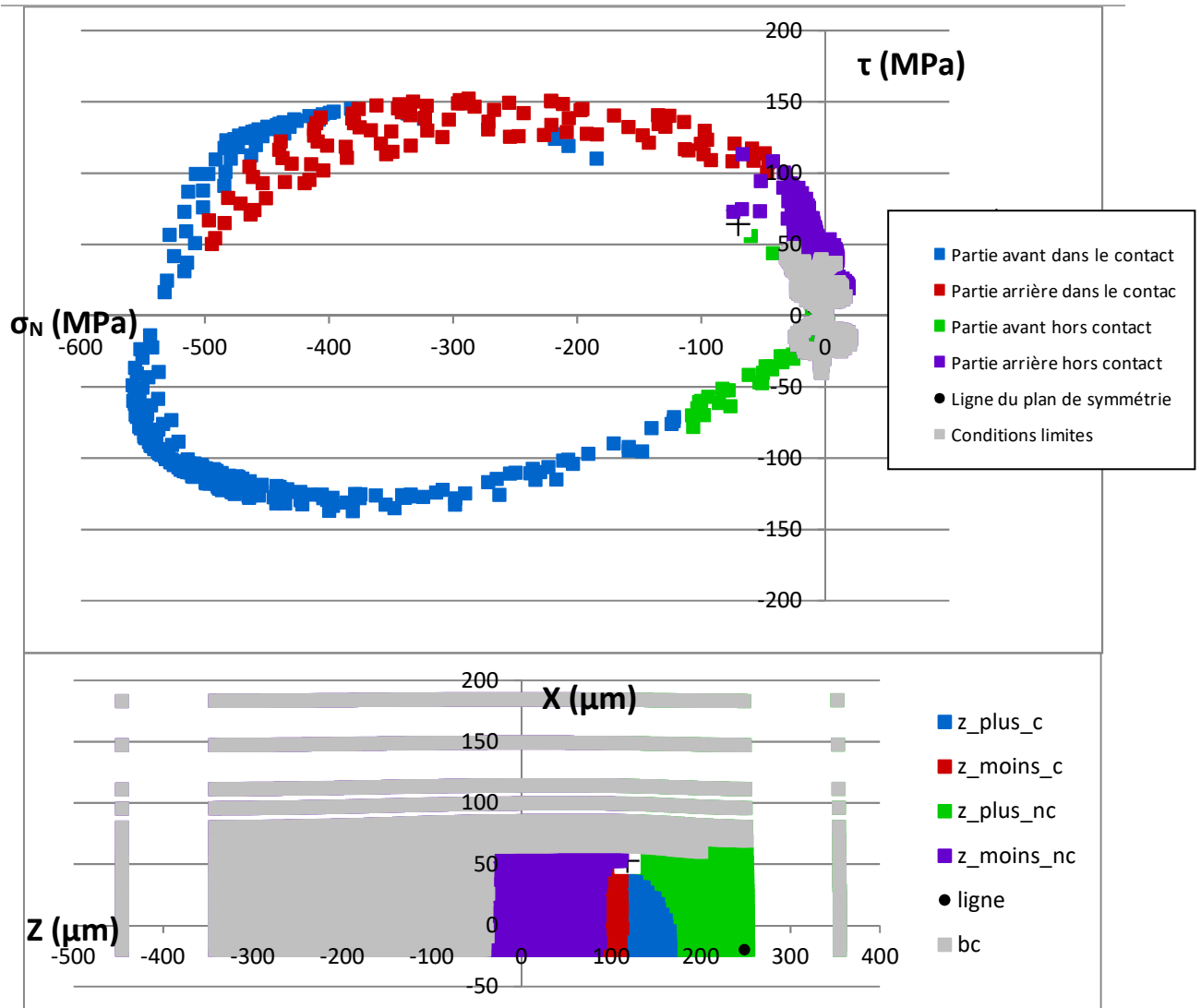


Figure 4.10 : Contrainte de cisaillement dans le plan τ en fonction de la contrainte normale σ , pour les nœuds de la surface d'un massif élasto-plastique sans frottement local (en haut), et vue de dessus de la surface pour le rappel des codes couleur (en bas). Matériau élasto-plastique ($E = 3,5 \text{ GPa}$, $\sigma_y = 100 \text{ MPa}$, $a/R = 0,7$, $\mu = 0$).

Si l'on compare cette courbe avec celle correspondant au cas élastique-parfait sans frottement (Figure 4.2), on remarque qu'ajouter de la plasticité dans le matériau déplace la frontière de changement de signe du cisaillement dans le contact vers l'avant du sommet de la pointe. Sachant que dans le cas élastique l'ajout de frottement déplace la frontière du changement de signe du cisaillement vers l'arrière du contact, l'influence du frottement est à approfondir dans le cas du matériau élasto-plastique.

La synthèse des résultats pour la simulation avec un coefficient de frottement de 0,3 est présentée Tableau 9. Le changement de la forme de la zone de contact (*contact status*) qui s'incurve à l'arrière du contact est remarquable, phénomène attribué au retour élastique des bourrelets latéraux. La ligne représentant le changement de signe de la pression hydrostatique avance dans le contact par rapport à la simulation à frottement nul. Les zones de valeurs maximales des contraintes de cisaillement se concentrent sur les bords du contact. La valeur du maximum de la pression normale varie très peu même si elle est légèrement supérieure quand le frottement est de 0,3.

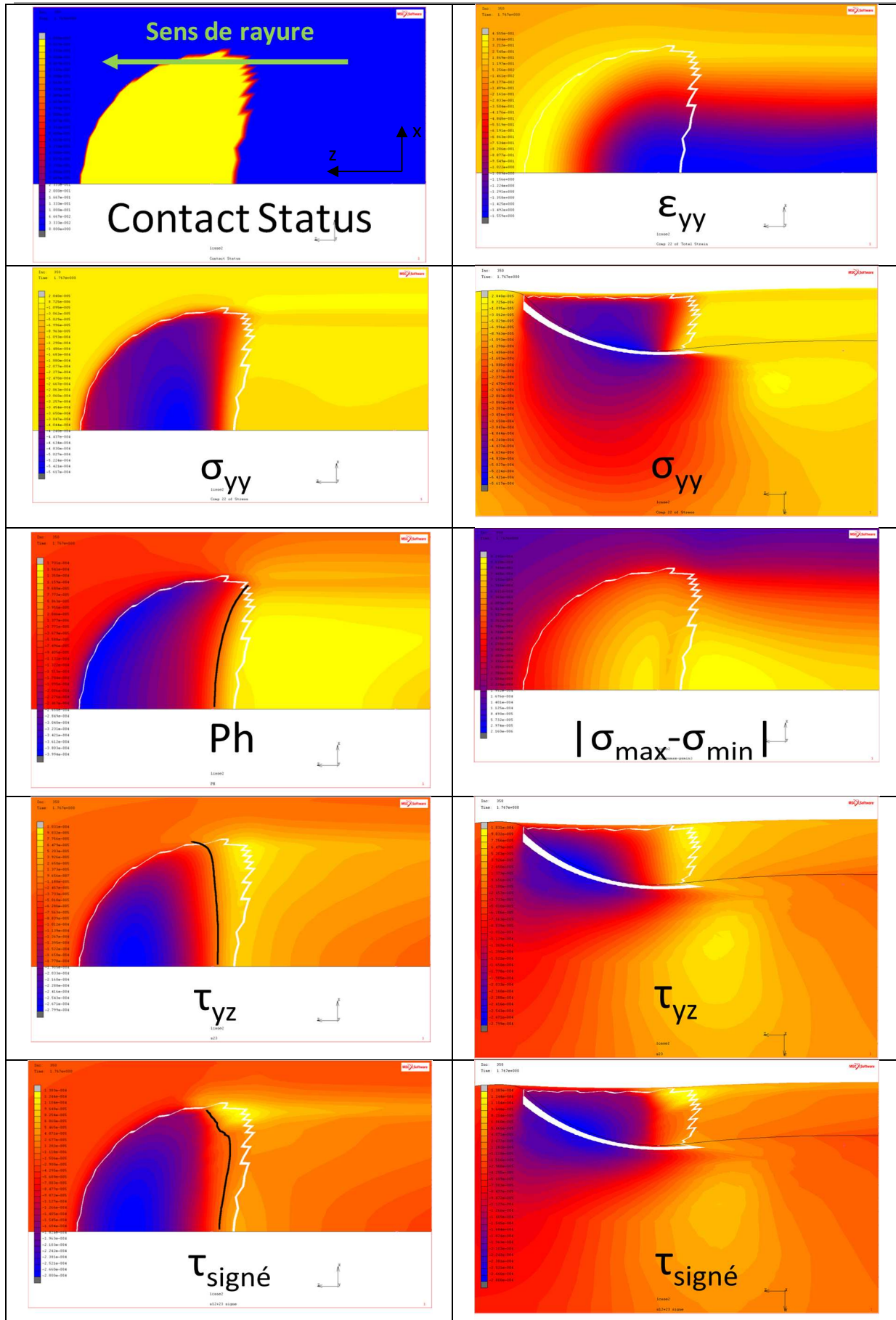


Tableau 9 : cartes de distribution des contraintes et déformations pour le cas élasto-plastique avec frottement de 0,3.

Dans ce cas (matériau EP et $\mu = 0,3$), les courbes de contraintes que nous avons tracées pour les systèmes étudiés précédemment sont difficilement exploitables comme en témoigne le tracé suivant (Figure 4.11) :

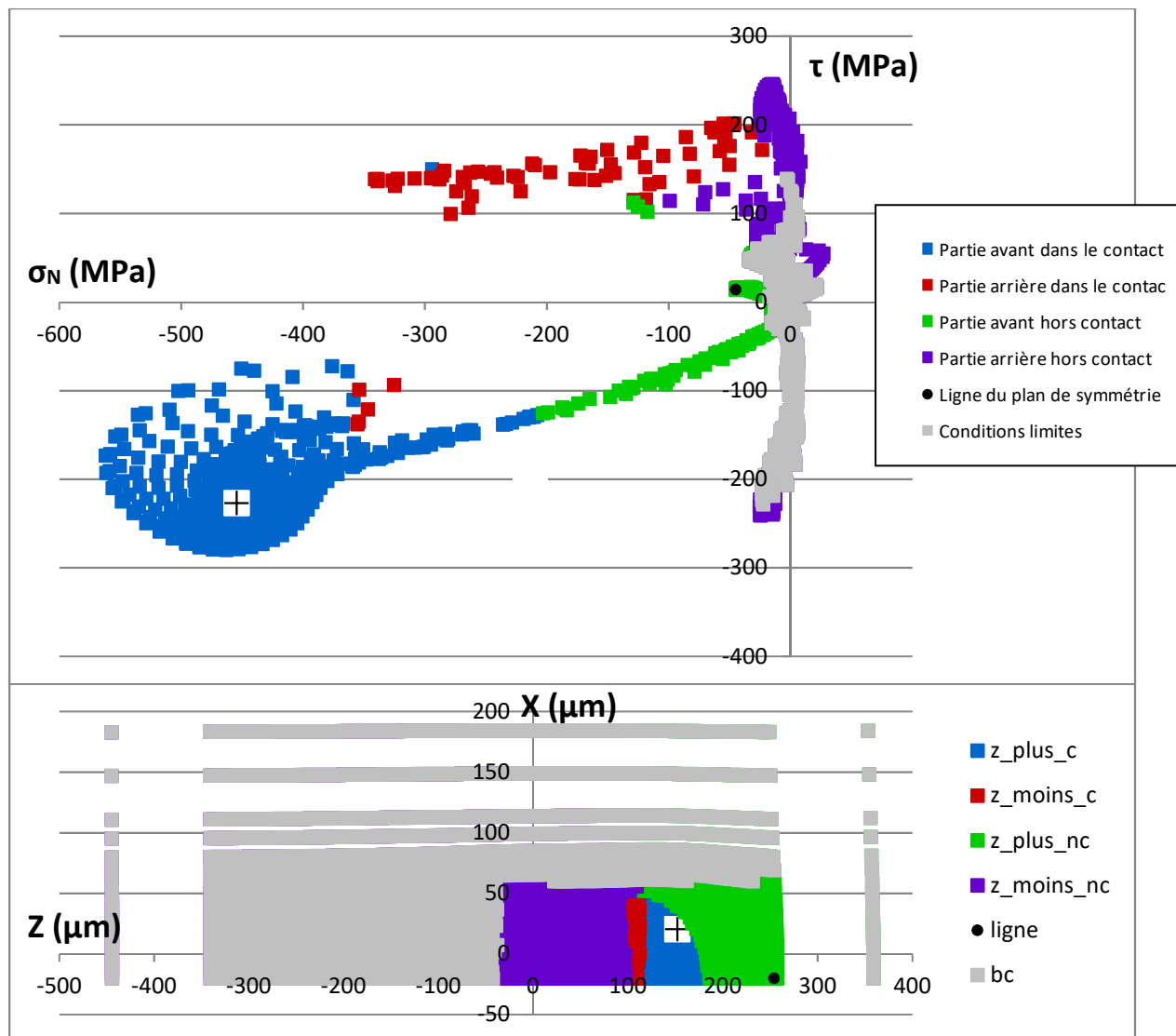


Figure 4.11 : (en haut) représentation cisaillement/contrainte normale pour tous les nœuds de la surface d'un massif élasto-plastique avec frottement 0,3. (en bas) vue de dessus de la surface considérée avec les différentes zones étudiées identifiées par couleur.

On notera cependant que l'ajout de frottement, comme nous l'avons constaté avec d'autres résultats, décale le changement de signe de la contrainte de cisaillement vers l'arrière dans la zone de contact, et dans le cas présent cela revient à se rapprocher du sommet de la pointe (cette frontière se situait à l'avant du contact dans le cas sans frottement) du fait de la plasticité.

4.2 Définition des critères d'endommagement

Nous rappelons que l'objectif est de définir des critères d'endommagement pour les matériaux étudiés. Il s'agit de définir les contraintes et les déformations responsables de l'amorçage des

endommagements observés expérimentalement en étudiant les cartes de distribution et les valeurs des critères retenus ainsi que les courbes représentatives.

4.2.1 Champs de contraintes et déformations

Le principal apport de la simulation par éléments finis 3D est la possibilité de calculer les champs de contraintes et de déformations en simulant la rayure de la surface d'un massif paramétré de sorte à modéliser les matériaux étudiés expérimentalement. Nous proposons d'extraire des images de ces champs calculés par le logiciel de simulation utilisé, afin de mettre en relation ces cartes et les endommagements observés expérimentalement. On peut de plus reporter les contours du contact sur les champs observés via l'outil développé à cet effet et décrit dans la partie « outils et méthodes ». Enfin on peut placer un repère visuel pour montrer une ligne d'isovaleur particulière (typiquement le changement de signe des grandeurs étudiées). L'exemple ci-dessous (Figure 4.12) présente donc une carte de la contrainte principale maximale sur laquelle est reportée en blanc le contour du contact réel, et en noir la ligne du changement de signe de la contrainte.

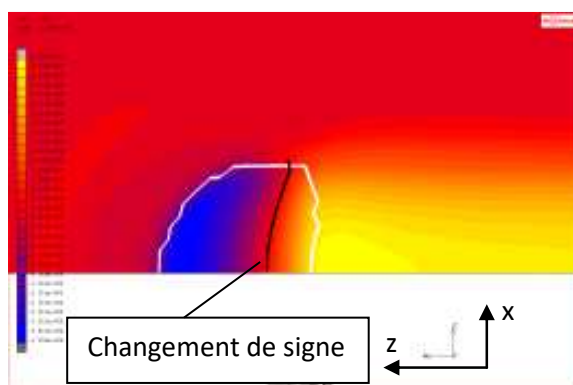


Figure 4.12 : exemple d'étude de champ de contrainte avec traitement d'image.

On reproduira donc cette représentation pour toutes les grandeurs étudiées.

4.2.2 Courbes des contraintes et déformations sur la ligne d'intersection surface/plan de symétrie

Une autre façon d'étudier les valeurs est de les représenter graphiquement. Pour cela il suffit d'extraire les valeurs des grandeurs pour les nœuds d'intérêt à un incrément donné. On peut ainsi tracer les contraintes ou les déformations pour tous les nœuds de la surface à un instant donné comme nous l'avons vu dans la partie 4.1 (Loi élastique). Cependant, le nombre de nœuds étant élevé et les distributions des contraintes et des déformations étant complexes pour les grandes déformations obtenues dans nos simulations, ces graphiques deviennent rapidement difficilement lisibles et seront donc utilisés avec parcimonie.

4.3 Confrontation entre les endommagements observés et les champs de déformations et contraintes pour les surfaces de 3 polymères non-revêtus

Les distributions des déformations et des contraintes au niveau du contact et dans le sillon des trois matériaux étudiés comme massifs sont présentés Tableau 10. En considérant les ouvertures des différents endommagements, on suppose que la vue de dessus (i.e. le plan yz) sera discriminante.

Conditions : $\nu = 0,3$, $a/R = 0,4$ et $\mu = 0,3$

| Grandeur | PMMA (E = 3,5 GPa) | PC (E = 2,5 GPa) | CR39 (E = 2 GPa) |
|---------------------------------|--------------------|------------------|------------------|
| Déformation totale principale | | | |
| Déformation totale zz | | | |
| Contrainte principale | | | |
| Contrainte normale | | | |
| Contrainte traction/compression | | | |
| Cisaillement plan | | | |
| Pression hydrostatique | | | |
| $ \sigma_1 - \sigma_3 $ | | | |

Tableau 10 : cartes de distribution des déformations et contraintes pour les trois matériaux : PMMA (gauche), PC (milieu) et CR39 (droite).

Dans un premier temps, nous observons que dans les trois cas, les différentes distributions sont semblables. Ceci est dû aux rhéologies retenues qui sont basées sur une même loi élasto-plastique bilinéaire. Les principales différences se trouvent au niveau des valeurs des contraintes qui dépendent directement des modules, contraintes d'écoulement plastiques et taux d'érouissage adoptés pour les trois matériaux. L'ensemble des cartes a été reporté en annexe à ce manuscrit. Seules les distributions d'intérêt ont été reportées dans les parties suivantes. Nous allons à présent étudier plus en détail ces cartes de distributions au cas-par-cas.

4.3.1 PMMA

Nous rappelons les observations expérimentales des endommagements du PMMA lors de sa rayure, lorsque celle-ci se fait dans certaines conditions (a/R proche de 0,6 pour une pointe en diamant de rayon $R = 100 \mu\text{m}$), révèle que les craquelures s'amorcent de façon périodique sous le sommet de la pointe puis s'ouvrent dans le contact (Figure 4.13). Ces craquelures sont observables *post-mortem* dans le fond du sillon de la rayure. Ces endommagements ne se propagent pas en dehors de ce sillon.

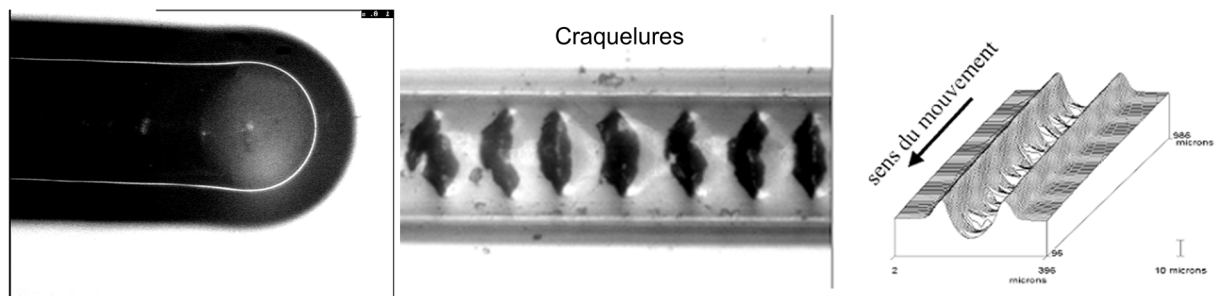


Figure 4.13: endommagement du PMMA : (à gauche) visualisation *in-situ* lors de la rayure de gauche à droite, (au milieu) vue de dessus *post-mortem*, (à droite) profilométrie 3D.

Des observations MEB sur le fond des craquelures du PMMA ont été réalisées dans l'équipe (Figure 4.14). Une coupe à travers le sillon de rayure (image a) et b)) permet d'observer le fond de la craquelure qui est le front de fissure (image c)) dans laquelle des fibrilles de l'ordre de 100 nm de large sont visibles, en accord avec les travaux de Schirrer et Galleron [79] et de Kramer [80]. Cela confirme que l'endommagement du PMMA par rayure est du type craquelure, les fibrilles en étant la signature.

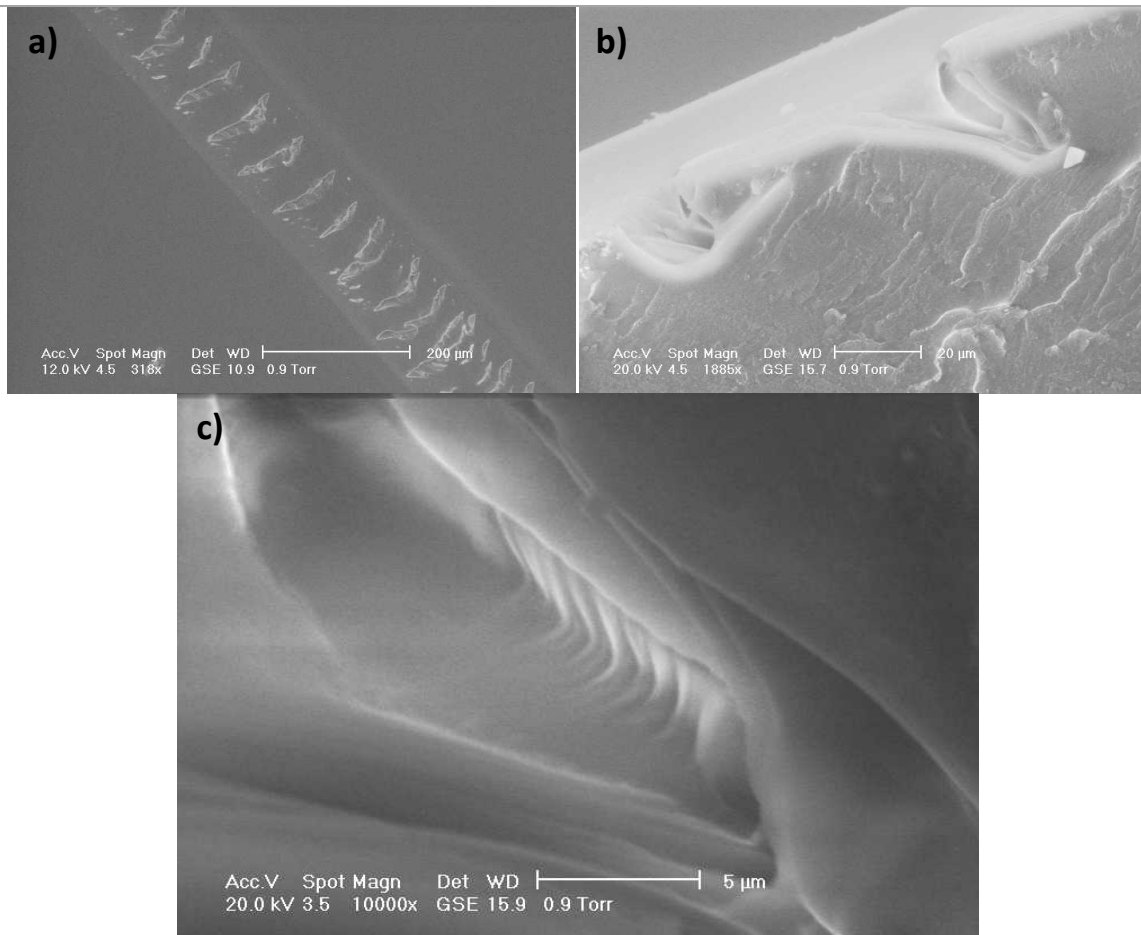


Figure 4.14: Craquelure du PMMA : a) vue macro du sillon, b) vue d'une section des craquelures, c) zoom du fond de fissure avec observation de fibrilles.

L'analyse des champs de contrainte et de déformation en tenant compte de ces observations expérimentales est réalisée à partir des résultats des simulations numériques paramétrées de la façon suivante :

- $a/R = 0,6$
- $E = 3,5 \text{ GPa}$
- $\nu = 0,3$
- $\sigma_y = 100 \text{ MPa}$
- $\mu = 0,3$
- $R = 100 \text{ µm}$
- Pente d'écroûissage de 10%

Après avoir étudié toutes les cartes établies, nous nous intéressons plus particulièrement aux composantes σ_1 , ϵ_1 et σ_H (contrainte principale max, déformation principale max et contrainte hydrostatique). Ainsi, la Figure 4.15 montre la distribution de la contrainte principale max σ_1 . On remarque deux extrema pour cette contrainte : un premier à l'avant du contact et un second à l'arrière du contact qui correspondent respectivement aux zones de compression et de traction. Le changement de signe (ligne noire sur la figure) se produit légèrement devant le sommet de la pointe, avec une augmentation rapide de la contrainte sur une courte distance (environ +400 MPa sur une

vingtaine de microns). Le maximum de la déformation totale principale max (Figure 4.16) est à l'arrière de la zone de contact. La pression hydrostatique est négative à l'avant du contact ainsi qu'au sommet, et devient positive dans la partie arrière du contact (Figure 4.16).

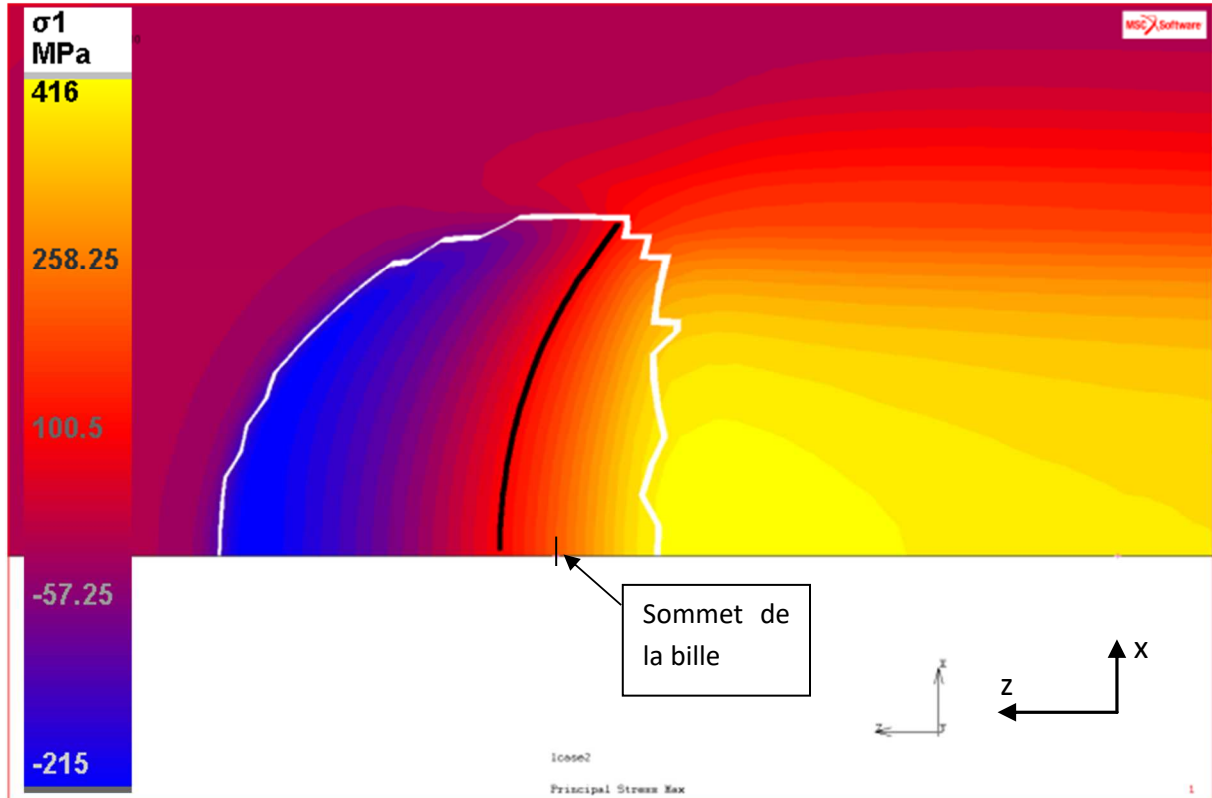


Figure 4.15: contrainte totale principale max pour le PMMA.

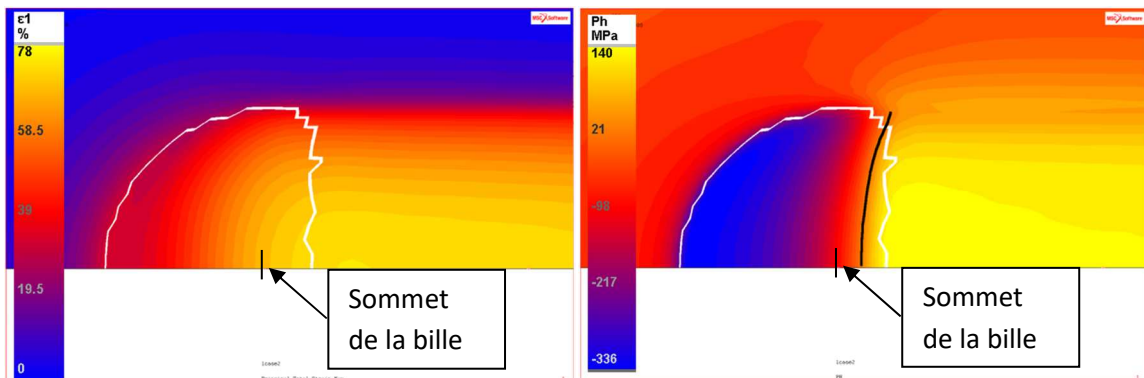


Figure 4.16 : déformation totale principale max (à gauche) et pression hydrostatique (à droite), pour le PMMA.

A partir des cartes de distribution, il est difficile de trancher entre un critère en contrainte principale ou en déformation principale. L'analyse des critères d'endommagement définis dans la littérature pour la craquelure du PMMA peut aider. Tout d'abord les critères de Sternstein et Myers et d'Argon et Hannoosh sont écartés car ils font intervenir des contraintes de cisaillement qui ne sont pas

convaincantes pour décrire l'ouverture de craquelures avec fibrilles. Par conséquent, nous nous intéressons plus particulièrement aux critères d'Oxborough et Bowden, et de Gearing et Anand qui semblent mieux convenir. L'observation des cartes nous montrent en effet qu'il y a des maxima de déformation principale et de contrainte principale proches du centre du contact. Les courbes de chaque composante intéressante (ϵ_1 , σ_1 et σ_H) sont tracées en fonction de l'axe z sur la Figure 4.18 (les courbes sont tracées pour la ligne de symétrie du modèle située à la surface du matériau). Pour faciliter la compréhension des courbes, des repères représentent la limite avant du contact (a) et la limite arrière du contact ($-b$) selon la Figure 4.17.

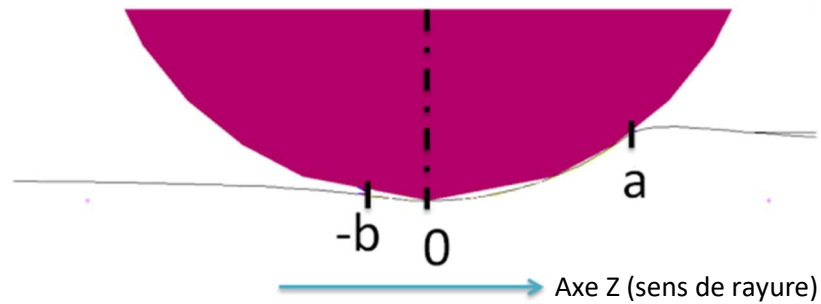


Figure 4.17 : schéma des bornes avant (a) et arrière ($-b$) du contact.

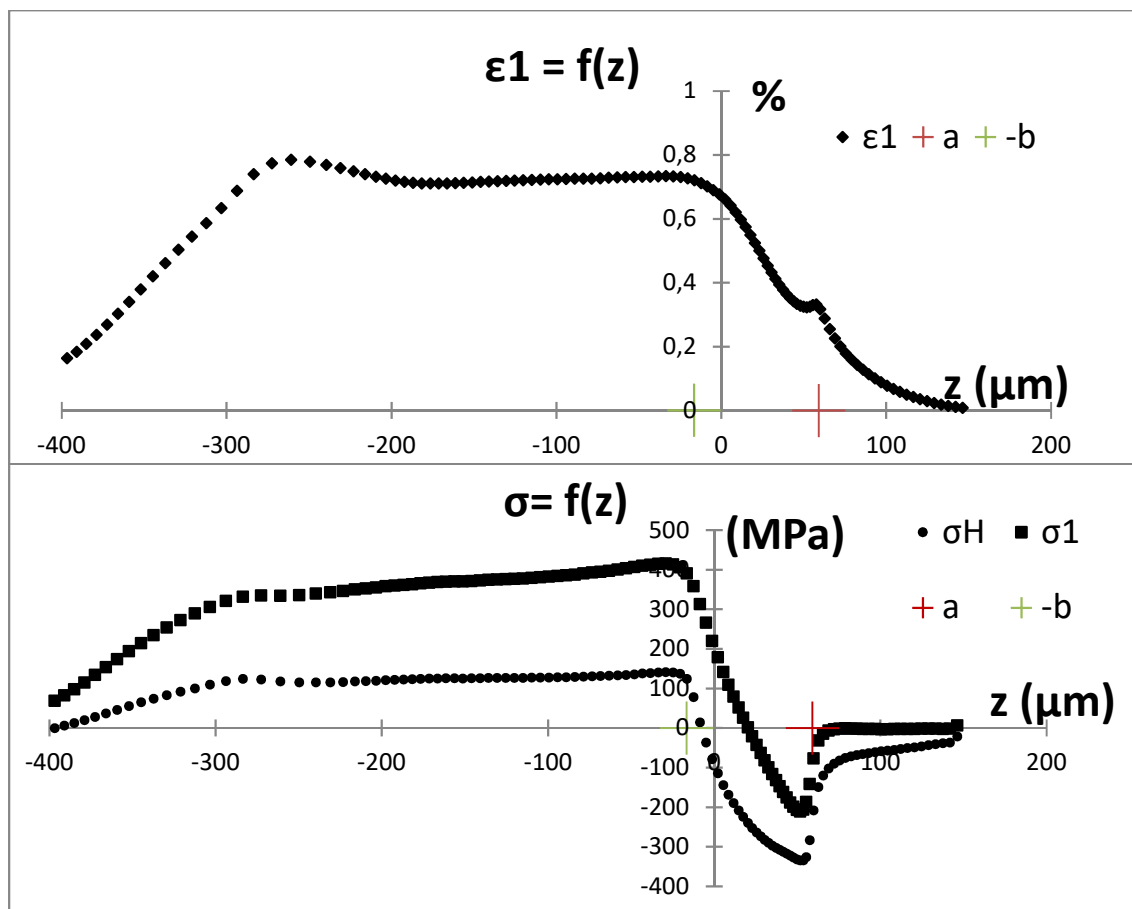


Figure 4.18 : courbes ϵ_1 et σ_1 et σ_H en fonction de l'axe de rayure z , pour le PMMA ($a/R = 0,6$, $\mu = 0,3$).

Le critère de Gearing et Anand s'écrit $\sigma_1 \geq C_1 + \frac{C_2}{\sigma_H}$, et peut donc s'écrire $\sigma_1 - C_1 - \frac{C_2}{\sigma_H} \geq 0$, avec C_1 et C_2 des coefficients liés au matériau. Le critère d'Oxborough et Bowden s'écrit $\varepsilon_1 \geq \frac{A}{\sigma_H} + B$, et peut donc s'écrire $\varepsilon_1 - B - \frac{A}{\sigma_H} \geq 0$, avec A et B des coefficients matériau. Des valeurs de C_1 et C_2 sont données par Gearing et Anand, à partir desquelles A et B peuvent être calculées avec $A = \frac{C_2}{(1+\nu)E}$ et $B = \frac{(1+\nu)C_1}{E}$ [60].

Nous pouvons donc tracer les critères (Figure 4.19) à partir de ces coefficients tel que $C_1 = 45,6$ MPa et $C_2 = 785,56$ MPa² et donc $A = 0,3359$ MPa et $B = 0,0195$ (sans unité).

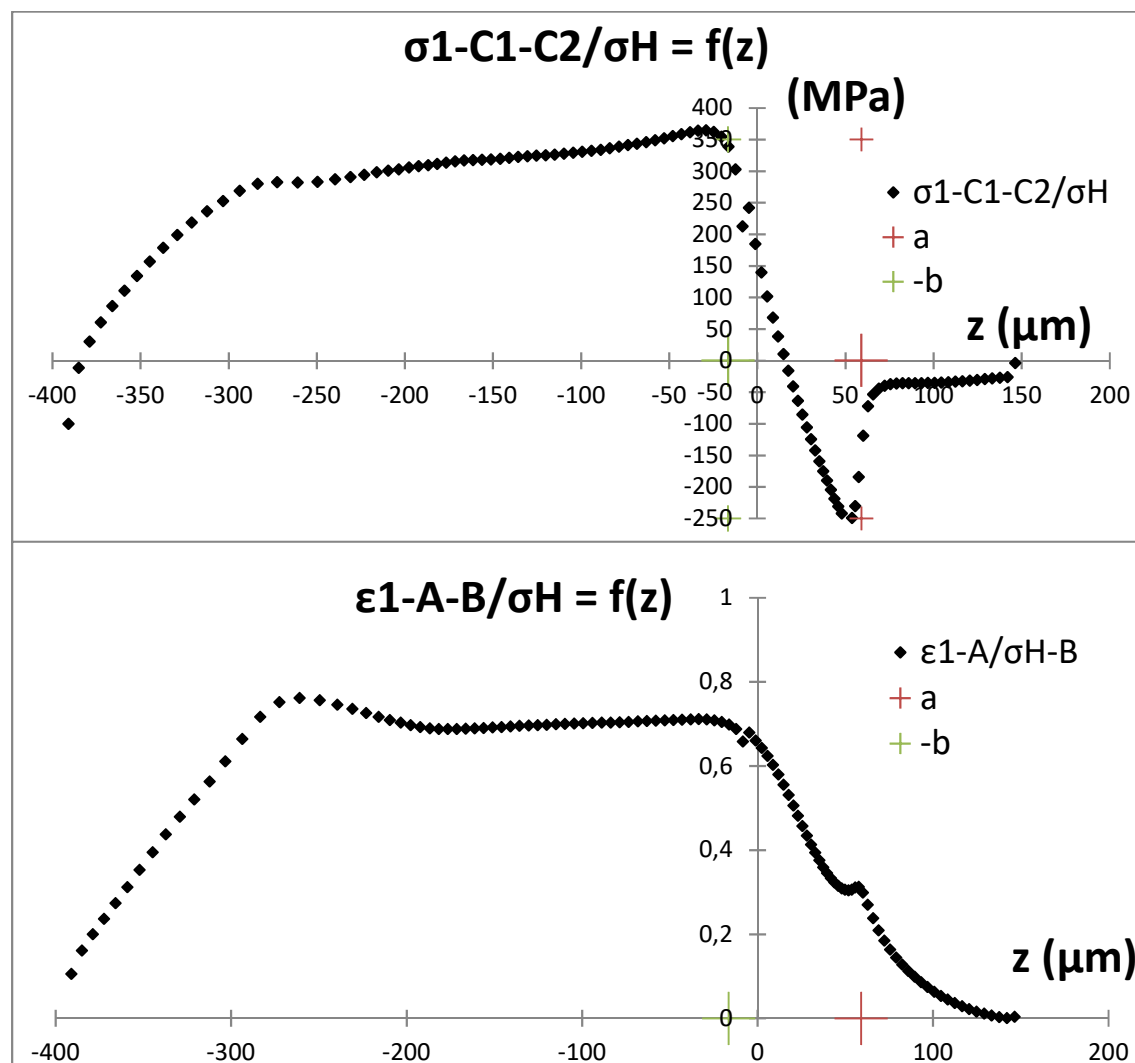


Figure 4.19 : critères de craquelure appliqués à la simulation de la rayure du PMMA : Gearing et Anand (en haut) et Oxborough et Bowden (en bas).

Le critère d'Oxborough et Bowden est positif pour toute la rayure, notamment à l'avant, au-delà du contact. Ce critère ne semble pas convenir directement car il impliquerait un amorçage de la craquelure devant le contact selon le critère positif. On peut toutefois noter que ce critère atteint une valeur élevée (70%) au sommet de la pointe. Le critère de Gearing et Anand est négatif à l'avant du contact et devient positif légèrement devant le sommet de la pointe. Compte tenu des

observations expérimentales, ce critère devient positif devant l'endroit où s'amorcent les craquelures.

Toutefois, le critère utilisé ici prend en compte des coefficients matériau définis pour des essais de traction avec un chargement axial uniquement, alors que l'essai de rayure correspond à un chargement plus complexe dans les trois directions, avec une contrainte principale élevée et une pression hydrostatique en partie négative (notamment là où le critère devient positif). La différence de localisation du passage du critère en positif et de l'amorce des craquelures pourrait s'expliquer par l'utilisation de ces coefficients matériau. Il faudrait identifier ces constantes pour un essai de rayure afin de rendre le critère plus adapté. En analysant les courbes, on remarque que le critère est principalement guidé par σ_1 et la constante C_1 . Le terme C_2/σ_H semble avoir une influence négligeable. En prenant en compte cette remarque, on peut estimer le coefficient C_1 pour lequel le critère deviendrait positif au sommet de la pointe. La valeur de C_1 serait alors de 180 MPa dans notre cas, en négligeant le terme C_2/σ_H . Une étude faisant varier les conditions de contact pourrait apporter de plus amples informations, et notamment permettre une estimation des coefficients C_1 et C_2 à partir des résultats numériques. On peut toutefois noter que ce critère pourrait fonctionner malgré une contrainte hydrostatique négative. Il est possible, de manière similaire, d'identifier les coefficients matériau pour que le critère d'Oxborough et Bowden fonctionne également, pour un A d'environ 70% (en négligeant le terme B/σ_H).

En conclusion, les critères utilisés jusque-là ne sont pas suffisants tels quels, probablement dû à la forte triaxialité des contraintes lors de l'essai de rayure, et il est difficile de trancher entre un critère en contrainte ou en déformation. Toutefois, d'après les réflexions sur les coefficients matériau utilisés, le critère en contrainte principale (de l'ordre de 180 MPa) semble plus plausible que le critère en déformation principale (de l'ordre de 70%).

4.3.2 PC

Des bandes de cisaillement à 45° sont observées et s'amorcent proche du sommet de la pointe dans la zone frontale du contact. Ces bandes de cisaillement sont visibles *post-mortem* dans les relevés profilométriques (Figure 4.20).

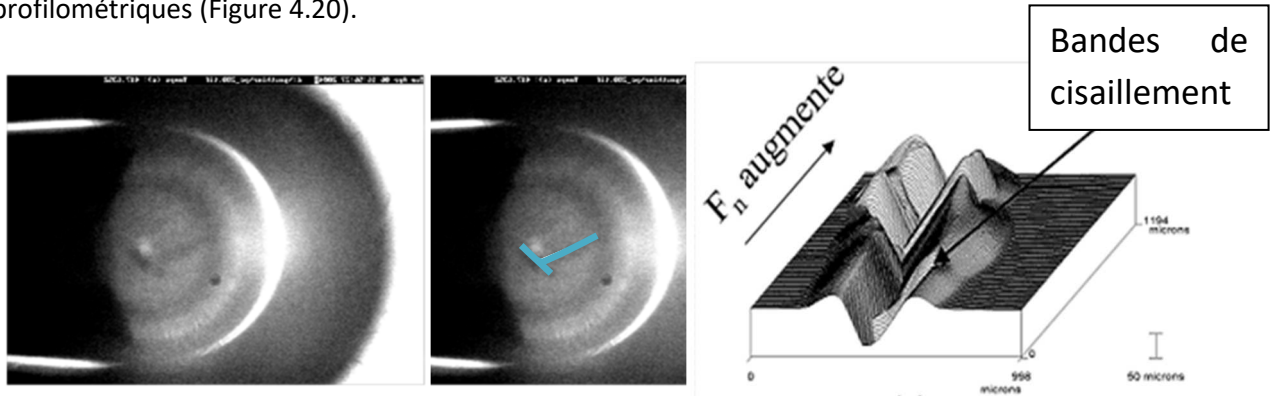


Figure 4.20 : endommagement du PC : (à gauche) visualisation *in-situ* lors de la rayure de gauche à droite, (au milieu) mise en évidence des bandes de cisaillements, (à droite) profilométrie 3D.

Le modèle numérique a été paramétré de la façon suivante :

- $a/R = 0,6$

- $E = 2,5 \text{ GPa}$
- $\nu = 0,3$
- $\sigma_y = 75 \text{ MPa}$
- $\mu = 0,3$
- $R = 100 \text{ }\mu\text{m}$
- Pente d'écroissage 10%

Les endommagements observés étant des bandes de cisaillement à 45° par rapport à l'axe de symétrie, nous nous intéressons logiquement, dans ce cas précis, plus particulièrement aux contraintes de cisaillement. Concernant le cisaillement dans le plan calculé à partir des composantes du cisaillement (Figure 4.21), on remarque que le changement de signe se trouve proche du sommet de la pointe mais légèrement vers l'arrière. Par contre on peut noter la présence d'un maximum de cette contrainte dans la zone frontale du contact, là où les fissures se propagent à 45° pendant la rayure. Cependant, cette zone est beaucoup trop en avant dans le contact pour être reliée à l'amorçage des bandes de cisaillement, il ne convient donc pas. Si on s'intéresse à la contrainte $|\sigma_{max} - \sigma_{min}|$ (que l'on trouve dans la littérature pour la craquelure du PMMA), ce critère correspond à une contrainte de cisaillement maximal (dirigée dans les trois directions de l'espace, donc non retrainte au plan xy), et dans notre cas on observe la présence d'un maximum sous et autour du sommet de la pointe (Figure 4.22). Le maximum de ce critère concerne aussi l'arrière du contact, mais comme le sommet de la pointe "passe" en premier sur la surface, c'est bien sous ce sommet que l'endommagement va apparaître. L'amorçage des bandes de cisaillement serait donc lié à ce critère. De plus, les valeurs des contraintes de $|\sigma_{max} - \sigma_{min}|$ sont bien plus grandes (585 MPa) que pour le cisaillement dans le plan (66 MPa).

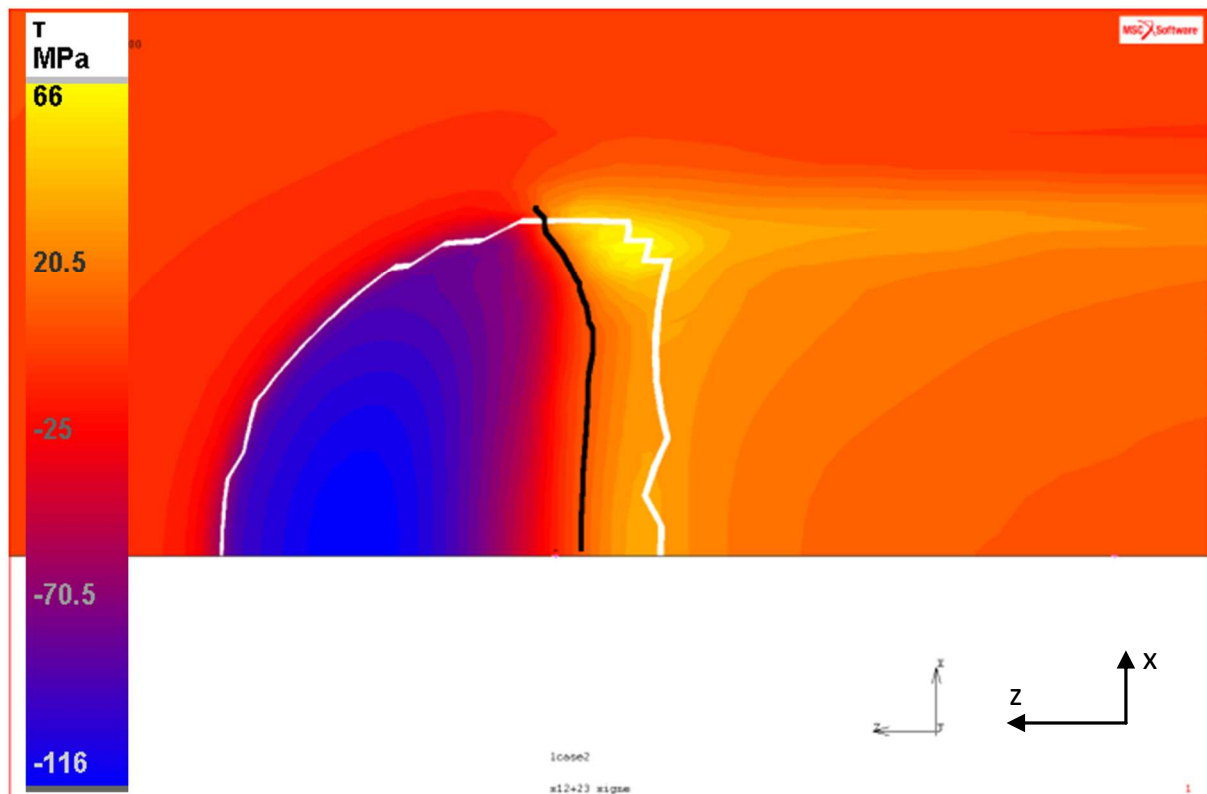


Figure 4.21 : Contrainte de cisaillement dans le plan de la rayure.

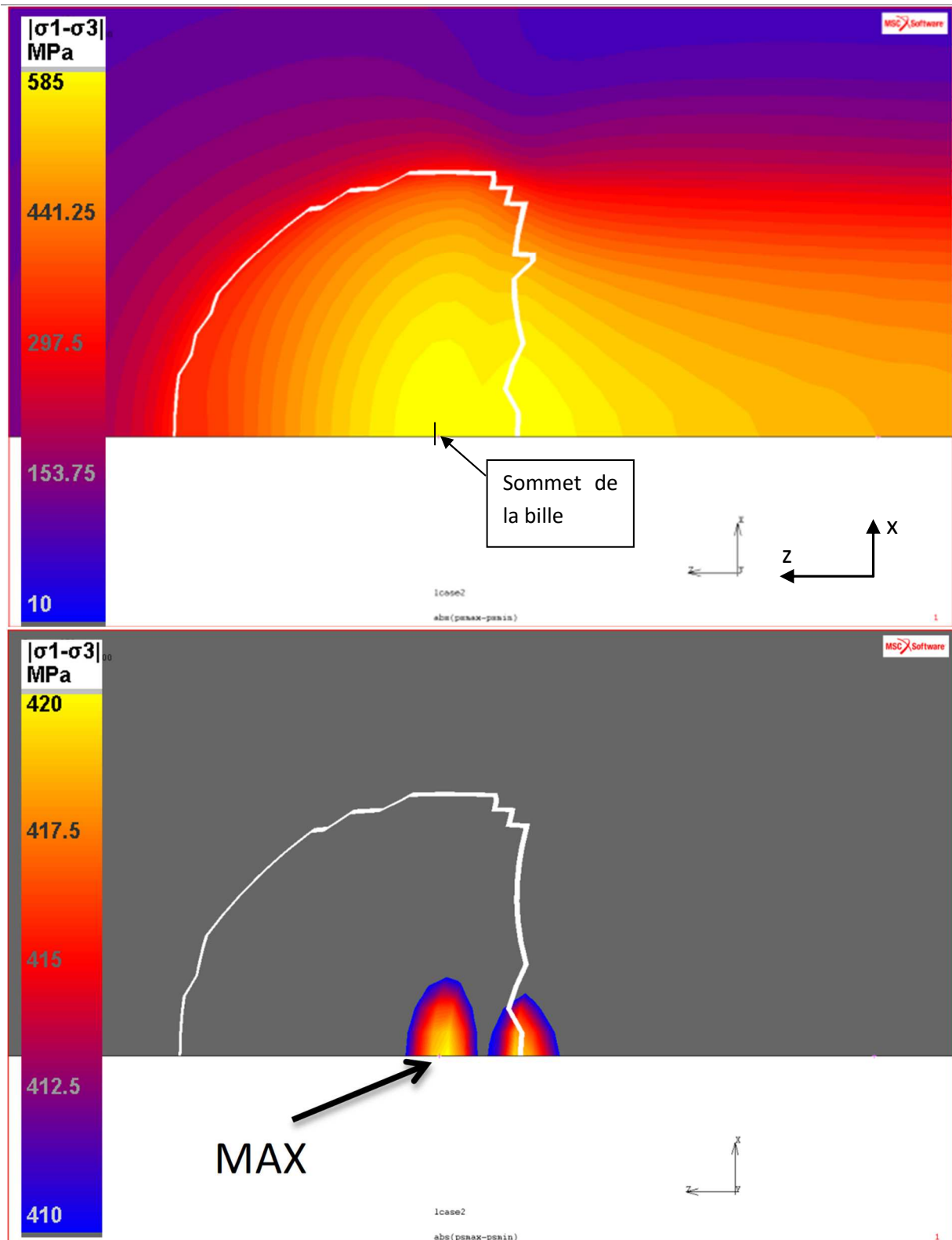


Figure 4.22 : carte de distribution de $|\sigma_1 - \sigma_3|$ (en haut) et la même carte avec saturation de l'échelle pour distinguer les valeurs maximales (en bas).

Le critère retenu pour l'endommagement du PC en rayure est la contrainte de cisaillement maximale dont la valeur vaut $|\sigma_{max} - \sigma_{min}|$.

4.3.3 CR39

Dans le cas du CR39, nous rappelons que l'on observe des fissures concaves qui s'amorcent à la limite arrière de la zone de contact (Figure 4.23), sur l'axe central (comme le prouve la symétrie parfaite des fissures par rapport à l'axe de rayure). Ces fissures s'ouvrent et se propagent hors du sillon de la rayure comme on peut le voir *post-mortem*.

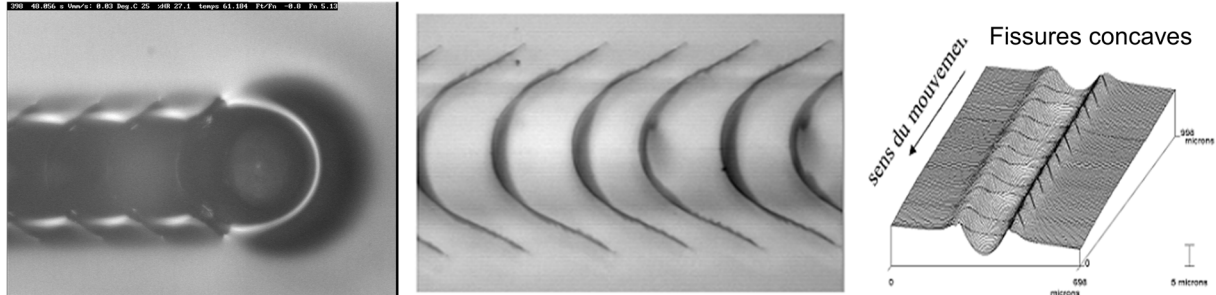


Figure 4.23 : endommagements du CR39 : (à gauche) visualisation *in-situ* lors de la rayure de gauche à droite, (au milieu) vue du dessus *post mortem*, (à droite) profilométrie 3D.

Le modèle numérique est paramétré de la façon suivante :

- $a/R = 0,6$
- $E = 2,0 \text{ GPa}$
- $\nu = 0,3$
- $\sigma_y = 70 \text{ MPa}$
- $\mu = 0,3$
- $R = 100 \text{ }\mu\text{m}$
- Pente d'écroûissage 10%

En regardant les différentes cartes, on remarque que la déformation dans le plan suivant l'axe de rayure (Figure 4.24) présente un maximum sur le bord arrière du contact, exactement là où s'amorcent les fissures concaves ouvertes. La pression hydrostatique (Figure 4.25) a un changement de signe dans le contact mais proche de la limite arrière, et un maximum derrière la zone de contact. On passe donc du zéro à un maximum sur une très courte distance. Si on s'intéresse à la contrainte de compression/traction dans le plan (Figure 4.25), on remarque un maximum de traction derrière l'arrière du contact. Ces deux contraintes ont donc toutes les deux un maximum proche de l'endroit où s'amorcent les fissures concaves observées expérimentalement, mais pas exactement sur le bord arrière du contact, contrairement à la déformation dans le plan ϵ_{33} . La Figure 4.26 montre en effet grâce à une échelle adaptée que la composante en déformation correspond davantage à l'amorçage de l'endommagement observé que la contrainte σ_{33} .

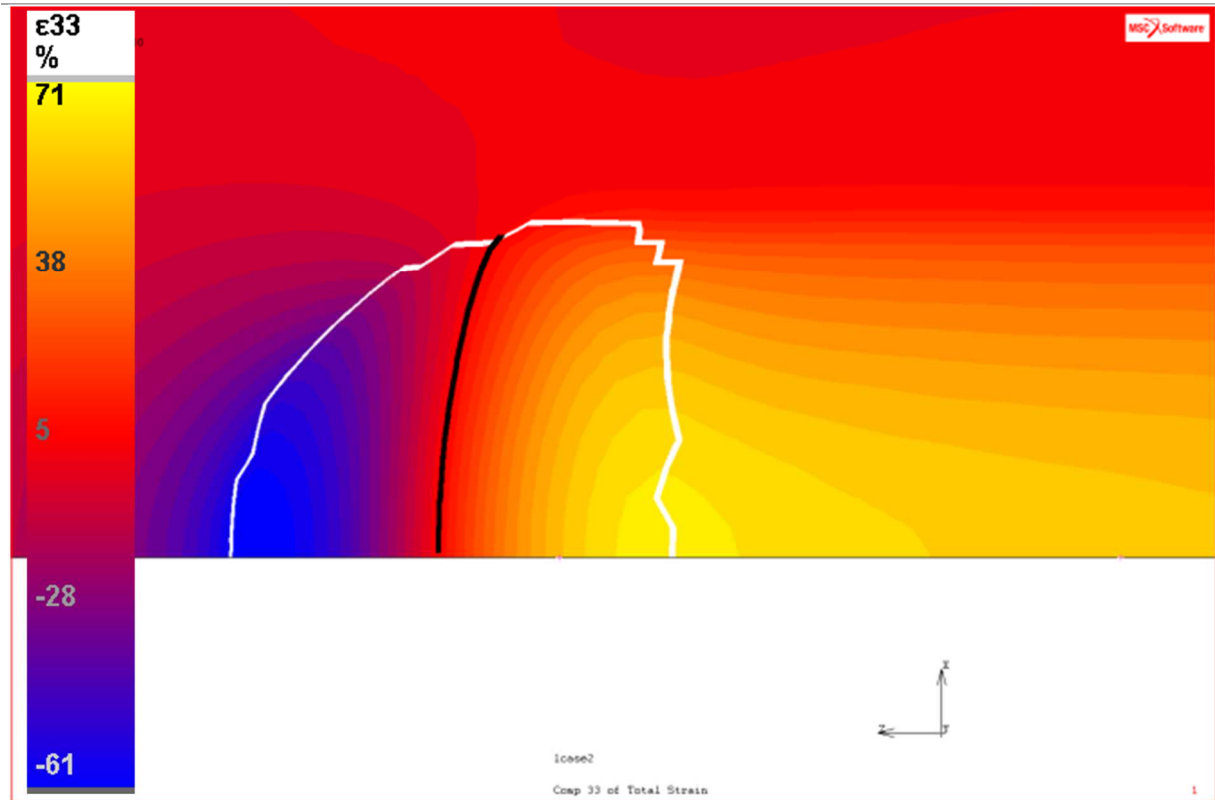


Figure 4.24 : déformation dans le plan suivant l'axe de rayure.

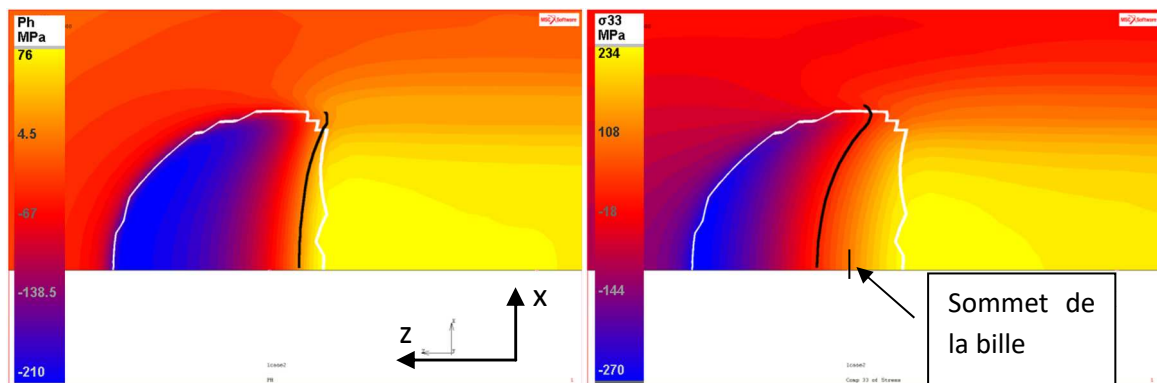


Figure 4.25: pression hydrostatique (à gauche) et contrainte compression/traction dans le plan (à droite).

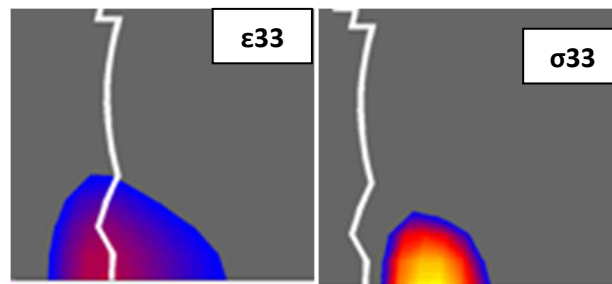


Figure 4.26 : saturation des distributions de ϵ_{33} (à gauche) et σ_{33} (à droite).

La déformation dans le plan suivant l'axe de rayure ε_{zz} est retenue comme critère d'endommagement du CR39 en rayure car c'est le seul qui présente un maximum sur le bord arrière du contact. La contrainte hydrostatique positive derrière le contact est susceptible d'aider l'amorçage de la fissure par déformation.

4.4 Conclusions intermédiaires - systèmes massifs

Dans cette partie, nous avons tout d'abord validé le model FEM 3D en simulant la rayure d'un massif parfaitement élastique, avec et sans frottement local, puis la rayure d'un massif élasto-plastique avec et sans frottement local. Nous avons retrouvé que lorsqu'on ajoute du frottement dans un modèle élastique, les champs de contraintes et déformations perdent leurs symétries et les valeurs des contraintes augmentent en général. Lorsque la plasticité entre en jeu, on observe évidemment l'apparition de déformation plastique ainsi qu'une dissymétrie plus importante des distributions de contrainte et de déformation. En ce qui concerne l'étude des cas réels, on a analysé des critères d'endommagement pour chaque matériau étudié. Pour le PMMA, il est difficile de trancher entre un critère en déformation principale ou en contrainte principale, mais un critère en contrainte principale max du type Gearing et Anand semble le plus crédible pour expliquer l'ouverture de craquelures au centre du contact comme on le voit expérimentalement. Pour le PC, on retient le cisaillement maximal $|\sigma_p \max - \sigma_p \min|$ dont le maximum au sommet de la pointe coïncide avec l'amorçage des bandes de cisaillement observées expérimentalement. Enfin, pour le CR39, on retient la déformation totale suivant l'axe de rayure, qui présente un maximum sur le bord arrière du contact, aidée par une pression hydrostatique positive, et qui coïncide avec l'amorçage de fissure concave à cet endroit.

Chapitre 5

Résultats et discussions pour les systèmes revêtus

5 Résultats et discussions pour les systèmes revêtus

Après avoir recherché les mécanismes d'endommagement par rayage de trois polymères massifs, l'extension de l'analyse pour des systèmes revêtus a été réalisée.

La première partie de ce chapitre est consacrée à la confrontation entre des résultats expérimentaux antérieurs de l'équipe et les simulations numériques réalisées en reproduisant au mieux les conditions des essais afin d'apporter des éléments supplémentaires à l'analyse de l'amorçage des endommagements observés. Les valeurs des propriétés mécaniques des films sont issues d'essais de caractérisation des matériaux. Une deuxième partie sera consacrée à l'étude de l'influence de certains paramètres matériaux sur l'évolution des critères d'endommagement identifiés.

Dans toute cette partie, nous utiliserons deux types de loi de comportement, une loi purement élastique (E), une loi élasto-plastique du type bilinéaire (EP), et les couples tels que « loi de comportement du film » / « loi de comportement du substrat ». On repèrera par exemple un film purement élastique déposé sur un substrat élasto-plastique par le couple E/EP. Le couple EP/E ne sera pas étudié car nous restons dans une approche correspondante à un film anti-rayure déposé sur un substrat élasto-plastique. Il est à noter que dans toutes les simulations, les films sont composés d'au moins 3 éléments dans l'épaisseur pour les plus fins.

5.1 Cas réels

Pour lutter contre les endommagements liés à la rayure d'un matériau polymère, une des solutions communément utilisées est l'ajout d'un film antirayure. Or, le film lui-même peut s'endommager, parfois de façon importante.

Connaissant la morphologie des endommagements typiques grâce à la visualisation *in-situ*, nous sommes capables d'identifier la localisation de l'amorçage de ces endommagements. Nous voulons donc ici détecter les contraintes et déformations qui peuvent correspondre à ces endommagements en confrontant l'étude de cas réels avec les simulations numériques correspondantes.

5.1.1 Polycarbonate revêtu - délaminage + écaillage

L'endommagement d'un film anti-rayure de 5 μm d'épaisseur déposé par spin-coating sur un substrat de Polycarbonate (PC) est analysé. Le film est un nano-composite qui consiste en une matrice thermodurcissable chargée avec 20% en masse de particules de silice colloïdales nanométriques (environ 10 nm). Les indenteurs en diamant sont des pointes sphériques dont les rayons vont de 110 à 400 μm . Le film (considéré élasto-plastique avec un fort écrouissage) et le substrat ont les propriétés suivantes :

- Substrat PC: $E = 2.5 \text{ GPa}$; $\nu = 0.3$; $\sigma_y = 80 \text{ MPa}$
- Film: $E = 4.5 \text{ GPa}$; $\nu = 0.35$; $\sigma_y = 125 \text{ MPa}$

5.1.1.1 Observations expérimentales

Expérimentalement, si l'échantillon n'est pas nettoyé de manière optimale avant le dépôt du film, des fissures ouvertes concaves apparaissent dans la partie arrière du contact et entraînent le délaminage et l'écaillage du revêtement à l'avant et à l'arrière de la pointe comme on le voit sur la Figure 5.1. La bille est encore sur le film lors du premier endommagement. Nous sommes en présence principalement de deux modes de rupture, les modes I et II.

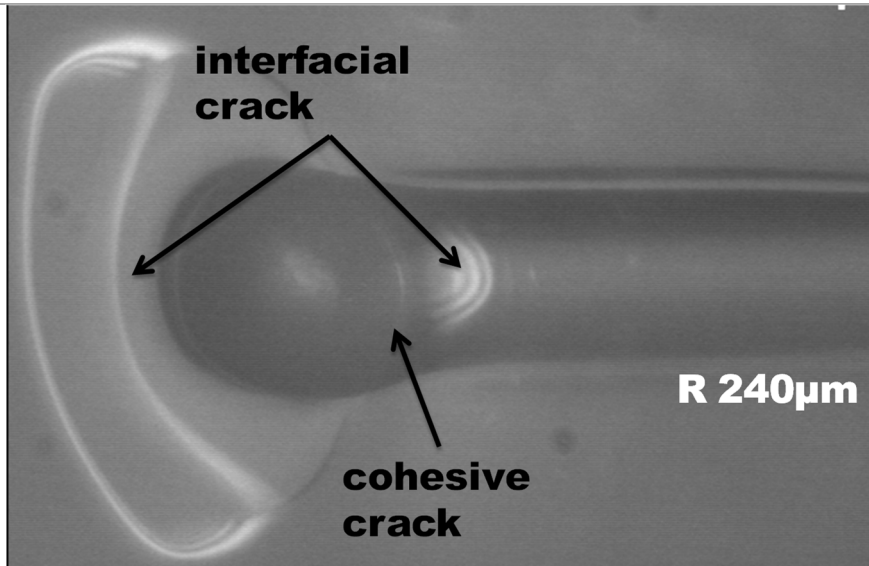


Figure 5.1 : rupture se produisant pendant la rayure d'un PC revêtu dont l'interface n'a pas été-nettoyée à la soude (rayon de la pointe R 240 µm).

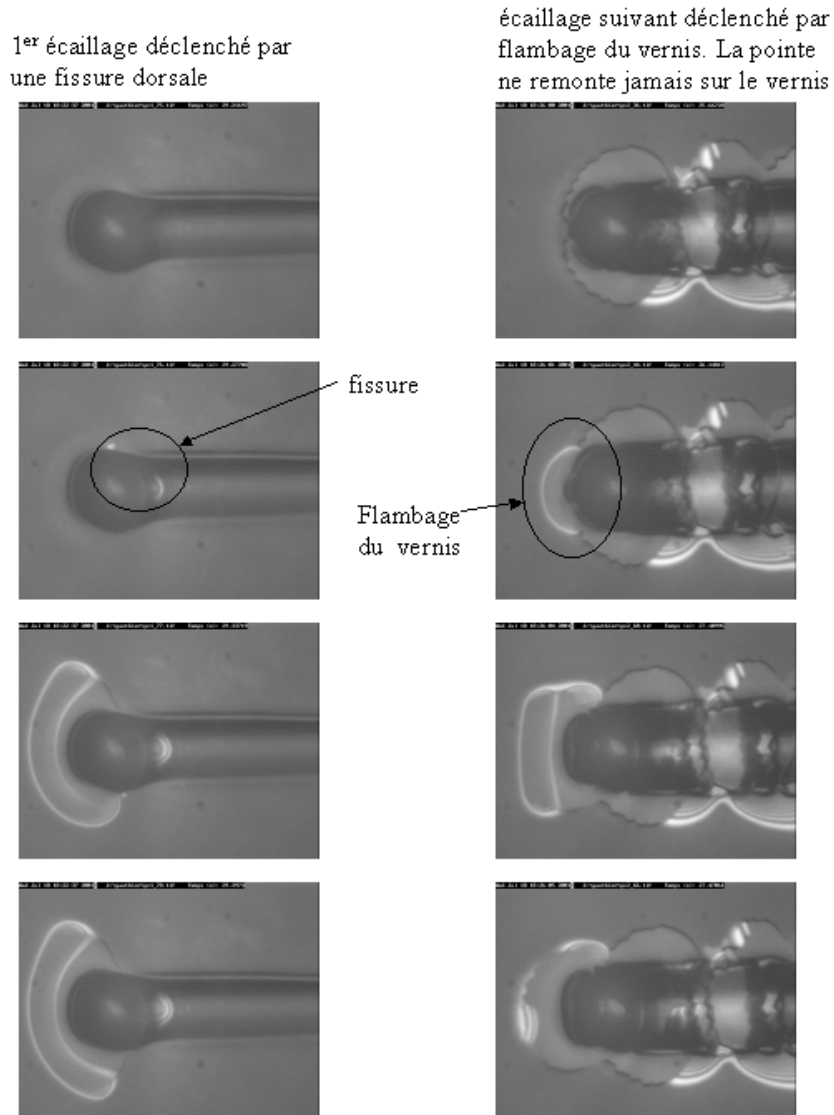


Figure 5.2: PC revêtu avec interface à faible adhérence – évolution des endommagements. (Source équipe ICS)

La Figure 5.2 présente la cinétique d'écaillage dans le cas d'un vernis faiblement adhérent sur un substrat PC. On observe clairement, à gauche, que la première fissure se développe et génère un écaillage du vernis. La colonne de droite montre que la pointe ne remonte ensuite jamais sur le vernis. Le cisaillement à l'interface vernis/substrat entraîne une rupture interfaciale qui autorise le flambage du vernis.

Une précision est à apporter concernant le cloquage à l'avant du contact. Il a été reporté dans la littérature [74] que la décohéation du film à l'avant du contact se produit quand la déflexion élastique combinée au bourrelet plastique à l'avant de l'indenteur conduisent à une singularité géométrique se traduisant par un point d'inflexion du film (Figure 5.3).

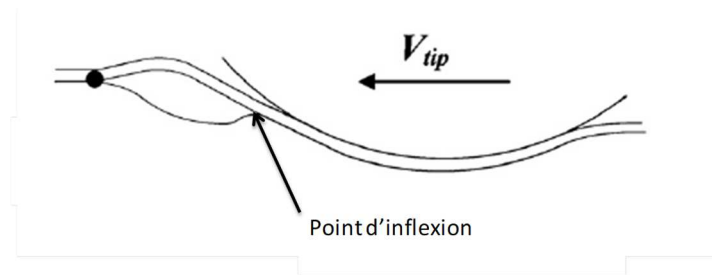


Figure 5.3 : schématisation du décollement du film à l'avant de l'indenteur, à partir du bourrelet [74].

Toutefois, la rupture interfaciale est soit causée par des contraintes de cisaillement, soit par des contraintes de traction à l'interface. Le modèle FEM devrait nous apporter des éléments pour conclure. Afin d'avoir une étude la plus complète possible, la comparaison est faite entre deux PC revêtus du même film mais avec une adhérence différente à l'interface.

Les essais ont été réalisés avec un échantillon dont l'interface n'a pas été nettoyée de manière optimale avant dépôt (comme présenté précédemment) et un dont la surface a été nettoyée avec la solution d'hydroxyde de sodium. Les paramètres de l'essai de rayure sont les mêmes pour les deux systèmes (rayon de la pointe $110 \mu\text{m}$) mais quand l'interface de l'échantillon est nettoyée à la soude (et présente donc une forte adhérence du film) il y a aussi de la fissuration puis de l'écaillage, mais pas de délaminage à l'arrière du contact. En effet, sur la Figure 5.4, dans le cas d'un rayon de bille de $110 \mu\text{m}$, pour l'échantillon dont l'interface n'est pas préalablement nettoyée (à gauche), il y a clairement retro-délaminage dans le sillon au-delà de la fissure à l'arrière du contact, comme c'est déjà le cas sur la Figure 5.1, alors que pour l'échantillon dont l'interface est nettoyée avant dépôt du film (à droite), on peut voir qu'il n'y a pas de retro-délaminage à l'arrière de la fissure. Dans le cas de l'adhérence forte, il y a d'abord apparition d'une cloque, puis une écaille avec passage de la pointe sur le substrat sans retro-délaminage.

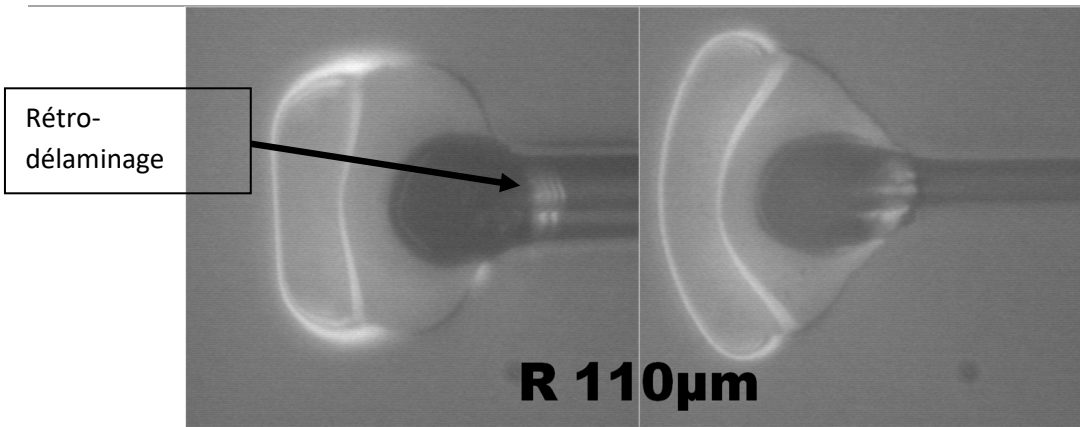


Figure 5.4 : (à gauche) PC revêtu à interface non optimisée et (à droite) PC revêtu à interface nettoyée avec de l'hydroxyde de sodium.

5.1.1.2 Résultats numériques de l'analyse du phénomène de rupture interfaciale (délamination)

La rupture interfaciale est un endommagement faisant intervenir les modes de rupture I et/ou II. Cela signifie que le délamination peut être causé par une contrainte normale et/ou de cisaillement à l'interface. La contrainte normale est déjà incluse dans le code de calcul, mais le cisaillement dans le plan considéré doit être défini comme variable de l'utilisateur.

Le cisaillement global dans le plan de rayure est calculé comme décrit dans la partie « Outils et méthodes » :

$$\tau_{signé} = \frac{\tau_{yz}}{|\tau_{yz}|} \sqrt{\tau_{yx}^2 + \tau_{yz}^2} \quad (\text{Eq.27})$$

Avec τ_{yx} et τ_{yz} les composantes du cisaillement dans le plan de rayure (plan xz). Cette norme est signée par la composante de la contrainte de cisaillement dans le sens de la rayure. Il est à rappeler que les contraintes calculées numériquement sont celles appliquées par la surface sur la bille avec les conventions que cela implique.

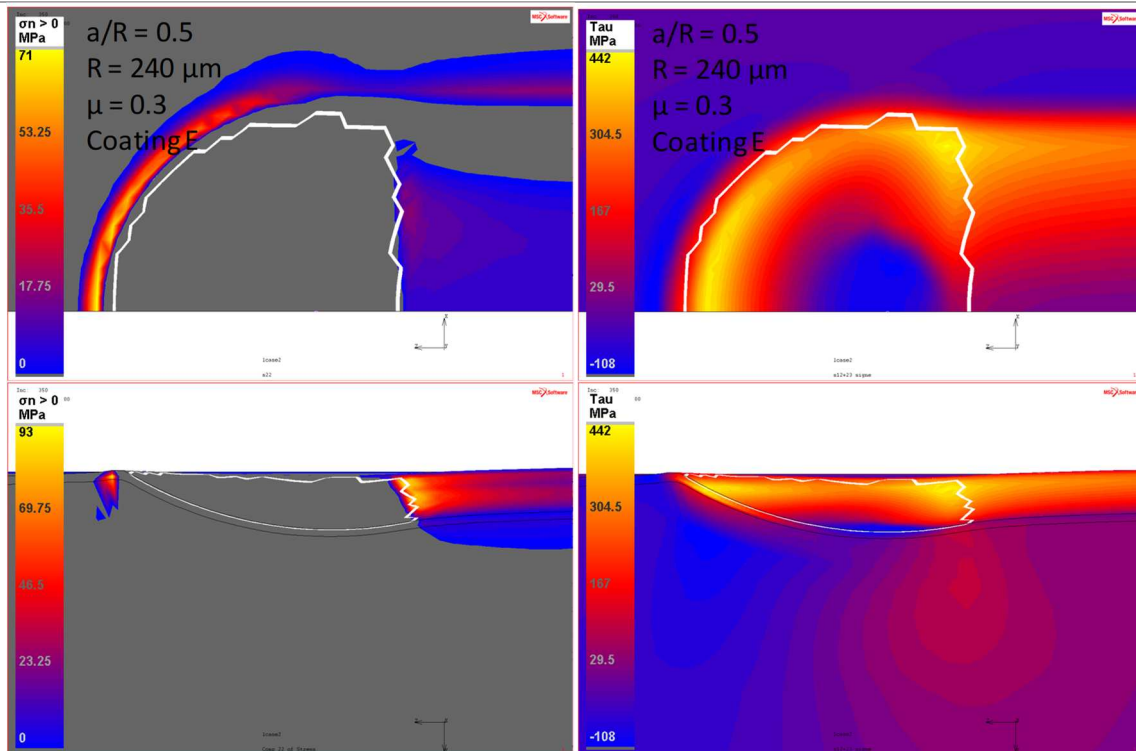


Figure 5.5 : Contrainte normale positive à l'interface (à gauche, interface vue de dessus et vue de côté avec film) et contrainte de cisaillement dans le plan (à droite, vue de dessus de la surface et vue de côté). Les contours blancs représentent l'aire de contact.

Sur les images de gauche de la Figure 5.5, la distribution de la composante de la contrainte suivant l'axe y (pression normale) à l'interface vue de dessus (en haut) et vue de côté avec le film (en bas) est présentée avec uniquement les valeurs positives afin de localiser les contraintes de traction interfaciale. La valeur maximale se trouve devant la pointe, dans la partie frontale du bourrelet. Des contraintes en traction moindres sont aussi présentes à l'arrière de la pointe, dans le sillon de la rayure. La contrainte normale positive qui se situe à l'avant de la rayure, sous le bourrelet, est probablement due à la déflexion élastique du fait de la déformation de la matière à cet endroit. Les endroits où la contrainte normale est positive coïncident avec le décollement du film pendant la rayure comme vu expérimentalement. De plus, la contrainte de cisaillement (à droite Figure 5.5) indique que les valeurs maximales de cette contrainte à l'interface sont près des mêmes zones de maximum de la traction normale, sous le bourrelet frontal et à l'arrière de la zone de contact. Ainsi, le bourrelet frontal et la zone juste à l'arrière de l'aire de contact sont sujets à de la traction interfaciale et à des contraintes de cisaillement, ce qui permet de supposer que le délaminage est dû à une combinaison des modes de rupture I et II. De plus, comme les contraintes sont plus faibles à l'arrière du contact qu'à l'avant, il est possible que si l'adhésion du film est augmentée en nettoyant l'interface à la soude, le cloquage se produira à l'avant de la pointe, mais pas à l'arrière. Ainsi que reporté dans [74], l'amorçage du délaminage est déclenché par la contrainte normale σ_{normal} au niveau de l'inflexion devant le bourrelet alors que la propagation fait intervenir également du mode II. Le critère σ_{normal} est donc retenu ici pour l'amorçage du délaminage.

5.1.1.3 Etude numérique de l'influence du frottement, du rapport E_f/E_s et de l'épaisseur du film sur la contrainte normale interfaciale

Afin d'explorer la piste de critère de délaminage en contrainte normale positive lorsque le délaminage intervient à l'avant du contact comme reporté dans le paragraphe 5.1.1.2, des simulations supplémentaires ont été réalisées avec le même modèle, en faisant varier les paramètres du film suivants : le frottement local, le module d'Young et l'épaisseur. La contrainte normale positive à l'interface est montrée Figure 5.6 pour chaque paramétrage. L'image a) est la simulation de référence, avec $E_{\text{film}} = 4,5 \text{ GPa}$, $\mu_{\text{local}} = 0,3$ et une épaisseur de $5 \mu\text{m}$. La contrainte est maximale à l'avant du contact (71 MPa) et présente aussi des valeurs positives sur le côté ainsi qu'à l'arrière du contact. Le cas b) est donné pour un frottement plus faible $\mu_{\text{local}} = 0,2$. La distribution est semblable mais les valeurs sont plus faibles (maximum à 46 MPa). La diminution du frottement local fait donc baisser la contrainte normale positive et diminue ainsi le risque de délaminage. Pour le cas c), le frottement local est à nouveau de 0,3 mais le module d'Young du film est baissé à 3,5 GPa, restant toutefois supérieur au module d'Young du substrat qui est de 2,5 GPa. Cela ne change pas la distribution mais les valeurs de la contrainte diminuent par rapport à la référence (maximum à 58 MPa). Le module d'Young du film est encore diminué pour le cas d), à 1,5 GPa ce qui est donc inférieur au module d'Young du substrat. La valeur de la contrainte normale positive diminue fortement par rapport à la référence (23 MPa contre 71 MPa), la carte de distribution étant toujours similaire, avec une répartition plus homogène puisque la contrainte atteint des valeurs proches du maximum dans les bourrelets latéraux ainsi qu'à l'arrière du contact comme l'indique les zones jaune/orange de l'image d). Enfin l'épaisseur du film est doublée ($10 \mu\text{m}$) sur l'image e) et montre que la forme de la distribution étant encore similaire, la contrainte positive est fortement concentrée à l'avant du contact (70 MPa, soit autant que la référence), et plus faible à l'arrière du contact.

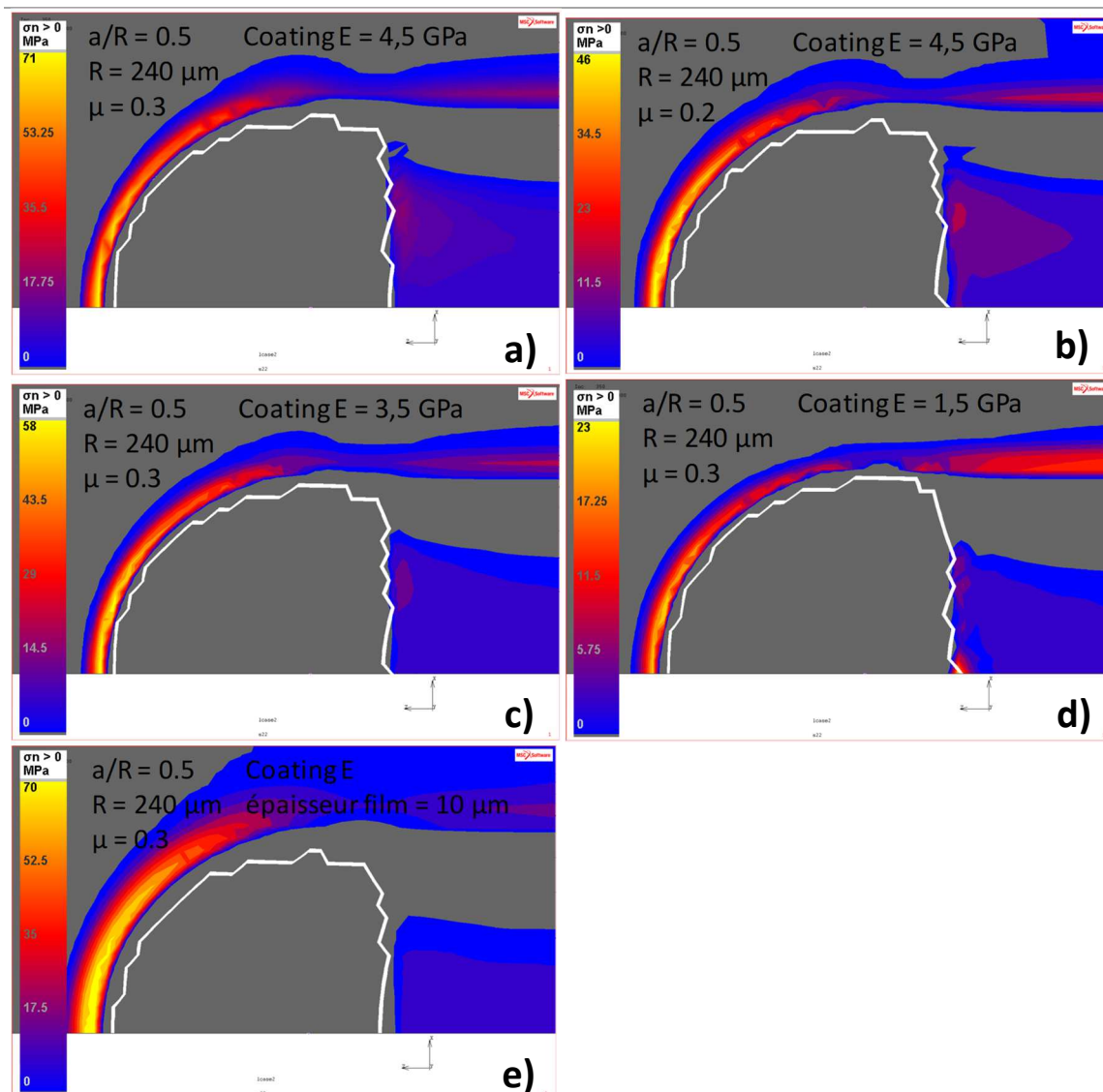


Figure 5.6 : vues de dessus de la contrainte normale positive à l'interface pour différents paramètres du film.

Ce que l'on peut conclure de ces simulations, c'est que la contrainte normale positive à l'interface diminue lorsque le module d'Young du film diminue, ou que le frottement local diminue. Cette contrainte semble peu influencée par l'épaisseur du film quand celle-ci est comprise entre $5 \mu\text{m}$ et $10 \mu\text{m}$: seule la distribution des contraintes semble plus étendue à l'avant du contact.

5.1.1.4 Influence de l'adhérence sur le délaminage "latéral" d'un film déposé sur un PC

Pour approfondir l'étude de l'influence de l'adhérence sur la tenue des films, la comparaison est faite, à partir de résultats expérimentaux de l'équipe, entre des PC revêtus avec des films siloxane "A" et "Z" : Les vernis ont la même fragilité mais une adhérence différente qui fait qu'il n'y a pas de délaminage dans le second cas. Les deux films ont une épaisseur d'environ $10 \mu\text{m}$.

Les rayures présentées Figure 5.7 sont faites avec une bille de rayon $100 \mu\text{m}$, à une force d'environ $0,7$ N à température ambiante. La vitesse de rayure varie et trois régimes sont observés : sillon lisse à haute vitesse, fissuration à vitesse intermédiaire, et écaillage à faible vitesse.

Pour le revêtement "A" on observe donc un sillon lisse à grande vitesse, quand le seuil de déformation a/R critique est atteint (pour une vitesse de 9,2 mm/s) des fissures apparaissent de façon ponctuelle. Ces fissures s'amorcent au centre du sillon et se propagent latéralement, jusqu'à sortir du sillon. Des délaminages apparaissent aux extrémités des fissures, hors du sillon, ce qui signifie que le film se décolle du substrat à cet endroit. Quand la vitesse de rayure diminue, les fissures sont de plus en plus fréquentes et l'écart entre chacune devient régulier (avec un $a/R > 0,5$). Enfin, à faible vitesse de rayure, les fissures se propagent jusqu'à l'avant du contact, provoquant alors l'écaillage du film.

Pour le revêtement « Z », on observe le même type de fissures qui s'amorcent au centre du sillon puis se propagent latéralement, jusqu'à reboucler devant le contact quand la vitesse diminue. La différence avec le revêtement « A » est qu'ici, aucun délaminage n'est observé (ni sur les bords du sillon, ni autour du contact). Ce constat peut s'expliquer par une différence d'adhérence des deux films, l'adhérence du revêtement « A » étant plus faible que celle du revêtement « Z ».

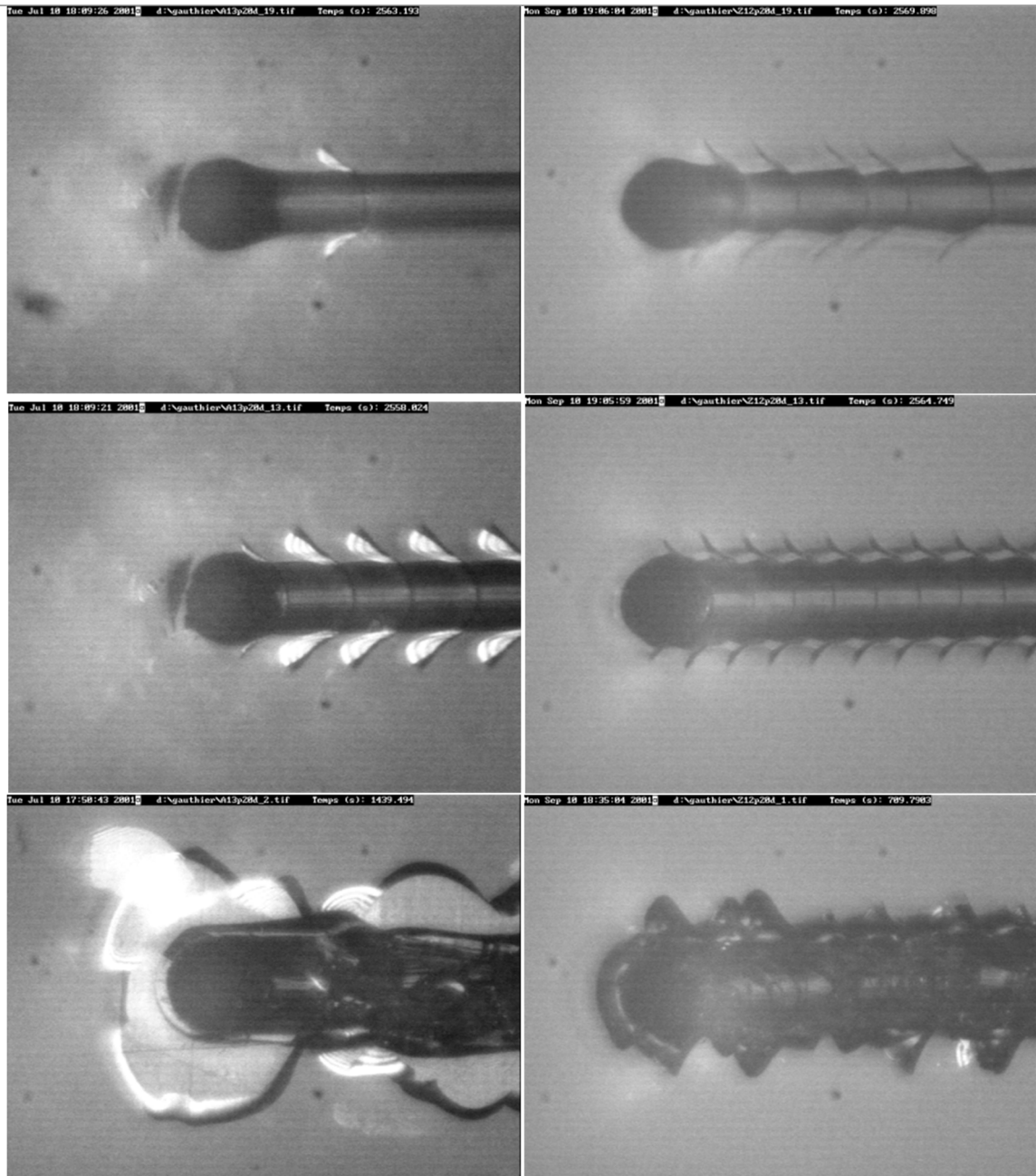


Figure 5.7 : revêtements "A" (à gauche) et "Z" (à droite) présentant le même type de fissures mais avec délaminage pour le film "A". La vitesse de rayure diminue de la façon suivante : 9,2 mm/s (en haut), 0,72 mm/s (au milieu) et 0,001 mm/s (en bas).

Comme nous l'avons vu sur la Figure 5.5, une contrainte de cisaillement importante est présente à l'endroit où le délaminage est observé pour le film « A ». Cette contrainte de cisaillement qui pourrait être à l'origine du décollement du film suivi de son écaillage à plus faible vitesse de rayure. Le film « Z » ne présente pas de délaminage car ayant une adhérence plus forte, les valeurs de contrainte de cisaillement atteintes ne sont pas critiques.

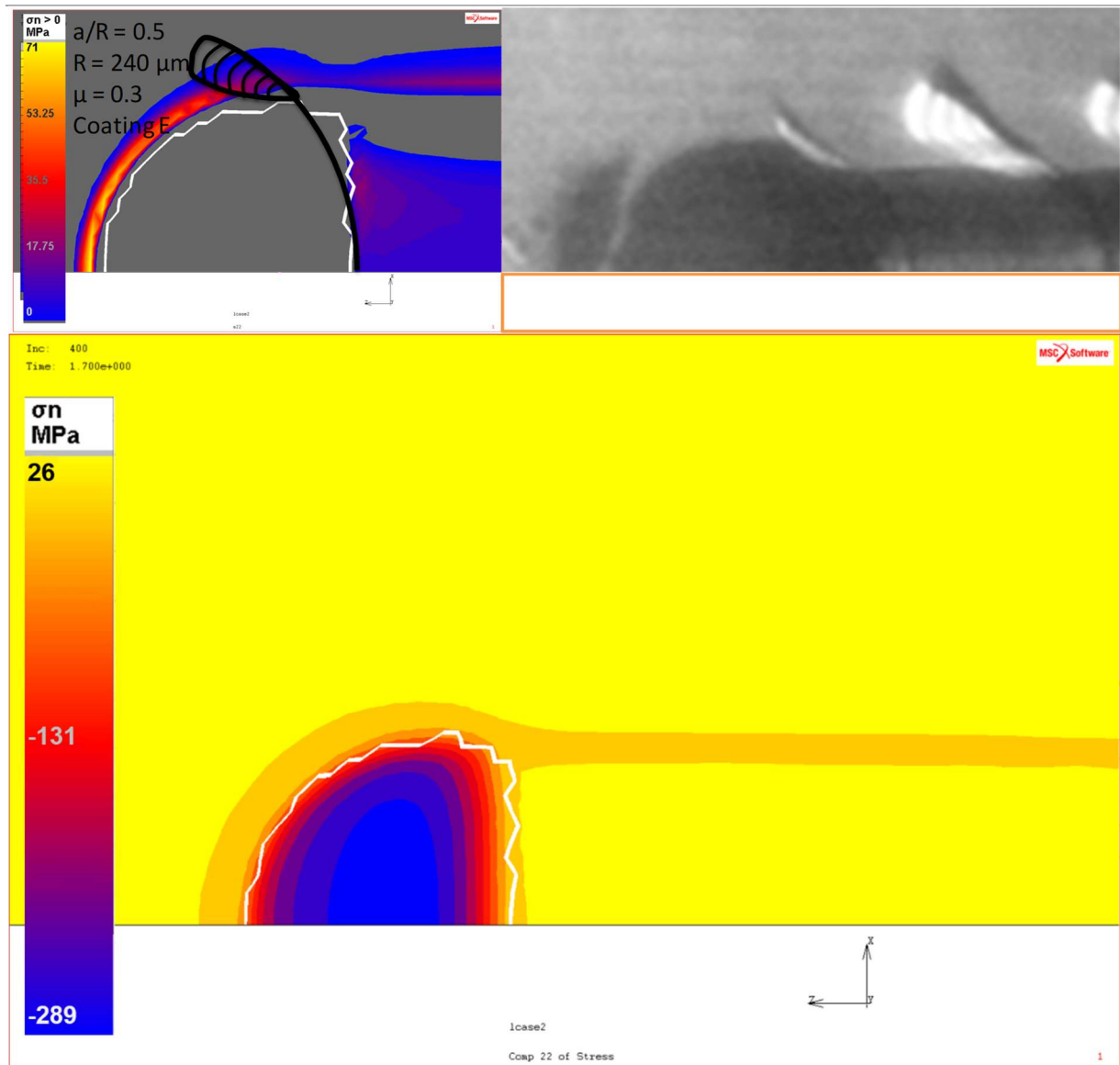


Figure 5.8 : Schématisation de la fissuration et de l'amorçage du délaminage pour un PC revêtu.

Pour compléter l'analyse, les observations expérimentales montrent que le décollement du film s'amorce à l'extrémité de la fissure quand celle-ci atteint le bord du contact. Ensuite, c'est l'association entre la présence de la fissure, l'amorçage par cisaillement et la présence d'une contrainte normale positive qui pourrait expliquer la propagation de ce délaminage en suivant la distribution de la contrainte normale positive à l'avant du contact (Figure 5.8).

5.1.2 CR39 revêtu - fissures concaves

Le CR39 est déjà analysé dans le chapitre 4 « Résultats et discussions pour les systèmes massifs ». Le revêtement de 5 μm d'épaisseur déposé sur ce substrat est le même que pour le cas précédent avec le substrat en PC. Les propriétés du substrat en CR39 et du film, utilisées pour la simulation, sont les suivantes :

- Substrat (CR39) : $E = 2.5 \text{ GPa}$; $\nu = 0.3$; $\sigma_y = 80 \text{ MPa}$
- Film : $E = 4.5 \text{ GPa}$; $\nu = 0.35$; $\sigma_y = 125 \text{ MPa}$

Le film est paramétré élastique-plastique avec une pente d'érouissage à 30% du module d'Young. Afin d'explorer l'influence de l'érouissage fort du film, une autre simulation avec un film purement élastique a également été conduit.

5.1.2.1 Observations expérimentales

Il est communément admis que les fissures en forme de chevrons ou d'arcs ouvertes dans le sens du mouvement sont initiées à l'arrière de l'aire de contact en lien avec la contrainte de traction, d'après l'analyse Elastique/Elastique de Hamilton et Goodman [81].

La visualisation *in-situ* de l'essai de rayure révèle que les fissures s'amorcent sous la pointe, à l'intérieur de l'aire de contact (Figure 5.9), et non à l'arrière comme cela est communément admis. Dans ce cas, le critère d'amorçage de la fissure n'est peut-être pas simplement une contrainte de traction, mais peut-être de déformation, ou encore en lien avec la triaxialité du chargement.

Des essais de rayure ont été réalisés dans l'équipe avec différents paramètres dans le but d'obtenir plus d'informations pour une meilleure compréhension. La Figure 5.9 représente des images *in-situ* de la rayure montrant que la fissure est initiée en fait dans la partie arrière du contact et se propage dans la partie avant de l'aire de contact. Si le rayon de la bille est augmenté (R 110 μm à R 400 μm comme montré sur la Figure 5.9), on remarque un changement dans la localisation (le « sommet » de la fissure est plus en arrière) et l'angle de la fissure. En effet, les fissures passent d'une forme concave à une forme qui ressemble plus à des chevrons. Une particularité de ces fissures est que leur taille atteint la largeur du contact de façon instantanée, les images données sont prises à l'instant le plus proche possible de l'amorçage.

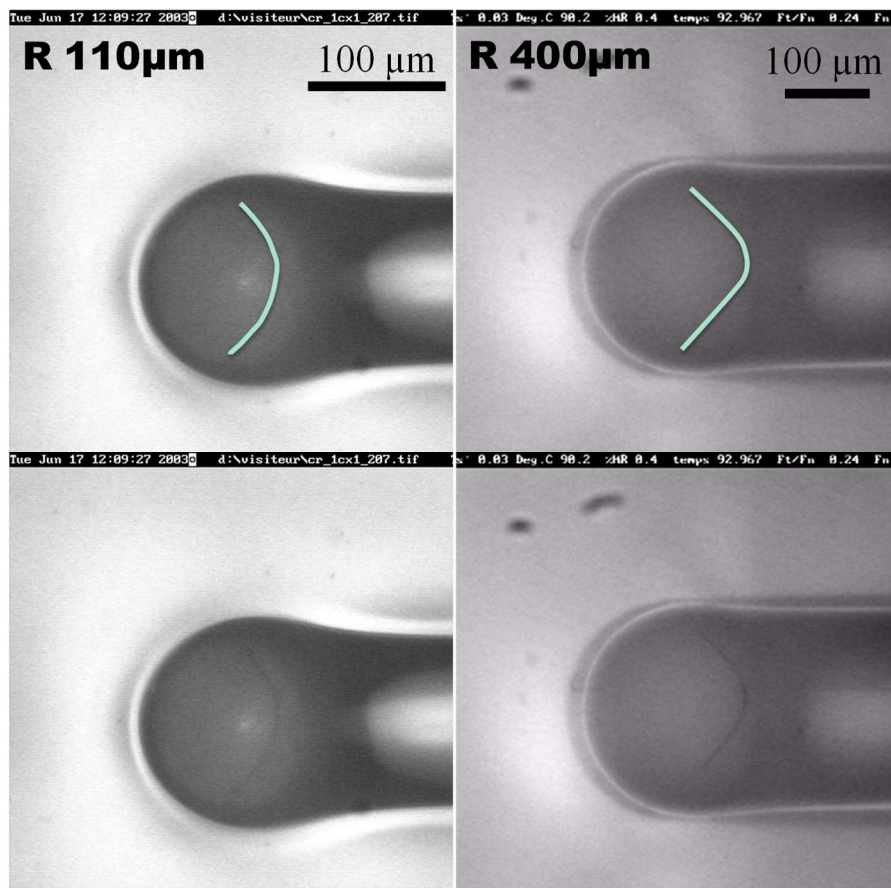


Figure 5.9 : la localisation de l'amorçage de la rayure dépend du rayon de la bille (images originales en dessous). CR39 revêtu.

Dans tous les cas, il semble que l'endommagement qui apparaît ici est un mode de rupture I, ce qui signifie qu'il peut être dû à un critère de contrainte ou de déformation.

5.1.2.2 Résultats numériques

La littérature mentionne souvent la contrainte de traction comme critère d'endommagement pour expliquer les fissures concaves ouvertes en mode I. La déformation en traction est aussi considérée, comme suggéré par Demirci [50].

Dans les simulations par élément finis, un état stationnaire est atteint dans lequel les endommagements ne se produisent pas puisqu'il s'agit d'étudier l'amorçage et non la propagation des endommagements. Par conséquent, l'influence des contraintes de relaxation après fissuration ne sont pas prises en compte. Il faut regarder l'histoire d'un nœud qui entre dans l'aire de contact, passe ensuite sous la pointe, puis sort de la zone de contact. Ce nœud rencontre donc les contraintes et les déformations présentes dans l'aire de contact de la gauche vers la droite (le sens contraire de rayure).

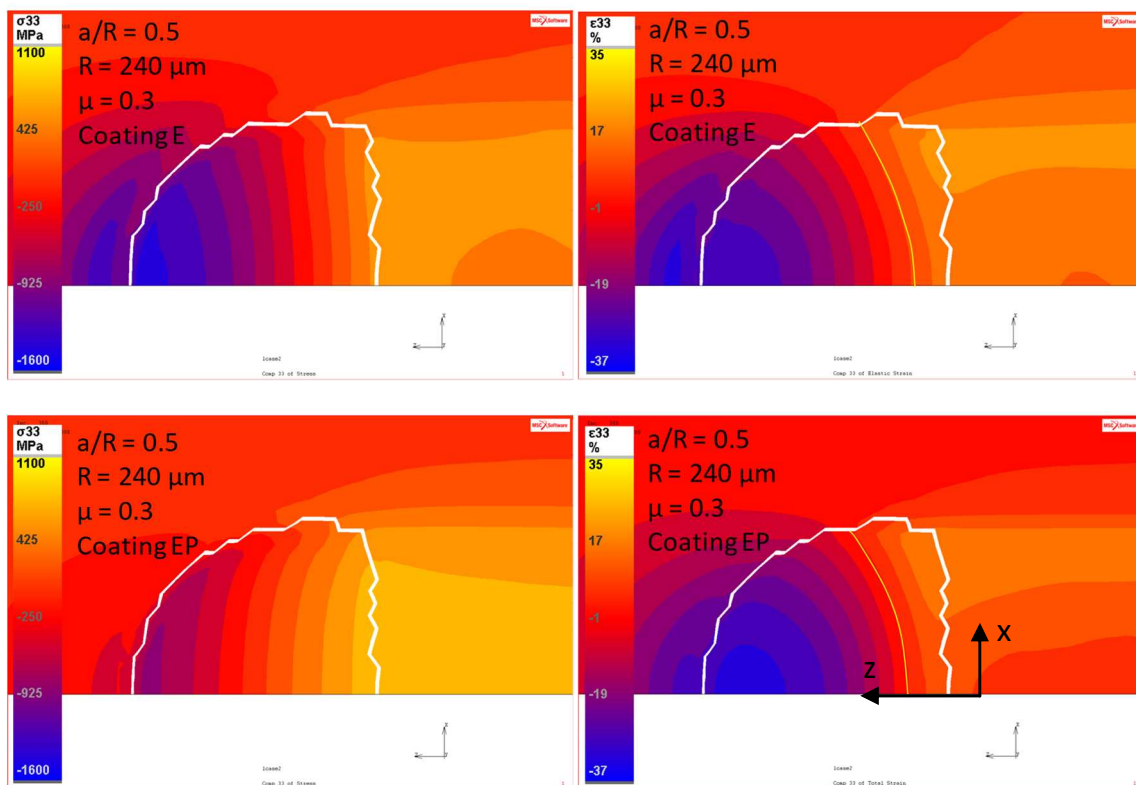


Figure 5.10 : champs de contrainte de traction σ_{33} (à gauche) et déformation en traction ϵ_{33} (à droite) pour un film élastique et un film élasto-plastique.

La Figure 5.10 présente pour chaque cas, la contrainte de traction (suivant l'axe z), qui augmente continuellement et est maximale à l'arrière de la pointe, juste après l'aire de contact. Une contrainte critique peut être atteinte lorsque le nœud considéré traverse la zone de contact. De plus, la contrainte de traction augmente à l'arrière de la pointe quand de la plasticité est ajoutée dans le

film. Nous étudions également le critère de déformation totale suivant l'axe de rayure qui a été défini comme critère pour l'analyse de l'endommagement des matériaux massifs.

Pour étudier le champ de déformation (suivant l'axe z), on considère une limite (la ligne jaune sur la Figure 5.10) qui correspond à la localisation de l'amorçage de fissure observée expérimentalement. La valeur de la déformation à cet endroit est d'environ $3\% \pm 1\%$. C'est une valeur représentative du niveau de déformation à cet endroit et nous choisissons de la garder comme référence, puis nous regardons l'évolution de cette limite en fonction de l'influence des propriétés imposées. En effet, nous savons que les endommagements peuvent se produire quand 1% à 3% de déformation est atteint pour les essais de traction pure sur des éprouvettes de CR39 revêtu (Figure 5.11). Cela conforte notre choix de suivre l'évolution de la localisation d'une déformation de référence, bien que nous sommes dans un cas complexe de contraintes triaxiales, qui pourrait impliquer une limite en déformation probablement un peu supérieure.

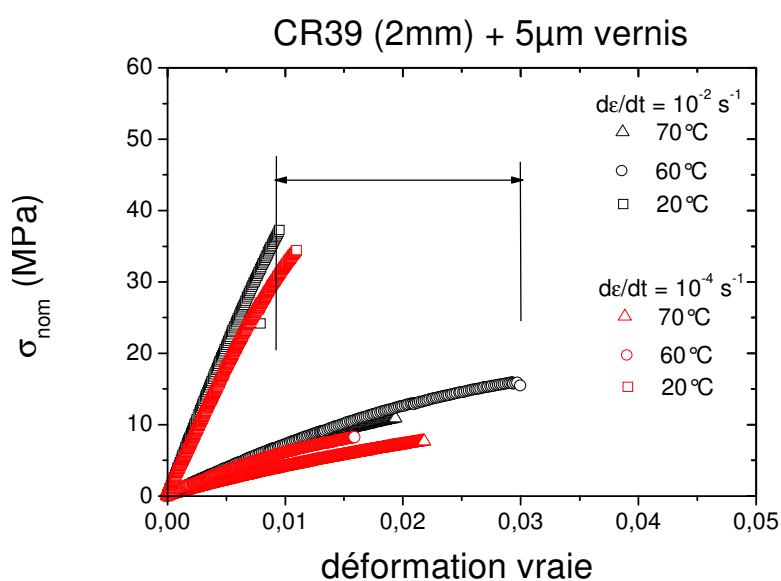


Figure 5.11 : contrainte/déformation pour des essais de traction pure sur des échantillons de CR39 vernis à différentes vitesses et températures.

Si nous comparons le champ de déformation entre les films purement élastique et élasto-plastique de la Figure 5.10, la limite de référence est plus proche du sommet de la pointe quand il y a de la plasticité dans le film. La plasticité dans le film semble avoir une influence négative puisqu'à la fois la contrainte de traction et la déformation en traction sont plus élevées dans l'aire de contact pour ce cas.

A partir de maintenant, nous allons uniquement analyser l'évolution de la déformation en traction, bien que nous ayons montré que la contrainte de traction peut aussi correspondre au critère d'endommagement. Cette dernière évolue toutefois de manière similaire à la déformation.

Comme pour les essais expérimentaux, nous choisissons 3 rayons de bille différents dans le but de comparer si le changement du rapport a/R conduit à la même tendance à propos de la localisation et la forme de la première fissure. Ainsi, sur la Figure 5.12, la déformation de traction présente un

maximum dans la partie arrière de l'aire de contact. La référence de déformation est mise en évidence par la ligne jaune sur les images.

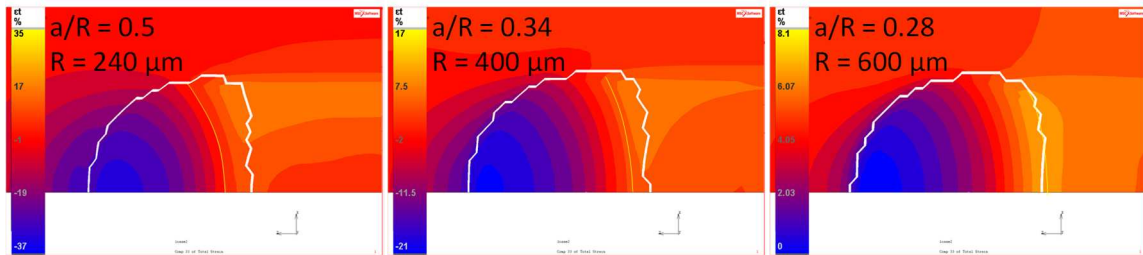


Figure 5.12 : influence du ratio a/R , $\mu = 0,3$, film EP.

La principale observation qui peut être faite est que la référence de la limite de déformation se décale vers l'arrière du contact quand le rayon de la bille augmente. C'est le même phénomène que ce que l'on constate expérimentalement pour la localisation de l'amorçage de la fissure. En prenant en compte ces paramètres, le critère en déformation est toujours en accord avec les observations expérimentales. Comme évoqué précédemment, le critère en contrainte l'est également : il est impossible de discriminer clairement les critères en contrainte ou déformation ici.

5.1.3 CR39 revêtu - influence en température

5.1.3.1 Observations expérimentales - Matériaux et paramètres

Les essais suivants ont été réalisés entre 2004 et 2005 sur un CR39 revêtu d'un vernis antirayure de $5,3 \mu\text{m}$ d'épaisseur. L'indenteur utilisé pour l'essai de rayure est une pointe diamant cône 90° de rayon de courbure $100 \mu\text{m}$. La vitesse de rayure considérée est $v = 0,001 \text{ mm/s}$. Lors des essais expérimentaux de rayure, la température a été changée ce qui influence directement la réponse mécanique du système.



Figure 5.13 : images *in-situ* de la rayure d'un CR39 revêtu. a) à 20°C , b) à 60°C et c) à 80°C .

Lorsque la température augmente, les propriétés élastiques du substrat diminuent et les endommagements sont de plus en plus visibles. En effet, à 20°C (Figure 5.13) on observe un régime stationnaire avec des fissures concaves à l'arrière de l'indenteur qui apparaissent de façon régulière. Les fissures se propagent légèrement à l'extérieur du sillon. Une nouvelle fissure apparaît lorsque la propagation de la précédente s'arrête. A 60°C aucun régime stationnaire n'est atteint, on observe encore des fissures concaves mais aucune régularité n'est remarquable. Des réseaux de fissures plus petites commencent à apparaître dans le sillon entre les fissures concaves. A 80°C les propriétés mécaniques s'écroulent, dès l'indentation des réseaux de fissures apparaissent.

5.1.3.2 Traduction des variations de températures en propriétés mécaniques

Afin de confronter ces résultats à la simulation numérique, il faut définir quelles propriétés mécaniques correspondent aux essais expérimentaux. On peut traduire les variations de température en propriétés mécaniques différentes pour le modèle numérique à l'aide de courbes obtenues expérimentalement. On extrait ainsi les modules d'Young, les contraintes d'écoulement, les frottements et les pentes d'écroutissage correspondants à chaque température en prenant en compte la vitesse de rayure $v = 0,001 \text{ mm/s}$, qui donne $d\varepsilon/dt = v/l \approx 10^{-2} (\text{s}^{-1})$ [52].

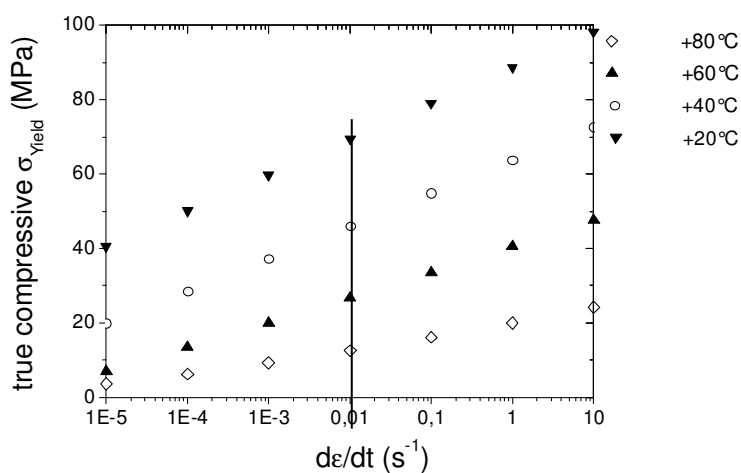


Figure 5.14 : courbes $\sigma_y=f(d\varepsilon/dt)$ pour le CR39 en variation de température. Valeur prise en compte : $d\varepsilon/dt = 10^{-2} (\text{s}^{-1})$.

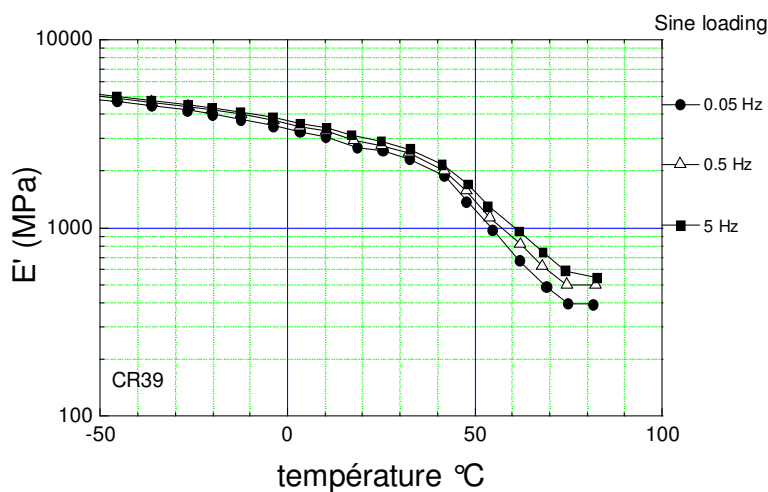


Figure 5.15 : courbes $E'=f(\theta)$ pour le CR39 en variation de température.

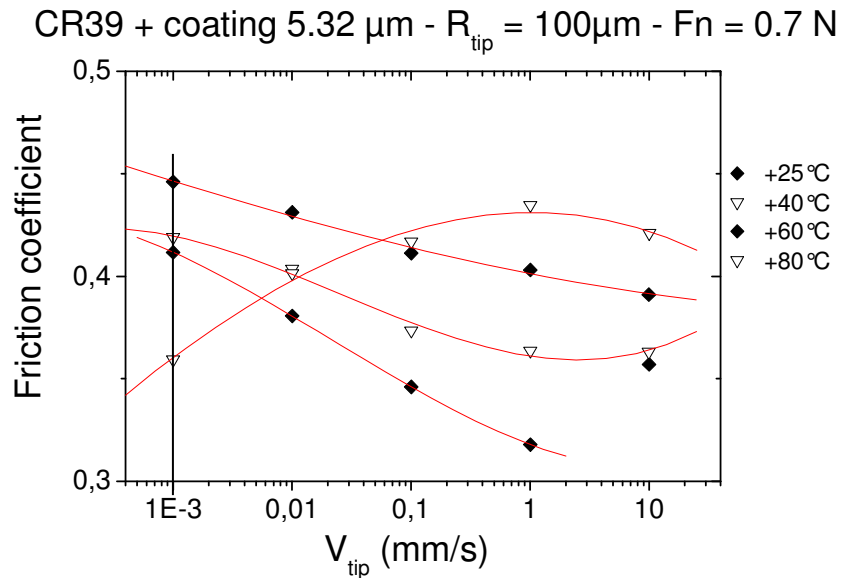


Figure 5.16 : courbes de frottement apparent $\mu = f(V_{\text{tip}})$ pour le CR39 en variation de température. Valeur prise en compte : $V_{\text{tip}} = 10^{-3}(\text{mm/s})$.

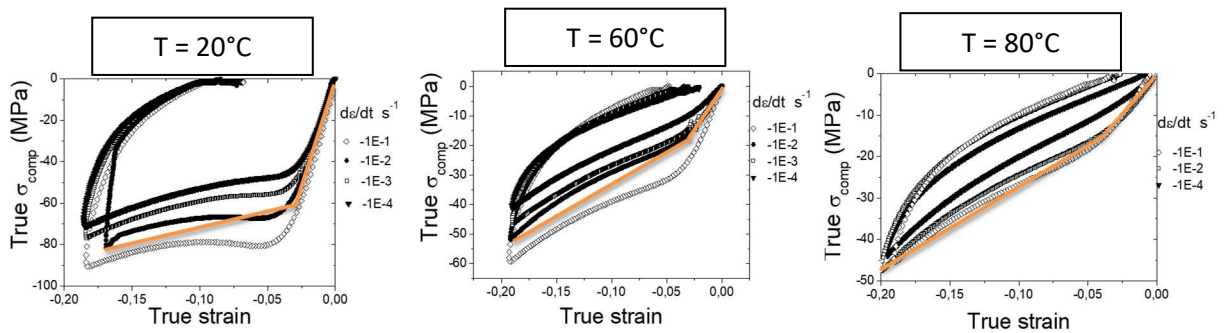


Figure 5.17 : courbes de compression $\sigma = f(\epsilon)$ pour le CR39 en variation de température. Valeur prise en compte : $d\epsilon/dt = 10^{-2}(\text{s}^{-1})$ pour 20°C (à gauche), 60°C (au milieu), et 80°C (à droite). Loi bilinéaire extraite en orange.

A partir des courbes de la Figure 5.14 à la Figure 5.17, on peut définir les propriétés mécaniques correspondantes suivantes :

| Θ (°C) | E (MPa) | σ_{yield} (MPa) | Pente d'écroissage (% de E') | Frottement |
|---------------|---------|-------------------------------|------------------------------|------------|
| 20 | 2000 | 70 | 5 | 0,41 |
| 60 | 750 | 30 | 20 | 0,45 |
| 80 | 330 | 13 | 65 | 0,36 |

Tableau 11: propriétés matériau mesurées en fonction de la température.

Les rapports a/R sont estimés en mesurant la largeur de contact sur les images issues des essais de rayures expérimentaux. Pour toutes les températures le rapport a/R est de 0,5 car c'est la condition de fissuration comme le prouve la Figure 5.18. En effet, quel que soit la température, la première fissure apparait pour la même largeur de contact $2a$ et le même rayon de bille ($R = 100 \mu\text{m}$), donc pour le même rapport a/R (ici $2a = 82 \mu\text{m}$ et $R = 100 \mu\text{m}$ soit $a/R = 0,41$).

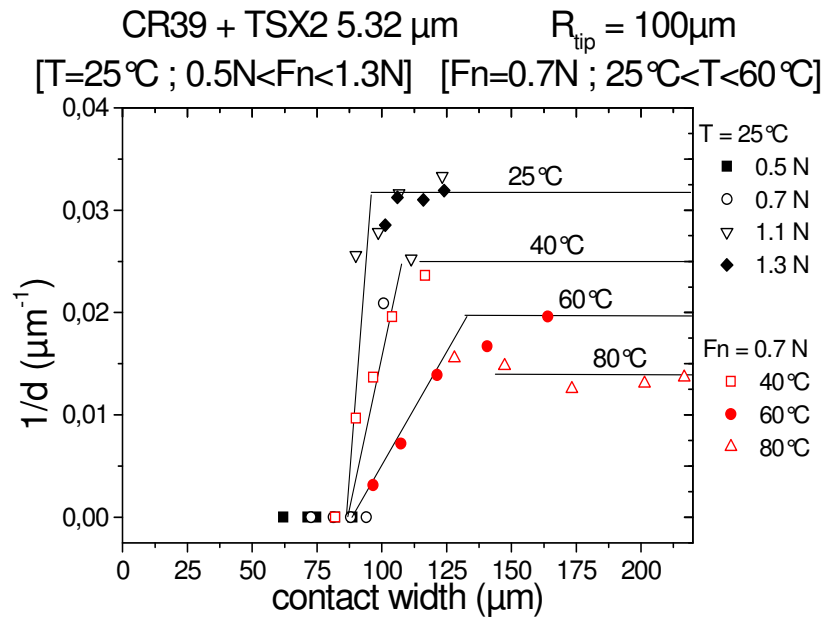


Figure 5.18 : fréquence d'apparition des fissures en fonction de la largeur de contact (CR39 revêtu, $R = 100\mu\text{m}$).

5.1.3.3 Résultats numériques

Nous avons donc pu simuler les essais de rayures à partir des propriétés mécaniques définies préalablement. A partir de là, nous avons réalisé un calcul numérique avec les propriétés correspondantes à chaque température. On fait l'hypothèse que les propriétés du film varient de façon négligeable et sont considérées constantes pour les simulations.

Matériaux :

- Substrat (CR39) : en fonction du Tableau 11.
- Film élastique : $E = 4,5\text{ GPa}$; $\nu = 0,35$

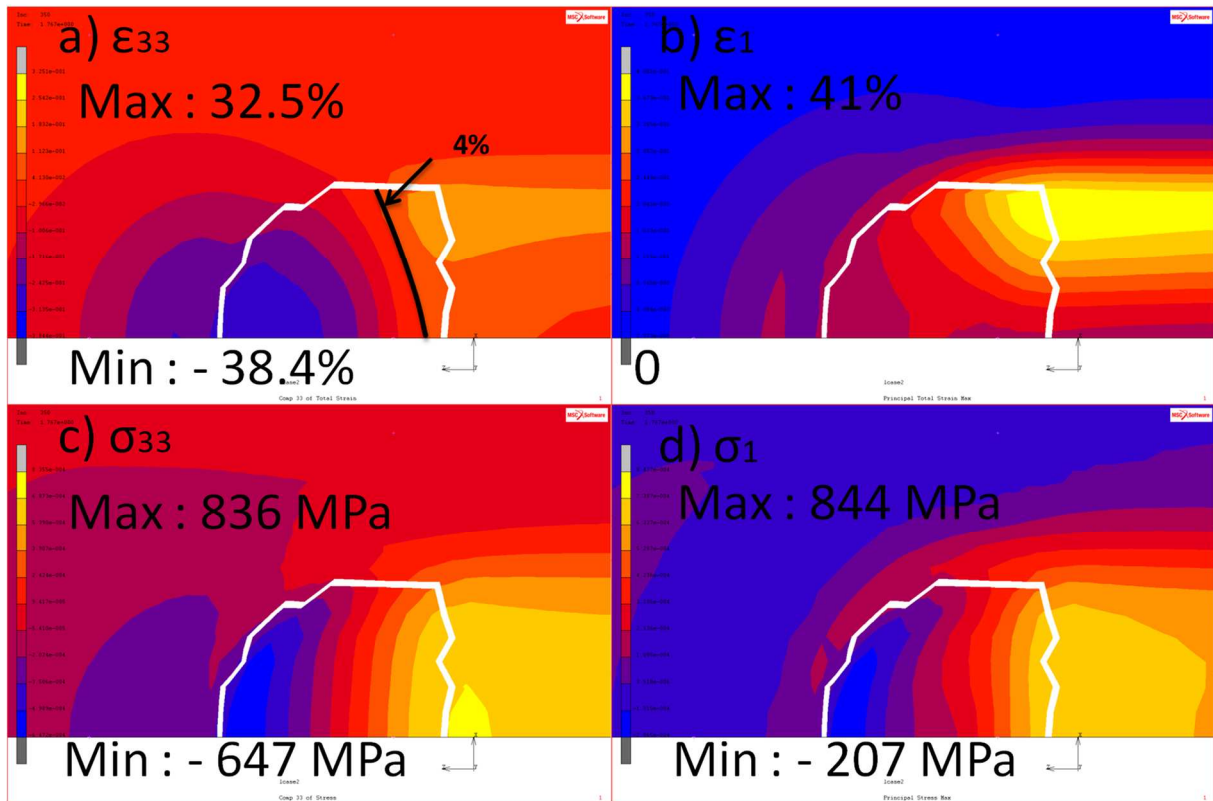


Figure 5.19 : simulation correspondant à l'essai à 20°C : $E = 2 \text{ GPa}$, $\sigma_y = 70 \text{ MPa}$, Pente à 5%, et $a/R = 0,5$.

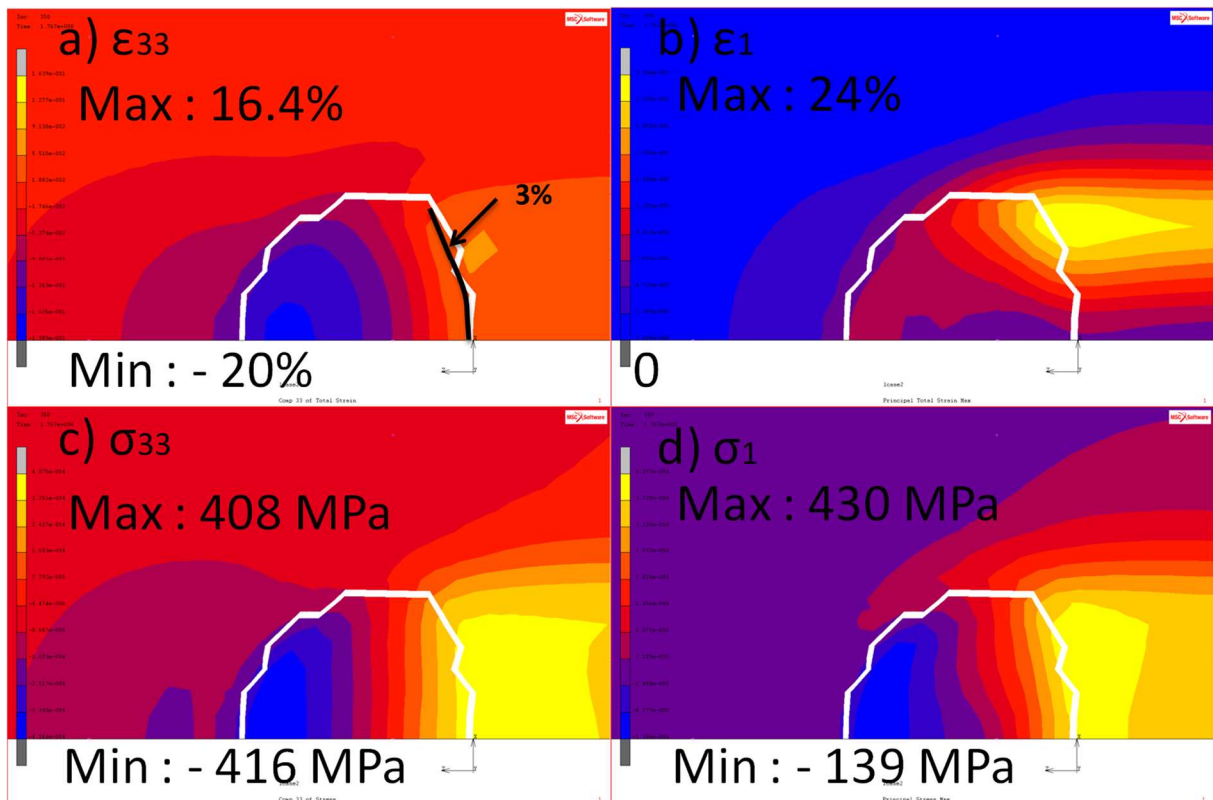


Figure 5.20 : simulation correspondant à l'essai à 60°C : $E = 0,75 \text{ GPa}$, $\sigma_y = 30 \text{ MPa}$, Pente à 20%, $\nu = 0,45$ et $a/R = 0,5$.

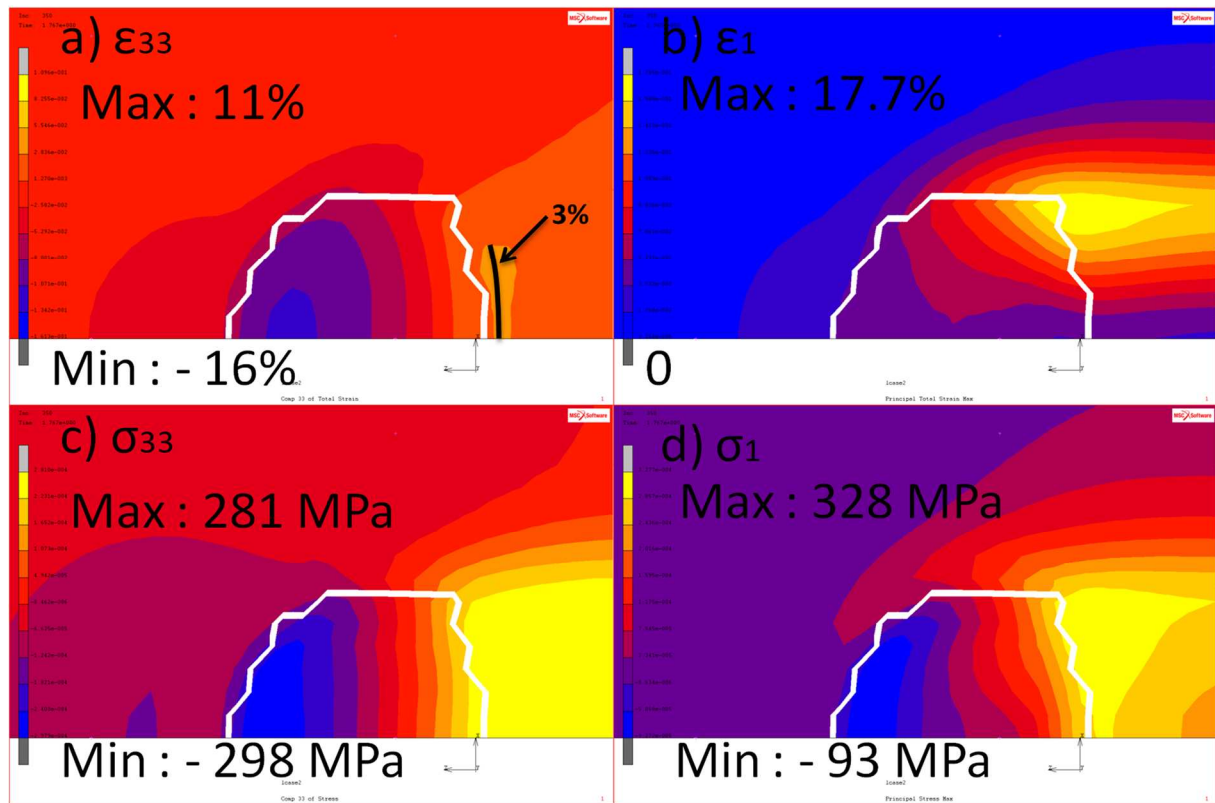


Figure 5.21 : simulation correspondant à l'essai à 80°C : $E = 0,33$ GPa, $\sigma_y = 13$ MPa, Pente à 65%, $\% = 0,36$ et $a/R = 0,5$.

Les champs de déformations et de contraintes sont représentés pour l'étude de l'amorçage des fissures concaves. Dans le premier cas de figure (20°C), la déformation dans le plan de rayure présente un maximum en compression à l'avant et un maximum en traction à l'arrière du contact. La déformation principale maximale est concentrée à l'extrémité arrière, sur le bord du sillon résiduel, ce qui ne semble pas contribuer directement à l'amorçage des fissures. La contrainte dans le plan de fissures et la contrainte principale maximale présentent toutes deux un maximum en compression à l'avant et un maximum en traction à l'arrière du contact ce qui ne les excluent pas non plus des critères possibles a priori. La comparaison entre ces grandeurs en fonction de l'augmentation de la température, permet de constater que lorsque le module d'Young et la contrainte d'écoulement du substrat diminuent, et que la pente d'écroûissage augmente, les valeurs des champs de déformation et de contrainte ont tendance à diminuer.

Le constat principal est donc que les simulations numériques montrent qu'à a/R égal (0,5), les contraintes diminuent quand la température augmente (i.e. baisse du module d'Young et de la contrainte d'écoulement modulo le coefficient de frottement, et augmentation de la pente d'écroûissage). Or, expérimentalement, les endommagements apparaissent pour le même rapport a/R , impliquant un critère d'endommagement de même niveau, alors que, comme nous venons de le voir, les valeurs des contraintes sont très différentes d'une température à l'autre. Le critère de fissuration ne semble donc pas être en contrainte. Toutefois, en estimant que l'endommagement peut apparaître à partir de $3\% \pm 1\%$ de déformation (même approche que pour le PC revêtu), dans les trois cas, ce niveau est dépassé à l'arrière du contact, là où apparaissent les fissures. Cette démarche

ne fonctionne pas avec la contrainte en traction, ce qui confirme le fait d'avoir exclu un critère en contrainte : en effet si on prend une valeur de référence $\sigma_{33} = 200$ MPa, la limite sera bien à l'arrière du contact à 80°C, mais cette limite se retrouve devant le sommet de la pointe à 20°C, la variation de la contrainte de traction étant beaucoup plus grande que celle de la déformation. Un critère en déformation dans le sens de la rayure est donc plus crédible dans ce cas, ce qui conforte notre choix d'approche pour l'étude précédente sur le PC revêtu et le CR39 revêtu.

Il est à noter que la référence de déformation à $3\% \pm 1\%$ se déplace dans le contact avec le changement de température. Cette différence peut s'expliquer par la limite des lois de comportement utilisées dont l'écroutissage linéaire n'est pas suffisamment représentatif. De plus, les niveaux de déformation atteints expérimentalement pour les essais de compression (Figure 5.17) sont de 18% à 20% max, alors que numériquement les 40% de déformation sont atteints pour ce cas d'étude. Le choix de la loi bilinéaire permet quand même de maximiser la courbe d'écroutissage au-delà de 18% de déformation.

Une différence importante entre la loi simulée dans le calcul numérique et le comportement réel du matériau est la différence dans la prise en compte du retour élastique. Dans le calcul par éléments finis, le retour élastique se fait de façon linéaire, suivant le module d'Young, alors que pour les essais de compression, les courbes représentant le retour élastique sont incurvés (Figure 5.22).

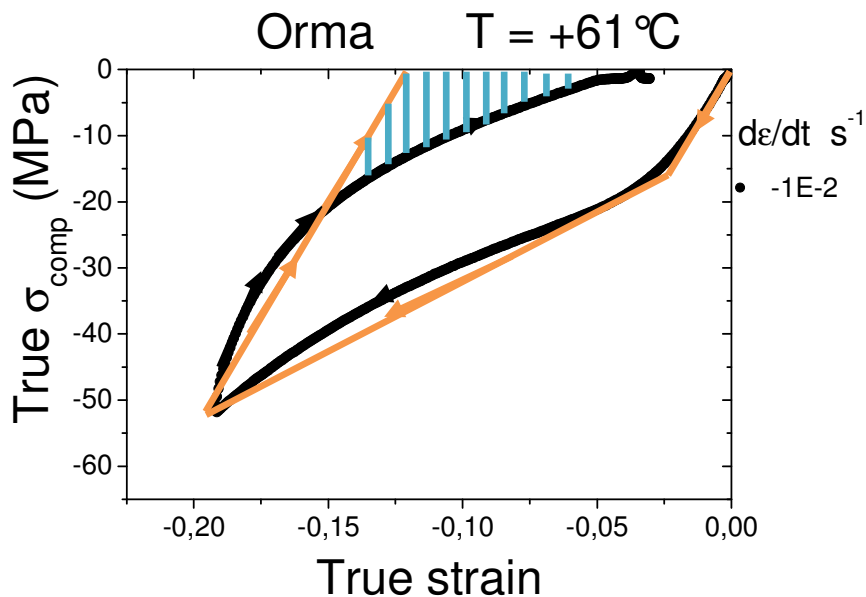


Figure 5.22 : courbes de comportement $\sigma = f(\epsilon)$. En noir, la courbe mesurée expérimentalement pour le cas 60°C. En orange, la loi bilinéaire extraite et retour élastique linéaire simulé.

L'aire hachurée en bleu Figure 5.22 représente la part d'énergie élastique non prise en compte dans la loi bilinéaire par rapport à l'énergie totale dissipée par le retour élastique expérimentalement. Cette différence augmente quand la température augmente, ce qui pourrait expliquer la difficulté à comparer les résultats numériques.

Ces deux comparaisons confirment que la loi bilinéaire est limitée pour simuler le comportement des polymères, et qu'outre l'évolution des codes de calculs numériques, une meilleure modélisation des lois de comportement de ces matériaux doit être développée afin d'obtenir des résultats plus probants.

Il est donc difficile de conclure quant à l'influence de la température sur l'amorçage des endommagements, indépendamment des observations faites expérimentalement. Un critère d'endommagement guidé par la déformation totale dans le plan suivant l'axe de rayure ϵ_{33} semble toutefois être crédible.

5.2 Étude paramétrique

5.2.1 Validation : simulation élastique/élastique sans frottement local

Dans un premier temps, un calcul avec un film purement élastique sur un substrat purement élastique a été simulé afin de valider le modèle et les résultats. Le frottement local est nul. Le film a une épaisseur de $5 \mu\text{m}$ et la bille a un rayon $R = 240 \mu\text{m}$. Les propriétés mécaniques des matériaux sont les suivantes :

- Substrat $E = 2,5 \text{ GPa}$, $\nu = 0,3$
- Film $E = 4,5 \text{ GPa}$, $\nu = 0,35$

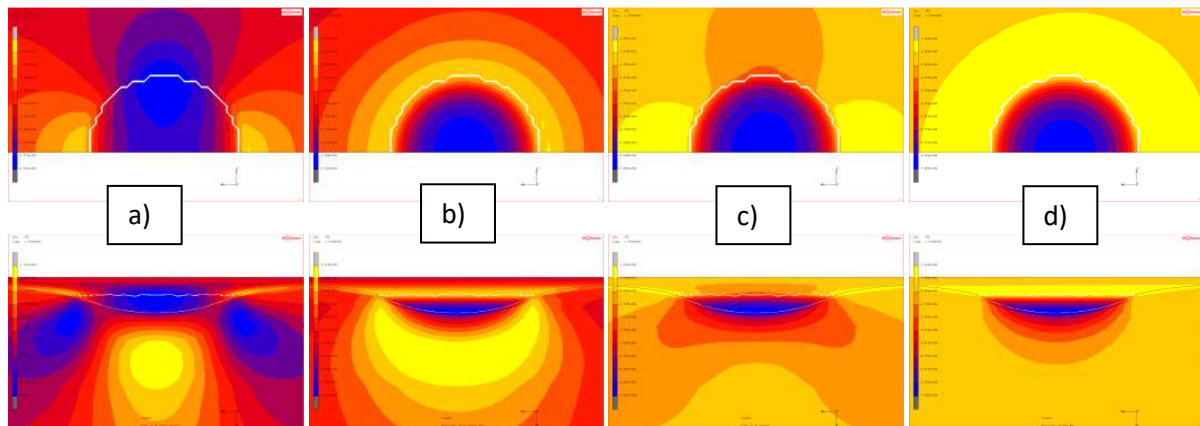


Figure 5.23 : simulation monocouche film E sur substrat E, $\mu = 0$ et $a/R = 0,41$. Vue de dessus (en haut) et de côté (en bas) : a) déformation dans l'axe de glissement ϵ_{33} , b) déformation totale principale max ϵ_1 , c) contrainte suivant l'axe de glissement σ_{33} et d) contrainte principal max σ_1 .

Comme attendu pour un cas purement élastique sans frottement, les distributions des champs de contrainte et déformation sont symétriques entre l'avant et l'arrière de l'indenteur. On peut déjà constater sur les vues latérales l'influence de la différence de module d'Young entre le film et le substrat. En effet, on devine l'interface film/substrat dans la distribution des contraintes.

5.2.2 Influence de l'épaisseur

Pour tous les modèles, le frottement local est de $\mu = 0,3$ et le couple de loi de comportement est E/EP .

Dans la plupart des simulations faites dans cette partie (comprenant la partie d'étude des cas réels), le modèle utilisé est celui avec un film de $5 \mu\text{m}$ d'épaisseur, ce qui représente une configuration

présentant donc un confinement élevé. Nous avons voulu analyser l'influence de l'épaisseur du film de sorte à faire varier ce confinement et de voir comment évoluent les contraintes à l'interface film/substrat dans ces cas. Pour ce point, comme l'épaisseur du film varie de 10 à 100 μm , les distributions des champs de contraintes et déformations sont difficiles à comparer, surtout si on se contente de la zone de surface. C'est pourquoi nous utiliserons ici l'outil développé permettant de tracer la contrainte de cisaillement globale dans le plan par rapport à la pression normale comme suggéré dans la littérature. Les épaisseurs étudiées sont : {10, 20, 50, 100} μm . Le rapport a/R est de 0,5 pour chaque épaisseur.

Les matériaux utilisés lors de la comparaison des différentes épaisseurs sont :

- Substrat EP = 3,5 GPa, $\nu = 0,3$, $\sigma_y = 100$ MPa
- Film E = 2,3 GPa, $\nu = 0,35$

5.2.2.1 Prérequis, Courbe $\tau = f(\sigma)$

Nous avons recherché le moyen de définir un critère d'endommagement de l'interface film / substrat. Pour cela, nous avons repris l'approche utilisée par Errotabehere [51] consistant à extraire l'évolution de la contrainte de cisaillement dans un plan parallèle à la surface rayée τ en fonction de la contrainte normale σ_{yy} pour les nœuds de l'interface et pour un incrément donné (en milieu de rayure). A partir de cette représentation, les maxima ou les changements de signe des contraintes peuvent servir de critère de rupture et permettre d'identifier la position des nœuds concernés et donc permettre de localiser le lieu d'une rupture interfaciale. D'une manière générale, l'enveloppe des points obtenue suscite notre intérêt : les nœuds correspondants peuvent nous renseigner sur le couplage des contraintes extrêmes en des localisations bien identifiées.

La contrainte de cisaillement calculée est la norme des deux composantes du cisaillement dans le plan, multipliée par le signe de la composante du cisaillement dans le sens de rayure tel que :

$$\tau_{signé} = \frac{\tau_{yz}}{|\tau_{yz}|} \sqrt{\tau_{yx}^2 + \tau_{yz}^2}$$

Nous nous concentrons sur l'étude de l'influence de certains paramètres mécaniques pour des systèmes massifs et revêtus en développant une approche automatisée permettant de tracer l'évolution des différents critères aisément. De plus, une macro a été développée permettant de représenter la surface étudiée et de localiser différentes zones représentatives (Figure 5.24) : zones de contact avec une séparation avant/arrière (bleu/rouge) du sommet de la pointe, zones hors contact voisines de la zone de contact (vert/mauve) et une zone dite "loin" du contact notée « conditions limites » (gris).

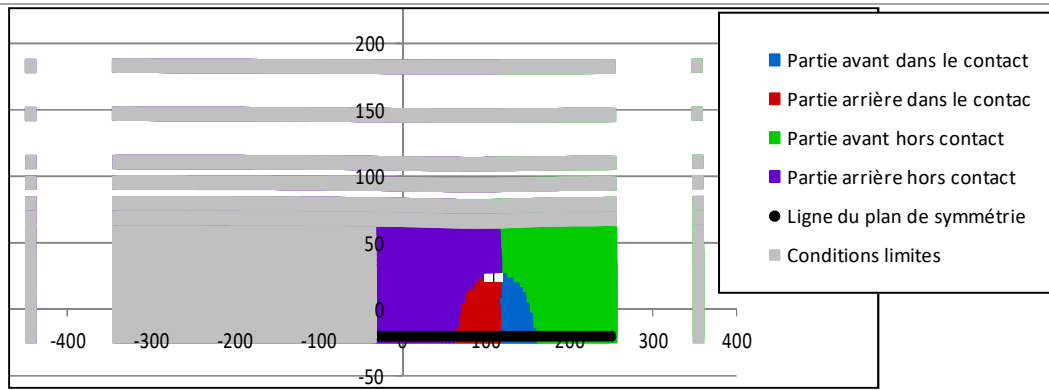


Figure 5.24 : représentation de la surface étudiée.

Les graphiques obtenus nous permettent donc de situer l'évolution des contraintes sur une surface ou à l'interface d'un système donné. Par exemple, la Figure 5.25 représente l'évolution de la contrainte de cisaillement en fonction de la pression à l'interface d'un système monocouche composé d'un substrat élasto-plastique ($E = 3,5 \text{ GPa}$, $\sigma_y = 100 \text{ MPa}$, pente de plasticité à 10% de E) et d'un film élastique de $50 \mu\text{m}$ d'épaisseur ($E = 2,3 \text{ GPa}$) rayé par une sphère de rayon $100 \mu\text{m}$ avec $\mu = 0,3$ et $a/R = 0,6$. Ici la représentation de la surface étudiée ne présente que 3 zones, car étant à l'interface, il n'y a pas de zone de contact avec la pointe. La ligne verte correspond à une partie des nœuds de l'intersection du plan de symétrie et de l'interface vernis/substrat. Les autres « boucles » représentent les lignes de nœuds s'écartant latéralement du plan de symétrie (détail de la ligne en noir et en orange). Sur une même ligne, certains nœuds ont une contrainte de cisaillement négative et d'autres une contrainte de cisaillement positive (frontière du changement de signe du cisaillement représenté par le trait bleu clair). C'est à ces nœuds que pourraient par exemple se former la rupture par cisaillement et l'apparition d'une cloque en avant de la zone de contact. A l'aide de cet outil, nous pouvons étudier l'influence de l'ensemble des propriétés des matériaux utilisés sur l'évolution des critères retenus et ainsi définir les paramètres optimums (épaisseur du film, module d'Young, etc.) conduisant à une meilleure tenue mécanique des films anti-rayure en fonction des conditions imposées. Une zone particulièrement intéressante est la zone de pression normale positive. Il s'agit alors de regarder la position des nœuds concernés à l'avant ou à l'arrière du contact et leur possible influence sur le délaminage du film.

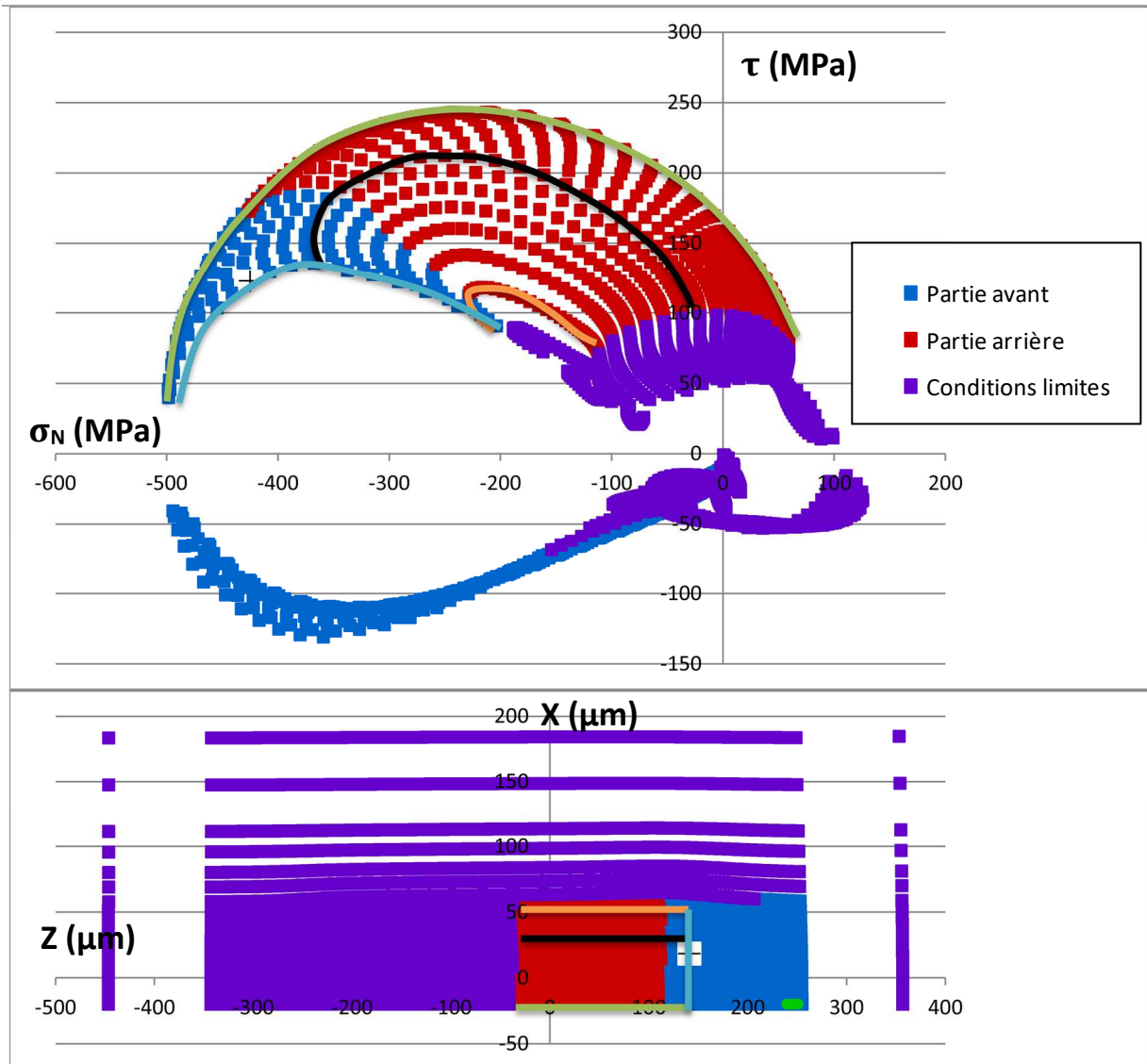


Figure 5.25 : cisaillement dans le plan de l'interface en fonction de la contrainte normale à l'interface. Il existe un domaine frontal, hors de l'aire de contact, où la contrainte normale à l'interface peut être positive. Représentation des nœuds de l'interface avec différenciation des nœuds avant (bleu) et arrière (rouge) du sommet de la pointe.

5.2.2.2 Epaisseur 10 μm

Pour le premier film (10 μm), on trace d'abord le graphe $\tau=f(\sigma)$ pour les nœuds de la surface (Figure 5.26). Comme pour les graphes similaires du chapitre sur les massifs, un code de couleur permet de situer les différentes zones définies. Si on compare cette courbe avec celle d'un massif EP, on remarque d'ailleurs qu'avec le film, il semblerait qu'il y ait moins de nœuds avec un cisaillement négatif (Il y a moins de points dans le quadrant concerné). Ici aussi on a pu tracer le chemin d'une ligne de nœuds particulier (en orange sur la Figure 5.26). On remarque que le centre du contact est soumis à du cisaillement négatif alors que les extérieures ont un cisaillement positif. De plus, les nœuds autour du contact sont soumis à une contrainte normale positive. La lecture du graphique pour les nœuds de la surface n'étant pas triviale, on propose de se concentrer sur l'étude de l'interface, d'autant plus que le thème principal de cette recherche concerne la rupture interfaciale des films.

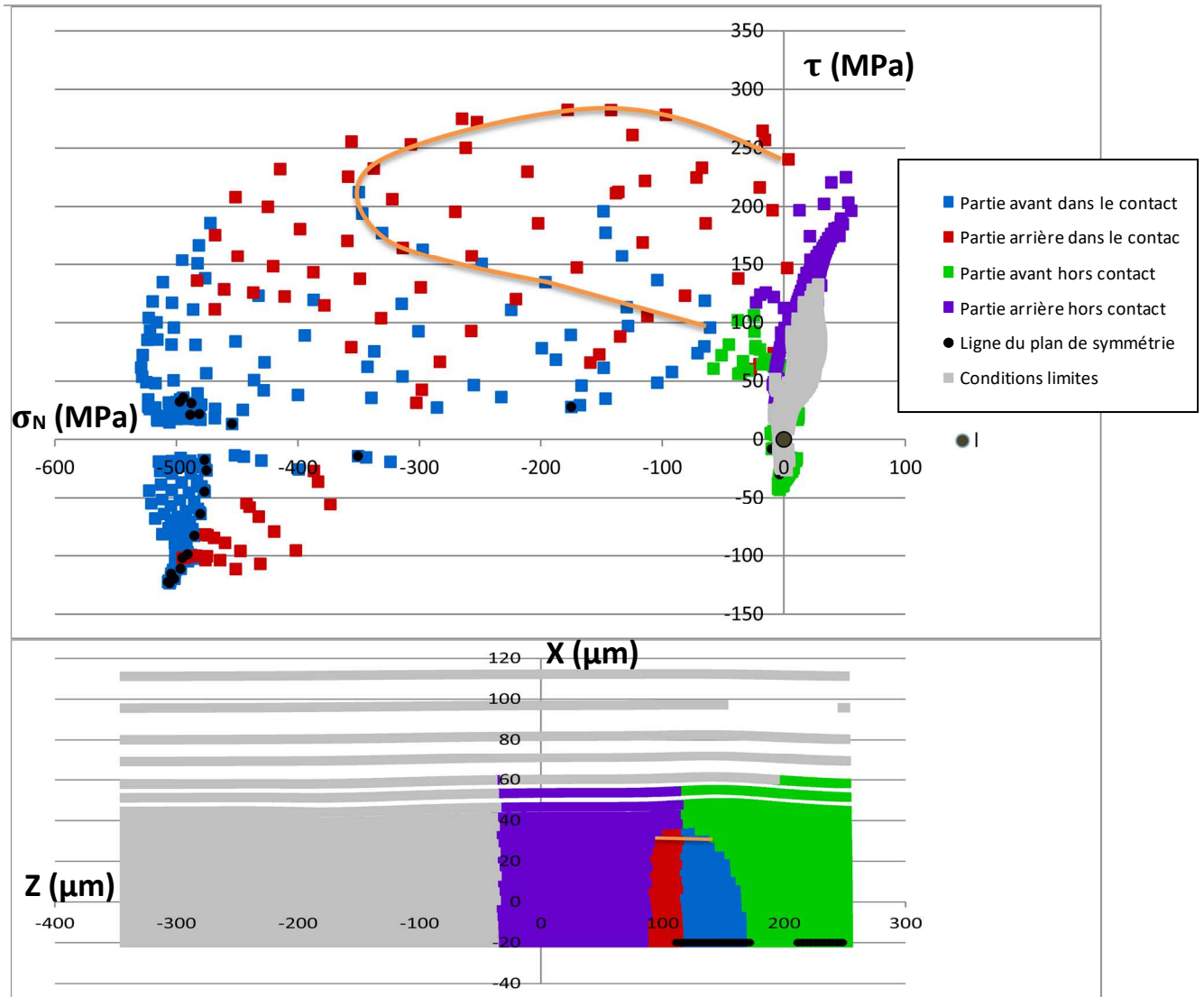


Figure 5.26 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de la surface d'un film de 10 μm d'épaisseur sur un substrat.

Quand on trace donc la courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface (Figure 5.27), la courbe obtenue est relativement différente de ce que l'on obtient pour la surface. On note tout d'abord que comme nous sommes à l'interface, les zones délimitées ne comportent qu'une zone « avant » (en bleu) qui comporte les nœuds situés devant le repère du sommet de la pointe, une zone « arrière » (en rouge) qui comporte les nœuds situés derrière le repère du sommet de la pointe, et une zone « conditions limites » (en mauve) qui comporte les nœuds supposés loin du contact. On constate également que la courbe a une forme de boucle.

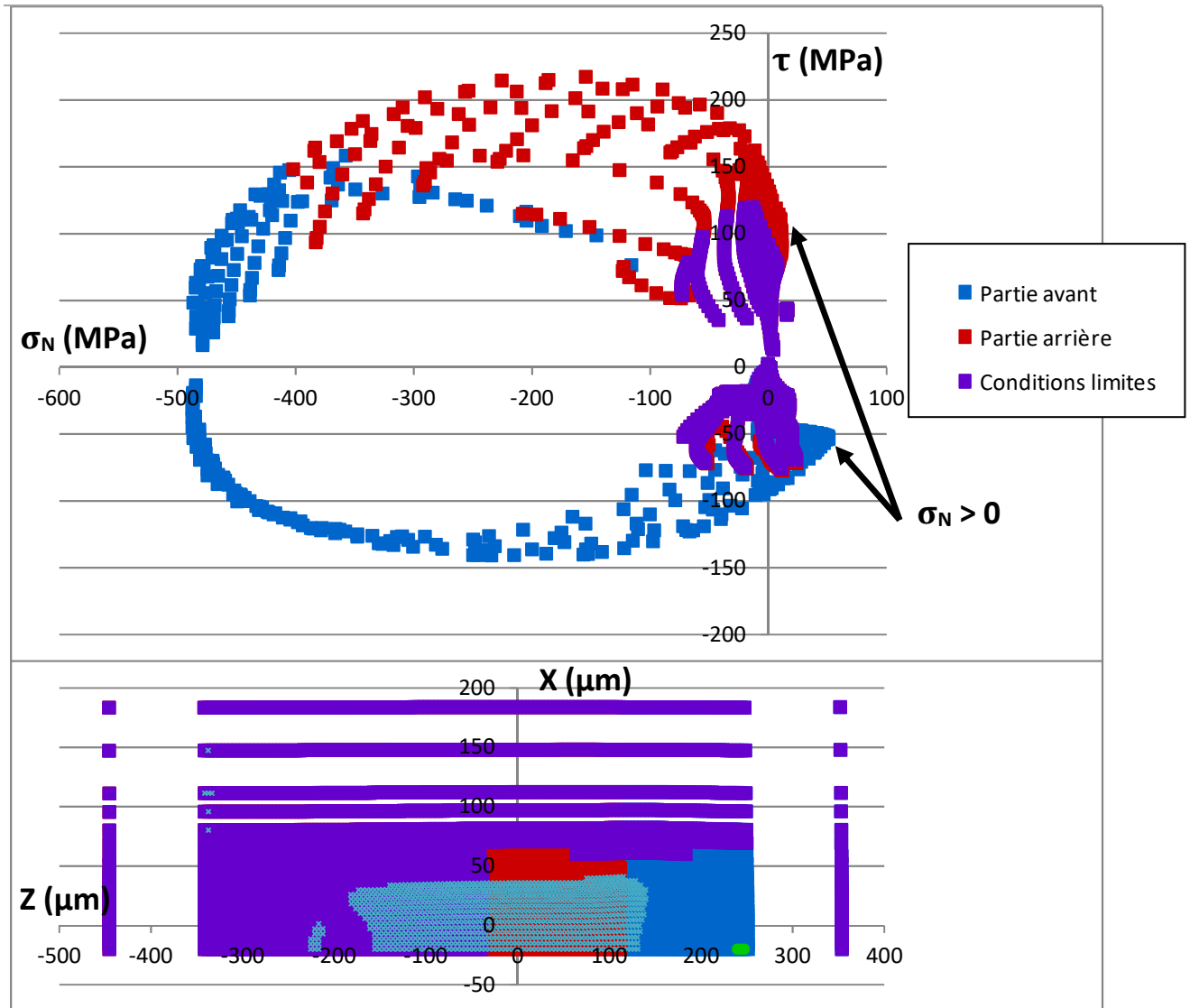


Figure 5.27 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 10 μm d'épaisseur, et la vue de dessus de cette interface.

Si on regarde de plus près la répartition des nœuds, on remarque que la majorité des nœuds de la zone à l'arrière de la pointe sont en cisaillement positif, alors que la plupart des nœuds de la zone avant sont en cisaillement négatif. Ceci est d'autant plus visible en distinguant les nœuds à cisaillement positif sur le tracé de la vue de dessus de l'interface. On repère ainsi que la frontière de changement de signe en amont de la rayure est légèrement devant le sommet de la pointe (dans la zone bleue). Le cisaillement semble être positif pour les nœuds se situant sous le passage de la pointe (on reconnaît la projection de la forme du sillon). Les flèches noires (Figure 5.27) indiquent les nœuds sous la zone de contact qui présentent une contrainte normale positive. La valeur de cette contrainte est plus grande pour les nœuds situés à l'avant de la zone de contact que ceux situés à l'arrière. On retrouve ici le constat fait dans l'étude des PC revêtus avec une pression normale positive plus élevée à l'avant du contact qu'à l'arrière. Les nœuds mauves pour lesquels la pression normale est positive correspondent aux nœuds présents sous la zone d'indentation initiale, cela est dû au retour élastique.

5.2.2.3 Epaisseur 20 μm

Nous traitons maintenant la simulation de rayure avec un film de 20 μm d'épaisseur. La Figure 5.28 représente une vue de côté du modèle pendant la simulation, représentant la contrainte normale. L'interface est indiquée par le trait noir. Le changement de matériau est visible sur la distribution de la contrainte puisque l'on remarque une inflexion de celui-ci au passage de l'interface. On procède à la même méthode d'analyse avec le graphe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface (Figure 5.29).

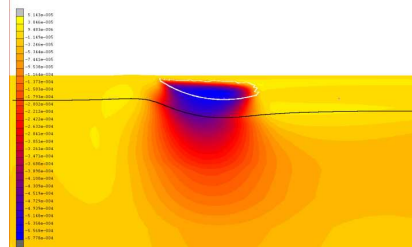


Figure 5.28 : vue de coté de la distribution de la contrainte normale pour un film de 20 μm d'épaisseur.

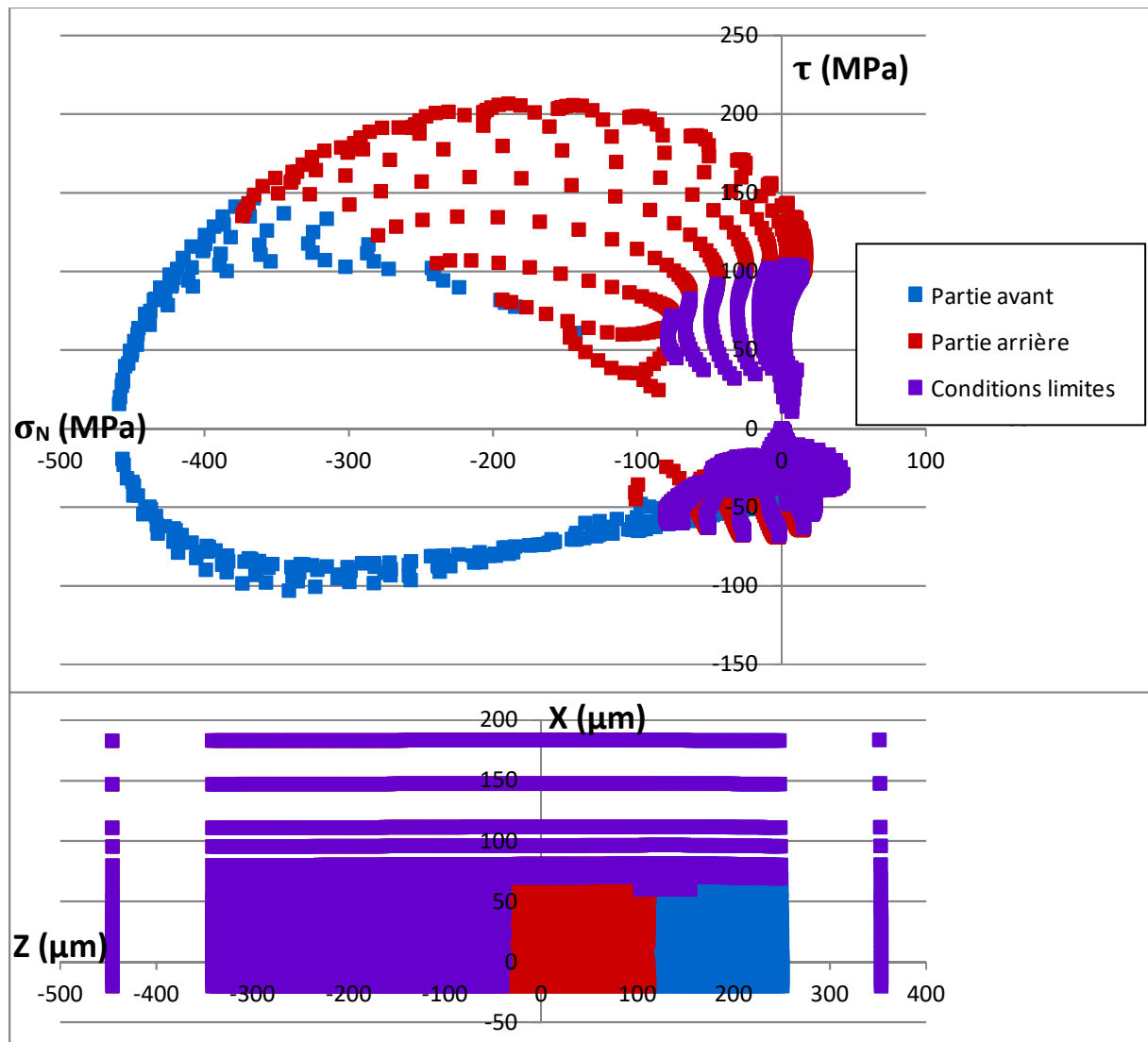


Figure 5.29 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 20 μm d'épaisseur, et la vue de dessus de cette interface.

Le premier constat est que la « boucle » apparaît comme étant plus régulière que pour l'épaisseur 10 μm . Les contraintes sont légèrement inférieures que pour le cas précédent, ce qui se comprend du fait que les contraintes appliquées en surface par la bille se situent deux fois plus loin de l'interface. La répartition des nœuds entre le cisaillement positif et négatif est, quant à elle, similaire au cas précédent. De plus, la contrainte normale positive est toujours plus élevée à l'avant de la zone de contact qu'à l'arrière, mais de manière générale cette contrainte est plus faible dans cette zone que pour l'épaisseur 10 μm , la pression normale positive due au retour élastique étant même plus grande (points mauves).

5.2.2.4 Epaisseur 50 μm

La troisième épaisseur utilisée dans le modèle est de 50 μm .

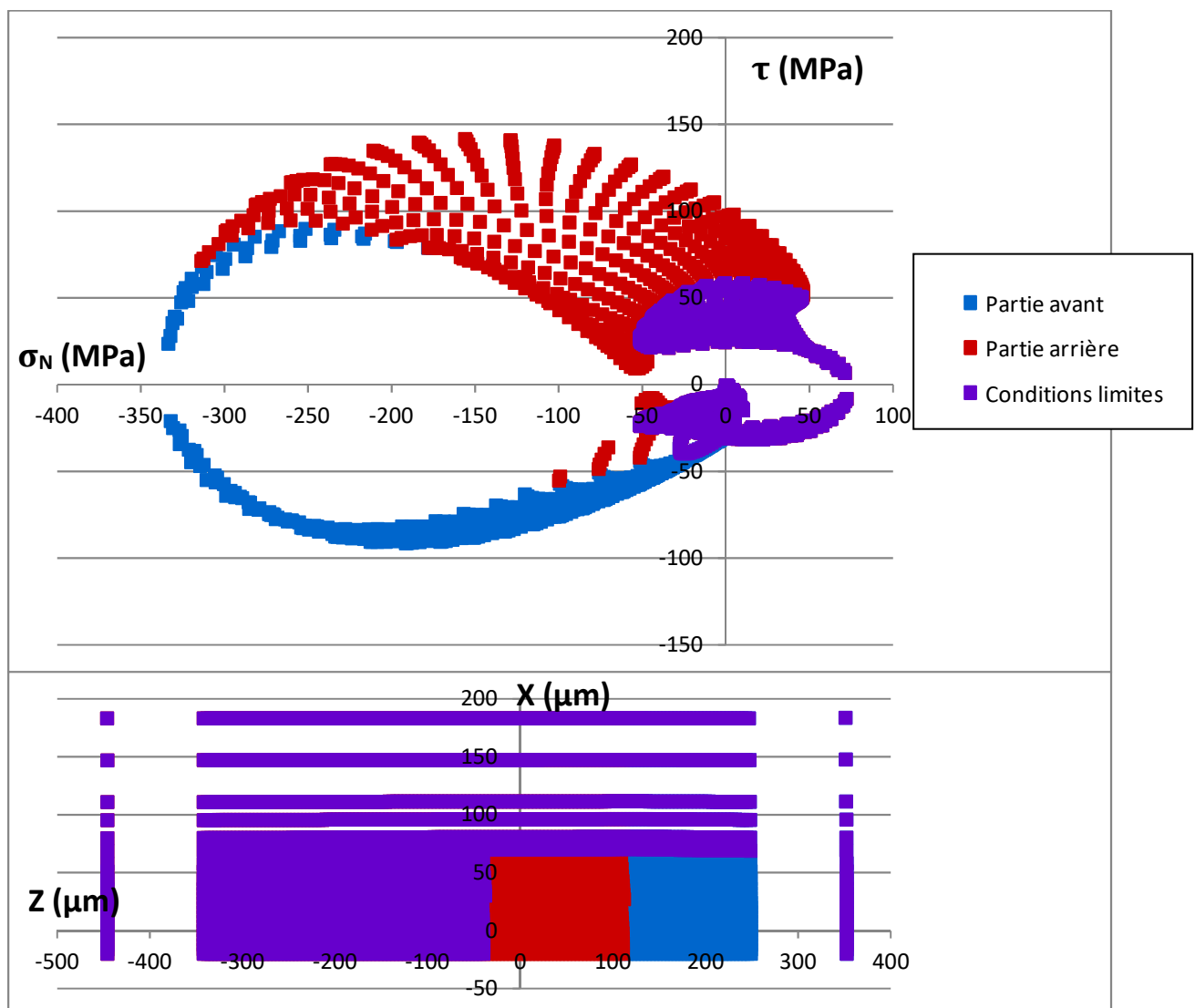


Figure 5.30 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 50 μm d'épaisseur et la vue de dessus de cette interface.

En comparaison, la boucle est encore plus régulière que pour l'épaisseur 20 μm . La répartition des nœuds entre le cisaillement positif et négatif est encore similaire et les contraintes sont inférieures, comme attendu. Par contre, il est remarquable que dans ce cas, la contrainte normale positive dans la zone explorée sous le contact a quasiment disparue, seule celle de la zone d'indentation initiale et du sillon résiduel due au retour élastique est visible.

5.2.2.5 Epaisseur 100 μm

Enfin, on trace la courbe $\tau=f(\sigma)$ pour une épaisseur de film de 100 μm . On est toujours en présence d'une boucle de la même forme, cependant les contraintes à l'interface sont beaucoup plus faibles, ce qui est toujours lié au fait de l'éloignement des contraintes appliquées étant donné que la distance entre la surface, donc du contact, et de l'interface, est bien plus importante. Comme le montrait la tendance pour l'épaisseur 50 μm , il n'y a plus de contrainte normale positive dans la zone sous la partie avant du contact.

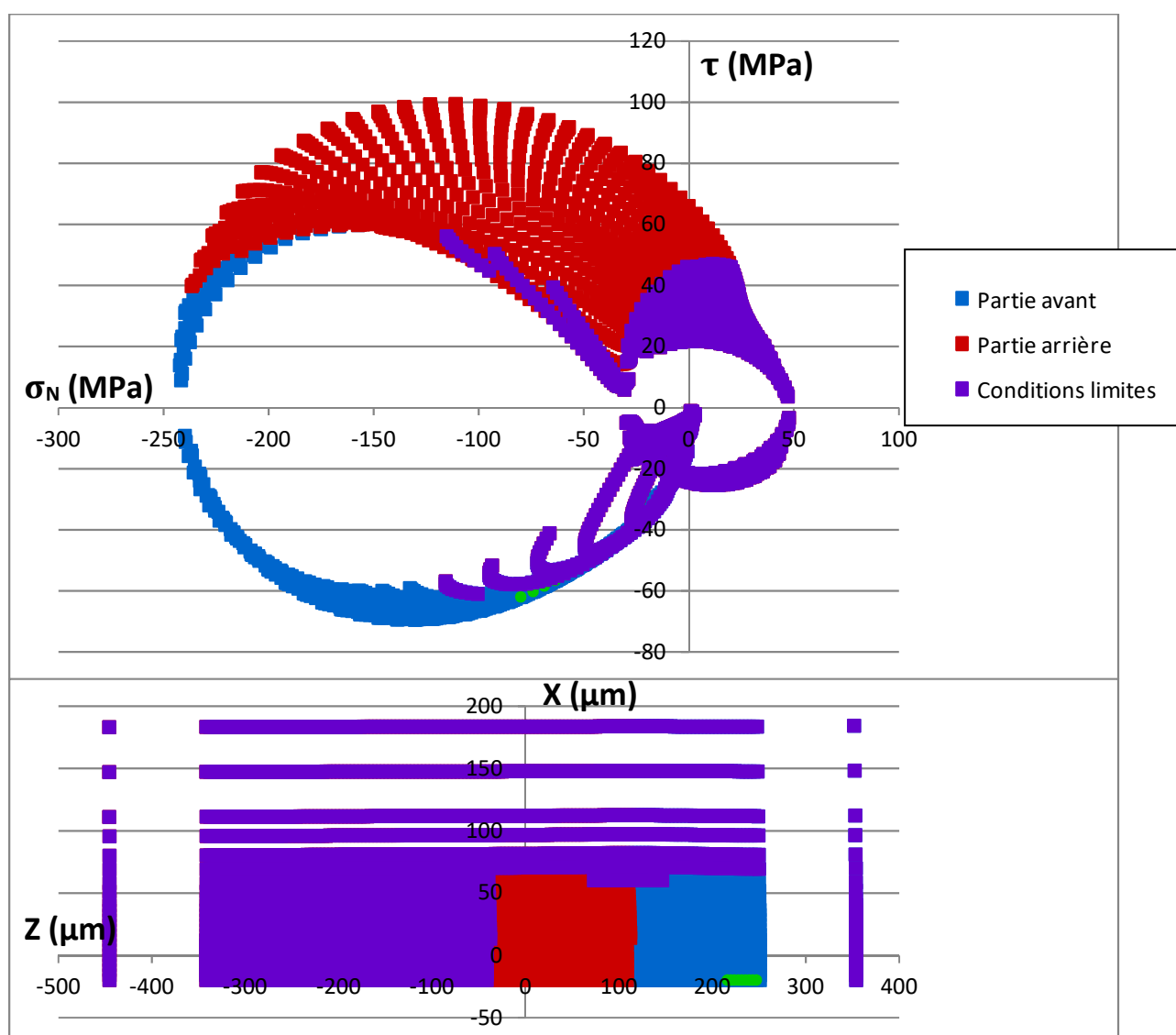


Figure 5.31 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 100 μm d'épaisseur, et la vue de dessus de cette interface.

A titre de comparaison, on trace sur le même graphique la courbe $\tau=f(\sigma)$ pour les modèles avec un film d'épaisseur 10 μm et 100 μm . On note ainsi clairement la baisse des contraintes à l'interface quand l'épaisseur du film augmente.

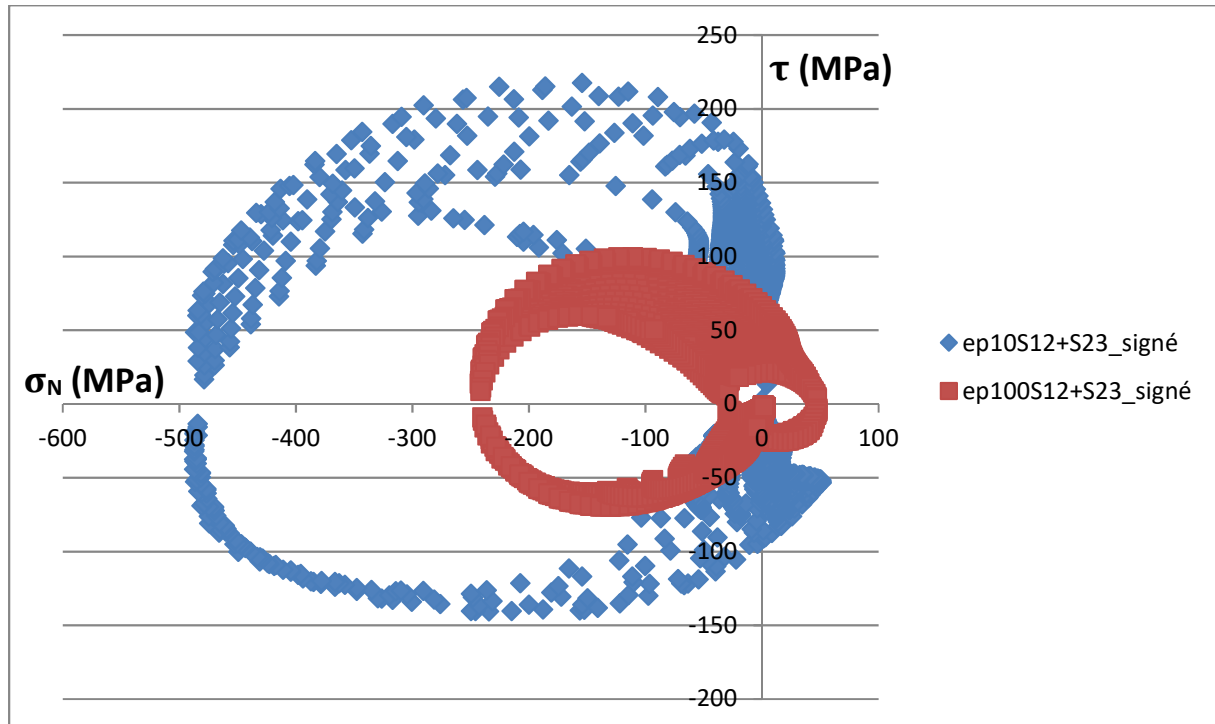


Figure 5.32 : Comparaison des courbes $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface des films de 10 μm (en bleu) et 100 μm (en rouge) d'épaisseur.

Que ce soit en cisaillement ou en contrainte normale, l'augmentation de l'épaisseur du film défavorise la possibilité de délaminage par un de ces critères.

5.2.3 Influence du module d'Young

Nous l'avons déjà vu dans l'étude des cas réels, la variation du module d'Young du substrat à une influence directe sur les valeurs des contraintes et des déformations. En effet, lorsque le module d'Young et la contrainte d'écoulement diminuent, pour un rapport a/R égal, les contraintes et les déformations diminuent dans le contact. Cependant, dans l'étude de cas réel, la variation du module d'Young était faible et le film très mince, impliquant des effets de confinement important.

Afin d'étudier l'influence du module d'Young du film, nous avons réalisé des simulations avec un film de 20 μm d'épaisseur en faisant varier son module d'Young avec un rapport de 10, pour le cas d'un film purement élastique déposé sur un substrat élasto-plastique. Les paramètres des matériaux sont les suivants :

- Substrat $E = 3,5 \text{ GPa}$, $\nu = 0,3$, $\sigma_y = 100 \text{ MPa}$
- Film $E = \{ 230 \text{ MPa}, 2,3 \text{ GPa}, 23 \text{ GPa} \}$, $\nu = 0,35$

Pour rappel, avec un module d'Young du film de 2,3 GPa, la courbe $\tau=f(\sigma)$ est présentée Figure 5.29.

5.2.3.1 Module d'Young du film multiplié par 10 (23 GPa)

Si on multiplie le module d'Young du film par 10, on obtient la courbe $\tau=f(\sigma)$ suivante.

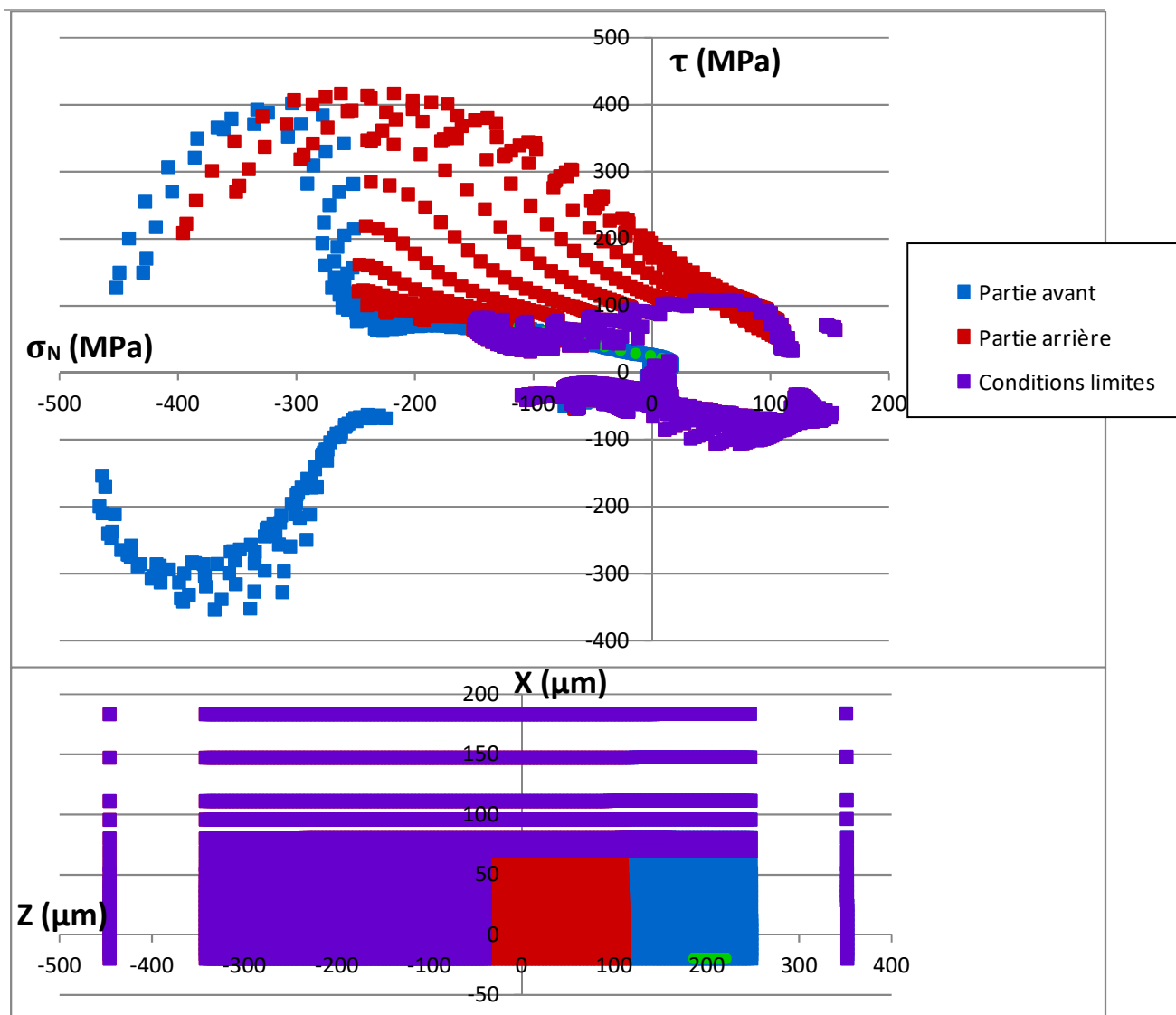


Figure 5.33 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film avec un module d'Young multiplié par 10, et la vue de dessus de cette interface.

Le premier constat est la différence de forme avec le modèle précédent avec un E_{film} à 2,3 GPa. En effet, la courbe en forme de « pince » est plus incurvée notamment dans la partie où le cisaillement est négatif. La répartition des nœuds entre le cisaillement positif et négatif, par rapport à la limite avant/arrière du sommet de la pointe, est similaire au modèle de référence. Toutefois, la contrainte normale positive dans la zone sous le contact est plus élevée que pour le modèle de référence.

5.2.3.2 Module d'Young du film divisé par 10 (230 MPa)

Si on divise par 10 le module d'Young du film, on obtient la courbe $\tau=f(\sigma)$ suivante.

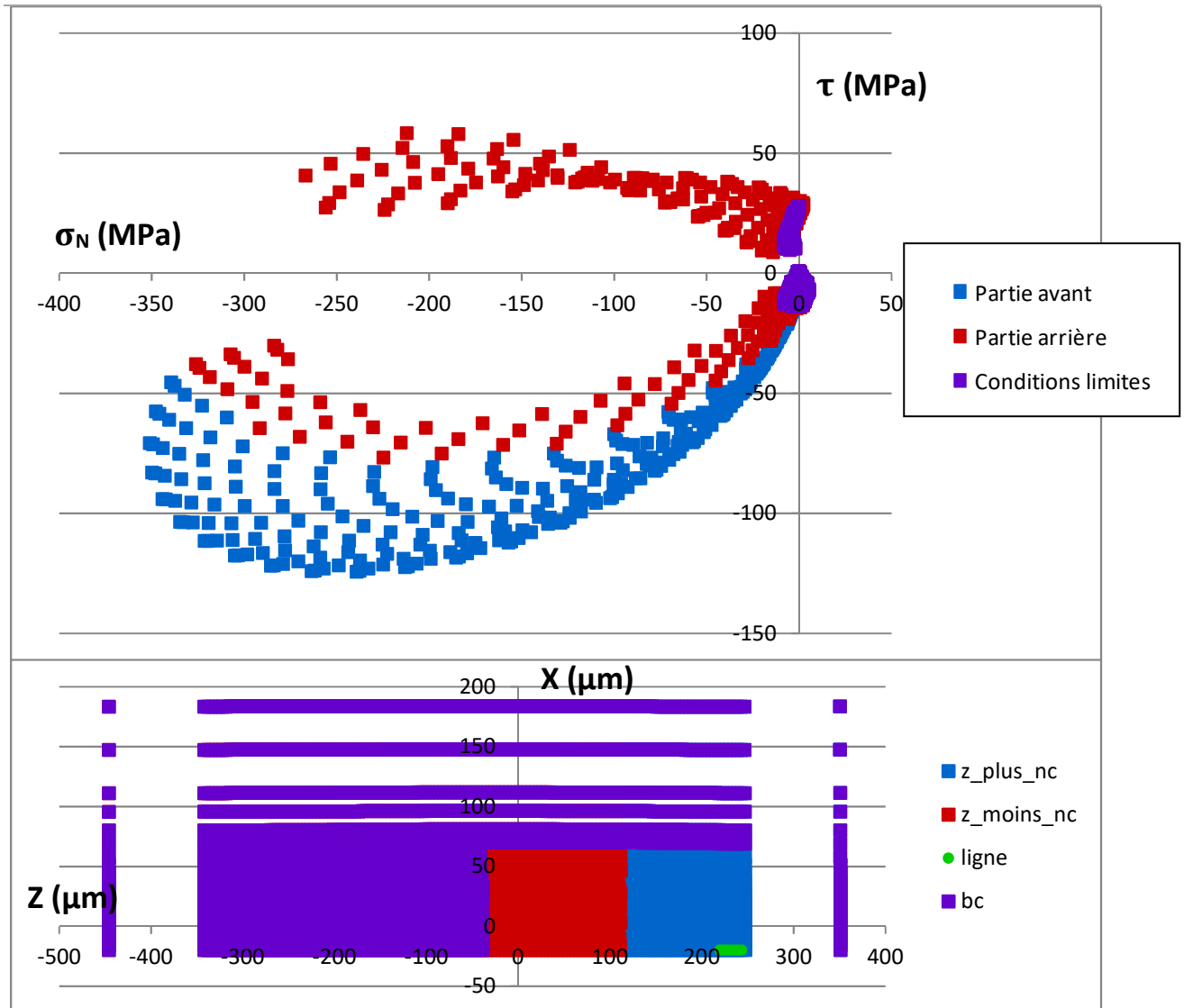


Figure 5.34 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film avec un module d'Young divisé par 10, et la vue de dessus de cette interface.

Quand le module d'Young du film est 10 fois plus faible que le cas de référence, la forme de la boucle change en se prononçant dans la partie négative du cisaillement. De plus on remarque que les nœuds qui étaient en cisaillement positif migrent vers la partie négative, et la frontière entre la zone avant et arrière de la projection du sommet de la pointe passe dans la partie négative. On en conclut donc que lorsque le module d'Young du film diminue, la frontière du changement de signe du cisaillement avance par rapport à la projection du contact. Par ailleurs, la contrainte normale positive diminue fortement.

5.2.3.3 Influence du module d'Young du substrat : cas réel

Si on s'intéresse à l'influence du module d'Young du substrat, on peut reprendre les conclusions du cas d'étude de confrontation expérimental/numérique présenté plus tôt : 5.1.3 - CR39 revêtu : Influence en température.

En effet dans cette étude, l'influence de la température se modélise en variant le module d'Young du film en fonction des caractérisations expérimentales. Les conclusions principales sont les suivantes :

une diminution du module d'Young et de la contrainte d'écoulement du substrat implique une diminution des contraintes et des déformations dans et autour du contact, avec un recul de la référence de déformation à 3% vers l'arrière du contact.

5.2.4 Synthèse en fonction de l'influence du confinement

Le Tableau 12 et la Figure 5.35 synthétisent les tendances observées pour l'évolution de la contrainte normale positive à l'interface du système en fonction de l'épaisseur du film et du module d'Young du film. Ces contraintes pourraient en effet induire un décollement du film. Nous avons représenté les valeurs maximales de la contrainte normale positive à l'avant de la zone de contact (zone bleu) et à l'arrière de la zone de contact (zone rouge) des 6 cas précédents.

| Efilm (GPa) | épaisseur (μm) | a (μm) | a/ép. | Max σ_N à l'avant (MPa) | Max σ_N à l'arrière (MPa) |
|-------------|-----------------------------|---------------------|-------|--------------------------------|----------------------------------|
| 2,3 | 10 | 55 | 5,5 | 50,9428 | 23,59161 |
| 2,3 | 20 | 52 | 2,6 | 15,83859 | 22,57966 |
| 2,3 | 50 | 50 | 1 | 3,287808 | 46,29302 |
| 2,3 | 100 | 53 | 0,53 | 1,099425 | 19,2011 |
| 23 | 20 | 38 | 1,9 | 16,97058 | 115,0389 |
| 0,23 | 20 | 55 | 2,75 | 0,351152 | 4,189482 |

Tableau 12 : valeurs maximales de la pression normale positive à l'interface pour chaque épaisseur et module d'Young du film.

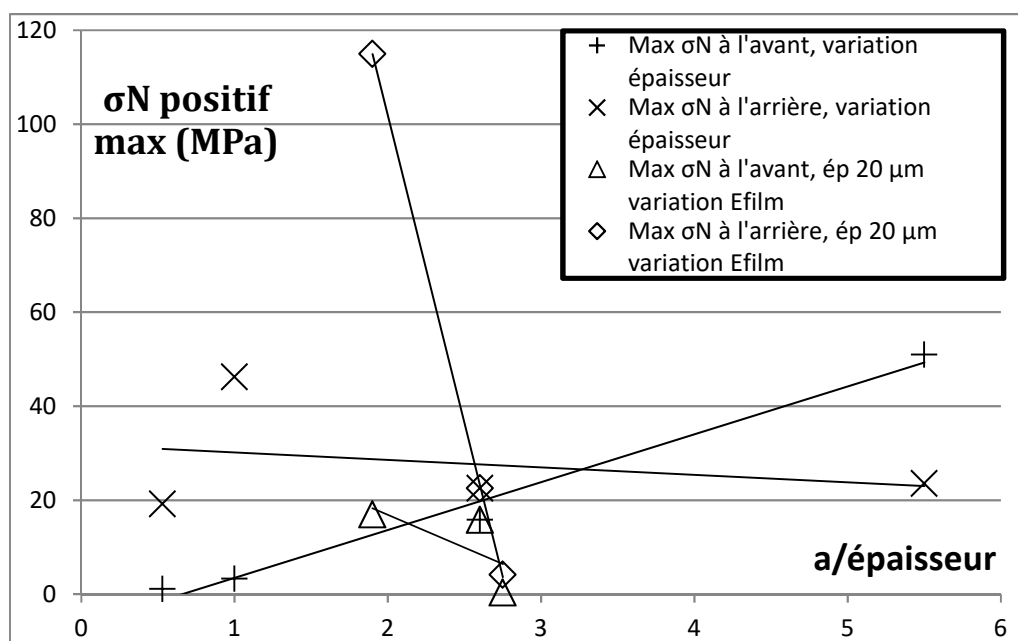


Figure 5.35 : synthèse des valeurs maximales de la contrainte normale positive à l'interface en fonction du rapport a/épaisseur et tendances linéaires.

L'abscisse du graphique de la Figure 5.35 est le rapport entre le rayon de contact et l'épaisseur du film et représente le niveau de confinement. Ainsi, on remarque que globalement la contrainte normale positive à l'interface diminue à l'avant du contact quand l'épaisseur du film augmente (i.e. le

confinement diminue), contrairement à l'arrière du film où cette contrainte a tendance à augmenter. Le graphique montre aussi que la contrainte augmente quand le module d'Young du film augmente (même s'il y a peu de changement pour la valeur de la contrainte à l'avant du film contrairement à la contrainte à l'arrière). Quand le module d'Young du film varie, le rayon de contact varie car la rayure est pilotée en profondeur de pénétration constante. On peut noter que quand le module d'Young du film est le plus faible (230 MPa), le rayon de contact est plus petit et la contrainte normale positive est quasi nulle à l'interface.

5.2.5 Ecroissage

Les lois de comportement élasto-plastique utilisées sont des lois bilinéaires. C'est une approximation de la réalité, et il est difficile de définir la pente d'écroissage la plus réaliste. Dans la plupart des calculs effectués, la pente d'écroissage du film est paramétrée à 30% du module d'Young du matériau, et celle du substrat est paramétrée à 10% du module d'Young du matériau. Nous avons alors étudié l'influence de la pente d'écroissage pour différentes configurations du cas film EP sur substrat EP. On notera les couples des pentes tel que « pente du film » / « pente du substrat »

5.2.5.1 Configuration de référence

Propriétés : pentes 30%/10%, $\mu = 0,3$, $a/R = 0,5$

Dans un premier temps, on présente les résultats pour les conditions références que nous avons choisies pour réaliser les confrontations expérimental/numérique.

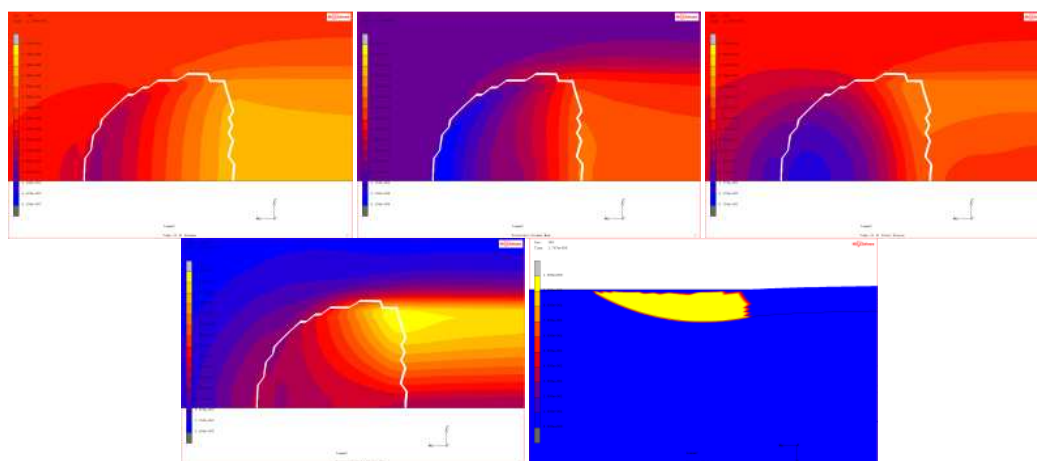


Figure 5.36 : Champs de contraintes et déformations pour les pentes d'écroissage 30/10. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de côté.

Le cas 30/10 est celui que l'on utilise dans l'étude de cas réel. La contrainte en traction/compression dans le plan de rayure présente un maximum en compression dans la zone frontale du contact, tandis qu'un maximum en traction se situe à l'arrière dans le contact et dans le sillon. Le même constat peut se faire pour la contrainte principale maximale, avec toutefois une concentration plus importante à l'avant du contact. La déformation en compression/traction dans le plan de rayure présente lui aussi un maximum en compression dans la zone frontale du contact et de la traction à l'arrière du contact. La déformation principale maximale est concentrée à l'arrière du contact, dans la zone latérale correspondant au bourrelet. En s'intéressant à la vue en coupe du *contact status*, on

constate qu'il n'y a pas de bourrelet à l'avant du contact, mais on devine le bourrelet latéral du sillon derrière le contact.

5.2.5.2 *Ecrouissage du substrat*

Propriétés : pentes 30%/0%, $\mu = 0,3$, $a/R = 0,55$

Nous faisons ensuite varier la pente du substrat uniquement. Une pente de 0% signifie que celle-ci est horizontale et que donc le matériau est élasto-plastique parfait.

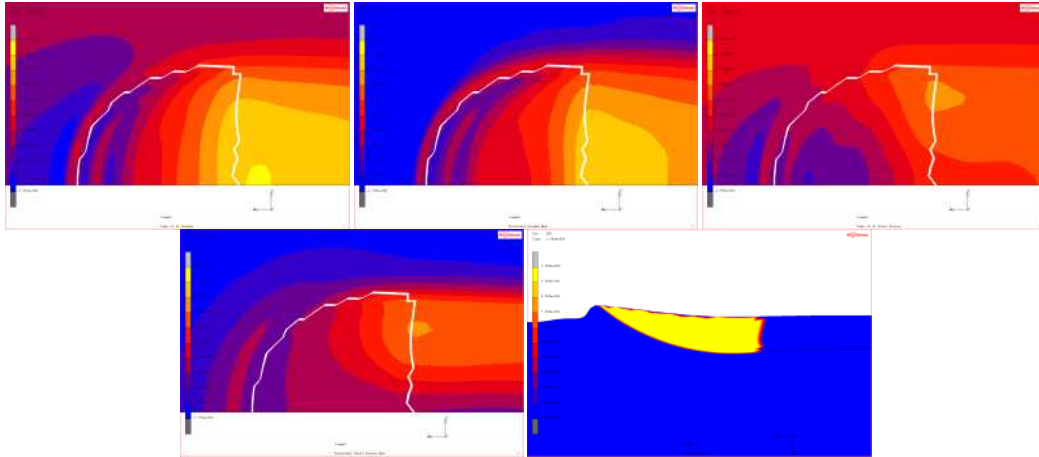


Figure 5.37 : Champs de contraintes et déformations pour les pentes d'écrouissage 30/0. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de côté.

Ainsi, cette pente d'écrouissage horizontale signifie qu'une fois la contrainte d'écoulement atteinte, le retour élastique est plus faible que pour une pente d'écrouissage supérieure. On observe dans ce cas (Figure 5.37) une augmentation des contraintes, mais surtout un changement dans la distribution des champs de contraintes notamment dans la zone frontale. En effet la zone de compression maximale est discontinue contrairement au cas précédent. En partant du centre du contact vers l'avant du contact, on note une discontinuité avant l'extrémité frontale de l'aire de contact, puis une seconde juste après le bord (en blanc). Le même constat est fait sur les champs de déformation, avec une discontinuité à l'avant du contact pour la déformation dans le plan, et la présence de déformation principale maximale à l'avant du contact, ce qui n'était pas le cas pour le couple de matériau précédent. Cette discontinuité s'explique grâce à la vue en coupe du *contact status* qui fait clairement apparaître la présence d'un bourrelet frontal important, qui plus est supérieur au bourrelet latéral.

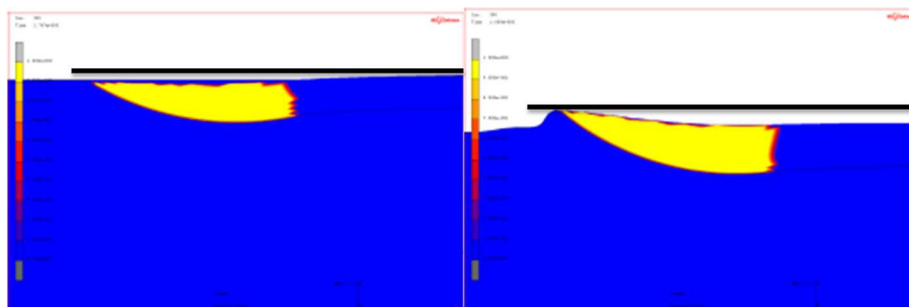


Figure 5.38 : Vues de profil des contacts pour un couple 30%/10% (gauche) et 30%/0% (droite).

La présence de bourrelet latéral est mise en évidence sur la Figure 5.38 de même que le bourrelet frontal pour le second cas.

Si on s'intéresse plus précisément à la contrainte en compression/traction dans le plan de rayure, on observe le contact suivant :

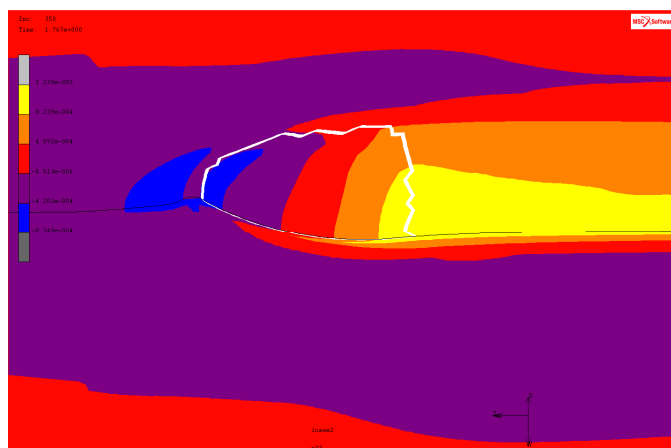


Figure 5.39 : Vue 3D de la distribution de la contrainte de traction/compression dans le plan de la rayure pour le couple 50%/0%.

On note notamment une concentration en compression sous le bourrelet qui correspond à l'interface film/substrat et pourrait favoriser le décollement de film observé expérimentalement à cet endroit.

5.2.5.3 Ecroûissage du film

Propriétés : pentes 50%/10%, $\mu = 0,3$, $a/R = 0,5$

On utilise à nouveau le substrat paramétré avec une pente d'écroûissage de 10% mais on augmente la pente d'écroûissage du film à 50%, la rendant ainsi plus résistante à la déformation.

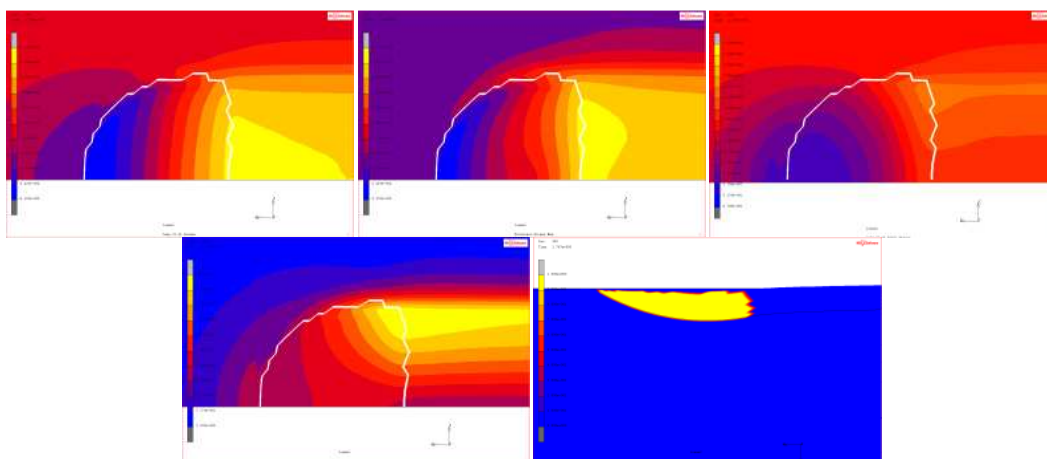


Figure 5.40 : Champs de contraintes et déformations pour les pentes d'écroûissage 50/10. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de côté.

Dans ce cas de figure, on observe les mêmes répartitions des distributions de contraintes que pour le cas 30/10. Les valeurs des contraintes sont légèrement plus élevées.

5.2.6 Influence du frottement local

Un paramètre fondamental des essais de rayure est le coefficient de frottement, qui d'après les études influence directement les endommagements des matériaux. En ce qui concerne la simulation FEM, c'est le frottement local qui est paramétrable. Expérimentalement, le seul moyen de jouer sur le coefficient de frottement est le nettoyage ou non de la surface de rayure ce qui limite l'étude de son influence. Nous avons d'abord fait varier le frottement local pour un cas d'étude vu précédemment, un CR39 revêtu d'un film anti-rayure. Ensuite nous étudierons un cas où le film est purement élastique.

5.2.6.1 Couples E/EP et EP/EP, cas expérimental du CR39 revêtu

Lors de l'étude de cas réel : 5.1.2 CR39 revêtu - fissures concaves, nous avons réalisé des simulations avec différents coefficients de frottement local (0,2; 0,3; 0,4) pour les deux cas, avec un film purement élastique et un film élasto-plastique. (Figure 5.41)

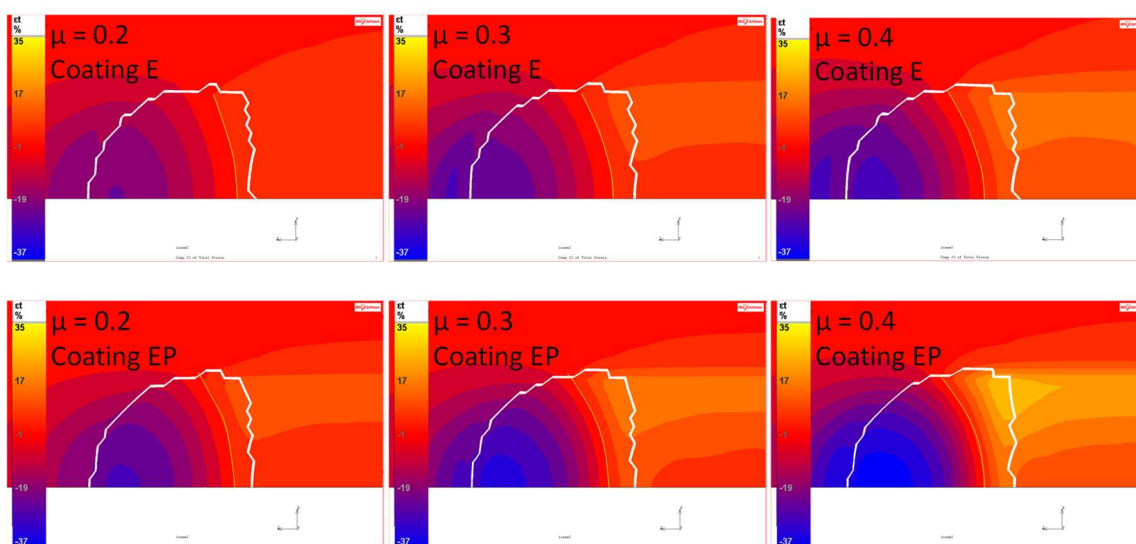


Figure 5.41 : Champs de déformation en traction pour différents coefficients de frottement local. Film E (en haut) et film EP (en bas). $a/R = 0,5$ pour $R = 240 \mu\text{m}$.

Pour le cas où le film est purement élastique, et si le frottement local augmente, la limite de déformation de la référence à 3% (ligne jaune) avance vers le sommet de la pointe. De plus, l'angle de la forme de la ligne augmente. Si le revêtement est élasto-plastique, la même tendance est observée, mais la limite de la déformation de référence est légèrement plus en avant que celle pour le cas purement élastique, mais quand le frottement local augmente, cette différence est plus restreinte. Nous pouvons en déduire qu'ajouter de la plasticité dans le film a pour influence de faire avancer la limite de déformation de référence vers le centre de la pointe. Il résulte des simulations que la plasticité dans le film ainsi que le coefficient de frottement local sont des paramètres significatifs contrôlant la position et les valeurs de la déformation en traction dans le contact

5.2.6.2 Couple E/EP, $\mu = 0,2$ et $0,4$, $a/R = 0,49$

D'autres simulations sont faites pour le cas du film élastique avec d'autres critères observés. Dans un premier temps, le frottement local est paramétré à $\mu = 0,2$.

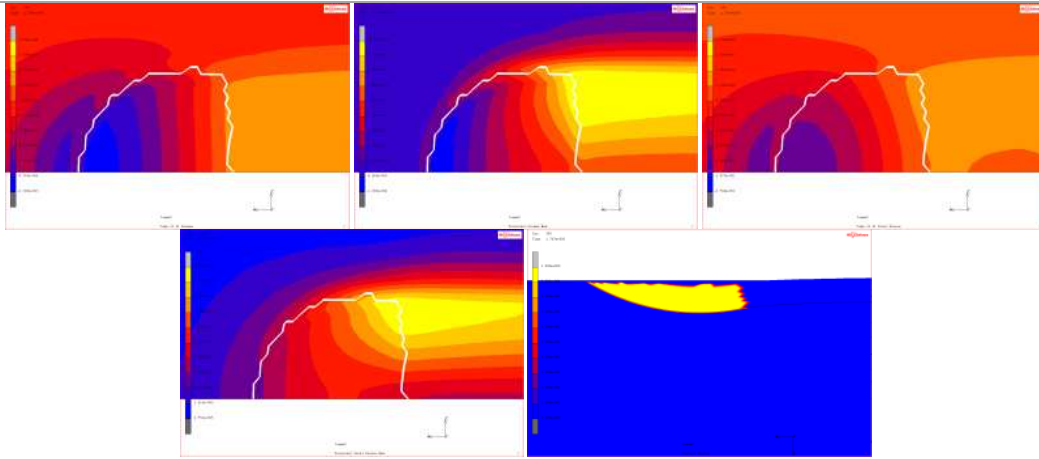


Figure 5.42 : Champs de contraintes et déformations pour un frottement local de 0,2. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de côté.

Les distributions des contraintes et des déformations analysées sont toujours concentrées à l'avant et à l'arrière du contact suivant qu'il s'agisse de compression ou de traction.

Le frottement local est ensuite augmenté à $\mu = 0,4$.

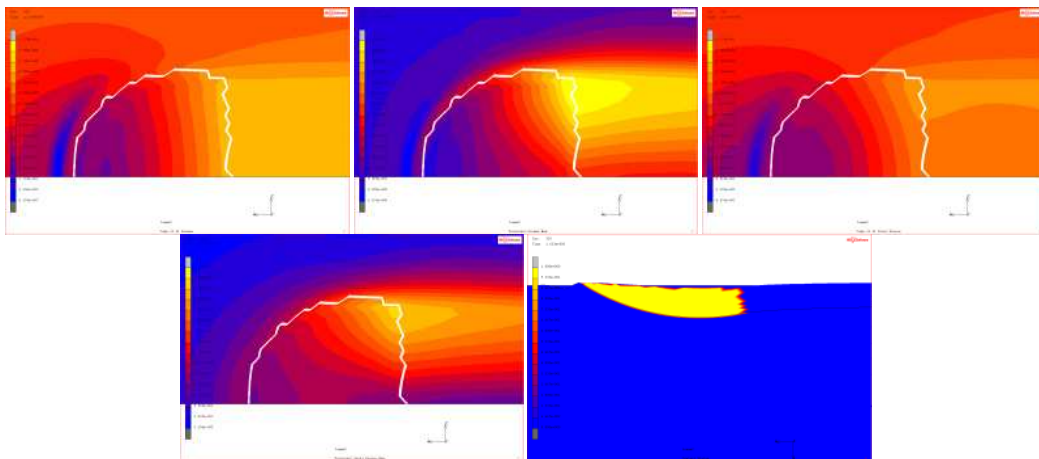


Figure 5.43 : Champs de contraintes et déformations pour un frottement local de 0,4. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de côté.

On observe un changement dans la forme des distributions des contraintes. En effet le maximum de contrainte en compression qui était situé dans la zone frontale du contact pour $\mu = 0,2$ se retrouve au-delà de l'aire de contact. De plus, les valeurs de contraintes augmentent notamment en traction (à l'arrière du contact). On note, grâce à la vue de coupe du *contact status*, qu'un bourrelet frontal apparaît lorsque le frottement augmente. Ceci explique le changement de localisation du maximum de contrainte de compression.

5.2.7 Tendances dégagées à l'issue de cette étude paramétrique

Une première tendance remarquée avec la variation de l'épaisseur concerne la pression normale positive à l'interface située aux abords de la zone de contact. Comme nous l'avons vu dans l'étude des PC revêtus, cette contrainte semble être le critère du délaminage des films observé expérimentalement. En augmentant l'épaisseur du film, cette contrainte diminue jusqu'à disparaître. Il y a donc une épaisseur seuil à partir de laquelle le film ne se décollerait plus du substrat. De plus, la variation du module d'Young montre que la contrainte normale positive à l'interface diminue quand le module d'Young du film diminue. La diminution du module d'Young du film permettrait donc aussi de limiter le délaminage du film. Le cas optimal pour éviter le décollement du film est donc un film épais avec un module d'Young faible.

La déformation totale en traction suivant l'axe de rayure a été identifiée comme critère de fissuration notamment lors de l'étude du CR39 revêtu et du PC revêtu avec influence de la température. Pour cela, l'évolution de la limite de référence à $3\% \pm 1\%$ a été analysée en fonction du frottement local et de la plasticité du film. Il en résulte que le cas optimal pour éviter la fissuration du film est quand cette limite de référence est la plus faible (donc se déplace en dehors du contact) et donc quand le frottement local est le plus faible, pour un film purement élastique.

5.3 Conclusions intermédiaires - systèmes revêtus

Nous avons étudié dans ce chapitre le cas de systèmes revêtus, c'est-à-dire de massifs sur lesquels un film est déposé. Dans un premier temps, nous avons confronté des résultats expérimentaux avec des simulations numériques. Les cas réels d'un polycarbonate revêtu d'un film anti-rayure et celui d'un CR39 revêtu du même film ont été étudiés. Dans le cas du polycarbonate revêtu nous avons montré que le décollement du film à l'avant et à l'arrière de la pointe peut être généré par la contrainte de traction perpendiculaire à la surface de contact (contrainte normale positive) aidée par la contrainte de cisaillement dans le plan. De plus, une adhérence plus forte de l'interface permet de limiter le décollement du film à l'arrière du contact. Pour le CR39 revêtu du même film, qui présente uniquement des fissures concaves à l'arrière du contact, le critère d'amorçage de fissuration retenu est la déformation en traction dans le plan de rayure aidée par la contrainte de traction. Nous avons choisi une valeur limite de référence de 3% de déformation pour ce critère. Un troisième cas réel étudié fait état de l'influence de la température lors de la rayure d'un CR39 revêtu, se traduisant notamment par une diminution du module d'Young du substrat dans les simulations numériques. Une diminution du module d'Young et de la contrainte d'écoulement du substrat implique une diminution des contraintes et des déformations dans et autour du contact, avec un recul de la référence de déformation à 3% vers l'arrière du contact qui ici aussi semble être le critère le plus adapté.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, nous avons étudié l'influence de certains paramètres mécaniques sur les champs de contraintes et de déformations pour des systèmes revêtus. Tout d'abord nous avons validé le modèle par la simulation de la rayure d'un substrat élastique revêtu d'un film élastique. Ensuite nous avons étudié l'influence de l'épaisseur du film en montrant que l'augmentation de son épaisseur fait diminuer les contraintes au niveau de l'interface. Nous avons regardé l'influence du module d'Young du film en le multipliant et divisant par 10. Nous avons constaté qu'une augmentation du module d'Young du film fait augmenter les contraintes à l'interface, et change leurs distributions, avec par exemple l'augmentation de la contrainte normale positive à l'interface, autour de la zone de contact. L'influence du module d'Young du substrat est

analysée pour le cas réel traitant de l'influence de la température. Nous avons ensuite étudié l'influence de la pente d'écroûissage des deux matériaux du système. Une augmentation de la plasticité dans le substrat fait apparaître un bourrelet frontal impliquant une modification des champs de contraintes et de déformations à cet endroit. Quand on diminue la pente d'écroûissage du film, on note peu de changement si ce n'est dans la valeur des contraintes. Le cas le plus défavorable est celui où l'on augmente l'écroûissage du substrat tout en diminuant celui du film. On observe dans ce cas-là l'apparition d'un bourrelet important à l'avant de la pointe. Nous avons aussi regardé l'influence du frottement local, d'abord sur le cas du CR39 revêtu puis sur un couple E/EP avec d'autres valeurs de frottement. La principale conclusion est que l'augmentation du frottement induit une augmentation des contraintes et une avancée dans le contact de la limite de référence de déformation à 3%. Enfin nous avons discuté de certaines comparaisons entre les différents couples de lois de comportement.

Compte tenu de tous ces résultats, nous pouvons faire les hypothèses suivantes dans la préconisation des films anti-rayures : pour limiter la fissuration du film, il doit être de préférence élastique et présentant le plus faible frottement local au contact possible. Pour limiter le décollement du film, il doit avoir une épaisseur suffisante pour laquelle les contraintes normales positives à l'interface sont limitées, ainsi qu'un module d'Young plus faible que celui du substrat. Toutefois, il est difficile de préconiser une épaisseur précise du fait de l'influence des propriétés du substrat et du fort confinement éventuel qui dépend notamment de la taille du frotteur. Un faible module d'Young du film limite les contraintes à l'interface mais le risque est qu'il absorbe ainsi moins les contraintes et que celles-ci se reportent dans le substrat.

Chapitre 6

Conclusions et perspectives

6 Conclusions et perspectives

Nous allons à présent présenter les conclusions et les perspectives issues de ces recherches.

6.1 Conclusions générales

Il a été fait, dans un premier temps, l'état de l'art présent dans la littérature à l'issue de laquelle nous avons défini une liste de critères d'endommagement à explorer, suivi par la présentation du matériel du laboratoire (essai de rayure), des outils numériques développés ainsi que des méthodes de traitement des données utilisées. Les deux chapitres suivants ont présenté les résultats qui se divisent en deux axes de recherche.

Le premier concerne l'analyse des systèmes massifs dans laquelle nous avons réalisé une confrontation numérique/expérimentale sur les résultats acquis antérieurement dans l'équipe afin de définir les critères d'endommagement correspondant. Dans cette partie, après avoir validé le modèle FEM 3D en simulant la rayure d'un massif parfaitement élastique pour lequel nous avons analysé l'influence du frottement local sur les champs de contraintes et de déformations, nous avons ensuite inclus de la plasticité dans le modèle. En ce qui concerne l'étude des cas réels, on a pu extraire des critères d'endommagement plausibles pour chaque matériau. Pour le PMMA, il est difficile de trancher entre un critère en déformation principale ou en contrainte principale mais ce dernier semble plus crédible pour expliquer l'ouverture de craquelures au centre du contact comme on le voit expérimentalement. Pour le PC, on retient le cisaillement maximal dans le plan traduit par le critère $|\sigma_p \max - \sigma_p \min|$ dont le maximum au sommet de la pointe coïncide avec l'amorçage des bandes de cisaillement. Enfin, pour le CR39, on retient la déformation totale dans le plan suivant l'axe de rayure ϵ_{33} (aidée par la pression hydrostatique) dont le maximum sur le bord arrière du contact coïncide avec l'amorçage de fissure concave à cet endroit.

Le second axe de recherche concerne l'étude des systèmes revêtus. Dans ce chapitre aussi nous avons réalisé une confrontation expérimentale/numérique avec l'étude de résultats expérimentaux obtenus dans l'équipe pour des couches minces, suivi par une étude de l'influence de différents paramètres mécaniques du couple film/substrat sur les contraintes et déformations subies. Nous avons d'abord étudié l'influence de l'adhérence d'un film anti-rayure déposé sur un polycarbonate vis-à-vis de la contrainte normale positive à l'interface, qui est retenue comme critère de délaminage. Ensuite, l'étude se porte sur la fissuration du même film déposé sur un CR39. Nous avons choisi une valeur limite de référence de $3\% \pm 1\%$ de déformation totale en traction (suivant l'axe de rayure) comme critère et nous avons analysé l'évolution de cette référence pour différentes configurations (film élastique ou élasto-plastique, variation du rayon de la bille). Un troisième cas réel étudié fait état de l'influence de la température lors de la rayure d'un CR39 revêtu, se traduisant par une diminution du module d'Young du substrat dans les simulations numériques. L'évolution de la déformation totale suivant l'axe de rayure est analysée plus particulièrement pour ce cas.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, nous avons étudié l'influence de certains paramètres mécaniques sur les champs de contraintes et de déformations pour des systèmes revêtus, sans se limiter à des valeurs réelles. Tout d'abord nous avons validé le modèle par la simulation de la rayure d'un substrat élastique revêtu d'un film élastique. Ensuite nous avons étudié l'influence de l'épaisseur du film, du module d'Young du film (celle du substrat est implicitement étudiée pour le cas réel précédent traitant de l'influence de la température), de la pente d'écrouissage des deux matériaux du système. Enfin, nous avons aussi regardé l'influence du frottement local, d'abord sur le

cas du CR39 revêtu puis sur un couple E/EP avec d'autres valeurs de frottement. Par ailleurs, nous avons discuté de certaines comparaisons entre les différents couples de lois de comportement.

L'objectif de cette étude est de pouvoir préconiser les propriétés matériau favorisant la résistance à la rayure, et notamment aux endommagements observés expérimentalement. Ainsi, il ressort que pour diminuer la contrainte normale σ_N positive à l'interface, pouvant être responsable du décollement du film, ce dernier doit avoir une épaisseur suffisante et un module d'Young plus faible que celui du substrat. Pour diminuer la déformation totale suivant l'axe de rayure ϵ_{33} , responsable de la fissuration du film, ce dernier doit être élastique et le frottement local le plus faible possible. Une adhérence plus forte du film limite le rétro-délaminage mais pas la fissuration.

Il est à noter que le développement du modèle et des outils de post-traitement a pris énormément de temps, entre la validation des modèles, l'obtention des bons paramètres de simulation et la réalisation des simulations, ainsi que pour l'évolution des outils nécessaires en fonction de l'avancée des recherches. Il aurait fallu pouvoir consacrer plus de temps à l'analyse et à la discussion des résultats, principalement concernant l'exploration paramétrique.

6.2 Perspectives

Nous allons maintenant présenter les perspectives relatives aux travaux de recherche précédemment exposés. Les prochains travaux relatifs à ce sujet pourront se pencher sur l'amélioration du modèle utilisé, notamment en ce qui concerne les lois de comportement des matériaux. La prise en compte de plusieurs couches pour le revêtement pourra aussi être faite. De plus, l'ajout de texturation à l'interface est une possibilité à explorer.

6.2.1 Utilisation du modèle – amélioration

La première perspective directe est d'approfondir certaines des études réalisées. Tout d'abord, l'étude de l'influence du frottement local peut être faite pour les critères d'endommagements identifiés pour les matériaux massifs. Plus particulièrement, les coefficients relatifs aux critères de craquelure du PMMA devraient être recherchés pour correspondre à l'essai de rayure.

Pour le chapitre sur les systèmes revêtus, il peut être envisagé d'intégrer l'analyse de graphiques type $\tau = f(\sigma_N)$ mais faisant intervenir la déformation totale, dans la partie sur l'étude paramétrique, vu que celle-ci a été identifiée comme critère mais n'a pas été entièrement explorée dans cette partie. L'exploration de l'influence du frottement pour plusieurs épaisseurs et rapports de module d'Young peut aussi être intéressante. Une autre idée est d'augmenter la taille du modèle afin de limiter toujours plus l'effet de bord, mais ceci dépend directement de la puissance des ordinateurs utilisés.

Les autres perspectives envisagées sont de généraliser la méthode de confrontation expérimentale/numérique à d'autres cas réels, permettant d'expliquer d'autres phénomènes d'endommagements observés expérimentalement, mais aussi d'affiner la modélisation des lois de comportement des matériaux qui ne sont pas optimales dans cette étude. L'enjeu est de s'approcher toujours plus du comportement réel, mais la difficulté réside dans la caractérisation des matériaux qui se fait généralement en traction/compression alors que la rayure implique des contraintes multiaxiales plus complexes. De plus, dans notre modèle numérique, nous ne prenons pas en compte le caractère visqueux éventuel des matériaux.

6.2.2 Modèle multicouche

Une autre perspective serait de s'intéresser à des modèles multicouches, comme c'est le cas par exemple pour les verres de lunettes qui nécessitent plusieurs propriétés différentes (anti-rayure, anti-reflets, polarisation, etc.). Nous avons exploré la faisabilité de ce type de modèle (Figure 6.1) qui nécessiterait d'avantage d'optimisation et de puissance de calcul.

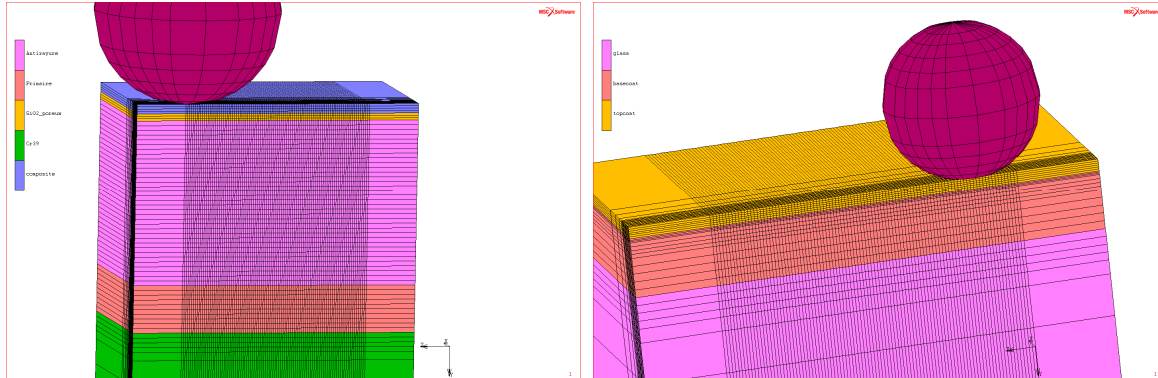


Figure 6.1 : exemples de modèles numériques multicouches.

6.2.3 Texturation

Il peut être intéressant de se pencher sur l'effet de l'ajout d'une texturation à l'interface entre le film de protection et le substrat. En effet, les techniques actuelles permettent de donner des textures particulières aux surfaces, jusqu'à l'échelle nanométrique. Si ces techniques se sont développées, c'est que la texturation de la surface peut modifier ses propriétés de contact, avec de multiples applications possibles. Il s'agirait de texturer l'interface entre le substrat et le film anti-rayure et d'analyser son influence sur la tenue mécanique du film lorsqu'il est soumis à des contraintes et déformations (rayure) et éviter notamment son décollement.

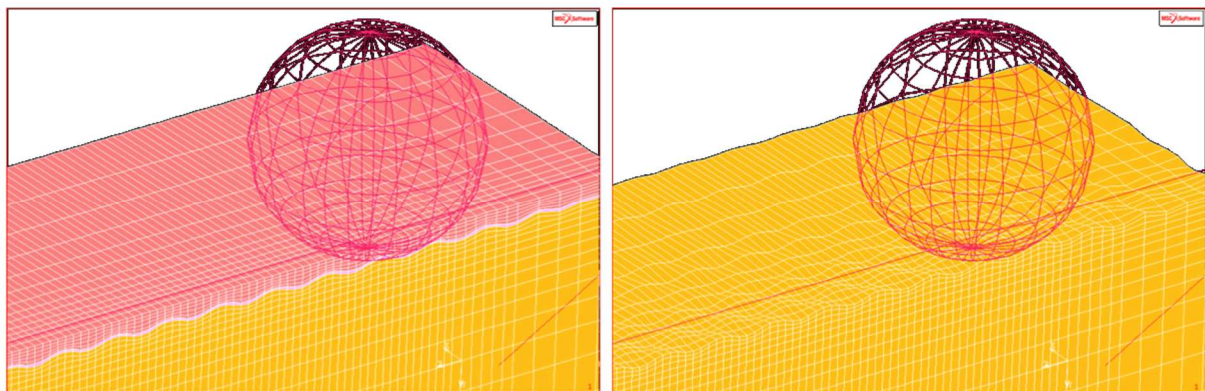


Figure 6.2 : modèle par éléments finis avec texturation à l'interface développé au sein de mon équipe actuelle. Vue avec vernis (à gauche) et détail de la texturation à l'interface sans le film (à droite).

Liste bibliographique :

- [1] BRISCOE B. J., EVANS P. D., PELLILO E., SINHA S. K. « Scratching maps for polymers ». *Wear*. 1996. Vol. 200, n°1-2, p. 137–147.
- [2] BULL S. J. « Failure mode maps in the thin film scratch adhesion test ». *Tribology International*. 1997. Vol. 30, n°7, p. 491–498.
- [3] BULL S. J., BERASETEGUI E. G. « An overview of the potential of quantitative coating adhesion measurement by scratch testing ». *Tribology International*. février 2006. Vol. 39, n°2, p. 99-114.
- [4] THOULESS M. D. « An analysis of spalling in the microscratch test ». *Engineering fracture mechanics*. 1998. Vol. 61, n°1, p. 75–81.
- [5] CONSIGLIO R., RANDALL N. X., BELLATON B., VON STEBUT J. « The nano-scratch tester (NST) as a new tool for assessing the strength of ultrathin hard coatings and the mar resistance of polymer films ». *Thin Solid Films*. 1998. Vol. 332, n°1, p. 151–156.
- [6] CONSIGLIO R., DURAND N., BADAWI K. F., MACQUART P., LERBET F., ASSOUL M., VON STEBUT J. « Mechanical strength assessment of very thin films for optical and electronic applications ». *Surface and Coatings Technology*. 1997. Vol. 97, n°1, p. 192–199.
- [7] LIN L., BLACKMAN G. S., MATHESON R. R. « Quantitative characterization of scratch and mar behavior of polymer coatings ». *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 317, n°1, p. 163–170.
- [8] JARDRET V., MOREL P. « Viscoelastic effects on the scratch resistance of polymers: relationship between mechanical properties and scratch properties at various temperatures ». *Progress in Organic Coatings*. décembre 2003. Vol. 48, n°2-4, p. 322-331.
- [9] BROWNING R. L., LIM G.-T., MOYSE A., SUE H.-J., CHEN H., EARLS J. D. « Quantitative evaluation of scratch resistance of polymeric coatings based on a standardized progressive load scratch test ». *Surface and Coatings Technology*. décembre 2006. Vol. 201, n°6, p. 2970-2976.
- [10] SANDER T., TREMMEL S., WARTZACK S. « A modified scratch test for the mechanical characterization of scratch resistance and adhesion of thin hard coatings on soft substrates ». *Surface and Coatings Technology*. décembre 2011. Vol. 206, n°7, p. 1873-1878.
- [11] GAUTHIER C., SCHIRRER R. « Time and temperature dependence of the scratch properties of poly (methylmethacrylate) surfaces ». *Journal of materials science*. 2000. Vol. 35, n°9, p. 2121–2130.
- [12] CARO J., CUADRADO N., GONZÁLEZ I., CASELLAS D., PRADO J. M., VILAJOANA A., ARTÚS P., PERIS S., CARRILERO A., DÜRSTELER J. C. « Microscratch resistance of ophthalmic coatings on organic lenses ». *Surface and Coatings Technology*. août 2011. Vol. 205, n°21-22, p. 5040-5052.
- [13] DEMIRCI I., GAUTHIER C., SCHIRRER R. « Mechanical analysis of the damage of a thin polymeric coating during scratching: role of the ratio of the coating thickness to the roughness of a scratching tip ». *Thin Solid Films*. mai 2005. Vol. 479, n°1-2, p. 207-215.

- [14] CHATEAUMINOIS A., BAIETTO-DUBOURG M. C., GAUTHIER C., SCHIRRER R. « In situ analysis of the fragmentation of polystyrene films within sliding contacts ». *Tribology International*. novembre 2005. Vol. 38, n°11-12, p. 931-942.
- [15] DUBOURG M. C., CHATEAUMINOIS A., VILLECHAISE B. « In situ analysis and modeling of crack initiation and propagation within model fretting contacts using polymer materials ». *Tribology International*. 2003. Vol. 36, p. 109-119.
- [16] BUCAILLE J. L. *Simulation numérique de l'indentation et de la rayure des verres organiques*. Thèse. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001. 239 p.
- [17] TANGENA A. G., FRANKLIN S., FRANSE J. « Paper VII (i) Scratch tests on hard layers ». In : *Mechanics of Coatings Proceedings of the 16th Leeds-Lyon Symposium on Tribology held at The Institut National des Sciences Appliquées*. Elsevier, 1990. p. 169-174. ISBN : 0167-8922.
- [18] KRAL E. R., KOMVOPOULOS K. « Three-dimensional finite element analysis of subsurface stress and strain fields due to sliding contact on an elastic-plastic layered medium ». *Journal of tribology*. 1997. Vol. 119, n°2, p. 332-341.
- [19] CHALLEN J. M., OXLEY P. L. B. « An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models ». *Wear*. 1979. Vol. 53, n°2, p. 229-243.
- [20] BUCAILLE J. L., FELDER E., HOCHSTETTER G. « Mechanical analysis of the scratch test on elastic and perfectly plastic materials with the three-dimensional finite element modeling ». *Wear*. 2001. Vol. 249, n°5-6, p. 422-432.
- [21] BUCAILLE J. L., GAUTHIER C., FELDER E., SCHIRRER R. « The influence of strain hardening of polymers on the piling-up phenomenon in scratch tests: Experiments and numerical modelling ». *Wear*. avril 2006. Vol. 260, n°7-8, p. 803-814.
- [22] FELDER E., BUCAILLE J.-L. « Mechanical analysis of the scratching of metals and polymers with conical indenters at moderate and large strains ». *Tribology International*. février 2006. Vol. 39, n°2, p. 70-87.
- [23] G'SELL C., JONAS J. « Determination of the plastic behaviour of solid polymers at constant true strain rate ». *Journal of Materials Science*. 1979. Vol. 14, n°3, p. 583-591.
- [24] BAIETTO M. C., RANNOU J., GRAVOUIL A., PELLETIER H., GAUTHIER C., SCHIRRER R. « 3D crack network analysis during a scratch test of a polymer: A combined experimental and multigrid X-FEM based numerical approach ». *Tribology International*. octobre 2011. Vol. 44, n°11, p. 1320-1328.
- [25] VAN BREEMEN L. C. A., GOVAERT L. E., MEIJER H. E. H. « Scratching polycarbonate: A quantitative model ». *Wear*. janvier 2012. Vol. 274-275, p. 238-247.
- [26] KROP S., MEIJER H. E. H., VAN BREEMEN L. C. A. « Finite element modeling and experimental validation of single-asperity sliding friction of diamond against reinforced and non-filled polycarbonate ». *Wear*. juin 2016. Vol. 356-357, p. 77-85.
- [27] HOSSAIN M. M., JIANG H., SUE H.-J. « Effect of constitutive behavior on scratch visibility resistance of polymers—A finite element method parametric study ». *Wear*. mai 2011. Vol. 270, n°11-12, p. 751-759.

- [28] HOSSAIN M. M., MINKWITZ R., CHAROENSIRISOMBOON P., SUE H.-J. « Quantitative modeling of scratch-induced deformation in amorphous polymers ». *Polymer*. novembre 2014. Vol. 55, n°23, p. 6152-6166.
- [29] KERMOUCHE—JEAN-MICHEL N. A. G., VAUTRIN B. A. « Modélisation numérique de la rhéologie des polymères en rayure ». *8e Colloque national en calcul des structures*, mai 2007, Giens, France
- [30] ALEKSY N., KERMOUCHE G., BERGHAU J. M., VAUTRIN A. « Modélisation numérique du comportement mécanique des polymères amorphes en rayure ». *8e Colloque national en calcul des structures*, mai 2007, Giens, France
- [31] KERMOUCHE G., ALEKSY N., LOUBET J. L., BERGHEAU J. M. « Finite element modeling of the scratch response of a coated time-dependent solid ». *Wear*. octobre 2009. Vol. 267, n°11, p. 1945-1953.
- [32] DANG VAN K., MAITOURNAM M. H. « On some recent trends in modelling of contact fatigue and wear in rail ». *Wear*. juillet 2002. Vol. 253, n°1-2, p. 219-227.
- [33] MALZBENDER J., DE WITH G. « Modeling of the fracture of a coating under sliding indentation ». *Wear*. novembre 1999. Vol. 239, p. 21-26.
- [34] MALZBENDER J., OTHERS. « A model to determine the interfacial fracture toughness for chipped coatings ». *Surface and Coatings Technology*. 2002. Vol. 154, n°1, p. 21-26.
- [35] CAI S., BHUSHAN B. « A numerical three-dimensional contact model for rough, multilayered elastic/plastic solid surfaces ». *Wear*. juillet 2005. Vol. 259, n°7-12, p. 1408-1423.
- [36] LI J., BERES W. « Three-dimensional finite element modelling of the scratch test for a TiN coated titanium alloy substrate ». *Wear*. juin 2006. Vol. 260, n°11-12, p. 1232-1242.
- [37] HOLMBERG K., LAUKKANEN A., RONKAINEN H., WALLIN K. « Tribological analysis of fracture conditions in thin surface coatings by 3D FEM modelling and stress simulations ». *Tribology International*. novembre 2005. Vol. 38, n°11-12, p. 1035-1049.
- [38] HOLMBERG K., LAUKKANEN A., RONKAINEN H., WALLIN K., VARJUS S., KOSKINEN J. « Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface ». *Surface and Coatings Technology*. mars 2006. Vol. 200, n°12-13, p. 3793-3809.
- [39] HOLMBERG K., LAUKKANEN A., RONKAINEN H., WALLIN K., VARJUS S., KOSKINEN J. « Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface ». *Surface and Coatings Technology*. mars 2006. Vol. 200, n°12-13, p. 3810-3823.
- [40] HOLMBERG K., LAUKKANEN A., RONKAINEN H., WALLIN K., VARJUS S., KOSKINEN J. « Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface ». *Surface and Coatings Technology*. mars 2006. Vol. 200, n°12-13, p. 3793-3809.
- [41] HOLMBERG K., LAUKKANEN A., RONKAINEN H., WALLIN K., VARJUS S., KOSKINEN J. « Tribological contact analysis of a rigid ball sliding on a hard coated surface ». *Surface and Coatings Technology*. mars 2006. Vol. 200, n°12-13, p. 3793-3809.
- [42] FENG B., CHEN Z. « Tribology behavior during indentation and scratch of thin films on substrates: effects of plastic friction ». *AIP Advances*. mai 2015. Vol. 5, n°5, p. 057152.

- [43] LE HOUÉROU V. *Rayabilité des verres Silico-Sodo-Calciques*. Thèse. Université de Rennes 1, 2005. 288 p.
- [44] SCHALLAMACH A. « How does rubber slide? ». *Wear*. avril 1971. Vol. 17, n°4, p. 301-312.
- [45] NI B. Y., FAOU A. L. « Scratching behaviour of polymer films using blunt spherical styli ». *Journal of Materials Science*. 1996. Vol. 31, n°15, p. 3955-3963.
- [46] HOKKIRIGAWA K., KATO K., LI Z. Z. « The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels ». *Wear*. 15 avril 1988. Vol. 123, n°2, p. 241-251.
- [47] BROOKES C. A., GREEN P., HARRISON P. H., MOXLEY B. « Some observations on scratch and indentation hardness measurements ». *Journal of Physics D: Applied Physics*. 1 juillet 1972. Vol. 5, n°7, p. 1284-1293.
- [48] LE HOUÉROU V., GAUTHIER C., SCHIRRER R. « Mechanical analysis of the blistering of a thin film deposited on a glassy polymer ». *Tribology International*. janvier 2010. Vol. 43, n°1-2, p. 129-135.
- [49] LETERRIER Y., MOTTET A., BOUQUET N., GILLIÉRON D., DUMONT P., PINYOL A., LALANDE L., WALLER J. H., MÅNSON J.-A. E. « Mechanical integrity of thin inorganic coatings on polymer substrates under quasi-static, thermal and fatigue loadings ». *Thin Solid Films*. décembre 2010. Vol. 519, n°5, p. 1729-1737.
- [50] DEMIRCI I. *Mécanique de l'endommagement par rayure de polymères.pdf*. Thèse. Louis Pasteur Strasbourg I, 2004.
- [51] ERROTABEHÈRE X. *Nouveaux revêtements hybrides élaborés par voie Sol-Gel pour la protection de substrats ligno-cellulosiques, étude des microstructures et des propriétés mécaniques de surface*. Thèse. Université de Bordeaux I. 2012.
- [52] GAUTHIER C., LAFAYE S., SCHIRRER R. « Elastic recovery of a scratch in a polymeric surface: experiments and analysis ». *Tribology International*. 2001. Vol. 34, n°7, p. 469-479.
- [53] TABOR D. *The Hardness of Metals*. OUP Oxford, 2000. 194 p. ISBN : 978-0-19-850776-5.
- [54] BRISCOE B. J., THOMAS P. S. « Structure-Property Relationships in Thin Solid Poly(methyl methacrylate) Boundary Films ». *Tribology Transactions*. 1 janvier 1995. Vol. 38, n°2, p. 382-388.
- [55] MENČÍK J., MUNZ D., QUANDT E., WEPPELMANN E. R., SWAIN M. V. « Determination of elastic modulus of thin layers using nanoindentation ». *Journal of Materials Research*. 1997. Vol. 12, n°09, p. 2475-2484.
- [56] GRIFFITH A. A. « The Phenomena of Rupture and Flow in Solids ». *Philosophical Transaction of the Royal Society of London*. 1921. Vol. 221, p. 163-198.
- [57] OUDET C. *POLYMERES. Structure et propriétés, introduction*. Ouvrage. 1994. Editions Masson.
- [58] S.S. STERNSTEIN, L. ONGCHIN. « Yield criteria for plastic deformation of glassy polymers in general stress fields ». *Polymer Preprints*. 1969. Vol. 10, p. 1117-1124.

- [59] GEARING B. P., ANAND L. « Notch-sensitive fracture of polycarbonate ». *International Journal of Solids and Structures*. février 2004. Vol. 41, n°3-4, p. 827-845.
- [60] GEARING B. P., ANAND L. « On modeling the deformation and fracture response of glassy polymers due to shear-yielding and crazing ». *International Journal of Solids and Structures*. juin 2004. Vol. 41, n°11-12, p. 3125-3150.
- [61] ARGON A. S., HANNOOSH J. G. « Initiation of crazes in polystyrene ». *Philosophical Magazine*. 1 novembre 1977. Vol. 36, n°5, p. 1195-1216.
- [62] ANAND L., GURTIN M. E. « A theory of amorphous solids undergoing large deformations, with application to polymeric glasses ». *International Journal of Solids and Structures*. 2003. Vol. 40, n°6, p. 1465-1487.
- [63] GOUIDER N. S. *Etude expérimentale et analyse numérique de la rupture des polymères amorphes*. Thèse. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon. 2005.
- [64] ESTEVEZ R., TIJSSENS M. G. A., VAN DER GIESSEN E. « Modeling of the competition between shear yielding and crazing in glassy polymers ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2000. Vol. 48, n°12, p. 2585-2617.
- [65] HOSSAIN M. M., MOGHBELLI E., JAHNKE E., BOECKMANN P., GURIYANOVA S., SANDER R., MINKWITZ R., SUE H.-J. « Rubber Particle Size and Type Effects on Scratch Behavior of Styrenic-based Copolymers ». *Polymer*. Avril 2015. Vol. 63, p.71-81.
- [66] FAOU J.-Y. *Mécanique des couches minces fonctionnelles: instabilités et adhésion*. Université Pierre et Marie Curie-Paris VI, 2013.
- [67] FAOU J.-Y., BARTHEL E., GRACHEV S. Y. « Stress tuning in sputter-deposited MoOx films ». *Thin Solid Films*. janvier 2013. Vol. 527, p. 222-226.
- [68] XUAN GENG. *Mécanismes d'Endommagement d'Empilements Optiques de Faible Adhésion Sous Contact Glissant*. Pierre et Marie Curie, 2008.
- [69] GENG X., ZHANG Z., BARTHEL E., DALMAS D. « Mechanical stability under sliding contact of thin silver film embedded in brittle multilayer ». *Wear*. février 2012. Vol. 276-277, p. 111-120.
- [70] BENJAMIN P., WEAVER C. « Measurement of Adhesion of Thin Films ». *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. 9 février 1960. Vol. 254, n°1277, p. 163-176.
- [71] LAUGIER M. T. « An energy approach to the adhesion of coatings using the scratch test ». *Thin Solid Films*. 1984. Vol. 117, n°4, p. 243-249.
- [72] GAUTHIER C., DURIER A.-L., FOND C., SCHIRRER R. « Scratching of a coated polymer and mechanical analysis of a scratch resistance solution ». *Tribology International*. février 2006. Vol. 39, n°2, p. 88-98.
- [73] PELLETIER H., GAUTHIER C., SCHIRRER R. « Influence of the friction coefficient on the contact geometry during scratch onto amorphous polymers ». *Wear*. mars 2010. Vol. 268, n°9-10, p. 1157-1169.

-
- [74] LE HOUÉROU V., ROBERT C., GAUTHIER C., SCHIRRER R. « Mechanisms of blistering and chipping of a scratch-resistant coating ». *Wear*. juillet 2008. Vol. 265, n°3-4, p. 507-515.
- [75] LAFAYE S., GAUTHIER C., SCHIRRER R. « A surface flow line model of a scratching tip: apparent and true local friction coefficients ». *Tribology International*. février 2005. Vol. 38, n°2, p. 113-127.
- [76] JOHNSON K. L. « The correlation of indentation experiments ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. avril 1970. Vol. 18, n°2, p. 115-126.
- [77] MOORE D. F. *The friction and lubrication of elastomers*. Pergamon Press, 1972. 326 p.
- [78] BOWDEN F. P., TABOR D. « Friction, lubrication and wear: a survey of work during the last decade ». *British Journal of Applied Physics*. décembre 1966. Vol. 17, n°12, p. 1521-1544.
- [79] SCHIRRER R., GALLERON G. « Crazes in solvent vapours at very low pressure: activation volume of fibril growth and breakage ». *Polymer*. avril 1988. Vol. 29, p. 634-640.
- [80] KRAMER E. J. « Microscopic and molecular fundamentals of crazing ». In : *Crazing in polymers*. Springer, 1983. p. 1-56.
- [81] HAMILTON G. M., GOODMAN L. E. « The stress field created by a circular sliding contact ». *Journal of Applied Mechanics*. 1966. n°33, p. 371-376.

Table des figures :

| | |
|--|----|
| Figure 2.1 : schéma de l'essai de rayure de Consiglio [5]..... | 14 |
| Figure 2.2 : images AFM de rayures d'un revêtement acrylique polyol/isocyanate : (a) déformation uniquement plastique et (b) plastique avec fissures. | 15 |
| Figure 2.3 : illustration de la distribution des différentes contraintes présentes autour du contact pendant l'essai de rayure. | 15 |
| Figure 2.4 : modèle numérique 3D de Bucaille [20]..... | 17 |
| Figure 2.5 : à gauche : image des fissures par microscope laser confocal en fluorescence. À droite : reconstruction 3D des fronts de fissures afin de les intégrer dans le modèle numérique. | 18 |
| Figure 2.6 : à gauche - Remaillage par zone suivant la zone de contact, à droite – Rayure avec une sphère..... | 19 |
| Figure 2.7 : distribution de la contrainte σ_{xx} dans le film. | 20 |
| Figure 2.8 : diagramme du chargement d'un point de l'interface le long du plan de symétrie. Critère de rupture de l'interface basé sur l'équation inspirée de Dang Van et Maitournam [32]. | 20 |
| Figure 2.9 : (a) profils 3D de deux surfaces rugueuses en contact d'une avec deux couches et (b) vue de dessus des zones de contact. | 21 |
| Figure 2.10 : modèle 3D par éléments finis pour la simulation de l'essai de rayure; (a) vue d'ensemble (b) détail autour de l'indenteur [36]. | 22 |
| Figure 2.11 : Distribution des contraintes principales max durant l'essai de rayure [36]. | 23 |
| Figure 2.12 : illustrations de l'essai de rayure avec trois types de réponses mécaniques : labourage, laminage et décollement du film [37]. | 23 |
| Figure 2.13 : modèle utilisé par Holmberg <i>et al.</i> [37,38,41]. | 24 |
| Figure 2.14 : modèle par élément fini à l'état initial et après rayure, calcul de la contrainte effective. | 24 |
| Figure 2.15 : vue de dessus de la distribution du critère de von Mises pour trois profondeurs de rayures différentes pour un substrat revêtu d'un film rayé par un indenteur sphérique. Avec d la profondeur d'indentation et h l'épaisseur du film..... | 25 |
| Figure 2.16 : topographie typique d'une rayure sur une surface de verre silicate sodo-calcique et sa micrographie. Définition des régimes d'endommagement I, II et III. | 25 |
| Figure 2.17 : exemples d'endommagements pour une rayure de gauche à droite. Fissuration concave arrière (à gauche) et usinage (à droite)..... | 26 |
| Figure 2.18 : cloquage d'un film [48]..... | 27 |
| Figure 2.19 : maillage du modèle de Errotabehere [51] selon différentes vues : (a) vue de côté (plan xy), (b) vue de côté zoomée (plan xy) et (c) vue de dessus (plan xz). | 29 |
| Figure 2.20 : évolution du cisaillement global ζ en fonction de la contrainte normale σ_{yy} à l'interface basecoat/topcoat pour $z=0$ | 30 |
| Figure 2.21 : diagramme $(\tau; \sigma_{yy})$ pour l'ensemble des nœuds compris dans le quadrillage – Les points rouges représentent les nœuds du plan de symétrie. | 30 |
| Figure 2.22 : Enveloppe d'endommagement dans le plan σ_1 - σ_2 pour un PMMA à température ambiante [57]. | 31 |
| Figure 2.23 : schéma des contraintes et déformations subies par un massif durant sa rayure [37]. | 35 |
| Figure 3.1 : Schéma du banc d'essai de rayure Micro-Visio-Scratch..... | 38 |
| Figure 3.2 : photo du MVS de l'équipe du Pr. C. Gauthier. | 39 |

| | |
|---|----|
| Figure 3.3 : principe de l'essai de rayure avec le MVS. | 39 |
| Figure 3.4: caractéristiques géométriques d'un indenteur sphérique..... | 40 |
| Figure 3.5 : représentation des déformations et des endommagements lors de la rayure d'un matériau déformable. | 42 |
| Figure 3.6 : Craquelure du PMMA observée <i>in-situ</i> en sommet de pointe, en micrographie <i>post-mortem</i> et profilographie 3D. Pointe de 116 μm , force normale de 4 N et vitesse de 0,03 mm/s, température ambiante. | 42 |
| Figure 3.7 : bandes de cisaillement observées <i>in-situ</i> à l'avant du contact pour le PC, en profilographie 3D. Pointe de 116 μm , force normale de 6 N et vitesse de 0,03 mm/s, température ambiante. | 43 |
| Figure 3.8 : fissures concaves à l'arrière du contact pour le CR39, en micrographie et profilographie 3D. Pointe de 116 μm , force normale de 8,5 N et vitesse de 0,03 mm/s, température ambiante. | 43 |
| Figure 3.9 : schéma de la rayure d'un substrat revêtu d'un film anti-rayure. | 44 |
| Figure 3.10 : écaillage d'un film nano-composite déposé sur un substrat de PC à 90°C et pour une vitesse de 0,03 $\mu\text{m/s}$ (rupture transversale). | 45 |
| Figure 3.11 : cloquage d'un film nano-composite déposé sur un PC rayé par un indenteur sphérique R 116 μm à 10 $\mu\text{m/s}$ pour une température de 90 °C (rupture interfaciale) [48,74]. | 45 |
| Figure 3.12 : cloquage puis écaillage d'un film nano-composite déposé sur un PC rayé par un indenteur sphérique R 116 μm à 10 $\mu\text{m/s}$ pour une température de 50 °C (rupture interfaciale et transversale) [48,74]. | 46 |
| Figure 3.13 : loi de comportement élastique-plastique bilinéaire..... | 49 |
| Figure 3.14 : loi de comportement de G'Sell et Jonas..... | 50 |
| Figure 3.15 : Modèle massif en éléments finis 3D développé et son repère (x,y,z). | 51 |
| Figure 3.16 : exemple de rayure simulée avec le modèle développé. | 51 |
| Figure 3.17 : table de chargement/déchargement (à gauche) et table de rayure (à droite)..... | 52 |
| Figure 3.18 : conditions limites du modèle. Blocage extérieur et translation imposée (à gauche); plan de symétrie (à droite)..... | 53 |
| Figure 3.19 : comparaison des lois de comportement élastique-plastique bilinéaire et de G'Sell et Jonas pour un PC avec une pente à 10% pour l'écrouissage de la loi bilinéaire..... | 54 |
| Figure 3.20 : vue de côté des <i>contact status</i> pour le cas bilinéaire (gauche) et G'Sell et Jonas (droite) pour un PMMA avec un frottement local $\mu = 0,3$ et une profondeur d'indentation identique. Le trait noir représente le sommet de la pointe..... | 55 |
| Figure 3.21 : capture d'écran des champs de (à gauche) déformation principale, (au milieu) contrainte principale, (à droite) cisaillement yz. | 56 |
| Figure 3.22 : modèle développé pour étudier les revêtements..... | 57 |
| Figure 3.23 : bord de l'aire de contact réelle (en blanc) superposée à la capture d'écran d'un champ de contrainte vu du dessus. | 61 |
| Figure 3.24 : aire de contact (en blanc) et ligne d'interface (en noir) superposées à un champ de contrainte vu de côté. | 61 |
| Figure 3.25 : repère (x,y,z) correspondant au modèle..... | 62 |
| Figure 3.26 : tracé des contraintes $\tau=f(\sigma_N)$ (en haut) et représentation des nœuds de l'interface (en bas). | 64 |
| Figure 4.1 : représentation des contraintes pour les nœuds de la surface du massif. Contrainte normale (haut); contrainte yz (milieu); contrainte zz (bas). ($\mu = 0$). | 69 |

| | |
|--|----|
| Figure 4.2 : représentation de la contrainte de cisaillement dans le plan τ en fonction de la contrainte normale σ_N pour toute la surface (en haut) et vue de dessus de la surface avec les codes couleurs (en bas). | 70 |
| Figure 4.3 : cartes τ_{yz} en élastique pour les frottements $\mu = 0$ (à gauche), $\mu = 0,3$ (au milieu) et $\mu = 0,6$ (à droite). Écart entre le sommet de la bille et le changement de signe de τ_{yz} | 73 |
| Figure 4.4 : matériau élastique avec frottement 0,3. (en haut) Contrainte de cisaillement en fonction de la contrainte normale pour tous les nœuds de la surface du massif. (en bas) Vue de dessus de la surface considérée avec les différentes zones d'étude : zone avant du contact (bleu), zone arrière du contact (rouge) zone avant hors-contact (vert), zone arrière hors-contact (violet) et la zone de conditions limites (gris). | 74 |
| Figure 4.5 : mise en évidence des nœuds dont le cisaillement est négatif (matériau élastique avec frottement 0,3). | 74 |
| Figure 4.6 : même représentation que la Figure 4.4 (matériau élastique avec frottement 0,3) avec mise en évidence du chemin de deux lignes de nœuds particulières (matériau élastique, $\mu = 0,3$). ... | 75 |
| Figure 4.7 : comparaison des courbes cisaillement/contrainte normale pour un matériau élastique avec différents frottements : $\mu = 0$ en vert; $\mu = 0,3$ en bleu; $\mu = 0,6$ en rouge. | 76 |
| Figure 4.8 : représentation des contraintes pour les nœuds de la surface du massif. Contrainte normale (haut); contrainte yz (milieu); contrainte zz (bas). (élasto-plastique, $\mu = 0$). | 78 |
| Figure 4.9 : Vue de dessus de la carte σ_{zz} pour un élasto-plastique avec $\mu = 0$ | 79 |
| Figure 4.10 : Contrainte de cisaillement dans le plan τ en fonction de la contrainte normale σ , pour les nœuds de la surface d'un massif élasto-plastique sans frottement local (en haut), et vue de dessus de la surface pour le rappel des codes couleur (en bas). Matériau élasto-plastique ($E = 3,5$ GPa, $\sigma_y = 100$ MPa, $a/R = 0,7$, $\mu = 0$). | 80 |
| Figure 4.11 : (en haut) représentation cisaillement/contrainte normale pour tous les nœuds de la surface d'un massif élasto-plastique avec frottement 0,3. (en bas) vue de dessus de la surface considérée avec les différentes zones étudiées identifiées par couleur. | 82 |
| Figure 4.12 : exemple d'étude de champ de contrainte avec traitement d'image. | 83 |
| Figure 4.13: endommagement du PMMA : (à gauche) visualisation <i>in-situ</i> lors de la rayure de gauche à droite, (au milieu) vue de dessus <i>post-mortem</i> , (à droite) profilométrie 3D. | 85 |
| Figure 4.14: Craquelure du PMMA : a) vue macro du sillon, b) vue d'une section des craquelures, c) zoom du fond de fissure avec observation de fibrilles. | 86 |
| Figure 4.15: contrainte totale principale max pour le PMMA. | 87 |
| Figure 4.16 : déformation totale principale max (à gauche) et pression hydrostatique (à droite), pour le PMMA. | 87 |
| Figure 4.17 : schéma des bornes avant (a) et arrière (-b) du contact. | 88 |
| Figure 4.18 : courbes ε_1 et σ_1 et σ_H en fonction de l'axe de rayure z , pour le PMMA ($a/R = 0,6$, $\mu = 0,3$). | 88 |
| Figure 4.19 : critères de craquelure appliqués à la simulation de la rayure du PMMA : Gearing et Anand (en haut) et Oxborough et Bowden (en bas). | 89 |
| Figure 4.20 : endommagement du PC : (à gauche) visualisation <i>in-situ</i> lors de la rayure de gauche à droite, (au milieu) mise en évidence des bandes de cisaillements, (à droite) profilométrie 3D. | 90 |
| Figure 4.21 : Contrainte de cisaillement dans le plan de la rayure. | 91 |
| Figure 4.22 : carte de distribution de $ \sigma_1 - \sigma_3 $ (en haut) et la même carte avec saturation de l'échelle pour distinguer les valeurs maximales (en bas). | 92 |

| | |
|---|-----|
| Figure 4.23 : endommagements du CR39 : (à gauche) visualisation <i>in-situ</i> lors de la rayure de gauche à droite, (au milieu) vue du dessus <i>post mortem</i> , (à droite) profilométrie 3D..... | 93 |
| Figure 4.24 : déformation dans le plan suivant l'axe de rayure..... | 94 |
| Figure 4.25: pression hydrostatique (à gauche) et contrainte compression/traction dans le plan (à droite)..... | 94 |
| Figure 4.26 : saturation des distributions de ϵ_{33} (à gauche) et σ_{33} (à droite)..... | 94 |
| Figure 5.1 : rupture se produisant pendant la rayure d'un PC revêtu dont l'interface n'a pas été-nettoyée à la soude (rayon de la pointe R 240 μm)..... | 98 |
| Figure 5.2: PC revêtu avec interface à faible adhérence – évolution des endommagements. (Source équipe ICS)..... | 98 |
| Figure 5.3 : schématisation du décollement du film à l'avant de l'indenteur, à partir du bourrelet [74]. | 99 |
| Figure 5.4 : (à gauche) PC revêtu à interface non optimisée et (à droite) PC revêtu à interface nettoyée avec de l'hydroxyde de sodium. | 100 |
| Figure 5.5 : Contrainte normale positive à l'interface (à gauche, interface vue de dessus et vue de coté avec film) et contrainte de cisaillement dans le plan (à droite, vue de dessus de la surface et vue de coté). Les contours blancs représentent l'aire de contact. | 101 |
| Figure 5.6 : vues de dessus de la contrainte normale positive à l'interface pour différents paramètres du film..... | 103 |
| Figure 5.7 : revêtements "A" (à gauche) et "Z" (à droite) présentant le même type de fissures mais avec délaminage pour le film "A". La vitesse de rayure diminue de la façon suivante : 9,2 mm/s (en haut), 0,72 mm/s (au milieu) et 0,001 mm/s (en bas). | 105 |
| Figure 5.8 : Schématisation de la fissuration et de l'amorçage du délaminage pour un PC revêtu. .. | 106 |
| Figure 5.9 : la localisation de l'amorçage de la rayure dépend du rayon de la bille (images originales en dessous). CR39 revêtu..... | 108 |
| Figure 5.10 : champs de contrainte de traction σ_{33} (à gauche) et déformation en traction ϵ_{33} (à droite) pour un film élastique et un film élasto-plastique. | 108 |
| Figure 5.11 : contrainte/déformation pour des essais de traction pure sur des échantillons de CR39 vernis à différentes vitesses et températures..... | 109 |
| Figure 5.12 : influence du ratio a/R , $\mu = 0,3$, film EP..... | 110 |
| Figure 5.13 : images <i>in-situ</i> de la rayure d'un CR39 revêtu. a) à 20°C, b) à 60°C et c) à 80°C..... | 110 |
| Figure 5.14 : courbes $\sigma_y = f(d\epsilon/dt)$ pour le CR39 en variation de température. Valeur prise en compte : $d\epsilon/dt = 10^{-2}(\text{s}^{-1})$ | 111 |
| Figure 5.15 : courbes $E' = f(\theta)$ pour le CR39 en variation de température. | 111 |
| Figure 5.16 : courbes de frottement apparent $\mu = f(V_{tip})$ pour le CR39 en variation de température. Valeur prise en compte : $V_{tip} = 10^{-3}(\text{mm/s})$ | 112 |
| Figure 5.17 : courbes de compression $\sigma = f(\epsilon)$ pour le CR39 en variation de température. Valeur prise en compte : $d\epsilon/dt = 10^{-2}(\text{s}^{-1})$ pour 20°C (à gauche), 60°C (au milieu), et 80°C (à droite). Loi bilinéaire extraite en orange. | 112 |
| Figure 5.18 : fréquence d'apparition des fissures en fonction de la largeur de contact (CR39 revêtu, R = 100 μm). | 113 |
| Figure 5.19 : simulation correspondant à l'essai à 20°C : E = 2 GPa, $\sigma_y = 70$ MPa, Pente à 5%, et $a/R = 0,5$ | 114 |
| Figure 5.20 : simulation correspondant à l'essai à 60°C : E = 0,75 GPa, $\sigma_y = 30$ MPa, Pente à 20%, $\% = 0,45$ et $a/R = 0,5$ | 114 |

| | |
|---|-----|
| Figure 5.21 : simulation correspondant à l'essai à 80°C : $E = 0,33$ GPa, $\sigma_y = 13$ MPa, Pente à 65%, $\% = 0,36$ et $a/R = 0,5$. | 115 |
| Figure 5.22 : courbes de comportement $\sigma = f(\epsilon)$. En noir, la courbe mesurée expérimentalement pour le cas 60°C. En orange, la loi bilinéaire extraite et retour élastique linéaire simulé. | 116 |
| Figure 5.23 : simulation monocouche film E sur substrat E, $\mu = 0$ et $a/R = 0,41$. Vue de dessus (en haut) et de coté (en bas) : a) déformation dans l'axe de glissement ϵ_{33} , b) déformation totale principale max ϵ_1 , c) contrainte suivant l'axe de glissement σ_{33} et d) contrainte principal max σ_1 . | 117 |
| Figure 5.24 : représentation de la surface étudiée. | 119 |
| Figure 5.25 : cisaillement dans le plan de l'interface en fonction de la contrainte normale à l'interface. Il existe un domaine frontal, hors de l'aire de contact, où la contrainte normale à l'interface peut être positive. Représentation des nœuds de l'interface avec différenciation des nœuds avant (bleu) et arrière (rouge) du sommet de la pointe. | 120 |
| Figure 5.26 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de la surface d'un film de 10 μm d'épaisseur sur un substrat. | 121 |
| Figure 5.27 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 10 μm d'épaisseur, et la vue de dessus de cette interface. | 122 |
| Figure 5.28 : vue de coté de la distribution de la contrainte normale pour un film de 20 μm d'épaisseur. | 123 |
| Figure 5.29 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 20 μm d'épaisseur, et la vue de dessus de cette interface. | 123 |
| Figure 5.30 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 50 μm d'épaisseur et la vue de dessus de cette interface. | 124 |
| Figure 5.31 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film de 100 μm d'épaisseur, et la vue de dessus de cette interface. | 125 |
| Figure 5.32 : Comparaison des courbes $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface des films de 10 μm (en bleu) et 100 μm (en rouge) d'épaisseur. | 126 |
| Figure 5.33 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film avec un module d'Young multiplié par 10, et la vue de dessus de cette interface. | 127 |
| Figure 5.34 : Courbe $\tau=f(\sigma)$ pour tous les nœuds de l'interface d'un film avec un module d'Young divisé par 10, et la vue de dessus de cette interface. | 128 |
| Figure 5.35 : synthèse des valeurs maximales de la contrainte normale positive à l'interface en fonction du rapport $a/\text{épaisseur}$ et tendances linéaires. | 129 |
| Figure 5.36 : Champs de contraintes et déformations pour les pentes d'écroûissage 30/10. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de coté. | 130 |
| Figure 5.37 : Champs de contraintes et déformations pour les pentes d'écroûissage 30/0. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de coté. | 131 |
| Figure 5.38 : Vues de profil des contacts pour un couple 30%/10% (gauche) et 30%/0% (droite). | 131 |
| Figure 5.39 : Vue 3D de la distribution de la contrainte de traction/compression dans le plan de la rayure pour le couple 50%/0%. | 132 |
| Figure 5.40 : Champs de contraintes et déformations pour les pentes d'écroûissage 50/10. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de coté. | 132 |

| | |
|--|-----|
| Figure 5.41 : Champs de déformation en traction pour différents coefficients de frottement local. Film E (en haut) et film EP (en bas). $a/R = 0,5$ pour $R = 240 \mu\text{m}$ | 133 |
| Figure 5.42 : Champs de contraintes et déformations pour un frottement local de 0,2. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de coté. | 134 |
| Figure 5.43 : Champs de contraintes et déformations pour un frottement local de 0,2. De gauche à droite : contrainte de traction dans le plan ; contrainte principale max, déformation en traction dans le plan, déformation principale max, aire de contact vue de coté. | 134 |
| Figure 6.1 : exemples de modèles numériques multicouches. | 141 |
| Figure 6.2 : modèle par éléments finis avec texturation à l'interface développé au sein de mon équipe actuelle. Vue avec vernis (à gauche) et détail de la texturation à l'interface sans le film (à droite).. | 141 |

ANNEXES

Annexes

1 Systèmes massifs

1.1 Cartes de contraintes et déformations pour les trois matériaux massifs

1.1.1 PMMA :

Les cartes pour chaque critère sont présentées et analysées à la suite (Tableau 13).

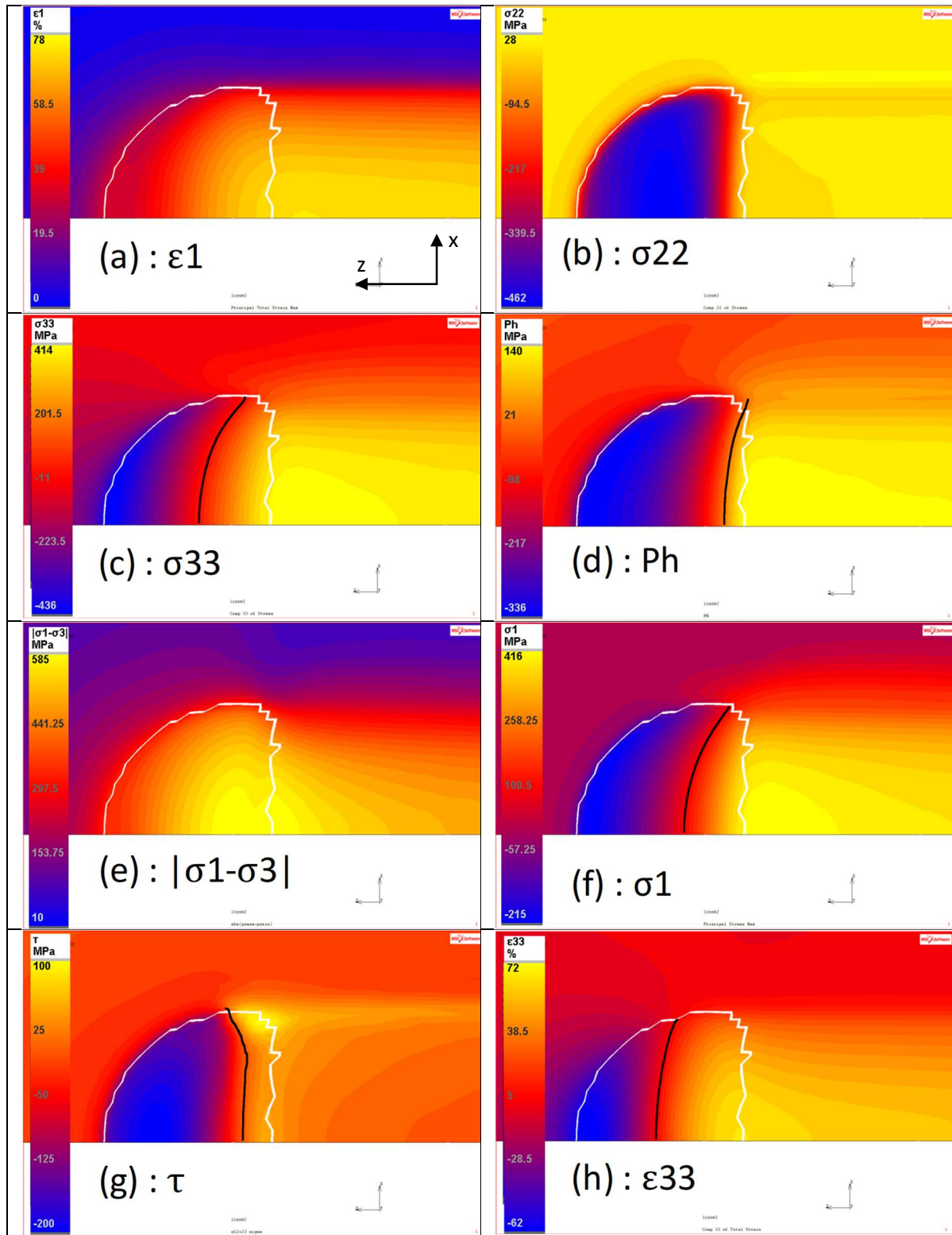


Tableau 13 : cartes de distribution. (a) déformation principale max ; (b) pression normale ; (c) contrainte suivant z ; (d) pression hydrostatique ; (e) cisaillement principal max ; (f) contrainte principale max ; (g) cisaillement calculé ; (h) déformation suivant z.

1.1.2 **PC :**

L'analyse des contraintes et déformations pour expliquer l'amorçage des endommagements observés expérimentalement est présentée par les cartes pour chaque critère (Tableau 14).

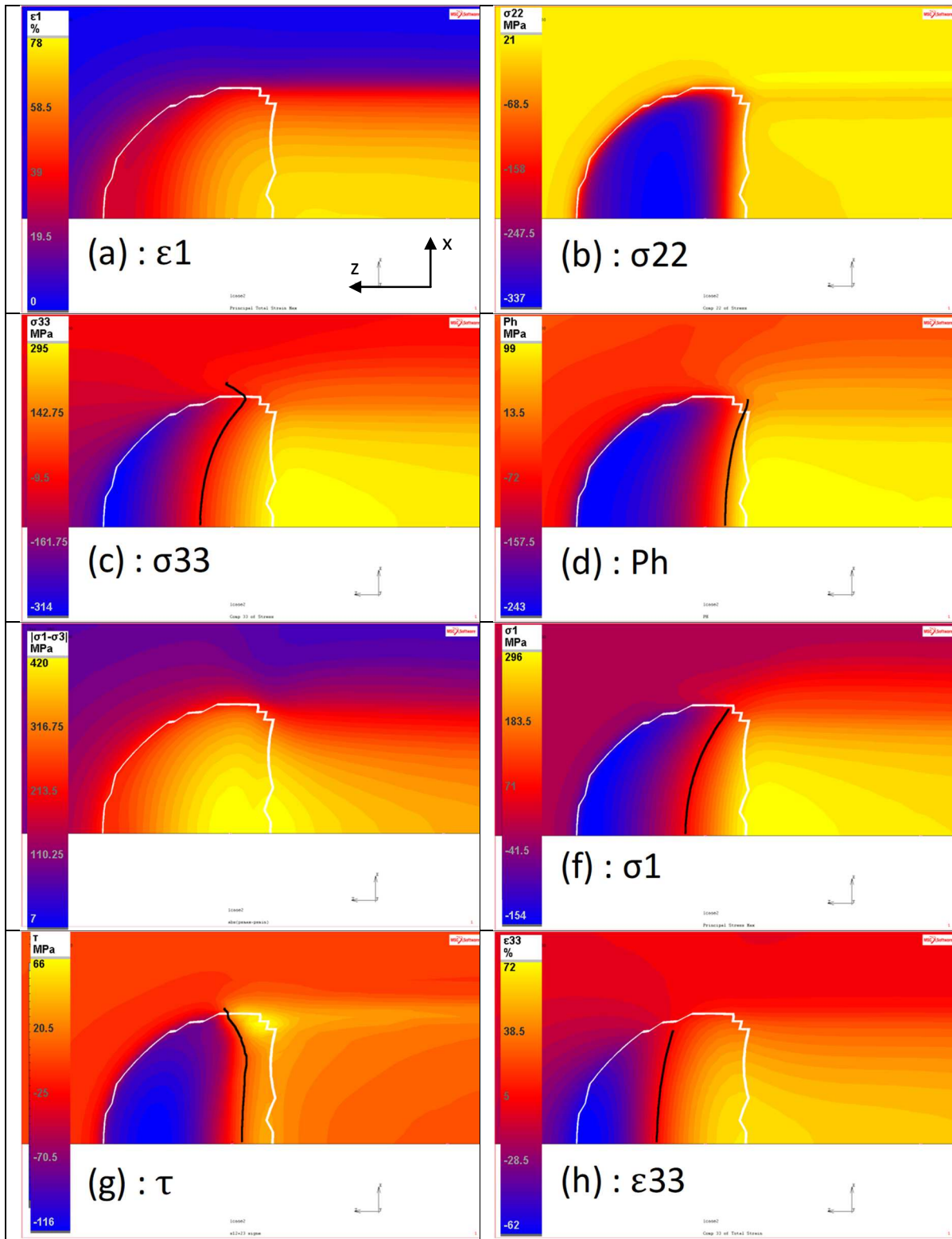


Tableau 14 : cartes de distribution. (a) déformation principale max ; (b) pression normale ; (c) contrainte suivant z ; (d) pression hydrostatique ; (e) cisaillement principal max ; (f) contrainte principale max ; (g) cisaillement calculé ; (h) déformation suivant z.

1.1.3 **CR39** :

Le Tableau 15 fait la synthèse des cartes des contraintes et déformations analysées.

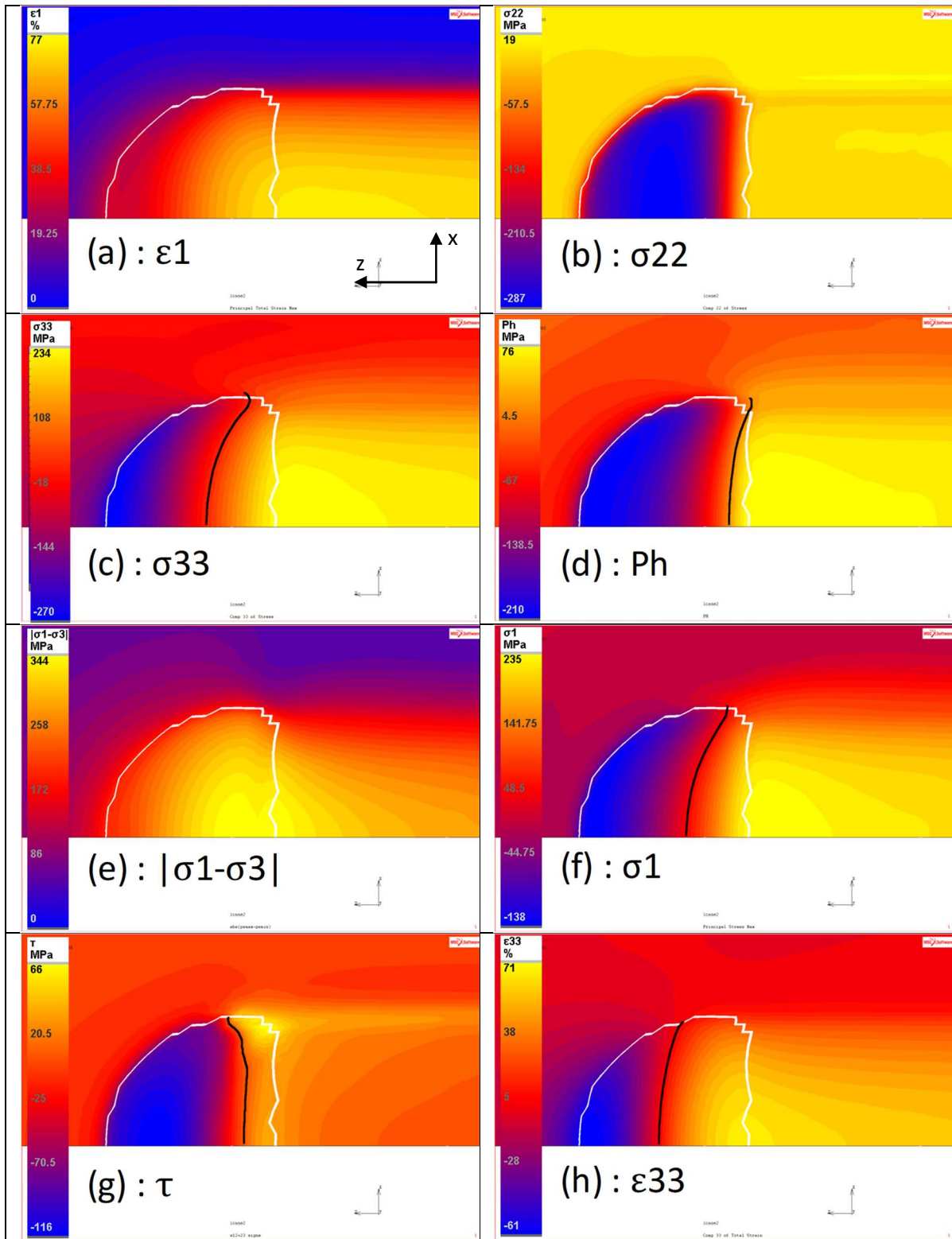


Tableau 15 : cartes de distribution. (a) déformation principale max ; (b) pression normale ; (c) contrainte suivant z ; (d) pression hydrostatique ; (e) cisaillement principal max ; (f) contrainte principale max ; (g) cisaillement calculé ; (h) déformation suivant z.

Influence des longueurs internes sur la tenue mécanique d'un film anti-rayure.

Résumé

Notre connaissance des effets d'une rayure sur les surfaces polymères reste à approfondir. L'expérimentation donne des observations précieuses des phénomènes qui apparaissent durant la rayure, cependant, l'accès aux champs de contraintes et de déformations dans le matériau n'est pas possible, ce qui est pourtant un élément clé pour la prédiction de l'amorce des fissures.

Nous utilisons un essai de rayure sur des matériaux transparents, qui permet la visualisation in situ des endommagements, des dimensions de la zone de contact et du frottement. Les endommagements, en termes de craquelures, fissurations et bandes de cisaillement sont identifiés sur trois polymères massifs (PMMA, CR39 & PC).

En parallèle, nous utilisons la modélisation 3D par éléments finis pour étudier la réponse mécanique pendant la rayure de ces trois matériaux polymères, afin d'identifier des critères d'amorçage de fissures.

Enfin, des systèmes revêtus sont étudiés et le délaminage et la fissuration du film sont discutés. Ces considérations font entrevoir les perspectives possibles en termes de pistes d'amélioration pour la protection des substrats par dépôt de films minces.

Mots-clés : Rayure, Polymère, Modélisation, FEM, Critères, Films, Endommagements.

Résumé en anglais

Our knowledge of scratch effects on polymeric surfaces is still limited. The experimental approach gives precious observations of phenomena which occur during scratching, however, it does not allow to get insight the stress distribution within the material, a key feature for crack initiation prediction.

A scratch test is used on transparent materials, that allows to visualize in situ damages appearance, the dimension of the contact zone and friction. The damages, in terms of crazing, cracking and shear bands are identified on three bulk polymers (PMMA, CR39 & PC).

In parallel, we use 3D finite element modelling to study the mechanical response during a scratch test on these three polymeric materials, in order to identify crack initiation criteria.

Finally, coated systems are studied and delamination/cracking of thin films are discussed. These considerations point to possible prospects in terms of improvement paths for the protection of substrates by thin films coating.

Key words: Scratch, Polymer, Modelling, FEM, Criterion, Coatings, Damages.