

République Algérienne démocratique et populaire
الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
Ministère de L'enseignement Supérieur et de la Recherche
Scientifique
Université Ferhat Abbas-Setif1 (Algérie)

THÈSE

Présentée pour obtenir le grade de
DOCTEUR EN SCIENCE DE L'UNIVERSITÉ DE SETIF1
Option : **MÉCANIQUE APPLIQUÉE**

Par

BENSAID Nasreddine

Laboratoire de mécanique de précision appliquée
Institut d'optique et de mécanique de précision

Analyse et simulation des paramètres de rayabilité du verre Silico-Sodo-Calcique traité

Soutenue le 13/12/2018

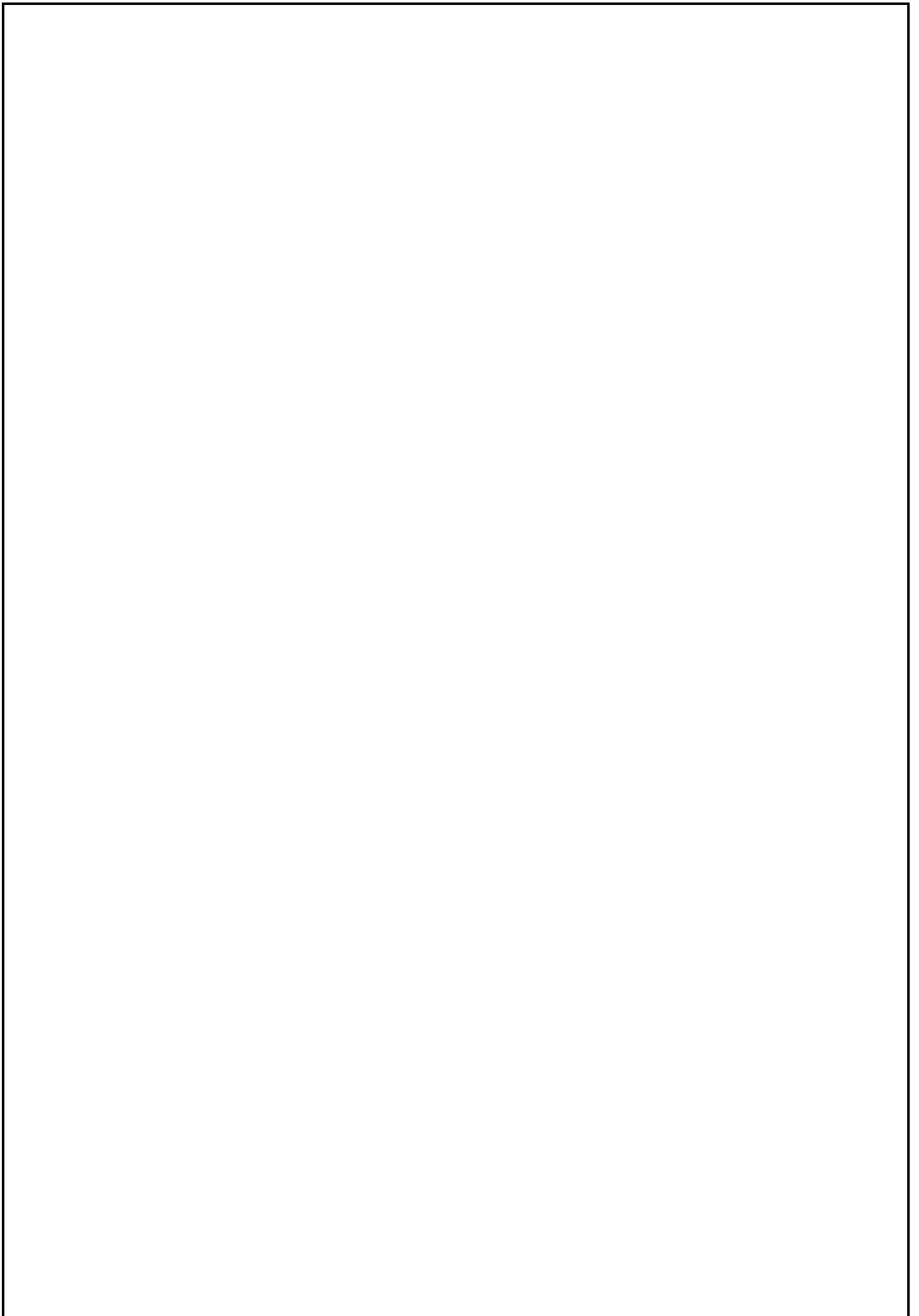
Devant la Commission d'examen

Président Mr : N. BOUAOUADJA Professeur, Institut d'optique et mécanique de
précision Université Ferhat Abbas, SETIF1

Rapporteur Mr : S. BENBAHOUCHE Professeur, Institut d'optique et mécanique de
précision Université Ferhat Abbas, SETIF1

Examineur Mr : Y. KHELFAOUI Professeur, Département de Génie Mécanique
Université A/MIRA, BEJAIA

Examineur Mr : S. MAHTOUT Professeur, Département de physique
Université A/MIRA, BEJAIA



REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier Mr Benbahouche Saci mon directeur de thèse, pour m'avoir permis de travailler sur un sujet des plus intéressant, ses conseils et son aide précieuse mon été très bénéfique. Je tiens aussi à remercier Mr Zougab Nabil ainsi que Mr Kara Mohamed pour leur disponibilité, leur peine et leur aide autant bénéfique pour la partie simulation, Comme je tiens à remercier Mr Bouaouadja Noureddine d'avoir accepté de présider le Jury de la commission d'examen.

Mes remerciements vont également à Mr khelfaoui Youssef et Mr Mahtout Sofiane qui ont acceptés avec enthousiasme de participer au jury en tant qu'examineurs.

Je remercie également ma famille qui m'a soutenue tout au long de ce travail, mes parents, mes amis pour leurs encouragements.

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

SOMMAIRE

Chap I : THEORIE DU RAYAGE	p12
I. Généralités sur les verres	p12
1) Définition et caractéristiques.....	p12
2) Les différents types de verres.....	p13
a) Les verres d'oxydes.....	p13
b) Les verres métalliques.....	p18
II. Le rayage des Matériaux	p18
1) ESSAI D'INDENTATION.....	p19
2) ESSAI DE RAYAGE.....	p19
3) FACTEURS INFLUENÇANT.....	p20
3. 1 Effet de la forme de l'indenteur.....	p20
3. 2 Effet de la charge au rayage.....	p22
3. 3 Effet de la lubrification.....	p23
3. 4 Effet de la température.....	p24
3. 5 Effet de l'hygrométrie.....	p24
3. 6 Effet de la vitesse du rayage.....	p26
a) Niveau de déformation.....	p26
b) Dureté.....	p27
c) Mécanique du contact normal.....	p27
d) Endommagement sous contact lors d'un essai de rayage.....	p28
e) Principe du frottement apparent.....	p30
4) Approche par modélisation numérique des contraintes de contact.....	p32
5) Critère et loi de comportement en simulation numérique.....	p35
5. 1 Endommagement du matériau.....	p36
5. 2 Comportement des contraintes.....	p37

Chap II : RAYAGE DU VERRE SILICO-SODO-CALCIQUE.....p45

II. 1 Rayage du verre silico-sodo-calcique ordinaire.....p45

- Influence de la charge normale sur la résistance mécanique.....p45
- Résultats et discussions.....p47
- Modèle de comportement en fissuration.....p52
- Conclusion.....p55

II. 2 Rayage du verre silico-sodo-calcique traité.....p55

1. Généralité.....p55
2. Procédure Expérimentale.....p55
3. Résultats et analyses.....p57
 - Influence de la vitesse de rayage sur la géométrie de la rayure.....p57
 - Variation de la profondeur de la fissure médiane.....p59
 - Variation du coefficient de frottement.....p60
 - Variation de la résistance mécanique.....p62
4. Conséquences.....p63
5. Conclusion.....p64

ChapIII : SIMULATION NUMERIQUE DES PARAMETRES DE RAYAGE.....p66

- III. 1** Introduction.....p66
- III. 2** Tenseur de Contraintes.....p66
- III. 3** État de contraintes planes.....p67
- III. 4** Contrainte équivalente.....p68
- III. 5** Critère de Rankine.....p68
- III. 6** Cas des contraintes planes.....p69
- III. 7** Modélisation Mécanique.....p69
- III. 8** Résultats et interprétations.....p73

III. 9 Conclusion.....	p80
III. 10 Conclusion générale et perspectives.....	p81
BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE I.....	p82
BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE II.....	p86
BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE III.....	p88
NOMENCLATURE.....	p89
ANNEXE.....	p90

Résumé

Le contact entre une particule solide et une surface d'un matériau fragile est fondamentalement intéressant pour comprendre la formation et la propagation des fissures ainsi que la dégradation générale des céramiques et des surfaces vitrées exposées aux différentes agressions extérieures ou provoquées lors d'un usinage soit par érosion, corrosion par abrasion ou par rayage . Il constitue également une méthode de base pour estimer la dureté et la résistance à la rupture par indentation ou par rayage des matériaux fragiles.

Le présent travail consiste à renforcer la résistance mécanique du verre SLS par génération de contraintes internes instaurant un état de compression au voisinage de sa surface par un traitement chimique et celui d'un traitement thermique. Pour essayer de comprendre en premier lieu le système et le processus de fissuration notre approche consister à effectuer des tests de rayage d'échantillons de verres ordinaire (à l'état brut) par le scléromètre linéaire de l'université de Rennes I sous des charges normale variables allant de 0,1N à 2N en fixant la vitesse de rayage à $10\mu\text{m/s}$, les différents paramètres du test tel que la longueur de la rayure, la charge appliquée et la vitesse de rayage sont contrôlés instantanément. Les principales valeurs mesurées sont la fissure médiane, le coefficient de frottement et leurs conséquences sur la résistance mécanique à la flexion ainsi que la ténacité du verre silico-sodo-calcique. Nous avons également associé à ces résultats des graphes qui ont permis de préciser le type de dommage induit dans les conditions de l'essai. Nous avons déterminé le seuil de charge à l'origine de la fissure médiane, ce qui nous a permis de corriger la formule originale de Swain, de proposer un autre modèle ainsi que la détermination de la charge optimale pour assurer une bonne coupe du verre. Cette approche nous a également permis de mettre en évidence l'influence de la charge appliquée lors du test de rayage et examiner par la suite d'un graphe de microfissuration la réponse à cette expérience, le coefficient de frottement apparent et la résistance mécanique (test post-rayure) sont étudiés et discuté pour ce type de verre (silico-sodo-calcique) ou verre à vitre de composition standard. Nous avons constaté que lorsque la charge normale augmente, la profondeur de la fissure médiane semble se stabiliser à environ $100\mu\text{m}$ de longueur. Corrélativement, on à observé que la résistance mécanique du verre rayé reste à environ 40 MPa quelle que soit la charge exercée au-dessus de 0,5 N. ces résultats ont contribué à la compréhension des facteurs existants contrôlant les rayures dans les verres. En second lieu et afin d'évaluer ce renforcement mécanique, des tests de rayage d'échantillons de

verre brut sont traités par la trempe thermique, la trempe chimique (nitrate de potassium) et le recuit ont été effectués avec des chargements et des vitesses de rayage cette fois-ci variables, nous avons pu vérifier, à partir des résultats présentés, que les paramètres que nous contrôlons au moment de l'essai de rayage ont un effet déterminant sur la résistance mécanique du verre silico-sodo-calcique. L'influence de la vitesse de rayage a été bien évidente sur les échantillons bruts et traités mise en évidence par des graphes montrant une corrélation négative avec la charge ou leurs variations vont en sens opposées. Nous avons également mis en évidence que l'état contraint du matériau par un traitement de surface induit une propagation de défauts de surface considérablement retardée par des taille de fissures sensiblement plus faible, et une résistance mécanique beaucoup plus accrue, les résultats des échantillons trempé chimiquement ont montrés une résistance au rayage beaucoup plus élevée que ceux de la trempe thermique par rapport aux échantillons rayés à l'état brut, l'échange ionique Na^+/K^+ ou la géométrie atomique à permis l'instauration d'un état compressif réagissant sur la résistance de façon positive. Enfin on a pu vérifier les résultats obtenus notamment, ceux du rayage ordinaire avec le nouveau modèle de fissuration qui à été proposé par une simulation numérique avec le logiciel MATLAB qui nous à fournis des résultats en confrontations très proches et similaires à nos résultats expérimentaux que ce soit en paramètres géométriques de la rayure ou en paramètres recherchés tel que la profondeur de la fissure médiane appliquée sous notre modèle proposé, ces résultats ont été montrés sous formes de graphes illustratifs. La simulation numérique des paramètres de rayage a également illustré par des graphes, l'effet des faibles charges par un micro-rayage sur le comportement et l'évolution des différentes contraintes, vis-à-vis des limites du domaine auquel appartient la structure du verre utilisé, les zones sous contraintes de compression et de tractions responsables des amorces de fissures et la conséquence de dégradation de résistance mécanique apparaissent aussitôt que la sollicitation est exercée et leurs évolutions restent liées à la variation des paramètres de rayage.

Abstract

Contact between a solid particle and a surface of a brittle material is fundamentally interesting to understand the formation and the propagation of cracks as well as the deterioration in general on the ceramics and glasses surface exposed to the different exterior attacks either by erosion, abrasion corrosion or by scratching. It also constitutes a basic method to estimate the hardness of an indentation or scratching and the strength to fracture of brittle materials.

The present work consists in reinforcing the mechanical strength of the SLS glass by generating internal stresses that establish a state of compression in the vicinity of its surface. In order to evaluate this reinforcement, scratch tests of raw glass samples treated with chemical quenching (potassium nitrate) were carried out by the linear sclerometer with a variable load and a scratch speed. These different parameters of the test are instantly controlled the length of the scratch, the applied load and the speed of scratching. The main values measured are the median crack, the coefficient of friction and their consequences on the bending strength as well as the toughness of soda-lime glass. We also associated graphs with these results, which made it possible to specify the type of damage induced under the conditions of the test. We also determined the load threshold at the origin of the middle crack, which allowed us to correct the original Swain formula, to propose another model and the load to ensure a good glass cut. We were able to verify, from the presented results, that the parameters that we control at the time of the scratch test have a decisive effect on the mechanical resistance of the silico-soda-lime glass. Finally, we have demonstrated that the constrained state of the material by a surface treatment induces a propagation of surface defects considerably delayed by crack sizes significantly lower, and a much greater mechanical strength.

INTRODUCTION

Le renforcement mécanique du verre par le traitement d'une trempe chimique, d'une trempe thermique ou encore par un recuit est typiquement un problème scientifique apportant des solutions techniques inhérentes à sa fragilité, néanmoins le moindre défaut de surface mis sous tension par utilisation ou manipulation courante et sous l'effet de sollicitations mécaniques extérieures peut provoquer sa rupture. L'utilisation intense du verre dans les structures architecturales, génie civile, mobilier, transport...etc. est confrontée à des problèmes de géométries, de manipulations, de fixations et d'entretien qui engendrent des microfissures superficielles altérant le profil extérieur et fragilisant le réseau de façon très sensible. Actuellement, les verres sans endommagement et fissures offrent un rendement meilleur, toute forme d'impact, de rodage de polissage ou de rayage de particules sur le matériau déclenche un processus de déformation de la structure basé sur une interaction contrôlée par des paramètres liées à la particule et à la surface du matériau[1], ces conséquences font l'objet de plusieurs travaux basés sur le frottement indenteur/indenté de différentes géométries [2,3] sur les propriétés mécaniques de l'indenteur utilisé et son influence sur la déformation [4] sur la nature de rayage par ou sans lubrification [5,6] et par l'action de certaine solution sur la surface du verre [7].

Le présent travail consiste à renforcer la résistance mécanique du verre SLS par génération de contraintes internes instaurant un état de compression au voisinage de sa surface. Afin d'évaluer ce renforcement, on a envisagé des études approfondies par des techniques d'analyse de surfaces expérimentales traitées et brut avec des tests de rayages sous différents paramètres. Les tests de rayage sur des échantillons de verre brut, trempé thermiquement, trempé chimiquement (nitrate de potassium) et traité par recuit ont été effectués par le scléromètre linéaire de l'université de Rennes I avec différents chargements et différentes vitesses de rayage. Les résultats expérimentaux obtenus montrent l'ampleur du renforcement ainsi obtenu. Dans le contexte de cette thèse, nous avons étudiés le comportement du verre float à l'état brut et à l'état traité en résistance et en frottement par l'essai de rayage. Le mémoire se compose de 3 chapitres :

Nous débutant ce travail par la théorie du rayage en évoquant des généralités sur les différents verres qui existe avec des notions sur l'essai d'indentation, l'essai du rayage, le principe d'endommagements et les déformations de surfaces en contact élastique, élasto-plastique,

viscoplastique ou encore plastique pour mettre en évidence l'initiation des fissures et les différentes caractéristiques intrinsèques du matériau ainsi que les différents paramètres mis en jeu pour arriver à analyser et expliquer les résultats obtenus.

Par la suite nous avons explorés à travers le chapitre du rayage des verres silico-sodo-calcique ordinaire, l'influence de la charge normale sur la résistance mécanique sous une vitesse de rayage contrôlée, mettant en évidence l'initiation de la fissure critique et le rôle du coefficient de frottement à cet effet, ce qui nous a mener à proposer une modification de l'équation de Swain dans son article intitulé « Micro-fracture about scratches in brittle solids » par un nouveau modèle d'équation montrant la relation entre la profondeur de la fissure médiane et la charge normale appliquée, en tenant compte de la charge seuil, nous avons également proposer une charge de rayage optimale pour obtenir une bonne coupe. En deuxième lieu et dans le but de renforcer la résistance mécanique, on a étudié cette fois-ci l'influence de la vitesse de rayage des verres SLS brut et traitées par une trempe chimique, une trempe thermique et un recuit, montrant ainsi les conséquences qui découlent par des variations surfaciques sur les propriétés intrinsèques du matériau par des essais appliqués à chaque type de verre traité

L'analyse de la simulation numérique constitue le dernier chapitre qui nous a permis d'être dans un ordre de grandeur comparable à celui de l'expérimentation, nous avons déduit la courbe charge/déplacement par la lois de comportement élastique puis des courbes d'états de contraintes plane par une loi de comportement élasto-plastique de Boussinesq dérivée de celle de Ahn .

La confrontation des résultats de la simulation avec ceux de l'expérience ont permis la discrimination des bonnes lois de comportements qui prennent en compte le plus possible les perturbations lors du test de rayage, de rendre compte le moins mal possible le comportement d'un verre float.

Le comportement mécanique, les lois de comportement utilisés dans la littérature et la simulation de l'essai de rayage ont fait que l'étude du problème s'avère complexe, 2cas se présentes : sous hypothèse de contraintes planes et de déformations planes. Par la suite, une étude plus précise en deux dimensions par l'indenteur Vickers, dont le plan de rayage est assimilé à l'indenteur conique car sa loi de comportement est déjà définie, par l'angle d'attaque et par le frottement sur les aspects évolutives des forces, coefficient de frottement apparent et morphologie de l'échantillon, les résultats obtenus ont constitués des bases à comparer avec les données expérimentaux.

En conclusion, notre travail est essentiellement basé sur, l'influence de la charge appliquée sur les paramètres géométriques de la rayure, la fissure médiane, le coefficient de frottement et leurs conséquences sur la résistance mécanique ainsi que, sur la ténacité du verre silico-sodo-calcique brut, d'autre part, sur l'influence de la vitesse de rayage, cette fois-ci sur les mêmes paramètres et leurs effets sur la résistance mécanique du même verre, mais, traité en plus, par une trempe chimique et une trempe thermique en comparaison avec le verre brut.

La confrontation de l'essai de rayure et sa simulation, constitue un argument solide pour l'interprétation des résultats obtenus. Une conclusion générale et des perspectives proposées ont été avancées en fin de cette thèse pour d'autres explorations.

Chap I : THEORIE DU RAYAGE

THEORIE DU RAYAGE

III. Généralités sur les verres

1) Définition et caractéristiques

Le verre est un matériau amorphe se remarquant d'un cristal par sa structure plus ou moins désordonnée des atomes conservant un ordre local, c'est l'état vitreux (Fig.1.1) obtenu par la trempe d'un liquide surfondu (compris entre la température de transition vitreuse T_g et la température de fusion T_f (Fig.1.2)

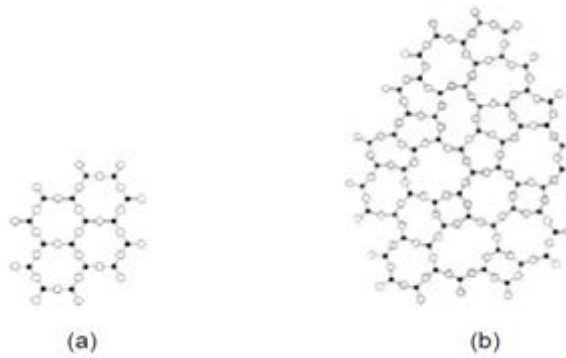


Fig.1.1 : Représentation schématique d'un cristal (a) et d'un amorphe (b) [9]

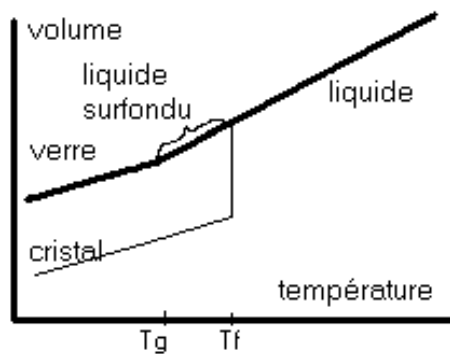


Fig.1.2 : Les 2 structures proposées par Zachariasen [9].

Le processus de solidification du matériau mène directement à la structure amorphe, son refroidissement au-dessous de sa température de fusion T_f le transforme en une structure cristallisée (Fig.1.3). La nature du mélange dépendant du temps nécessaire, joue un rôle

crucial pour un réarrangement de la structure, par contre, un refroidissement rapide empêche une cristallisation du liquide qui le transforme en liquide surfondu, ce qui le rend instable ou encore, hors équilibre thermodynamiquement du fait qu'il n'a pas atteint sa température de solidification. D'autre part, la cristallisation représente en quelque sorte l'état d'équilibre thermodynamique. Cette fois ci en abaissant rapidement la température de refroidissement du liquide surfondu jusqu'à atteindre la température de transition vitreuse T_g , la cinétique de la cristallisation est beaucoup plus lente ce qui permet l'apparition d'un matériau appelé verre, cette structure désordonnée lui affecte une meilleur isotropie. On rappelle que les verres sont vulnérables à la déformation élastique pour une température ($T < T_g$), qui peut se transformer en une déformation plastique à ($T < 0.7T_g$) mise en évidence par les essais d'indentations.

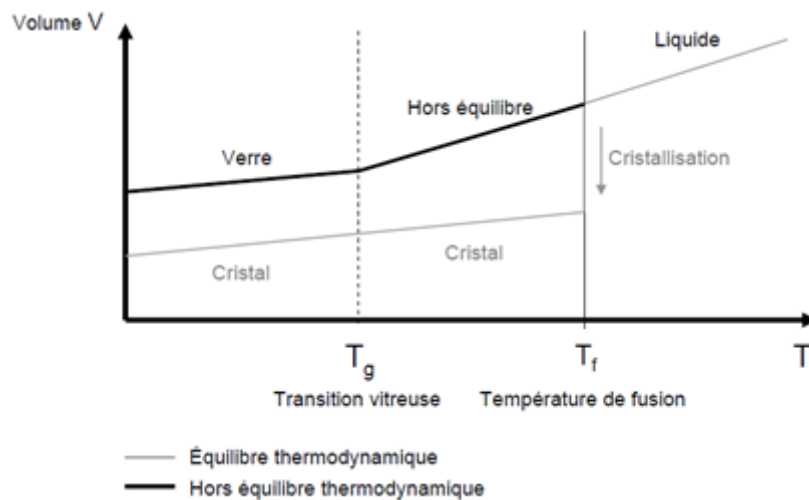


Fig.1.3 : Représentation schématique du passage du liquide au verre [10]

2) Les différents types de verres

a) Les verres d'oxydes :

Composés essentiellement de silice (SiO_2) formateur de réseau vitreux, comme base essentielle du matériau (70% sable) dont la température de fusion $T_f = 1730^\circ\text{C}$, une faible concentration de modificateurs de réseau (fondants et stabilisants) qui changent les propriétés mécaniques et chimiques du matériau, ce sont des oxydes abaissant la température de fusion à 1400°C tel que, l'oxyde de sodium Na_2O , l'oxyde de potassium K_2O , l'oxyde de magnésium MgO ou encore nitrate de potassium KNO_3 , les stabilisant (oxydes alcalino-terreux) quand à

eux, tendent à augmenter la résistance chimique du verre et son éclat tel que, la chaux CaO la magnésie MgO ou l'alumine Al_2O_3 et enfin, les intermédiaires jouant parfois les 2 rôles ou leur contraire [11]. Le verre float ou verre à vitre fait partie de cette famille composé de plus de 70% de silice.

L'utilisation des verres d'oxydes s'avère fréquente par rapport à celle des verres métalliques, 2^{ème} type de verre depuis longtemps, en raison d'usage très ancien de la silice (6000 ans par les égyptiens), nous pouvons citer quelques types :

– Rayage des verres d'oxydes

Le rayage de ce type de verre conduit, soit à la croissance de la dureté et du module de Young [12], source de propagation de fissures, en conséquence, opposée d'une réduction de la résistance à la rupture, dû à la présence d'une faible concentration de carbone, soit à une résistance à la rupture meilleure, par contre, le régime abrasif est plus agressif.

Cette rayure est plus profonde dans la silice vitreuse que dans l'oxycarbure SiOC (Fig.1.4)

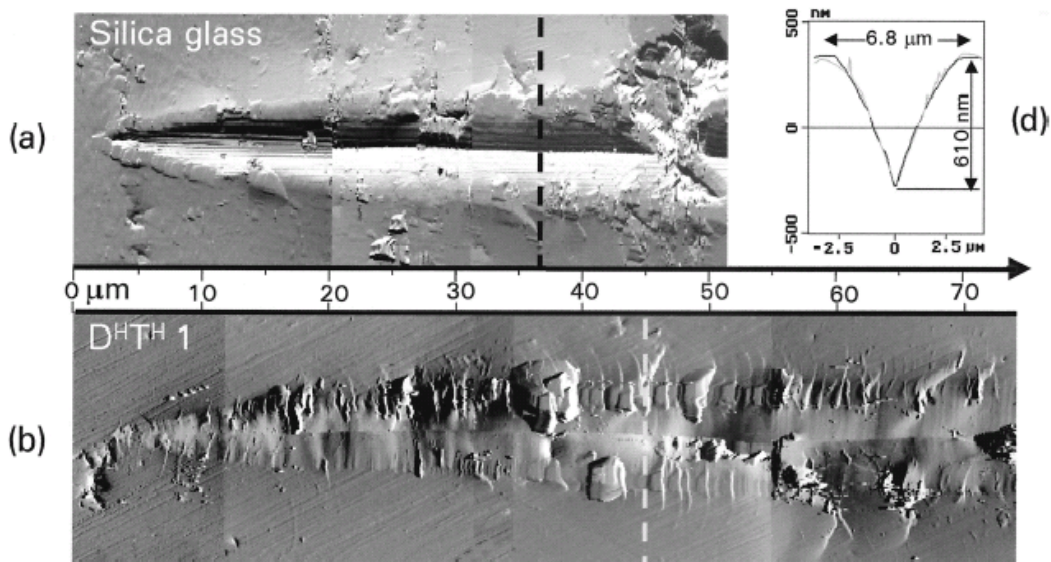


Fig.1.4 : Images d'un rayage à charge normale constante du régime micro-plastique
a) verre de silice (b) oxycarbure de silicium [13].

La Fig.1.5 montre la différence d'amplitude pour les deux sortes de verres

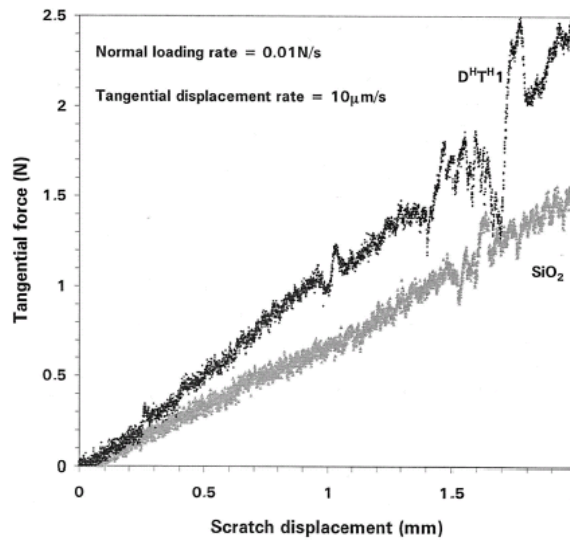


Fig.1.5 : Rayage effectué à l'air avec un chargement normal constant et un taux de déplacement tangentiel correspondant à l'observation de la Fig.1.4 [13].

Les verres oxycarbure possèdent de nanoparticules de carbone dont la concentration gouverne la fragilité du verre [14] (Fig.1.6)

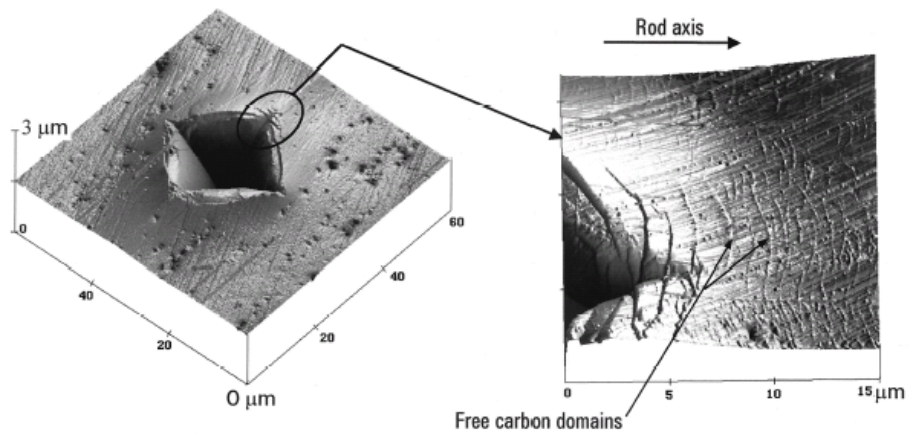


Fig.1.6: Indentation Vickers de 2.94N sur la surface d'un verre oxycarbure de silicium [13].

Par comparaison avec la silice vitreuse, celui-ci est gouverné par le procédé de densification grâce à leur haute teneur en silice et une flexibilité de l'angle des liaisons Si--O--Si, qui peuvent se déformer par glissement local et ou par densification [15-16] (Fig.1.7)

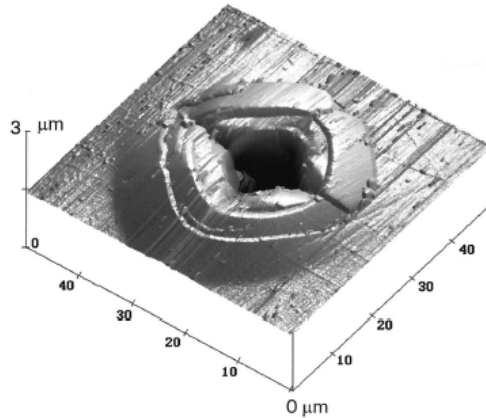


Fig.1.7 : Indentation Vickers sur un verre de silice vitreuse avec 2.94N de charge à l'air [13].

Une expression de la dureté Vickers est avancée [17] :

$$H_v = 1.854 \frac{P}{d^2}$$

Où :

P : Charge normale appliquée (Kg)

d : La moyenne arithmétique des 2 diagonales de l'empreinte (mm)

L'absence de la silice réduit la résistance à la rupture, bien que la dureté et le module d'élasticité soient élevés par rapport à ceux de la silice vitreuse [18] selon la relation :

$$K_{1c} = 0.59 \left(\frac{E}{H} \right)^{1/8} (\sigma_r P^{1/3})^{3/4}$$

Où :

K_{1c} : Facteur d'intensité de contrainte

σ_r : Résistance à la rupture par flexion

E : Module d'élasticité

H : La dureté Vickers

Conclusion :

- Pour les verres oxynitruure aluminosilicate de structure (Mg, Ca)-Si-Al-O-N, la substitution du calcium par le magnésium, provoque les changements de propriétés
- physiques et mécaniques du verre [19-20] tel que, la température de transition vitreuse, la densité, le module d'élasticités, la dureté et la résistance à la rupture [21].
- Pour les verres borosilicaté contenant une faible teneur en ions alcalins synthétisé [22], cela conduit à des performances mécaniques meilleures [23]. Il rend un réseau plus rigide et un module de Young plus élevé, ainsi que la dureté, la présence du bore et de l'aluminium dans le réseau réduit l'écoulement (pile-up), mais sa fragilité le rend sensible au régime micro abrasif [24]. voir (Fig.1.8)

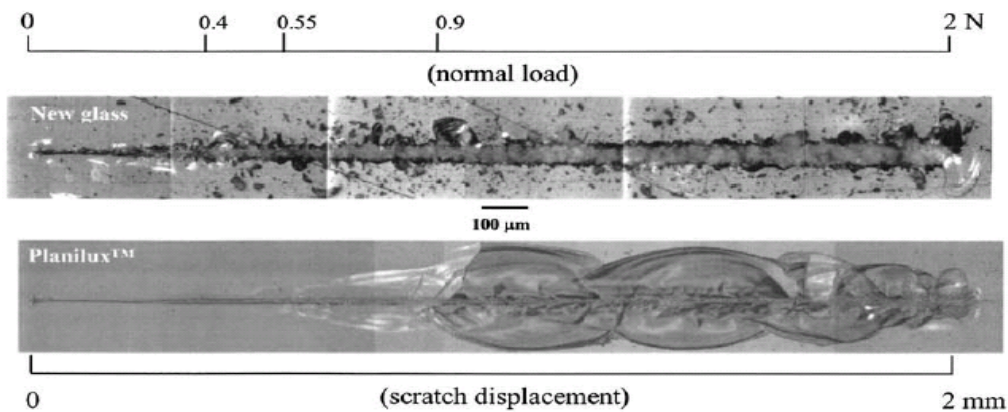


Fig.1.8 : Rayage du verre borosilicaté comparé au verre silico-sodo-calciques SLS Planilux[25].

Conclusion :

- Le comportement au rayage de ce verre est lié au degré de polymérisation NBO (0,66) par rapport à celui du verre SLS (0,46) qui s'oppose à l'écoulement du matériau et augmente la dureté.
- Le verre borosilicaté possède une bonne rigidité du réseau vitreux et un module de Young assez élevé gouverné directement par la densité des liaisons.

b) Les verres métalliques :

Les verres métalliques sont apparus récemment (moins de 60 ans) par les travaux de Klement [26], connus par leurs propriétés mécaniques remarquable, pouvant stocker de l'énergie élastique et la libérer sous différentes formes (impact de raquette de tennis, de balle de base-ball...etc), et C'est vers les années 1960, que commencés les toutes premières recherches relatives aux verres métalliques, qui ont poussés de nombreux chercheurs à explorer de façon particulière l'axe des propriétés mécaniques de ces matériaux, puisqu' ils présentent une grande résistance à la rupture, une bonne transmission optique, une déformation élastique pouvant atteindre (2%), et une résistance à la corrosion assez élevée, néanmoins, leurs domaines d'applications s'avère limités selon l'usage et l'application quotidienne. La vitesse de refroidissement nécessaire et la présence d'impureté dans le réseau cristallin, permettent lors de la phase de mise en forme, de faire apparaitre des contraintes liées à leurs fabrications. Les premiers rubans de verres métalliques étaient réalisés par Pol Duwez. L'évolution ensuite voit le jour avec de nouvelles compositions chimiques sans refroidissement rapide.

Vers les années 1974, la fabrication des tiges de verre métallique à base de (Pd-Cu-Si), surgissent en utilisant des vitesses de refroidissements très faible de 10^3K/s puis arrivent des familles de verres à base de magnésium (Mg) par Inoue en 1988 [27], à base de zirconium (Zr), par Zhang en 1991 [28], puis, par Atakan Peker [29]. En effet, la variation de la vitesse de refroidissement, voir de 0.1K/s à base de palladium [30] à des millions de Kelvins par secondes, des épaisseurs critiques ont été atteinte (72 mm) de diamètre (barreaux) de verre en (Pd), destinés à des applications militaires ou certains composants de moteurs, en conséquence, le champ d'application de ces matériaux devient élargi de façon remarquable. Les travaux d'actualités sont beaucoup plus dirigés vers les effets des conditions climatiques sur les caractéristiques intrinsèques du verre [31].

II. Le rayage des matériaux

L'essai d'indentation et de rayage, sont des essais qui permettent de comprendre les notions de base de la mécanique des surfaces et contribues à l'analyse et l'interprétation de nos résultats obtenues

1) ESSAI D'INDENTATION

L'essai d'indentation consiste à appliquer une force normale à la surface de l'échantillon par une pointe d'un corps solide appelé indenteur (Fig.2.1)

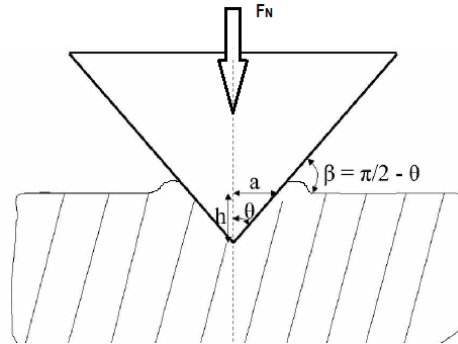


Fig.2.1 : Schéma de l'essai d'indentation

2) ESSAI DE RAYAGE

Les tout premiers travaux scientifiques concernant l'essai de rayage, reviennent au 19e siècle. Mohs [33] avance une proposition par son article 1822 citant un classement par rayage mutuel des différents minéraux. Il introduit entre autre la notion de dureté mécanique, démarrant des matériaux les plus mous, pour arriver aux matériaux les plus durs, tels que le diamant. A partir de cette date, le rayage est considéré comme un mode d'endommagement des surfaces, étudié spécialement dans le domaine optique ou les verres constituent la matière première de ces essais. Cependant, les rayures provoquées par ce mode vont initier des fissures, qui peuvent se propager, jusqu'à la dégradation de la surface, attaquant les paramètres optiques de la pièce, ou la qualité et le rendement seront considérablement négatifs.

– Description :

L'essai de rayage (Figure 2.2), consiste à faire pénétrer un indenteur de forme et de propriétés physiques bien connus (sphérique, conique, pyramidale...etc), à l'intérieur d'une surface plane d'un autre matériau (échantillon à étudier), en appliquant une force normale à celui-ci, et en lui affectant un déplacement tangentiel selon une vitesse déterminée, les charges appliquées et les déplacements peuvent être alternativement contrôlés, ainsi, deux

degrés de liberté de l'indenteur sont pilotés, engendrant une force F_N de pénétration normale de l'indenteur, cette composante est similaire à un essai d'indentation sur la surface de l'échantillon, et un déplacement de l'échantillon ou (indenteur), qui produit une force tangentielle F_T . L'essai de rayage est une généralisation de l'essai d'indentation en deux dimensions.

Au cour de cet essai, un bourrelet se forme en amont de l'indenteur, et un enfoncement en aval de celui-ci, et l'écoulement de la matière de part et d'autre de l'indenteur s'effectue de l'amont vers l'aval du contact. Les modes de déformation du matériau tel la viscosité, la plasticité et le frottement, intervient en dissipation comme contraintes a cet essai, et induisent une dissymétrie amont-aval du contact d'où la formation d'un sillon résiduel, si le matériau n'est pas élastique.

Différents modes d'observations selon l'échelle, peuvent être effectués entre autre la microscopie optique, à balayage électronique, confocale ou à force atomique pour mettre en évidence toutes les conséquences subit par cet essai.

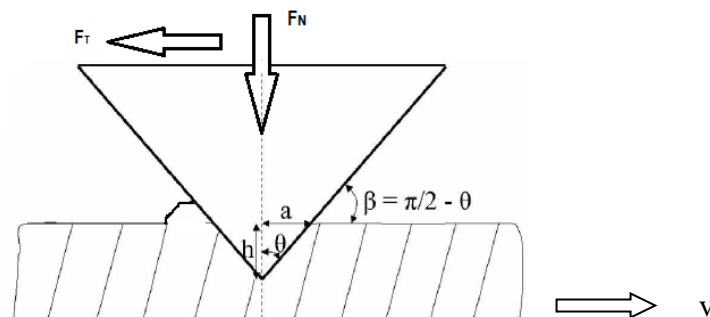


Figure.2.2 : Schéma de l'essai de rayage

3) FACTEURS INFLUENÇANT

3.1 Effet de la forme de l'indenteur

La forme de l'indenteur (Fig.2.4), joue un grand rôle dans la sévérité des déformations subies par l'échantillon, et impose des niveaux de déformations différents, selon, sa pénétration qui est liée à la partie en contact dans le cas d'un indenteur de forme sphérique ou Vickers, plus la pénétration est grande, plus la déformation imposée est importante, ce qui se traduit par une

dépendance totale de la profondeur de pénétration, par contre, un indenteur conique, définie seulement par des angles, impose le même niveau de déformation, donc une indépendance à la pénétration *de* l'indenteur dans la surface de l'échantillon, mais un faible écart sur l'estimation de l'angle de l'indenteur entraîne une baisse importante de la sensibilité à la fissuration et par conséquent le rayon de pointe de l'indenteur (Fig.2.3) spécifie le type de régime apparaissant lors du chargement. Le rayon de contact est relié à la hauteur de contact par la formule suivante [34] :

$$a = \text{tang } \theta (h_c + h_o)$$

Où : θ est l'angle de l'indenteur, (h_c) est la hauteur de contact, (h_o) est le défaut de pointe et a le rayon de contact (Voir Fig.2.4).

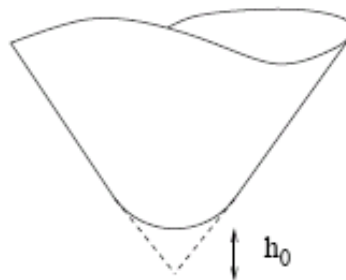


Fig .2.3: Détermination du défaut de pointe d'un indenteur [34].

L'analyse dimensionnelle [37-38] fourni les relations liants les paramètres de l'essai avec les niveaux de déformations subies pour différentes pénétrations.

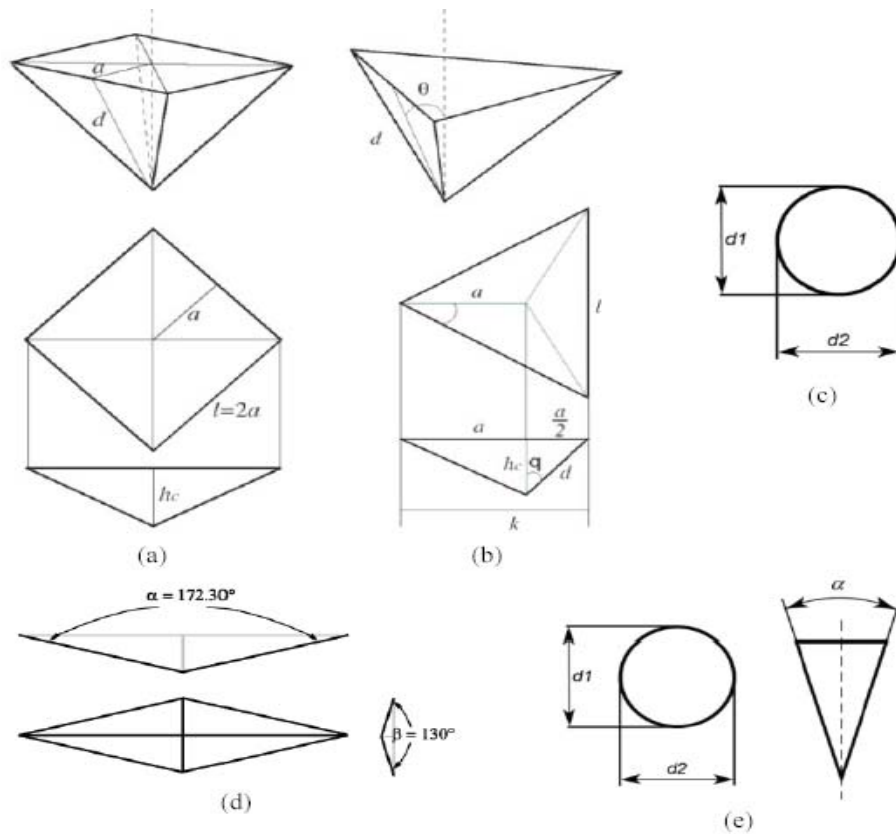


Fig.2.4 : Géométrie de l'indenteur : (a) Vickers ;(b) Berkovich ;(c) Brinel ou sphérique (d) Knoop ; (e) Conique [8].

3.2 Effet de la charge au rayage

Le verre est un matériau particulièrement sensible aux endommagements de surface qui peuvent survenir lorsque des objets sont formés, manipulés ou utilisés. Parmi tous les endommagements de surface, la fissure médiane est liée à la résistance mécanique alors que la fissure latérale est liée aux propriétés optiques (transmission ou réflexion). Le rayage est alors d'un intérêt primordial car il gouverne la résistance mécanique du verre [37]. Connaître la géométrie de la rayure permet de corrélérer la réponse du matériau, sous sollicitations de contact contrôlées, aux mécanismes physiques qui contrôlent la nature des endommagements [38]. Lors du test de rayage, le contrôle du chargement de contacts est nécessaire car les rayures ne sont pas seulement des déformations plastiques mais aussi des fissures, un phénomène sensible à l'environnement [39] et à la raideur du rayage [40].

Le long d'une rayure effectuée sous une charge croissante monotone sur le verre, trois régimes d'endommagements différents sont typiquement observés [39] (Fig.2.5)

1. Le régime micro-ductile : la formation uniquement d'un sillon sans fissures proprement visibles
2. Le régime micro-fragile : une densité de fissures relativement faible est localisée sous forme de fissures médianes, de fissures latérales et de fissures radiales mais sans aucun écaillage constaté.
3. Le régime micro-abrasif : la densité de fissures est beaucoup plus importante en interférant entre elles finissent à être débouchant, et provoquent un détachement de la matière

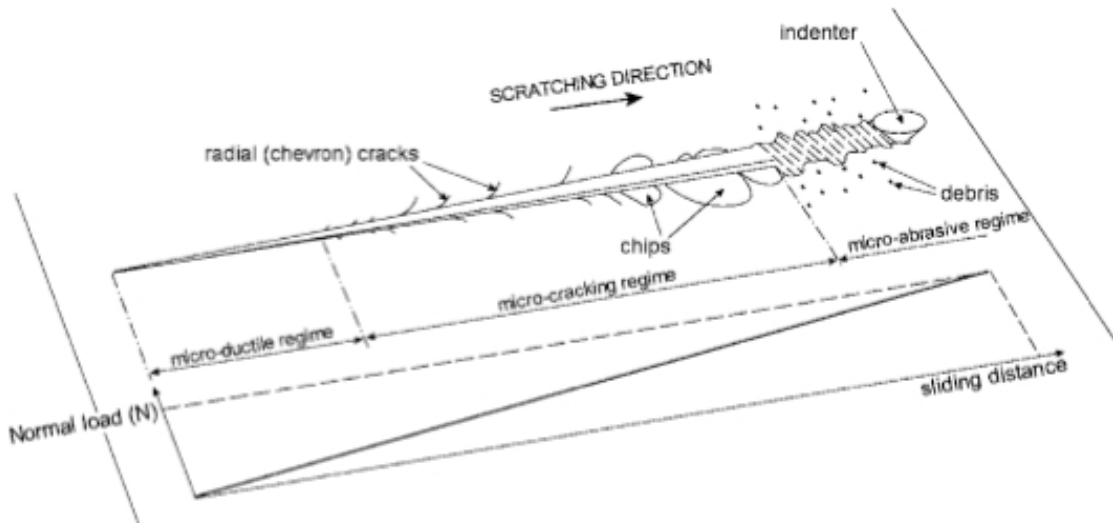


Fig.2.5 : Rayure typique obtenue sur la surface d'un verre silico-sodo-calcique [39]

3.3 Effet de la lubrification

La lubrification agit directement sur le coefficient de frottement, qui à son tour, influe sur la forme des champs de contraintes présents dans l'échantillon, et donc les 3 régimes de rayage sont affectés, soit, par la morphologie de la rayure dans le cas du régime ductile (limiter le régime d'écoulement du matériau par amplification des contraintes qu'il subit), soit, par la nature des fissures présentes dans les régimes fragiles et abrasifs (plus particulièrement les fissures latérales sont supprimées dans ce cas).

En résumé la lubrification touche toute la cinématique de la déformation de l'échantillon.

3.4 Effet de la température

La température agit sur le coefficient de frottement d'une façon indirecte au rayage, le rapport entre la température de l'essai T et la température de transition vitreuse T_g du verre influe sur le mode de déformation du matériau et sur son comportement mécanique en générale. Jardret [41] effectue des essais de rayage sur une plage de 90° utilisant le polyméthacrylate de méthyle (PMMA) déduit que la charge normale critique dépend de la température en transition de régime (voir figure 2.6).

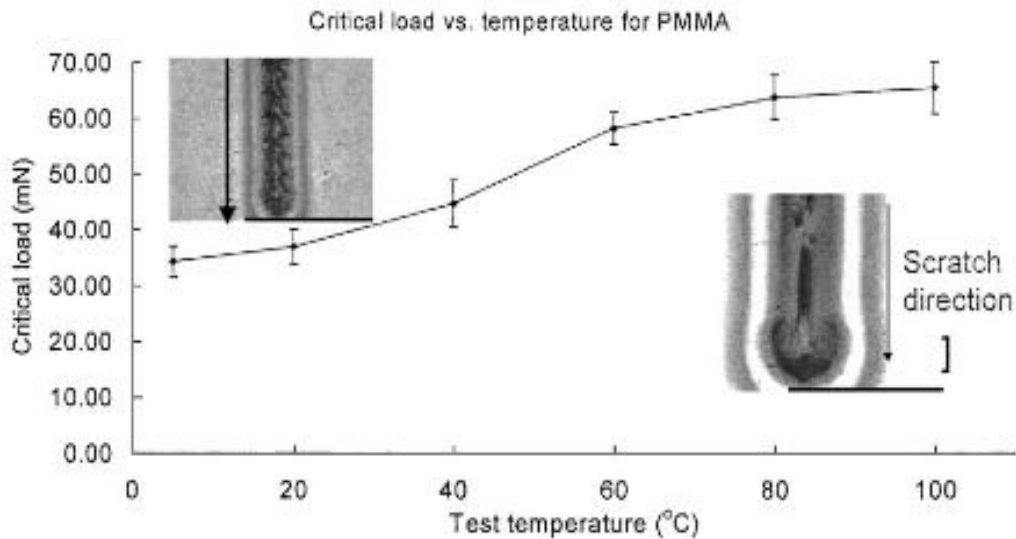


Fig. 2.6 : Variation de la charge critique au rayage du PMMA en fonction de la température [42]

3.5 Effet de l'hygrométrie

La croissance du taux d'humidité pour les verres silico-sodo-calcique au rayage accélère l'apparition de l'endommagement de surface et par conséquent la transition entre régimes [39]. (Fig.2.7). L'eau constitue l'élément atmosphérique le plus actif sur la surface du verre et détruit la liaison Si – O – Si dans le réseau silicique pour former des groupes silanols Si – OH ne supportant guère une contrainte [43]. La destruction successive des liaisons Si – O permet de accélérer la propagation des fissures (Fig.2.8). L'eau favorise ainsi l'écartement à

fond de fissures, qui en l'absence de contraintes appliquées augmente légèrement la résistance mécanique (Fig.2.9)

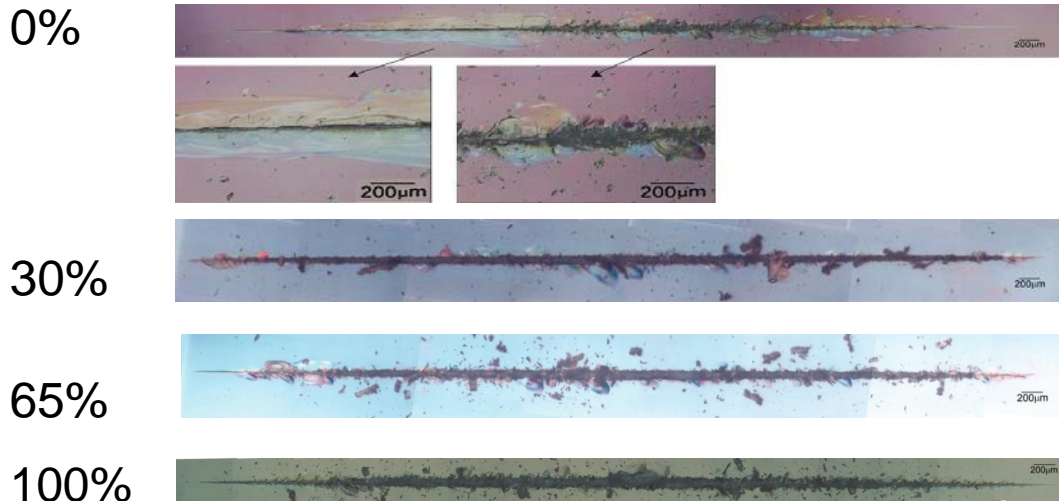


Fig.2.7 : Influence de l'humidité [39]

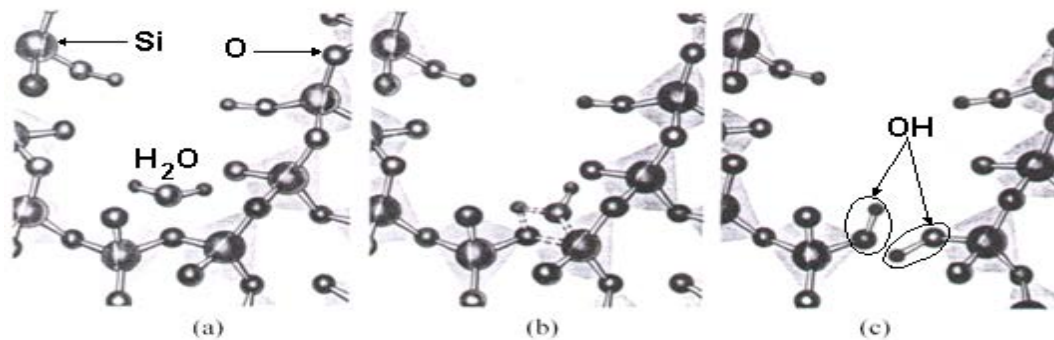


Fig.2.8 : Dissociation chimique de la molécule d'eau a) en atteignant le fond de la fissure, a) en cassant la liaison Si-O, c) en formant deux groupes silanoles Si-OH [44]

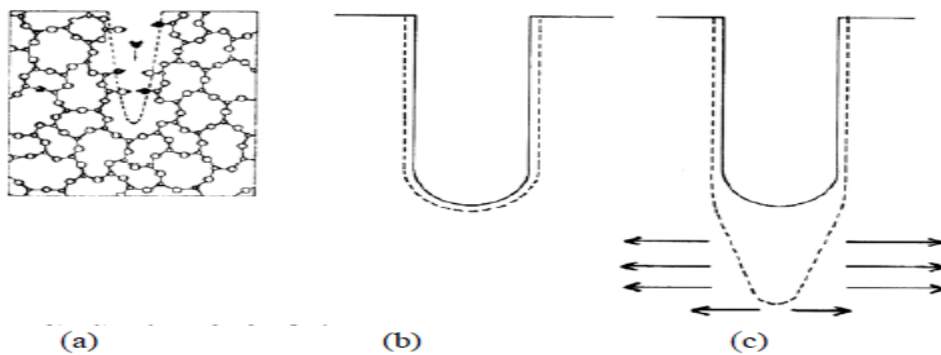


Fig.2.9 : Attaque de l'eau au fond d'une fissure superficielle, a) dans le verre de silice, b) en absence de charge, c) sous charge d'extension [45].

3.6 Effet de la vitesse du rayage

La cinématique de l'indenteur influence directement la vitesse de déformation de la structure, ce qui traduit l'apparition du système de fissuration à plusieurs niveaux. Cela est dû, au non homogénéité des contraintes dans le matériau et aux défauts existant dans le réseau vitreux.

a) Niveau de déformation

La géométrie de la pointe et la forme du contact induit un niveau de déformation bien spécifique lors de l'essai de rayage. La mesure de la déformation en contact lors des essais de rayage s'avère difficile car il n'existe pas de relations universelles mais des relations expérimentales qui suggère un niveau de déformation pour des essais d'indentation en plasticité les plus connus sont celui de Tabor [37] qui estime le niveau de déformation pour une pointe conique de demi angle en indentation par :

$$\bar{\epsilon} = 0,2 \tan \beta$$

β : Angle d'attaque de l'indenteur conique

Soit $\beta = \pi/2 - \theta$ (Fig 2.3).

Le niveau de déformation d'un indenteur de type Berkovitch (pointe tétraédrique : cône d'angle 70.3°) est de l'ordre de :

$$\bar{\epsilon} = 0,2 \tan 70.3^\circ \approx 7\%$$

Dans le cas des indenteurs sphériques pour les métaux à contact parfaitement plastique [46] ou à contact élastique théorie d'Hertz [38] :

$$\bar{\epsilon} = 0,2 \frac{a}{R}$$

Ou

$$\tan \beta \approx \frac{a}{R}$$

a : rayon de contact

R : rayon de l'indenteur

0,2 : coefficient proposé par Tabor

Si (a) n'est pas faible devant (R) alors cette relation devient :

$$\bar{\varepsilon} = 0,2 \frac{a}{\sqrt{R^2 - a^2}}$$

La vitesse de déformation $\partial\varepsilon / \partial t$ quant à elle est définie par le rapport de la vitesse de glissement v et la largeur de rayure L observée selon Briscoe et al [35].

$$\frac{\partial\varepsilon}{\partial t} = \dot{\varepsilon} = \frac{v}{L}$$

b) Dureté

La dureté H est définie comme étant la résistance opposée par un matériau à être rayé par un autre matériau plus dur, elle est mesurée par des méthodes d'indentation définie comme le rapport entre la force normale et l'aire de contact :

$$H = \frac{F_n}{S_n}$$

Lorsque l'indenteur est en mouvement relatif par rapport à la surface du matériau, on parle de dureté de rayure

$$H_r = \frac{4qF_n}{\pi l^2}$$

q : Paramètre dépendant de la nature de la réponse du matériau

l : La largeur du sillon de la rayure

c) Mécanique du contact normal

Ils existent plusieurs types de contacts entre l'indenteur et la surface du matériau, selon le taux de plasticité, c.à.d le rapport hauteur pénétrée et celle relâchée après contact, qui va montrer un contact soit purement élastique ou ce rapport est égal à 1, la surface de contact est dans ce cas symétrique, la rayure est totalement invisible ou n'existe pas, soit un contact viscoélastique avec un rapport légèrement différent de 1 et une surface présentant une petite

dissymétrie, une rayure plus ou moins visible, un contact totalement plastique présentant une surface non symétrique (demi-cercle) caractérisé par seulement un bourrelet frontal et une rayure très visible dont la trajectoire ne semble pas une droite parfaite. Entre le type viscoélastique et plastique il semble apparaître un type de contact appelé élastoplastique caractérisé par une dissymétrie partielle de la surface de contact, un rapport inférieur à 1 et une rayure visible présentant des déformations élastiques et plastiques en même temps engendrée par l'apparition de bourrelets latéraux (Fig.2.10).

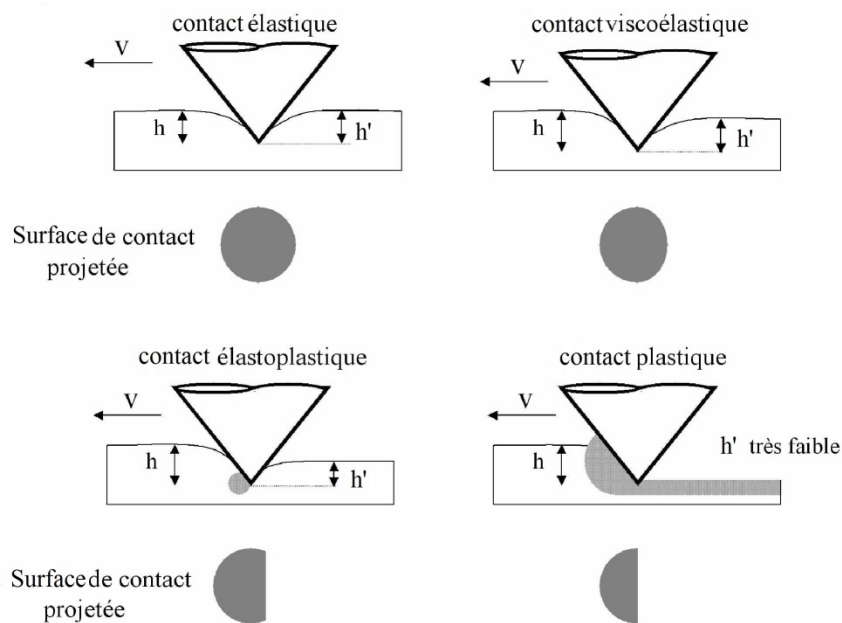


Fig.2.10 : Différents type de contacts pour un essai de rayage [46].

Les chercheurs ont pu également définir dans un essai de rayage le type de rayure observée (élastique, viscoélastique, élastoplastique ou plastique) suivant le rapport pression de contact et contrainte d'écoulement plastique pour certains matériaux

d) Endommagement sous contact lors d'un essai de rayage

Lawn [40] est l'un des premiers à s'intéresser à la formation des fissures sous contact d'indenteur sphérique, lors, des essais de rayages dans les matériaux. Il a considéré que la fissure est générée sur le bord arrière de contact, dû à l'extension d'un défaut, et propose l'expression suivante :

$$P_c = \frac{\pi^{\frac{3}{2}} \cdot 9 \cdot (1-\nu^2)^{\frac{1}{2}} \cdot K_{Ic}^3 \cdot R^2}{2 \cdot (1-2\nu)^3 \cdot E^2 \cdot c^{\frac{3}{2}} (1+15,5\mu)^3 I^3}$$

R : Rayon de contact de l'indenteur sphérique

P_c : La charge critique

K_{Ic} : Facteur d'intensité de contrainte critique

I : L'intégrale liée à la dépendance du champ de contrainte sur la profondeur du défaut. Pour une fissure de Griffith, la contrainte est indépendante de la profondeur du défaut $I=1$

ν : Coefficient de Poisson,

μ : Coefficient de frottement,

E : Module d'élasticité

c : Longueur de la fissure radiale.

Lawn et Evans [48] ont proposés une relation sur la base d'un matériau rigide de cœur plastique pour l'initiation de la fissure médiane sous indenteur Vickers dans un champ élastoplastique (Fig.2.11).

$$P_c = \frac{21,7 \cdot 10^3 \cdot K_{Ic}^4}{H^3}$$

Tandis que Marshall et Lawn [47] ont développé une relation pour calculer le facteur d'intensité de contrainte critique K_{Ic} toujours pour des matériaux rigides pour arriver enfin à mettre en évidence l'initiation de la fissure médiane.

$$K_{Ic} = \frac{0,016 \cdot E \cdot P_c}{H \cdot c^{3/2}} + Z \sigma_r c^{1/2}$$

$$Z = 1,12 \sqrt{\pi} \frac{d/c}{\frac{3\pi}{8} + \frac{\pi}{8}(d/c)^2}$$

P_c : La charge critique

H : La dureté

Z : Facteur de forme de la fissure

d : La profondeur de la fissure médiane

σ_r : La contrainte résiduelle

c : La longueur de la fissure radiale

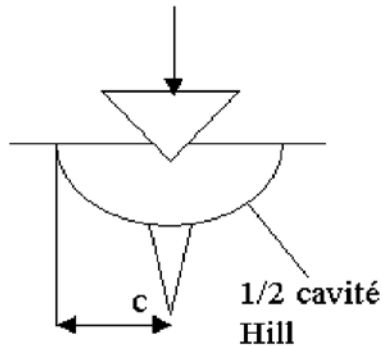


Fig.2.11 : fissure médiane développée par un indenteur Vickers. [48]

e) Principe du frottement apparent

Selon le concept de Coulomb, le frottement μ entre deux solides glissant l'un sur l'autre, ne dépend que du couple de matériaux en contact (leurs états de surface) et du lubrifiant mis en jeu, ainsi, son modèle indique une dépendance linéaire de la force tangentielle F_T et de la force normale F_N , d'autre part, Bowden [49] décompose la force tangentielle F_T en une composante adhésive F_A conséquence du frottement local, et une composante de labourage F_P due à la pression de chargement normale, pour le cas du rayage de verre (un labourage est caractérisé par un enfoncement de la matière sous l'indenteur ou son contournement pour former les bourrelets frontaux et latéraux, dont l'écoulement est plus facile, si l'angle d'attaque est assez grand), et dans le cas d'un usinage, (la matière est évacuée vers l'extérieur sous forme de débris constituant le régime micro-abrasif apparaissant pour des vitesses lentes et des charges supérieures) de ce fait, le frottement modifie l'écoulement de la matière en avant et en aval du contact matériau-indenteur, en transposant le coefficient de frottement au rayage μ , à un coefficient de frottement apparent μ_0 , selon la théorie de Bowden découle l'expression :

$$F_T = F_A + F_P$$

Le coefficient de frottement apparent μ_0 sera :

$$\mu_0 = \frac{F_T}{F_N} = \frac{F_A + F_P}{F_N}$$

μ_0 est fonction du coefficient de frottement μ , de la géométrie du contact et des mécanismes dissipatifs mis en jeu dans le matériau

$$\mu_0 = \mu_{0A} + \mu_{0P}$$

Où μ_{0A} Frottement lié à l'adhésion du fait de la déformation du contact lors de l'essai

μ_{0P} Frottement de labourage lié aux mécanismes dissipatifs internes du matériau

– **Cas d'un contact lubrifié**

La composante adhésive est négligée devant la composante de labourage. Plusieurs formules analytiques du coefficient de frottement apparent ont été proposées selon le type (cône, sphère) et la nature du contact indenteur/indenté (avec ou sans adhésion) entre autre par Challen puis développé par Jardret [50- 51] envisagé aux matériaux rigides plastiques, Lafaye [52] lui pour un contact glissant et un matériau viscoélastique. Un autre modèle analytique est avancé par Subhash [53]. En dernier Bucaille [54] propose un modèle de coefficient de frottement apparent en tenant compte du régime de cisaillement labourage ou usinage du matériau (Fig.2.12).

$$\mu_0 = \frac{2}{\pi} \cdot \frac{1 + \frac{\tau}{\sigma} \tan(\theta)}{\pi \tan(\theta) - \frac{\tau}{\sigma}} \quad \text{Cas d'un labourage}$$

$$\mu_0 = \frac{2}{\pi} \cdot \frac{1 + \frac{\tau}{\sigma} \tan(\theta)}{\pi \tan(\theta) + \frac{\tau}{\sigma}} \quad \text{Cas d'un usinage}$$

où θ est le demi-angle au sommet du cône.

$$\beta = \frac{\pi}{2} - \theta$$

τ et σ Contraintes de cisaillement respectivement d'écoulement

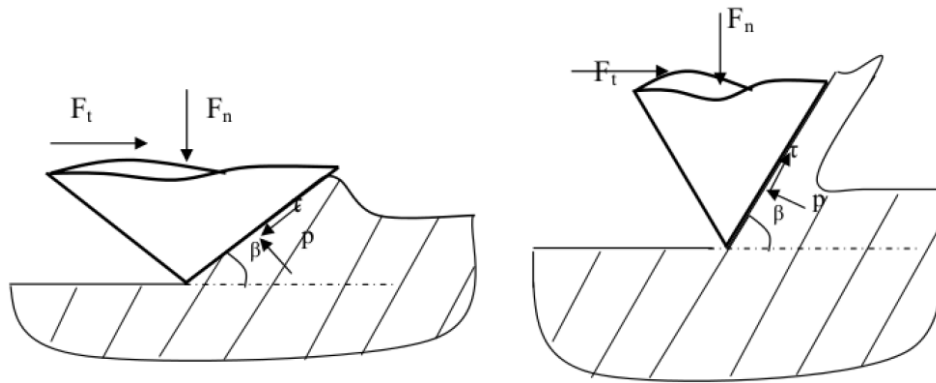


Fig. 2.12 – forme de cisaillements en régime de labourage (à gauche) et d’usinage (à droite)[17].

4) APPROCHE PAR MODELISATION NUMERIQUE DES CONTRAINTES DE CONTACT

D’autres travaux sont menés sur la formation et propagation des fissures dans les matériaux fragiles et plus spécialement sur les verres lors d’un rayage ou d’une indentation sphérique afin de déterminer la charge normale critique en fonction du diamètre des billes.

Les premières études établissant le champ de contraintes au niveau du contact et permettant de situer le lieu d’initiation de la fissure, ainsi que sa trajectoire de propagation en fonction de la force tangentielle de frottement et de la taille des défauts existant dans le matériau, ont été réalisées par Hamilton et Goodman [17], où pour énoncer la proportionnalité entre la charge critique de fissuration et le rayon de l’indenteur, une simulation utilisant la courbe du rapport Pc/R (charge critique et rayon de l’indenteur) et celle du rapport C/a (la longueur de fissure c.à.d. indenteur-indenté) a permis de déterminer le lieu d’initiation de fissures à partir d’un modèle numérique 3D.

Les études permettant de situer ce lieu d’initiation de fissures et leurs trajectoires de propagation, ont été établis grâce à un modèle numérique d’analyse 3D du champ de contraintes du contact, en fonction de la force tangentielle de frottement engendrée et de la taille des défauts présent dans le matériau [55]. Le rapport de la charge critique Pc et le rayon de l’indenteur R , permet d’accéder au mode de propagation des fissures pour différents coefficients de frottements. Le test de rayage effectué par indentation sphérique a permis de déterminer cette charge critique en fonction du rayon des billes utilisées à partir de la courbe (Fig.2.13(b)), une fissure est alors observée sur le verre à l’arrière de l’indenteur (Fig.2.13(a)).

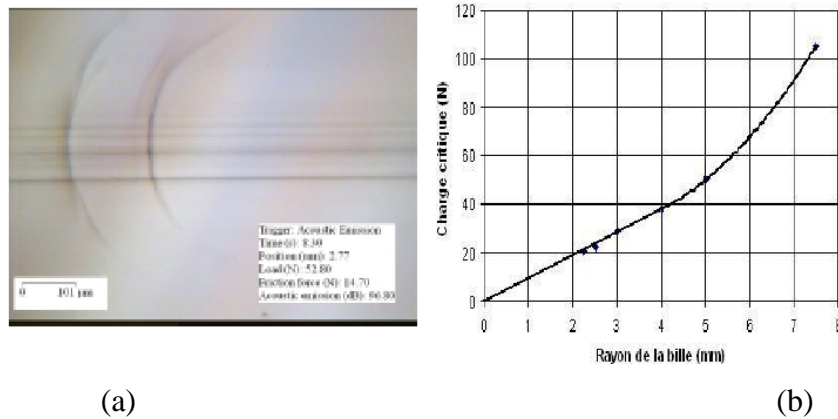


Fig.2.13 : (a) Fissure observée pour une bille d’acier de rayon $R = 5\text{mm}$, (b) Charge critique en fonction du rayon des billes [55].

Le but de cette étude est d’analyser le champ de contraintes pour définir le lieu d’initiation de fissures et leurs propagations. Moyennant certaines hypothèses tel que l’absence de défauts et le développement perpendiculaire des fissures par rapport à la contrainte de traction maximale, on arrive au chemin de propagation de ces fissures pour un coefficient de frottement $f = 0$ et différents points de départ (Fig.2.14)

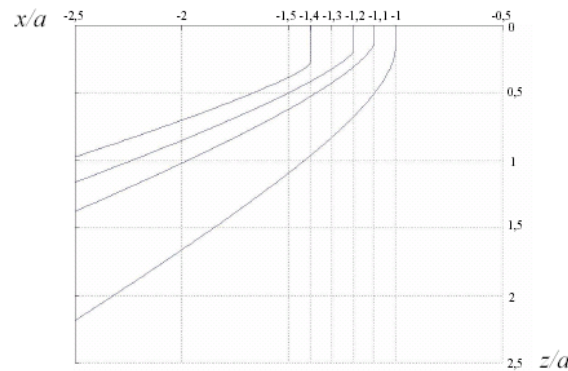


Fig.2.14 : Chemin de propagation des fissures à partir de différents points de départ [55].

En connaissant les chemins de propagation, la contrainte maximale est déterminée sur un point fixe bien défini par des courbes expérimentales et ainsi le lieu d’initiation de la

fissure et sa propagation sont illustrées par modélisation numérique [55] en fonction du rapport (Pc/R) (Fig.2.15).

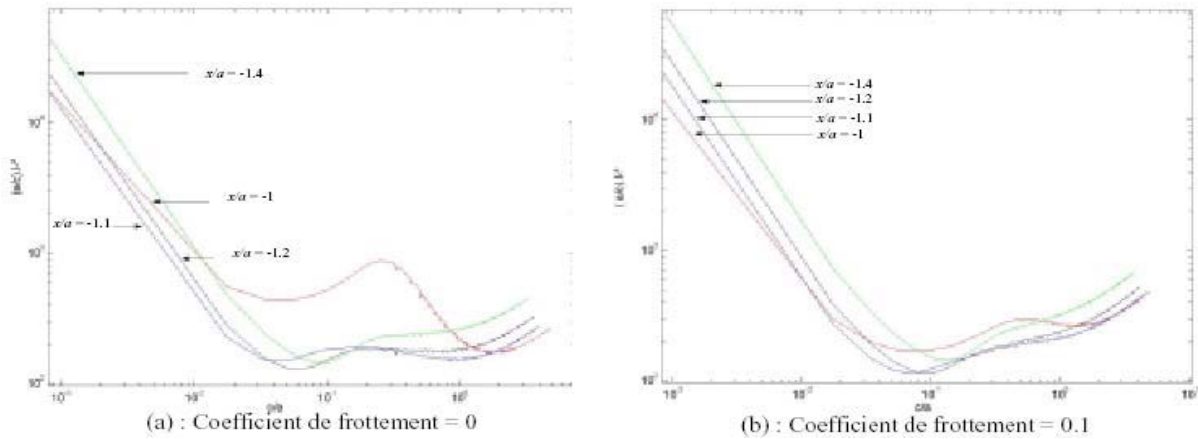


Fig.2.15 : (a),(b) Courbes expérimentales obtenues par modélisation numérique de (a/c) en fonction de la longueur de fissure (c/a) [55].

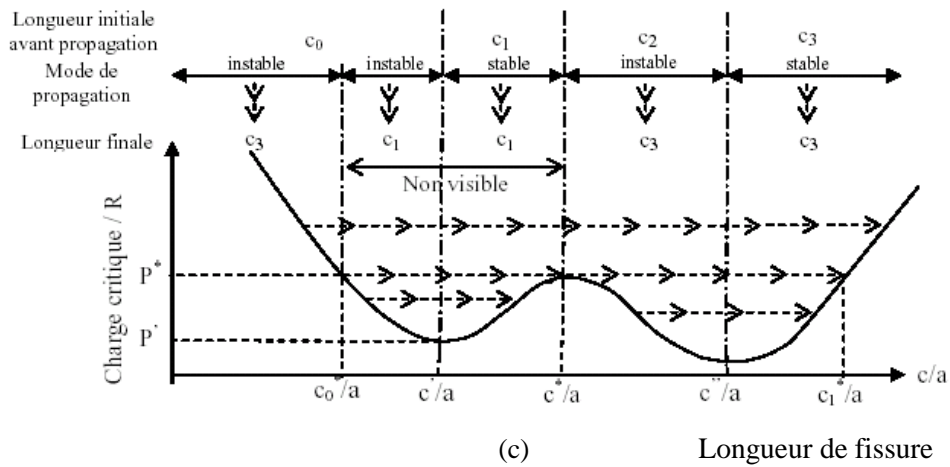


Fig.2.15 : (c) Courbe théorique de Pc/R en fonction de (c/a) [55].

Conclusion :

- Dans le cas statique, la charge critique de fissuration est proportionnelle au rayon de l'indenteur.
- Possibilité de simuler Pc/R de l'indenteur en fonction de (c/a) .
- Possibilité de trouver le lieu d'initiation de fissure à partir de la courbe (a/c) obtenue par modélisation numérique

5) CRITERE ET LOI DE COMPORTEMENT EN SIMULATION NUMERIQUE

Avant de citer certaines lois de comportement mécanique des matériaux, on revient à la conséquence de la mécanique de contact et de leurs propriétés mécaniques, il est à noter, l'influence des paramètres de contact indenteur/indenté (intrinsèque et géométrique) et la nature de la surface du matériau subissant la sollicitation (sec, lubrifié, traité, film), pour comprendre le comportement élastique, élastoplastique, viscoplastique ou en fin plastique, généré par des contraintes et opérant par des déformations micro ou macro-structurelle pouvant subir une rupture, si la sollicitation mène à un endommagement. Cependant l'étude de la déformation en fonction de la charge appliquée s'avère indispensable pour établir une telle loi de comportement.

Les propriétés mécaniques des matériaux sont en relation direct avec la nature de la liaison et de la densité atomique ce qui revient à introduire la notion d'énergie de cohésion de la matière pour arriver aux conséquences cités auparavant.

Il existe plusieurs lois de comportements en simulation de l'indentation et du rayage des matériaux, cela dépend de leurs nature (fragile, ductile, polymère...) et des paramètres de rayage (charge, vitesse, état de surface...etc) la première loi de comportement décrit la relation entre tenseur de contrainte (σ) et tenseur de déformation (ϵ) connu sous la loi de Robert Hooke: [1678]"True Theory of Elasticity":

$$\sigma = E \cdot \epsilon \qquad E : \text{module de Young}$$

Cette loi est généralement appliquée pour des solides tels que les verres au-dessus de la température de transition vitreuse, les polymères, les bétons...etc (Fig.2.16).

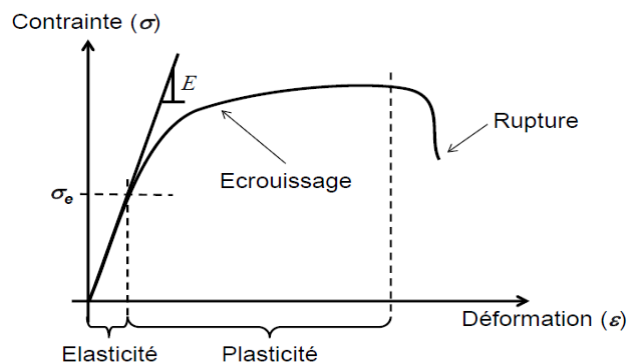


Fig.2.16 : Relation contrainte-déformation pour un matériau élastoplastique

Dans le cas d'une déformation élastique l'élasticité limite σ_e est bien plus présente théoriquement par une expression :

$$\sigma_e = E \frac{\lambda}{\pi}$$

λ : Fraction de la distance interatomique

E : Module de Young

5.1 Endommagement du matériau

Les matériaux possédant une structure fragile, présentent une linéarité dans la relation contrainte-déformation (Fig.2.17), limitée par une rupture brutale, causée par la formation et la propagation des fissures sous l'effet de la sollicitation chargée, tel que, les verres et les céramiques entre autre. On parle beaucoup plus du phénomène d'écroutissage causé par la présence et l'arrangement de dislocations lorsqu'il s'agit de métaux.

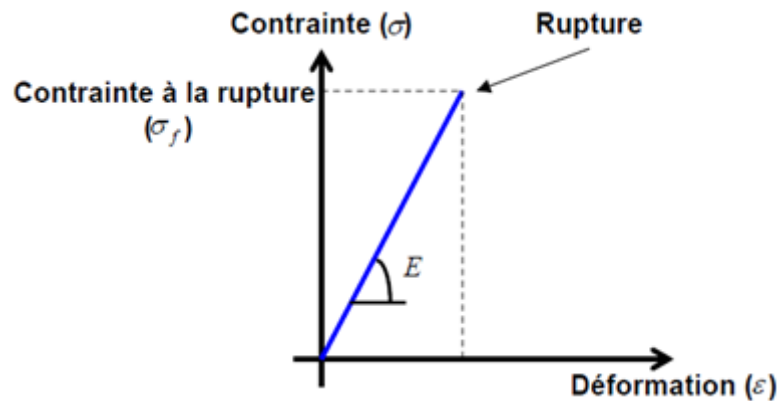


Fig.2.17 : Exemple schématique d'un comportement élastique fragile

Pour les céramiques σ_e est équivalent à $E/2\pi$ comme valeur expérimentale. Pour les métaux $\sigma_{exp} \ll \sigma_e$: la limite d'élasticité expérimentale est loin de la valeur théorique et la plasticité est caractérisé par la propagation des défauts linéaire présents dans les structures cristallines [Taylor 1934] et traduit par une comparaison de la limite d'élasticité à une contrainte

équivalent, ou critère de plasticité, noté $\bar{\sigma}$, ce critère est régi par Von Mises, Tresca ou encore Drucker-Prager pour les matériaux isotropes. Le critère de Von Mises est caractérisé par les valeurs propres du tenseur de contraintes et définis sous forme de :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2]}$$

Le critère de Tresca quand à lui intervient en contraintes critiques de cisaillement, et que la plasticité ne tient compte que de la contrainte tangentielle à la facette que l'on considère. il situe l'origine de la plasticité dans les contraintes transmises.

$$\tau_{max} = \frac{1}{2} \max(|\sigma_I - \sigma_{II}|) \quad \text{Avec} \quad \sigma_{III} = 0$$

Le critère de Mohr-Coulomb quant à lui décrit la réponse des matériaux fragiles, aux contraintes de cisaillements accompagnée de contrainte normales s'il s'agit de compression tout en déclarant une limite d'élasticité atteinte et la déformation plastique est présente. Il dépend formellement du mode de chargement. D'autres critères tels que le critère de Drucker-Prager ne fait pas de distinction au mode de chargement et ceux-ci dans le plan déviatorique et la pression hydrostatique est nulle qui opère dans des conditions plus ou moins identiques et dépendra de la limite d'élasticité du matériau.

5.2 Comportement des contraintes

Les matériaux à structure ductile sont plus particulièrement sollicités par des contraintes de traction et de compression agissant au fond du sillon de la rayure [34] (Fig.2.18).

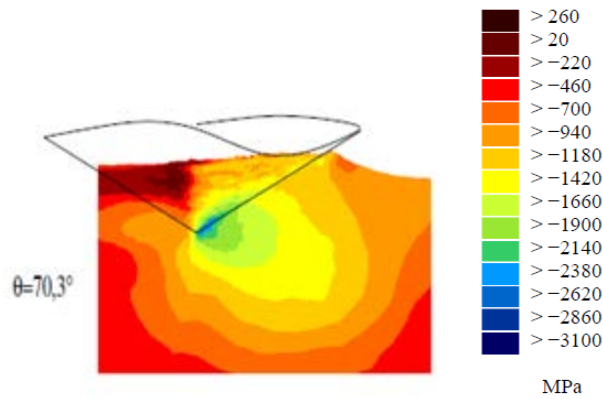


Fig.2.18 : Contraintes longitudinale pour un indenteur conique rayure d'un matériau métallique [34]

Les études de simulation numériques ont montrés que les valeurs des contraintes de tractions deviennent supérieures en diminuant l'angle de pénétration et s'étalent sur un volume assez large. La zone de contrainte maximale est localisée au voisinage de la pointe de l'indenteur pour une profondeur de pénétration $h < 1\mu\text{m}$ mais se déplace vers le coté du sillon si la profondeur de pénétration deviennent plus grande. D'autre part les contraintes de compressions augmentent de plus en plus en avant de l'indenteur qui peut engendrer des fissures au-delà du sillon [34] (Fig.2.19).

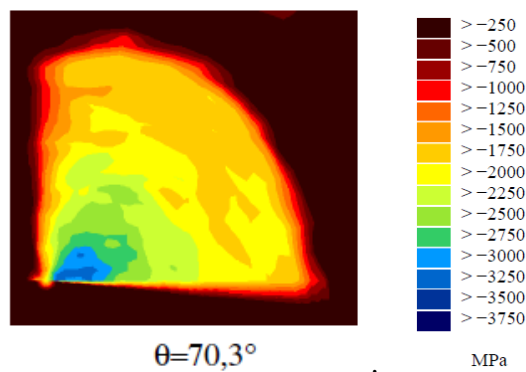


Fig.2.19 : Contrainte normale de contact de cône, rayure d'un matériau métallique vue de dessus [34]

Une autre étude à montrer que, le champ de contrainte sur un solide (verre) purement élastique présente une zone de contrainte de traction situé juste sous la zone de contact de l'indenteur suivi de contrainte de compression, qui diminue progressivement en pénétrant d'avantage

dans la structure, mais, cette distribution est corrigé par le modèle de contraintes de Hanson pour le plan face Vickers (Fig.2.20(b)) modélisé, tandis que, la distribution des contraintes dans le plan arrête Vickers (Fig2.20(a)) non modélisé, ne semble pas être un champs de contraintes classique [8] son modèle analytique reste non développé.

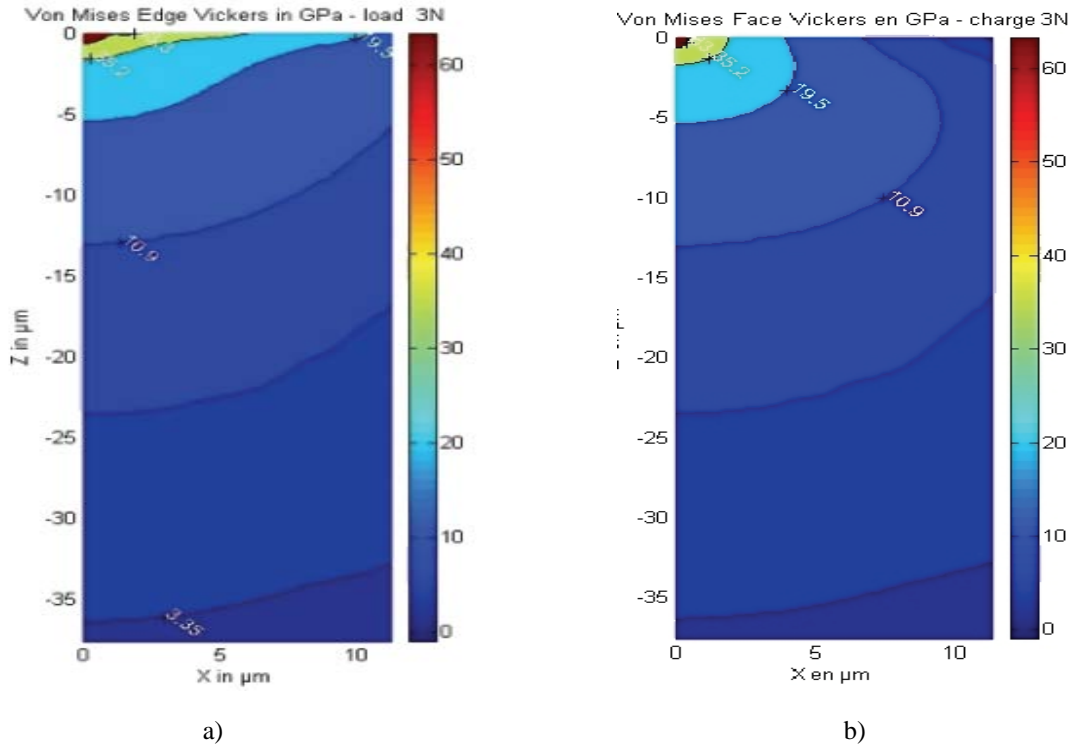


Fig.2.20 : Distribution de la contrainte de Von-Mises a) plan de l'arrête Vickers b) plan face Vickers sur un solide purement élastique (verre) [8]

Le modèle simulé de la distribution des contraintes de Von Mises pour un rayage d'un solide purement élastique sous indenteur Vickers est assimilé à celui d'un indenteur conique définie analytiquement et appliqué sous un facteur de correction (0.867) pour σ_{xx} et (1.228) pour σ_{yy} et résultant du rapport $\sigma_{vickers}^{max}/\sigma_{cone}^{max}$ [8] (Fig.2.21) et (Fig.2.22).

Il a été déduit que pour un faible chargement, les fissures médianes et latérales apparaissent aussitôt pour une pénétration d'un indenteur Vickers que pour la même pénétration d'un indenteur conique.

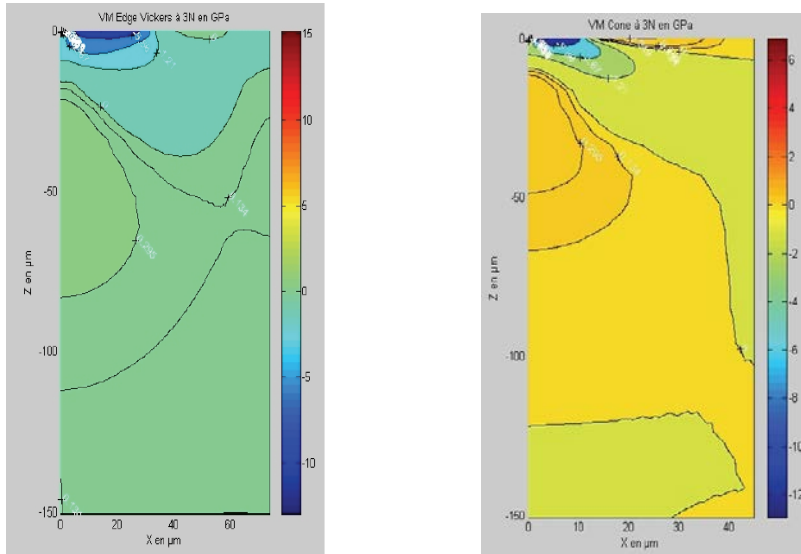


Fig.2.21 : Distribution de la contrainte σ_{xx} par simulation (V.M Cône) par rapport à celle modifié par un facteur de correction (VM Vickers arrête) [8]

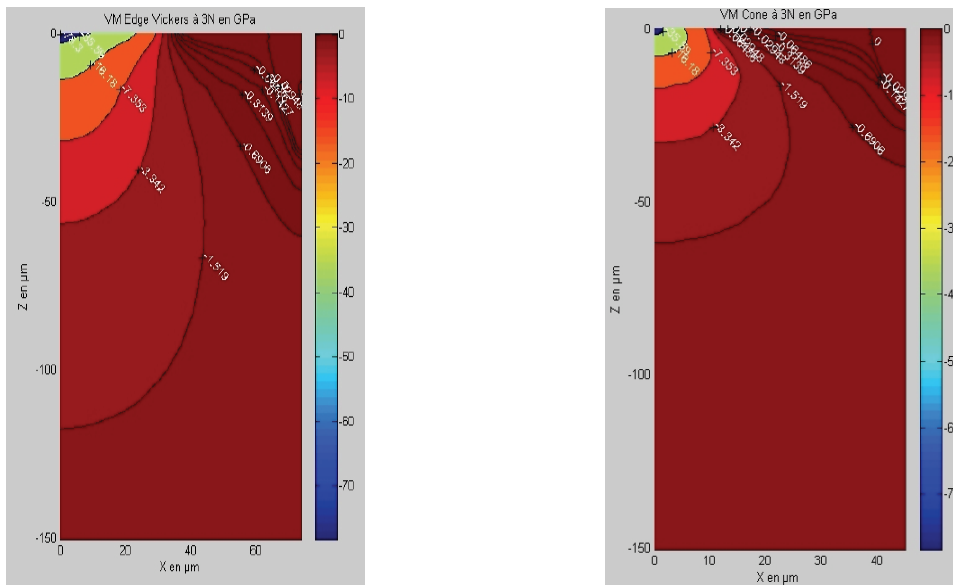


Fig.2.22 : Distribution de la contrainte σ_{yy} par simulation (V.M Cône) par rapport à celle modifié par un facteur de correction (VM Vickers arrête) [8]

D'autres travaux de simulations de l'indentation et du rayage ce sont intéressé cette fois ci au niveau de la vitesse de déformation d'un matériau rigide et viscoplastique en se basant sur la

cinématique de l'indenteur et de sa valeur de son angle, par un indenteur avec un cône de révolution $\theta = 70,3^\circ$ équivalent au sens du volume déplacé aux indenteurs Berkovich et Vickers une carte de vitesse de déformation est obtenue par simulation du code Forge2® (Fig.2.23).

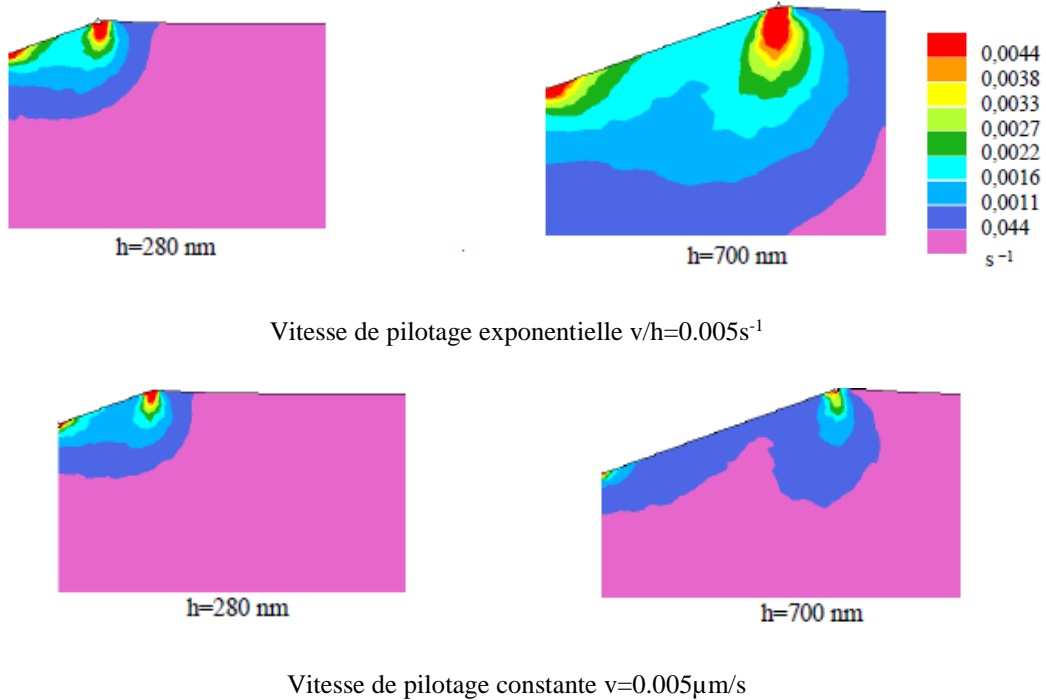


Fig.2.23 : Carte de vitesse de déformation par simulation Forge2® sur un polycarbonate indenté par un cône de $\theta = 70,3^\circ$ et h hauteur de pénétration [34]

En résumé pour un pilotage constant une diminution de la vitesse de déformation est observée lorsque h augmente par contre les études et travaux de Lucas et al [56] ont montrés un champ de vitesse de déformation constant pour un pilotage exponentiel des indenteurs coniques.

Dans le même contexte et pour chercher l'influence de la longueur rayé de l'échantillon sur l'évolution de la pression chargé de l'indenteur ,une simulation numérique à été effectuée sur une longueur de rayage assez importante par rapport au volume de l'échantillon en fixant la largeur de la rayure et le résultat montre un régime stationnaire des charges est atteint après augmentation progressive et cela à partir d'une longueur de rayage égal à $3\mu m$ (Fig.2.24).

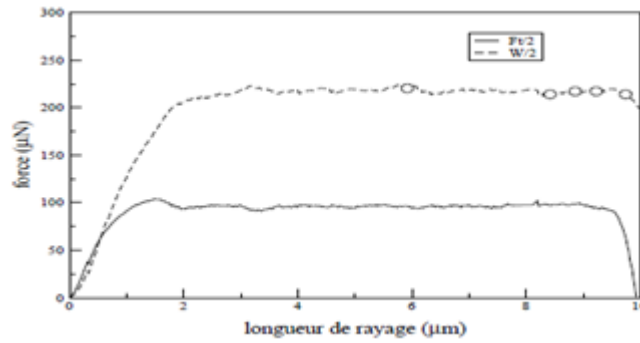


Fig.2.24 : Evolution des charges de rayage par rapport à la longueur rayé [56]

La longueur de rayage fait intervenir l'effet de bord sur une valeur inférieure à 10 fois la profondeur de pénétrations [56] néanmoins cette valeur de longueur est prolongée pour des charges de rayages constantes.

Des études simulatrices, concernant les contraintes longitudinales et transversales ont été effectuées en comparaison de deux matériaux le polycarbonate et le CR39 qui représente un verre de lunettes dopé de matière plastique mais non résistant aux rayures ont montrés des contraintes de traction maximales qui se déplacent vers le coté du sillon validé aussi par des indenteurs aigus tel que Vickers et cela pour des profondeurs de pénétrations aussi importantes par conséquent les contraintes longitudinales sont beaucoup plus fortes que les contraintes transversales est sont localisées en avant de l'indenteur (sans défauts de pointe) de l'ordre de 1GPa .Maintenant si l'indenteur présente un défaut de pointe les contraintes de traction maximale vont se situés au fond du sillon de la rayure [34]. (Fig.2.25) et (Fig2.26).

(Indenteur conique $\theta = 30^\circ$, $h = 0,5\mu\text{m}$)

$\rho = 600\text{nm}$

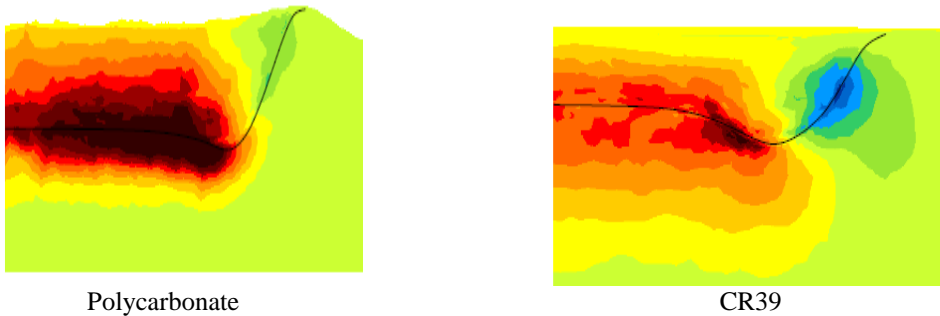
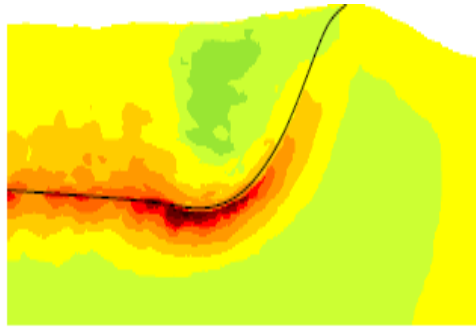
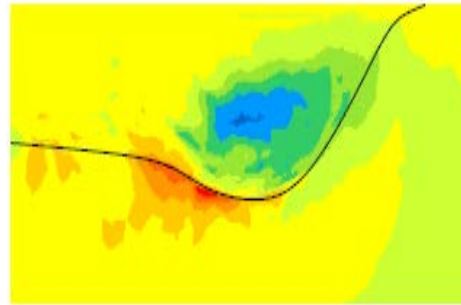


Fig.2.25 : Contraintes Longitudinale dans les rayures à $V = 0,2\mu\text{m/S}$ [34]

$\rho = 600nm,$

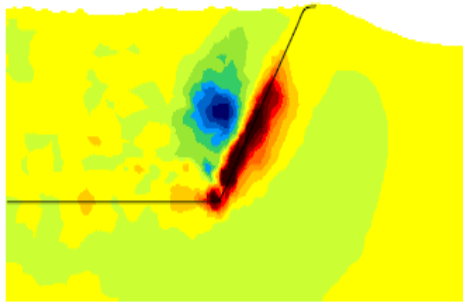


Polycarbonate

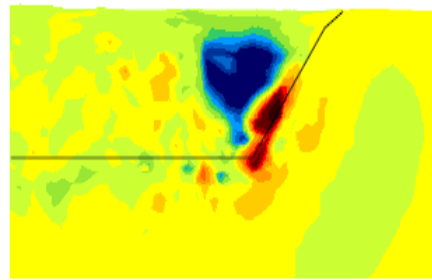


CR39

$\rho = 0nm,$



Polycarbonate



CR39

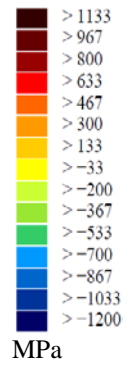


Fig.2.26 : Contraintes transversale dans les rayures à $v = 0,2\mu m/s$ [34]

- θ : Angle de pointe de l'indenteur
- ρ : Rayon de pointe de l'indenteur
- h : profondeur de pénétratio

Chap II

RAYAGE DU VERRE SILICO-SODO-CALCIQUE

RAYAGE DU VERRE SILICO-SODO-CALCIQUE

II.1 Rayage du verre silico-sodo-calcique ordinaire

- **Influence de la charge normale sur la résistance mécanique**

Le verre utilisé dans cette étude est le verre float ou silico-sodo-calcique fabriqué par l'ENAVA (Entreprise Nationale du Verre et Abrasifs, Algeria). Les échantillons destinés au test de rayage sont de dimensions, $30 \times 30 \times 4 \text{ mm}^3$, coupés de la même pièce de verre.

La composition chimique est donnée par le tableau1.

Oxides	SiO ₂	Na ₂ O	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	K ₂ O	SO ₃	Balance
Wt (%)	71.5	1.77	8.33	3.97	13.2	0.83	0.69	0.20

Tableau1 : Composition chimique du verre [31].

Module de Young (E) : 72 GPa,

Coefficient de Poisson (ν) : 0.22

La dureté Vickers (H_v): 6.55 GPa mesurée respectivement par la technique d'écho impulsion ultrasonique en macro-indentation [12].

Le rayage des échantillons s'effectue par le scléromètre linéaire, permettant un chargement et une vitesse de rayage contrôlé durant le test. L'effort tangentiel et normal sont enregistré en continue [3] et l'indenteur est du type Vickers en diamant.

Le rayage s'effectue sous différentes charges normal (W) : 0.1 ; 0.3 ; 0.5 ; 0.7 ; 1.0 ; 1.5 ; 2.0N ($\pm 0.01N$), avec une vitesse de rayage constante (10 ± 1) $\mu\text{m/s}$.

Le chemin de chargement est composé d'une rampe suivi d'un plateau (Fig.3.1).

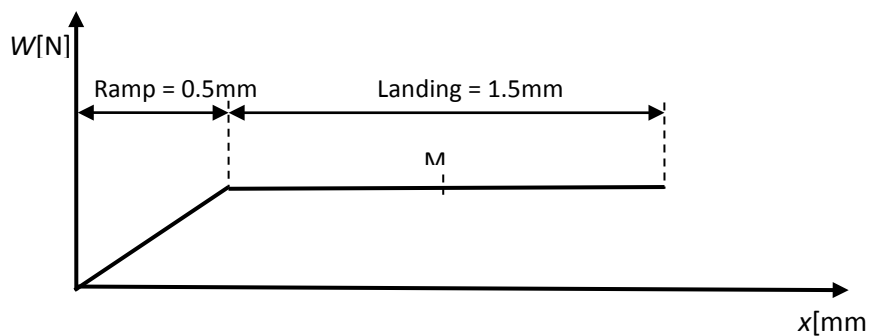


Fig.3.1 : chemin de chargement, de l'indenteur en position fonctionnelle.

Juste après le rayage, des observations microscopiques en vue de dessus ont été faites en utilisant un microscope 2D et des essais de flexion ont été effectués sur des éprouvettes pour déterminer leur résistance, avec un dispositif de flexion à trois points monté sur une machine d'essai de compression LLOYD LR 50K (Fig.3.2). L'empreinte était positionnée sous le point de chargement supérieur de façon à avoir l'effort de traction maximum d'ouverture perpendiculaire à l'empreinte [1]. La longueur de fissure médiane a été mesurée à l'origine de la rupture, sur la surface fissurée après l'essai de résistance.

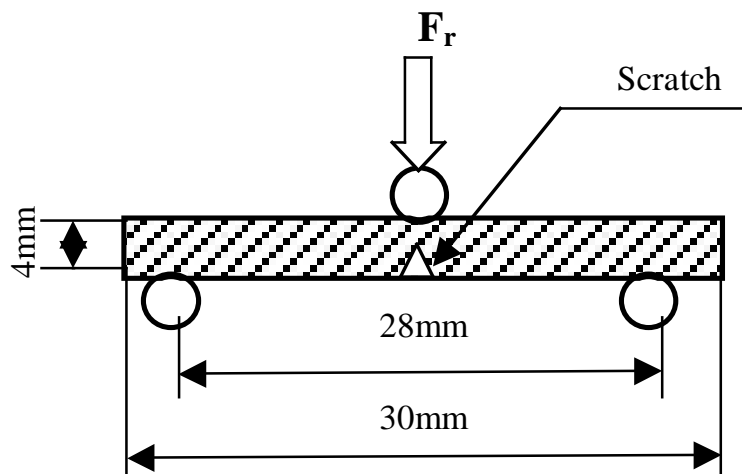


Fig.3.2 : Essai de flexion à 3 points d'un échantillon de verre

L'essai de flexion en trois points monotone est effectué conformément aux instructions de la norme NFT57-105, puis la résistance mécanique σ_r a été calculée en utilisant l'expression.

$$\sigma_r = \frac{3F_r l}{2ba^2} \quad (1)$$

- Ou F_r : Charge normal à la rupture(N)
 l : Longueur entre appuis (28mm)
 b : Largeur de l'échantillon (mm)
 a : Epaisseur de l'échantillon (4mm).

• **Résultats et discussions**

Les observations obtenues des rayures pour chaque condition sont rassemblées dans le tableau.2. Une représentation schématique du modèle de fissure sous la surface a été dessinée pour chaque rayure.

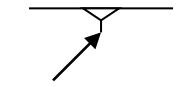

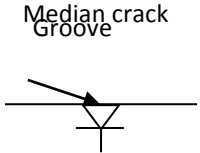

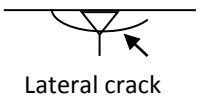





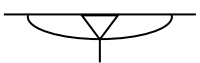


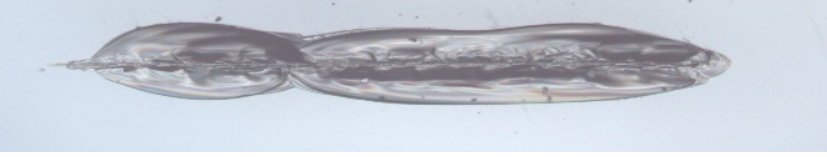
W [N]	Crack scheme	Optical top-view of the scratch
0.1		
0.3		
0.5		
0.7		
1.0		
1.5		
2.0		

Tableau 2 : Images de rayures sous différentes charges W(N) à une vitesse constante $V=10\mu\text{m/s}$.

Nous pouvons observer que pour 0,1N, il n'y a que la naissance de la fissure médiane, et à partir de 0,3N jusqu'à 0,7N, des fissures latérales commencent à apparaître et se propagent à l'intérieur du matériau sans déboucher à la surface. Au-delà de 1N jusqu'à 2N, des fissures latérales coupent la surface, ce qui provoque l'écaillage proportionnellement à l'augmentation de la charge. Le phénomène micro-abrasif se manifeste à la fin de la rayure due au labourage du pénétrateur accompagné de débris de verre (copeaux et fragments) lors du test de rayage. Les résultats graphiques nous ont permis de constater l'augmentation claire de la géométrie de la rayure (largeur et profondeur) de la rayure en fonction d'une charge croissante (Fig.3.3) et (Fig.3.4).

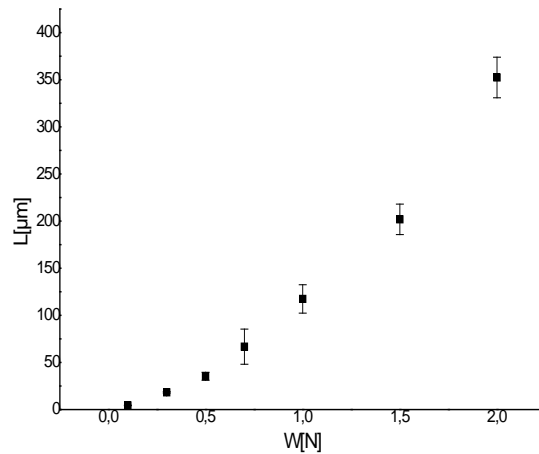


Fig.3.3 : Variation de la largeur de la rayure en fonction de la charge exercée.

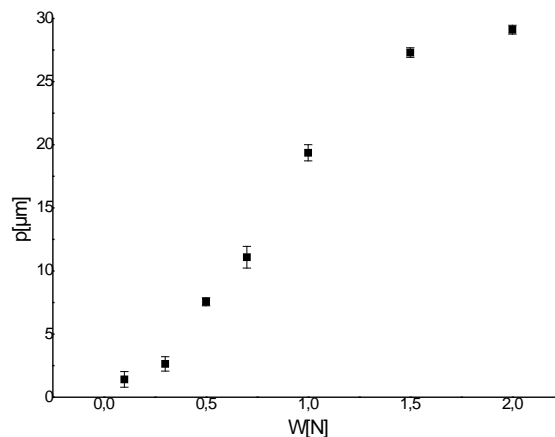


Fig.3.4 : Variation de la profondeur de la rayure en fonction de la charge exercée.

L'augmentation de la charge (W) modifie ainsi le système de fissuration et développe la déformation élasto-plastique, ce qui provoque une augmentation de la force tangentielle (F_t). Le coefficient de frottement apparent μ_0 , rapport entre F_t et W , permet de mieux comprendre l'influence de ces effets dans une représentation graphique (Fig.3.5).

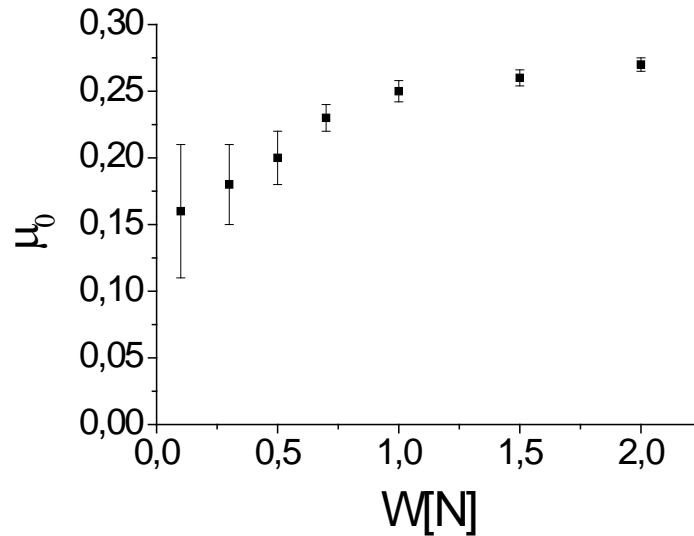


Fig.3.5 : L'effet de la charge normal sur le coefficient de frottement apparent (μ_0).

Le coefficient de frottement apparent augmente presque linéairement jusqu'à 0,7N puis se stabilise autour de 2N. Dans le cas du rayage du verre, on considère que l'effort tangentiel (F_t) doit être composé d'un effort de déformation ductile (F_{def}), d'un effort de frottement de Coulomb (F_f) et d'un effort de fissuration (F_{cr}) :

$$F_t = F_{def} + F_f + F_{cr}.$$

d'où

$$\mu_0 = \frac{F_t}{W} = \frac{F_{def} + F_f + F_{cr}}{W} = \mu_{def} + \mu_f + \mu_{cr}$$

Avec $\mu_{def} = \tan(\beta)$ = constante (en considérant une déformation purement plastique)

et β , le demi angle entre les arêtes de l'indenteur Vickers (74°)

$$\mu_f = \frac{F_f}{W} = \text{constante (correspondant au frottement de Coulomb)}.$$

L'extrapolation de μ_0 à $W = 0$ permet de mesurer le coefficient de frottement de Coulomb $\mu_f = 0.16$, un paramètre clé pour essayer de modéliser et de simuler des expériences de rayures à l'aide de méthodes numériques.

Lorsque $W > 0$, en supposant que μ_{def} et μ_f sont constants, l'augmentation du coefficient de frottement apparent μ_0 dans la plage [0.1 - 0.7N] est due à l'effort de fissuration F_{cr} qui augmente par l'augmentation de la fissure médiane. Au-delà de 1N, l'effort de fissuration F_{cr} devient plus stable en raison de l'apparition de la fissuration latérale agisse comme un levier sur le côté arrière de l'indenteur.

En se concentrant sur le phénomène de fissuration, la profondeur de la fissure médiane augmente rapidement pour des charges allant de 0,1 à 0,7 N, la limite supérieure représente la transition entre fissures médiane et latérale (Fig.3.6).

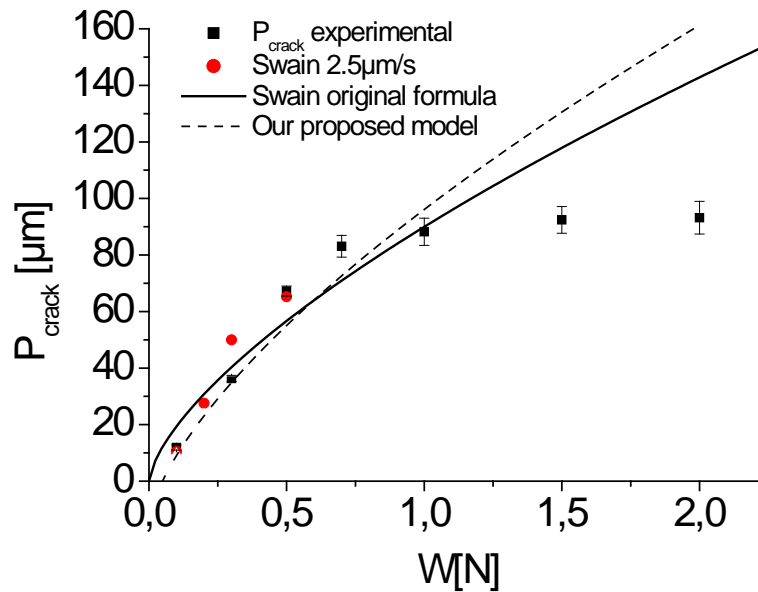


Fig.3.6 : L'effet de la charge normal sur la profondeur de la fissure médiane.

Pour modéliser l'augmentation de la profondeur de fissure médiane en fonction de la charge normale appliquée W , on peut utiliser le modèle proposé par Swain [13] :

$$p_{crack} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{m_e \sqrt{1 + \mu^2}}{K_{IC} \tan \psi} \right)^{2/3} W^{2/3} \quad (2)$$

Ou :

μ : Coefficient de frottement de Coulomb

K_{IC} : Facteur d'intensité de contrainte

ψ : Le demi-angle au sommet de l'indenteur

m_e : Facteur de correction qui prend en compte de légères différences de forme de fissure par rapport à celles prises en compte par Lawn et Fuller [14] et permet également d'augmenter la pression d'indentation.

La comparaison des résultats expérimentaux de Swain obtenus pour une vitesse de rayage de $2.5\mu\text{m/s}$ avec le nôtre sont en bon accord, même si la vitesse de rayage est un peu différente. En ajustant tous les données avec la formule originale de Swain, on a trouvé que la valeur de la constante m_e est égale à 8 au lieu de 4 comme indiqué dans la publication originale de Swain. Ce modèle ne prend pas en considération un seuil de fissuration, cependant, la déclaration des données sur un graphique montre l'existence et la possibilité de mesure de ce seuil (Fig.3.7).

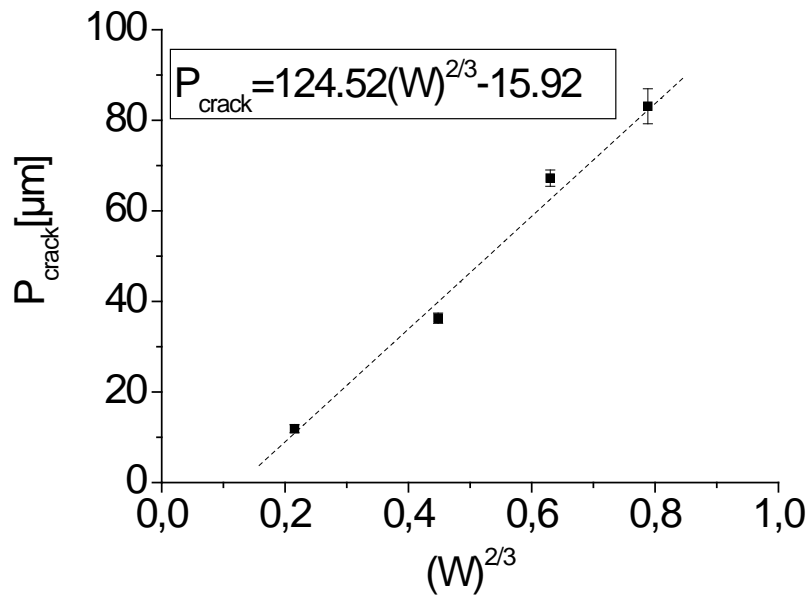


Fig.3.7 : L'effet de la charge normal de [0.1- 0.7N] sur la profondeur de la fissure médiane.

La loi puissance $2/3$ est en bon accord avec l'évolution de la profondeur de la fissure médiane. Une charge $W_0 = 0,046\text{N}$, au-dessous de laquelle il n'y a pas de fissures $p_{\text{crack}} = 0$, confirme l'existence d'un seuil.

• **Modèle de comportement en fissuration**

Ainsi, le modèle en accord avec les résultats expérimentaux dans la gamme [0.1 - 0.7N] que nous avons proposé est :

$$P_{crack} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{m_e}{K_{IC} \tan \psi} \right)^{2/3} \sqrt[3]{(1 + \mu_f^2)} (W - W_0)^{2/3} \quad (3)$$

Ou W_0 est la charge seuil

Le résultat obtenu de la résistance mécanique σ_r , en fonction de la charge appliquée W pour des valeurs inférieur ou égale à 1N (Fig.3.8), permet de dire que l'on est en accord avec la théorie de la mécanique de rupture, ce qui signifie que la résistance mécanique diminue avec l'augmentation de l'entaille créé sur la surface du matériau.

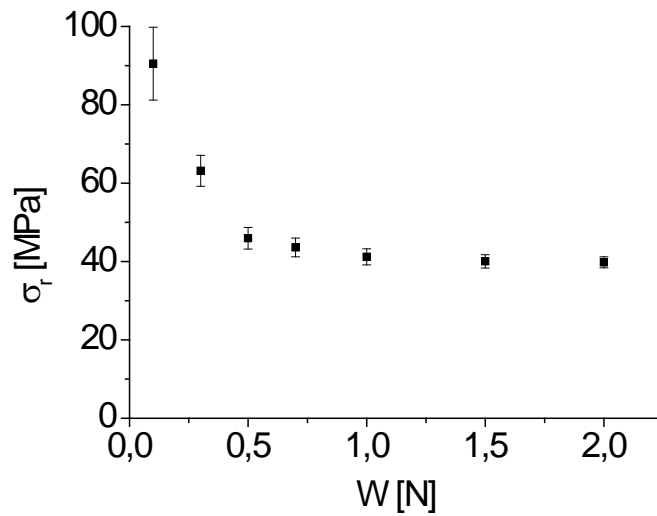


Fig.3.8 : l'effet de la charge normal sur la résistance mécanique (σ_r).

La résistance mécanique tend à se stabiliser autour de 1N. Cela confirme la saturation de la profondeur de la fissure médiane (p_{crack}) (voir Figure 3.4). σ_r est clairement contrôlé par la fissure la plus profonde qui est la fissure médiane dans le cas du rayage.

En conséquence, la charge optimale pour assurer une bonne coupe d'une pièce de verre, sans fissures latérales, c'est-à-dire avec des bords clairs, est $W = 1N$. Cependant, dans les articles

de Swain [32] ou Cheng [36], on en déduit que pour avoir une bonne coupe du verre, il faut augmenter la charge jusqu'à un certain niveau (voir figure 3.4).

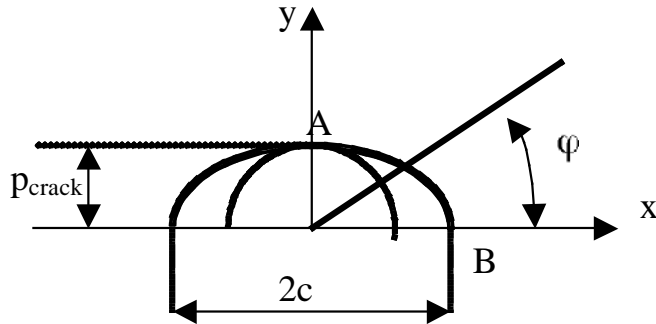


Fig.3.9 : Géométrie d'une fissure Semi-elliptique.

La détermination de la résistance mécanique par trois points de flexion permet de caractériser la fissure médiane responsable de cette rupture. On peut la considérer comme semi-elliptique soumis à une contrainte de traction (voir Fig.3.9).

Le facteur d'intensité de contrainte K_{IC} peut être tiré de l'expression [16] :

$$K_{IC} = \sigma \frac{M}{\phi} \sqrt{\pi p_{crack}} \quad (4)$$

Où σ est la contrainte de rupture, p_{crack} est la profondeur de la fissure, M est un facteur de correction dépendant de la position du site d'amorçage de la fissure (dans notre cas le point A), et M prend la valeur 1,14 [16]. ϕ est une intégrale elliptique qui dépend du rapport p_{crack} / c (où $2c$ est la longueur de la fissure dans notre cas):

$$\phi = \int_0^{\pi/2} \sqrt{\sin^2 \varphi + \frac{p_{crack}^2}{c^2} \cos^2 \varphi} d\varphi \quad (5)$$

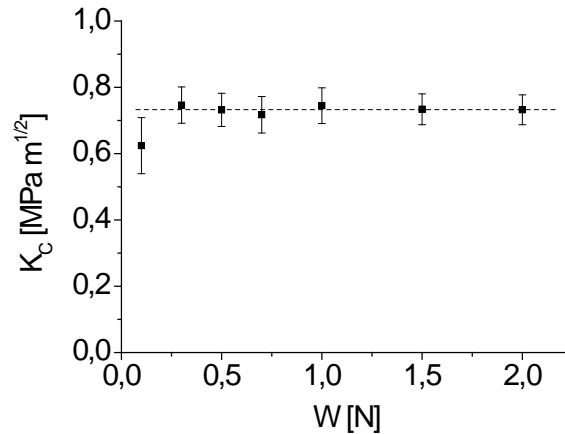


Fig.3.10 : L'effet de la charge normale sur la ténacité.

La mesure de la profondeur de la fissure permet de calculer la ténacité du verre qui est égale à $0,73 \text{ MPa.m}^{1/2}$, ce qui est en accord avec la valeur déterminée expérimentalement par une indentation de 2.492N (Fig.3.10). On peut remarquer que la ténacité est quasi constante, compte tenu des incertitudes de mesure, pour des charges allant de $0,3$ à 2N . Compte tenu de la valeur de la ténacité obtenue pour $0,1\text{N}$, on a une valeur inférieure de 15% à la moyenne. Cela devrait être dû au fait que l'on a de faibles contraintes résiduelles sur la surface qui devraient influencer la propagation des fissures très courtes.

Sur la base des résultats expérimentaux obtenus, nous pouvons conclure que :

- la déformation devient plus importante en augmentant la charge (W).
- le coefficient de frottement augmente avec l'augmentation de la charge jusqu'à 1N puis au-delà de cette charge il se stabilise.
- le coefficient de frottement pur est déterminé par $\mu_{ad} = 0.156$
- L'augmentation du coefficient de frottement apparent (μ_o) pour l'intervalle de charge $[0.1 - 1\text{N}]$ est dû à l'augmentation de l'effort de fissure. Au-delà de la charge 1N jusqu'à 2N , cet effort (F_{fis}) devient stable.
- Quand la charge augmente de 0.1N à 0.7N , la profondeur de la fissure médiane (p_{crack}) augmente à la suite et évolue vers une courbe de tendance $p_{crack} = 124.52W^{2/3} - 15.92$ cela permet en conséquence une réduction de la résistance mécanique (σ_r).
- 0.7N représente la charge de transition de fissures radial/ latéral.
- La charge seuil correspondant à zéro fissures médianes ($p_{crack}=0$) est fixée à $W_0 = 0.046\text{N}$

- À partir de 1N à 2N de charge nous obtenons une stabilisation mutuelle de la fissure médiane et de la résistance mécanique.
- La charge optimale pour assurer une bonne coupe (machining) de verre est $W=1N$
- A partir d'une charge de 0,3N jusqu'à 2N la ténacité est approximativement constante $K_c \approx 0.73$, mais elle est plus faible $K_c \approx 0.62$ pour la charge de 0.1N
- Pour une faible charge de 0.1N nous avons une déformation elastoplastique. Mais pour les autres charges ($W > 0.1N$) la déformation est purement plastique.

- **Conclusion**

Cette étude permet une contribution supplémentaire à savoir comprendre et prédire la fissuration des verres silico-sodo-calcique, par le procédé du rayage s'il est soumis à des conditions d'agressions bien définies et leurs influences sur la propriété la plus importante qui est la résistance mécanique. Finalement, on considère ce travail comme complément au travail de Swain [32] et de Weili Cheng [36].

II.2 : Rayage du verre silico-sodo-calcique traité

1. Généralité :

Le renforcement de la résistance mécanique du verre par traitement chimique ou traitement thermique, engendre un état contraint du matériau qui induit une résistance mécanique beaucoup plus accrue, d'autre part, un recuit procède lui aussi à l'élimination et à la diminution des contraintes résiduelles et réagit essentiellement par une résistance mécanique relativement importante.

Dans le but d'évaluer ce renforcement, on a envisagé des études approfondies par des techniques d'analyse de surfaces expérimentales, traitées avec des tests de rayages mais sous différentes vitesses.

2. Procédure Expérimentale :

Les échantillons de verre plat utilisés ($20 \times 20 \times 3 \text{ mm}^3$) sont rayés par un indenter Vickers à l'état brut, à l'état traité par un recuit, à l'état traité par une trempe thermique et enfin à l'état

traité par une trempe chimique (nitrate de potassium) par le scléromètre linéaire de l'université de Rennes I [8] avec les conditions de tests suivantes :

Verre brut et verre traité par le recuit

- Paramètres fixe : chargement $W = (0,5 ; 1 ; 2) \text{ N}$
- Paramètres variable : vitesse de rayage $v = (0.1 ; 1 ; 5 ; 10) \text{ mm/s}$

Verre trempé thermiquement et verre trempé chimiquement

- Paramètres fixe : chargement $W = (1 ; 2) \text{ N}$
- Paramètres variable : vitesse de rayage $v = (0.1 ; 1 ; 5 ; 10) \text{ mm/s}$

Dureté Vickers des échantillons

- Dureté $H_v = 6,55 \text{ GPa}$ $W_0 = 387,2\text{N}$ verre brut
- Dureté $H_v = 6,41 \text{ GPa}$ $W_0 = 98,13\text{N}$ verre traité par le recuit
- Dureté $H_v = 8,18 \text{ GPa}$ $W_0 = 599,8\text{N}$ verre trempé thermiquement
- Dureté $H_v = 15,06 \text{ GPa}$ $W_0 = 1444,63\text{N}$ verre trempé chimiquement

Les paramètres mesurés sont : la largeur (L) et la profondeur (p) du sillon de la rayure, la profondeur de la fissure médiane (p_{fissure}) ; puis la détermination du coefficient du frottement et de la résistance mécanique à trois appuis (σ_r) selon l'expression :

$$\sigma_r = \frac{3.W.L}{2.b.a^2}$$

W : Charge de rayage (N)

L : Longueur entre appuis (mm)

b : Largeur d'échantillon (mm)

a : Épaisseur de l'échantillon (mm)

3. Résultats et analyses

- Influence de la vitesse de rayage sur la géométrie de la rayure

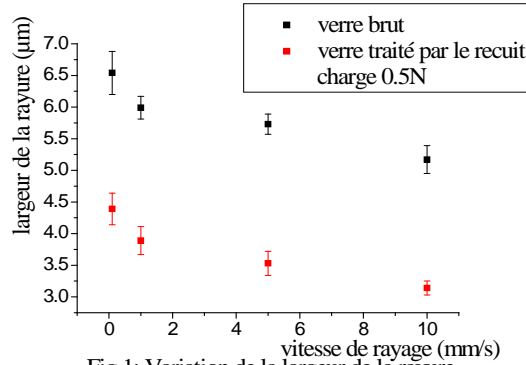


Fig.1: Variation de la largeur de la rayure

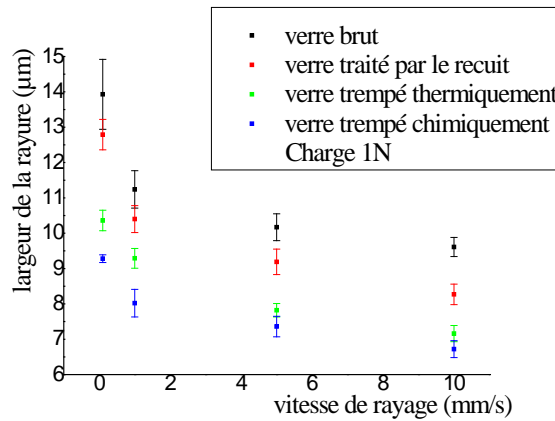


Fig.2 : Variation de la largeur de la rayure

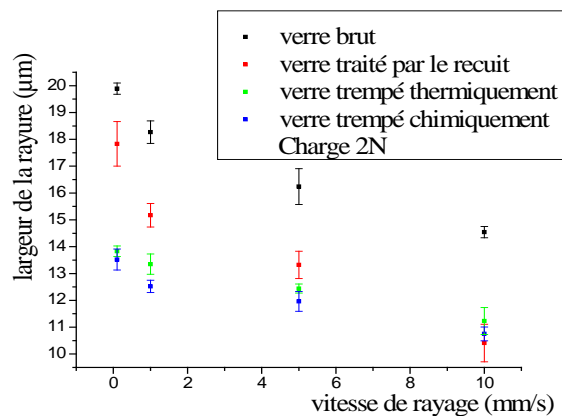


Fig.3: Variation de la largeur de la rayure

Les verres traités montrent une largeur de rayure étroite et de façon progressive selon le traitement subit et proportionnellement à la vitesse de rayage fig. (1, 2, 3), la même évolution

est constatée pour la profondeur de la rayure fig. (4, 5, 6) définie par un soulèvement léger de l'indenter au cours du rayage.

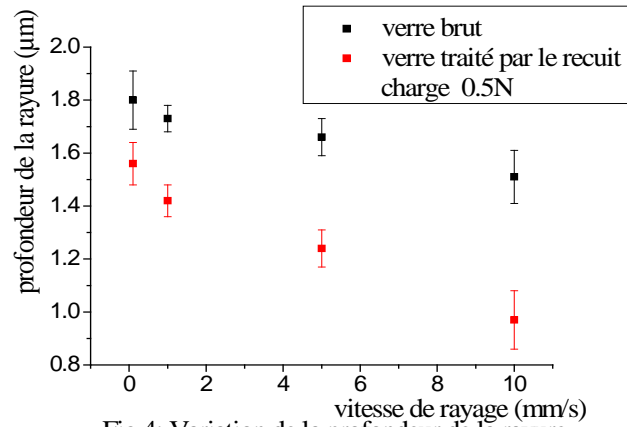


Fig.4: Variation de la profondeur de la rayure

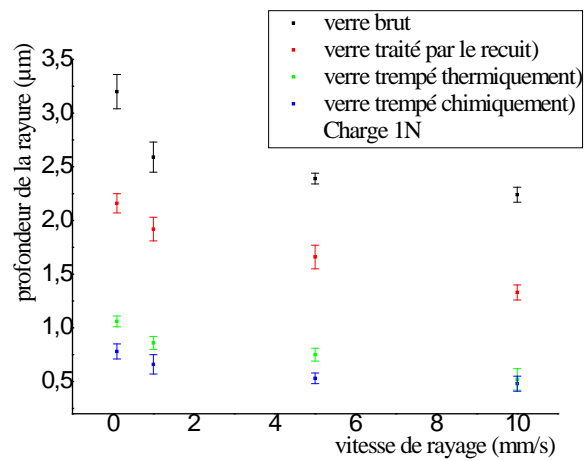


Fig.5: Variation de la profondeur de la rayure

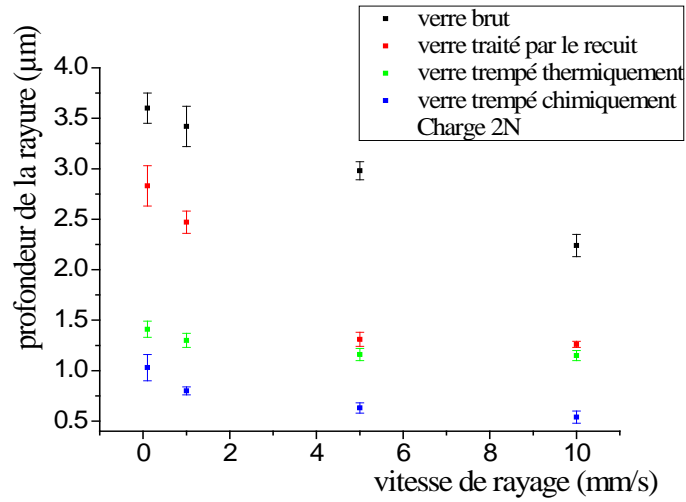


Fig.6: Variation de la profondeur de la rayure

• **Variation de la profondeur de la fissure médiane**

La fissure médiane est remarquablement faible chez les verres traités cela est due à la propagation des défauts de surface qui est considérablement retardée par la présence des contraintes internes (compression et tension) induites par la trempé thermique et chimique (Fig.7) et (Fig.8)

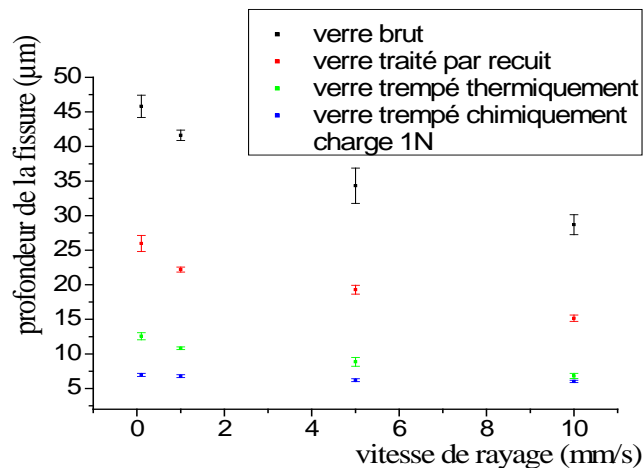


Fig.7: Variation de la profondeur de la fissure

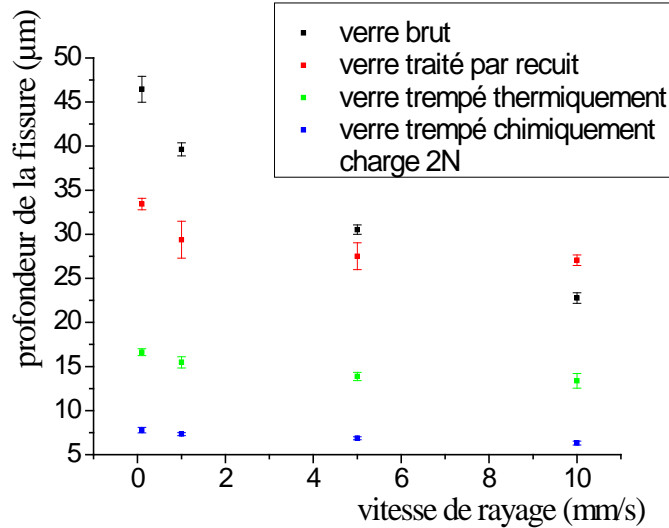


Fig.8: Variation de la profondeur de la fissure

- **Variation du coefficient de frottement**

Le frottement est contrôlé par la profondeur du sillon de la rayure pour les 3 états de verres et réagit faiblement à l'augmentation de la vitesse de rayage pour les verres traités, son intensité diminue considérablement par une trempe thermique et encore plus lorsqu'il s'agit d'une trempe chimique (Fig.9) et (Fig.10). Les fluctuations du frottement sont précisément observées chez le verre brut, par contre pour les verres trempés, les répartitions des contraintes de compressions à la surface jouent un très grand rôle dans son intensité selon la sollicitation exercée.

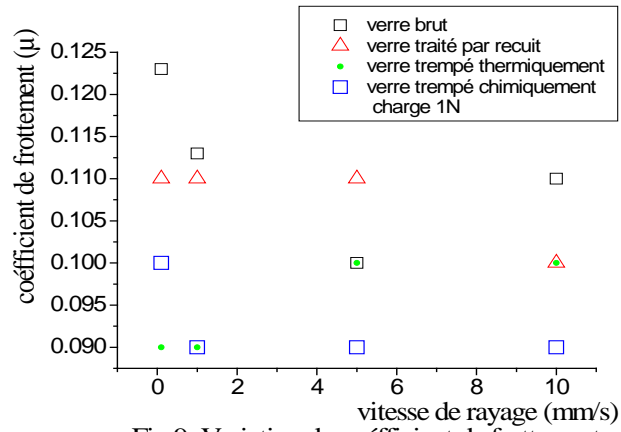


Fig.9: Variation du coefficient de frottement

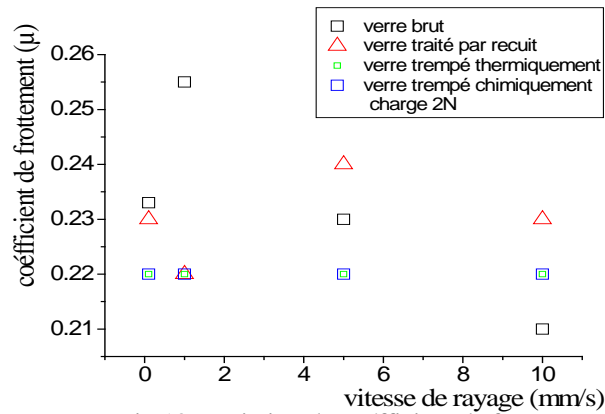


Fig.10: Variation du coefficient de frottement

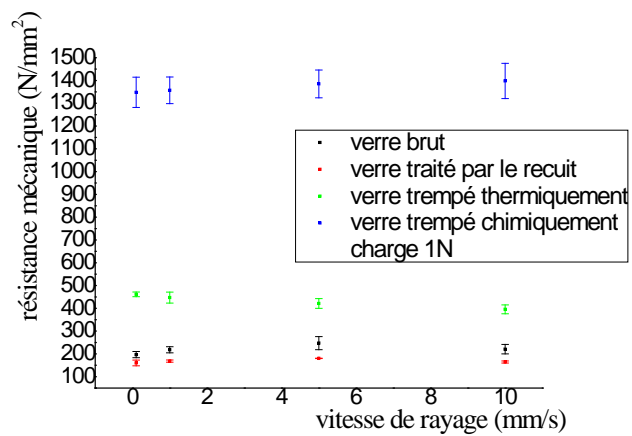


Fig.11: Variation de la résistance mécanique

• Variation de la résistance mécanique

L'état de compression instauré par l'échange ionique Na^+/K^+ ou la géométrie atomique définie la profondeur de la fissure médiane provoquée par rayage lui affecte une forte résistance mécanique, la dureté Vickers après la trempe chimique a offert une prédiction sur l'ampleur de cette résistance validée aussitôt par les tests de rayage. La compression par la trempe thermique montre néanmoins une résistance assez forte sans endommagement enregistré mais pour les petites charges (1N). Les verres trempés thermiquement n'empêchent guère le choc thermique provoqué par les fortes charges de rayage (2N) en présentant des bifurcations après ou au cours du rayage cela est sensiblement dû à l'épaisseur du volume compressé ne supportant pas au-delà d'une charge critique et au refroidissement inhomogène de la surface du verre, ainsi que du temps nécessaire pour cela (vitesse de refroidissement) – (Fig.11) et (Fig.12). Le recuit procède lui, à l'élimination des contraintes induites par le gradient de température et affaiblissant la résistance mécanique, en laissant les contraintes résiduelles en phase de relaxation, ce qui permet une facilité à l'usinage et à la déformation à froid selon la charge exercée, la dureté Vickers exercée sur les verres traités par le recuit confirme cette relaxation en présentant une résistance assez faible.

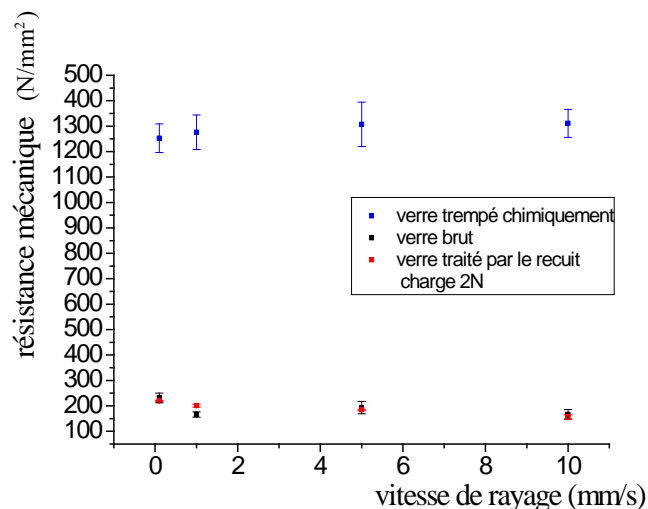


Fig.12: Variation de la résistance mécanique

4. Conséquences :

L'état contraint du matériau, induit une propagation des défauts de surface, considérablement retardée par une taille de fissures radiales et médiane sensiblement plus faible, et une résistance mécanique beaucoup plus accrue, notamment, pour les échantillons de verre trempés chimiquement, ou l'échange ionique Na^+/K^+ accentue la compression par géométrie atomique, la cinétique et l'homogénéité du refroidissement restent très indispensables pour éviter un choc thermique, par contre, le recuit procède à l'élimination des contraintes résiduelles en réagissant essentiellement par une taille de fissures radiales remarquablement réduite, et une résistance mécanique relativement faible, mais qui augmente néanmoins avec les paramètres de rayage, tant que la taille de défaut critique n'est pas atteinte.

En se basant sur les résultats obtenus, nous pouvons dire que :

- Le frottement indenter/indenté diminue considérablement pour les verres traités
- L'accroissement de la vitesse de rayage provoque une diminution de la fissure médiane par soulèvement de l'indenter au cours du rayage
- La vitesse de refroidissement pour le verre trempé thermiquement contrôle la variation du système de fissuration et sa résistance mécanique et peut mener dans le cas échéant à une bifurcation du verre
- La surface du verre mise sous compression par la trempe thermique et chimique provoque une nette augmentation de la résistance mécanique
- la résistance mécanique du verre recuit diminue laissant une plage à la déformation et à l'usinage
- la résistance mécanique du verre trempé chimiquement a présenté le meilleur renforcement sans conséquences nuisibles pour ce type de verre

5. Conclusion :

Ce type de verre est sensible aux fissures médianes qui contrôlent l'intensité de la résistance mécanique, le traitement du verre SLS par une trempe chimique ou une trempe thermique a montré un remède très efficace au problème de fissuration, imposant un état de compression qui a amélioré la résistance mécanique et a retardé l'apparition de ces fissures. Néanmoins, la charge exercée sur notre verre et sa vitesse de rayage restent les paramètres dont leurs intensités jouent le rôle essentiel dans le processus de déformation et de l'apparition de l'endommagement de surface.

ChapIII

SIMULATION NUMERIQUE DES PARAMETRES
DE RAYAGE

SIMULATION NUMERIQUE DES PARAMETRES DE RAYAGE

III.1. Introduction :

Le travail réalisé consiste à caractériser le comportement du verre silico-sodo-calcique en rayage fin pour de faibles charges et micro-vitesses à l'aide de méthodes numériques, après l'essai de rayage, une empreinte sous forme de sillon de rayure subsiste ; montrant l'existence d'un phénomène dissipatif d'endommagement et de fissuration.

Des simulations par éléments finis ont été réalisées sous le logiciel MATLAB avec la loi de comportement élastoplastiques et du modèle de Ahn puisque on a considéré la pointe de l'indenteur Vickers comme un point de concentration de notre force (charge). Par comparaison avec les données expérimentales, cette loi prend en compte la charge exercée, les caractéristiques du matériau et la morphologie de l'empreinte pour capturer les courbe charge-déplacement et contraintes normales selon les 3 axes. Le logiciel MATLAB a permis de nous fournir des résultats en concordance avec ceux de l'expérimentation sur les mécanismes d'amorçage de la fissuration

III.2 NOTIONS DE BASE ET TENSEUR DE CONTRAINTES

Le programme de simulation des contraintes agissant comme facteurs source de l'initiation et de propagation des fissures nous conduit à rappeler quelques notions de base essentielles pour établir une interprétation aussi correcte que possible .Cependant, l'état de contrainte d'un corps solide peut être représenté par un tenseur appelé tenseur de contraintes liée à une base donnée de l'espace $(\vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$, il est exprimée par une matrice d'ordre carrée 3×3 :

$$A = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

Cette matrice est définie symétrique si l'état d'équilibre est réalisé ; par conséquent , cette matrice est diagonalisable pour une base orthonormée $(\vec{x}_1, \vec{x}_2, \vec{x}_3)$ de directions principales ou vecteurs propres et notée:

$$A = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix}$$

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ Appelés contraintes principales, ou valeurs propres λ de la matrice déterminée algébriquement par l'équation :

$$\det(A - \lambda I) = 0$$

Où A est le tenseur des contraintes et I la matrice identité. On peut réécrire cette équation de la façon suivante :

$$(\lambda - \sigma_1)(\lambda - \sigma_2)(\lambda - \sigma_3) = 0$$

On prend par convention $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$.

Si la contrainte principale minimale est négative elle correspond à un état de compression maximale, autrement, la contrainte principale maximale correspond à un état de traction maximale.

La contrainte de cisaillement maximal vaut :

$$\tau_{max} = \frac{1}{2} \max(|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1|) .$$

Les zones soumise à de la traction, compression ou cisaillement ne sont pas indiqués par la contrainte de Von Mises ou contrainte équivalente, mais, une contrainte principale de type compression a tendance à refermer les fissures générées. Ceci est essentiellement marqué pour les risques de rupture.

III.3 État de contraintes planes

Dans le cas de contraintes planes, une des contraintes principales est nulle. On opte généralement pour $\sigma_3 = 0$

Le tenseur des contraintes planes s'écrit donc dans la base $(\vec{x}, \vec{y},)$

$$A = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & 0 \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

à la condition d'équilibre on aura :

$$\lambda_1 = \sigma_1 = \frac{(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})}{2} + \frac{1}{2}\sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 4\tau_{xy}^2}$$

$$\lambda_2 = \sigma_2 = \frac{(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})}{2} - \frac{1}{2}\sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 4\tau_{xy}^2}$$

Pour $\tau_{xy} \approx 0$ (négligeable) devant σ_1 et σ_2 alors :

$$\sigma_1 = \sigma_{xx} \text{ et } \sigma_2 = \sigma_{yy}$$

et le tenseur des contraintes principales sera dans la base principale $(\vec{x}_1, \vec{x}_2,)$

$$A = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

III.4 Contrainte équivalente

La contrainte équivalente (ou contrainte de comparaison) notée σ_e , correspond à la contrainte de Von Mises dont la valeur doit être comprise entre $-R_e$ et $+R_e$ pour que le matériau reste dans le domaine élastique. Pour le critère de Von Mises, la contrainte équivalente s'exprime ainsi :

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

Où σ_e représente la frontière entre le domaine plastique et le domaine élastique $\sigma_e = R_e$

- $\sigma_e < R_e$: domaine élastique
- $\sigma_e > R_e$: domaine plastique

III.5 Critère de Rankine

Le critère de Rankine est conditionné par une borne supérieure comme un maximum pour les contraintes principales définissant ainsi le domaine élastique :

$$\text{Max} (|\sigma_1|, |\sigma_2|, |\sigma_3|) \leq R_e.$$

III.6 Cas des contraintes planes

La contrainte équivalente maximale est délimitée par une frontière géométrique dans le plan (σ_1, σ_2) par une couleur dans certains code de calcul par conséquent les points critiques de la pièce seront facilement détectables. En contraintes planes, le critère de Von Mises s'écrit :

$$\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \cdot \sigma_2} \leq R_e.$$

La contrainte de cisaillement maximal vaut :

$$\tau_{max} = \frac{1}{2} \max(|\sigma_1 - \sigma_2|)$$

Cette théorie nous permet de constituer une base pour introduire les bonnes données à l'algorithme de calcul et recevoir les réponses aussi proche que possible à l'objectif attendu et d'éviter au maximum les aberration qui peuvent apparaitre lors de notre simulation.

III.7 Modélisation Mécanique

Notre nouveau modèle proposé décrit la profondeur de la fissure médiane par l'expression :

$$P_{crack} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{m_e}{K_c \tan \psi} \right)^{2/3} \sqrt[3]{(1 + \mu_f^2)} (W - W_0)^{2/3}$$

Où le terme en fonction de P_0 représente les perturbations linéaires qui apparaissent lors des essais.

$\mu_f = 0.16$ coefficient de frottement

W : Charge variable en Newton

$W_0 = 0.046N$ charge seuil

$K_{1C} = 0.73MPa.m^{1/2}$ tenacité du verre

$\psi = 74^\circ$ demi-angle au sommet de l'indenteur

$m_e = 8$ facteur de correction

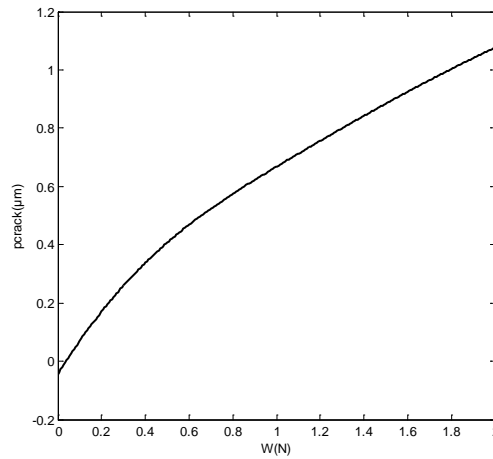


Fig.4.0 : l'effet de la charge normal sur la profondeur de la fissure médiane modèle simulé.

Notre modèle proposé a permis de confirmer l'existence d'une partie de perturbation linéaire caractérisé par un seuil de chargement ou une amorce de fissure médiane est localisée traduit par une courbe obtenue par simulation (Fig.4.0) similaire à celle obtenu expérimentalement (Fig.3.6)

- a) Le modèle de loi de comportement des contraintes localisées dans une zone élastique utilisé cette fois-ci dans nos tests pour examiner la distribution de ces différents champs d'une façon axisymétrique et qui tient en compte du caractère densification/glisement local(cisaillement) du verre utilisé, et de la spécificité de l'indenteur Vickers (géométrie) est le modèle de Ahn [1] dérivée de celui de Yoffe [3] proposé sous :

$$\sigma = \sigma_{Bous}^n + \sigma_{Bous}^t + \sigma_{Blister}^r$$

$\sigma_{Bous}^n + \sigma_{Bous}^t$: Champs de contraintes élastique chargé normalement (n) et tangentielllement (t) de Boussinesq [2]

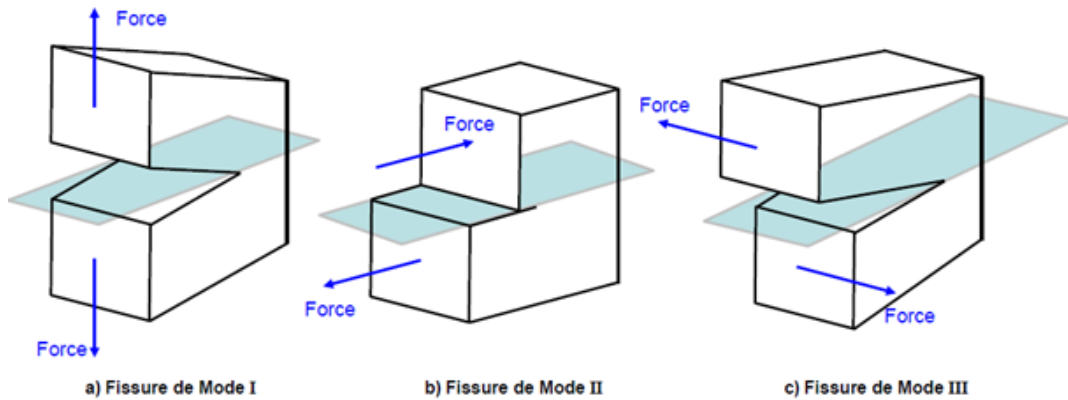
$\sigma_{Blister}^r$: Champs de contraintes résiduelle dans le domaine élastique influencé par le domaine plastique accumulé et crée au niveau de la rayure [3]

$$\sigma_{Bous}^n = \sigma_x^n + \sigma_y^n$$

$$\sigma_{Bous}^t = \sigma_x^t + \sigma_y^t$$

$$\sigma_{Blister}^r = \sigma_x^r + \sigma_y^r$$

On supposant que la propagation des fissures se fait dans leur même plan, On aboutit à la combinaison de 3 modes d'ouvertures bien connus en littérature constituant les contraintes normales au plan de fissure, les contraintes de cisaillement, parallèle au plan de fissure et normale à son front ou mode de glissement de translation, le troisième mode c'est le mode de glissement de rotation par les contraintes de cisaillements comme le montre le schéma suivant



En coordonnées cartésiennes d'après Johnson [2]:

$$\sigma_x^n = \frac{W}{2\pi} \left[\frac{1-2\nu}{r^2} \left\{ \left(1 - \frac{z}{\rho}\right) \frac{x^2 - y^2}{r^2} + \frac{zy^2}{\rho^3} \right\} - \frac{3zx^2}{\rho^5} \right]$$

$$\sigma_y^n = \frac{W}{2\pi} \left[\frac{1-2\nu}{r^2} \left\{ \left(1 - \frac{z}{\rho}\right) \frac{y^2 - x^2}{r^2} + \frac{zx^2}{\rho^3} \right\} - \frac{3zy^2}{\rho^5} \right]$$

$$\tau_{xy}^n = \frac{W}{2\pi} \left[\frac{1-2\nu}{r^2} \left\{ \left(1 - \frac{z}{\rho}\right) \frac{xy}{r^2} - \frac{xyz}{\rho^3} \right\} - \frac{3xyz}{\rho^5} \right]$$

$$\rho = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$$

$$r = \sqrt{x^2 + y^2}$$

Et $\nu = 0.22 = \nu^{te}$

Le champ tangentiel de Boussinesq correspondant à σ_{Bous}^t est exprimé par Johnson [2]

$$\sigma_x^t = -\frac{Q}{2\pi} \left[\frac{3x^3}{\rho^5} - (1-2\nu) \left\{ \frac{x}{\rho^3} - \frac{3x}{\rho(\rho+z)^2} + \frac{x^3}{\rho^3(\rho+z)^2} + \frac{2x^3}{\rho^2(\rho+z)^3} \right\} \right]$$

$$\sigma_y^t = -\frac{Q}{2\pi} \left[\frac{3xy^2}{\rho^5} - (1-2\nu) \left\{ \frac{x}{\rho^3} - \frac{x}{\rho(\rho+z)^2} + \frac{xy^2}{\rho^3(\rho+z)^2} + \frac{2xy^2}{\rho^2(\rho+z)^3} \right\} \right]$$

$$\tau_{xy}^t = -\frac{Q}{2\pi} \left[\frac{3xy^2}{\rho^5} + (1-2\nu) \left\{ \frac{y}{\rho(\rho+z)^2} - \frac{x^2y}{\rho^3(\rho+z)^2} - \frac{2x^2y}{\rho^2(\rho+z)^3} \right\} \right]$$

Avec $Q = \mu W$

Les contraintes au rayage dû au champ de Blister d'après le modèle de Ahn [5, 6]

$$\sigma_x^r = 2B \left[\frac{-2\nu(y^2 - z^2)}{(y^2 + z^2)^2} + \frac{x}{(y^2 + z^2)^2 \rho^5} (2\nu x^4 y^2 - 2x^2 y^4 + 6\nu x^2 y^4 - 2y^6 + 4\nu y^6 - 2\nu x^4 z^2 - 4x^2 y^2 z^2 + 2\nu x^2 y^2 z^2 - 3y^4 z^2 + 6\nu y^4 z^2 - 2x^2 z^4 - 4\nu x^2 z^4 + z^6 - 2\nu z^6) \right]$$

$$\sigma_y^r = 2B \left[\frac{-2y^2(y^2 - 3z^2)}{(y^2 + z^2)^3} + \frac{x}{(y^2 + z^2)^3 \rho^5} (2x^4 y^4 + 6x^2 y^6 - 2\nu x^2 y^6 + 4y^8 - 2\nu y^8 - 6x^4 y^2 z^2 - 7x^2 y^4 z^2 - 6\nu x^2 y^4 z^2 - 2y^6 z^2 - 8\nu y^6 z^2 - 12x^2 y^2 z^4 - 6\nu x^2 y^2 z^4 - 15y^4 z^4 - 12\nu y^4 z^4 + x^2 z^6 - 2\nu x^2 z^6 - 8y^2 z^6 - 8\nu y^2 z^6 + z^8 - 2\nu z^8) \right]$$

$$\tau_{xy}^r = 2B \left[\frac{-y(2x^2 - 2\nu x^2 + 2y^2 - 2\nu y^2 - z^2 - 2\nu z^2)}{\rho^5} \right]$$

Avec :

$$K_c = 0,62 \text{ MPa } m^{1/2} \text{ pour } W=0.1\text{N} \text{ et } K_c = 0,73 \text{ MPa } m^{1/2} \text{ pour } W > 0.1\text{N}$$

$$H = H_{Meyer} = \frac{2 \cdot H_{Vickers}}{1,854} = 6,55 \cdot 1,07 \text{ GPa} \quad [4]$$

$$B = \frac{H}{K_c} = 11304 \text{ m}^{-1/2} \text{ Pour } W=0.1\text{N} \text{ paramètre de fragilité (Britleness)}$$

$$B = 9600 \text{ m}^{-1/2} \text{ pour } W > 0.1\text{N}$$

III .8 Résultats et interprétations.

Dans ce travail, nous avons étudié en simulation numérique avec le logiciel MATLAB, l'influence des champs de contraintes de tractions et de compressions, sur l'initiation et la propagation des fissures et sur les endommagements associés à travers un échantillon de verre (SLS), dont les paramètres x,y,z correspondant à la longueur, la largeur et la profondeur de la rayure chargé et piloté par un indenteur Vickers. Par ailleurs, le manque dans la littérature d'un modèle de loi de comportement au rayage par un indenteur Vickers, nous a mené à utiliser une loi de comportement modélisée avec un indenteur conique de demi-angle $\theta = 70,3^\circ$ qui prend en compte le caractère normal/anormal des verres considérés et de la géométrie de l'indenteur Vickers par une proportionnalité du volume déformé par rayage conditionné par la même profondeur de pénétration et une surface (plan) de rayage. Ce modèle décrit une distribution de superposition de contraintes dans la zone élastique.

La Fig.4.1 et Fig.4.2 montrent une zone de compression des couches, qui se manifestent en intensité pour les faibles charges, et qui, se relâchent progressivement en profondeur pour les charges supérieurs, en se propageant d'avantage dans la structure, marqué par la contrainte σ_{xx} , une autre zone de traction des couches, crée cette fois ci, juste au-dessous de la pointe de l'indenteur, et qui provoque probablement, un petit décalage des couches subissant une contrainte de compression, dû, à l'enfoncement de sa forme pyramidale et à l'effet du bourrelet frontal crée en avant de l'indenteur. Les bourrelets latéraux agissent par une légère compression décroissante en effet à partir du sillon de la rayure (Fig.4.3) et (Fig.4.4)

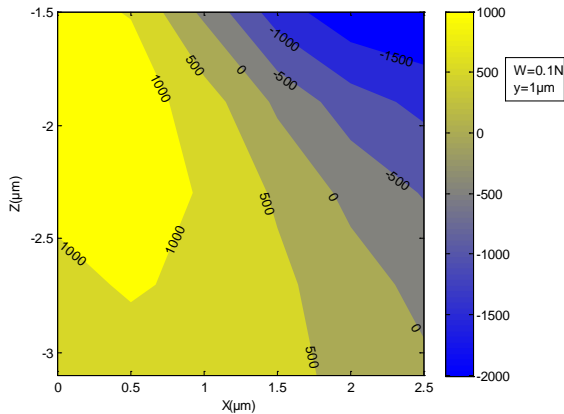


Fig.4.1 : Isoleve de la contrainte sigmaxx en MPa par plan Vikers

$$K_C = 0.62 \text{MPa.m}^{1/2}$$

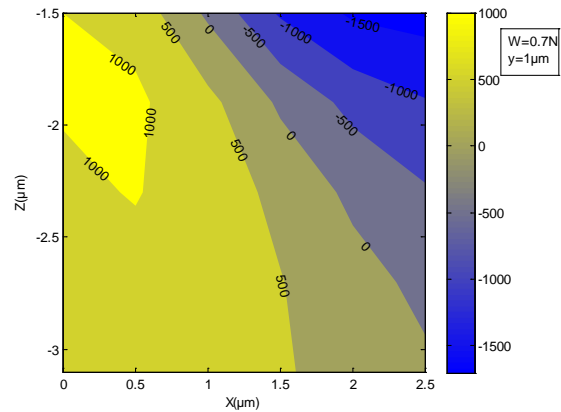


Fig.4.2 : Isoleveur de la contrainte sigmaxx en MPa par plan Vikers

$$K_C = 0.73 \text{MPa.m}^{1/2}$$

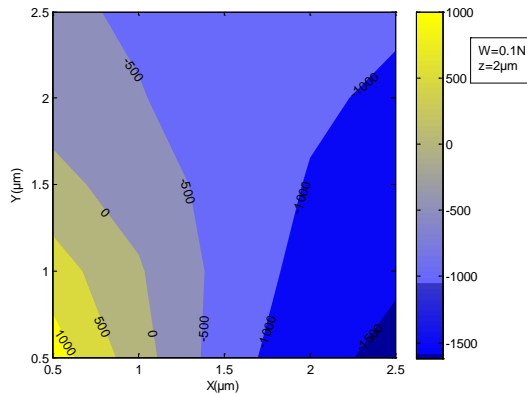


Fig.4.3 : Isovaleurs de la contrainte sigmaxx en MPa par plan Vikers

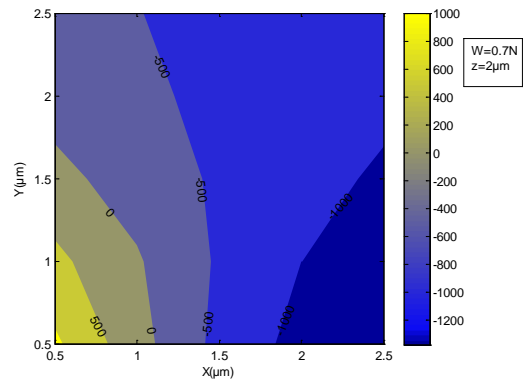


Fig.4.4 : Isovaleurs de la contrainte sigmaxx en MPa par plan Vikers

La contrainte σ_{yy} montre une zone de traction beaucoup plus agressive en intensité par rapport à la contrainte σ_{xx} au dessous de l'indenteur et qui perd en intensité pour les faibles et fortes charges. (Fig.4.5) et (Fig.4.6) la propagation de cette contrainte dans le plan (XY) ou plan normal au sillon de la rayure est marquée, par un léger déplacement de son foyer qui s'affaiblit en se propageant sous l'effet probable de l'écoulement de la matière. (Fig.4.7) et (Fig.4.8)

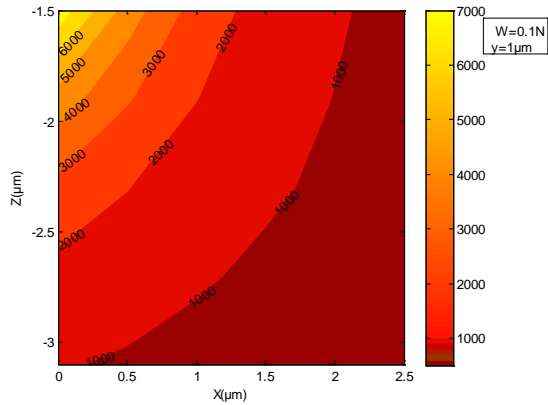


Fig.4.5 : Isovaleurs de la contrainte σ_{yy} en MPa par plan Vickers

$$K_C = 0.62 \text{MPa.m}^{1/2}$$

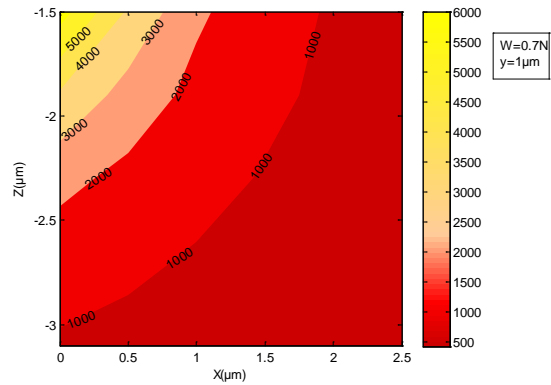


Fig.4.6 : Isovaleurs de la contrainte σ_{yy} en MPa par plan Vickers

$$K_C = 0.73 \text{MPa.m}^{1/2}$$

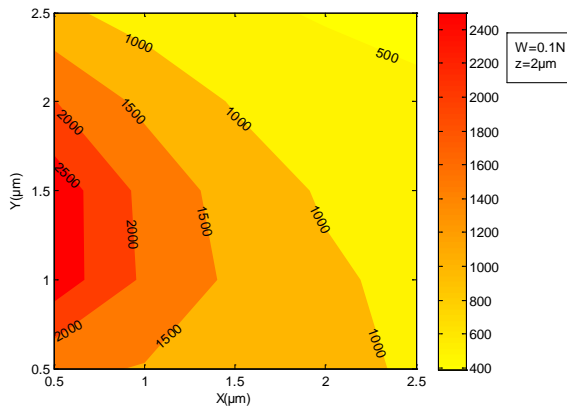


Fig.4.7 : Isovaleurs de la contrainte σ_{yy} en MPa par plan Vickers

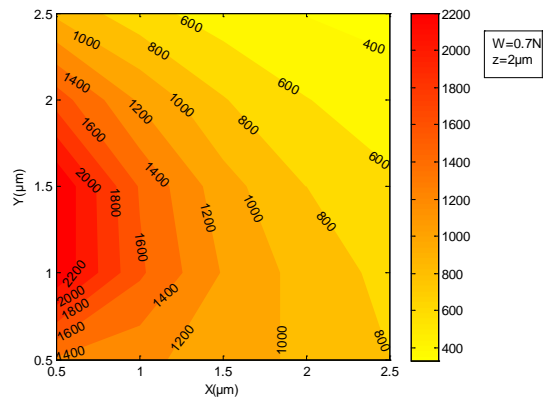


Fig.4.8 : Isovaleurs de la contrainte σ_{yy} en MPa par plan Vickers

La contrainte de cisaillement existe notamment en profondeur, mais, son influence dépend plus de charges sollicités et de la zone excitée par l'indenteur (élastique, élastoplastique ou plastique), en augmentant l'intensité chargée, la couche de zone subissant cette contrainte réagit par une augmentation de son intensité mais sur une zone restreinte. On peut avancer l'hypothèse que l'amorce de la fissure médiane est liée directement à l'apparition de cette contrainte. (Fig.4.9) et (Fig.4.10). par ailleurs cette contrainte est limitée dans le plan de la largeur de la rayure et ne se manifeste que si une fissure latérale commence à s'initier (Fig.4.11) et (Fig.4.12)

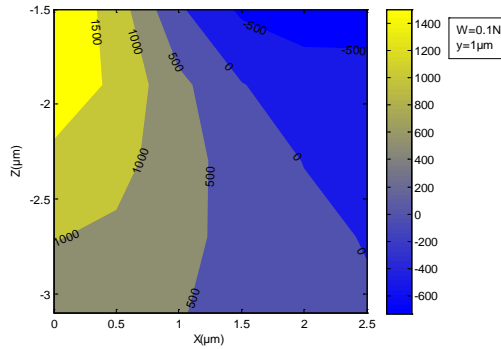


Fig.4.9 : Isovaleurs de la contrainte de cisaillement en MPa par plan Vickers

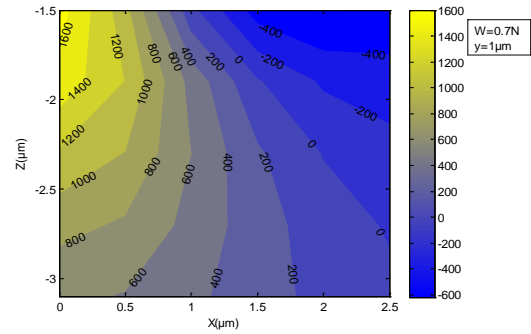


Fig.4.10 : Isovaleurs de la contrainte de cisaillement en MPa par plan Vickers

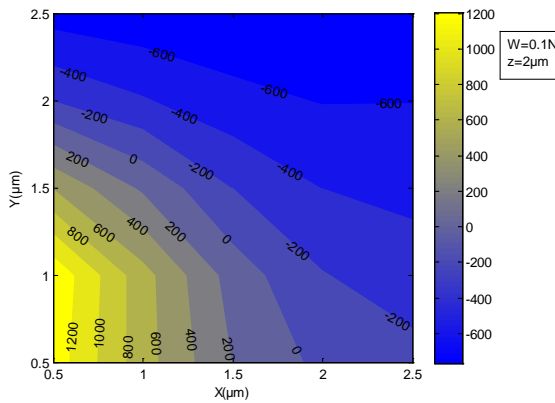


Fig.4.11 : Isovaleurs de la contrainte de cisaillement en MPa par plan Vickers

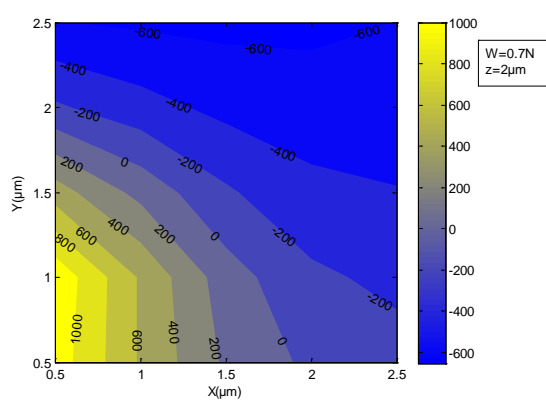


Fig.4.12 : Isovaleurs de la contrainte de cisaillement en MPa par plan Vickers

Les zones subissant l'effort de chargement crée dans ce plan au cours de la pénétration de l'indenteur et du lancement du rayage exercent une influence décroissante sur la contrainte principale σ_1 pour finir par une zone de traction maximale, mais, très limitée qui diminue progressivement en s'éloignant de cette zone. La contrainte principale σ_1 qui exprime un état de traction, confirme bien cette zone sous l'indenteur, d'une intensité assez forte et qui diminue en augmentant la charge, cela est dû, au type de zone, ou la charge est exercée, ce qui veut dire qu'on passe d'une couche elastoplastique pour les faibles charges, aux couches plastiques pour les charges supérieures, autrement dit, la contrainte de traction tend à favoriser l'apparition des fissures, dont, le comportement ne dépend pas seulement de l'intensité de la

charge, mais, de la profondeur excité qui définit le type de la couche chargé.(Fig.4.13) et (Fig.4.14).

Même constatation relevée dans le plan(XY) mais avec une intensité de contrainte inférieur, l'influence des couches de zone sous compression provoque un petit décalage de la contrainte principale σ_1 par rapport au centre du sillon de la rayure (Fig.4.15) et (Fig.4.16).

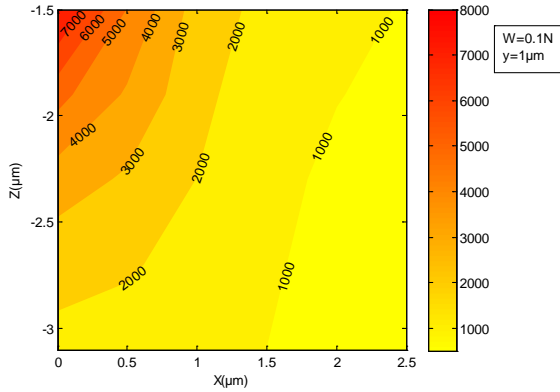


Fig.4.13: Isovaleurs de la contrainte sigma1 en MPa par plan Vikers

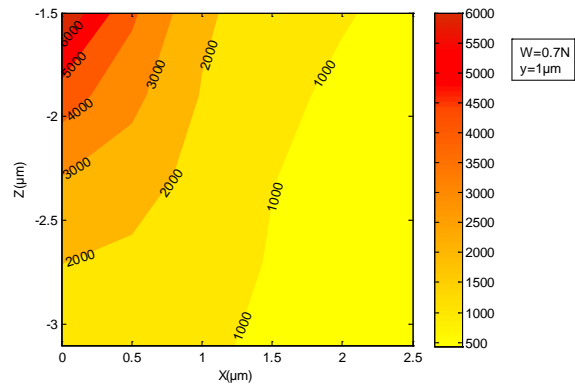


Fig.4.14 :Isovaleurs de la contrainte sigma1 en MPa par plan Vikers

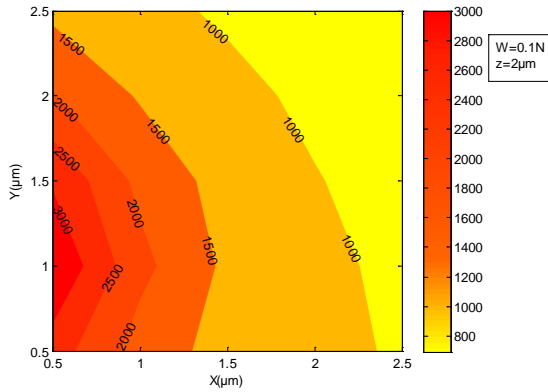


Fig.4.15 :Isovaleurs de la contrainte sigma1 en MPa par plan Vikers

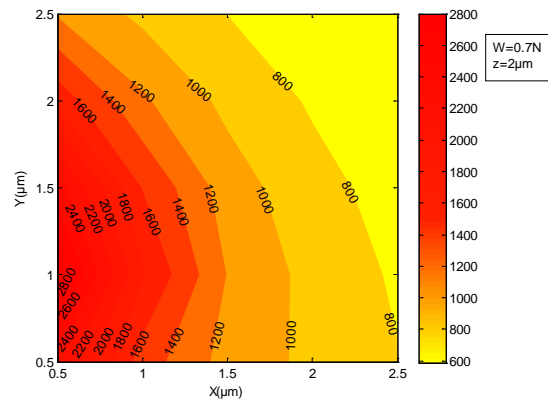


Fig.4.16 :Isovaleurs de la contrainte sigma1 en MPa par plan Vikers

La contrainte principale σ_2 qui exprime cette fois ci l'état de compression des couches est bien présente par une zone chargée faiblement (Fig.4.17) et caractérisée par une intensité assez forte de cette contrainte c'est la zone élastoplastique ou les fissures qui se créent ont tendance à se refermer, en augmentant cette charge (Fig.4.18), l'intensité diminue en raison de la

plasticité de la couche précédente et qui freine le processus de fermeture et de la propagation des fissures amorcées. Le plan(XY) montre ces deux zones pour les charges considérées et leurs influences sur l'intensité de la contrainte principale σ_2 (Fig.4.19) et (Fig.4.20)

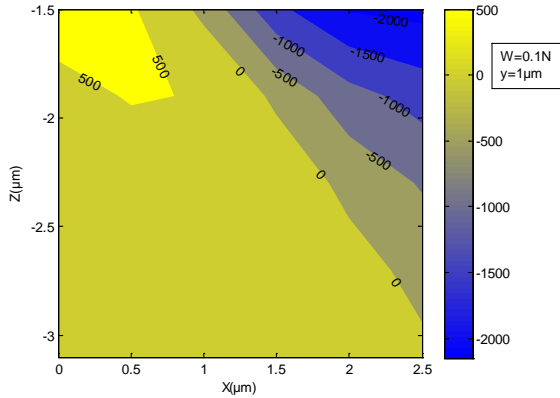


Fig.4.17 : Isovaleurs de la contrainte sigma2 en MPa par plan Vikers

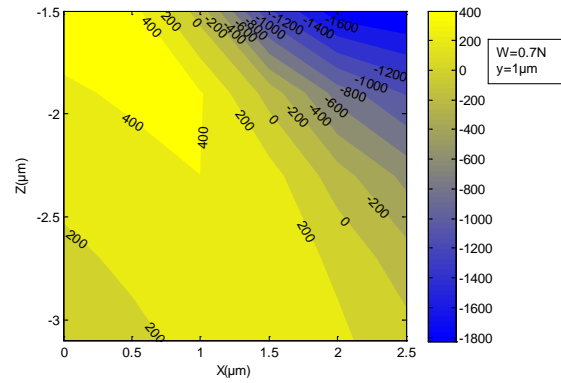


Fig.4.18 : Isovaleurs de la contrainte sigma2 en MPa par plan Vikers

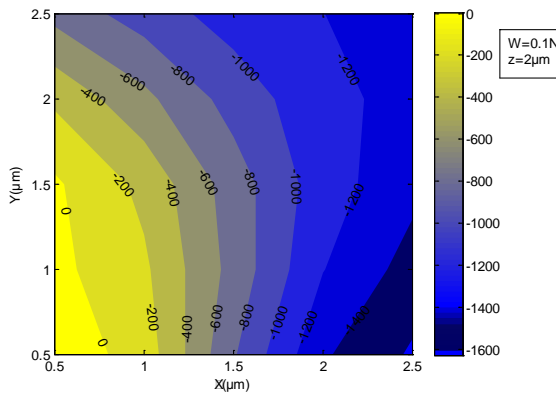


Fig.4.19 : Isovaleurs de la contrainte sigma2 en MPa par plan Vikers

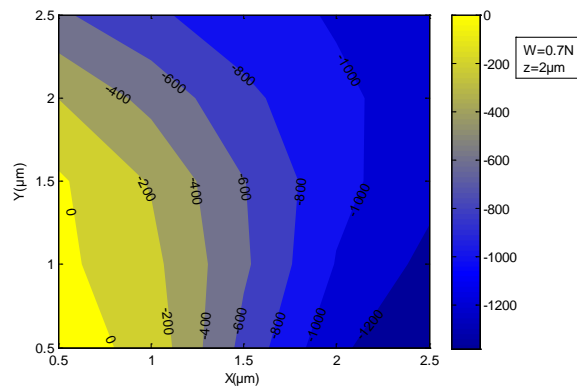


Fig.4.20 : Isovaleurs de la contrainte sigma2 en MPa par plan Vikers

La limite des couches élastique, subissant les efforts de traction et de compression, est définie par la contrainte de Von Mises, qui représente un repère solide, montrant une variation dans les contours des isoclines à partir de 2000MPa et inférieur à cette valeur, pour déduire que cette limite marque l'influence des couches subissant l'effort de compression, non visible dans la (Fig.4.21), et (Fig.4.22) et cette influence est d'autant plus grande, en augmentant l'intensité de la charge, cela veut dire que, la zone plastique commence à se manifester, dès

que la sollicitation est supérieur à 0.1N, car, σ_1 qui représente la contrainte de traction perd de l'espace et σ_2 qui représente la contrainte de compression, on en gagne et exerce une pression sur la traction. Le plan XY montre bien l'effet de la compression sur le rétrécissement des couches représentant la contrainte de VM en augmentant toujours l'intensité de la charge de 0.1N à 0.7N.(Fig.4.23) et (Fig.4.24). La contrainte de VM dans le plan (XY) évolue de façon décroissante en suivant la zone chargé instantanément selon la direction du procédé de rayage et montre un décalage de l'intensité maximal de la pointe de l'indenteur dans le sens de l'épaisseur du sillon de la rayure et cela est dû a la dissymétrie du sillon de la rayure crée lors de la pénétration et du rayage de l'indenteur. On note que cette contrainte dépend très faiblement de la contrainte de cisaillement qui agit beaucoup plus dans le plan z (en profondeur) que celui en épaisseur (y) qui impose un état de contrainte plane.

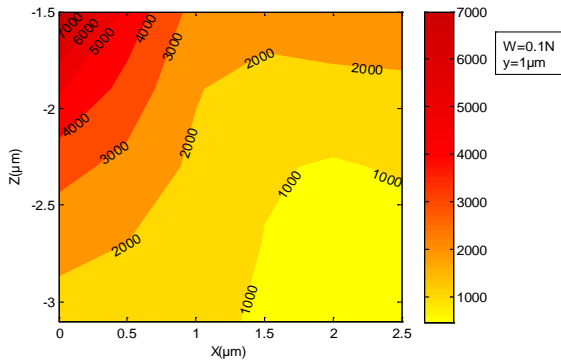


Fig.4.21 : Isovaleurs de la contrainte de Von Mises en MPa par plan Vikers

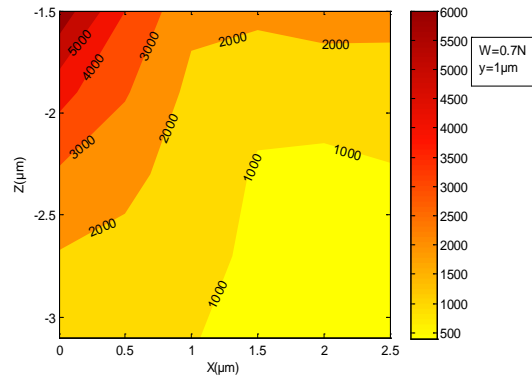


Fig.4.22 : Isovaleurs de la contrainte de Von Mises en MPa par plan Vikers

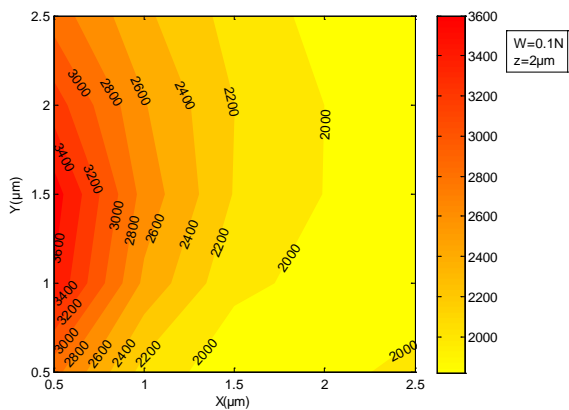


Fig.4.23 : Isovaleurs de la contrainte de Von Mises en MPa par plan Vikers

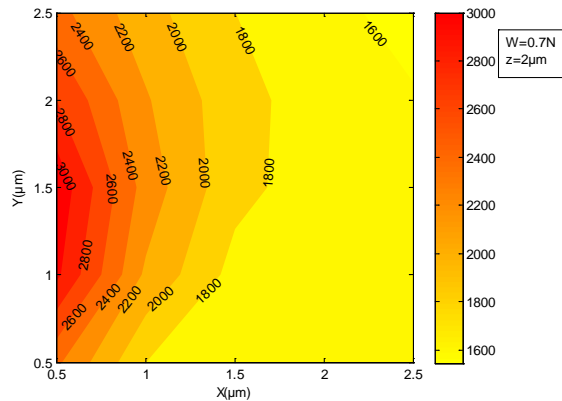


Fig.4.24 : Isovaleurs de la contrainte de Von Mises en MPa par plan Vikers

III .9 Conclusion :

Nous avons tenté de rechercher et localiser par simulation numérique, les différentes contraintes, qui agissent sur un verre SLS et qui constituent la source primaire d'initiation et de propagation des fissures, mais, au voisinage d'une zone chargé sous intensité faible et piloté par un micro-rayage, ces contraintes ont été mises en évidence sur des graphes par des contours traçant les limites de zones de même intensités et fixées sur des plans d'axes réduit à une échelle micrométrique, le but de cette échelle était leurs localisations et leurs identifications juste à l'amorce d'une microfissure par un choix d'un chargement, d'une vitesse de rayage et d'une pénétration de l'indenteur aussi faible que possible.

A travers les différents résultats obtenus nous pouvons dire que :

- La contrainte principale σ_1 confirme bien un état de traction soumis pour les faibles charges (0.1N) qui se contracte durant l'augmentation de la charge de rayage
- La contrainte principale σ_2 a montré un état de compression réduit pour les charges supérieures à 0.1N et se propage en exerçant une pression dominante sur les couches tracté pour les charges inférieures à 0.1N ce qui explique la présence d'une zone élastoplastique.
- Pour les charges supérieures à 0.1N la réduction de la compression laisse apparaitre une zone plastique
- La contrainte de cisaillement existe mais son influence reste très faible en profondeur
- La limite de la contrainte de VM dépend de l'intensité de la charge de rayage exercée et elle varie différemment par rapport à la nature des zones rayées
- Les paramètres de rayage tel que la charge, la vitesse et la profondeur de pénétration de l'indenteur exercent une influence majeure sur les différentes contraintes et leurs évolutions.
- Le processus de simulation de ces paramètres a permis de distinguer la zone elasto-plastique de celle plastique dans la structure du verre SLS.

III. 10 Conclusion générale et perspectives

Dans cette étude, nous avons essayé de simuler deux problèmes qui arrivent souvent, notamment, au cours de l'usinage du verre, par le test de rayage d'une part, et les conditions d'agressions, provoquées par les mauvaises manipulations, qui conduisent à des rayures sur la surface du verre silico-sodo-calcique d'autre part, mais, dans les conditions contrôlées au laboratoire, afin de comprendre, la nature des endommagements, le système de fissuration et le rôle des paramètres de la rayure, définis par la charge et la vitesse de rayage, sur l'évolution de la dégradation.

On a proposé un modèle, par, une approche de fissuration de ce type de verre, confirmée par une simulation numérique corrélant positivement les résultats obtenus, le traitement de surface à envisager pour une meilleure résistance mécanique, nous a permis de conclure à la base des résultats obtenus, et nous proposant en perspective la continuité dans cet axe, en étudiant le rôle du frottement apparent, pour les charges inférieure à 0,1N, car, nous pensant que, cette plage aide à la contribution, de mieux comprendre le phénomène de fissuration et d'effectuer une simulation numérique concernant le rayage du verre traité, à des vitesses variables pour faire restreindre le champs des paramètres clé, responsables, et arriver à une convergence, vers une solution nettement précise à ces problèmes.

- BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE I:

- [1] V. Bulsara. *Scratch Formation in Brittle Solids and Its Application to Polishing* PhD thesis, Purdue University, pp 55-64, May (1997).
- [2] K. LI, Y. SHAPIRO and J. C. M. LI. *Scratch Test Of Soda-Lime Glass*. Acta Metallurgica Inc. Vol. 46, No. 15, pp 5569-5578, (1998).
- [3] J. Goddard and H. Wilman. *Wear*, vol 5. pp 114, (1962).
- [4] B.R.Lawn. *Indentation Deformation and Fracture Processes*. strength of inorganic glass. Plenum Publishing corporation, (1985).
- [5] A. M. A. Al-Ahmari. *Predictive machinability models for a selected hard material in turning operations [J]*. *Journal of Materials Processing Technology*, 190(1/2/3), pp305-311,(2007)
- [6] W. Lothar, C. M. John. *Advancing glasses through fundamental research [J]*. *Journal of the European Ceramic Society*, 29(7), pp 1227-1234, (2009).
- [7] D. E. Clark, C. G. Pantano, Jr, L. L. Hench. *Corrosion of Glass*, Books for Industry, New York, (1979).
- [8] V. Le Houerou J. C. Sangleboeuf, and T. Rouxel, *Scratchability of Soda-Lime Silica (SLS) Glasses Dynamic Fracture Analysis*, Key Engineering Materials, Vol.290, pp 31-38, (2005).
- [9] W. Zachariassen, "The atomic arrangement in glass," *J. Am. Chem. Soc.*, (1932).
- [10] L. Charleux, *Micromécanique de l'essai d'indentation : Expériences et simulations*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble,(2006).
- [11] J.P. GUIN 'Comportement mécanique de verres inorganiques du plus fragile au plus tenace...' These de doctorat de l'université de Rennes I, (2001)
- [12] : G.D.Sarrau, G.D. D'Andrea, R. Campostrini, F. Babonneau, and G. Mariotto, *Structural Characterization and High-Temperature Behavior of Silicon Oxycarbide Glasses Prepared From Sol-Gel Precursors Containing Si — H Bonds*, *J. Am. Ceram. Soc*, 78, pp 379 – 87, (1995).
- [13] : T. Rouxel, J.C.Sangleboeuf. J.P. Guin, V. Keryvin, *Surface Damage Resistance of Gel-Derived Oxycarbide Glasses: Hardness, Toughness, and Scratchability*. *J. Am. Ceram. Soc* , 84 [10] , pp 2220 – 24, (2001).
- [14] : G. D. Soraru, G. D'Andrea, and A. Glisenti, *XPS Characterization of Gel-Derived Silicon Oxycarbide Glasses*, *Mater. Lett*, 27, pp 1-5, (1996).

- [15] : A. Arora, D. B. Marshall, B. R. Lawn, and M. V. Swain, *Indentation Deformation - Fracture of Normal and Anomalous Glasses*, J. Non-Cryst. Solids, 31, pp 415-428 (1979).
- [16] : C. R. Kurkjian, G. W. Kammlott, and M. M. Chaudhri, *Indentation Behavior of Soda-Lime-Silica Glass, Fused Silica and Single-Crystal Quartz at Liquid-Nitrogen Temperature*, J. Am. Ceram. Soc, 78 [3], pp 737-44, (1995).
- [17] : K.K. Bamzai, P.N.Kotru, *Standard Test Method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramics*, ASTM.pp.56-58, (2005).
- [18] : *Plate*, J. Appl. Mech. Vol 24 N°3, pp 361-364, (1957).
- [19]: S. Sakka, *Structure, Properties and Application of Oxynitride Glasses*, J. Non-Cryst. Sol., 181, pp 215-24, (1995).
- [20]: H. Lemerrier, T. Rouxel, D. Fargeot, J. L. Besson, and B. Piriou, *Yttrium Si-Al-O-N Glasses: Structure and Mechanical Properties—Elasticity and Viscosity*, J. Non-Cryst. Solids, 201, pp 128-45, (1996).
- [21] : T. Rouxel, N. Dely, and J. C. Sangleboeuf, *structure-property correlations in Y-Ca-Mg-Sialon glasses: physical and mechanical properties*, J. Am. Ceram. Soc., 88 [4] pp 889-896, (2005).
- [22] : A. Truyol, G. Favrot, *Verre transparent*, Brevet d'invention n° 2 724 647, (1994).
- [23]: J. E. Robert, J. C. Swearingen, *Effect of Composition on the Mechanical Properties of Aluminosilicate and Borosilicate Glasses*, J. Am. Ceram. Soc, 61 (1-2) pp 27-30. (1978)
- [24] : R. H. Doremus, *Glass Science*, Wiley, New York, pp.15-16, (1973)
- [25]: S. Deriano, A. Truyol, J. C. Sangleboeuf, T. Rouxel, *Physical and Mechanical Properties of a New Borosilicate Glass*, Ann. Chim. Sci. Mat. 28, pp 55-62,(2003)
- [26] W. KLEMENT, R. H. WILLENS, and P. DUWEZ, “*Non-crystalline Structure in Solidified Gold– Silicon Alloys*,” *Nature*, vol. 187, pp 869–870, Sept. (1960).
- [27] A. Inoue, K. Ohtera, K. Kita, and T. Masumoto, “*New Amorphous Mg-Ce-Ni Alloys with High Strength and Good Ductility*,” *Jpn. J. Appl. Phys.*, vol. 27, pp. L2248–L2251, Dec. (1988).
- [28] T. Zhang, A. Inoue, and T. Masumoto, “*Amorphous Zr-Al-TM (TM= Co, Ni, Cu) alloys with significant supercooled liquid region of over 100 K*,” *Mater. Trans.*, vol. 31, no. 3, pp. 177–183, (1991).

- [29] A. L. Peker and W. L. Johnson, “*A highly processable metallic glass :Zr41. 2Ti13. 8Cu12. 5Ni10.0Be22.5,*” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 63, no. 17, pp 2342, (1993).
- [30] A. Inoue, N. Nishiyama, and H. M. Kimura, “*Preparation and thermal stability of bulk amorphous Pd40Cu30Ni10P20 alloy cylinder of 72 mm in diameter,*” *Mater. Trans.*, vol. 38, no. 2, pp 179–183,(1997).
- [31] : S. Benbahouche. *Les Effets des Conditions Climatiques sur les Caractéristiques du Verre Sodo-Calcique*. Thèse de doctorat, IOMP, U.F.A.Setif, Algerie , pp 86-88,(2004).
- [32] : M.V. Swain, *Micro fracture about scratches in brittle solids*, Proc. R. Soc. Lond. A 366, pp 575–597, (1979).
- [33] : J.P. Guin, T. Rouxel, J.-C. Sangleboeuf, *Hardness, toughness and scratchability of Germanium-selenium chalcogenide glasses*, J. Am. Ceram. Soc.85 (6), pp 1545–1552,(2002)
- [34] : J. L. Bucaille, *Simulation Numérique de L’indentation et de la Rayure des Verres Organiques*, thèse de doctorat, ENSM, Paris, pp.19-20, (2001)
- [35] : B.J. Briscoe, E. Pelillo, S. Shinha, *Polymer Engineering and Science*, 36, pp 2996 (1996).
- [36] : E. Weili Cheng, L. Ling, Finnie, *Median cracking of brittle solids due to scribing with sharp indenters*, J. Am. Ceram. Soc. 73 (3), pp 580–586, (1990).
- [37] : D. Tabor, « *The Hardness of Metals* », Clarendon Press Oxford, (1951).
- [38] : H. Hertz, « *On the contact of elastic solids* », Eds Jones et Schott, Mcmillan, London (1896).
- [39] : T. Rouxel, N. Dely, and J. C. Sangleboeuf, *structure-property correlations in Y-Ca-Mg-Sialon glasses: physical and mechanical properties*, J. Am. Ceram. Soc., 88 [4] pp 889-896, (2005).
- [40] : B. R. Lawn, and R. Wilshaw, *Review Indentation Fracture: Principles and Applications*, J. Mater. Sci. 10, pp 1049-1081,(1975).
- [41] V. Jardret and P. Morel, “*Viscoelastic effects on the scratch resistance of polymers: relationship between mechanical properties and scratch properties at various temperatures,*” *Prog. Org. coatings*, vol. 48, pp. 322–331, Dec. (2003).
- [42] S. Ducret, C. Pailler-Mattei, and V. Jardret, “*Friction characterisation of polymers abrasion (UHWMPPE) during scratch tests: single and multi-asperity contact,*” *Wear*, (2003).

- [43]: R. J. Charles and W. B. Hillig. *In Symposium on Mechanical Strength of Glass and Ways of Improving It*. Florence, Italy, September 25-29, 1961, Union Scientifique Continentale du Verre, Charleroi, Belgium pp 511-527, (1962).
- [44] :T. Michalse et B. Bunker. *La Fracture du Verre*, pour la Science, Fevrier (1988).
- [45] : J. Zarzycki. *Le Verre et L'état Vitreux*, Edition Masson, Paris, pp 300-337, (1982).
- [46] : S. Lafaye, «*Propriétés mécaniques de friction et de déformation des surfaces de polymères solides* » thèse de doctorat de l'Université Louis Pasteur, (2002).
- [47] : D.B. Marshall, B.R. Lawn, Journal of American Ceramic Society 60, pp 86, (1977).
- [48] : R. Lawn, A.G. Evans, Journal of Materials Science 12 , pp 2195, (1977)
- [49] : F. P. Bowden et D. Tabor. *Friction, lubrication and wear*: a survey of work during the last decade. Br. J. appl. Phys.17 pp 1521-1544, (1966).
- [50] J. Challen and P. Oxley, “*An explanation of the different regimes of friction and wear using asperity deformation models*,” *Wear*, (1979).
- [51] V. Jardret, H. Zahouani, J. Loubet, and T. Mathia, “*Understanding and quantification of elastic and plastic deformation during a scratch test*,” *Wear*, no. I, pp 0–2, (1998).
- [52] S. Lafaye, C. Gauthier, and R. Schirrer, “*Analyzing friction and scratch tests without in situ observation*,” *Wear* vol. 265, pp 664–673, Aug, (2008).
- [53] G. Subhash and W. Zhang, “*Investigation of the overall friction coefficient in single-pass scratch test*,” *Wear*, vol. 252, no. May, (2001), pp. 123–134, (2002).
- [54] J. Bucaille, E. Felder, and G. Hochstetter, “*Mechanical analysis of the scratch test on elastic and perfectly plastic materials with the three-dimensional finite element modeling*,” *Wear*, vol. 249, pp. 422– 432, June, (2001).
- [55] : A. Djamai, K. J. Chin, H. Zaidi, *Formation et Propagation des Fissures dans les Matériaux Fragiles lors d'un Rayage ou d'une Indentation par Indenteur Sphérique*, XVI Congrès Français de Mécanique, Nice, pp 1-5, Septembre, (2003).
- [56] : B.N. Lucas, W.C. Oliver, G.M. Pharr, et J.-L. Loubet. *Understanding time dependent deformation during indentation testing*. In W.-W. Gerberich, H. Gao, J.-E. Sundgren, and S.-P. Baker, editors, *Stresses and Mechanical Properties VI*, pp 233, (1997).

- BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE II:

- [1] E.B. Shand, *Strength of glass the Griffith method revised*, J. Am. Ceram. Soc. 48 (1), pp 43-49, (1965).
- [2] T. Rouxel, *Indentation et rayage du verre*, Colloque de Sciences des Matériaux, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 25 March, (2003).
- [3] V. Le Houérou, J.-C. Sangleboeuf, S. Dériano, T. Rouxel, G. Duisit, *Surface damage of soda-lime-silica glasses: indentation scratch behavior*, J. Non-Cryst. Solids 316 pp 54–63, (2003).
- [4] T. Rouxel, N. Dély, J.C. Sangleboeuf, *Structure-property correlations in Y-Ca-Mg-Sialon Glasses: physical and mechanical properties*, J. Am. Ceram. Soc. 88 (4) pp 889–896, (2005).
- [5] S. Dériano, A. Truyol, J.C. Sangleboeuf, T. Rouxel, *Physical and mechanical properties of a new borosilicate glass*, Ann. Chim. Sci. Mater. 28, pp 55–62, (2003).
- [6] A. Djamaï, K.-J. Chin, H. Zaidi, *Formation et propagation des fissures dans les matériaux fragiles lors d'un rayage ou d'une indentation par indenteur sphérique*, XVIe Congrès Français de Mécanique, Nice 1–5 Septembre, (2003).
- [7] S. Benbahouche, F. Roumili, R. Zegadi, *Mechanical strength of tempered soda-lime glass damaged by sand gravitation, determined by bending with circular supports*, Glass Technol. 43C, pp 286–289, (2002).
- [8] S. Benbahouche, F. Roumili, R. Zegadi, *Effect of water on the impact strength of glass plates with eroded surfaces*, Mater. Sci. 39 (N1), pp 148–152, (2003).
- [9] S. Benbahouche, F. Roumili, A. Seghir, R. Zegadi, *Effect of water on the transmittance of glass plates with eroded surfaces*, J. Eur. Ceram. Soc. 26, pp 1673–1678, (2006).
- [10] S. Fünfschilling, T. Fett, M.J. Hoffmann, R. Oberacker, G.A. Schneider, P.F. Becher, J.J. Kruzic, *Crack-tip toughness from Vickers crack tip opening displacements for materials with strongly rising R-curves*, J. Am. Ceram. Soc. 94 (6), pp 1884–1892, (2011).
- [11] K. Li, Y. Shapiro, J.C.M. Li, *Scratch test of soda-lime glass*, Acta Mater. 46 (15) pp 5569–5578, (1998).
- [12] J.-P. Guin, T. Rouxel, J.-C. Sangleboeuf, *Hardness, toughness and scratchability of Germanium-selenium chalcogenide glasses*, J. Am. Ceram. Soc. 85 (6) pp 1545–1552, (2002).
- [13] J. Zarzycki, *Le Verre et L'État Vitreux*, Masson, Paris, Edition, (1982)

- [14] M.V. Swain, *Micro fracture about scratches in brittle solids*, Proc. R. Soc. Lond. A 366, pp 575–597, (1979).
- [15] B.R. Lawn, E.R. Fuller, *Equilibrium penny-like cracks in indentation fracture*, J. Mater. Sci. 10, pp 2016–2024, (1975).
- [16] E. Weili Cheng, L. Ling, Finnie, *Median cracking of brittle solids due to scribing with sharp indenters*, J. Am. Ceram. Soc. 73 (3), pp 580–586, (1990).
- [17] John J. Petrovic, *Effect of indenter geometry on controlled-surface-flaw fracture toughness*, J. Am. Ceram. Soc. 66 (4), pp 277–283, (1983).
- [18] S. Dériano, A. Jarry, T. Rouxel, J.C. Sangleboeuf, S. Hampshire, *The indentation fracture toughness (K_{Ic}) and its parameters: the case of silica-rich glasses*, J. Non-Cryst. Solids 344, pp 44–50, (2004).
- [19] J.J. Kruzic, R.O. Ritchie, *Determining the toughness of ceramics from Vickers indentations using the crack-opening displacements: an experimental study*, J. Am. Ceram. Soc. 86 (8), pp 1433–1436, (2003).

- BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE III:

- [1] Y. Ahn, *Deformation about sliding indentation in ceramic and its application to lapping*, Purdue University, (USA), (1992).
- [2] K.L. Johnson, *Contact Mechanics*, Cambridge University Press, (1985).
- [3] E.H. Yoffe, *Elastic stress field caused by indenting brittle materials*, Philosophical Magazine A, 46 (4), pp 617- 628, (1982).
- [4] K.K. Bamzai, P.N.Kotru, *Standard Test Method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramics*, ASTM, pp 56-58, (2005).
- [5] Y.Ahn, T.N. Farris, and S. Chandrasekar, *Elastic stress fields caused by sliding microindentation of brittle materials, in Machining of advanced materials*, NIST SP 847, S. Jahanmir, pp 71-81, (1993).
- [6] Y.Ahn, T.N. Farris, and S. Chandrasekar, *sliding microindentation fracture of brittle materials:role of elastic stress fields*, Mechanics of Materials, 29, pp 143-152, (1998).

NOMENCLATURE

Géométrie des pointes

θ	Demi angle du cône de la pointe Vickers
β	Angle d'attaque de la pointe Vickers
h	Enfoncement de la pointe Vickers

Paramètres physiques

T_g	Température de transition vitreuse
E_a	Energie d'activation

Paramètres mécaniques

E	Module élastique
ε ou $\bar{\varepsilon}$	Déformation moyenne
$d\varepsilon/dt$ ou $\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation
p_m ou p_c	Pression moyenne de contact
p_0	Pression maximale de contact
ν	Coefficient de Poisson
σ_y	Contrainte seuil d'écoulement plastique
F_n	Force normale
F_t	Force tangentielle
μ ou μ_{local}	Coefficient de frottement local
μ_a ou μ_0	Coefficient de frottement apparent
H	Dureté

Paramètres de rayage

W	charge de rayage
v	vitesse de rayage ou de glissement
e	Epaisseur de l'échantillon du verre
ω	Angle de retour du sillon
d	distance entre deux fissures

ANNEXE

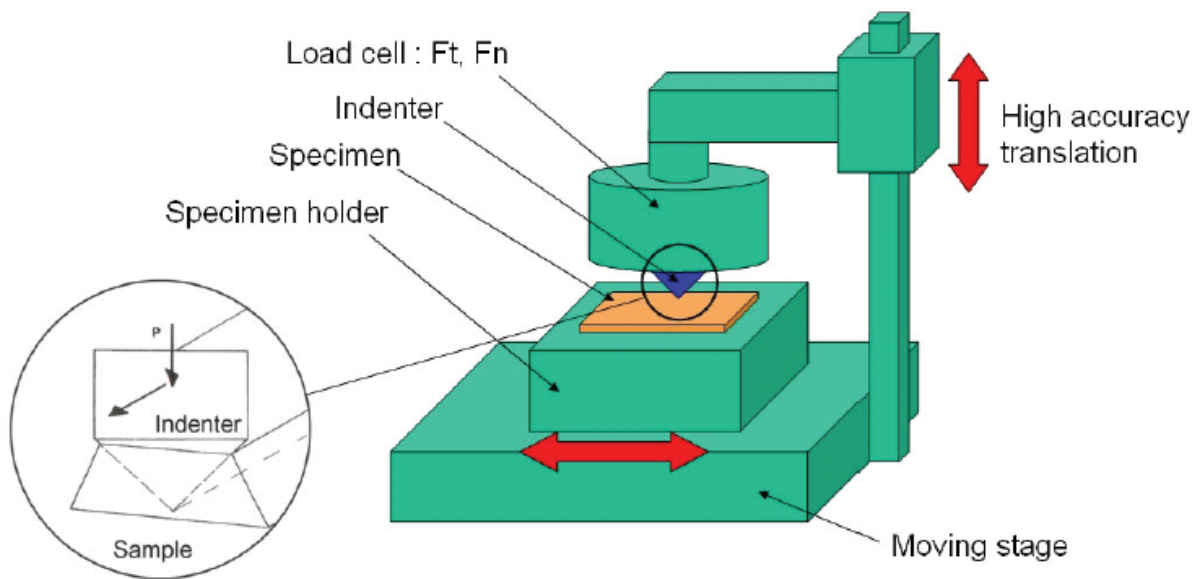
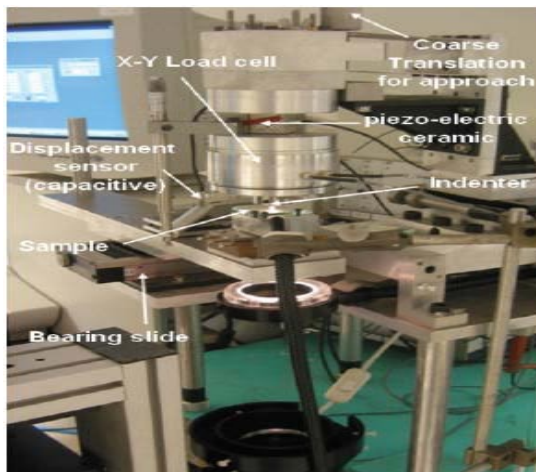


Schéma du dispositif de rayage [8].



Détails du scléromètre linéaire [8].



Dispositif de mesure de la résistance mécanique IOMP (Setif)

