

## CHAPITRE II

## ETUDE THEORIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT DU VERRE

## II.1 Introduction :

La surface du verre constitue généralement le siège de l'endommagement provoqué par différentes attaques superficielles du milieu environnant. Ces agressions induisent des altérations qui modifient les propriétés mécaniques et optiques du verre exposé. Ainsi la dureté, la résistance mécanique, la transmission optique ...etc. seront affectés directement et pourront influencer les applications du verre, dans différentes conditions climatiques, tel que, l'aéronautique, l'aérospatiale, les transports...etc., et limiteront la durée de vie des pièces et celles des surfaces exposées.

## II.2 Endommagement par érosion

Le processus d'érosion des matériaux non métalliques par des particules solides a ouvert un champ très vaste pour l'étude des différents paramètres, tel que, la vitesse, l'angle d'impact, la composition chimique, la forme et dimension des particules érodantes d'une part, la surface érodée et sa composition chimique et structurelle d'autre part. Ces paramètres contribuent à l'étude et à la compréhension du phénomène initiation et propagation des fissures et ensuite à celui de l'écaillage [24]. Plusieurs théories supposent que l'impact des particules conduit à des déformations plastiques de la zone de contact ce qui engendre des microfissures là où la concentration des défauts est maximales. Pour mieux illustrer ce phénomène d'érosion plusieurs auteurs faisaient appelle à la mécanique d'indentation (Marshall 1982, Lawn1975, Buijs1994) car celle-ci a présenté les mêmes endommagements générés que celles des points d'impacts érodé par sablage sur un verre (Voir Fig.10).

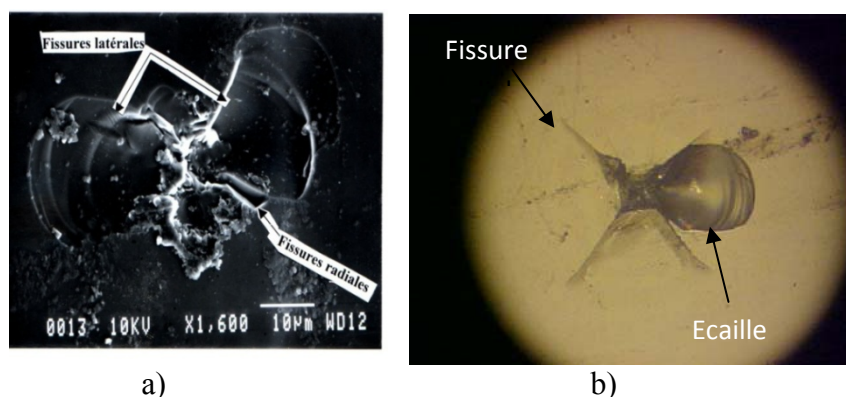


Figure.10 : Micrographies de défauts générés par : a) Impact formé par une particule de sable, b) Indentation Vickers [25].

Selon la forme de la particule, l'endommagement par impact suit deux concepts de base :

- Si le contact particule sphérique/surface plane du verre est élastique, aucun endommagement n'est visible pour une énergie cinétique faible selon Hertz alors que des fissures coniques se développent et peuvent atteindre un état de fragmentation où la pression de contact est maximale. Si l'énergie cinétique est assez importante [26] cet état est accompagné de fissures latérales avec formation de cratères et arrachement massif du matériau cible.

Les travaux sur l'érosion du verre borosilicaté ont permis de confirmer l'effet des contraintes de tension autour du cercle de contact qui initient et développent des micro fissures sous forme de cône et peuvent aboutir à des déformations plastiques donnant naissance à des fissures radiales/médianes qui se propagent dans un plan perpendiculaire à la surface du verre et des fissures latérales qui, en atteignant la surface, provoquent des cratères [27]. Les fissures radiales/médianes sont la principale source de dégradation de la résistance mécanique alors que les fissures latérales sont la source de détachement de matière [28].

- Si le contact particule anguleuse / surface du verre montre une zone élasto-plastique, selon Boussinesq et Lawn (1975), des microfissures similaire à celles de l'indentation Vickers apparaissent, donnant naissance à des fissures latérales venant du sommet de la zone plastique à une profondeur  $h_I$  et exprimée par l'expression [29-30] :

$$h_I = \alpha_1 \cdot E_c^{1/2} \cdot P^{1/2} / H_V \quad (\text{II.1})$$

Où :

$\alpha_1$  : Constante qui dépend de la forme de la particule érosive.

$E_c$  : Energie cinétique de la particule.

$P$  : Charge incidente normale de la particule.

$H_V$  : Dureté Vickers de la particule.

Cette équation montre que l'énergie cinétique et la charge appliquée ont le même effet pour la pénétration en profondeur d'une particule et seule la dureté s'oppose à cette pénétration. La longueur de la fissure latérale selon [29-30] s'écrit alors:

$$C_1 = \alpha_0 \cdot E_c^{3/8} \cdot P^{5/8} / K_C^{1/2} \cdot H_V^{1/2} \quad (\text{II.2})$$

Où :

$\alpha_0$  : Constante qui dépend de la forme de la particule érosive.

$K_C$  : Facteur d'intensité de contrainte.

Le volume dans ce cas de matière enlevé par écaillage est exprimé par l'expression [29-30]:

$$V = c^2 \cdot h = \alpha_2 \cdot E_c^{5/4} P^{7/4} / K_{1C} \cdot H_V^2 \quad (\text{II.3})$$

Où :

$$\alpha_2 = \alpha_0 \cdot \alpha_1$$

$C$  : Rayon d'un cylindre assimilé.

$h$  : Hauteur du cylindre.

Ces travaux ont montrés que les fissures latérales sont l'élément principal provoquant l'arrachement de matière et que le volume correspondant est gouverné par la longueur de la fissure  $C_l$  et la profondeur moyenne  $h_l$  des fissures latérales.

Selon l'exposant de la charge  $P^{5/8}$ , celle-ci devient l'élément essentiel de l'initiation des fissures latérales par rapport à l'énergie mise en jeu, alors que la dureté et la ténacité s'opposent à cette formation.

L'effet de la masse de sable projetée sur la transmission optique d'un verre sodocalcique est illustré sur la Fig.11. Cela montre bien la perte sévère de la transmission optique dans l'intervalle [0-100]g, tandis que, l'effet de la charge projetée sur la résistance mécanique à l'érosion est détaillé pour le verre brut, le verre traité thermiquement par la trempe (TT) et le verre traité chimiquement (Tc) (substitution des ions  $\text{Na}^+$  par les ions  $\text{K}^+$ ) dans la Fig.12.

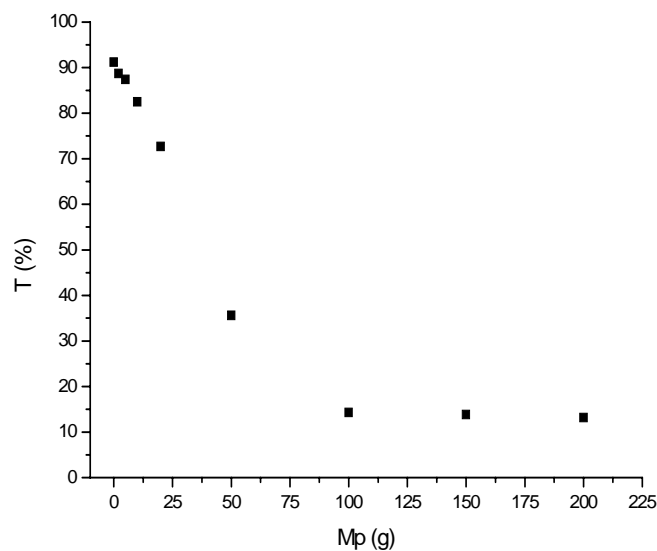


Fig.11 : L'effet de la masse de sable projetée sur la transmission optique d'un verre sodocalcique [25].

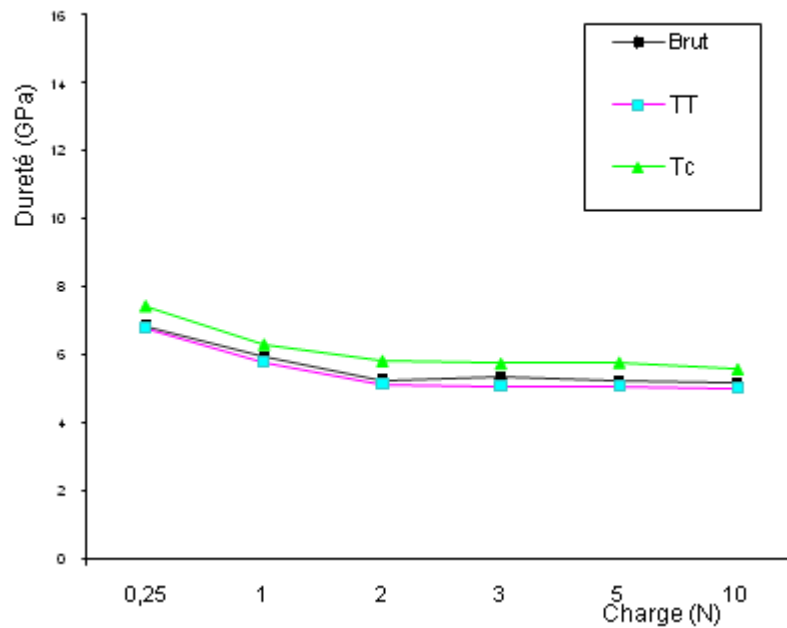


Fig.12: L'effet de la charge projetée sur la résistance mécanique à l'érosion d'un verre sodocalcique [25].

En conclusion notons que la lumière parasite générée sur les surfaces de verre suite aux impacts répétés des particules érodantes de sable réduisent la vitesse visuelle, la sécurité des véhicules roulant et provoquent un problème économique aux compagnies d'assurances [31].

### II.3 Endommagement par corrosion

Le verre a aussi une structure qui n'échappe guère au phénomène de la corrosion. Les matières organiques, l'humidité et certaines conditions climatiques constituent la source favorable pour mener à la corrosion du verre qui se présente sous différents états [32].

- Un état de dissolution partielle formant une couche superficielle résiduelle soluble.
- Un état de dissolution totale pour un verre exposé continuellement à la corrosion sauf pour des verres silicatés sous forme de fibres utilisant un PH basique ou faiblement acide.
- Un état de réaction chimique menant à l'apparition de phase solide et provoquant un micro profil altéré superficiellement. Ce sont les solutions alcalines, en présence permanente sur la surface du verre, qui constituent les agents les plus actifs attaquant ce dernier. Cela engendre une réduction de la brillance superficielle allant jusqu'à la

diminution de la visibilité par transparence qui peut être causée par des mouilllements répétés suivis de séchages et provoquant l'apparition d'écume blanchâtre.

L'eau constitue l'élément atmosphérique le plus actif sur la surface du verre et détruit la liaison  $\text{Si} - \text{O} - \text{Si}$  dans le réseau silicique pour former des groupes silanols  $\text{Si} - \text{OH}$  ne supportant guère une contrainte [33]. La destruction successive des liaisons  $\text{Si} - \text{O}$  permette d'accélérer la propagation des fissures (Voir Fig.13). L'eau favorise ainsi l'écartement à fond de fissures, qui en l'absence de contraintes appliquées augmente légèrement la résistance mécanique (Voir Fig.14).

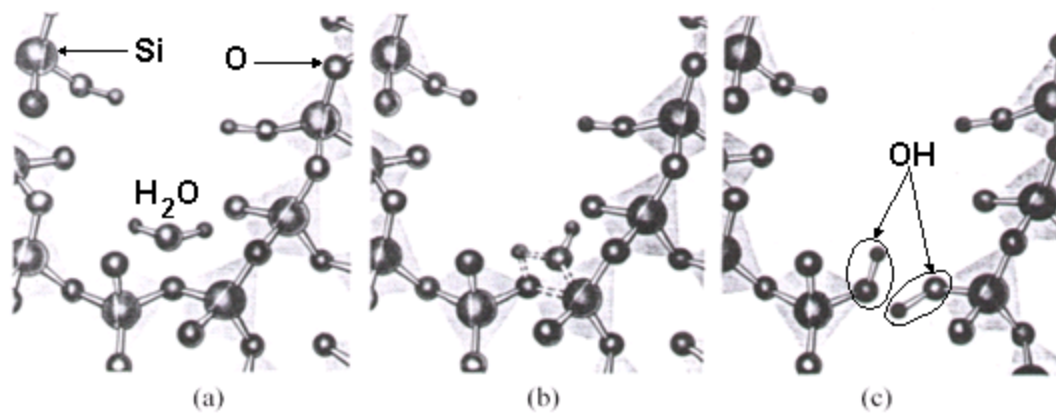


Fig.13: Dissociation chimique de la molécule d'eau a) en atteignant le fond de la fissure, b) en cassant la liaison  $\text{Si}-\text{O}$ , c) en formant deux groupes silanols  $\text{Si}-\text{OH}$  [34].

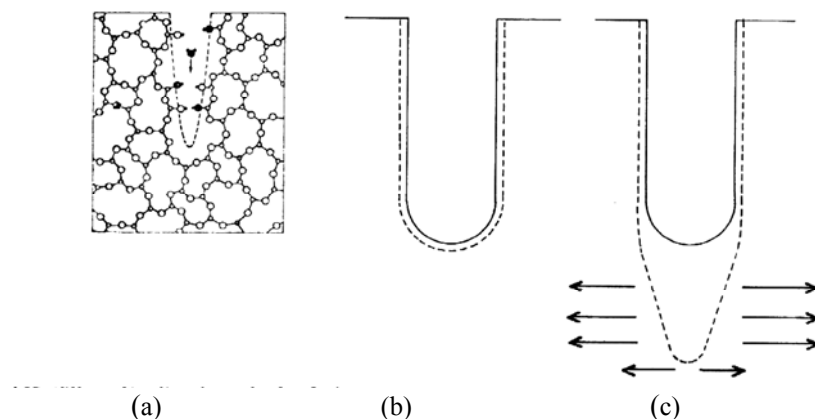


Figure 14: Attaque de l'eau au fond d'une fissure superficielle, a) dans le verre de silice, b) en absence de charge, c) sous charge d'extension [24].

En présence d'une charge mécanique appliquée, les contraintes de tensions créées sous la zone de contact de la charge, permettent l'écartement accéléré à fond de fissures. Cela induit une diminution importante de la résistance mécanique (Voir Fig.14c), qui peut aller à une rupture du verre [35].

L'effet de l'eau sur la progression de la fissure a été établi par WIEDER HORN [36]. Eu premier lieu, il a pu déterminer le taux de croissance des microfissures en utilisant un échantillon de verre gratté par une pointe en diamant et constater la propagation de la fissure à travers un microscope, pendant que l'échantillon est sous charge et à la température du milieu environnant (Voir Fig.15).

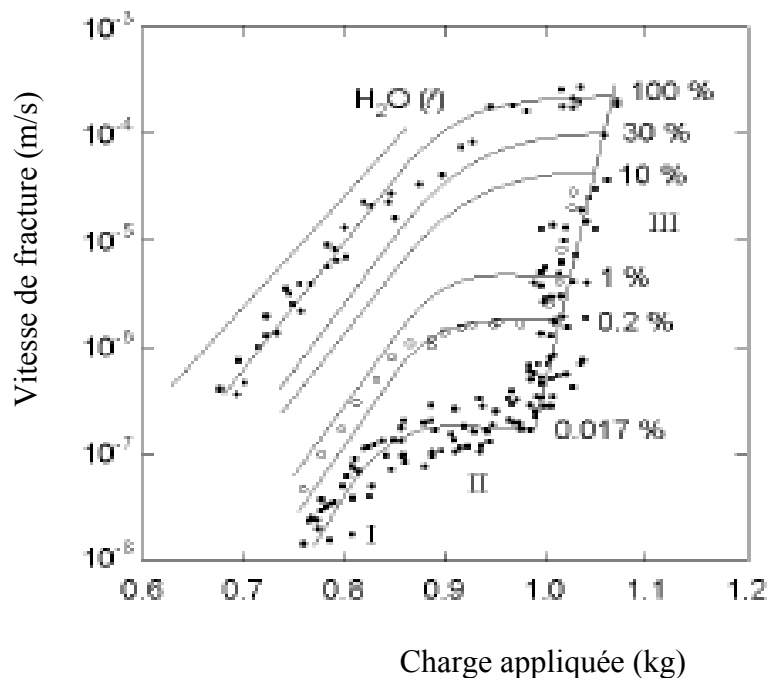


Fig.15: Dépendance de la vitesse de fracture  $v$  en fonction du facteur  $K_I$  pour le verre  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO}$  [36].

Il a constaté trois régions différentes dont la propagation de la fissure est contrôlée par des mécanismes distincts :

- Une région I où le facteur d'intensité  $Kc < 6.10^5 \text{ N/m}^{-3/2}$ , et où une augmentation lente de la fissure est notée et sa vitesse varie d'une façon exponentielle avec la charge appliquée. Donc dépend, de la même façon de  $Kc$  et de la concentration de vapeur existante.

- Une région II constante (plane) où la propagation de la fissure est stable et ralentie par le taux de diffusion d'eau au bout de la fissure. Ainsi la vitesse de propagation devient dépendante seulement du milieu ambiant et indépendante de  $Kc$ .
- Une région III où la fissure évolue rapidement sans tenir compte de la concentration d'eau présente mais de  $Kc$ . Ces résultats concordent avec la théorie de CHARLES et HILLIG [33], montrant ainsi l'attaque de l'eau à fond de fissures (corrosion). Ensuite WIEDERHORN et AL [24-37] ont révélé les mécanismes qui contrôlent la propagation de la fissure dans la région III et qui se résument en propriétés diélectriques de l'environnement. Des travaux de simulations concernant le chemin de la molécule d'eau au voisinage de la surface d'un verre silico-sodo-calcique [38] ont été faites, permettant d'affirmer l'absorption dépendante essentiellement de son énergie et de l'énergie d'activation de la molécule d'eau (Voir Fig 16).

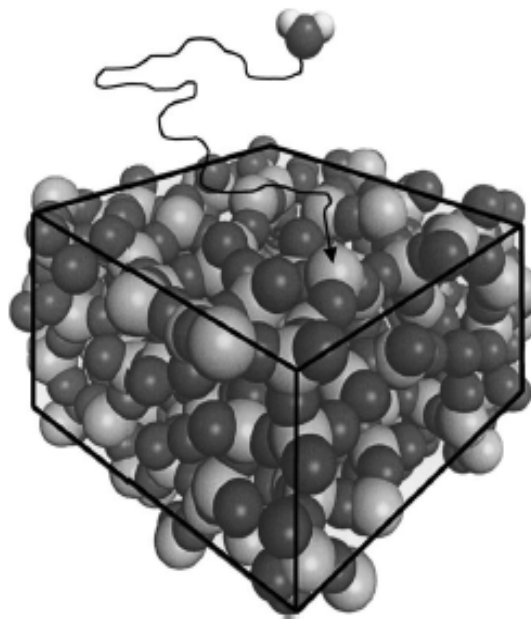


Fig.16.: Schéma de la trajectoire d'une molécule d'eau près d'une surface de silice.  
(Les sphères claires et noires représentent respectivement les atomes Si et les atomes O) [38].

D'autres travaux menés ont montrés plus tard que la corrosion du verre est accélérée par L'accroissement de la température de l'eau et par le temps d'immersion de l'échantillon de verre [39]. Ce qui a mené à la diminution de la transmission optique et à l'augmentation de la résistance mécanique par flexion ( $\sigma_{rf}$ ) (Voir Fig17).

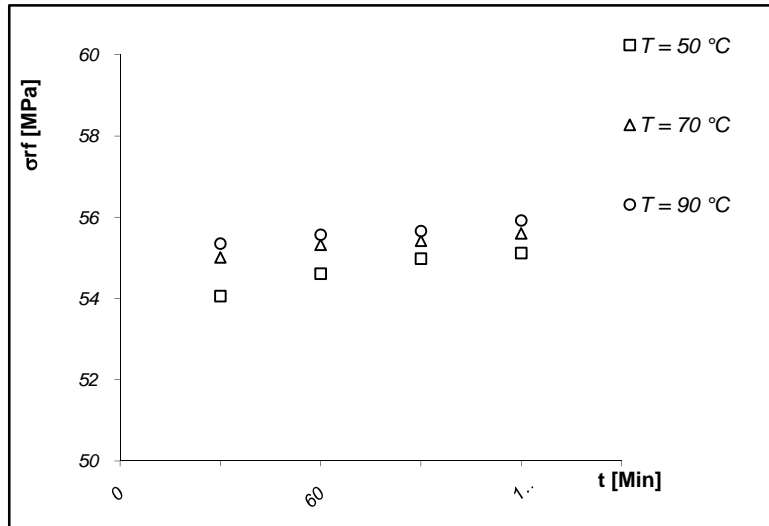


Fig.17: La variation de la résistance par flexion du verre sodocalcique dégradé et immergé avec différents temps et pour différentes températures du bain d'eau [39].

L'effet de l'eau à fond de fissures provoque non seulement leurs écartements mais également procède à l'affaiblissement de la transmission optique au niveau des flancs de microfissures sur l'intervalle d'impact. Les pertes par réflexions et par diffusions augmentent généralement avec le temps d'immersion et pour différentes températures du bain. Ces conclusions ont été établies grâce à des expériences sur des échantillons de verres sodocalcique (100x100x3)mm<sup>3</sup> dégradés par l'érosion du sable dont le flux est centré par rapport à l'échantillon puis immergés pour différents temps d'immersions dans des bains d'eau de différentes températures (Voir Fig.18).

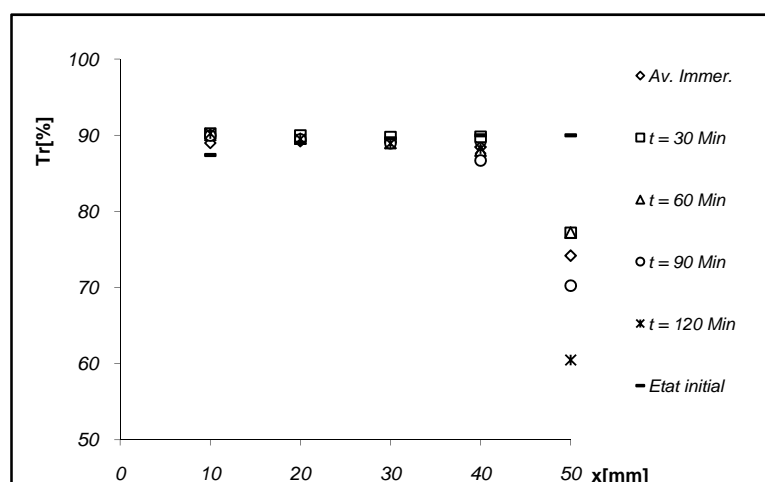


Fig.18 : Variation de la transmission optique par rapport au point d'impact (x) pour T=90°C [39].



## II.4 Endommagement par abrasion

Le rodage et le polissage des verres sont utilisés pour une amélioration des propriétés optiques. Ainsi, ils nécessitent un liquide contenant des grains abrasifs entre la surface du verre et l'outil de rodage ou polissage. Ces grains possédant une dureté tel un diamant où un carbure de silice, en suspension dans ce fluide (eau, glycol ou de l'huile visqueux), provoquent une pression qui réduit la rugosité. Suivant le mécanisme utilisé, une haute pression est appliquée pour le rodage et une faible pression est appliquée aux grains pour un polissage lors de la finition du procédé. Cette pression est autours de 7-14 KPa pour les deux mécanismes (Voir Fig.19).

La vitesse de glissement entre les grains et l'échantillon du verre est toujours inférieure à 0.5m/s. Ces paramètres influencent vivement le comportement de la surface de l'échantillon vis-à-vis de l'apparition des fissures et leurs propagations. Un examen attentif des surfaces polies a révélé l'existence de couches plastiquement déformées de 1nm a 5 $\mu$ m d'épaisseur [40-41-42] et varient des fissures fragiles au cisaillement plastique [42-43-44-45].

Les mesures de contraintes résiduelles sur la surface polies ont montré ces couches toujours compressées lors du polissage [46-47] et peuvent provoquer un endommagement. Cela induit une augmentation de la température entre les grains abrasifs et la surface de l'échantillon, ce qui mène à une diminution de la température durant le polissage. Les grains abrasifs utilisés lors du polissage, ne comportent pas la même taille, mais sont toujours distribués statistiquement avec un diamètre de moyenne ( $d$ ) et de variance  $\sigma^2$ , typiquement, une petite quantité de grains est engagée lors du polissage dans le processus de détachement du matériau.

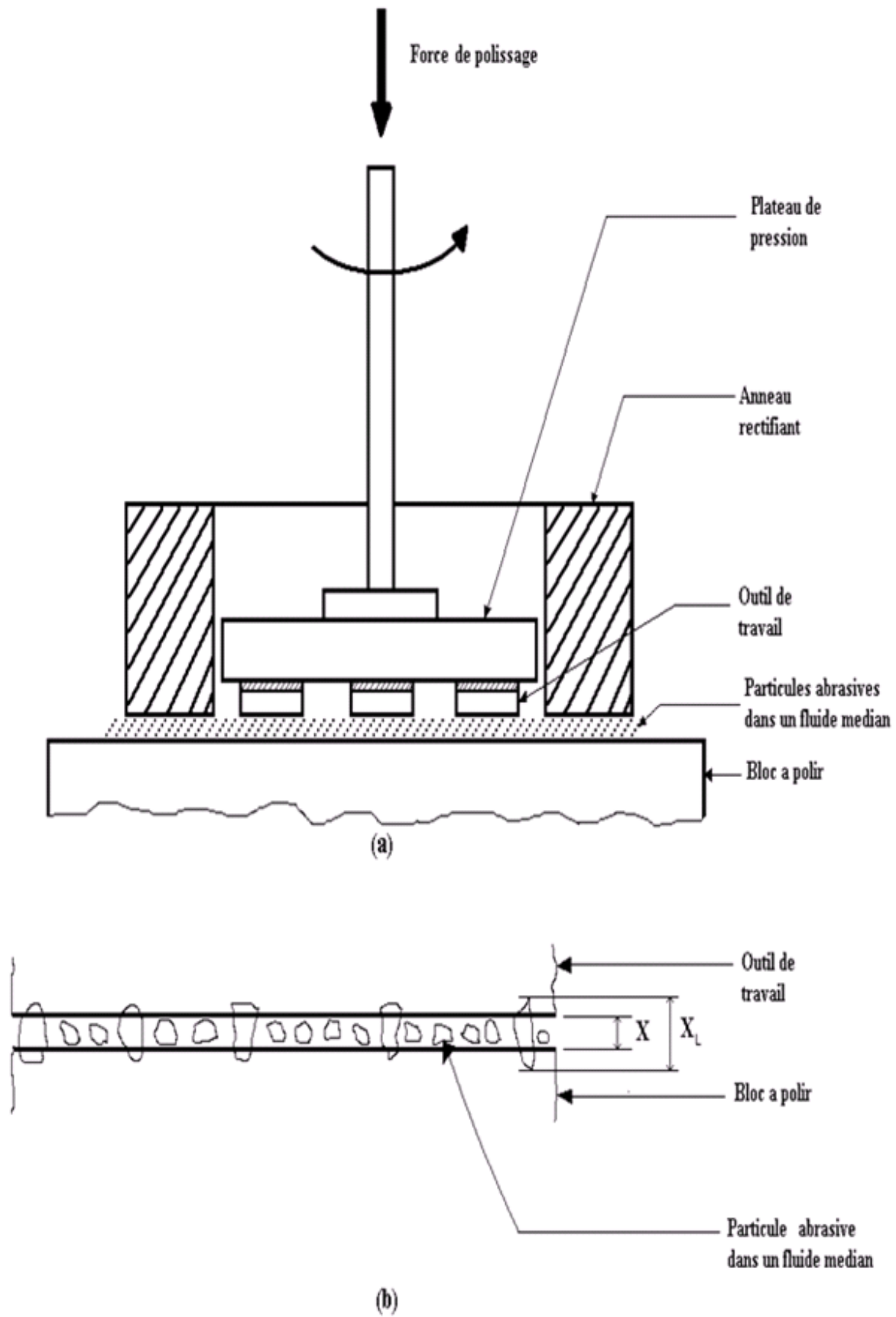


Fig.19 : Schéma de : (a) Processus de polissage. (b) Contact outil de travail-particules abrasives en polissage [48].

La pression imposée par un grain abrasif sur la surface polie est très haute, si on considère une particule rigide, chargée et produisant un contact parfaitement plastique. Cependant, la pression de contact est égale à la dureté du matériau cible [49]. Le processus de déformation et de fissures apparaît à des contacts microscopiques. Pour calculer la force normale active d'une particule abrasive pendant le polissage et, estimer le nombre de particules engagées dans le détachement du matériau, V.BULSARA [48] avait recours à des mécanismes de l'indentation quasi-statique en considérant un demi espace ( $a$ ) d'un indenteur rigide et dur. Cette simplification rendait possible la formulation de ce modèle. (Voir Fig.19c).

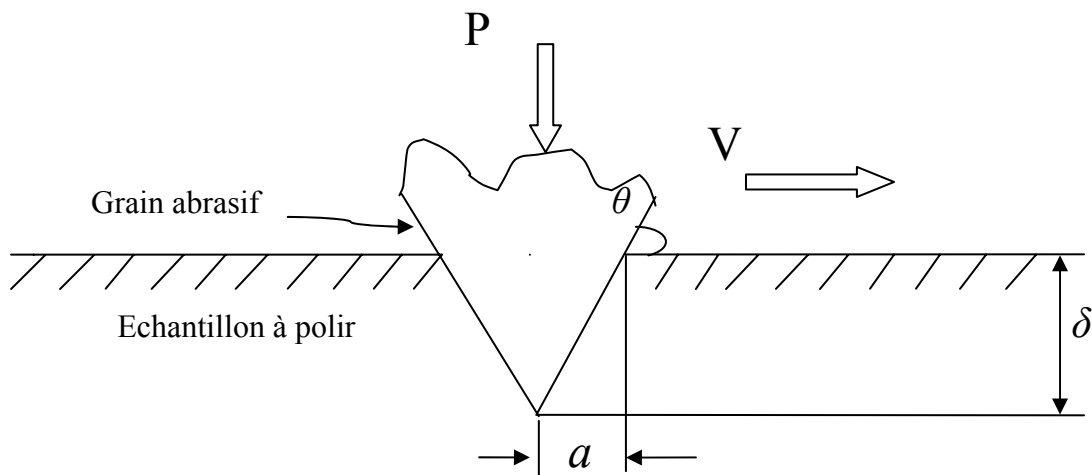


Fig19c: Modèle de l'indenteur conique pour un contact entre une particule abrasive et l'échantillon à polir pour calculer les forces de polissages [48].

- La zone plastique entièrement fermée autour de ce contact, signifie que la pression de contact appliquée par la particule abrasive est égale à la dureté  $H$  du matériau cible. Dans cette zone, les contraintes élastiques ont été négligées.
- L'action de la particule abrasive, qui est celle de l'indenteur conique, avec un demi-angle de pointe ( $\theta$ ), et une profondeur de pénétration ( $\delta$ ) dans l'échantillon sous l'action de la force ( $P$ ), peut être estimée.
- Seules les particules abrasives possédant un grand diamètre, sont impliquées dans le processus de détachement de matière et sont considérées comme particules abrasives actives.
- La force extérieure appliquée lors du polissage est transmise à l'échantillon à travers les particules d'abrasions actives dont la somme des forces individuelles de chaque particule est égale à la force totale extérieure ( $P_{total}$ ).

$$P_{total} = \sum_{x_i > x} P_i \quad (II.4)$$

- Il n'y a pas d'interactions entre les champs de contraintes des différents contacts abrasifs de l'échantillon.

#### ❖ Formulation [48]

La plus parts des diamètres de particules abrasives sont distribuées entre une taille minimale  $x_{min}$  et une taille maximale  $x_{max}$  décrite par une fonction de densité de probabilité  $\Phi(x)$  qui détermine la probabilité de trouver une particule abrasive dans l'intervalle de taille  $[x_1, x_2]$  défini sous  $\int_{x_1}^{x_2} \varphi(x) dx$ .

Tant qu'il existe une variation de la taille des particules présentes dans le processus de polissage, l'estimation des forces appliquées par les particules abrasives peut être calculée statistiquement entre la surface de l'outil de travail et la particule abrasive et entre l'échantillon et la surface à polir, en assimilant le mécanisme à celui d'une indentation non déformable. La charge normale  $P$  d'une particule abrasive est donnée par la relation :

$$P = \Psi.H.tang^2\theta.\delta^2 = \Psi.H'.tang^2\theta.\delta'^2 \quad (II.5)$$

Où :

$H$  : Dureté de l'outil de polissage.

$H'$  : Dureté de l'échantillon à polir.

$\delta$  : Profondeur de pénétration de l'indenteur dans l'outil de polissage.

$\delta'$  : Profondeur de pénétration de l'indenteur dans l'échantillon à polir.

$\Psi$  : Facteur de forme de l'indenteur ;  $\Psi = \pi$  pour un indenteur conique ;  $\Psi = 4$  pour celui d'un vickers.

$2\theta$  : Inclinaison de l'angle de l'indenteur ;  $2\theta = 136^\circ$  pour un indenteur vickers.

Si  $X$  est la distance séparant l'échantillon à polir et l'outil de polissage, nous obtenons pour une particule de diamètre ( $x$ ) la relation :

$$\delta + \delta' = x - X \quad (II.6)$$

L'équation (II.5) devient en éliminant  $\delta'$  de l'équation (II.5) et (II.6) :

$$P = \frac{\Psi.H.tang^2\theta.(x-X)^2}{(1+\sqrt{\frac{H}{H'}})^2} \quad (II.7)$$

Dans le but d'obtenir la distribution des forces de particules abrasives différentes présentes dans l'intervalle pièce à polir et outil de polissage, le nombre total de particules  $N$  est estimé par des relations mathématiques en supposant que la taille de l'échantillon est suffisamment large ainsi que la taille maximale des particules abrasives. On arrive à la relation :

$$P_{total} = \frac{\Psi.H.tang^2\theta}{(1+\sqrt{\frac{H}{H'}})^2} N \int_X^{X'} (x - X)^2 \cdot \varphi(x) dx \quad (II.8)$$

Où :

$N$  : Le nombre total de particules abrasives.

$X$  : La distance séparant l'échantillon à polir et l'outil de polissage : variable inconnue.

$x$  : Diamètre de la particule abrasive.

$X'$  : La taille maximale de particules abrasives.

$\varphi(x)$  : Densité de probabilité de particules abrasives bornée entre  $x_{min}$  et  $x_{max}$  .

La variable  $X$  peut être évaluée numériquement par le nombre de particules actives  $n$  :

$$n = N \int_X^{X'} \varphi(x) dx \quad (II.9)$$

et  $\varphi(x)$  selon l'expression :

$$\varphi(x) = \frac{1}{(x-b_1).\sqrt{2\pi}.b_3.b_4} e^{\frac{-[(\ln(x-b_1)-b_2)]^2}{2(b_2)^2}} \quad (II.10)$$

Où :

$b_1, b_2, b_3, b_4$  : Paramètres définis selon la taille des grains abrasifs par le Tab.4.

Grit Size	$x_{\min}$ ( $\mu\text{m}$ )	$x_{\max}$ ( $\mu\text{m}$ )	$\bar{x}$ ( $\mu\text{m}$ )	$\overline{x^3}$ ( $\mu\text{m}^3 \cdot 10^{-3}$ )	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_4$
240	24.0	90.	53.3	171.5	-60.6	4.7	0.10	0.996
280	15.0	75.0	38.3	68.7	-17.2	4.0	0.19	0.995
320	10.0	65.0	31.9	40.9	-13.7	3.8	0.20	0.997
400	7.0	55.0	23.9	18.1	-0.8	3.2	0.31	0.997
500	5.5	40.0	17.1	7.2	0.0	2.8	0.38	0.989
600	4.0	38.0	13.1	4.2	3.4	2.2	0.58	0.990
800	1.5	35.0	11.0	2.7	0.1	2.3	0.55	0.990
1000	1.0	35.0	9.2	1.8	-0.7	2.2	0.53	0.995

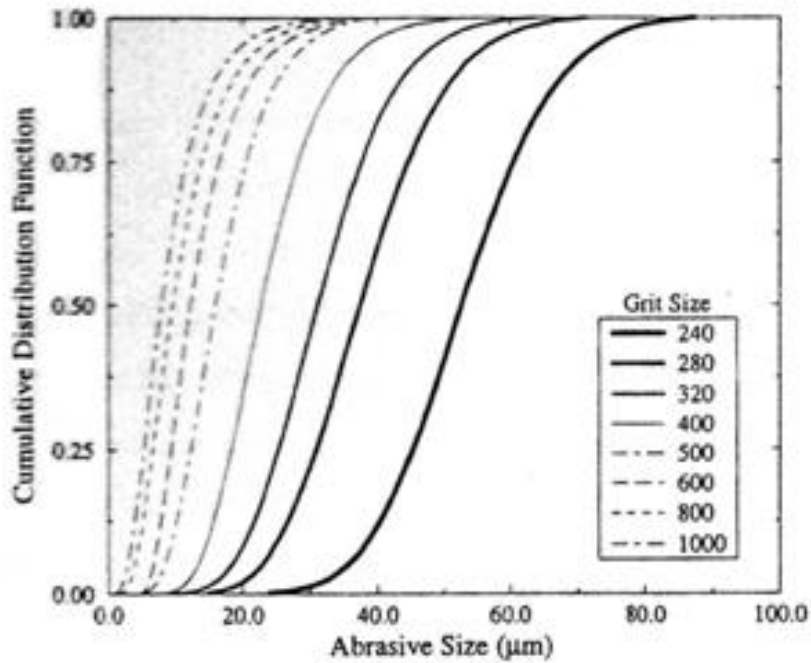
Tableau.4: Les paramètres de la distribution de taille des particules abrasives pour le carbure de silice [48].

La charge moyenne  $P_{moy}$  d'une particule est liée à la relation :

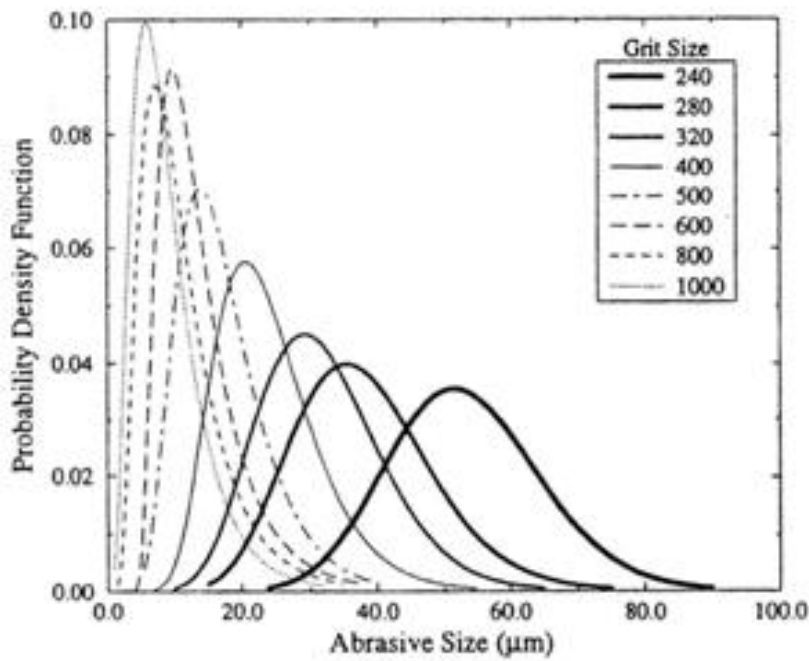
$$P_{moy} = \frac{P_{total}}{n} \quad (\text{II.11})$$

La charge maximale d'une particule abrasive  $P_{max}$  est déterminée en remplaçant  $x$  par  $X'$  dans l'équation (II.7).

La distribution de la taille des particules abrasives est donnée par le fabricant, sous la forme de courbes cumulatives  $\Phi(x)$  pour différentes granulations de tailles qui ne sont pas suffisamment symétriques pour des particules fines mais compressées vers la gauche, d'où la correction majeure du modèle de Ahn [50] dont les particules abrasives sont supposées distribuées selon la fonction de densité de probabilité normale  $\varphi(x)$  (Voir Fig.19d). Ce modèle est utilisé pour calculer la distribution des forces de particules abrasives actives pour le polissage des différentes surfaces avec le carbure de silice comme matériau abrasif et un contact particule-(outil / pièce) semblable à celui d'un indenteur conique d'angle d'attaque  $122^\circ$  [41].



(a)



(b)

Fig.19d : Distribution normale de la taille des particules abrasives (carbure de silice) donnée par le fabricant. (a) Fonction de distribution cumulative  $\Phi(x)$ , (b) Fonction de densité de probabilité  $\varphi(x)$  [48].

## II.5 Endommagement par rayage

### II.5.1 Introduction :

L'accumulation de rayures à la surface d'un verre modifie les propriétés optiques et entraîne des problèmes de diffusions et de diffractions de la lumière, ce qui rend la vision moins nette en plus de la détérioration de l'aspect esthétique du verre. Ce type d'endommagement a poussé les chercheurs à réaliser des tests d'indentations et de rayages sous différentes conditions et plusieurs variantes, afin de comprendre la formation de rayures et développer des structures de verres anti-rayure ou de nouveaux matériaux de revêtement qui améliorent la résistance et protègent la surface du verre contre les différentes attaques extérieurs.

D'autre part le comportement des verres silico-sodo-calcique à l'indentation et au rayage avec un indenteur aigu a présenté un endommagement similaire à celui observé sur les verres dans les conditions réelles d'usages, reste une analyse particulière des conditions de rayage, l'influence du frottement et le niveau de déformation sur les endommagements, pour tirer les conclusions nécessaires à notre objectif.

### II.5.2 Comportement des matériaux fragiles à l'indentation

Les matériaux fragiles tels que, les verres, présentent une déformation plastique due à une densification ou glissement local du réseau vitreux et une déformation par rupture où initiation et propagation de fissures, s'ils sont sollicités à des contraintes localisées [51-52]. Le procédé de densification (compaction du réseau) [53-54] intervient si la structure du verre est dépourvue d'ions modificateurs qui limitent les mouvements des liaisons  $\text{Si} - \text{O} - \text{Si}$  de la molécule du verre, on parle alors de verre anormaux, la même déformation peut être cette fois-ci traduite par des glissement locaux (réarrangement plastique) [55-56] le cas du phénomène **pile-up** [57], qui se manifeste dès que la structure du verre accueille un nombre important d'ions modificateurs, on parle cette fois-ci de verres normaux.

La déformation par rupture induit des amorces de fissures qui elle aussi fait la différence entre les verres normaux par les fissures radiales<sup>c</sup> (parfois), médianes<sup>c,d</sup> et latérales<sup>d</sup> (Voir Fig.20 : (B),(C),(E)) [58], et les verres anormaux par les fissures cônes<sup>c</sup> et latérales<sup>d</sup> (Voir Fig.20 : (A),(E)) [58].

( Les indices <sup>c,d</sup> correspondent aux phases de chargement et déchargement de l'indenteur ).



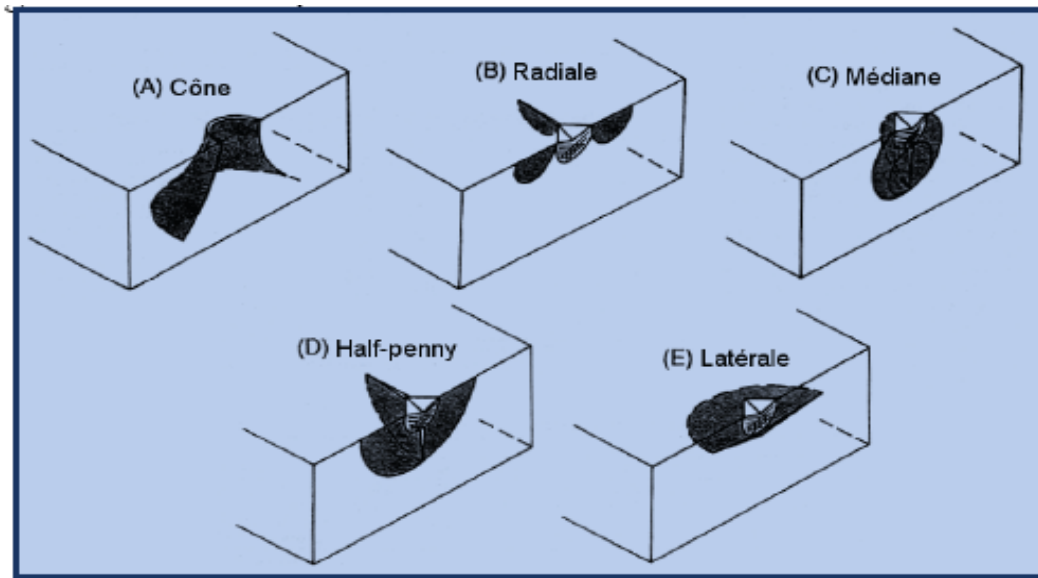


Fig 20: Coupes isométriques des morphologies idéalisées des fissures observées pendant une indentation : (A) fissure cône et la fissure circulaire d'amorçage associée, (B) fissure radiale avec l'empreinte de contact et la zone de déformation plastique associée (indenteur Vickers) , (C) fissure médiane, (D) fissure half-penny, et (E) fissure latérale [58].

Le modèle spécifique de la fissure produite sous l'indentation dépend de l'indenteur et du matériau indenté.

- Les fissures coniques et circulaires, apparaissent lors d'une indentation sphérique appelée aussi fissures Hertziennes [59].
- Les fissures médianes et radiales sont causées par un indenteur pyramidale tel que l'indenteur Vickers ou Knoop et l'indenteur conique [60].
- Les fissures latérales apparaissent pendant le déchargement lors du test d'indentation, avec la majorité des types d'indenteurs, cela constitue une bonne approximation pour la surface de contact et les différentes irrégularités causées par les particules abrasives dans les machines de polissage et de rodage, et leurs aspérités lors du contact par glissement ou rayage.

### II.5.3 Comportement en indentation Vickers quasi-statique

L'indenteur Vickers est de nature de contact plastique au dessus du point de fissure dans le matériau fragile [61]. Le phénomène de rupture et de l'écoulement provoqué, contient toutes les caractéristiques à rechercher par rapport à celui d'autres indenteurs. La Fig.21 montre le schéma des séquences de la formation des fissures observées sous une indentation Vickers dans le verre silico-sodo-calcique pour un chargement ( $\geq 10\text{Kg}$ ) [59].

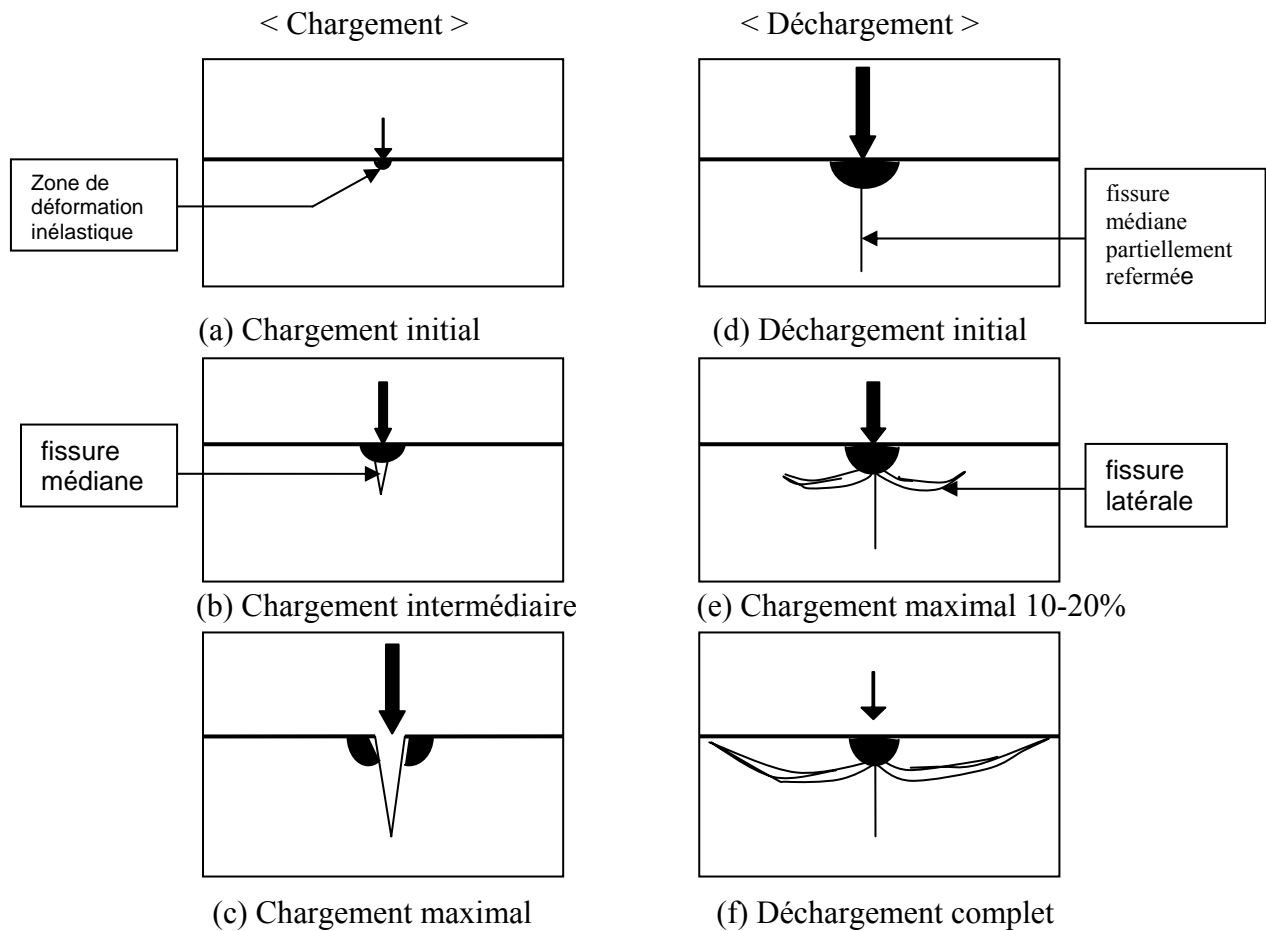


Fig 21: Séquences de la formation des fissures observées sous une indentation Vickers dans le verre sodo-calcique pour un chargement ( $\geq 10\text{kg}$ ) [59].

Pendant le chargement, l'initiation des fissures médianes apparaît à une charge critique sous l'indenteur et augmente quand la charge croît, comme le montre la Fig.21(c), à la surface, apparaissent les fissures radiales des coins de l'indentation illustré par la Fig.21(b). Pendant le déchargement de l'indenteur Vickers, les fissures latérales s'initient à la limite de la zone de déformation irréversible sous la surface, quand 80-90% de la charge totale est supprimé (Voir Fig.21(e)); cependant la phase de déchargement, permet de montrer la propagation des fissures de façon presque parallèle à la surface jusqu'à ce qu'elle l'atteigne, poussées et contrôlées par les contraintes résiduelles créées sous l'indentation, ces mêmes contraintes provoquent aussi la propagation des fissures médianes et leurs fermetures partielles pendant le déchargement. Par contre si la charge de l'indenteur n'est pas assez forte, et les fissures médianes n'ont pas encore provoqué la rupture de la surface du verre pendant le chargement, cela peut être créé lors du déchargement contrôlé.

Quand le maximum de la charge est inférieur à 1Kg, il n'y a pratiquement pas de fissures médianes qui se génèrent pendant le processus de chargement [58], mais les fissures radiales apparaissent pendant le déchargement quand la moitié de la charge est supprimée (Voir Fig21(b)). COOK et PHARR [58] concluent que leurs profondeurs ne sont pas assez grandes par rapport à celle de la zone de déformation irréversible.

Les fissures latérales s'initient et se propagent pendant le déchargement complet du test. Les fissures radiales sont aussi observées avec leurs formations pendant le chargement de l'indenteur (1-10Kg) [62]. L'indentation conique offre une similitude du modèle de déformation et de rupture dans le verre SLS avec celui généré par Vickers et Knoop [63], la seule différence réside dans la formation de fissures médianes multiples à cause de la symétrie axiale de l'indenteur conique. Chaudhri, Phillips [62] et Chandrasekar, Chaudhri [64] ont confirmés ces observations dans le verre SLS à des hautes températures. Ce qui a créé des contraintes résiduelles compressives de 100Pa à la surface. La différence majeure, est l'élargissement des fissures latérales par rapport à celles des verres à température environnante.

## II.5.4 Comportement au rayage

### II.5.4.1 Présentation de l'essai de rayure :

C'est l'application d'une pointe d'un matériau chargé d'une force normale sur la surface d'un échantillon de verre, et déplacé avec une vitesse sur une longueur déterminée (Voir Fig.22) dans le but de caractériser sa résistance et analyser l'endommagement subi par cette sollicitation.

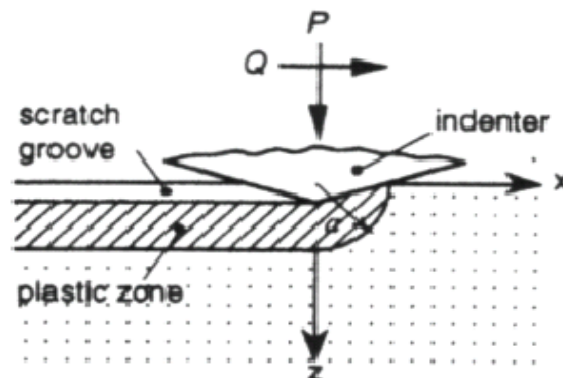


Fig.22: Schéma d'un rayage au cours de l'application d'une charge normale [65-66].

#### II.5.4.2 Rayage constant:

L'application d'une charge constante et normale à la surface d'un verre, laisse apparaître différentes fissures qui ont été précédemment identifiées comme, les fissures radiales (B), les fissures médianes (C), les fissures latérales (E) et les fissures cônes (A) (Voir Fig.20). Ce type de rayage provoque un endommagement lors de la charge ou la décharge du test, selon son intensité.

#### II.5.4.3 Rayage progressif :

Caractérisé par l'application d'une charge croissante monotone sur un échantillon de verre et animée d'une vitesse de déplacement perpendiculaire à la direction de la charge appliquée. Trois régimes d'endommagements apparaissent :

- \* **Le régime micro-ductile** : la rayure obtenue sous forme d'un sillon avec de petit débris, ne présente pas de modifications dramatiques, mais juste des fissures légères à l'intérieur du sillon qui disparaissent à l'approche de son milieu (Voir Fig.23 et Fig.24).

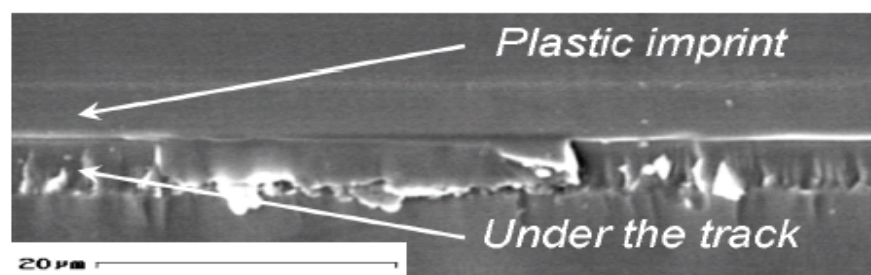
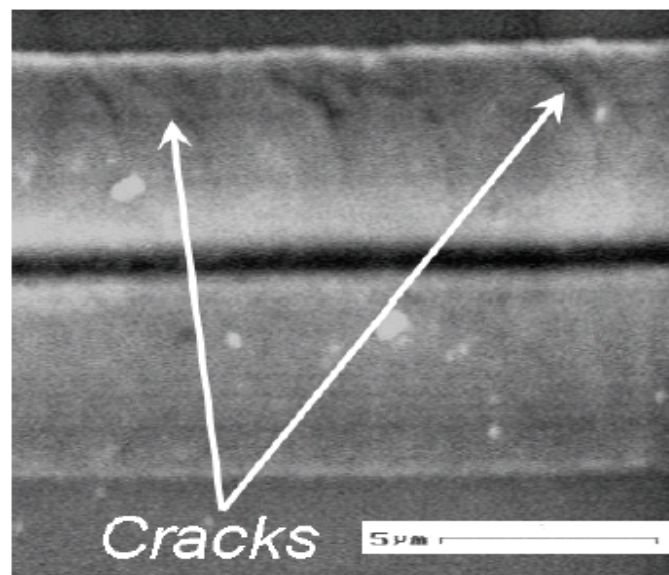


Fig.23 en haut : Fissures dans le régime micro-ductile d'une surface de verre float [67].

Fig.24 en bas : Détail du régime micro-ductile d'un verre float rayé avec un indenteur V [67]

- \* **Le régime micro-fragile** : la propagation des fissures radiales se fait apparaitre du sillon formé de façon parallèle puis tend à s'incliner de part et d'autre, pour terminer de façon perpendiculaire au sillon, cela probablement à cause du coefficient de frottement et de certains paramètres environnant (Voir Fig.25).

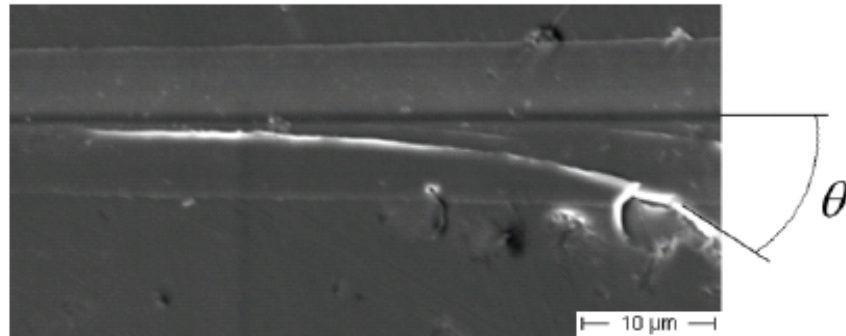


Fig.25 : Initiation et propagation d'une fissure radiale sur la surface d'un verre float [67].

Les fissures médianes évoluent en profondeur sous le sillon et les fissures latérales apparaissent sous la zone de contact de l'indenteur juste à la limite de la zone plastique décrite par Cook et Al [58]. Ces fissures évoluent de façon presque parallèle à la surface du verre et provoquent un écaillage, lors de l'intersection avec les fissures radiales présentes en surface (Voir Fig.26).

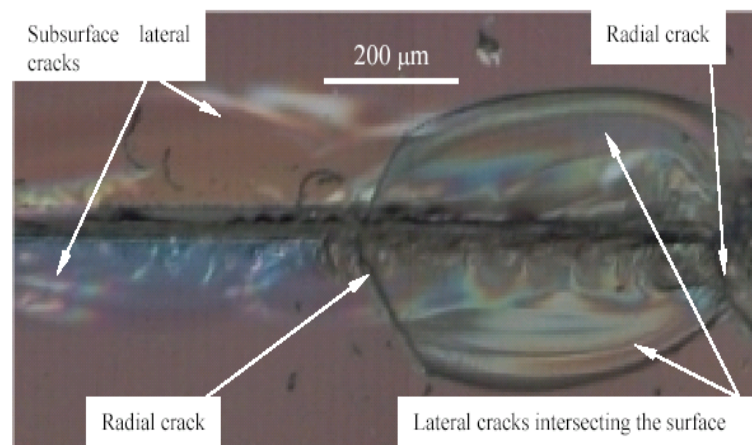


Fig.26: Formation d'écaillage et les différents endommagements [67].

Ce phénomène peut être retardé si la fissure latérale ne rencontre qu'une seule fissure radiale (Voir Fig.27).



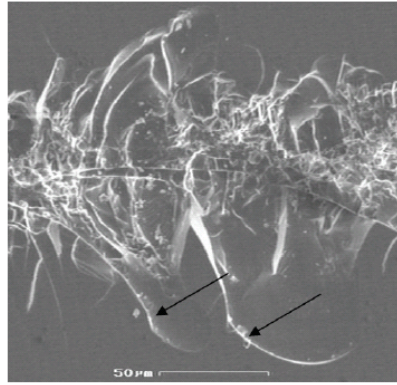


Fig.27: Intersection d'une fissure radiale avec une fissure latérale sans écaillage [67].

En l'absence de fissures radiales, par exemple en présence d'un taux faible d'humidité, l'écaillage ne se produit que si la fissure latérale possède assez d'énergie pour atteindre la surface du verre (Voir Fig.28).

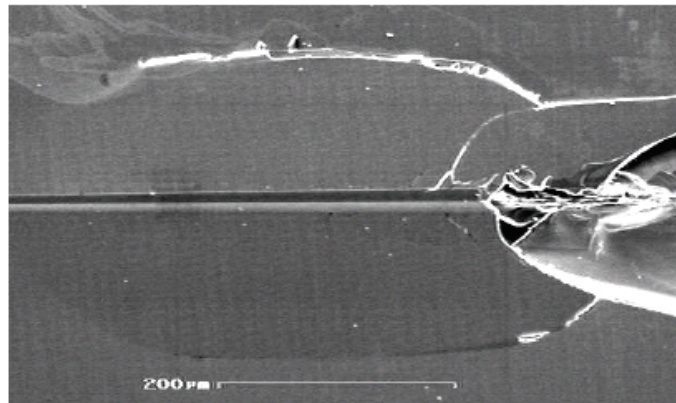


Fig.28: L'écaillage produit par propagation de fissure latérale en l'absence de fissures radiales verre (SLS 4) [67].

\* **Le régime micro-abrasif** : Il suit la même évolution que le reste du test de rayage, cependant il apparaît aussi tôt que le régime micro-fragile le fait (ex : pour des charges normales faibles). Il semble que les contraintes locales évoluent à la limite des valeurs critiques pour ce régime afin d'apparaître, comme pour le régime micro-fragile (Voir Fig.29).

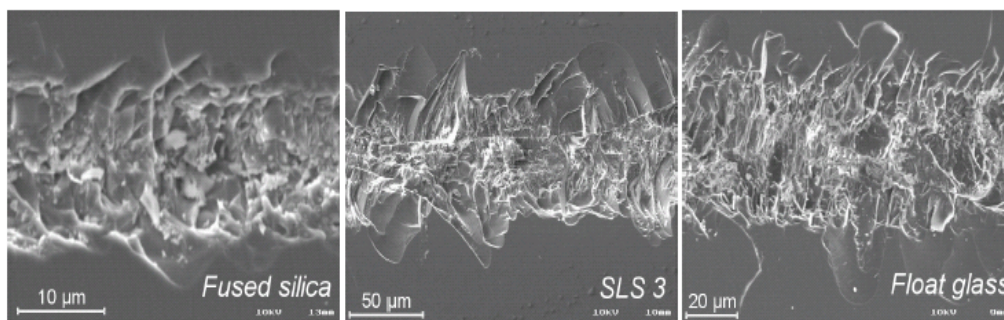


Fig.29: Détail du régime micro-abrasif du verre de silice, SLS3, et du verre float [67].

#### II.5.4.4 : Paramètres influençant le test de rayage

a) La charge normale appliquée :

- Une charge constante induit un système de fissuration sur la surface du verre.
- Une charge monotone croissante provoque un endommagement sous trois régimes (Voir Fig.30).
- Régime micro-ductile : un sillon sans endommagement apparent.
- Régime micro-fragile : caractérisé par des fissures radiales et latérales pouvant atteindre la surface du verre.
- Régime micro-abrasif : présence de nombreux débris et de petites fissures latérales débouchant.

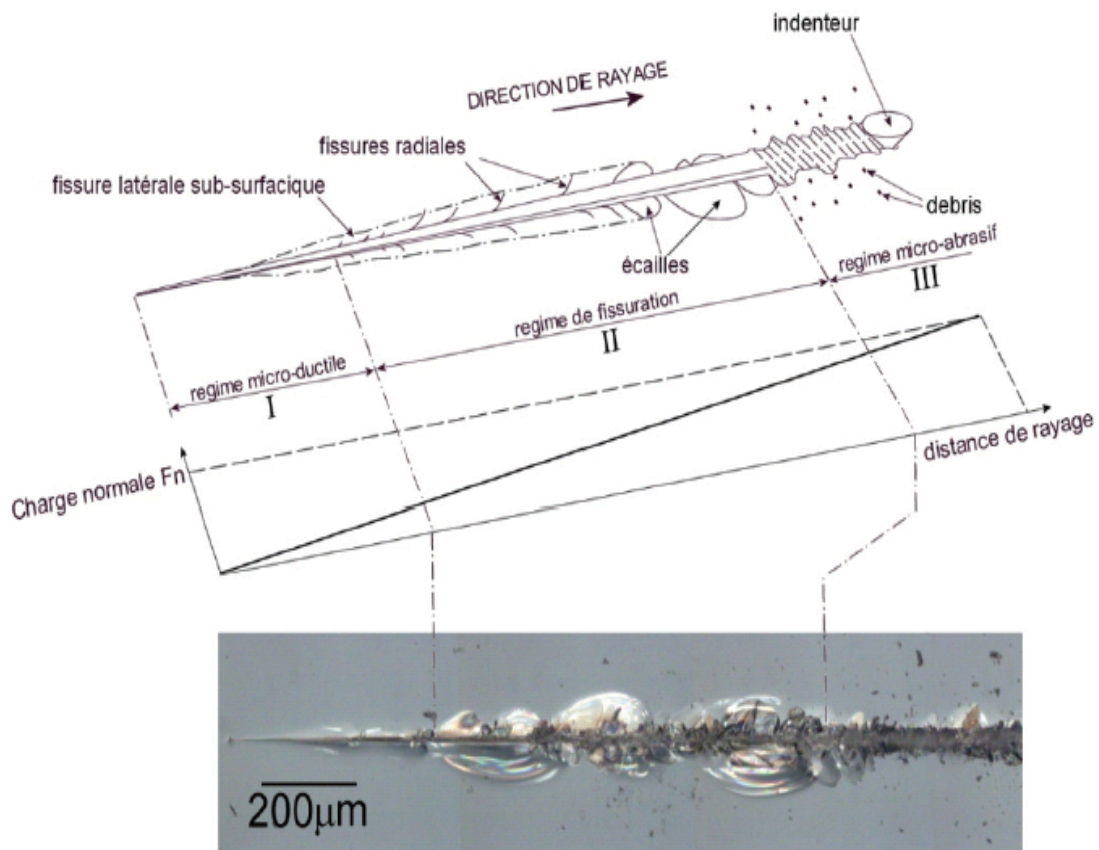


Fig.30: Rayure sur une surface de verre silico-sodo-calcique avec un indenteur Vickers [67].

b) L'avance de l'indenteur :

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.

## c) La géométrie de l'indenteur : (Voir Fig.31)

Plus la géométrie de l'indenteur est sévère, plus les régimes d'endommagements apparaissent rapidement. 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 spécifie le type de régime apparaissant lors du chargement. Le rayon de contact est relié à la hauteur de contact par la formule suivante [68] :

$$a = \tan \theta (h_c + h_o) \quad (\text{II.12})$$

Où :  $(\theta)$  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.32).

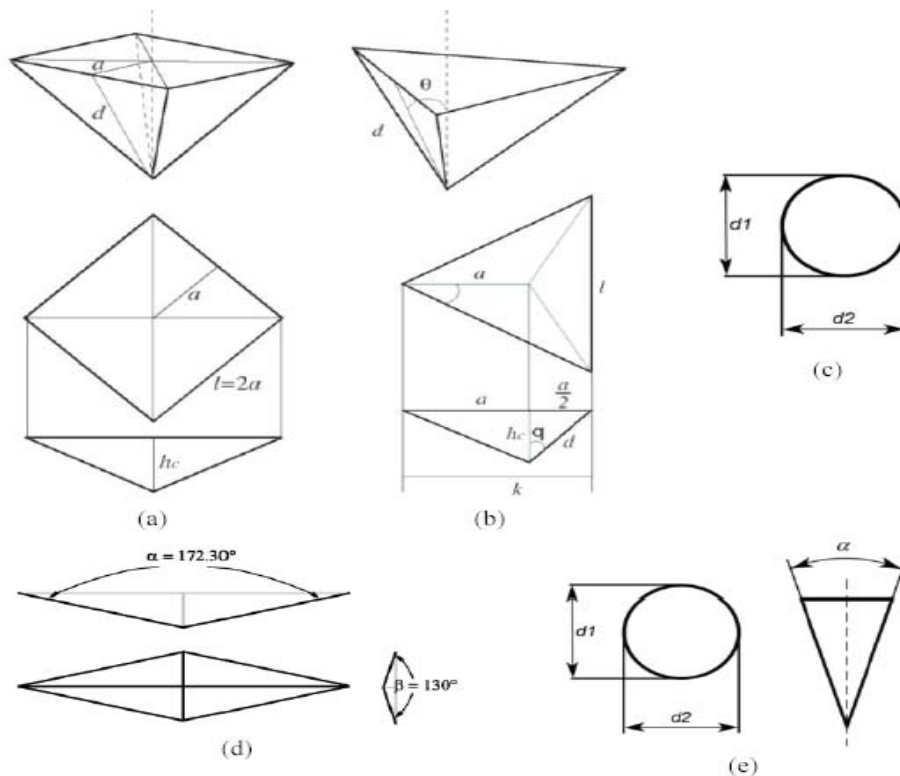


Fig.31: Géométrie de l'indenteur : (a) Vickers ;(b) Berkovich ;(c) Brinel ou sphérique (d) Knoop ; (e) Conique [67].

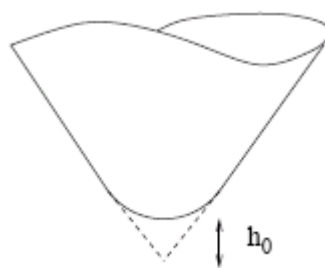


Fig 32: Détermination du défaut de pointe d'un indenteur [68].



## d) Le milieu environnant :

La température, le coefficient de frottement et l'humidité peuvent influencer l'apparition et l'évolution des régimes d'endommagements durant le test de rayage exemple : l'influence de l'humidité accélère l'apparition des régimes d'écaillage et micro-abrasif (Voir Fig.33).

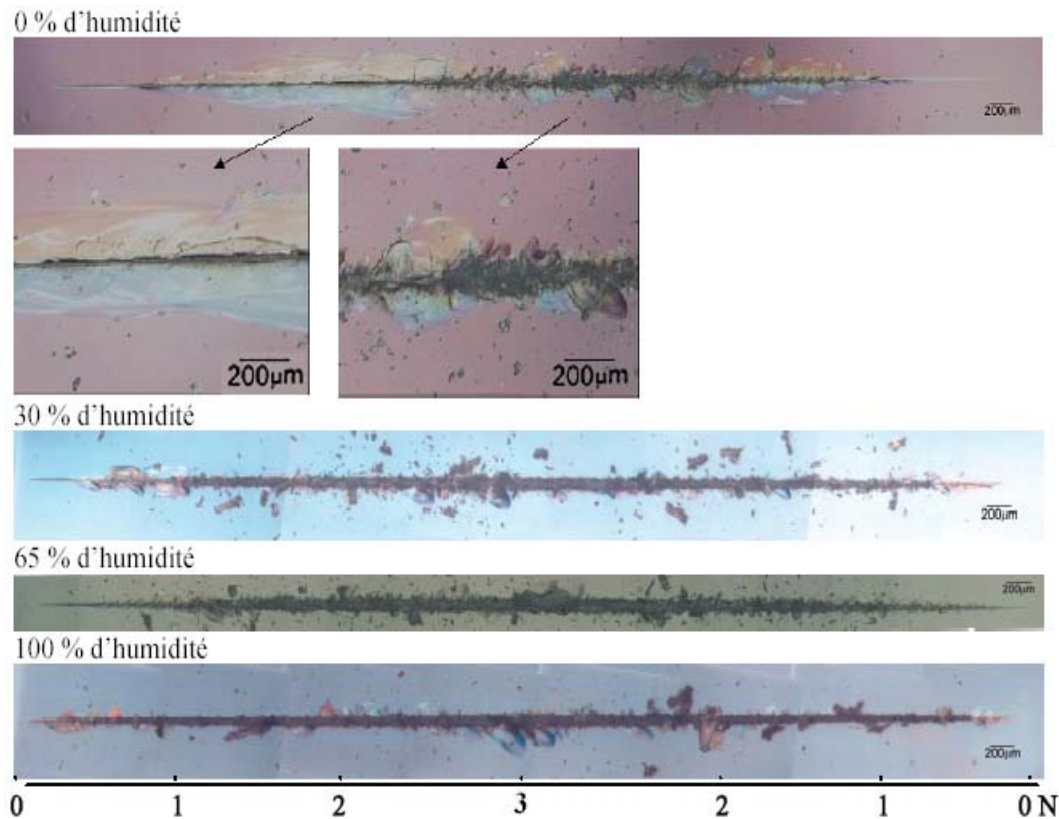


Fig.33: Images des rayures obtenues à différents taux d'hygrométrie avec un indenteur Vickers [67]

## e) La nature du verre :

La résistance au rayage des verres dépend directement de la composition chimique de ceux-ci. À cet égard, les verres normaux caractérisés par l'absence de la déformation par densification sous la zone de contact, favorisent l'apparition des fissures, tandis que les verres anormaux, où cette déformation existe, sont plus résistants à la propagation des fissures et à l'écaillage durant les essais de rayage.