

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITE FERHAT ABBAS – SETIF 1

# THÈSE

Présentée à l'Institut d'Optique et de Mécanique de Précision

Pour l'obtention du diplôme de

**DOCTORAT EN SCIENCES**

**En Optique et Mécanique de Précision**

Par

**FACI Abdelaziz**

**Thème**

*Influence des paramètres d'érosion sur la résistance mécanique  
d'un verre sablé : Analyse statistique*

Soutenue le ...17.../...04...../...2016 devant le jury composé de

Président :	C. BOUSBAA	Professeur	Univ. Ferhat Abbas Sétif -1
Rapporteur :	N. BOUAOUADJA	Professeur	Univ. Ferhat Abbas Sétif -1
Examineurs :	S. MAHTOUT	Professeur	Univ. A / Mira Bejaia
	M / T. SOLTANI	Professeur	Univ. Med Khider Biskra

## Remerciements

Avant tout, je tiens à remercier Dieu tout puissant qui m'a accordé la volonté et le courage pour accomplir ma tâche.

Je tiens à remercier Sincèrement Le Professeur Noureddine BOUAOUADJA, mon encadreur, pour l'intérêt particulier qu'il a accordé à ce travail. Qu'il trouve ici ma profonde gratitude et ma reconnaissance d'avoir mis sa compétence et son expérience pour me permettre de concrétiser ce travail.

Je tiens à remercier vivement Le Professeur Chaabane BOUSBAA (UFASétif) d'avoir accepté de présider l'honorable Jury de cette thèse.

Mes vifs remerciements sont adressés au Professeur M<sup>ed</sup> Toufik SOLTANI (U. M<sup>ed</sup> Khider Biskra) Pour avoir accepté de faire partie du Jury de cette thèse et d'examiner mon travail

Mes vifs remerciements sont adressés au Professeur Sofiane MAHTOUT (U. A. Mira Bejaia) pour avoir accepté de faire partie du Jury de cette thèse et d'examiner mon travail.

Mes vifs remerciements sont adressés également à Mr. Mounir ZELLAGUI pour son aide et ses encouragements.

Je tiens à exprimer mes sincères remerciements aux professeurs Hocine OSMANI, Med HAMIDOUCHE, Mustapha KOLLI, Docteurs Fouad ROUMILI et Mme Z. HAMIDOUCHE (IOMP UFASétif) pour leurs aides et leurs encouragements.

Mes sincères remerciements à Mrs. Attef BENAÏSSA, Nasreddine BENSAÏD, A/Hak MEROUANI et Tahar BENNOUIOUA pour leurs aides et leurs encouragements.

Je tiens à exprimer mes sincères remerciements à messieurs Hacene BAHRI, Ahmed BENKHELIF ; Salah CHAKIR, FAIZA (secrétaire du LMNM IOMP), Anouar RACHIDI, pour leurs aides et leur disponibilité durant tout mon travail.

Mes remerciements vont également à tous les membres du laboratoire des Matériaux Non Métalliques, à tout le personnel de (l'IOMP UFASétif)

Je tiens à remercier tous les enseignants qui ont contribué à ma formation.

J'adresse mes sincères remerciements à tous ceux qui m'ont, de près où de loin, permis de mener ce travail à terme

Je tiens à remercier vivement ma famille et tous mes amis pour leur soutien et leurs encouragements

# TABLE DES MATIERES

REMERCIEMENTS .....	
TABLE DES MATIERES.....	
LISTE DES FIGURES.....	
LISTE DES TABLEAUX.....	
RESUME .....	

<b>INTRODUCTION GENERALE</b>	<b>1</b>
<b>PARTIE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	<b>5</b>
<b>1.1. GENERALITES SUR LE VERRE</b>	<b>6</b>
1.1.1. Historique	6
1.1.2. Définition du verre	7
1.1.3. Structure du verre	7
1.1.4. Familles des verres	8
1.1.5. Compositions des verres	9
1.1.6. Propriétés du verre	11
A. Fragilité	11
B. Propriétés mécaniques	13
C. Propriétés optiques	19
1.1.7. Causes de la faible résistance	20
<b>1.2. EROSION DU VERRE</b>	<b>24</b>
1.2.1. Introduction	24
1.2.2. Principe de l'essai d'érosion par des particules solides	26
1.2.3. Mécanismes de l'érosion par des particules de sable	29
1.2.4. Paramètres d'érosion des matériaux	31
A. Facteurs associés aux particules érosives	36
B. Facteurs associés au matériau cible	38
1.2.5. Principaux types de dispositifs de sablage	39
<b>1.3. ANALYSE STATISTIQUE DE LA RESISTANCE MECANIQUE</b>	<b>42</b>
1.3.1- Influence de l'état de surface sur la résistance mécanique	42
1.3.2 - Théorie de Weibull	42
1.3.3 - Méthodes de calcul des paramètres de Weibull	45

<b>PARTIE II : PROCEDURE EXPERIMENTALE, RESULTATS ET DISCUSSION</b>	
<b>2.1 - OBJECTIF DU TRAVAIL</b>	52
<b>2.2 – MOYENS UTILISES</b>	52
2.2.1 – Matériaux utilisés	52
2.2.2 – Dispositifs utilisés	54
<b>2.3 – PROCEDURE EXPERIMENTALE</b>	57
<b>2.4 - RESULTATS ET DISCUSSIONS</b>	60
2.4.1 - Indice d’allongement des grains de sable	60
2.4.2 - Observations microscopiques des défauts générés par sablage	62
2.4.3 - Effet de l’angle d’impact et de la vitesse des particules	63
2.4.4 – Taux d’endommagement	64
2.4.5 - Taux d’érosion	65
2.4.6 - Rugosité	68
2.4.7 - Transmission optique	71
2.4.8 - Resistance mécanique	74
<b>2.5 – ANALYSE STATISTIQUE DE LA RESISTANCE MECANIQUE</b>	76
2.5.1 – Evolution de la taille des défauts	76
2.5.2 - Distribution en taille des défauts selon la loi normale	78
2.5.3 - Distribution de la résistance en flexion selon la loi de Weibull	79
<b>CONCLUSION GENERALE</b>	89
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES</b>	91

## Liste des figures

### Partie I :

Figure 1.1 : Faciès de rupture fragile dans le cas d'une feuille de verre.

Figure 1.2 : Courbe de traction typique pour un matériau fragile

Figure 1.3 : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour un matériau fragile et un matériau ductile

Figure 1.4 : Moment fléchissant lors d'un essai de flexion 3 points.

Figure 1.5 : Représentation schématisée d'une éprouvette de flexion chanfreinée sur les bords de la face en tension

Figure 1.6 : Moment fléchissant et définition des paramètres intervenant dans le calcul d'un essai de flexion 4 points

Figure 1.7 : Schémas du dispositif de flexion bi-axiale à appuis carré ou circulaire.

Figure 1.8 : Schémas du dispositif de flexion bi-axiale à anneaux concentriques :

Figure 1.9 : Réflexion et diffusion en surface de rayons à partir de surfaces plane et Rugueuse.

Figure 1.10 : représente une vue détaillée d'une surface sablée dans la zone centrale après une minute d'attaque par HF

Figure 1.11 : Micrographie montrant un défaut typique de sablage (x96)

Figure 1.12 : Variation de la résistance mécanique en fonction des durées d'attaque

Figure 1.13 : Principe de l'essai d'érosion par des particules solides projetées sur une cible fixe.

Figure 1.14 : Fissures générées par impact de particules.

Figure 1.15 : Mécanismes d'érosion par des particules solides.

Figure 1.16 : Principaux mécanismes d'érosion.

Figure 1.17 : Représentation schématisée de l'érosion en fonction de l'angle d'impact, pour les matériaux fragiles et ductiles

Figure 1.18 : Variations de la transmission optique T et de la rugosité arithmétique Ra en fonction des masses de sable projetées  $M_p$

Figure 1.19 : Exemple de longueurs  $D_{max}$  et  $d_{max}$  définies sur une particule

Figure 1.20 : Fissuration schématisée de type Hertzienne

Figure 1.21 : Technique « jet impingement ou gas blast ».

Figure 1.22 : Technique « recirculating loop »

Figure 1.23 : Technique <<Whirling arm>>

Figure 1.24 : Technique « centrifugal Accelerator »

Figure 1.25: (a) Distribution de Weibull. (b) Probabilité de survie en fonction de  $m$ .

Figure 1.26 : Distribution des résistances à la rupture d'un matériau fragile selon l'analyse de Weibull.

Figure 1.27: Densité de probabilité du khi-deux en fonction des ddl.

## **Partie II :**

Figure 2.1 : Micrographie d'un échantillon du sable montrant l'aspect, la forme et la couleur des grains

Figure 2.2 : Schéma de principe du dispositif souffleur de sable utilisé.

Figure 2.3 : Microduromètre utilisé.

Figure 2.4 : Microscope optique utilisé

Figure 2.5 : Machine d'essai de flexion utilisée.

Figure 2.6 : Spectrophotomètre utilisé

Figure 2.7 : Micrographie montrant un défaut typique et le principe de mesure de sa taille.

Figure 2.8 : Schéma de principe de l'essai de flexion par anneaux concentriques.

Figure.2.9 : Paramètres de mesure de l'indice d'allongement d'un grain de sable

Figure. 2.10 : Variation des Indices d'allongement établis pour un échantillon de grains de sable utilisés

Figure 2.11 : Micrographie montrant les défauts typiques de sablage et quelques interactions entre les défauts voisins

Figure 2.12 : Variation de la taille des défauts en fonction de la vitesse des particules pour différents angles d'impact

Figure 2.13 : Variation du taux d'endommagement de la surface impactée en fonction de la vitesse des particules pour différents angles d'impact

Figure 2.14 : Variation de la perte de masse  $\Delta m$  pour différentes vitesses et différents angles d'impact.

Figure 2.15 : Variation du taux d'érosion dans les différentes conditions d'essais.

Figure 2.16 : Variation de  $R_t$  sur une ligne médiane suivant l'axe X pour trois vitesses, sous l'angle d'impact  $90^\circ$ .

Figure 2.17 : Etat de surface impacté et profils de rugosité pour un angle  $90^\circ$  et une vitesse de 25 m/s

Figure 2.18 : Variation de la rugosité totale  $R_t$  en fonction de V et pour différents angles d'impact.

Figure 2.19 : Spectres transmittance pour différentes vitesses et différents angles d'impact

Figure 2.20 : Transmission optique (T%) en fonction de V pour différents angles d'impact ( $\lambda = 550 \text{ nm}$ ).

Figure 2.21 : Variation de résistance à la flexion en fonction de la vitesse pour différents angles d'impact.

Figure 2.22 : Evolution du nombre de défauts en fonction de leurs tailles pour les différentes conditions d'essais (vitesses et angles d'impact)

Figure 2.23 : Distribution du nombre de défauts en fonction de leurs tailles pour différentes vitesses (15, 25 et 35 m/s) et différents angles d'impact (30, 60 et 90°)

Figure 2.24 : Droites de Weibull pour trois vitesses (15, 25 et 35 m/s) et trois angles d'impact (30, 60 et 90°), A/R (état brut).

Figure 2.25 : Variation du module de Weibull en fonction de la vitesse pour différents angles d'impact.

Figure 2.26 : Courbe de Weibull pour trois vitesses (15, 25 et 35 m/s) et trois angles d'impact (30, 60 et 90°), par rapport à l'état brut A/R (état brut).

Figure 2.27 : Probabilité de survie pour les courbes (expérimentale et théorique) de la contrainte à la rupture obtenue par les moindres carrés.

Figure 2.28 : Micrographies présentant des défauts typiques d'érosion obtenus pour différentes vitesses et angles d'impact.

## **Liste des tableaux**

### **Partie I :**

Tableau 1.1 : Classification des oxydes

Tableau 1.2 : Composition minéralogique de quelques verres

Tableau 1.3 : Définitions des contraintes et des déformations selon les sections des échantillons

### **Partie II :**

Tableau 2.1 : Composition chimique moyenne du verre utilisé

Tableau 2.2 : Quelques propriétés du verre utilisé

Tableau 2.3 : Variation de la perte de masse  $\Delta m$  pour différentes vitesses (15, 25 et 35 m/s) et différents angles d'impact (30, 60 et 90°).

Tableau 2.4 : Variation du taux d'érosion pour différentes vitesses et différents angles

Tableau 2.5 : Modules de Weibull obtenus pour différents cas

Tableau 2.6 : Paramètres de Weibull obtenus par ajustement pour différentes vitesses et différents angles d'impact.

## Résumé

Pour étudier l'influence des défauts de sablage sur la résistance mécanique en flexion  $R$  (anneau sur anneau) d'un verre sodocalcique, nous avons érodé des échantillons dans différentes conditions d'essais. Nous avons choisi un sable du désert de masse constante (30 g) et de taille des particules relativement grande ( $1000\ \mu\text{m}$ ). Les paramètres variables sont :

- la vitesse du flux de sable  $V$  (15, 25 et 35 m/s)
- l'angle d'impact  $\alpha$  (30, 60 et  $90^\circ$ ).

Les observations microscopiques montrent que la surface endommagée augmente à mesure que  $V$  augmente et quand l'angle  $\alpha$  tend vers  $90^\circ$ . Ainsi la rugosité de surface, la perte de masse, le taux d'érosion augmentent, alors que la transmission optique et la résistance mécanique diminuent. Le taux d'endommagement maximal atteint est d'environ 52%. Pour les faibles conditions de sablage ( $V = 15\ \text{m/s}$ ,  $\alpha = 30^\circ$ ),  $R$  est de l'ordre de 103,6 MPa, tandis que pour les conditions les plus sévères,  $R$  chute fortement et atteint 17,4 MPa.

L'analyse de Weibull a permis de voir l'effet des paramètres d'érosion pris séparément et pris tous ensemble. Dans le premier cas (nombre d'échantillons testés par paramètre  $N = 30$ ), les distributions des résistances mécaniques sont unimodales et les modules de Weibull varient dans la fourchette ( $7 \div 19$ ). En prenant tous les paramètres ensembles ( $N = 270$ ), la distribution devient bimodale. Nous avons observé qu'un bon accord est obtenu entre les valeurs expérimentales et l'approche des moindres carrés. Donc nous avons conclu qu'il ya deux familles de tailles de défauts qui gouvernent la résistance mécanique en flexion des échantillons sablés :

- la famille des défauts qui correspond aux faibles valeurs de la résistance et elle est attribuée aux défauts de grande taille.
- la famille des défauts qui correspond aux grandes valeurs de la résistance et elle est attribuée aux défauts de petites tailles.

**Mots-clés :** verre sodocalcique, érosion, endommagement de surface, analyse des défauts, résistance mécanique.



# INTRODUCTION GENERALE

## **INTRODUCTION GENERALE**

L'érosion des matériaux fragiles constitue un grand problème dans plusieurs domaines d'application. Elle constitue l'un des éléments principaux qui limite la durée de vie des pièces et des appareils exposés aux impacts par des particules solides. En effet, l'endommagement des surfaces fonctionnelles comme dans le cas du verre influence négativement les propriétés mécaniques et optiques. En général, il se produit des endommagements plus ou moins sévères (micro-fissuration, écaillage, rayures,.....) qui réduisent la résistance mécanique et la transmission optique.

Le verre est un matériau fragile et sa résistance mécanique dépend de son état de surface. Elle est beaucoup plus faible par rapport à la valeur théorique, en raison des microfissures superficielles, engendrées par la manipulation et le contact. Le problème d'érosion est un phénomène surfacique associé à un enlèvement de matière causé par des impacts répétés des particules solides sur le matériau. Il constitue un problème majeur par son caractère destructif dans le cas, par exemple des véhicules circulant dans le sud Saharien et exposés à l'action des vents de sable. Les pare-brise s'endommagent rapidement et réduisent ainsi la visibilité des conducteurs suite à une forte diffusion de la lumière incidente. Malgré les effets nocifs de l'érosion des matériaux, le mécanisme d'attaque de la surface par des particules solides (sablage, grenaillage) est considéré comme bénéfique. Par cette technique par exemple, on décape les surfaces rouillées avant la déposition de revêtement des métaux (chromage, phosphatation, nickelage,...), et on introduit des contraintes de compression en surface de façon à renforcer mécaniquement les tôles et les bâtis de machines. Le sablage est également utilisé dans la décoration des verres.

Les défauts d'érosion se présentent sous différentes formes et tailles selon la diversité des particules projetées (nature, forme, taille, vitesse et angle d'impact) et l'interaction possible entre les impacts voisins. D'une manière générale et pour les mêmes conditions d'essais, les particules anguleuses sont plus destructrices que les particules arrondies :

\* Dans le premier cas, les défauts formés ressemblent à des empreintes d'indentation Vickers, et le contact particule/surface est considéré comme élasto-plastique,

\* alors que dans le deuxième cas, les défauts ne sont pas apparents puisque le contact particule/surface est considéré comme purement élastique (énergie cinétique modérée).

D'autre part, il a été montré que l'érosion des matériaux fragiles dépend de plusieurs facteurs parmi lesquels la vitesse d'impact et la taille des particules qui jouent un rôle prépondérant dans le processus d'érosion. Ce sont ces facteurs qui déterminent l'énergie cinétique des projectiles.

Lorsqu'on réalise des essais de rupture sur un même lot d'éprouvettes sablées, on observe une dispersion des valeurs de résistance. Cette dernière dépend de la taille et de la densité des défauts initiateurs de la fracture. La présence des défauts microscopiques de différentes dimensions, formes et tailles aléatoirement distribuées, est à l'origine de la rupture de ces matériaux fragiles. La fracture peut être amorcée à différents niveaux de contraintes, selon l'orientation, la localisation, la dimension et la sévérité de ces défauts.

Par ailleurs, les défauts sont généralement orientés de façon aléatoire par rapport à la contrainte appliquée. Cette distribution aléatoire des défauts rend compte de la distribution aléatoire des valeurs de résistance à la rupture observée dans les matériaux fragiles. En effet, ce n'est pas la tendance moyenne, mais plutôt les valeurs extrêmes de la distribution des tailles des défauts qui contrôlent la résistance des matériaux. La rupture dans les matériaux fragiles, une fois initiée au niveau du défaut le plus critique, se propage de façon instable et catastrophique menant à la ruine de l'échantillon. Aussi, les valeurs obtenues lors des essais mécaniques effectués sur des matériaux fragiles ne sont-elles pas seulement significatives des propriétés mécaniques moyennes du matériau, mais aussi du degré de sévérité du défaut le plus critique, présent dans l'échantillon testé.

En 1939, Weibull a proposé un modèle statistique qui rend compte de la distribution expérimentale des contraintes à la rupture des matériaux fragiles. Ce modèle permet une analyse statistique de la rupture des matériaux fragiles comme le verre, présentant une distribution aléatoire des défauts. Ce modèle est fondé sur la théorie du maillon le plus faible, qui stipule que la résistance d'une chaîne est gouvernée par la résistance du maillon le plus

faible de cette chaîne. Les paramètres de Weibull sont déterminés par plusieurs méthodes à partir des résultats expérimentaux. Cependant, le problème de l'ajustement d'un ensemble de points, est essentiel dans le développement de l'analyse statistique. Les modèles déterministes d'ajustement traduisent fidèlement les résultats expérimentaux et peuvent servir à leur interprétation.

Dans notre travail nous avons étudié l'influence des paramètres d'érosion : vitesses et angles d'impact sur la distribution des tailles des défauts et sur la résistance mécanique en flexion biaxiale d'un verre silico-sodocalcique. L'ajustement des résultats expérimentaux obtenus ainsi que la détermination des paramètres de Weibull sont réalisés par deux méthodes : les moindres carrés et le chi-deux.

Notre travail comporte deux parties principales :

- \* La première partie est consacrée à une étude bibliographique sur le thème, basée essentiellement sur quelques généralités sur le verre, sur l'érosion du verre par des particules solides, ainsi qu'un rappel sur l'aspect statistique de la résistance mécanique et les différentes méthodes statistiques appliquées pour la détermination des paramètres de Weibull.

- \* La deuxième partie est consacrée à la procédure expérimentale, aux différents résultats obtenus et à leur interprétation.

.

Cette étude s'achève par une conclusion générale.

# **PARTIE : I**

## **RAPPELS BIBLIOGRAPHIQUES**

## 1.1. GENERALITES SUR LE VERRE

### 1.1.1. HISTORIQUE

On rapporte dans la bibliographie que le verre a été découvert fortuitement il y a environ 4000 ans, par des marchands mésopotamiens ou égyptiens qui transportaient du nitre (carbonate de sodium) qui servait notamment à l'embaumement des momies. Ayant allumé un feu dans le désert pour chauffer leurs vivres, ils auraient calé leurs casseroles sur des blocs de nitre qui, au contact du sable auraient servi de fondant. Ceci a permis de former un verre dont ils auraient retrouvé des gouttes solides le lendemain matin !

On estime que le verre fut fabriqué pour la première fois aux environs de 2500 avant Jésus Christ en Egypte. A cette époque, il était produit en tant qu'objet décoratif. Mais, ce n'est que vers 1500 avant Jésus Christ que furent fabriqués les premiers objets utilitaires en verre : Coupes, bols et bouteilles. Il fut d'abord fritté, puis mis en forme autour d'un noyau après ramollissement et passage par un état liquide très visqueux. On s'est aperçu alors que la vitrification se produit en raison de la grande chaleur qui se dégage.

La première grande révolution des verres fut la découverte de la canne à souffler et de meilleurs matériaux réfractaires qui ont permis de chauffer davantage le verre et de le souffler ensuite. Le soufflage apparaît au 1<sup>er</sup> siècle de notre ère en Palestine. On utilisait des fours à pots. La technique consiste à cueillir au bout d'une canne métallique creuse, une grosse goutte de verre, appelée « paraison », que l'on gonfle en la soufflant et en la tournant de façon à former des objets en verre : une bouteille, un flacon, un vase, etc... Cette technique resta la principale utilisée par les verriers jusqu'au XVIII<sup>e</sup> siècle. A la même époque, on fabriquait du verre plat nécessaire aux miroirs ou aux vitres. Le verre était soufflé en forme de cylindre, puis fendu selon une génératrice. Par la suite, le verre encore légèrement chaud s'étalait pour devenir une plaque à peu près plane. Ainsi, les objets en verre entrent progressivement dans la vie quotidienne, ce qui a permis au travail du verre de s'implanter dans beaucoup de domaines et un peu partout dans le monde.

La technologie du verre a connu un développement très significatif à partir des années 60. En effet les méthodes physico-chimiques de plus en plus perfectionnées, ont conduit à une meilleure compréhension de la structure des verres et ont permis d'établir des relations entre la structure et les propriétés de ces matériaux. Il paraît paradoxal que le verre, qui est un des plus anciens matériaux connus par l'homme, présente une structure encore mal connue dans tous ses détails. Ceci est attribué au caractère désordonné de cette structure dépourvue de périodicité spatiale et donc d'ordre à longue distance. Malgré cela et durant ces dernières décennies, le verre a cessé d'être un matériau traditionnel limité à l'industrie du bâtiment, du transport, de l'emballage, mais il est promu au rang des matériaux nobles destinés à des applications hautement spécialisées telles que les lasers, les filtres optiques, les conducteurs photoniques pour télécommunication, l'optoélectronique, l'imagerie médicale, spatiale, ...etc.

### 1.1.2. DEFINITION DU VERRE

La définition la plus commune et la plus consensuelle du verre est celle donnée par Jerzy Zarzycki [1] : un verre est un solide non cristallin présentant le phénomène de transition vitreuse. Cette définition est toujours reprise par les spécialistes du verre (J. Barton et C. Guillemet [2], ...). Le verre est donc un matériau solide, mais contrairement aux matériaux cristallins, il n'a pas d'ordre atomique à longue distance. Il est généralement dur, fragile, souvent transparent et isolant électrique, imputrescible, ininflammable, recyclable à 100%. La plupart des verres utilisés par l'homme sont issus d'une des matières premières les plus abondantes sur terre : le sable dont on extrait la silice de formule chimique  $\text{SiO}_2$ .

### 1.1.3. STRUCTURE DU VERRE

Les propriétés particulières du verre sont dues à sa structure atomique qui le distingue des matériaux cristallins. Dans l'enchaînement des liaisons atomiques on distingue en général deux ordres :

- \* l'ordre à courte portée, qui est représentatif du voisinage immédiat d'une espèce atomique en particulier, ce sont les formations des tétraèdres  $\text{SiO}_4$  dans le cas du verre sodocalcique
- \* l'ordre à longue portée, concerne les grandes distances par rapport aux distances interatomiques. Ce sont l'organisation des tétraèdres  $\text{SiO}_4$  dans le réseau vitreux.

Dans le cas d'un verre de silice, les atomes de silicium sont au centre d'un tétraèdre avec au sommet des atomes d'oxygène. Les tétraèdres sont reliés entre eux par les sommets. Ils n'ont pas de faces ou d'arêtes communes. Dans le cas des cristaux de même composition que la silice (quartz, cristobalite), l'ordre à longue distance résulte de la reproduction à l'infini d'un même motif (par exemple ces tétraèdres s'alignent en rangées identiques dans toutes les directions). À l'inverse dans le cas du verre, on ne peut pas établir de règles simples quant à l'agencement des polyèdres de coordination (tétraèdres) : il n'y a pas d'ordre à longue distance.

Cette structure dite « amorphe » est très proche de celle d'un liquide : le verre est souvent considéré comme un liquide figé. Pour comprendre alors le caractère solide du verre, il faut faire appel à la notion de tension superficielle qui est à l'origine de nombreuses propriétés des liquides ou de certains liquides, tel le mercure et ses gouttes modelées par sa forte tension superficielle. Il est difficile de concevoir la structure du verre comme substance intimement liquide, mais bloquée dans sa plasticité par sa tension superficielle exceptionnelle. Cet effet de surface est lié à la fragilité du verre ordinaire et à sa capacité à se fracturer. Ainsi, au moment d'une cassure, cette tension très forte fige immédiatement les deux surfaces nouvellement créées.

### 1.1.4. FAMILLES DES VERRES

Au sens commun, le verre est un matériau fragile et transparent à la lumière visible. Le plus souvent, le verre est constitué d'oxyde de silicium (silice  $\text{SiO}_2$ , le constituant principal issu du sable), de fondants et de stabilisants. Parmi tous les types de verre, le plus courant est le verre sodocalcique en raison de sa facilité de mise en œuvre et du faible coût des matières premières. Aujourd'hui, un grand nombre de solides amorphes sont regroupés sous le nom de verre. Ainsi on fabrique non seulement des verres minéraux, mais aussi des verres organiques et même des verres métalliques [3]. On peut regrouper les verres d'oxydes sous différentes classes [2] dont les plus connues sont :

- Le verre sodocalcique, utilisé pour la fabrication des verres plats, creux, ronds, ampoules électriques, ....



- Le verre borosilicaté, utilisé en laboratoire est thermorésistant et adapté à contenir des produits chimiques. Il a également une bonne résistance au choc thermique
- Le verre au plomb, utilisé en cristallerie de luxe, en verrerie d'art, pour téléviseurs et comme verre anti-radiation X, car plus sa teneur en plomb sera élevée, plus il sera dense.
- Le verre de silice, produit assez cher et utilisé pour la fabrication de tubes de lampe à halogène, des éléments d'optique et des miroirs de télescope.
- Le verre vitrocéramique, couramment utilisé comme plaques chauffantes (marque Scott), casseroles, poêles (marque Vision) qui supportent très bien les variations brusques de température.
- le verre optique, généralement très pur et destinés à la fabrication des composants optiques (lentilles, prismes, loupes,...)

Le verre le plus utilisé est le verre sodocalcique à cause de sa large utilisation dans la vie courante et grâce à ses bonnes caractéristiques. Il est composé d'environ 70% de silice, de 13% de soude et de 5% de chaux. Opaque ou transparent, fin ou épais, produit à grande échelle ou confectionné à la pièce, le verre est essentiel dans la vie quotidienne. Ses propriétés modulables et son faible coût de production en font une matière incontournable. En plus de ses propriétés usuelles, il est caractérisé par :

- Une bonne stabilité chimique.
- Une faible résistance aux chocs thermiques, contrairement au verre borosilicaté par exemple.
- une large utilisation dans la vie courante sous forme de verre plat divers, de verre creux, miroirs,... Il est aussi beaucoup utilisé en laboratoire, notamment sous forme de flacons, de bocaux ou encore de lamelles.

### 1.1.5. COMPOSITION DES VERRES

Les propriétés du verre dépendent de sa structure. Les oxydes qui composent le verre, peuvent être classés en trois catégories suivant leur rôle dans le réseau vitreux [4] : les formateurs, les intermédiaires et les modificateurs. Quelques exemples sont présentés dans le tableau 1.1.

Formateurs	Modificateurs	Intermédiaires
SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
GeO <sub>2</sub>	CaO	PbO
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	BaO	CdO
P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Li <sub>2</sub> O	ZnO
As <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	K <sub>2</sub> O	TiO <sub>2</sub>
As <sub>2</sub> O <sub>5</sub>		
V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>		

**Tableau 1.1** : Classification des oxydes d'après Olivier Veron [5].

Les rôles des oxydes sont complémentaires :

- Les formateurs comme (SiO<sub>2</sub>) constituent le réseau vitreux aléatoire et tridimensionnel.
- Les modificateurs comme (Na<sub>2</sub>O) sont reliés aux anions et modifient les propriétés telles que la viscosité, la conductivité, l'expansion thermique et surtout la durabilité chimique.
- Les intermédiaires (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) stabilisent la phase cristalline.

Pour obtenir un verre de bonne qualité, il est indispensable d'utiliser des matières premières de caractéristiques bien déterminées, de les doser soigneusement en fonction du type de verre désiré et de les mélanger intimement. Dans les verreries modernes, toutes ces opérations sont effectuées automatiquement et elles sont vérifiées par des installations de contrôle à commande électronique d'une grande complexité. Les tableaux de composition du mélange vitrifiable varient sensiblement selon les fabrications envisagées. On donne ci-dessous (Tableau 1.2) des exemples de pourcentage moyens en poids des principaux constituants du mélange pour un verre usuel et pour des types de verres particuliers (cristal au plomb et verre d'optique).

Constituants	Verre usuel	Crystal au plomb	Verre optique
Silice	70 à 73%	55 à 60%	40 à 70%
Alumine	0,2 à 2%	/	0 à 2%
Oxyde de fer	0,02 à 2,5%	/	/
Soude	13 à 16%	10 à 12%	8 à 15%
Chaux	8 à 13%	/	3 à 12%
Magnésie	0 à 4%	/	0 à 2%
Oxyde de plomb	/	24 à 30%	10 à 70%
Acide borique	/	/	5 à 15%

**Tableau 1.2 :** Composition minéralogique de quelques types de verres [6]

### 1.1.6. PROPRIETES DU VERRE

Les verres constituent un ensemble extrêmement varié de produits dont les propriétés sont innombrables. Celles-ci dépendent principalement de la composition, mais également des traitements subis par le matériau, notamment thermiques. La caractéristique commune à un grand nombre des verres est leur isotropie due à leur nature amorphe, non cristalline, ce qui implique l'absence d'ordre au moins à moyenne et à longue distance. Les propriétés qui en résultent et l'amélioration continue de leur connaissance ont permis de multiplier les applications du verre. Parmi l'ensemble des propriétés du verre, nous citons seulement celles qui se rapportent à notre travail :

A- **FRAGILITE** : La fragilité est l'état d'une substance qui se fracture lorsqu'on lui impose des contraintes mécaniques ou thermiques ou qu'on lui fait subir des déformations brutales (c'est-à-dire sous forme de choc). Sa fracture n'exige qu'une faible énergie. Si, en revanche, l'énergie à fournir pour produire la fracture est importante, on dira que la substance est résistante, c'est le cas du verre trempé.

Du point de vue comportement mécanique, un matériau fragile se casse dans le domaine élastique, il n'est pas ductile. On a donc un faciès de rupture présentant une surface ondulée

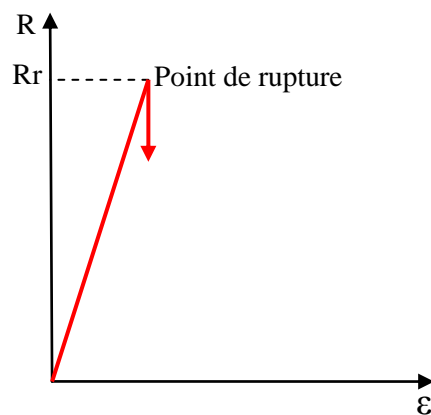
et accidentée (figure 1.1). Le verre étant amorphe, le faciès est lisse et ne présente pas de facette.



**Figure 1.1** : Faciès de rupture fragile dans le cas d'une feuille de verre.

La fragilité peut s'évaluer soit :

- \* par un essai de traction uniaxiale : la courbe typique présente un comportement élastique linéaire jusqu'à la rupture. Il n'existe pas de déformation plastique apparente. L'éprouvette ne présente pas de striction, et l'allongement à la rupture est nul (figure 1.2).
- \* par un essai de choc type Charpy ou choc à bille : le matériau présente une faible énergie de rupture  $K_C$  (appelée « résilience »).
- \* par un essai de ténacité : le matériau fragile a une faible ténacité, notée  $K_{IC}$



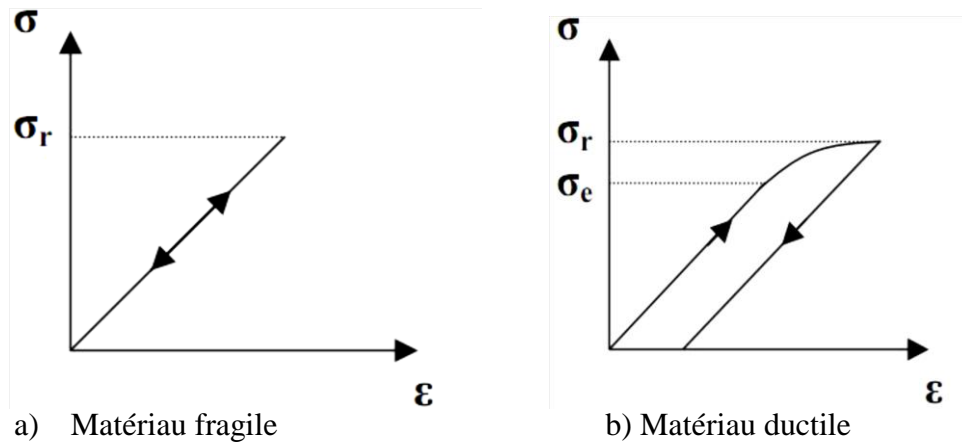
**Figure 1.2** : Courbe de traction typique d'un matériau fragile

**B - PROPRIETES MECANIQUES :** Le verre est un matériau d'étude scientifique très intéressant qui sert de matériau modèle. Cet intérêt lui revient essentiellement en raison de son homogénéité, sa transparence et son isotropie. Il est fragile et n'admet pas de changements de forme, provoqués par les contraintes ou les chocs. La grande dispersion des valeurs de la résistance des verres est une de ses caractéristiques typiques. On admet que dans la structure du verre, il y a des microfailles très fines distribuées aléatoirement sur la surface de réseau et qui agissent comme des points de concentration de contraintes et diminuent ainsi fortement la résistance locale. De même, l'expérience montre que les bords des échantillons en verre sont le siège d'une grande concentration de défauts (fissures, écailles,...).

Le verre est caractérisé par plusieurs propriétés mécaniques, parmi lesquelles, nous citons brièvement :

**$\alpha$  – Dureté :** La dureté en général est la résistance d'un solide à la pénétration d'un autre solide plus dur se présentant sous forme d'une pointe ou d'une bille. Elle est fortement influencée par la composition chimique et l'état du matériau. Le classement des verres, d'un point de vue dureté, dépend de la méthode d'essai. On distingue les essais classiques de dureté (Mohs, rayure, scléromètre) et les essais d'indentation (standard et instrumentée). Ces différentes méthodes conduisent donc à des résultats qui ne sont pas comparables. Ce classement se base soit sur la valeur de la force nécessaire pour créer une empreinte de dimensions données, soit sur les dimensions d'une rayure créée sous l'effet d'une charge donnée.

**$\beta$  - Elasticité :** Nous avons vu que lors d'un essai mécanique (flexion, traction, ....), le verre ne subit qu'une déformation élastique réversible, alors que les matériaux métalliques par exemple présentent un comportement élasto-plastique dont la composante plastique prend une bonne part (figure 1.3). Le verre résiste jusqu'à la rupture et ne présente aucune déformation plastique même s'il est fortement contraint pendant un temps très long [2]. La rupture ou la cassure dépend essentiellement de l'état de surface et de l'état structurel [4].



**Figure 1.3** : Evolution de la contrainte en fonction de la déformation pour un matériau fragile et un matériau ductile [7].

Parmi les essais mécaniques du verre, nous citons uniquement la flexion en raison de sa facilité de réalisation et de sa commodité.

**γ – Essais de flexion** : Nous donnons plus de détails concernant la flexion, puisque ce sont les essais les plus utilisés dans le cas du verre.

a) **Essais de flexion 3 points** : Pour les matériaux fragiles tels que le verre, l'essai de flexion le plus connu est l'essai 3 points (**fig. 1.4**). La contrainte maximale  $\sigma_{\max}$  se produit à la surface en un point opposé au point d'application de la charge, et vaut :

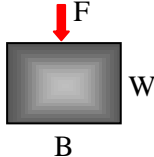
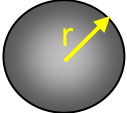
$$\sigma_{\max} = M/D \quad (1.1)$$

Où  $M = PL/4$  : est le moment de flexion maximal

$D = B^2 \cdot W/6$  pour un barreau de section rectangulaire  $B \cdot W$ , et

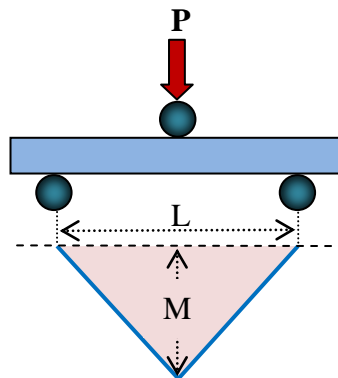
$D = \pi \cdot r^3/4$  pour un barreau de section circulaire de rayon  $r$

La contrainte  $\sigma$  et la déformation  $\epsilon$  sont définies dans le **tableau 1.3** suivant :

Paramètre	Section rectangulaire	Section circulaire
Paramètres de la section	 (W parallèle à la force F)	 (r : rayon)
Contrainte (flexion 3 pts)	$\sigma = 3.P.L/(2.B.W^2)$	$\sigma = 3FL/(\pi.r^2)$
Déformation (flexion 3 pts)	$\varepsilon = 6.f.W/L^2$	$\varepsilon = 12.f.r/L^2$
F = force, L = span (distance entre points d'appuis), f = flèche		

**Tab. 1.3** : Définitions des contraintes et des déformations selon les sections des échantillons.

Le moment fléchissant maximal (**Fig. 1.4**) se trouve au milieu de l'éprouvette et la fracture doit se produire en ce point. En dehors de ce point, toute rupture induit une valeur erronée de la résistance mécanique.

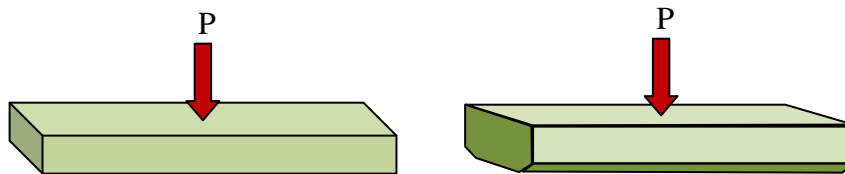


**Fig. 1.4** : Moment fléchissant lors d'un essai de flexion 3 points.

Au cours des essais de flexion 3 points, les défauts critiques (aptés à l'extension) sont les défauts de bords, là où la densité et la taille des défauts sont assez élevées. La fracture peut survenir en un point différent de celui où le moment fléchissant M est maximal. Dans ce cas, l'essai n'est pas valide. Pour remédier à ce problème, trois solutions ont été proposées :

- soit, on procède à un chanfreinage des bords des faces en tension pour éliminer les défauts les plus critiques, et rendre l'essai plus fiable,
- soit, on procède à des essais de flexion 4 points : l'essai est considéré comme valide tant que la rupture se passe entre les points d'appuis supérieurs,
- soit on procède à des essais de flexion bi-axiale pour éliminer complètement les effets des bords.

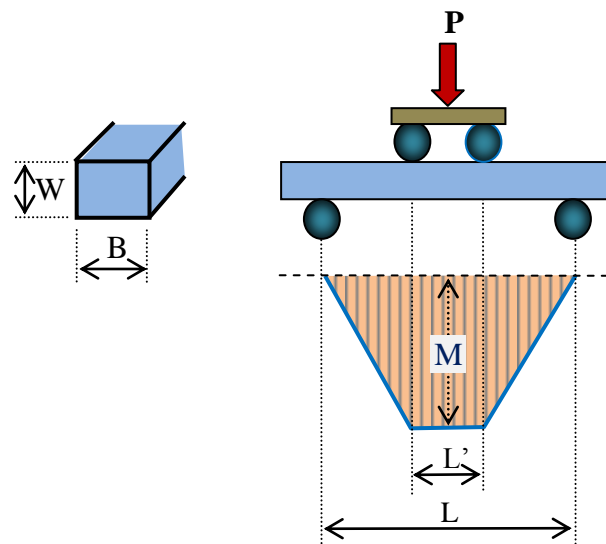
\* **Chanfreinage des bords des faces en tension** : Les deux cotés parallèles de la face en tension sont chanfreinés généralement sous un angle de  $45^\circ$  pour minimiser l'influence des défauts de bords sur la résistance mécanique en flexion (**Fig. 1.5**)



**Fig. 1.5** : Représentation schématique d'une éprouvette de flexion normale et celle d'une éprouvette de flexion chanfreinée sur les bords de la face en tension

\* **Essais de flexion 4 points** : on utilise deux points d'appuis supérieurs d'écart  $L'$  et deux points d'appuis inférieurs d'écart  $L$  (**fig. 1.6**). Les distances entre points d'appuis ne doivent pas induire un effet de cisaillement lors des essais de flexion. Généralement, on prend  $L/B = 4$ . Dans ce cas aussi, on procède à un chanfreinage des bords des faces en tension. Tant que la fracture se produit entre les points d'appuis supérieurs, les essais se considèrent comme valides

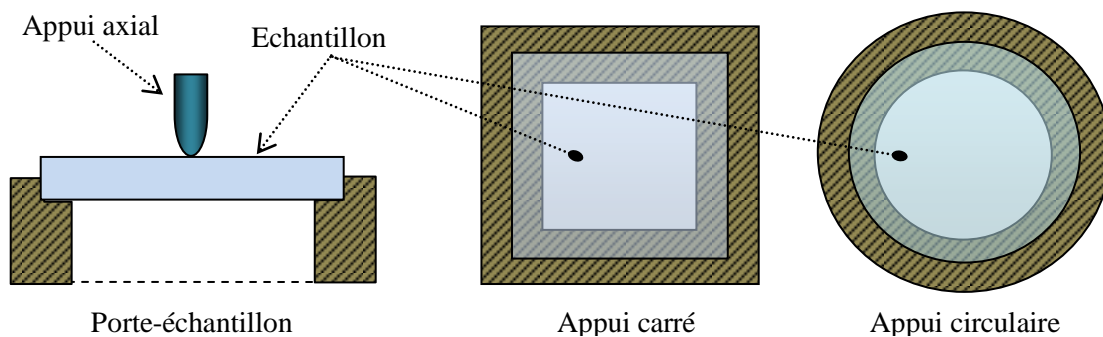




**Fig. 1.6 :** Moment fléchissant et définition des paramètres intervenant dans le calcul d'un essai de flexion 4 points

\* **Essais de flexion bi-axiale :** Pour éviter les effets de bords, des essais de flexion bi-axiales ont été proposées. Il existe plusieurs variantes, dont les plus utilisées sont :

- **Flexion à appuis carrés ou circulaires :** Dans ce cas, le bord des éprouvettes (carrées ou circulaires) reposent sur le support porte-échantillon comme le montre la **figure 1.7** suivante.



**Fig. 1.7 :** Schémas du dispositif de flexion bi-axiale à appuis carré ou circulaire.

- **Flexion anneau sur anneau :** La résistance mécanique du verre peut être déterminée par des essais de flexion bi-axiale concentriques anneau sur anneau (**fig. 1.8**). Dans ce cas, un

premier anneau métallique sert de support à l'échantillon et un deuxième anneau plus petit placé au-dessus de l'échantillon sert de poinçon d'appui. Cette méthode présente plusieurs avantages par rapport aux essais de flexion 3 et 4 points. En particulier, elle permet d'éviter les défauts de bords et de déterminer la résistance intrinsèque. Les échantillons se préparent sans chanfreinage des bords des faces en tension. Dans un essai standard de laboratoire, les dimensions des anneaux intérieur et extérieur sont respectivement 16 et 36 mm. La résistance mécanique dans ce cas est donnée par l'expression suivante :

$$\sigma = (3F / 2\pi h^2) \cdot [(1 + \nu) \cdot \ln (R_1 / R_0) + (1 - \nu) \cdot [(R_1^2 - R_0^2) / (2 \cdot R_2^2)]] \quad (1.2)$$

$$R_2 = (1 + \sqrt{2}) \cdot L / 2 \approx 1,21 \cdot L \quad (1.3)$$

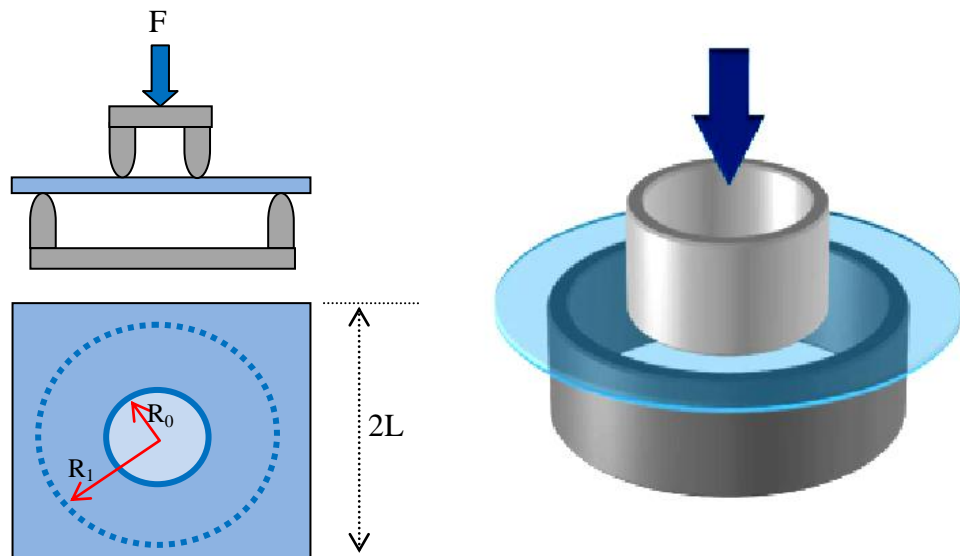
Où : F est la force à la rupture,

$\nu$  est le coefficient de Poisson (0,22),

h est l'épaisseur de l'échantillon,

$R_0$  et  $R_1$  sont les rayons des appuis : intérieur (8 mm) et extérieur (18 mm)

2L est la longueur du coté de l'échantillon.



**Fig. 1.8 :** Schémas du dispositif de flexion bi-axiale à anneaux concentriques :

a) échantillon carré, b) échantillon circulaire.

### C - PROPRIETES OPTIQUES :

La transparence du verre constitue l'une de ses propriétés les plus importantes. Cette transparence est due à sa structure amorphe (pas d'ordre à grande distance) et à l'absence de défauts de taille supérieur à la fraction de micron (porosité, poches de gaz, ect ...) rencontré dans les produits frittés et conduisant à la diffusion de la lumière.

La propriété optique la plus connue est l'indice de réfraction, ainsi que toutes les notions de transmission et de réflexion qui en découlent. Si l'on ajoute l'absorption, la diffusion et la dispersion de la lumière, on a une description assez complète de l'interaction entre le verre et la lumière. Certains composants du verre peuvent absorber sélectivement une ou plusieurs longueurs d'onde de la lumière blanche : la conséquence en est la couleur des verres. Cette couleur dépend : de l'élément introduit, de sa forme (degré d'oxydation des ions, précipités), des interactions entre éléments.

**- Facteur de transmission T :** C'est le rapport du flux lumineux émergent  $F_e$  au flux incident  $F_i$  :

$$T = F_e / F_i \quad (1.4)$$

Pour un produit donné, ce facteur de transmission varie avec la longueur d'onde  $\lambda$  de la lumière incidente. Le verre sodocalcique, présente un bon facteur de transmission du rayonnement visible. Il peut être utilisé comme un vitrage solaire ou comme une vitre teintée, et est particulièrement approprié pour des éclairages à travers le toit, c'est-à-dire des toits ouvrants vitrés et des fenêtres de toit pour des véhicules.

**- Facteur d'absorption A :** C'est le rapport du flux lumineux absorbé  $F_a$  au flux incident  $F_i$

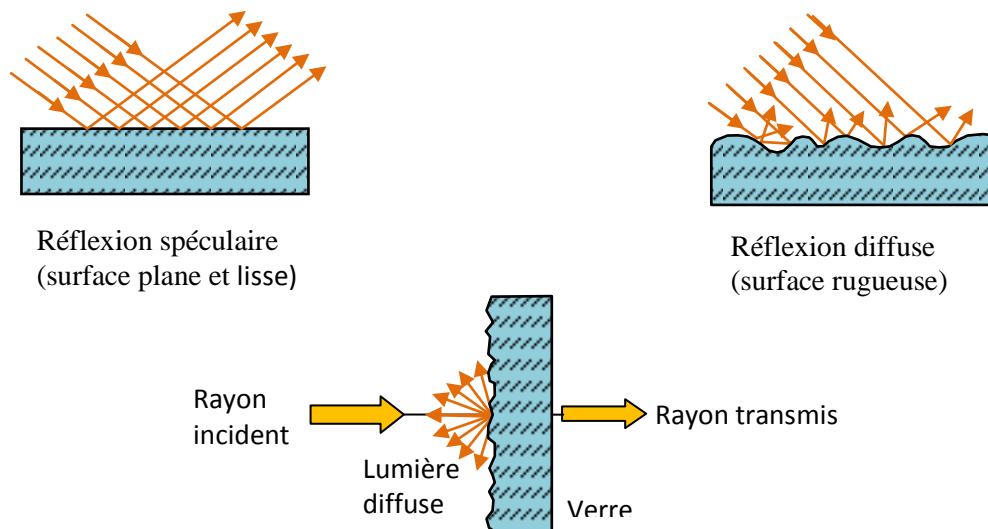
$$A = F_a / F_i \quad (1.5)$$

- Dans le spectre visible ( $\lambda = 0,4$  à  $0,8 \mu\text{m}$ ), le facteur d'absorption de la plupart des verres utilisés en vitrage a sensiblement la même valeur, de l'ordre de 2% dans toute l'étendue du spectre. Ce chiffre est valable pour des produits de faible épaisseur.

- **Facteur de réflexion R** : La réflexion est une propriété optique aussi intéressante, elle se passe toujours sur la frontière entre le corps dense et l'air. Donc la réflexion, c'est le rapport de flux lumineux réfléchi  $F_r$  au flux incident  $F_i$ .

$$R = F_r / F_i \quad (1.6)$$

La figure 1.9 présente la réflexion spéculaire et la diffusion de la lumière dans les cas d'une surface plane et d'une surface rugueuse. Le premier cas présente une surface plane et lisse où les rayons incidents sont réfléchis avec un angle égal à l'angle d'incidence, c'est le phénomène de réflexion spéculaire réelle. Dans le deuxième cas où la surface est rugueuse, la lumière est déviée dans toutes les directions, c'est le cas de réflexion diffuse réelle. Le troisième cas montre qu'une partie de la lumière est diffusée alors que le reste est transmis dans le verre.



**Figure 1.9** : Réflexion et diffusion de rayons à partir de surfaces planes et rugueuses

### 1.1.7. CAUSES DE LA FAIBLE RESISTANCE DU VERRE :

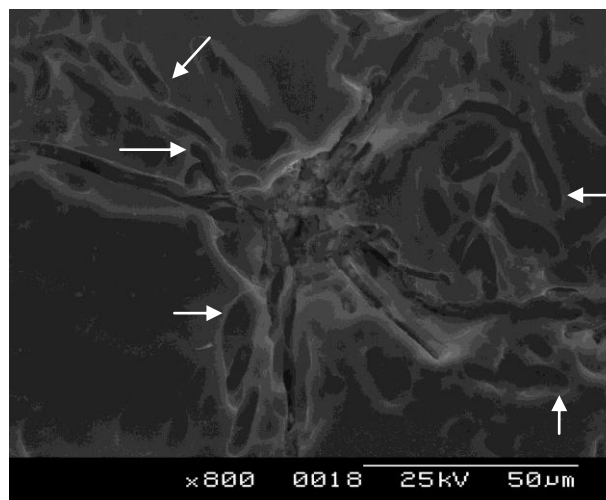
Plusieurs phénomènes peuvent contribuer aux faibles valeurs de la résistance mécanique du verre. On cite :

**$\alpha$  - Défauts surfaciques** : Ces défauts réduisent considérablement la résistance des produits verriers. Ceci peut être expliqué par le fait que [8] :

- La plupart des fractures sont initiées à partir de la surface du verre.
- Avec des échantillons dont la surface n'a pas été en contact avec d'autres objets durant la fabrication ou ultérieurement, de hautes valeurs de résistance peuvent être atteintes et la dispersion des valeurs expérimentales peut être réduite à environs (1 à 3)%.

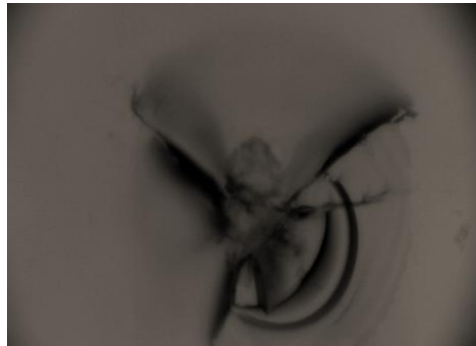
Il a été montré que lorsque la couche superficielle d'un objet verrier est éliminée par décapage mécanique (polissage) ou par décapage chimique (exemple par attaque à l'acide fluorhydrique), la résistance mécanique sera fortement améliorée (Figure 1.12) [9]. Ceci justifie le fait que la surface comporte des défauts de petites tailles, invisibles à l'œil nu.

La micrographie de la figure 1.10 ; montre une surface dans la zone centrale du verre sablé et traité par l'acide HF. On remarque qu'après une minute d'attaque apparaît une multitude de fissures superficielles qui s'étendent en profondeur et dont les ouvertures sont de l'ordre de 01 micromètre. Ces fissures étaient invisibles avant le traitement. En effet, l'attaque par l'acide HF est très connue comme moyen rendant visibles les fissures ordinaires initialement indétectables. Le renforcement mécanique enregistré est attribué à l'émoussissement des pointes des fissures telles que celles observées sur la figure 1.10. Les petites flèches montrent des fissures dont les fronts sont émoussés



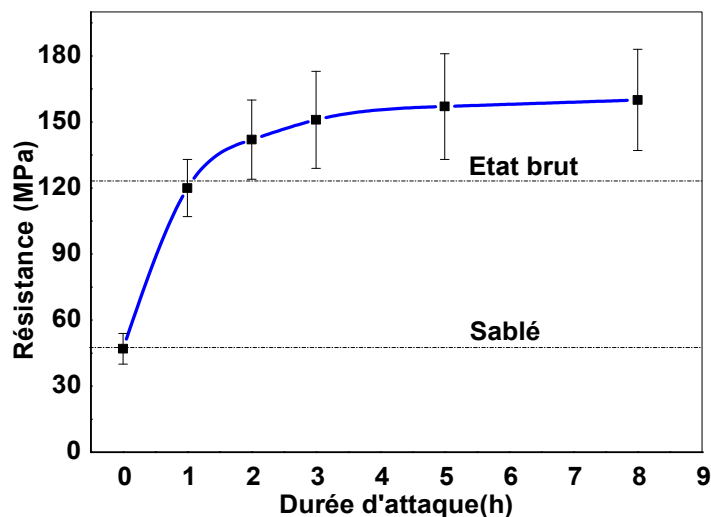
**Figure 1.10** : Vue détaillée d'un défaut de sablage après une minute d'attaque par HF [9]

La figure 1.11 représente un défaut typique de sablage pour une vitesse de 35 m/s dans la position normale ( $90^0$ ) avec une taille de grains de sable de 1000  $\mu\text{m}$ . On observe un point d'impact bien défini et il ya également formation d'écailles non encore détachées.



**Figure 1.11** : Micrographie montrant un défaut typique de sablage (x96)

La figure 1.12 montre la variation de la résistance mécanique en fonction de la durée d'attaque par HF. Cette attaque a été faite pour éliminer les défauts de surface. On observe que la résistance mécanique des verres sablés commence à s'améliorer dès les premiers instants du traitement. Au cours de la première heure d'attaque, la résistance augmente fortement. Elle dépasse le double. Au-delà, la résistance mécanique continue à s'améliorer, mais faiblement et la courbe tend ensuite vers un palier. En effet, le relief des échantillons tend à s'homogénéiser et la résistance devient presque constante.



**Figure 1.12** : Résistance mécanique en fonction des durées d'attaque par l'acide HF [10]

Suivant leurs origines, les défauts de surface peuvent être divisés en quatre groupes [11] :

**a) Grandes fissures causées par des endommagements mécaniques :** Les dommages mécaniques sévères (rayage, sites impact,...) causent la formation de fissures superficielles de profondeur de l'ordre de plusieurs dizaines de micromètres détectables au microscope optique ou même parfois à l'œil nu. Ces défauts réduisent la résistance mécanique à des valeurs inférieures à 60 MPa.

**b) Fissures microscopiques :** Ces défauts se développent durant la formation du verre ou durant son contact avec d'autres objets. Leur densité s'élève à plusieurs centaines par centimètre carré. Ils réduisent la résistance des verres ordinaires aux valeurs courantes entre 60 et 90 MPa [12].

**c) Particules adhérant à la surface :** Les particules microscopiques de poussière et les impuretés qui adhèrent à la surface du verre à des hautes températures représentent des points d'affaiblissement de la résistance mécanique à ne pas négliger. Les fissures ne sont pas forcément apparentes ou existantes, mais il semble que ces particules peuvent cependant jouer le rôle de point de concentration de contrainte, et donc d'initiation de la fracture. Ces défauts sont responsables de l'affaiblissement, le plus souvent, des produits de haute résistance.

**d) Changement dans la surface du verre :** c'est le cas où la résistance mécanique du verre est influencée par l'état de la couche superficielle qui a une composition, une structure ou des propriétés mécaniques ou thermiques différentes. Les causes possibles peuvent être une cristallisation superficielle, des réactions chimiques ou atmosphériques, la corrosion, ..., durant la fabrication ou les traitements.

**β- Défauts volumiques :** Les défauts volumiques du verre [13] sont pratiquement toujours négligeables devant les défauts de surface. Cependant, le verre peut présenter des inclusions de sulfure de Nickel (NiS) qui peuvent conduire à la rupture spontanée d'éléments en verre trempé. En effet, lors d'un chauffage, par le soleil par exemple, le sulfure de Nickel change de phase, gonfle et entraîne une rupture brutale.

**γ- Contraintes internes :** Les contraintes résiduelles distribuées irrégulièrement et résultant d'un refroidissement incontrôlé, peuvent réduire la résistance mécanique des objets en verre. Dans certains cas, les contraintes sont si hautes qu'en présence de défauts critiques (en surface), il peut y avoir une destruction spontanée de l'objet. Nous rappelons que lors de la

production du verre, la phase finale consiste à soumettre le verre à un recuit pour minimiser au maximum ces contraintes internes [14].

## 1.2. EROSION DU VERRE

### 1.2.1. INTRODUCTION

Le vent de sable constitue un problème majeur dans les régions sahariennes dans de nombreux domaines d'application (environnement, industrie, transport, aviation,...). Il constitue l'un des principaux phénomènes qui limite la durée de vie des pièces en matériaux fragiles et des appareils exposés aux impacts par des particules solides (Ilmar et al. [15], Hutchings [16]). En effet, l'endommagement des surfaces fonctionnelles comme dans le cas du verre ou des revêtements optiques influence négativement les propriétés mécaniques et optiques. En général, il se produit des endommagements plus ou moins importants selon l'intensité et la fréquence des vents de sable (fissuration, cratères, écaillage, rayures,...). Ceci réduit la résistance à la rupture et la transmission optique (Adjouadi et al. [17], Bousbaa et al. [18]).

Selon la littérature (Marshall et al. [19], Buijs [20]), le processus d'érosion dans les verres est considéré comme étant de type élasto-plastique. La déformation plastique localisée au niveau des points d'impacts est accompagnée d'un réseau complexe de fissures en surface causé par la force d'impact. De nombreux auteurs ont montré un certain intérêt pour une compréhension approfondie des mécanismes de fissuration générés par l'érosion par des particules solides. En général, les fissures latérales sont responsables de la perte de masse et les fissures radiales sont à l'origine de la dégradation de la résistance mécanique. De même, les impacts des particules grossièrement sphériques peuvent être assimilés à l'indentation Hertzienne (contact ponctuel). Le contact est de type élastique et la fissuration n'apparaît que sous de fortes charges d'impacts. Pour les impacts dus aux particules de sable arrondies, aucune fissuration n'a été observée dans les conditions ordinaires de sablage, puisque cela demande une énergie cinétique assez importante. Dans l'intérêt d'une compréhension approfondie des mécanismes de fissuration générée par érosion, plusieurs modèles ont été publiés décrivant la relation entre les paramètres pertinents qui interviennent dans le processus d'érosion et l'endommagement



de surface (Buijs [21], Ritter et al. [22]). Généralement dans les conditions réelles, les défauts de surface produits sont plus complexes vu la diversité des grains en forme, taille, vitesse et l'interaction possible entre les divers impacts singuliers.

D'autre part, il a été montré (Ilmar et al. [15], Shipway et al. [23], Wiederhorn et al. [24]) que l'érosion des matériaux fragiles dépend de plusieurs facteurs tels que :

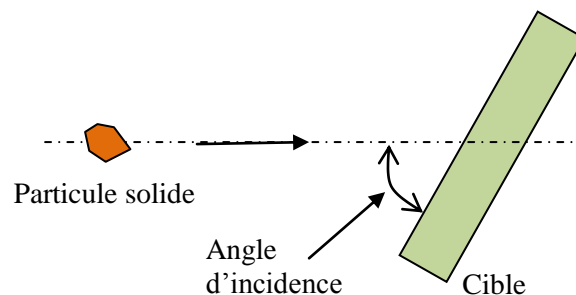
- les propriétés des particules projectiles (taille, forme, densité, dureté et ténacité),
- les propriétés de la cible (dureté, ténacité) et
- les conditions d'essais (vitesse des particules, angle d'impact et température d'essai).

Parmi toutes ces propriétés, la vitesse d'impact, la taille et la forme des particules jouent un rôle prépondérant dans le processus d'érosion, puisque ce sont ces facteurs qui conditionnent l'énergie cinétique des particules incidentes. Le verre est un matériau à rupture fragile, très sensible à la présence des défauts de surface. Les tailles des défauts critiques mènent à une grande variation des valeurs de résistance.

Afin d'effectuer une étude statistique des données de résistance mécanique, de nombreux auteurs ont appliqué le modèle de Weibull en raison de sa simplicité. Depuis son apparition, la théorie de Weibull a continué à se développer et à trouver une large application pour les matériaux fragiles. Les principaux travaux ont montré que la résistance de l'échantillon dépend de la taille des défauts critiques, qui varient d'un échantillon à l'autre. Par conséquent, la résistance des matériaux fragiles doit être décrite par une fonction de probabilité. Un grand nombre de recherches ont été faites pour donner à la théorie de Weibull une base plus fondamentale et ont tendance à lier les défauts dans les matériaux fragiles à la résistance à la rupture correspondante (Sigl, [25]). Freudenthal [26] a montré pour les matériaux homogènes et fragiles que, si les défauts n'interagissent pas (répartition clairsemée), la probabilité de défaillance ne dépend que du nombre de défauts critiques, survenant dans un échantillon de taille et de forme donnée.

### 1.2.2. PRINCIPE DE L'ESSAI D'ÉROSION PAR DES PARTICULES SOLIDES

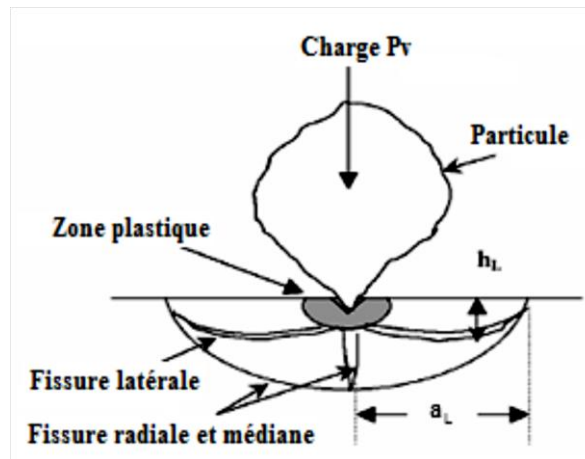
L'érosion est un procédé d'endommagement qui consiste à projeter des particules solides de forme et de nature diverses sur une cible fixe sous différentes conditions d'essais (angles d'impact, vitesses,...). La figure 1.13 montre le principe de l'essai d'érosion par des particules solides. Il consiste à former des défauts de surface d'une cible et à étudier les endommagements et leurs conséquences sur les propriétés des matériaux.



**Figure 1.13** : Principe de l'essai d'érosion par une particule solide projetée sur une cible.

Le phénomène d'érosion des matériaux par des particules solides est un processus assez complexe. Les chocs entre les particules solides et la surface d'un matériau entraînent un enlèvement de matière caractérisé par la rupture fragile. Les types et les dimensions des fissures qui se forment sur la surface, durant l'impact, sont largement étudiés et dépendent de plusieurs facteurs : forme, masse, vitesse des particules, dureté et ténacité du matériau, (Figure 1.14).

Les travaux de Buijs et al. [29] ; Marshall et al. [19] ; Evans et Wilshaw [30] ; Evans et Marshall [31] ont montré l'importance des fissures latérales dans le mécanisme de l'enlèvement de matière. Ils se sont basés sur le phénomène d'écaillage. La théorie élasto-plastique de l'érosion des matériaux fragiles permet d'admettre que les fissures latérales, provoquées par les contraintes résiduelles introduites lors de l'impact, croissent d'une manière quasi-statique et convergent vers la surface pour former une écaille.



**Figure 1.14** : Fissures générées par impact de particules [32].

Le volume  $\Delta V$  de la matière enlevée lors de l'érosion, correspond au volume du matériau enlevé par indentation sous le seuil de la rupture. Il est calculé à partir de la longueur de la fissure  $a_L$  et de la profondeur de la fissure latérale  $h_L$  en dessous de la surface cible :

$$\Delta V = \pi a_L^2 h_L^2 \quad (1.7)$$

Si on suppose l'absence d'interaction entre les sites d'impact, le volume total enlevé  $\Delta V_t$  est la sommation des volumes résultants, à partir des impacts individuels.

Si  $\Sigma N$  est le nombre total d'impacts, on obtient :

$$\Delta V_t = \Sigma N. (\pi a_L^2 h_L^2) \quad (1.8)$$

Marshall et al. [22] ont utilisé cette analyse pour modéliser l'abrasion par doucissage. La longueur de la fissure latérale en équilibre est donnée par :

$$a_L = \alpha_0 P_v^{5/8} [E^{3/8} / (K I c^{1/2} H c^{1/2})] \quad (1.9)$$

Avec

- $\alpha_0$  est une constante du matériau qui dépend de la forme de la particule.

- $P_V$  est la charge normale de la particule abrasive qui agit sur le matériau cible durant l'érosion.
- $E$ ,  $K_{IC}$  et  $H_c$  sont respectivement le module de Young, le Facteur critique d'Intensité de Contraintes et la dureté du matériau cible.

La profondeur  $h_L$  de la fissure latérale d'une écaille typique est exprimée par :

$$h_L = \alpha_1 (E / H_c)^{1/2} (P_V / H_c)^{1/2} \quad (1.10)$$

$\alpha_1$  est une autre constante qui dépend de la forme de la particule.

En substituant les équations (1.9) et (1.10) dans l'équation (1.8), le volume total enlevé devient :

$$\Delta V_t = C (\Sigma N \pi E^{5/4} K_{IC}^{-1} H_c^{-2} P_V^{7/4}) \quad (1.11)$$

$C$  est une autre constante.

La modélisation de l'érosion des surfaces par les particules anguleuses est fréquemment basée sur l'hypothèse que l'impact de la particule est uniquement décrit par l'indentation quasi-statique. Dans ces modèles, la fissure latérale est une caractéristique importante, responsable de l'enlèvement de matière par écaillage.

Par ailleurs, Wada et Watanabe [33] ont montré que l'érosion dépend du rapport de la dureté de la particule  $H_p$  et la dureté du matériau cible  $H_c$ . En effet, les particules possédant une faible dureté, par rapport à la surface à éroder, causent moins d'usure que les particules dures. Le rapport de dureté des particules et de la cible ( $H_p/H_c$ ) est appelé l'initiateur de la fissuration. Les auteurs rapportent que :

- Si  $H_p > H_c$ , le contact particule-cible provoque l'initiation des différents types de fissures. Les fissures latérales responsables de la formation d'écailles sont générées.
- Si  $H_p = H_c$ , le contact est élastique. Les empreintes créées sont plus ou moins profondes, et les fissures latérales ne sont pas produites et sont moins apparentes.

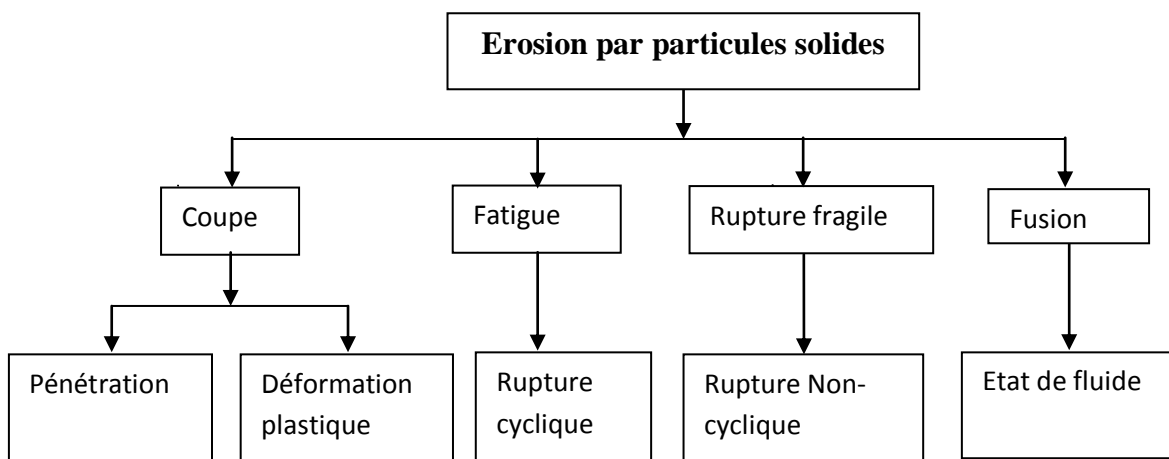
- Si  $H_p < H_c$ , les fissures latérales ne sont pas observables, mais quelques sites d'impact ou empreintes plastiques peuvent se présenter. Les particules fragmentées laissent des traces de poussières au contact de la surface, et sont déviées par un rebondissement causé par un choc élastique.

La ténacité des particules est considérée comme un indice de fragilité. C'est un des facteurs importants qui affectent le taux d'érosion. En effet, il existe des particules plus fragiles et donc moins érosives. Wada et Watanabe [33] ont montré également que la distribution de la taille des particules érosives, après impact, est nettement différente de celle mesurée avant impact. Les particules fragiles (faible ténacité  $K_{CP}$ ) se fragmentent en petites portions.

### 1.2.3. MECANISMES DE L'ÉROSION PAR DES PARTICULES DE SABLE

Les actions mécaniques et thermiques sont à l'origine des séparations de la matière (fissurations) et de la fragmentation en débris d'érosion. En général, on distingue quatre mécanismes d'érosion par impact des particules solides : coupe, fatigue, rupture fragile et fusion. La figure 1.15 montre la hiérarchie de ces processus.

Stachowiak et Batchelor [34] ont suggéré les mécanismes possibles de l'érosion par impact des particules solides peuvent être encore plus diversifiés. Ils ont cité : l'érosion abrasive, fatigue de surface, rupture fragile, déformation ductile, fusion de surface, érosion macroscopique et érosion atomique.



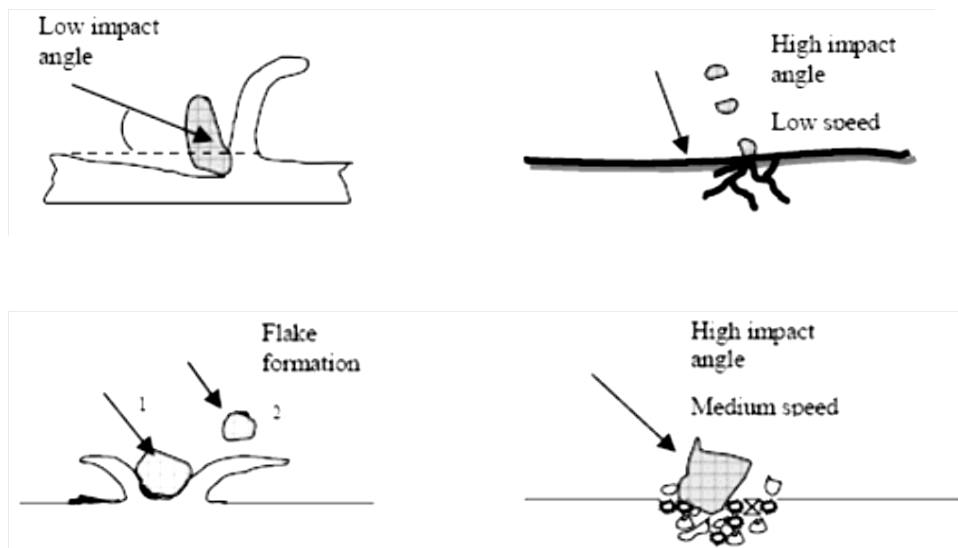
**Figure 1.15** : Mécanismes d'érosion par des particules solides (Meng and Ludema, [35]).

**A- Erosion abrasive (coupe) :** Lorsque des particules frappent une surface à faible angle d'impact, le mécanisme est appelé érosion abrasive (figure 1.16). Ce cas est réservé aux matériaux métalliques. Quand le sable abrasif frappe une surface, il roule ou glisse provoquant l'érosion par frottement ou par découpage. La matière est enlevée par griffures ou par démolition des bords aigus des particules, en formant de petites cicatrices.

**B- Fatigue de surface :** Ce mécanisme d'érosion ressemble à l'usure par fatigue des surfaces roulées. Lorsque les particules frappent la surface avec un grand angle d'impact et une basse vitesse (figure 1.16), la surface ne subit aucune déformation plastique. La surface est affaiblie par fatigue, et des fissures apparaissent après des impacts répétés. Les fragments se détachent de la surface après plusieurs impacts.

**C- Déformation plastique :** Ce cas est réservé aux matériaux métalliques. Lorsque la vitesse des particules est moyenne (autour de 20 m/s), il est possible que le matériau érodé se déforme plastiquement au niveau de l'impact (figure 1.16).

**D- Rupture fragile :** Lorsque les particules impactent une surface fragile avec un grand angle d'impact et une vitesse moyenne, l'érosion se fait par rupture fragile (figure 1.16). Si les particules sont aigues, la fragmentation fragile s'effectue par détachement des particules de la matière.



**Figure 1.16 :** Principaux mécanismes d'érosion, d'après [36].

### 1.2.4. PARAMETRES D'EROSION DES MATERIAUX

Plusieurs facteurs différencient les types de mécanisme d'érosion et contrôlent le taux d'érosion. Ils peuvent être regroupés en trois catégories distinctes et associés aux :

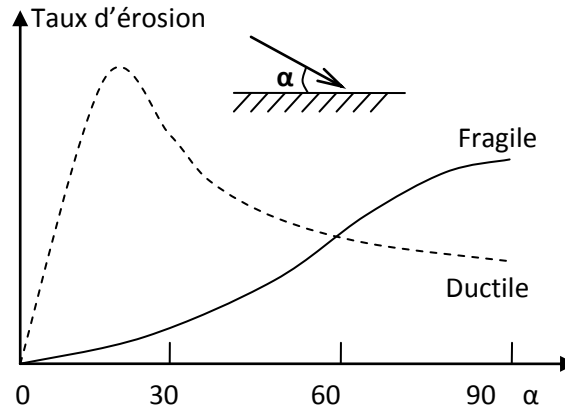
1. Conditions d'érosion : Le temps d'exposition, la vitesse, l'accélération, l'angle d'impact, le débit ou la concentration, le flux et la température.
2. Particules érodantes : La taille, la forme, la dureté et la matière.
3. Matériaux cibles : Composition chimique, propriétés mécaniques, dureté et état de surface.

**A- Angle d'impact :** L'angle d'impact est défini comme l'angle entre la surface érodée et la trajectoire des particules, juste avant l'impact. Si les particules sont en mouvement parallèle à la surface, l'angle d'impact est  $0^\circ$  et aucune érosion ne peut avoir lieu. Lorsque les particules se déplacent selon la normale à la surface, l'angle d'impact est de  $90^\circ$ .

- Pour les matériaux fragiles et ductiles, le comportement à l'érosion est différent selon l'angle d'impact. Les matériaux ductiles ont une érosion sévère à faible angle d'impact. Leur érosion maximale est observée entre  $15^\circ$  et  $30^\circ$ . La faible érosion est observée autour de la normale [37]. Le comportement à l'érosion d'un matériau ductile est similaire au frottement dans le cas de très petits angles d'impact.
- Pour les matériaux fragiles, plus l'angle d'impact augmente, plus l'érosion est grande et sa valeur maximale se trouve à  $90^\circ$ .

Différentes études ont été menées pour présenter la relation entre l'érosion et l'angle d'impact. Mais elles sont parfois controversées. Ainsi, Bhushan [38] a montré que l'érosion maximale d'un matériau fragile est plus élevée que celle d'un matériau ductile. D'autre part, Matsumura et Chen [39] ont montré que l'érosion la plus élevée correspond à un matériau ductile. Pour leur part, Bozzini et al. [40] ont trouvé pendant l'étude d'érosion par sablage d'un acier inoxydable 2205 DSS (**D**uplex **S**tainless **S**teel), que l'érosion est maximale à  $90^\circ$ . Bhushan [38] a montré qu'aucune érosion des aciers ne se produit aux faibles angles d'impact.

La figure 1.17 illustre la variation du taux d'érosion des matériaux fragiles et ductiles pour différents angles d'impact. Elle montre l'érosion maximale des matériaux ductiles et fragiles.



**Figure 1.17:** Variation du taux d'érosion en fonction de l'angle d'impact pour les matériaux fragiles et ductiles [37].

**B - Vitesse des particules érodantes :** Pendant le processus d'érosion, la vitesse des particules érosives joue un rôle important car c'est elle qui conditionne l'énergie cinétique mise en jeu. L'augmentation de la vitesse d'impact entraîne une augmentation de l'énergie cinétique selon la relation fondamentale :

$$E_c = \frac{1}{2} m v^2 \quad (1.12)$$

Pour mieux cerner le rôle de la vitesse, plusieurs modèles ont été élaborés pour expliquer la relation entre le taux d'érosion et la vitesse. Selon GULDEN [41] pour un contact élasto-plastique entre une particule solide et la surface d'une cible, les fissures radiales se propagent en surface à partir de la zone de contact, alors que les fissures latérales se propagent parallèlement à la surface, à partir de la zone plastique. Le taux d'érosion  $E_r$  est donné par l'expression suivante :

$$E_r \propto V^{3.2} \cdot R_p^{3.7} \cdot \rho_p^{0.25} / K_{CT} \cdot 3H_T^{0.25} \quad (1.13)$$

$V$  ,  $R_p$  ,  $\rho_p$  : sont respectivement la vitesse, le rayon et la densité de la particule érosive.  
 $K_{CT}$  et  $H_T$  : sont la ténacité et la dureté de la cible (Target).



On constate que la quantité de matière arrachée est essentiellement activée par la vitesse et la taille des particules érosives (exposants élevés). Ce modèle est basé sur l'impact d'une particule singulière (particule isolée) et pour des matériaux isotropes. Ceci ne reflète pas l'aspect réel de l'érosion par vents de sable qui se produit généralement en présence d'un grand nombre de particules de tailles variables. La plupart des expressions, citées pour la relation entre l'érosion et la vitesse des particules, sont :

$$\text{Erosion} \propto (\text{Vitesse})^n \quad (1.14)$$

Où les valeurs de l'exposant  $n$  varient en fonction de la matière et des autres conditions d'exploitation. Considérant que l'enlèvement de matière est dû à l'énergie cinétique d'impact des particules, théoriquement, la valeur de  $n$  est 3. Toutefois, dans la littérature, plusieurs auteurs ont pris différentes valeurs. Arnold et Hutchings [42] ont constaté que l'exposant de la vitesse se trouve entre 2,9 et 5,1 pour les angles d'impact  $30^\circ$  et  $90^\circ$  respectivement.

**C- Flux des particules :** Le flux moyen des particules est défini comme la masse des particules projetées par unité de surface et du temps. L'érosion est proportionnelle au flux moyen des particules jusqu'à une certaine limite et sera réduite en raison d'interférences entre les particules rebondies et celles arrivées.

La concentration des particules est aussi utilisée dans la plupart des applications pratiques pour représenter ce facteur. Il s'agit d'une masse (ou d'un volume) des particules présentes dans l'unité de masse (ou de volume) d'un fluide. Elle peut aussi être représentée en terme de Pourcentage des particules dans la masse (ou le volume) d'un fluide. L'érosion est considérée Linéairement proportionnelle à la concentration. Bjordal [43] a constaté que :

$$\text{Erosion moyenne} \propto \text{Concentration}^{(0.25 - 1.27)} \quad (1.15)$$

Pour la plupart des matériaux, lorsque le test dure longtemps, l'exposant s'approche de 1. Plusieurs essais sur différents matériaux montrent que l'érosion dépend fortement de l'énergie cinétique des particules de sable projetées.

**D - Effet de la masse des particules projetées :** La masse des particules projetées est en relation avec la densité des particules qui est un paramètre d'érosion qui nécessite d'être connu. Elle est définie comme étant la masse des particules de sable projetées sur la cible par kilogramme d'air comprimé (ou de gaz). L'étude de ce paramètre permet de connaître la dispersion convenable entre les particules dans un jet afin d'éviter les collisions entre ces dernières, à la sortie de la buse. La distance moyenne qui régit la dispersion des particules est donnée par la relation suivante :

$$L_p = (m V_p \cdot r^2 / Q_0)^{1/3} \quad (1.16)$$

$L_p$  : distance moyenne entre les particules.

$m$  : masse moyenne des particules.

$r$  : rayon de la buse.

$V_p$  : vitesse des particules.

$Q_0$  : débit massique de l'écoulement.

Cette distance moyenne sera diminuée quand le débit des particules augmente, donc le nombre d'impact diminue et comme résultat la vitesse des particules diminue à cause de l'énergie cinétique perdue pendant les collisions [44].

Les variations de la transmission optique  $T$  et de la rugosité arithmétique  $R_a$  établies en fonction des masses de sable projetées  $M_p$  sont présentées sur la figure 1.18. On observe que la transmission optique et la rugosité évoluent en sens inverse. La rugosité augmente fortement jusqu'à  $M_p = 50g$  et tend vers un palier au-delà (saturation), alors que la transmission optique chute rapidement pour une masse de 100 g de sable projeté et tend à se stabiliser au-delà vers la valeur 15% [45] La chute totale de transmission est de 75%. La perte de transmission se fait essentiellement par réflexion pour les faibles masses projetées car la surface érodée n'est pas suffisamment endommagée. Pour des masses plus grandes, la perte de transmission se fait essentiellement par diffusion car l'état de surface est très endommagé.

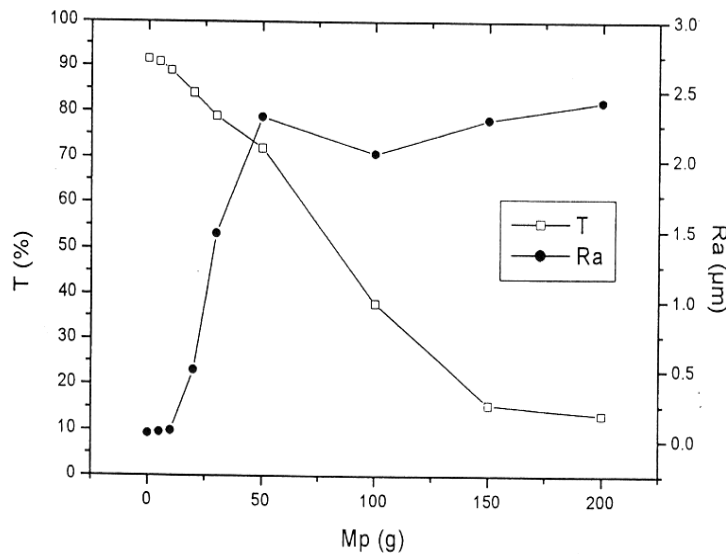


Figure 1.18 : Variations de la transmission optique T et de la rugosité arithmétique Ra en fonction des masses de sable projetées Mp [45].

**E- Effet de l'énergie cinétique :** Vu la complexité des paramètres influençant le mécanisme d'érosion et la dispersion des résultats qui en découlent, la recherche au niveau de plusieurs laboratoires est menée de manière à se limiter aux paramètres les plus pertinents. L'énergie cinétique des particules incidentes fait partie de ces paramètres. Dans cette perspective, Feng et al. [46] ont montré par analyse de quelques résultats expérimentaux que :

- Pour les matériaux fragiles tels que le verre et l'alumine, le taux d'érosion est dominé par l'énergie cinétique, la taille, la dureté et la ténacité de la cible.
- Pour les matériaux ductiles, la taille et l'énergie des particules érosives sont les deux principaux facteurs qui gouvernent l'érosion, alors que la dureté et la ténacité n'ont aucun effet significatif.

Wiederhorn et Lawn [47] ont étudié l'érosion du verre par des particules solides en montrant que l'énergie nécessaire pour l'initiation et la propagation d'une fissure est liée à la ténacité et à la dureté par la relation suivante :

$$E_c \propto K_C^6 H^{-9/2} \quad (1.17)$$

Pour l'optimisation de cette quantité d'énergie, on doit maximiser la ténacité et minimiser la dureté. Ceci montre l'effet très important de la ténacité par rapport à celui de la dureté. Dans ce même contexte, Slikkerveer et al. [48] ont prouvé théoriquement et expérimentalement que le mécanisme de l'effet de l'impact par des particules solides peut être expliqué par un seul paramètre qui est l'énergie cinétique mise en jeu. Ces auteurs ont exprimé le taux d'érosion comme étant la quantité de matière arrachée par les particules incidentes animées par une énergie cinétique suffisante.

Dans un travail plus récent, les mêmes auteurs (Slikkerveer et al. [49]) ont trouvé expérimentalement que l'arrachement d'un fragment de verre de 1 mm de profondeur et de 1 cm<sup>2</sup> de surface (soit un volume de 0,1 cm<sup>3</sup>) nécessite une quantité d'énergie de 100 joules. Cette énergie est l'équivalent de la projection de 20 grs de particules érosives à une vitesse de 100 m/s.

**A- Facteurs associés aux particules érosives :** les mécanismes d'érosion peuvent se modifier en fonction des caractéristiques des particules. La connaissance de ces caractéristiques est très importante pour estimer, réduire et prévenir l'érosion. Certaines de ces caractéristiques et leurs effets sont présentés ci-dessous :

**$\alpha$  – Dureté :** Si une particule est dure, mais relativement émoussée, elle ne cause aucune érosion sévère. Les particules dures ont une tendance à avoir un profil aigu ; en revanche, les particules douces ont tendance à s'arrondir, même avec un impact léger. Si les particules sont plus dures que le matériau cible, une érosion sévère se produit. Si les particules sont plus douces, l'érosion se produit uniquement lorsque le matériau cible a une faible résistance mécanique. Le rapport de la dureté d'une particule et celle d'un matériau cible est très influant sur l'érosion.

**$\beta$  - Effet de la forme et de la taille des particules :** La particule peut être caractérisée essentiellement par deux paramètres principaux : la masse et la taille. Pour une vitesse donnée, l'énergie cinétique des particules est directement proportionnelle à la masse. La masse des particules sphériques est proportionnelle au (Diamètre)<sup>3</sup> [50]. Par conséquent, en théorie :

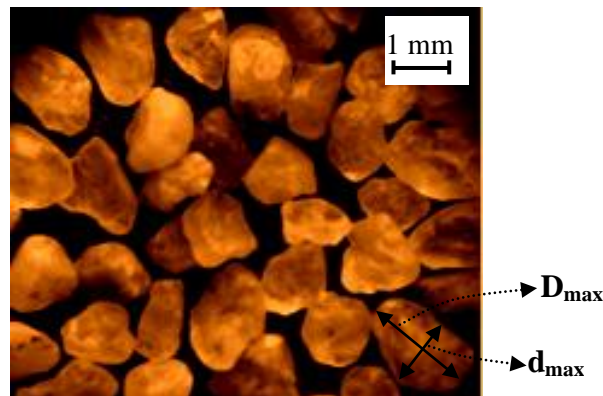
$$L'erosion \propto (\text{Diamètre})^3 \quad (1.18)$$

Sheldon et Finnie [51] ont observé une transition du mode ductile de l'érosion au mode fragile, quand la taille des particules change en croissant. De même pour l'essai expérimental utilisant de petites et de grandes particules, l'érosion maximale change d'un angle d'impact de 30° à 80°.

L'une des descriptions les plus simples de l'angularité consiste à faire la projection de la particule sur un plan à deux dimensions et à mesurer le périmètre (p) et l'aire (A). Le facteur de sphéricité est donné par la relation :

$$F = 4\pi A / P^2, \quad \text{lorsque } F = 1, \text{ la projection est circulaire [52].}$$

L'indice d'allongement noté  $E_i = D_{\max} / d_{\max}$ , qui correspond au rapport entre la plus grande dimension  $D_{\max}$  mesuré dans une direction et la plus grande dimension  $d_{\max}$  mesuré dans la direction perpendiculaire.



**Figure 1.19** : Exemple de longueurs  $D_{\max}$  et  $d_{\max}$  définies sur une particule [53].

**$\gamma$  - Forme des particules** : La forme des particules est un des facteurs les plus importants qui contrôlent l'érosion, mais les études sont limitées à la relation entre l'érosion et la forme des particules. Les conditions de formation des fissures durant l'impact peuvent être dérivées de la connaissance de la mécanique d'indentation, car lorsqu'on observe soigneusement la surface d'un verre érodé par des particules de sable, on s'aperçoit que les dommages générés

aux points d'impacts ressemblent aux défauts typiques générés par indentation Vickers. Les particules érosives peuvent être caractérisées par leur forme, c'est à dire anguleuse ou sphérique. Pour une même masse de projectiles, il a été montré qu'un grain anguleux est plus destructif qu'une particule sphérique [54].

- Si les grains de sable sont grossièrement anguleux, il se forme un réseau de fissure comparable à celui produit par indentation Vickers.
- Si la forme de la particule est arrondie, les résultats de l'impact peuvent être simulés à l'indentation Hertzienne (fig. 1.20).

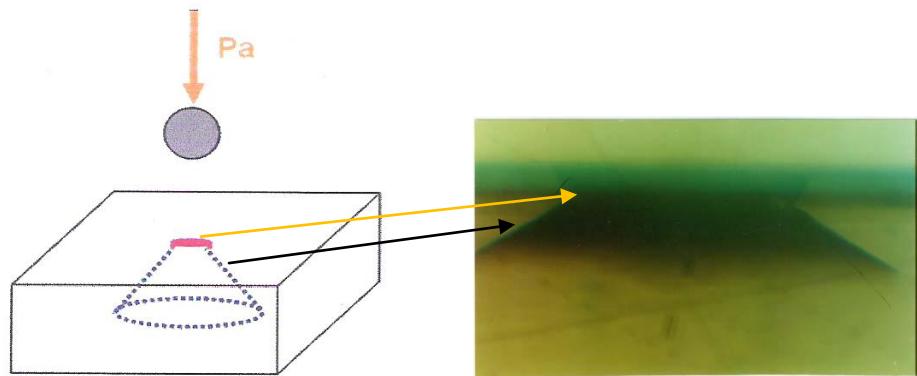


Figure 1.20 : Fissuration schématique de type Hertzienne

Dans le cas où l'impact se fait par des particules sphériques (billes), il a été montré que le diamètre du cratère dépend de la vitesse d'impact, du rayon, de la densité de la particule et de la dureté Vickers du matériau. La profondeur d'un cratère augmente quand :

- La dureté du matériau cible est faible par rapport à celle du projectile.
- La vitesse des particules augmente.

**B - Facteurs associés au matériau cible :** Les matériaux tels que les céramiques, les verres et autres utilisés dans différentes applications, sont exposés à l'environnement érosif. Les caractéristiques de ces matériaux ont une grande influence sur l'érosion. La composition chimique, l'élasticité, la dureté et la morphologie de la surface sont des paramètres principaux du matériau cible qui affectent l'érosion.

**$\alpha$  - Résistance mécanique :** La surface du verre joue un rôle très important dans toutes les applications puisqu'elle gouverne aussi bien les propriétés physiques, chimiques que mécaniques. Dans la plus part des applications, c'est la surface qui se trouve exposée à une variété d'agressions externes telles que la corrosion, les attaques chimiques et les endommagements mécaniques.

Les caractéristiques essentielles de la résistance mécanique du verre sont :

- La rupture est toujours causée par des contraintes de tension
- La résistance en compression est 10 fois supérieure à la résistance en tension.
- La résistance d'échantillons identiques présente des dispersions de 10 à 30%.
- La résistance du verre dépend du temps de chargement, de l'environnement et de la température en plus de l'état physico-chimique [47].

**$\beta$  – Rugosité :** La rugosité est un critère géométrique très important dans l'étude de la résistance du verre à l'érosion, car elle donne une idée très nette sur l'état de l'endommagement de la surface. Par conséquent pour un matériau comme le verre, elle donne des renseignements précieux concernant la qualité optique [47].

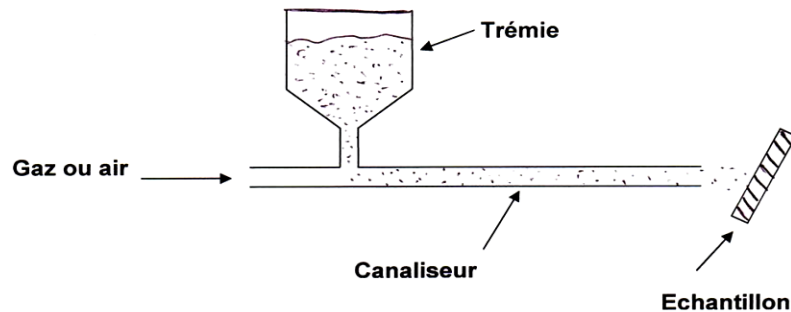
### 1.2.5. Principaux types de dispositifs de sablage

Plusieurs types de dispositifs ont été conçus pour simuler le processus d'érosion des matériaux par impact de projectiles solides. Pour différentes raisons, ces simulateurs sont réalisés dans les laboratoires. À titre d'exemples, 04 dispositifs d'essais d'érosion ont été présentés [55] :

- Technique « jet impingement ou gas blast »
- Technique « recirculating loop »
- Technique « whirling arm »
- Technique « centrifugal Accelerator ».

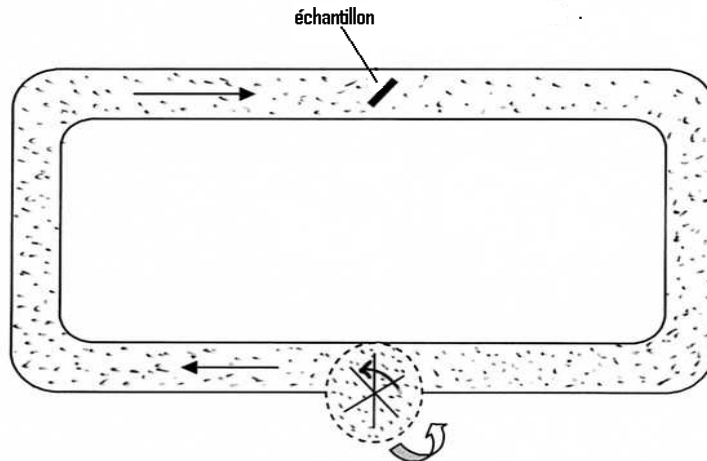
**A - Technique « jet impingement ou gas blast » :** Un flux de gaz ou d'air accéléré entraîne les particules érosives le long d'un canaliseur pour les projeter contre la surface d'une cible sous un angle d'inclinaison donné. La longueur du canaliseur doit être suffisamment grande pour avoir une accélération constante des particules à l'approche de la cible. Le diamètre du

canaliseur varie en général de quelques mm à 50 mm et le débit des particules érosives dépend du diamètre.



**Figure 1.21 :** Technique « jet impingement ou gas blast » [55]

**B - Technique « recirculating loop » :** Dans ce cas, les particules sont entraînées par un fluide (gaz ou air) dans un tube en forme de boucle fermée (loop). Ce dispositif permet de tester certaines pièces travaillant dans les systèmes hydrauliques ou pneumatiques et qui sont complètement plongées dans le flux.

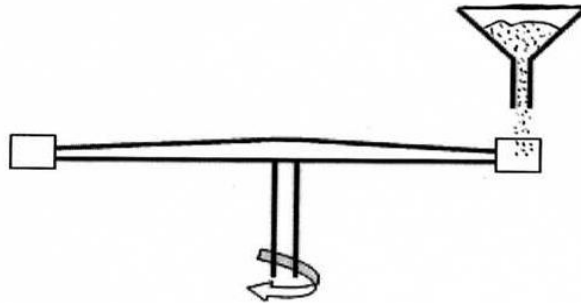


**Figure 1.22 :** Technique « recirculating loop » [55].

**C - Technique « whirling arm » :** Deux échantillons placés aux extrémités d'un rotor à deux bras se déplacent à grande vitesse en passant à travers un faible flux de particules érosives tombantes. Les échantillons peuvent être placés sous différents angles. Ce dispositif est employé sous vide pour empêcher l'effet aérodynamique sur les particules et permet de

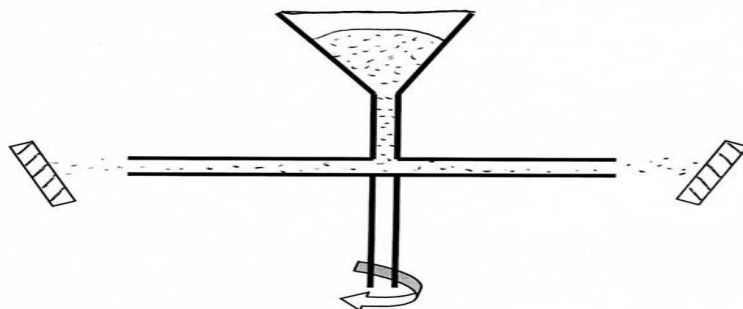


réduire l'énergie nécessaire au mouvement du rotor. La figure 1.23 suivante montre un tel dispositif :



**Figure 1.23 :** Technique <<Whirling arm>> [55].

**D - Technique « centrifugal Accelerator » :** Cette technique est utilisée en mouvement circulaire pour générer un flux continu de particules érosives. Les particules érodantes alimentent le centre d'un rotor qui va leur donner une certaine vitesse et les envoyer à l'extérieur du dispositif le long de tubes ou canaux appropriés. Plusieurs échantillons placés en position stationnaires subissent l'action de projectiles animés de vitesses radiales. Cette technique permet de comparer la tenue à l'érosion de plusieurs échantillons en mêmes temps.



**Figure 1.24 :** Technique « centrifugal Accelerator » [55].

### **1.3. ANALYSE STATISTIQUE DE LA RESISTANCE MECANIQUE**

#### **1.3.1. INFLUENCE DE L'ETAT DE SURFACE SUR LA RESISTANCE MECANIQUE**

L'état de la surface joue un rôle important dans la détermination de la résistance mécanique du verre. Les phénomènes de dégradation superficielle chimique ou mécanique provoquent une baisse des propriétés mécaniques. En effet, la présence des fissures, rayures, cavités en surface favorise la rupture. La surface du verre est 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.

La rupture fragile est l'une des meilleures illustrations du rôle du hasard dans les phénomènes physiques [56]. La principale source stochastique dans la rupture est la population de micro-défauts résultant de processus technologiques particuliers. La mécanique statistique de la rupture prend en compte la distribution aléatoire des défauts d'une structure pour définir la résistance de l'élément. Dans cette présentation, la contrainte de rupture n'est pas une valeur déterministe mais chaque valeur de contrainte appliquée est reliée à une probabilité de rupture. L'approche statistique la plus couramment utilisée est développée à partir de la loi empirique de Weibull (également appelé : modèle du maillon le plus faible).

#### **1.3.2. THEORIE DE WEIBULL**

Le modèle de Weibull, fondé sur le principe du maillon le plus faible, est un modèle statistique très utilisé actuellement. Selon ce modèle, la rupture d'une chaîne intervient lorsque le maillon le plus faible casse. Son application à un matériau fragile suppose que la rupture d'un élément de volume conduit à la ruine instantanée de toute la structure [57]. Cette loi est en général bien adaptée pour la prédiction de la rupture des matériaux fragiles. Elle peut être retrouvée d'une part avec une formulation fonctionnelle et d'autre part à partir de la mécanique de la rupture. Cette dernière approche permet de donner une signification physique au module de Weibull (même si elle repose sur certaines hypothèses de départ).

Les hypothèses de base de l'analyse de Weibull sont les suivantes [58].

- Le matériau est considéré comme isotrope et statistiquement homogène.
- La probabilité de trouver un défaut dans un volume arbitrairement petit est la même dans tout le volume.
- La rupture intervient de manière catastrophique par la propagation du défaut le plus critique, c'est le concept du maillon de chaîne le plus faible.

Selon cette théorie, la probabilité de rupture  $Pr$  d'un matériau de volume  $V$ , soumis à une distribution de contraintes  $\sigma$  est donnée par l'équation :

$$Pr = 1 - \exp [-R(\sigma)] \quad (1-19)$$

$R$  représente le risque de rupture. Il est donné par l'intégrale de volume, avec :

$$R(\sigma) = [(\sigma - \sigma_u) / \sigma_0]^m \quad \sigma \geq \sigma_u \quad (1.20)$$

$$R(\sigma) = 0 \quad 0 \leq \sigma \leq \sigma_u \quad (1.21)$$

Donc, la probabilité de rupture  $Pr$  devient :

$$Pr = 1 - \exp [-(\sigma - \sigma_u) / \sigma_0]^m \quad (1.22)$$

$\sigma$  : contrainte appliquée.

$\sigma_u$  : contrainte seuil au dessous de laquelle la probabilité de rupture est nulle. En général, elle est prise égale à 0, afin d'avoir une définition plus consistante du module de Weibull et d'augmenter le facteur de sécurité [59].

$\sigma_0$  : contrainte de normalisation, sans signification physique, qui donne au volume unité une probabilité de rupture de 0,632.

$m$  : facteur d'inhomogénéité appelé module ou coefficient de Weibull (paramètre de forme)

Les deux paramètres  $m$  et  $\sigma_0$  sont considérés comme des propriétés du matériau.

Le module de Weibull  $m$ , est une caractéristique empirique qui représente la fragilité du matériau :

- Plus  $m$  est grand, plus le matériau est ductile, moins les contraintes de rupture sont dispersées. Pour  $m$  infini, toutes les éprouvettes cassent à la même contrainte [60].
- D'autre part, plus  $\sigma_0$  est grand, plus la contrainte moyenne est élevée et plus les contraintes sont dispersées.

Les valeurs typiques de  $m$  sont comprises entre 5 et 15, et la contrainte seuil  $\sigma_u$ , qui représente la plus petite valeur possible au-dessous de laquelle il n'y a pas de rupture, est généralement égale à zéro. Ainsi l'équation (1.22) se réduit à deux paramètres [59] :

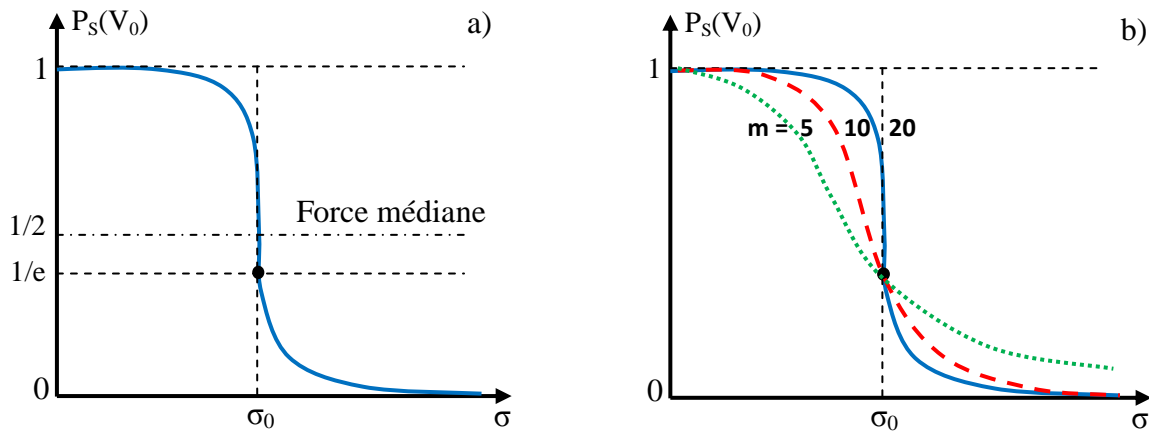
$$Pr = 1 - \exp [-(\sigma / \sigma_0)^m] \quad (1.23)$$

Selon le modèle de Weibull, la probabilité de survie  $Ps$  est donnée par l'expression :

$$Ps = 1 - Pr = \exp [-(\sigma / \sigma_0)^m]. \quad (1.24)$$

Lorsque la contrainte appliquée  $\sigma$  est nulle, toutes les éprouvettes ont survécu, et  $Ps$  vaut 1. Quand  $\sigma$  augmente, les éprouvettes qui rompent sont de plus en plus nombreuses et  $Ps$  décroît. A la limite des contraintes appliquées infinies, les éprouvettes rompent toutes et la probabilité de survie  $Ps$  est nulle (Figure 1.25a).

Si nous imposons une contrainte égale à  $\sigma_0$ , la probabilité de survie  $Ps$ , donnée par l'équation (1.24), est de  $1/e = 0,37$ .  $\sigma_0$  c'est la contrainte de traction qui assure la survie de 37% des échantillons testés. L'exposant  $m$  indique la rapidité de la chute de la probabilité de survie quand la contrainte augmente (Figure 1.25b).



**Figure 1.25 :** (a) Distribution de Weibull, (b) Probabilité de survie pour différentes valeurs de  $m$

### 1.3.3. METHODES DE CALCUL DES PARAMETRES DE WEIBULL

Il existe trois méthodes principales pour la détermination des paramètres de Weibull [61] :

- \* La méthode de régression linéaire (LRM) : elle consiste à linéariser l'équation (1.23).
- \* la méthode des moments,
- \* la méthode de la vraisemblance maximale.

**A - Méthode de régression linéaire :** Cette méthode (LRM) est un cas particulier de la méthode des moindres carrés [62]. Cette dernière est la méthode sur laquelle une fonction mathématique est ajustée sur un nuage de points de manière que la somme (et donc la moyenne) des carrés des écarts entre les points de nuage et sa courbe représentative soit minimale. Ce principe d'ajustement est généralement mis en œuvre pour ajuster une droite sur un nuage de points. C'est le cas le plus simple, et surtout le cas où on dispose de formules de calcul commodes permettant l'évaluation rapide des coefficients [63].

La méthode des moindres carrés part du principe que la somme  $\sum_{i=1}^N (y_i - y_i')^2$  de l'ensemble des points  $(x_i, y_i)$  du nuage ( $i = 1$  à  $N$ ) doit être aussi petite que possible. La somme peut s'écrire :

$$\sum_{i=1}^N [y_i - (ax_i + b)]^2 \quad (1.25)$$

Après un calcul de minimisation, on obtient les formules usuelles [64] :

$$a = \frac{N \sum xy - \sum x \sum y}{N(\sum x^2) - (\sum x)^2} \quad (\text{pente de la droite}) \quad (1.26)$$

$$b = \frac{\sum y - a \sum x}{N} = \frac{\sum x^2 \sum y - \sum x \sum xy}{N(\sum x^2) - (\sum x)^2} \quad (\text{constante de position}) \quad (1.27)$$

Avec  $\sum x$ ,  $\sum y$  dans les équations (1.26) et (1.27) étant l'abréviation pour  $\sum_{i=1}^N x_i$ , et  $y_i$ , respectivement [65]. La meilleure estimation de  $m$  et  $\sigma_0$  est obtenue par les formules usuelles (1.26), (1.27). L'expression de la loi de Weibull peut être linéarisée en prenant deux fois le logarithme de la probabilité de survie ( $P_s = 1 - P_i$ ), on obtient alors [66, 67] :

$$\ln \ln [1/(1 - P_i)] = m \cdot \ln(\sigma) - m \cdot \ln(\sigma_0) \quad (1.28)$$

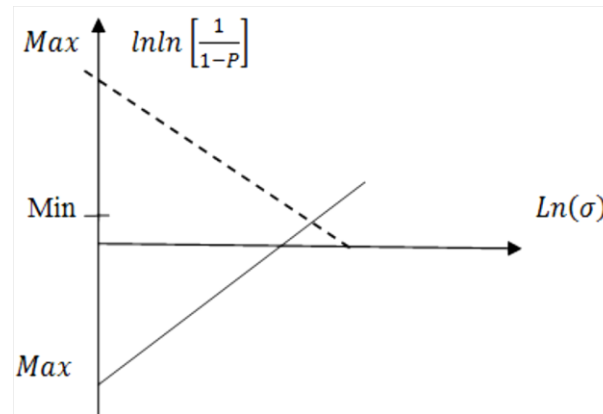
La représentation graphique de  $\ln \ln [1/(1 - P_i)]$  en fonction de  $\ln(\sigma)$  est alors une droite de pente  $m$ , comme l'illustre la figure 1.26. Cette relation est de la forme :

$$Y = a x + b \quad (1.29)$$

Avec :  $a = m$ , et  $b = -m \ln(\sigma_0)$ , c'est-à-dire :  $m = a$  et  $\sigma_0 = e^{-b/m}$

Les paramètres  $m$  et  $\sigma_0$  peuvent alors être déterminés par la méthode des moindres carrés. L'expression de  $m$  devient alors [68] :

$$m = \frac{N \sum y \ln \sigma - \sum \ln \sigma \sum y}{N(\sum (\ln \sigma)^2) - (\sum \ln \sigma)^2} \quad (1.30)$$



**Figure 1.26 :** Distribution des résistances à la rupture d'un matériau fragile selon l'analyse de Weibull [58]

Cependant le tracé d'une telle droite et le calcul de sa pente posent certains problèmes d'ordre pratique. La solution consiste à casser un grand nombre d'éprouvettes. Si  $N$  échantillons ont été rompus, les différentes contraintes de rupture variant de  $\sigma_1$  à  $\sigma_N$  sont affectées à un niveau de contrainte. Les contraintes sont ensuite classées par ordre croissant de 1 à  $N$ . La probabilité de rupture  $P_i$ , est obtenue grâce à un estimateur. La probabilité de survie est donnée par :

$$P_s = 1 - P_i \quad (1.31)$$

Un certain nombre de méthodes donne une approche fiable pour le module de Weibull, dont la plupart utilisent un des estimateurs suivants de la probabilité de rupture [69, 70].

- 1-  $P_i = i / (n + 1)$ .
- 2-  $P_i = (i - 0, 3) / (n + 0, 4)$ .
- 3-  $P_i = (i - 0, 5) / (n)$ .
- 4-  $P_i = (i - 0,3) / (n + 1/4)$ .

**B - Méthode du khi-deux :** Pour développer l'estimation des écarts types ou de variance, nous avons besoin d'une autre loi, nommée loi du khi-deux, dont les caractéristiques les plus importantes sont :

**$\alpha$  - Loi du khi-deux :** La loi de Pearson ou loi de  $\chi^2$  trouve de nombreuses applications dans le cadre de la comparaison de proportions, de tests de conformité d'une distribution observée

à une distribution théorique et le test d'indépendance de deux caractères qualitatifs. Ce sont les tests du khi-deux

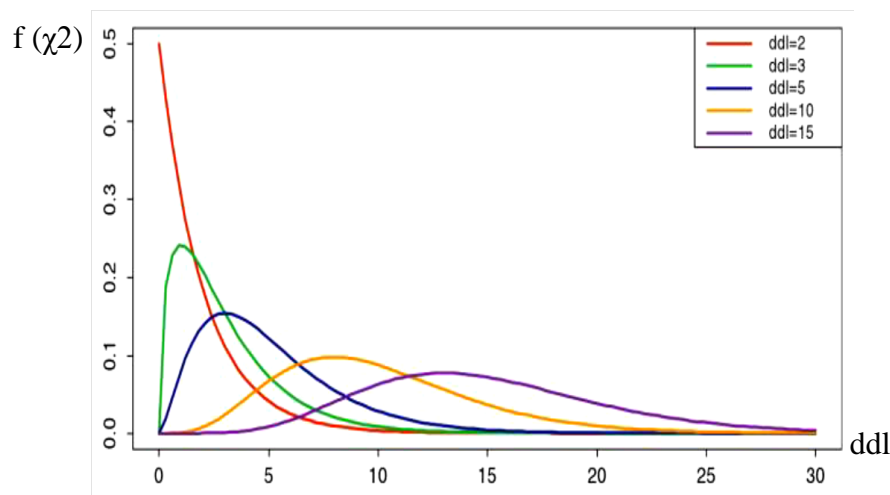
### Remarques

- \* L'espérance  $E(x)$  de la loi du  $\chi^2$  est égale au nombre  $v$  de degrés de liberté et sa variance  $V(x)$  est égale à  $2v$ .
- \* Il s'ensuit de la définition que l'addition de deux variables de  $\chi^2$  indépendantes,  $\chi^2(v_1)$  et  $\chi^2(v_2)$ , est une variable de  $\chi^2$ , plus précisément  $\chi^2(v_1 + v_2)$ .
- \* Cette loi est définie pour les valeurs positives de la variable. Sa courbe de distribution est dissymétrique [71].
- \* La distribution de la variable aléatoire  $\chi^2$  tend à se rapprocher d'une distribution normale quand  $v$  augmente.

En effet, si  $X$  est une variable aléatoire suivant la loi du khi-deux à  $v$  degrés de liberté  $X \sim \chi^2(v)$ , la table de  $\chi^2$  donne la valeur de  $X_p, v$ , telle que :

$$F_X(X_p, v) = P(X \leq X_p, v) = P \quad (1.32)$$

La figure suivante représente la densité de probabilité en fonction des degrés de libertés. On voit que lorsque le degré de liberté augmente la distribution de la variable aléatoire  $\chi^2$  tend à se rapprocher d'une distribution normale.



**Figure 1.27** : Densité de probabilité du khi-deux en fonction des ddl (degrés de liberté) [72].



C'est sans doute la loi la plus utilisée en statistique, après la loi normale. Elle servira donc parfois de « distance » entre les probabilités [73].

**β - Statistique de khi-deux :** La notion de khi2 appelle la présentation de la notion de distance du khi2, distance que l'on trouve en amont de la loi de probabilité que nous venons de présenter. La distance de khi2 est la distance utilisée lorsque l'on manipule des variables qualitatives. Mathématiquement, celle-ci se définit comme suit :

$$\chi^2_{\text{calc}} = \sum \frac{(F_{\text{obs}} - F_{\text{th}})^2}{F_{\text{th}}} \quad (1.33)$$

$F_{\text{obs}}$  correspond à un effectif observé et  $F_{\text{th}}$  à un effectif théorique [74].

Si la somme  $\chi^2_{\text{calc}}$  est trop grande, la distribution théorique choisie s'écarte trop des résultats expérimentaux [75].

Pour une distribution de Weibull unimodale, les paramètres  $m$  et  $\sigma_0$  sont déterminés, soit graphiquement, soit numériquement par la méthode des moindres carrés [76]. Plusieurs travaux récents ont été réalisés pour évaluer la qualité des méthodes de calcul des paramètres de Weibull vues plus haut [77]. Les propriétés des estimateurs sont difficiles à obtenir analytiquement. On a alors recours aux simulations.

Un changement dans la pente de la droite de régression linéaire indique un changement dans la famille des défauts qui contrôle la rupture. L'existence des divers types de défauts conduisent probablement à plusieurs distributions qui déterminent le comportement de ces matériaux. Il est alors probable que la distribution des défauts qui contrôlent la rupture n'est pas unimodale. Ceci laisse penser alors à l'existence de plusieurs distributions qui déterminent le comportement de ces matériaux. Il est intéressant de signaler que dans le cas d'une distribution bimodale des défauts, Scott et Gaddipati cités par Orange [69] ont montré qu'il est possible d'en déduire deux distributions distinctes de Weibull qui permettent de déterminer la probabilité de rupture totale. Par ailleurs, la formule de Weibull à trois paramètres faisant intervenir la notion de contrainte seuil ( $\sigma_u$ ) pourrait certainement mieux

décrire l'aspect probabiliste de la rupture de ces matériaux. Dans cette analyse, on suppose qu'il ya seulement deux populations de défauts. Les nouvelles équations qui représentent les deux populations sont données respectivement par [78] :

$$S_1 = \exp [-(\sigma / \sigma_0)^{m_1}] \quad (1.34)$$

$$S_2 = \exp [-(\sigma / \sigma_0)^{m_2}] \quad (1.35)$$

$m_1, \sigma_{01}, m_2, \sigma_{02}$  sont respectivement les modules de Weibull et les contraintes de normalisation associés aux populations de défauts 1 et 2.

$S_1$  et  $S_2$  sont les probabilités de survie associées aux défauts de la population 1 et 2 respectivement.

La probabilité totale de survie  $S$  est fonction de la localisation des fissures (défauts de volume ou de surface) et de la nature du défaut (fissures intrinsèques ou extrinsèques) [79]. Deux types de distributions possibles peuvent être pris en considération :

- Les distributions partiellement concurrentes : Dans ce cas, les défauts de la population 1 sont communs à tous les échantillons. Si une fraction «  $x$  » des échantillons contient seulement ce type de défauts, la partie restante des échantillons  $(1-x)$  contient en plus un deuxième type de défauts. Les deux populations 1 et 2 de défauts sont présentes dans la partie restante de l'échantillon. La probabilité de survie totale résultante est :

$$S = xS_1 + (1 - x)S_1.S_2 \quad (1.36)$$

Où  $x$  est le paramètre mixte.

Les distributions exclusives : Dans ce cas, une fraction  $x$  des échantillons contient seulement les défauts de la population 1, la partie restante  $(1 - x)$ , contient seulement les défauts de la population 2. La probabilité totale de survie a la forme suivante :

$$S = xS_1 + (1 - x)S_2 \quad (1.37)$$

**Partie II :**  
**PROCEDURE EXPERIMENTALE**  
**RESULTATS ET DISCUSSIONS**

## 2.1 - OBJECTIF DU TRAVAIL

Le but du présent travail est l'étude statistique de la distribution des tailles des défauts d'un verre sodocalcique sablé dans différentes conditions d'essais. La distribution de la taille des défauts a été faite selon la loi normale. La contrainte à la rupture a été déterminée en flexion biaxiale anneau sur anneau en faisant varier les vitesses et les angles d'impact des particules de sable. Le traitement statistique des résultats a été fait par l'analyse des paramètres de Weibull ( $m$  et  $\sigma_0$ ), obtenus en utilisant deux méthodes : les moindres carrés et le test chi-deux.

## 2.2. MOYENS UTILISES

### 2.2.1- MATERIAUX UTILISES

**A - Verre :** Le verre utilisé est un verre plat de type silico-sodo-calcique, commercialisé dans le marché Algérien. Sa composition chimique moyenne communiquée par le fabricant et quelques propriétés usuelles obtenues sont données dans les tableaux 2.1 et 2.2. La teneur moyenne de la silice est de l'ordre de 69% alors que la transmission optique est de l'ordre de 91,6%.

La dureté du verre est mesurée par indentation à l'aide d'un micro-duromètre de type Zwick/Roell. La valeur moyenne et l'écart type pour 10 mesures est :  $H_V = 5,57 \pm 0,263$  GPa. A partir d'une même plaque de verre, nous avons prélevé des échantillons de forme carrée de dimensions  $50 \times 50 \times 3$  mm<sup>3</sup>. Les éprouvettes ont été érodées par sablage sur une seule face. Après sablage, nous avons nettoyé les surfaces des échantillons avec de l'acétone pour éliminer les poussières et les débris de verre. Les observations microscopiques sont faites sur des surfaces propres.

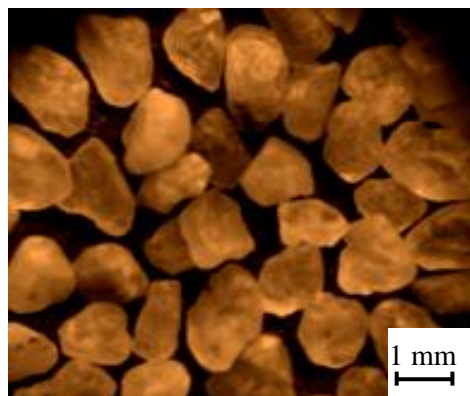
Oxydes	SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	CaO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	K <sub>2</sub> O	SO <sub>3</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Autres
Valeurs (%)	69,14	13,2	08,33	03,97	1,77	0,83	0,69	0,20	1,87

**Tableau 2.1 :** Composition chimique moyenne du verre utilisé [10]

Propriétés	Valeurs
Transmission optique	91,6 %
Ténacité	0,74 (MPa.m <sup>1/2</sup> )
Module de Young	72 GPa
Coefficient de Poisson	0,22
Température de transition	530°C
Densité	2,45 g/cm <sup>3</sup>

**Tableau 2.2 :** Quelques propriétés du verre utilisé [10].

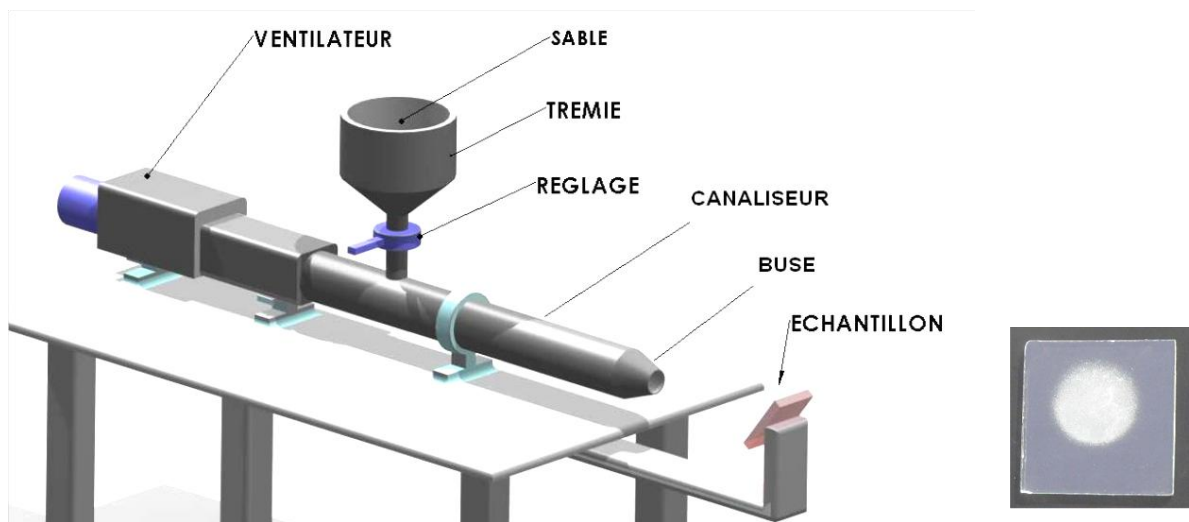
**B - Sable :** Pour étudier l'érosion du verre dans le laboratoire, nous avons utilisé du sable d'Ain Amenas (Sud Algérien). Sa composition chimique contient essentiellement de la silice ( $\approx 70\%$ ) et de l'oxyde de sodium ( $\approx 14\%$ ). Pour faciliter cette étude, qui est essentiellement basée sur les observations microscopiques et les mesures, nous avons volontairement choisi une taille de particules assez grande et une masse de sable faible. Cela permet d'avoir des impacts isolés et d'éviter les interactions entre particules elles-mêmes et entre les défauts voisins. La taille moyenne des grains est d'environ  $1000 \pm 114 \mu\text{m}$ . Les observations microscopiques montrent que les grains de sable sont de couleur variable, blanc laiteux, jaune marron, avec quelques grains ou parties de grains de couleur bleu clair. Ils ont une forme grossièrement arrondie avec quelques grains anguleux (figure 2.1).



**Figure 2.1 :** Micrographie d'un échantillon du sable montrant l'aspect, la forme et la couleur des grains

### 2.2.2 - DISPOSITIFS UTILISES

**A - Dispositif de sablage :** Plusieurs dispositifs souffleurs de particules solides ont été proposés dans la littérature et discutés dans le paragraphe 1.2.5. Le dispositif souffleur de sable utilisé dans le présent travail (Figure 2.2) a été réalisé au niveau du Laboratoire des Matériaux Non Métalliques de l'institut d'Optique et Mécanique de Précision (UFASétif 1). Il est composé d'un ventilateur à vitesse variable, d'un canaliseur de longueur 1 m qui permet de guider les particules de sable à la sortie de la buse et de réduire la turbulence du flux. Le diamètre de la buse est de 25 mm. La trémie est munie d'un système qui permet de libérer les particules de sable avec un débit variable. Le porte échantillon est orientable entre 0 et 90°. Ce dernier est fixé dans une enceinte qui permet de récupérer le sable utilisé et d'empêcher le sable de s'éparpiller. Le principe consiste à projeter les particules de sable, accélérés par un flux d'air à l'aide du ventilateur à vitesse variable, sur la surface des échantillons dans différentes conditions d'essais (vitesses de projection, angles d'impact, débits de sable).

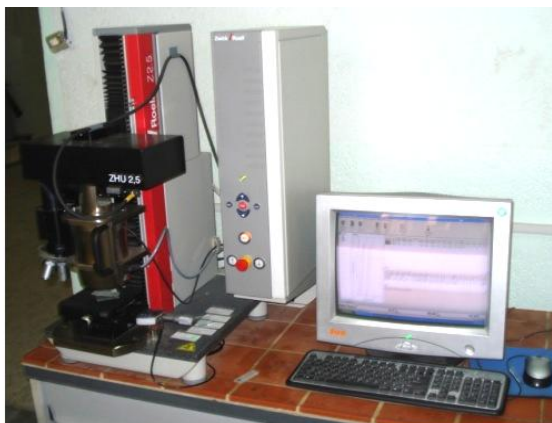


**Figure 2.2 :** Schéma de principe du dispositif souffleur de sable utilisé.

**B - Micro-duromètre :** Le micro-duromètre instrumenté utilisé est de type Zwick/Roell (figure 2.3). Il permet de réaliser des empreintes Vickers et de les visualiser sur un écran d'ordinateur. Il est constitué des éléments suivants :

- Une tête de mesure de dureté munie d'un pénétrateur Vickers.

- Trois objectifs (10x, 20x, 40x) et d'un oculaire.
- Une table de déplacement XY
- Un système optique pour visualiser les empreintes et les fissures.



**Figure 2.3 :** Microduromètre utilisé.

**C - Microscope optique :** C'est un appareil optique de type MOTIC BA 410 (figure 2.4). Il est équipé d'une tourelle porte-objectifs munie de cinq objectifs. Les grossissements sont (4x, 10x, 20x, 40x et 100x). L'appareil permet de faire des observations micrographiques et de déterminer le pourcentage de la surface endommagée.



**Figure 2.4 :** Microscope optique utilisé

**D - Machine d'essais mécaniques :** Pour déterminer la résistance mécanique en flexion biaxiale (anneau sur anneau), nous avons utilisé une machine universelle d'essais mécaniques de type Zwick /Roell, de capacité 25 kN (figure 2.5).



**Figure 2.5 :** Machine d'essai de flexion utilisée.

**E - Rugosimètre :** C'est un appareil de mesure des paramètres de rugosité de type ALTIMET, de vitesse maximale 500  $\mu\text{m/s}$ . La mesure se fait par un palpeur à pointe diamantée, relié à un capteur inductif, qui amplifie et enregistre les signaux relatifs au déplacement du palpeur sur la surface à contrôler. Ces appareils communément appelés « rugosimètres », indiquent plusieurs critères de profil, par lecture directe.

**F - Spectrophotomètre :** C'est un appareil de mesure de la transmission optique piloté par microordinateur de type UV-1800 Shimadzu (figure 2.6). Il permet de décrire les spectres de transmittance optique directement pour les différentes longueurs d'ondes dans la plage d'étude choisie (200 – 1200) nm.





**Figure 2.6 :** Spectrophotomètre utilisé

### **2.3 - PROCEDURE EXPERIMENTALE**

Les essais d'érosion sont réalisés en utilisant une cible fixe (verre) attaquée par des particules de sable lavées et séchées. La vitesse des particules est mesurée à l'aide d'un anémomètre. Nous avons varié l'angle d'incidence (de 0 à 90° avec un pas de 30°) et la vitesse d'impact (15 à 35 avec un pas de 10 m/s) de façon à balayer l'intervalle des vitesses du vent de sable sévissant dans les régions sahariennes en conditions réelles. On estime qu'en dessous de 12 m/s (36 km/h), le vent de sable n'a pas une influence significative sur les objets. D'autre part, la vitesse maximale enregistrée est de l'ordre de 120 Km/h, soit 33,3 m/s. Nous avons également varié l'angle d'incidence entre 0 et 90° à cause de l'orientation des vents en conditions réelles et qui sont gouvernées par les turbulences enregistrées au niveau du sol.

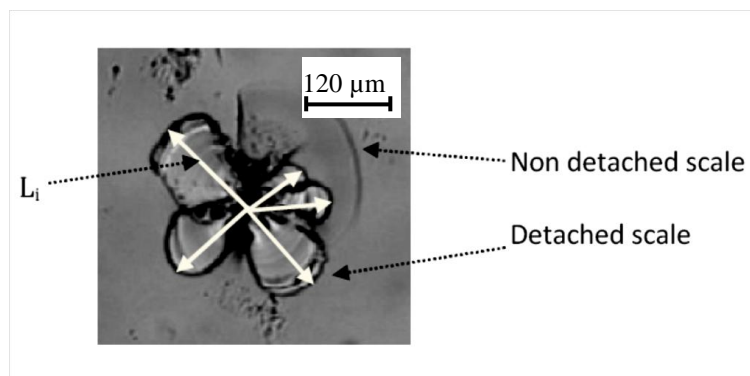
Comme il s'agit de faire une étude statistique sur la distribution des tailles des défauts, nous avons sélectionnée une masse projetée  $M_p = 30$  g de façon à ce que les défauts soient isolés et d'éviter l'interconnexion des défauts voisins. Les défauts isolés permettent de faire aisément les mesures des tailles. Nous avons choisi une taille moyenne des grains assez grande ( $1000 \pm 114$ )  $\mu\text{m}$  par rapport au sable ordinaire ( $250 \div 700$   $\mu\text{m}$ ). Cela permet, d'une part, d'augmenter l'énergie cinétique des particules incidentes et d'autre part d'avoir des défauts de tailles suffisantes (écaillés bien définies) pour faciliter les mesures. Le débit de sable est maintenu constant égal 7,2 g/min. Tous les essais ont été réalisés à la température ambiante. Les observations microscopiques des surfaces érodées sont faites à l'aide d'un microscope

optique. Pour l'étude statistique des tailles de défauts, nous avons choisi aléatoirement 50 impacts isolés dans une surface de  $1\text{cm}^2$  dans la partie centrale (la plus dégradée) pour chaque échantillon. Ces mêmes échantillons de verre de forme carrée de dimensions  $50 \times 50 \times 3\text{ mm}^3$  ont été soumis à la flexion biaxiale « anneau sur anneau » pour déterminer la résistance mécanique.

En résumé, les paramètres d'essais sont pris comme suit :

- Paramètres fixes :  $M_p = 30\text{g}$ , Débit :  $7,2\text{ g/min}$ , taille des grains :  $(1000 \pm 114)\text{ }\mu\text{m}$ .
- Paramètres variables :  $V = 15, 25, 35\text{ m/s}$ , angle d'incidence  $\alpha = 30, 60, 90^\circ$ .

**A - Mesure de la taille des défauts :** Les surfaces sablées comportent des défauts de tailles très variables et répartis de manière aléatoire. Nous avons observé qu'au-dessus de  $15\text{ }\mu\text{m}$  de taille, presque tous les impacts sont bien définis, c'est la raison pour laquelle nous avons fait des mesures uniquement sur les défauts de taille supérieure à  $15\text{ }\mu\text{m}$ , taille à partir de laquelle les défauts deviennent bien définis et les écailles nettement apparentes. Nous avons adopté la méthode d'Evans qui consiste à mesurer la taille des écailles dans les directions longitudinales (figure. 2.7). Pour chaque impact, on prend la moyenne  $\bar{L}$  des longueurs  $L_i$  de chacune des écailles [80] :



**Figure 2.7 :** Micrographie montrant un défaut typique de sablage et le principe de mesure de sa taille.

**B - Résistance mécanique en flexion :** Afin d'étudier l'effet des défauts de sablage sur la résistance mécanique, nous avons adopté les essais de flexion biaxiale avec des anneaux concentriques (figure 2.8). Cette technique de flexion présente des avantages par rapport aux

essais de flexion 3 ou 4 points, car elle permet essentiellement d'éliminer l'effet des bords et donc de déterminer la résistance mécanique intrinsèque. De plus, la préparation des éprouvettes est facile et la forme est simple (forme circulaire ou carrée). Pour notre étude, plusieurs lots d'échantillons de 30 éprouvettes de forme carrée et de dimensions (50x50x3 mm<sup>3</sup>) ont été préparés pour chaque paramètre d'érosion (3 angles et 3 vitesses). Selon la recommandation de la norme ASTM C1499 [81], nous avons utilisé des anneaux de chargement inférieur et supérieur ayant respectivement les diamètres 16 et 36 mm. Au cours des essais de flexion, la surface endommagée est chargée en tension. La vitesse de chargement est maintenue constante et égale à 1 mm/min pour tous les essais.

La résistance mécanique est déterminée à l'aide de la formule suivante (Malzbender et al., [82] Mencik [83]) :

$$\sigma = 3F_R/2\pi h^2 [(1+\nu) \ln r_1/r_2 + (1-\nu) [r_1^2 - r_0^2 / 2r_2^2]] \quad (2.1)$$

$F_R$  : force à la rupture

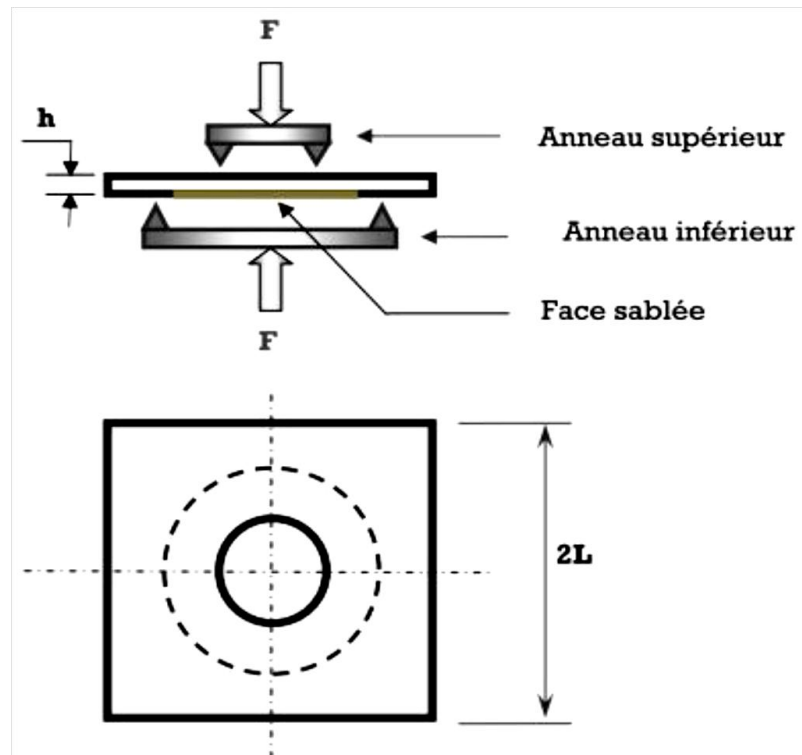
$\nu$  : coefficient de Poisson (0,22)

$h$  : épaisseur de l'échantillon (3 mm)

$r_0, r_1$  (8 mm), (18 mm) : rayons des anneaux inférieur et supérieur respectivement

Pour un échantillon de forme carrée de côté  $2L$ , un rayon équivalent doit être inséré dans la formule (2.1) précédente tel que :

$$r_2 = L(1 + \sqrt{2})/2 \approx 1,21.L \quad (2.2)$$

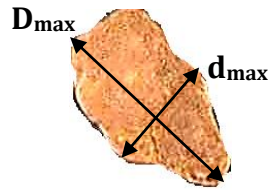


**Figure 2.8** : Schéma de principe de l'essai de flexion par anneaux concentriques.

## 2.4 - RESULTATS ET DISCUSSIONS

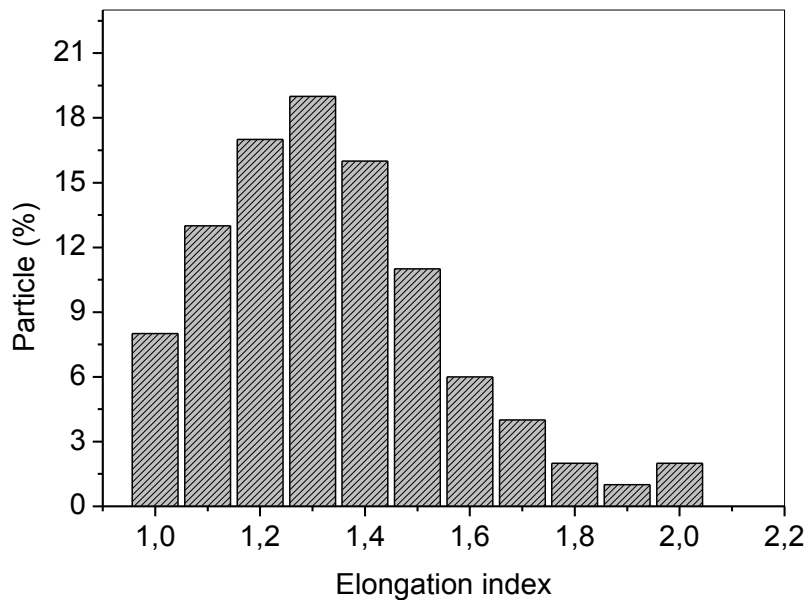
### 2.4.1 - INDICE D'ALLONGEMENT DES GRAINS DE SABLE

Comme dans notre étude est basée sur la mesure des tailles des défauts de sablage et que ceux-ci dépendent des particules incidentes, nous avons jugé utile de déterminer l'indice d'allongement des grains. L'indice d'allongement "Ei" représente le rapport de la dimension la plus grande  $D_{\max}$  mesurée dans une direction et de la plus grande dimension  $d_{\max}$  mesurée dans la direction perpendiculaire ( $Ei = D_{\max} / d_{\max}$ ) (figure 2.9). L'indice d'allongement des particules de sable est représenté sur la figure 2.10.



**Figure 2.9 :** Paramètres de mesure de l'indice d'allongement d'un grain de sable

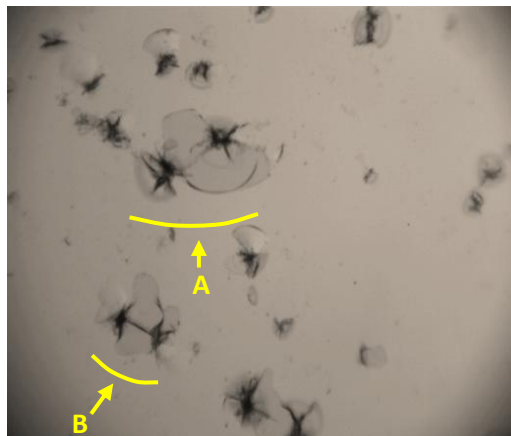
Nous avons observé qu'environ 8% de ces particules sont de forme presque parfaitement arrondie ( $E_i \approx 1$ ), qu'environ 50% des grains sont relativement arrondis mais irréguliers avec un indice d'allongement situé entre 1,1 et 1,3 et environ 42% sont allongés avec un indice supérieur à 1,4. Il est évident que ces formes très diverses génèrent des défauts de diverses formes et tailles comme on peut le voir par la suite.



**Figure. 2.10 :** Variation des Indices d'allongement établis pour un échantillon de grains de sable utilisés

### 2.4.2 - OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES DES DEFAUTS

La figure 2.11 montre une micrographie de la surface du verre érodée par une projection de particules de sable de 30 g à une vitesse de 25 m/s dans la position normale ( $90^\circ$ ). Nous observons clairement que les défauts sont de différentes tailles et morphologies. La majorité des défauts contient des écailles. Comme dans notre étude, les grains de sable sont de formes irrégulières dans la majorité, il est logique de trouver de telles variétés de défauts. Une similitude apparaît clairement entre ces types de défauts et les indentations Vickers faite sur du verre. Sur la figure, la flèche **A** indique une interaction entre deux défauts voisins de tailles différentes. La flèche **B** montre une seconde interaction entre deux défauts voisins, apparemment de même taille. Nous pouvons observer un lien entre les deux fissures radiales et dans une moindre mesure des fissures latérales. Sur les deux côtés latéraux de cette fissure intermédiaire, il existe deux écaillages symétriques et presque de même taille. Les principaux facteurs qui influencent ces interactions sont, selon la littérature [84, 85] la distance entre les sites d'impacts, le niveau de chargement (force d'impact) et l'ordre de l'impact séquentiel.



**Figure 2.11 :** Micrographie montrant les défauts typiques de sablage et quelques interactions entre les défauts voisins (x96).

### 2.4.3 - EFFET DE L'ANGLE D'IMPACT ET DE LA VITESSE DES PARTICULES

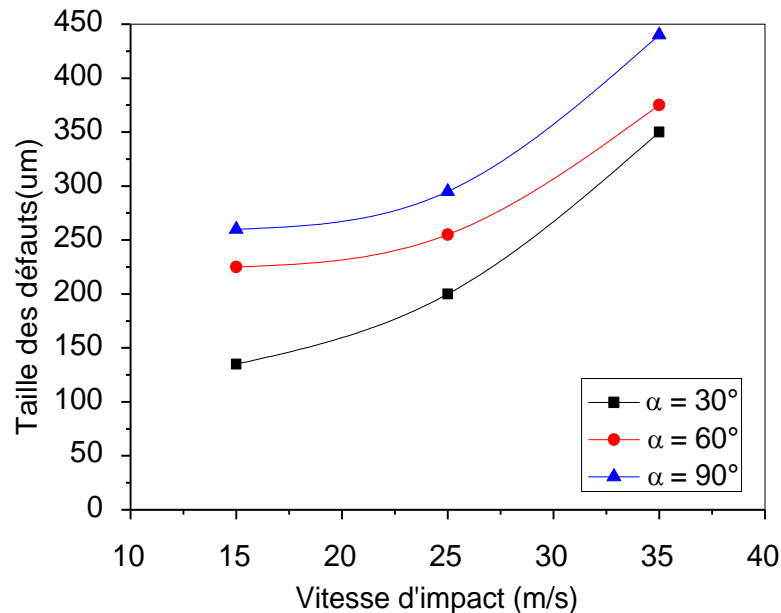
Comme on peut le voir sur la figure 2.7, montrant un seul impact, l'extension des fissures latérales se produit dans des directions différentes. Pour cette raison, les mesures de la taille doivent être faites dans toutes les directions et une valeur moyenne pour chaque impact doit être estimée. Des éprouvettes érodées dans des conditions différentes ont été étudiées toutes de la même manière. On sélectionne les défauts présents dans une surface de  $1\text{ cm}^2$  dans la partie centrale (la plus dégradée). Après les mesures systématiques des tailles des défauts, les effets de l'angle d'impact et de la vitesse des particules apparaissent clairement.

**A - Effet de l'angle d'impact :** D'une manière générale on peut observer que pour une vitesse constante, la taille moyenne des défauts augmente lorsque l'angle d'impact passe de  $30^\circ$  à  $90^\circ$ . Ceci conduit à une surface plus endommagée, et l'effet de l'énergie cinétique des particules incidentes est variable selon l'angle d'impact. En position normale, toute l'énergie cinétique des particules est absorbée par la surface de l'échantillon lors de l'impact. Il en résulte la formation de défauts et éventuellement la naissance d'un champ de contraintes tout autour. Ce phénomène est amplifié lorsque la vitesse augmente de 15 à 35 m/s (vitesse maximale).

A l'inverse en position inclinée, la composante des forces tangentielles prédomine et par conséquent, la taille des défauts diminue. Il peut être mentionné que pour  $V = 15\text{ m/s}$ , la taille des défauts passe de 135 à 225  $\mu\text{m}$  respectivement pour les angles d'impact  $30^\circ$  et  $90^\circ$ , ce qui correspond à une augmentation d'environ 67%. Par conséquent les dommages de surface sont au maximum. La même tendance est observée pour les autres angles d'impact. La plus grande taille de défaut atteint environ 428  $\mu\text{m}$ .

**B - Effet de la vitesse :** De même que pour l'angle d'impact, l'effet de la vitesse présente la même tendance. Lorsque la vitesse passe de 15 à 35 m/s, l'énergie cinétique des particules augmente et par conséquent il y a une nette augmentation de la taille des défauts. A  $30^\circ$ , la taille maximale des défauts passe de 135  $\mu\text{m}$  pour  $V = 15\text{ m/s}$  à 328  $\mu\text{m}$  pour la vitesse 35 m/s. Ceci correspond à une augmentation d'environ 143%. Alors que pour l'angle  $90^\circ$ , la

Variation de la taille des défauts atteint 61% entre 15 et 35 m/s (266 à 428  $\mu\text{m}$ ). La même tendance est observée pour les autres vitesses de projection des particules (Figure 2.12).

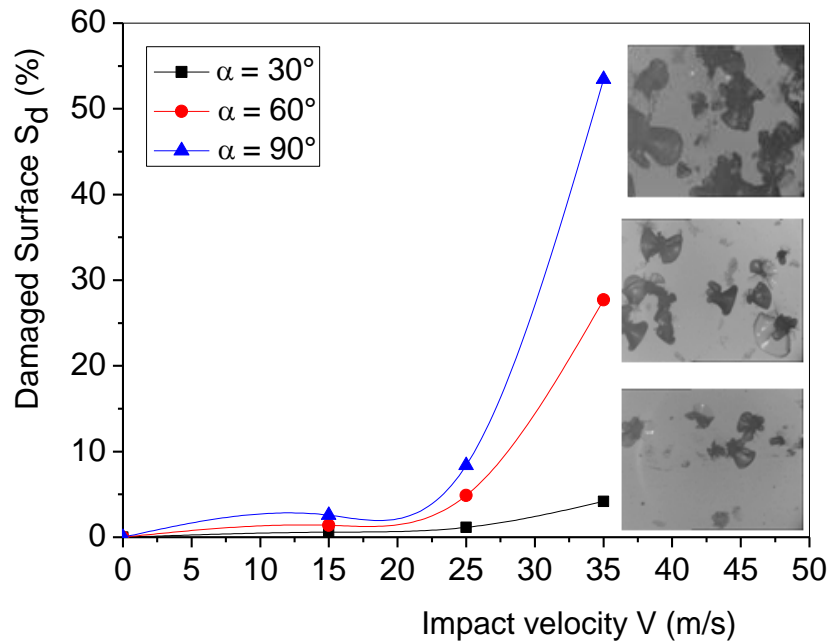


**Figure 2.12 :** Variation de la taille des défauts pour différentes vitesses (15, 25 et 35 m/s) et différents angles d'impact (30, 60 et  $90^\circ$ ).

#### 2.4.4 - VARIATION DU TAUX D'ENDOMMAGEMENT

La figure 2.13 montre la variation du taux d'endommagement de la surface impactée en fonction de la vitesse pour différents angles d'impact. On voit clairement que l'endommagement est négligeable en dessous de 25 m/s pour les trois angles considérés. Au delà de cette vitesse, le taux d'endommagement augmente fortement. La valeur maximale de l'endommagement est obtenue pour l'angle d'impact  $90^\circ$  et la vitesse de projection des particules de 35 m/s. Elle atteint environ 52%. Cela veut dire que la surface est à moitié saturée. L'état de saturation totale n'est pas encore atteint dans les conditions d'essais choisies. La figure montre que pratiquement tous les défauts comportent des écaillages plus ou moins importants, témoignant de l'importance de l'énergie cinétique des particules au cours du phénomène d'érosion.





**Figure 2.13** : Variation du taux d'endommagement de la surface impactée en fonction de la vitesse des particules pour différents angles d'impact.

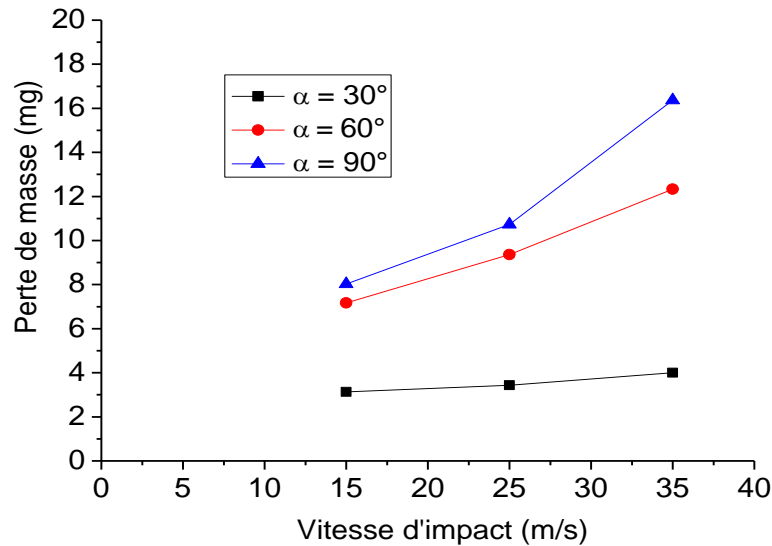
#### 2.4.5 - TAUX D'EROSION

La détermination de la perte de masse pour les différentes conditions d'essais (vitesses et angles d'impact) a été évaluée en pesant les éprouvettes avant et après le sablage. La précision de la balance utilisée est de  $\pm 0,002$  gr. Les quantités de matière enlevées durant le processus d'érosion pour les différents paramètres, sont présentées dans le tableau 2.3.

Angle ( $^\circ$ ) $\rightarrow$	30	60	90
Vitesses (m/s) $\downarrow$	Perte de masse $\Delta m$ (mg)		
15	3,133	7,166	8,033
25	3,433	9,366	11,733
35	4,00	12,333	16,366

Tableau 2.3 : Variation de la perte de masse  $\Delta m$  pour différentes vitesses (15, 25 et 35 m/s) et différents angles d'impact (30, 60 et  $90^\circ$ ).

A partir de ces données, nous avons tracé les courbes de la variation de perte de masse en fonction de la vitesse d'impact (figure 2.14) :



**Figure 2.14 :** Variation de la perte de masse  $\Delta m$  pour différentes vitesses et différents angles d'impact.

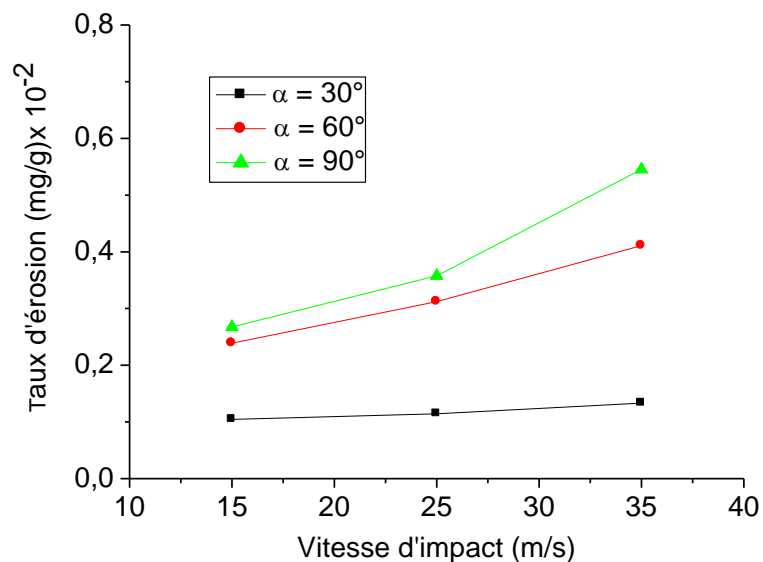
Au vu de ces résultats, nous confirmons la tendance croissante d'endommagement durant le sablage. On observe que pour l'angle d'impact  $30^\circ$ , la perte de masse est presque négligeable. Elle devient nettement plus importante lorsque les angles tendent vers  $90^\circ$ . Cette perte de masse atteint sa valeur maximale qui est de l'ordre de 16 mg pour un angle de  $90^\circ$  et une vitesse de 35 m/s. Des résultats similaires ont été obtenus dans des conditions d'essais proches par N. Bouaouadja et al. [86].

Le taux d'érosion  $E$  est défini comme le rapport de la perte de masse sur la masse projetée ( $E = \Delta m / M_p$ ). Comme dans notre cas, la masse projetée reste constante, l'évolution du taux d'érosion en fonction des paramètres d'essais reste la même que celle de la perte de masse. Mais l'expression du taux d'érosion est plus significative puisqu'elle traduit l'activité érosive dans des conditions données. La figure 2.15 présente la variation du taux d'érosion en fonction des vitesses de particules ( $V = 15, 25, 35$  m/s) pour différents angles d'impact ( $30, 60, 90^\circ$ ). On peut observer que le taux d'érosion pour la petite vitesse ( $V = 15$  m/s) est presque négligeable et reste constant pour tous les angles d'impact. A la vitesse 35 m/s et

quand le flux de sable est en position normale ( $90^0$ ) par rapport à l'échantillon, l'endommagement devient plus sévère. Dans ce cas, les forces tangentielles d'impact sont négligeables et les forces normales de l'impact sont nettement dominantes : l'érosion est plus efficace. La valeur maximale observée est de l'ordre de 0,545 mg/g pour la vitesse la plus élevée (35 m/s) et l'angle ( $90^0$ ). Les différentes valeurs du taux d'érosion sont indiquées dans le tableau 2.4.

Angles ( $^0$ ) →	30	60	90
Vitesses (m/s) ↓	Taux d'érosion E (mg/g)		
15	0,104	0,238	0,267
25	0,114	0,312	0,357
35	0,133	0,411	0,545

Tableau 2.4 : Variation du taux d'érosion pour différentes vitesses et différents angles d'impact



**Figure 2.15** : Variation du taux d'érosion dans les différentes conditions d'essais.

### 2.4.6 - RUGOSITE

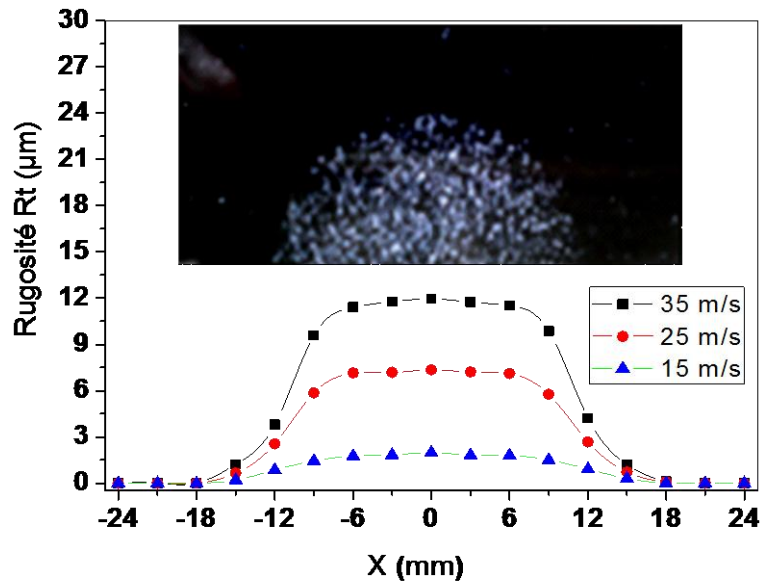
La rugosité est un critère géométrique très important dans l'étude de la résistance mécanique du verre à l'érosion, car elle donne une idée sur l'état d'endommagement de la surface. Par conséquent pour un matériau comme le verre, elle donne des renseignements précieux concernant la qualité optique. La rugosité est le résultat de la modification micro géométrique d'une surface provoquée par un relief accidenté par les impacts intensifs des grains de sable sur cette surface. La qualité d'un endommagement par impact dépend d'un ensemble de paramètres. Il en découle que la rugosité est directement liée à ces paramètres et surtout à la forme du projectile. Suivant qu'il soit sphérique ou anguleux, le profil de la rugosité obtenu sera différent, donnant des aspects variés à la surface érodée. Un grand nombre de critères sont définis dans la normalisation pour caractériser une rugosité. En pratique, dans un profil et sur une longueur considérée, seuls deux d'entre eux sont souvent retenus :

- **Ra, écart moyen arithmétique** c'est la moyenne arithmétique des écarts en valeur absolue, entre les pics et les creux. Ra est une mesure de la distance entre cette moyenne et la ligne centrale. On admet couramment que cette notion synthétise approximativement les différents paramètres intéressés dans la rugosité.

- **Rt, écart total** : désigne la dénivellation la plus importante entre le plus haut sommet d'un pic et le fond du plus bas d'un creux.

La figure 2.16 montre le profil de rugosité totale Rt obtenu pour différentes vitesses d'impact en position normale (90°). Les mesures sont obtenues suivant l'axe X sur la ligne médiane d'une tâche d'érosion en utilisant un pas de 3 mm à partir du bord de l'échantillon. On peut voir que toutes les courbes de rugosité sont à peu près symétriques suivant l'axe X et présentent un maximum suivant un plateau dans la zone centrale de la surface sablée. Ceci permet de justifier le choix d'une surface de 1 cm<sup>2</sup> au centre de la zone érodée et que nous avons choisie pour les mesures des tailles des défauts, de la transmission optique,... Prés des bords, Rt tend vers des valeurs nulles indiquant les régions non atteintes par le sablage. Le

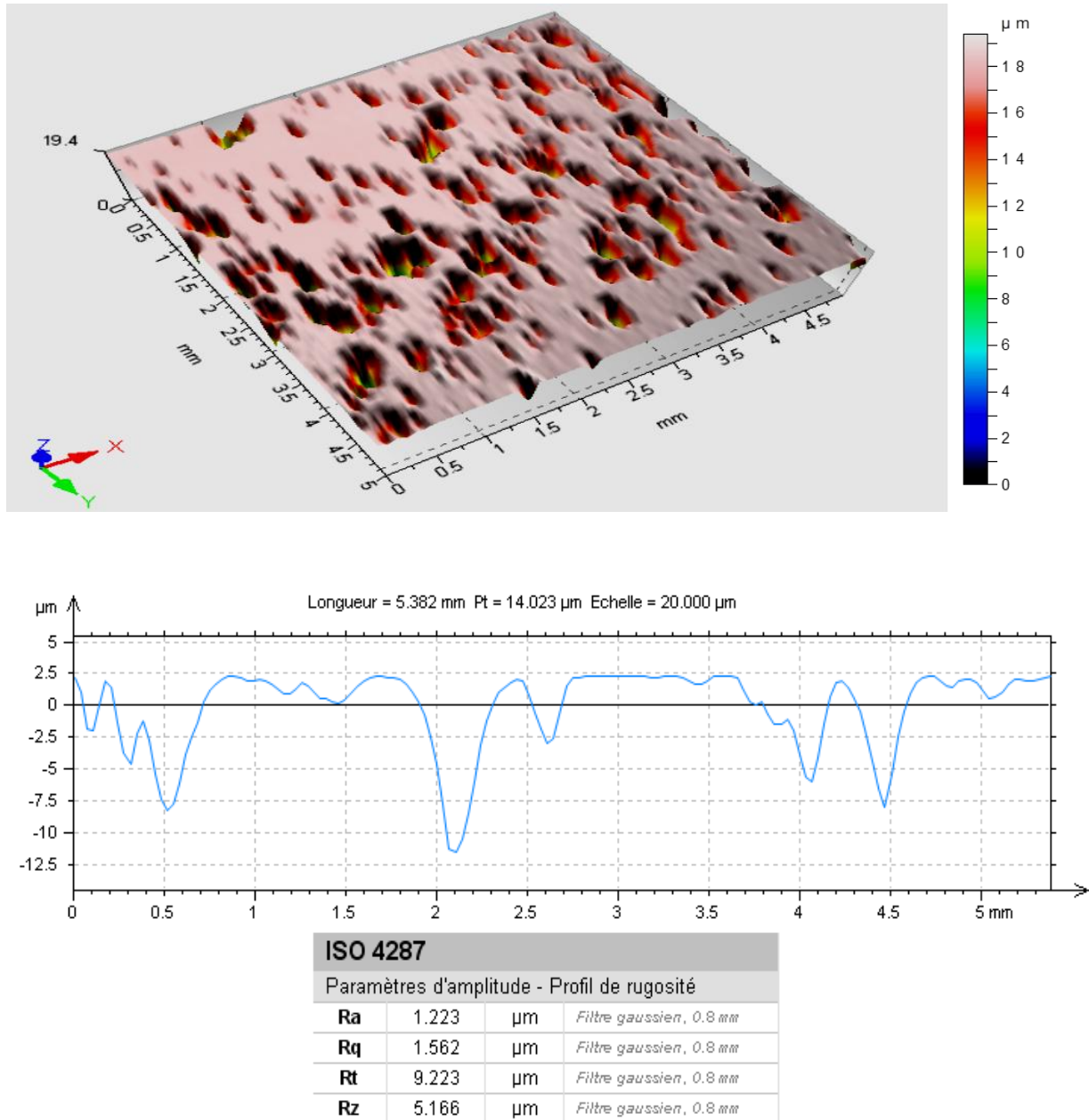
niveau des courbes diminue régulièrement lorsque les vitesses d'impact diminuent de 35 à 15 m/s. En moyenne, les valeurs varient de 11,98  $\mu\text{m}$  pour 35 m/s à 1,85  $\mu\text{m}$  pour 15 m/s.



**Figure 2.16 :** Variation de  $R_t$  sur une ligne médiane suivant l'axe X pour trois vitesses, sous l'angle d'impact  $90^\circ$ .

La figure 2.17 montre l'état de surface en trois dimensions et les profils de rugosité d'un verre sodocalcique de dimensions  $5 \times 5 \times 3 \text{ mm}^3$  impacté par une masse constante de grains de sable ( $M_p = 30\text{g}$ ) de taille ( $1000 \mu\text{m}$ ) avec une vitesse d'impact de 25 m/s et un angle de  $90^\circ$ . On voit que les défauts de tailles variables sont distribués aléatoirement sur la surface exposée au jet de sable. De même, la figure montre clairement des sites d'impact isolés et d'autres qui sont entrés en interaction entre des défauts voisins et menant à de petites zones endommagées, suite à l'augmentation de la taille et du nombre de défauts. Il est évident que cette situation a tendance à augmenter sur toute la surface de l'éprouvette exposée au flux de sable.

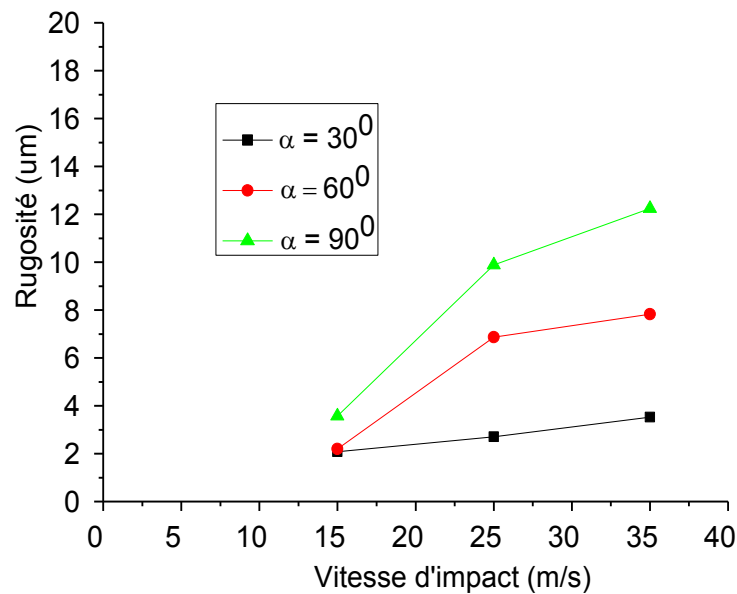
Le profil de rugosité, établi sur une course de 5 mm, montre que le plus grand creux dépasse clairement les 10  $\mu\text{m}$ , alors que la valeur moyenne affichée de  $R_a$  est de l'ordre de 1,2  $\mu\text{m}$ . Les distances entre les différents creux donnent une idée sur l'espacement entre les points d'impact et les possibilités d'interactions entre défauts.



**Figure 2.17** : Etat de surface impacté et profils de rugosité pour un angle  $90^\circ$  et une vitesse de 25 m/s

La figure 2.18 montre la variation de la rugosité totale  $R_t$  en fonction des vitesses pour différents angles d'impact. La rugosité a été mesurée dans la partie centrale de l'échantillon car c'est la zone la plus affectée par l'érosion. Sur la figure, on remarque une faible augmentation de la rugosité dans le cas de la petite vitesse (15 m/s) et ceci pour les trois angles d'impact ( $30^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $90^\circ$ ). La plus petite valeur est de l'ordre de  $1,9 \mu\text{m}$ . Au delà de 25

m/s, la rugosité augmente régulièrement jusqu'à atteindre une valeur maximale qui est d'environ  $12 \mu m$  dans le cas de la vitesse 35 m/s et l'angle  $90^0$  où l'endommagement de la surface est assez sévère. Dans une étude faite par M. Kolli et al. [10] sur l'effet de l'attaque par l'acide HF sur les propriétés d'un verre sodocalcique sablé, les auteurs ont observé qu'après un sablage avec une masse constante de 200g de sable, le profil de rugosité est très accidenté et anguleux ( $Ra = 5,456 \mu m$  et  $Rt = 38,609 \mu m$ ). Après attaque chimique, il devient de plus en plus émoussé, ce qui mène à la réduction de la rugosité ( $Ra = 2,073 \mu m$  et  $Rt = 16,895 \mu m$ ). Le mécanisme consiste à réduire les différences de niveau entre les crêtes et les creux.



**Figure 2.18 :** Variation de la rugosité totale  $R_t$  en fonction de  $V$  et pour différents angles d'impact.

#### 2.4.7 - TRANSMISSION OPTIQUE

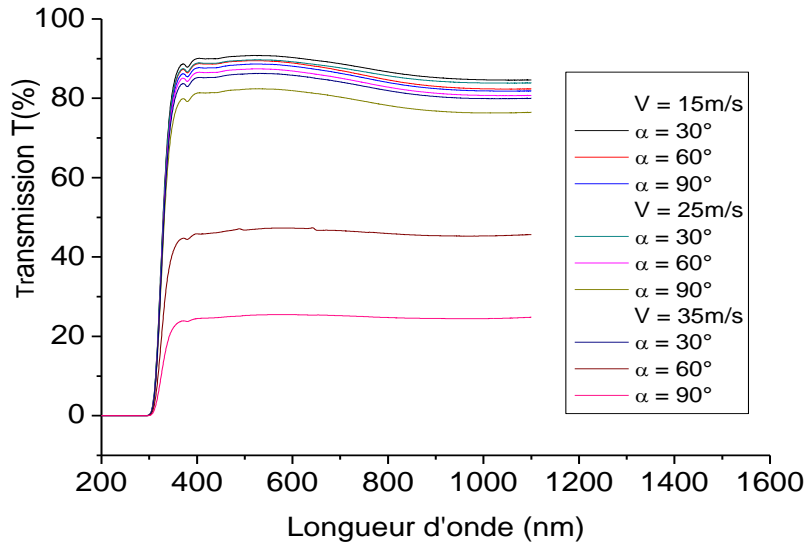
Plusieurs matériaux sont très appréciés dans la vie courante en raison de leur bonne transparence optique, comme les matériaux plastiques et certains composites. Cependant ils présentent des inconvénients majeurs qui limitent leur durée de vie en service (rayage, décoloration, dégradation par ensoleillement intense,...). Le verre reste le matériau le plus

utilisé à cause de son excellente transparence et de la grande dureté de surface. Cependant, dans la plupart des cas, une fois que le verre perd sa qualité optique, il ne peut être utilisé même si mécaniquement il est encore bien résistant. C'est dans ce contexte que nous essayons de donner quelques résultats concernant l'influence de l'érosion sur la qualité optique d'un verre sodocalcique. La transmission optique (T) du verre étudié, à son état initial, à été mesurée à l'aide d'un spectrophotomètre en utilisant la lumière blanche. On a trouvé une valeur moyenne :  $T \approx 91,6\%$ .

La figure 2.19 montre que pour la vitesse 15 m/s, la chute de la transmission optique est presque négligeable pour les trois angles d'impact. Au delà de 25 m/s, la transmission optique chute rapidement avec l'augmentation de l'angle. La chute pour la vitesse de 35 m/s passe de 91,6 à 25,45% pour la position normale ( $90^\circ$ ) et de 91,6 à 86,22% pour un angle de  $30^\circ$ . Cette forte décroissance est essentiellement liée à la diffusion de la lumière incidente qui est provoquée par les défauts de surface induits par les impacts de sable répétés. Dans un travail sur l'érosion du verre, C. Bousbaa et al. [87] ont étudié l'effet de sablage sur les propriétés d'un verre sodocalcique. Ils ont trouvé que la variation de la transmission optique en fonction de la durée de sablage et pour différents angles d'impact, chute fortement au départ, puis elle tend vers un niveau constant. Après 60 minutes d'exposition au sablage, la chute passe de 91,5 à 51% pour un angle de  $90^\circ$ , et seulement de 91,5 à 86% pour un angle de  $30^\circ$ . Les défauts d'érosion provoquent la perte de transmission par réflexion et surtout par diffusion en raison d'une augmentation progressive de la densité des défauts de divers types (surfaces concaves dues à l'écaillage, microfissures, cratères,...). L'effet des contraintes résiduelles cumulées dans la surface érodée contribue à la fragilisation de la surface, ce qui mène souvent à un endommagement par effritement.

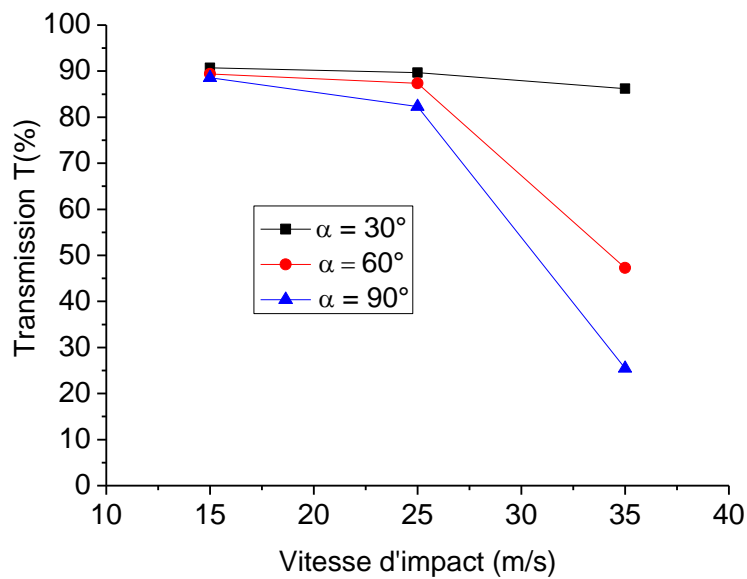
Dans un autre travail sur l'effet de l'angle d'impact sur les surfaces d'un verre érodé par sablage, S. Bouzid et N. Bouaouadja [88] ont observé que la transmission optique chute graduellement avec la durée de sablage. Pour une durée relativement longue de 60 min, la chute atteinte est d'environ 59% par rapport à l'état non sablé dont la transmission initiale est de l'ordre de 91,5%.





**Figure 2.19 :** Spectres de transmittance obtenus sur des échantillons érodés dans différentes conditions d'essais

La figure 2.20 montre les valeurs moyennes de la transmission optique mesurée au centre de l'échantillon en utilisant une longueur d'onde de 550 nm (domaine visible).



**Figure 2.20 :** Transmission optique en fonction de V pour différents angles d'impact ( $\lambda = 550$  nm).

### 2.4.8 - RESISTANCE MECANIQUE

Dans le but de connaître l'effet des paramètres d'érosion (vitesses et angles d'impact) sur le comportement de la résistance mécanique d'un verre sodocalcique, nous avons réalisé une étude sur différents lots d'échantillons. Nous avons préparé des lots de 30 éprouvettes de forme carrée et de dimensions  $(50 \times 50 \times 3 \text{ mm}^3)$  pour chaque paramètre d'érosion (angles et vitesses). Puis, nous avons adoptés des essais de flexion biaxiale avec des anneaux concentriques. Cette technique présente des avantages par rapport aux essais de flexion 3 ou 4 points, c'est d'éliminer l'effet des bords et donc de déterminer la résistance mécanique intrinsèque. Au cours des essais de flexion, la surface endommagée est chargée en tension.

Parmi les essais de flexion, il apparaît très clair que le test de flexion « anneau sur anneau » est le plus commode dans cette étude, parce que la zone endommagée de l'échantillon (zone en tension) coïncide parfaitement avec la surface de la bague intérieure. Ainsi, on peut admettre que l'échantillon de verre se rompt en raison de la fissuration initiée par les impacts de sable qui couvrent toute la surface de verre exposée au jet de sable. Il est bien connu que les tests « anneau sur anneau » produisent une zone de flexion uniforme et des contraintes biaxiales réparties uniformément sur la surface érodée.

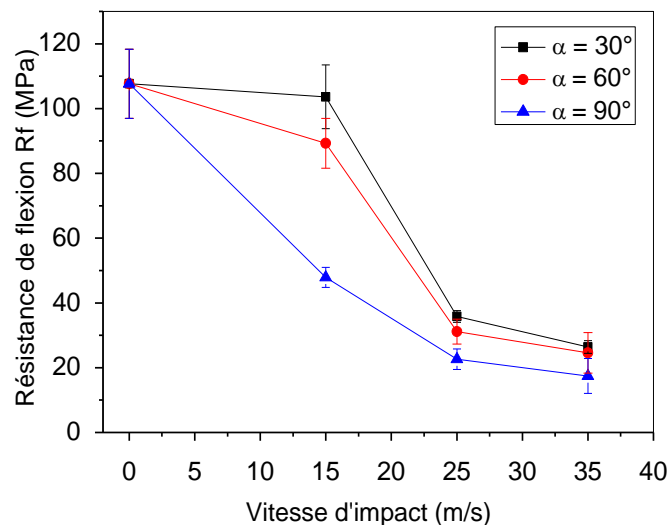
Dans ce contexte, Stuart [81] a rapporté que lors des essais mécaniques de flexion biaxiale anneau sur anneau réalisés sur verre, une certaine proportion de rupture peut se produire en dehors de la bague intérieure et la rupture ne se produit pas nécessairement à l'endroit de la contrainte maximale. Ainsi, il met en doute la validité des valeurs de résistance obtenues. Cela ne pose pas de problème dans la présente étude, étant donné que la surface endommagée est :

- de forme circulaire
- située dans la zone centrale de l'échantillon qui coïncide avec le diamètre intérieur de la bague, et
- que les bords ne sont pas atteints par les impacts de sable.

En outre, l'analyse microscopique des échantillons rompus lors des essais de flexion montre que l'extension de la rupture est initiée à partir de la région centrale des échantillons, qui est

la zone la plus endommagée. Donc, on peut conclure que la résistance mécanique obtenue est essentiellement due aux défauts de sablage. De même, la région centrale des échantillons correspond à la présence de contraintes maximales, et là où l'existence de fissures critiques est plus probable, de sorte que la fracture peut être facilement générée.

La figure 2.21 montre la variation de la résistance en flexion en fonction de la vitesse pour différents angles d'impact ( $30^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $90^\circ$ ). D'une manière générale, la résistance mécanique diminue à mesure que la vitesse de projection de sable augmente. Pour l'angle  $90^\circ$  par exemple, la résistance mécanique diminue régulièrement à partir de 107,6 et atteint 17,4 MPa. Ceci est évident en raison de l'endommagement qui a tendance à couvrir le maximum de la surface des échantillons. Entre 25 et 35 m/s, il apparaît que l'effet de la vitesse d'impact sur la résistance mécanique devient assez faible quelque soit l'angle d'incidence. La raison est que la taille moyenne des défauts a augmenté de manière significative. L'influence de l'angle d'impact est très claire pour  $V = 15$  m/s où on observe le plus grand écart entre les points. Chaque point des courbes représente la moyenne de 05 essais. Or d'après la figure, on remarque que les écarts-types sont relativement grands en particulier à l'état brut sans sablage et pour la vitesse 15 m/s. La dispersion des valeurs dépasse les 20%, ce qui nécessite par la suite une analyse statistique des valeurs.



**Figure 2.21** : Variation de résistance à la flexion en fonction de la vitesse pour différents angles d'impact.

## 2.5 - ANALYSE STATISTIQUE DE LA RESISTANCE MECANIQUE

### 2.5.1- EVOLUTION DE LA TAILLE DES DEFAUTS

On rapporte dans la bibliographie que lors des essais d'érosion par sablage, une grande dispersion de la taille des défauts a été observée par Marshal et al. [84] et Wada et al. [89] entre-autres. Dans le même contexte, des feuilles de verre (comme les pare-brise ou le verre de protection de panneaux solaires) exposés à des tempêtes de sable en conditions réelles sont souvent le siège d'une importante densité de défauts superficiels, qui dépend de la sévérité des tempêtes de sable. De nombreux auteurs se sont intéressés à l'étude de ce processus ; en particulier C. Bousbaa et al. [90] ont étudié la distribution des défauts générés sur un pare-brise qui a été utilisé pendant deux ans dans le sud de l'Algérie. Ils ont sélectionné seulement les défauts présentant des écailles. Ils ont trouvé une large distribution. La taille des défauts varie d'une dizaine de microns à environ 400  $\mu\text{m}$ , avec une partie importante de grands défauts situés à environ 316  $\mu\text{m}$ . La densité de défauts est estimée à environ 440/cm<sup>2</sup>.

La figure 2.22 montre l'évolution du nombre de défauts en fonction de leurs tailles pour les différentes conditions d'essais. Les résultats montrent que pour la même vitesse, la taille moyenne des défauts augmente lorsque l'angle d'impact tend vers la normale (90°). Ceci conduit à une surface plus endommagée. L'effet de l'énergie cinétique des particules est variable selon l'angle d'impact. En position normale, la quasi-totalité de l'énergie cinétique est absorbée par la surface de l'échantillon lors de l'impact, par conséquent la taille des défauts est maximale en terme d'étendue et de profondeur. A l'inverse, en position inclinée la composante des forces tangentielles prédomine et par conséquent la taille des défauts diminue. D'autre part, la taille des défauts et leurs nombres atteignent leurs valeurs minimales lorsque l'angle tend vers 30°. Lorsque la vitesse du flux de sable passe de 15 à 35 m/s, les dommages de surface augmentent par la formation de défauts de tailles variables. L'augmentation de la vitesse montre la diminution régulière du nombre de défauts (N%). Cette diminution est respectivement de l'ordre de (43, 35, 22%), alors que la taille moyenne des défauts (D) est en constante augmentation (195, 225, 375  $\mu\text{m}$ ). Comme la masse projetée est constante dans notre cas, nous pouvons admettre que le seul paramètre important est la vitesse d'impact. On peut conclure que lorsque la vitesse augmente, la taille des défauts augmente, tandis que le nombre de défauts diminue.

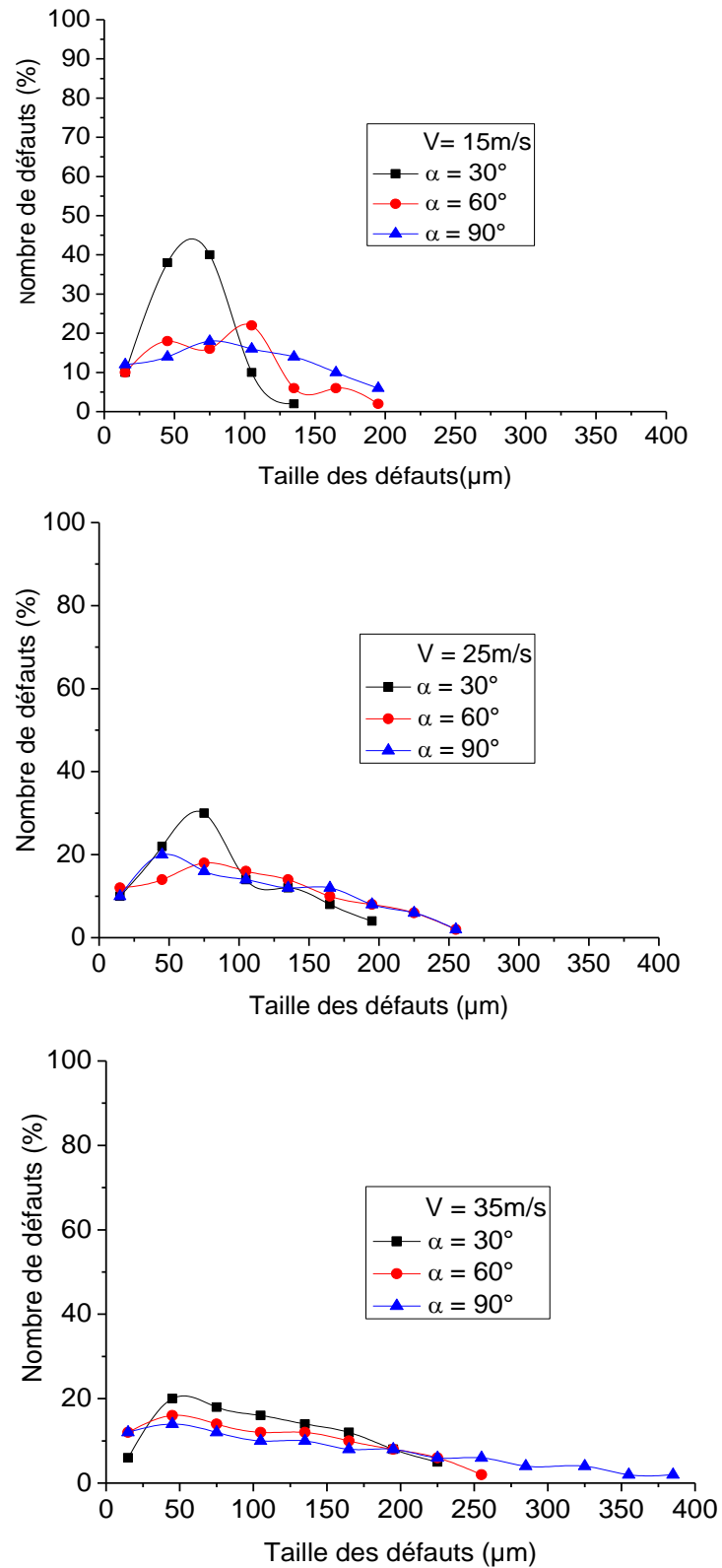


Figure 2.22 : Evolution du nombre de défauts en fonction de leurs tailles

### 2.5.2 - DISTRIBUTION EN TAILLES DES DEFAUTS SELON LA LOI NORMALE

Cette distribution peut être caractérisée par la loi normale dont sa fonction de densité est donnée par :

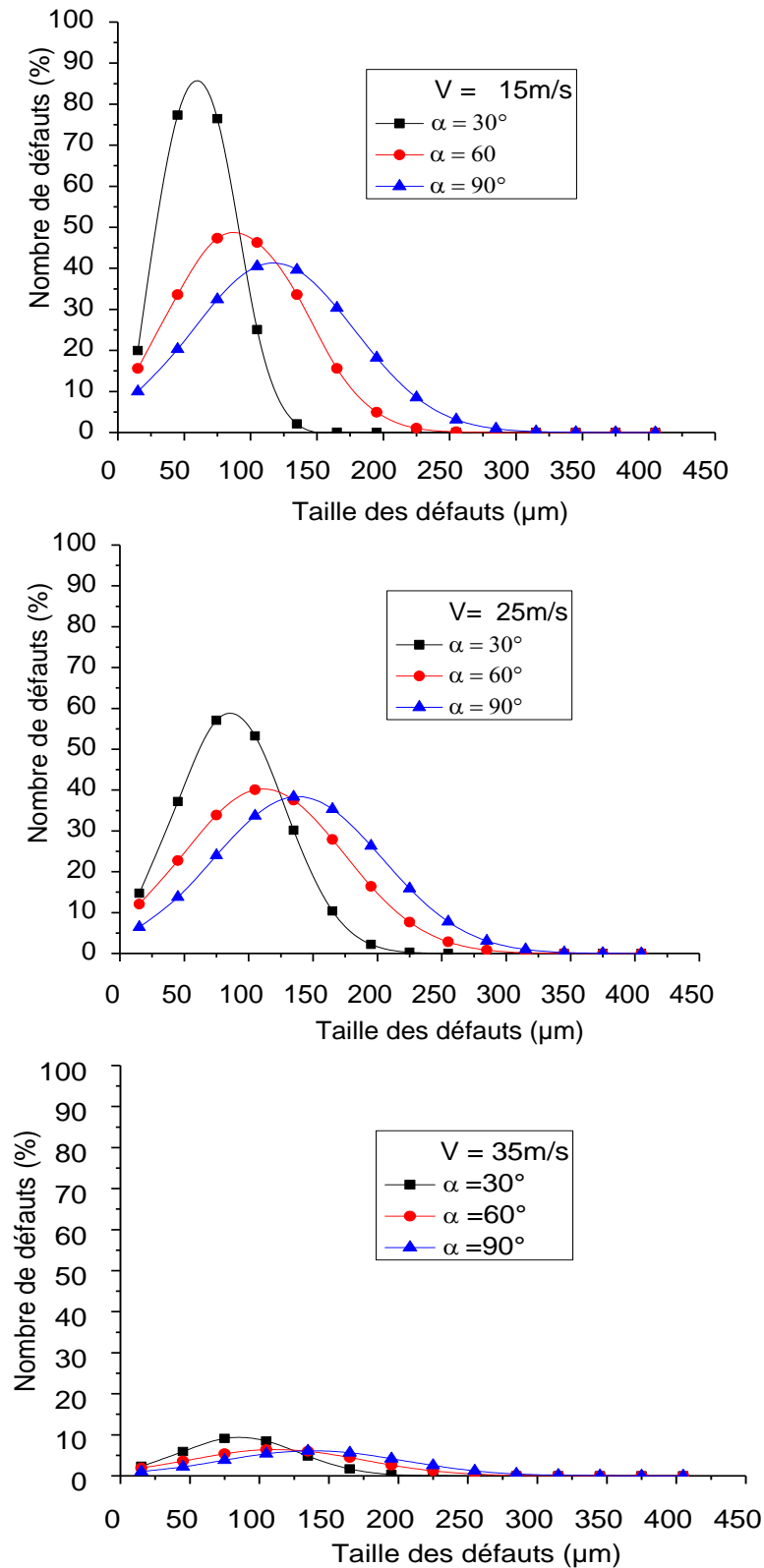
$$f(x) = 1 / \sigma \sqrt{2\pi} \exp^{-1/2[x - \mu / \sigma]^2} \quad (2.1)$$

$x$  : Variable (tailles mesurées)

$\mu$  : Valeur moyenne de la taille des défauts

$\sigma$  : Écart type des valeurs

La figure 2.23 montre la distribution en taille des défauts selon la loi normale. Il semble clair que les courbes pour les trois vitesses (15, 25 et 35 m/s) présentent une dissymétrie positive. Cela signifie que la majeure partie des défauts de surface présente une petite taille. A mesure que la vitesse augmente, les courbes diminuent régulièrement. Pour la vitesse la plus élevée (35 m/s), les courbes sont presque semblables et très plates et le nombre de défauts en taille diminue fortement (< 6%), ce qui confirme le caractère dominant de l'effet de la vitesse sur la distribution en taille des défauts par rapport à l'effet de l'angle d'impact. La valeur maximale de la taille des défauts atteinte dans notre cas est d'environ 428  $\mu\text{m}$ .



**Figure 2.23 :** Distribution du nombre de défauts en fonction de leurs tailles pour différente vitesses (15, 25 et 35 m/s) et différents angles d'impact ( $30^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $90^\circ$ )

### 2.5.3 - DISTRIBUTION DE LA RESISTANCE EN FLEXION

Lors des essais d'érosion du verre, simulés au laboratoire selon les conditions réelles du désert (Sahara), les défauts présents sont de forme et de taille variables. De plus, ils sont généralement orientés de façon aléatoire par rapport au flux de sable. Cette distribution aléatoire des défauts rend compte de la distribution des valeurs de résistance à la rupture observée dans notre cas. En effet, ce n'est pas la tendance moyenne des tailles de défaut qui est pertinente, mais ce sont les valeurs extrêmes de la distribution qui contrôlent la résistance des matériaux fragiles comme le verre. L'approche statistique la plus couramment utilisée est développée à partir de la loi empirique de Weibull (également appelée « modèle du maillon le plus faible »).

La figure 2.24 montre la variation de  $\ln \ln [1/P_s]$  en fonction de  $\ln \sigma$  pour les vitesses (15, 25 et 35 m/s) et pour les angles (30, 60 et 90°). Il apparaît très clair sur les courbes que pour chaque cas, le comportement est grossièrement uniforme et la répartition de la résistance est unimodale. Ceci permet de dire que pour chaque paramètre d'essai, il y a une classe de défauts qui est à l'origine de la résistance mécanique. Pour toutes les variantes, le paramètre de Weibull  $m$  est compris entre 7 et 19. On peut noter que pour le cas le moins érodé ( $\alpha = 30^\circ$  et  $V = 15$  m/s) et l'état brut non érodé (fig. 2.24), les deux droites de Weibull sont presque superposées, ce qui signifie que les origines de la rupture sont semblables. Ce sont les défauts de faible taille. Les défauts générés par une faible activité érosive et ceux qui sont présents à l'état brut du verre, ont à peu près la même influence sur la résistance à la rupture. L'origine des défauts à l'état naturel est intrinsèquement liée à la répartition des défauts de surface introduits pendant la manipulation du verre après l'étape d'élaboration ou par contact mécanique lors de son utilisation (Madjoubi et al. [76]). A l'opposé, aux paramètres les plus élevés (35 m/s et 90°) correspondent les résistances les plus faibles en raison des défauts les plus grands.

On observe également qu'à mesure que l'angle d'impact augmente et tend vers la normale (90°), les droites de Weibull deviennent très distinctes et sont décalées vers les valeurs faibles de la résistance à la rupture (fig. 2.24). Dans tous les cas, ce sont les défauts les plus critiques qui conduisent à la rupture des échantillons dans chaque classe de défauts. Les valeurs du module de Weibull obtenues respectivement pour chaque cas, sont présentées dans le tableau 2.5.



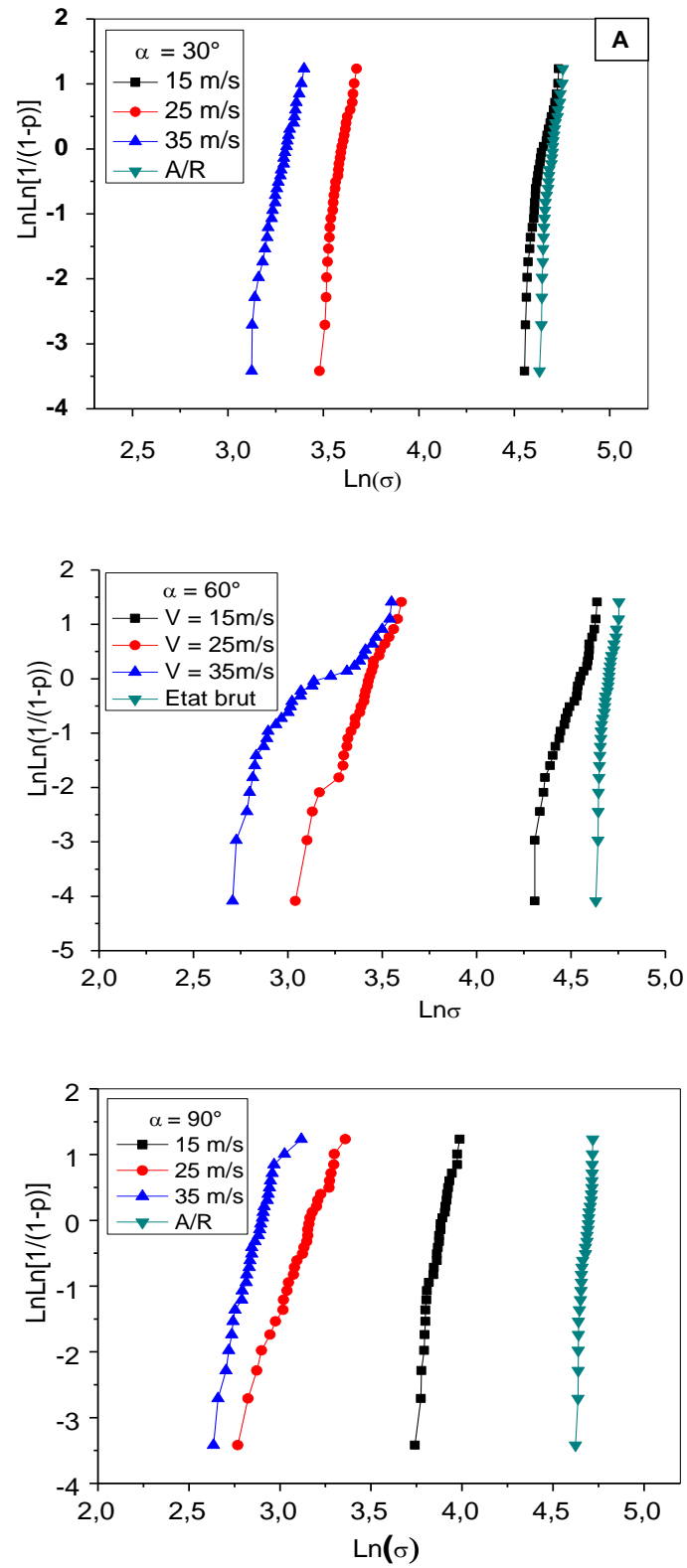
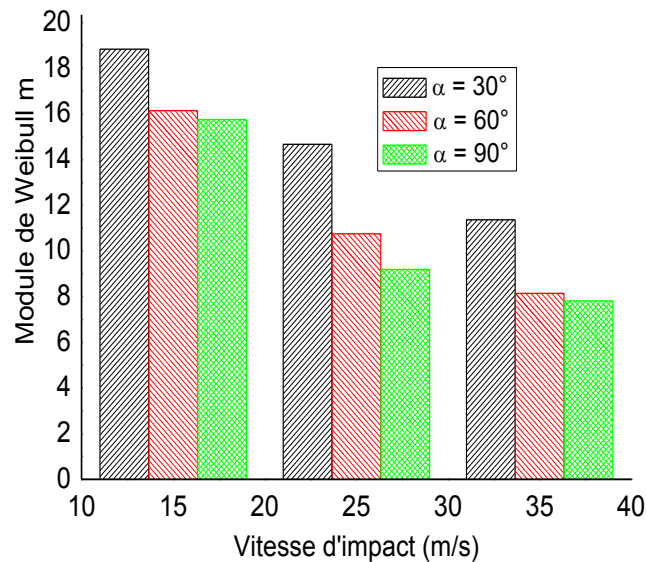


Figure 2.24 : Droites de Weibull obtenues dans les différents cas, A/R (état brut).

Paramètres	Vitesse (m/s)			Verre brut
Angle ( $^{\circ}$ )	15	25	35	24,45
30	18.84	16.14	15.76	
60	14.67	10.75	9.19	
90	11.37	8.147	7.81	

Tableau 2.5 : Modules de Weibull obtenus pour les différents cas

L'Histogramme représenté par la figure 2.25 montre la variation des modules de Weibull en fonction de la vitesse d'impact pour différents angles d'incidence. On voit clairement que les valeurs de  $m$  décroissent en fonction de la vitesse quelque soit l'angle d'impact.



**Figure 2.25 :** Variation du module de Weibull en fonction de la vitesse pour différents angles d'impact.

Nous venons de voir que lorsque les paramètres de l'érosion (angles et vitesses) sont appliqués séparément, ils conduisent à une distribution unimodale de la résistance mécanique. Mais dans la situation réelle (au Sahara) pendant les tempêtes de sable, ces paramètres n'interviennent pas séparément. Tous les paramètres d'érosion sont impliqués en même temps et d'une manière très aléatoire. Par exemple pour les cibles fixes placées près du sol (pare-

brise des véhicules, panneaux solaires, vitrage d'habitation.....) et exposées à l'action d'une tempête de sable, les paramètres d'érosion variables seront :

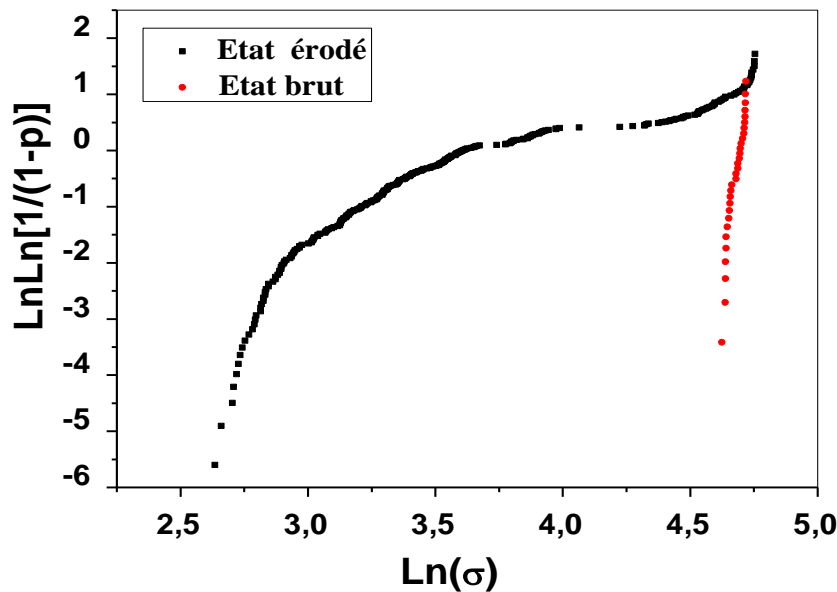
- les particules de sable mises en jeu sont très variables en tailles et en formes
- les flux de sable soulevés par le vent sont de densités variables,
- les vitesses d'impact sont très aléatoires suite aux turbulences du vent enregistré au niveau du sol
- les angles d'impact sont également variables en raison de la présence d'obstacles (dunes de tailles variables, habitations,...

Compte tenu de ces considérations, il semble intéressant de comparer le droites de Weibull obtenues pour chaque paramètre appliqué séparément (avec  $N = 30$ ) et lorsque tous les paramètres sont appliqués ensembles (avec  $N = 270$ ). La variation de Weibull qui en résulte est représentée par la figure 2.26. La droite en rouge désigne les résistances obtenues à l'état initial.

Dans ce cas, on voit clairement que la distribution des valeurs de la résistance est clairement bimodale avec la présence d'un point d'inflexion situé à environ  $\ln(\sigma) = 2,95$  avec  $\sigma = 19,12$  MPa. Ce point sépare deux branches, ce qui indique la présence de deux familles statistiques de défauts qui contrôlent la résistance à la rupture :

- La distribution étroite correspond aux faibles valeurs de la résistance. Ceci peut être attribué aux défauts de grande taille. Le module de Weibull est  $m_1 = 7,98$ .
- La large distribution correspond aux résistances de flexion les plus élevées. Elles sont attribuées aux défauts des petites tailles. Le module de Weibull  $m_2 = 3,54$ .

On constate que plus le module  $m$  est faible, plus les contraintes de rupture sont dispersées.



**Figure 2.26 :** Courbe de Weibull obtenue pour tous les paramètres pris ensembles, par rapport à l'état brut A/R (état brut).

Ce résultat est similaire à celui publié par Madjoubi et al. [76]. Les auteurs ont étudié la résistance en flexion quatre points d'échantillons de verre sablés pour différentes périodes d'érosion (0 – 60 min). Ils ont indiqué que pour la surface endommagée pendant 30 min, la droite de Weibull présente une forme bimodale avec une branche inférieure ( $m_1 = 18,2$ ) et une branche supérieure ( $m_2 = 6,3$ ) indiquant deux familles statistiques de défauts qui interviennent dans la répartition des valeurs de la résistance. Les valeurs inférieures ont été attribuées aux défauts de l'érosion et les valeurs supérieures aux défauts des bords.

Dans le même contexte, M. V. Sglavo et al. [91] ont trouvé dans leur étude un résultat similaire. Les défauts de surface du verre ont été soumis à une attaque chimique par l'acide HF dans le but de réduire leur longueur ou de les éliminer. Les données expérimentales de la résistance à la rupture des échantillons attaqués chimiquement à différentes profondeurs ont été traitées par une analyse statistique. Les valeurs ont été divisées en trois groupes à trois gammes de profondeur de gravure. Les auteurs ont constaté que les trois droites de Weibull sont superposées confirmant la présence d'une même famille statistique de défauts dans toute la gamme de profondeur de gravure considérée. Après cela, toutes les données expérimentales

ont été appliquées ensembles, la variation résultante obtenue donne une distribution bimodale de la résistance. La répartition large de la résistance à été attribuée a la majorité des défauts, tandis que la distribution étroite était attribuée aux défauts créés lors de la gravure ou de la manipulation.

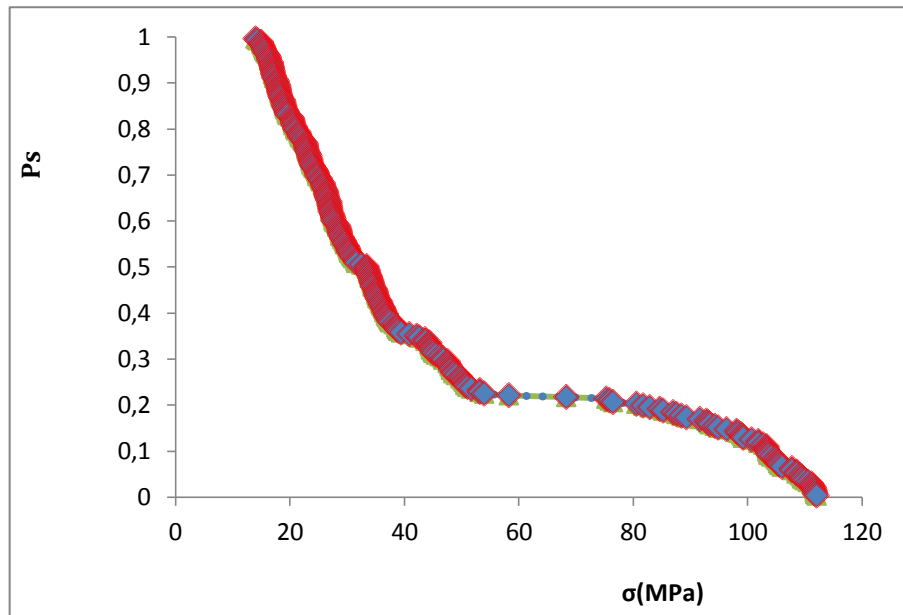
L'ajustement des valeurs expérimentales a été réalisé par les deux méthodes (moindres carrés et le khi-deux). Les valeurs des différents paramètres obtenus sont présentées dans le tableau 2.6.

Paramètres	Moindres carrés	Khi-2
$m_1$	3,74	3,54
$m_2$	7,248	7,98
$\sigma_{01}$	37,95	34,045
$\sigma_{02}$	34,46	27,21
x	0,3539	0,297
$\chi^2$ (Khi-2)	/	0,018
MDC (Moindres carrés)	0,00341	/

Tableau 2.6 : Paramètres de Weibull obtenus par ajustement pour différentes vitesses et différents angles d'impact

Le but de cet ajustement est de minimiser les valeurs des moindres carrés et du khi2. Par conséquent, la solution optimale est obtenue par la méthode des moindres carrés. Nous avons trouvé que la distribution est bimodale (partiellement concurrente, avec  $x = 35,39\%$ ). Cela veut dire que 35,39% des échantillons contiennent des défauts de la famille  $S_1$ . La proportion restante  $(1 - x)$  contient, en plus, une seconde famille de défauts  $S_2$ .

La figure 2.27 permet d'apprécier la qualité de l'ajustement du fait de la superposition des deux courbes (théorique et expérimentale) de la probabilité de survie en fonction de la contrainte à la rupture. Cela confirme le bon accord obtenu par la distribution partiellement concurrente et par les moindres carrés.

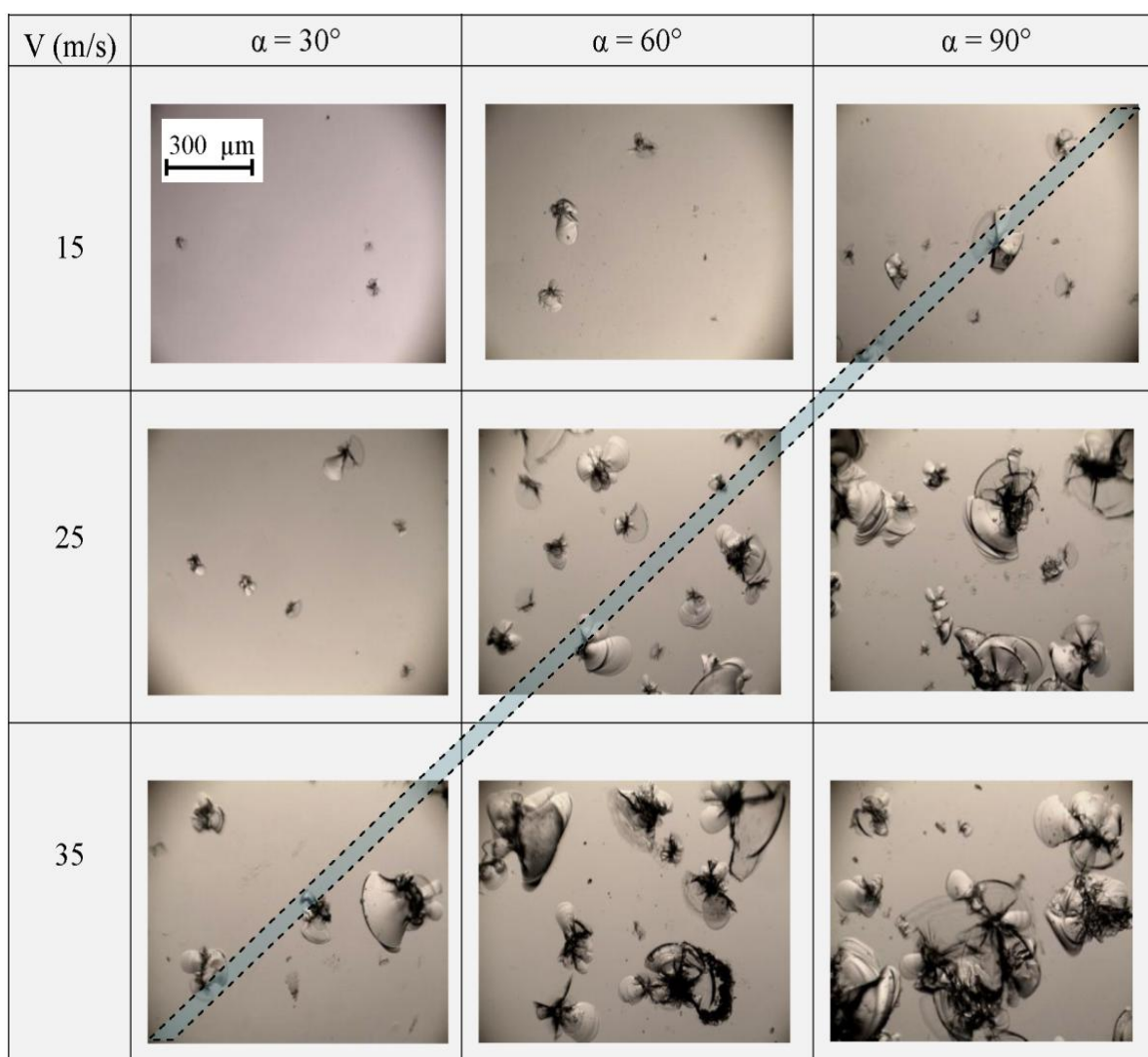


**Figure 2.27** : Probabilité de survie pour les courbes (expérimentale et théorique) de la contrainte à la rupture obtenue par les moindres carrés.

Dans la figure 2.28, sont représentées certaines micrographies montrant des défauts typiques obtenues pour tous les cas d'érosion étudiée. Il apparaît clairement deux familles de défauts, séparés par un double trait discontinu en position diagonale :

- les défauts de petites tailles, correspondant aux faibles valeurs de l'angle et de la vitesse, signifiant les conditions douces d'érosion,
- les défauts de grandes tailles, correspondant à des angles d'impact et des vitesses élevés, signifiant les conditions sévères d'érosion.

De même, on peut observer clairement que dans des régions qui continent des défauts de grande taille, il ya existence des défauts de petite taille. Dans ce cas, la distribution est bimodale et partiellement concurrente. Autrement dit, les échantillons qui contiennent la taille des défauts de la famille B, représentée par la fraction ( $x = 35,39\%$ ) sont communs à tous les échantillons. La proportion restante des échantillons ( $1 - x$ ) contient en plus une deuxième famille A de taille de défauts. Les deux familles A et B sont présentes dans la partie restante des échantillons.



**Figure 2.28** : Micrographies présentant des défauts typiques d'érosion obtenus pour différentes vitesses et angles d'impact.

# ***CONCLUSION GENERALE***



## CONCLUSION GENERALE

Dans le présent travail, nous avons étudié l'influence de deux paramètres d'érosion : les angles d'impact ( $\alpha = 30, 60$  et  $90^0$ ) et les vitesses de projection des particules de sable ( $V = 15, 25$  et  $35$  m/s) sur la répartition des tailles des défauts et sur la résistance en flexion biaxiale d'un verre sodocalcique érodé par sablage. La masse de sable est maintenue constante ( $M_p = 30$ g) et la taille des particules utilisées est de l'ordre de ( $1000 \mu\text{m}$ ).

Les observations microscopiques des surfaces sablées montrent une augmentation de l'endommagement de la surface lorsque l'angle d'incidence et la vitesse d'impact ont tendance à atteindre leurs valeurs maximales ( $90^0$  et  $35$  m/s respectivement). Dans ce cas, la taille maximale des défauts formés dans les conditions d'érosion les plus sévères est de l'ordre de  $428 \mu\text{m}$ . Comme conséquence, la perte de masse et le taux d'érosion augmentent et atteignent leurs maximums, grâce à l'énergie cinétique des particules projectiles.

Nous avons observé que la transmission optique chute au cours du sablage. Cette chute s'accroît à mesure que les conditions d'érosion deviennent sévères. On note que pour l'angle d'impact ( $30^0$ ) la chute est de l'ordre de 6%, alors que pour la grande vitesse et en position normale ( $90^0$ ), la chute de la transmission devient remarquable et atteint 73% par rapport à celle de l'état brut qui est égale à 91,6%.

Parallèlement à la chute de transmission, la rugosité totale augmente et atteint une valeur maximale d'environ  $17 \mu\text{m}$  dans les conditions les plus sévères. Le taux d'endommagement maximal enregistré est d'environ 52%, ce qui montre que la dégradation de la surface impactée est assez importante pour une masse projetée de 30 g, mais ce taux est loin d'atteindre l'état de saturation (100%).

Les points d'impact des particules de sable sur la surface du verre créent de petits cratères et souvent des écailles tout autour, traduisant une énergie cinétique mise en jeu relativement élevée. La formation de ces défauts induit les grandes valeurs de la rugosité et les faibles valeurs de la transmission optique. Cette dernière est causée par la diffusion de la lumière incidente par les défauts de surface.

Nous avons vu qu'au cours de l'érosion, les défauts sont répartis de manière aléatoire et différent en taille, profondeur et en densité. Ce phénomène a une influence directe sur la résistance mécanique. A l'état brut (avant sablage), la résistance mécanique est de l'ordre de  $107,6 \pm 10,48$  MPa, alors que pour les faibles conditions de sablage ( $V = 15$  m/s,  $\alpha = 30^\circ$ ), cette résistance chute faiblement atteignant la valeur 103,6 MPa, tandis que pour les conditions les plus sévères, elle chute considérablement jusqu'à 17,4 MPa. De même, nous notons une grande dispersion des valeurs de la résistance, ce qui justifie une analyse statistique des résultats de résistance, pour essayer de comprendre les familles de défauts qui sont prédominantes.

L'analyse de Weibull a permis de voir l'effet des paramètres d'érosion pris séparément, et pris tous ensemble :

- \* Dans le premier cas lorsqu'on prend l'influence de chaque paramètre pris séparément, les distributions des résistances sont uni-modales et les modules de Weibull varient dans la fourchette ( $7 \div 19$ ) selon les conditions d'essais.

- \* Dans le deuxième cas en prenant tous les paramètres ensembles angles d'impact et vitesses), la distribution devient bimodale :

- La 1<sup>ère</sup> branche avec un module  $m_1 = 7,98$  correspond aux faibles valeurs de la résistance mécanique et elle est attribuée aux défauts de sablage de grande taille.

- La 2<sup>ème</sup> branche avec un module ( $m_2 = 3,54$ ) correspond à des résistances en flexion plus élevées, et elle est attribuée à des petites tailles de défauts.

Un bon accord est obtenu entre les valeurs expérimentales et l'approche des moindres carrés. Donc nous avons conclu qu'il ya deux familles de tailles de défauts qui gouvernent la résistance mécanique des échantillons sablés lorsque les paramètres d'érosion pris sont pris tous ensembles.

## 2.7. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] J. Zarzycki, Les verres et l'état vitreux, Ed. Masson, 1982.
- [2] J. Barton et C. Guillemet, Le Verre : Science et Technologie, EDP Science, 2005.
- [3] W. Kauzmann, "The Nature of the Glassy State and the Behavior of Liquids at Low Temperatures". Chemical Reviews, 43 (2) (1948) p. 219.
- [4] S. Benbahouche, Les effets des conditions climatiques sur les caractéristiques du verre sodo-calcique, Thèse de Doctorat, IOMP, U.F.A.Sétif, (2004) pp. 86-88.
- [5] V. Oliver, Etude des mécanismes de coloration de verre obtenue par échange ionique Ag<sup>+</sup>/Na<sup>+</sup> et précipitation de nano agrégats métalliques, Thèse Doctorat, Université D'Orléans, (2010) pp. 18-25
- [6] N. Bouaouadja, Cours post graduation : Verres minéraux, IOMP 2006.
- [7] F. Celarie, Dynamique de fissuration à basse vitesse des matériaux vitreux, Thèse de Doctorat, Université de Montpellier II, (2004) pp. 15 – 29.
- [8] J. Mencik, Strength and fracture of glass and ceramics, Glass Science and Technology, Vol. 12 (1992) p. 357.
- [9] H. Laouamri, Caractérisation des couches déposées par pulvérisation sur un verre Sablé, Thèse de Doctorat, IOMP Sétif, (2016).
- [10] M. Kolli et al., HF etching effect on sandblasted soda-lime glass properties. Journal of the European Ceramic Society, Vol. 29 (2009) pp. 2697-2704.
- [11] H. Carré, Etude du comportement à la rupture d'un matériau fragile précontraint : le Verre trempé, Thèse de Doctorat, France, (1996) pp. 31-151.
- [12] T. P. Dabbs and B. R. Lawn, Acid-Enhanced Crack Initiation in Glass, Communications of the American Ceramic Society, pp. 37-38.
- [13] R. Wegner, Inclusions de sulfure de Nickel dans le verre, Glasstech Ber, Vol. 50, N°11 (1977) pp. 296 - 300.
- [14] J. R. Varner, The particle strength of glass, Strength of inorganic glass; Plenum Press, New York (1985) p. 643.
- [15] Ilmar Kleis and Priit Kulu, Solid Particle Erosion: Occurrence, Prediction and Control Springer-Verlag, London Limited (2008) p. 360.
- [16] I. M. Hutchings, Tribology, Edition Edward Arnold, Cambridge (1992).

- [17] C. Bousbaa et al., Effects of duration of sandblasting on the properties of window glass. *Glass Technology*, Vol. 39, N°1 (1998) pp. 24 - 26.
- [18] N. Adjouadi, N. Laouar, C. Bousbaa, N. Bouaouadja, G. Fantozzi, Study of light scattering on a soda lime glass eroded by sandblasting, *J. Eur. Ceram. Soc.*, Vol. 27 (2007) pp. 3221 – 3229.
- [19] D. B. Marshall, B. R. Lawn, A. G. Evans, Elastic/plastic indentation damage in ceramic: The lateral crack system, *J. Am. Ceram. Soc.*, 65 (1982) pp. 561–566.
- [20] M. Buijs, L. Martens, Effect of indentation interaction on cracking, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 75, (10) (1992) pp. 2809 - 2814.
- [21] M. Buijs, Erosion of glass modeled by indentation theory, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 77 (6) (1994) pp. 1676-1678.
- [22] J. E. Ritter, P. Strezepa, K. Jakus, L. Rosenfeld, K. J. Beckman, Erosion damage in glass and alumina, *J. Am. Ceram. Soc.*, 67 (1984) pp. 769-774.
- [23] P. H. Shipway and I. M. Hutchings, the Role of Particle Properties in the Erosion of Brittle Materials, *Wear*, 193 (1996) pp. 105-113.
- [24] S. M. Wiederhorn, B. J. Hockey, Effect of material parameters on the erosion resistance of brittle materials, *J. Mat. Sci.*, 18 (1983) pp. 766 - 780.
- [25] L. Sigl, Effects of the flaw distribution function on the failure probability of brittle materials, *Z. Metall*, Vol. 8 (1992) pp. 518 – 523.
- [26] A. M. Freudenthal, Statistical approach to brittle fracture. In *Fracture*, Vol. II, Ed. H. Liebowitz. Academic Press, New York /London (1968) pp. 591– 619.
- [27] M. Buijs, J. M. Pasmans, Erosion of glass by alumina particles: transitions and exponents, *Wear* Vol. 184 (1995) pp. 61-65.
- [28] A. G. Evans, T. R. Wilshaw, Dynamic solid particle damage in brittle materials, *J. Mater. Sci.*, Vol. 12 (1977) pp. 97-116.
- [29] A. G. Evans, D. B. Marshall, Wear mechanisms in ceramics, *ASM, Fundamentals of friction and wear of materials*, (1980) pp. 439 – 452.
- [30] S. Bouzid, Z. Azari, S. Dominiack, J. Gilgert, A. Dhieb, Endommagement du verre par impact de sable: Evaluation du volume érodé, *Verre*, Vol. 9, N°3 (2003) pp. 21-28
- [31] S. Wada and N. Watanabe, Sand erosion in hydraulic machinery, *Norwegian University of Science and Technology*, (1995).

- [32] G. W. Stachowiak and A. W. Batchlor, Engineering Tribology, Elsevier, Amsterdam (1993).
- [33] H. C. Meng and K. C. Ludema, Wear models and predictive equations: their form and content, Wear 181/183), (1995) pp. 443 – 457.
- [34] G. W. Stachowiack, Abrasive erosion and cavitations wear engineering, Tribology, Ed Butter worth Heinemann, p. 520.
- [35] F. Bardal, cité par réf. 38
- [36] B. Bhushan, Introduction to tribology, John Wiley and Sons, New York, (2002).
- [37] M. Matsumura, B. E. Chen, Erosion-resistant materials, In: Duan C. G. and Karelin Eds, Abrasive erosion and corrosion of hydraulic machinery, Imperial College Press London (2002) pp. 235-314.
- [38] B. Bozzini, M. E. Ricotti, M. Boniadri, C. Mele, Evaluation of erosion–corrosion in multiphase flow via CFD and experimental analysis, Wear 255, (2003) pp. 237- 245.
- [39] M. E. Gulden, Effect of number of impacts on erosion of polycrystalline  $MgF_2$  in the elastic-plastic response régime, J. Amer. Cer. Soc., Vol. 63, N° 3-4 (1980) pp. 121-126.
- [40] J. C. Arnold and I. M. Hutchings, The mechanisms of erosion of unfilled elastomers by solid particle impacts, Wear (138) (1990) pp. 33 – 46.
- [41] M. Bjordal, Erosion and corrosion of ceramic-metallic coatings and stainless steel, Dr. Ing. Thesis, Université I Trondheim, NTH, (1995).
- [42] G. L. Sheldom, Trans ASME B, J. Eng. For Industry, Vol. 88 (1966) pp. 387-390.
- [43] C. Bousbaa, Effet des traitements sur l'érosion du verre érodé par impact de sable, Thèse de Doctorat d'Etat, DOMP – UFA Sétif, (2004).
- [44] Q. Fang et al., Erosion of ceramic materials by a sand / water slurry jet, Wear, Vol. 224 (1999) pp. 183-193.
- [45] S. M. Wiederhorn and B. R. Lawn, Strength degradation of glass impacted with sharp particles: I, Annealed surfaces, J. Amer. Ceram. Soc, Vol. 62, N° 1-2 (1979) pp. 66 -70.
- [46] P. J. Slikkerveer et al., Model of patterned erosion, Wear, Vol. 233/235 (1999) pp. 377- 386.
- [47] P. J. Slikkerveer et al., High quality mechanical etching of brittle materials by powder blasting. Sensors and Actuators, Vol. 85 (2000) pp. 296 - 303.

- [48] A. Alhussein, Transport et stockage des dérivés pétroliers. Problématique d'endommagement des pipes par érosion de sable et par hydrogène. Thèse de doctorat, Université de Metz (2010).
- [49] G. L. Sheldon and I. Finnie, on the ductile behavior of nominally brittle material during erosive cutting, Transaction of ASME (88B) (1966) pp. 387-392.
- [50] I. M. Hutchings, Tribology: Friction and wear of engineering materials. Metallurgy & Matériel Science Séries, Edition Edward Arnold (1992).
- [51] M. Hamidouche, J. Chevalier, Etude et recherche des moyens de renforcement des Verres sodocalciques contre l'érosion par vent de sable, la fatigue et le choc thermique. Rapport final, Projet CMEP : N03MDU580, LMNM. IOMP Sétif (2007).
- [52] A. Soualem, Effet de la vitesse de projection de sable et de la taille des grains sur l'érosion du verre sodo-calcique Thèse de Magister. IOMP Sétif (1997).
- [53] A. Faci, Analyse Statistique Des Défauts De Surface Générés Par Sablage Du Verre Sodo-calcique, Thèse de Magister, D.O.M.P., UFA Sétif (2010).
- [54] A. Chudnovesky, M. Gorelik, Statistical fracture mechanics-basic concepts and numerical realization. Probamat Cachan, (Breysse D.), Ed. Kluwer Pubs (1993) pp. 23 – 25.
- [55] T. Delahay, Développement d'une méthode probabiliste de calcul en fatigue multiaxiale prenant en compte la répartition volumique des contraintes, Thèse de doctorat, Bordeaux, France (2004) p. 124.
- [56] J. M. Haussonne, J. Barton, Céramiques et verres : Principes et techniques d'élaboration, Traité des matériaux, Presses polytechniques et universitaires romandes, Vol. 16 (2005) pp. 417- 429.
- [57] M/A. Madjoubi, M. Hamidouche, H. Osmani, N. Bouaouadja, Etude de la variabilité de la résistance mécanique du verre sodocalcique par la méthode statistique de Weibull, 6ème colloque Maghrébin sur les modèles numériques de l'ingénieur (C2MN16), Tunis (1998).
- [58] G. Fantozzi, Rupture des matériaux : 1ère et 2ème parties, Département Génie physique des Matériaux, 5ème année, INSA Lyon, France (1990) p. 447.
- [59] R. Langlois, Estimation of Weibull parameters, Journal of Materials Science, Vol. 10 (1991) pp. 1049-1051.

- [60] A. Khalili, K. Kromp , Statistical properties of Weibull estimators, Journal of Materials Science, Vol. 26 (1991) pp. 6742- 6752 .
- [61] J. Hubler, Statistique descriptive : Appliquée à la gestion et à l'économie, Edition Bréal, (2007) pp. 136-145.
- [62] J. L. Fanchon., Guide des sciences et technologies industrielles, Edition Nathan, Paris, (2001) pp. 463- 482.
- [63] I. Davies, Best estimate of Weibull modulus obtained using linear least squares analysis: An improved empirical correction factor, Journal of Materials Science, Vol. 39, Edition Springer (2004) pp. 1441-1444.
- [64] W. Dongfang, Z. Jiancheng, L. Yongdan, Methods for estimating Weibull parameters for brittle materials, Journal of Materials Science, Edition Springer, Vol. 41 (2006) pp. 5630-5638.
- [65] S. Nadarajah, S. Kotz, Strength modeling using Weibull distributions, Journal of Mechanical Science and Technology, Edition Springer, Vol. 22 (2008) pp. 1247-1254.
- [66] M. LEON, P. KITTL, on the estimation of Weibull's parameters in brittle materials in journal of Materials Science, Vol. 20 (1985) pp 3778 – 3782.
- [67] A. Molinari, A. Tiziani, B. Tesi, G. Straffelini, The problem of mechanical reliability of P/M steels, Advances in Powder Metallurgy, Vol. 4 (1991) p. 159-182.
- [68] J. M. Torralba, F. Velasco, J. M. Ruiz-Roman, L. E. G. Cambronero, J. M. Ruiz-prieto, Reliability and homogeneity study of sintered steels through the Weibull statistic, Journal of Materials Science Letters, Vol. 15 (1996) pp. 2105-2117.
- [69] J. Poirier, Estimateurs et tests d'hypothèses, Technique de L'ingénieur, R250 (2003) pp. 1-13.
- [70] S. Benazeth, M. Chiadmi, Biomathématiques – Probabilités - Statistiques (Cours et QCM): UE4, Edition Elsevier Heath Sciences (2012) pp. 173-174.
- [71] N. Savy, Probabilités et statistiques pour modéliser et décider: Tests, validation, régression, plans d'expérience, Edition Ellipses (2006) pp. 26 -73.
- [72] E. Bosia, Tests du khi2: ajustement et association, Editions Publibook (2010) pp. 17-22.
- [73] K. Vo-khac, Mathématiques et statistiques pour les sciences naturelles (CB-BG), Bordas, (1969) pp. 225 – 232.

- [74] M/A. Madjoubi, C. Bousbaa, M. Hamidouche, N. Bouaouadja, Weibull statistical analysis of the mechanical strength of glass eroded by sandblasting; Journal of the European Ceramic Society, Springer, Vol. 19 (1999) pp. 2957-2962.
- [75] K. Trustrum, A. S. Jayatilaka, On estimating the Weibull modulus for a brittle material, Journal of Materials Science, Vol. 10 (1979) pp 1049 - 1051.
- [76] A. Faci, A. Marouani, N. Bouaouadja, Influence Of Sandblasting Defects On The Mechanical Strength Of A Soda-Lime Glass, Wulfenia Journal, Vol. 22, N<sup>o</sup>11 (2015) pp. 36 -52.
- [77] Z. Malou, Etude de la rupture du verre sous des contraintes thermiques, Thèse de doctorat, Université Ferhat Abbas Sétif (2009) pp. 55- 60.
- [78] S. Srinivasan, R. O. Scattergood, On lateral cracks in glass, J. Mater. Sci, Vol. 22 (1987) pp. 3463 - 3469.
- [79] G. Stuart Reid, Effect of spatial distribution of flaws on glass ring-on-ring test strengths, 2nd Int. Forum on Eng. Decision Making, April 26-29, 2006, Lake Louise, Canada.
- [80] J. Mençik, Strength and Fracture of Glass and Ceramics, Glass Science and Technology, Vol. 12 (1992) pp. 166 - 168.
- [81] J. Malzbender, R. W. Steinbrech, Threshold fracture stress of thin ceramic components. Journal of European Ceramic Society, Vol. 28 (2008) pp. 247-252.
- [82] D. B. Marshall et al., Particle size distribution effects on the solid particle erosion of brittle materials, Wear, Vol. 71 (1981) 363-373.
- [83] B. R. Lawn, M. V. Swain, K. Phillips, On the mode of chipping fracture in brittle solids, Journal of Materials Science, Vol. 10 (1975) pp. 1236 -1239.
- [84] N. Bouaouadja et al., Etude des possibilités d'amélioration de la transmission optique d'un verre sodocalcique érodé par sablage , Verres Céramiques et Composites, Vol 1, N<sup>o</sup> 1 (2011) pp. 43 - 51.
- [85] C. Bousbaa et al., Effect Of Sand Blasting On Soda Lime Glass Properties, Engineering Journal of the University of Qatar , Vol. 16 (2003) pp. 125 – 138.
- [86] S. Bouzid, N. Bouaouadja, Effect of impact angle on glass surfaces eroded by sandblasting, Journal of European Ceramic Society, Vol. 20, N<sup>o</sup>2 (1999) pp. 481- 488.
- [87] S. Wada, and N. Watanabe, Solid Particle Erosion of Brittle Materials - Part 4: The Interaction with Material Properties of Target and that of Impingement Particle on Erosive Wear Mechanisms. Yogyo - Kyokai Shi, 95 (1987) pp. 573 - 578.



- [88] C. Bousbaa et al., Damage survey of a vehicle windshield exposed to sandblasting in Sahara, *Physics Procedia*, Vol. 2 (2009) pp. 1141-1145.
- [89] V. M. Sglavo, R. Dal Maschio & G. D. Sorarfi, Effect of Etch Depth on Strength of Soda-Lime Glass Rods by a Statistical Approach, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 2 (1993) pp. 341- 346.