

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE FERHAT ABBAS SETIF-1

FACULTE DE TECHNOLOGIE

## **THESE**

Présentée au Département de Génie des Procédés

Pour l'obtention du diplôme de

**DOCTORAT EN SCIENCES**

Filière : Génie des Procédés Option: Génie des Polymères

Par

**BARKA Brahim**

## **THEME**

**Etude comparative de l'érosion par particules de sable d'un verre organique en polystyrène et d'un verre sodocalcique**

Soutenue le 24 /01 /2019 devant le Jury:

<b>ROUABAH Farid</b>	<b>Professeur</b>	<b>Univ. F. Abbas Sétif 1</b>	<b>Président</b>
<b>BOUSBAA Chabane</b>	<b>Professeur</b>	<b>Univ. F. Abbas Sétif 1</b>	<b>Directeur de thèse</b>
<b>BENACHOUR Djafer</b>	<b>Professeur</b>	<b>Univ. F. Abbas Sétif 1</b>	<b>Co-Directeur</b>
<b>DJIDJELI Hocine</b>	<b>Professeur</b>	<b>Univ. A. Mira Bejaia</b>	<b>Examineur</b>
<b>MAHTOUT Sofiane</b>	<b>Professeur</b>	<b>Univ. A. Mira Bejaia</b>	<b>Examineur</b>
<b>HELLATI Abdelhak</b>	<b>M.C.A</b>	<b>Univ. B. El Ibrahimi B. B. A</b>	<b>Examineur</b>

## Remerciements

Le travail présenté dans cette thèse a été réalisé à l'université Ferhat Abbas Sétif -1, au sein des laboratoires suivants :

- Laboratoire des Matériaux non Métalliques et d'Optique Appliquée, de l'Institut d'Optique et Mécanique de Précision.
- Laboratoire des Matériaux Polymères, Faculté de technologie.
- Unité de Recherche Matériaux Emergents

En premier lieu, je tiens à remercier vivement et avec toute sincérité mes encadreurs, le Pr **Chaabane Bousbaa** et le Pr. **Djaafar Benachour** en guise de l'intérêt particulier et la disponibilité remarquables qu'ils ont accordé à ce travail. Qu'ils trouvent ici ma profonde gratitude et ma reconnaissance d'avoir mis les compétences scientifiques et l'expérience dont ils disposent afin que ce travail de recherche voit le jour et se concrétise et ce au dépend de leurs occupations.

Je tiens à remercier vivement le Pr **Farid Rouabah** d'avoir accepté de présider l'honorable Jury lors de la soutenance de cette thèse.

Mes vifs remerciements sont adressés au Professeur **Hocine Djidjeli** (Professeur à l'université Abderrahmane Mira, Bejaia) 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** (Professeur à l'université Abderahmane Mira, Bejaia) pour avoir accepté de faire partie du Jury de cette thèse et d'examiner mon travail.

Mes vifs remerciements sont aussi adressés au Dr **Abdelhak Hellati** (Maitre de Conférences-A à l'université Bachir El Ibrahimi, B.B.A) pour avoir accepté de faire partie du Jury de cette thèse et d'examiner mon travail.

Je tiens à remercier de façon particulière les Professeurs, **Fatmi Messaoud, Farid Riahi, Hassen Benamrani, Med Tahar Benaniba,** et **Messaoud Guellal** et les Dr **Faci Abdelaziz, Farid Habelhomas et Tayeb Chihi** pour les précieuses aides, l'encouragement et le soutien moral qui m'ont servi de source inépuisable et d'utilité inestimable.

Je tiens à remercier aussi le Pr. **Noureddine Bouaouadja** et le Pr. **Mohamed Hamidouche** pour leurs aides et leurs précieux conseils.

Mes remerciements vont également à tous les membres des laboratoires d'accueil et à mes collègues enseignants.

Je tiens à remercier toutes les personnes ayant contribué de près ou de loin afin de concrétiser ce travail.

## Sommaire

	<b>Introduction générale</b>	1
	<b>Chapitre I : Le verre minéral</b>	
I.1	généralités sur le verre minéral	4
I.1.1	Historique	4
I.1.2	Définition du verre	5
I.1.3	Structure de verre	5
I.1.4	Familles des verres	6
I.1.5	Composition des verres	7
I.1.6	Propriétés du verre	9
I.1.6.1	Propriétés mécaniques	9
I.1.6.1	Propriétés mécanique	9
I.1.6.1.a	Dureté	9
I.1.6.1.b	Fragilité	10
I.1.6.1.c	Elasticité	11
I.1.6.1.d	Résistance mécanique	12
I.1.6.2	Propriétés optiques	13
I.1.6.1.a	Facteur de transmission	14
I.1.6.1.b	Facteur d'absorption	14
I.1.6.1.c	Facteur de réflexion	15
I.2	La fragilité et la résistance du verre minéral	16
I.2.a	Les défauts de surface	16
I.2.b	L'endommagement mécanique	17
I.2.c	Fissures microscopiques	17
I.2.d	Particules adhérentes	17
I.2.e	Changement dans la surface du verre	18
I.2.f	Défauts volumiques	18
I.2.g	Contraintes internes	18
I.3	Erosion des matériaux fragiles	19
I.3.1	Introduction	19
I.3.2	Principe de l'essai d'érosion par des particules solides	21
I.3.3	Mécanismes de l'érosion par des particules de sable	24
I.3.3.1	Erosion par abrasion	25
I.3.3.2	Fatigue de surface	26
I.3.3.3	Déformation plastique	27
I.3.3.4	Rupture fragile	27
I.3.4	Paramètres d'érosion des matériaux	27
I.3.4.1	Angle d'impact	27
I.3.4.2	Vitesse des particules érodantes	29

I.3.4.3	Flux moyen des particules	31
I.3.4.4	Effet de la masse des particules projetées	32
I.3.4.5	Effet de l'énergie cinétique	34
I.3.5	Les particules érosives et les facteurs associés	35
I.3.5.1	Nature du matériau cible et la particule	35
I.3.4.2	Dureté des particules de sable	36
I.3.5.3	Effet de la forme et de la taille des particules	37
I.3.5.4	Taille de particules	38
I.3.5.5	Forme des particules	39
I.3.6	Facteurs associés au matériau cible	40
I.3.6.1	Effet de la masse d'érodant projeté sur la transmission optique	41
I.3.6.2	La perte par diffusion	43
I.3.6.3	La perte par réflexion	53
I.3.6.4	Effet de la masse d'érodant projeté sur la diffusion de la lumière	43
I.3.6.5	La rugosité	44
I.4	Principaux types de dispositifs de sablage	44
I.4.1	Technique "Jet impingement ou gas blast"	45
I.4.2	Technique de recirculatingloop	45
I.4.3	Dispositif de type discontinu	46
<b>Chapitre II : Verres organique</b>		
II.1	Généralité sur les verres organiques	55
II.2	Le polystyrène	56
II.3	Propriétés et résistance mécaniques des verres organiques	57
II.4	Comportement des polymères à l'érosion	58
II.5	Traitement thermique des verres organiques	64
II.5.1	Effet de la trempe	66
II.5.2	Effet du recuit	66
II.5.3	Effet de la température de transformation sur les contraintes résiduelles	67
II.6.1	Mécanisme d'érosion dans les polymères	68
II.6.2	Effet de la structure (morphologie) sur la résistance des polymères à l'érosion	73
II.7	Analyse statistique de la résistance mécanique	74
II.7.1	Influence de l'état de surface sur la résistance mécanique	74
II.7.2	Théorie de Weibull	75
II.7.3	Méthode de calcul des paramètres de Weibull	77
II.7.3.1	Méthode de régression linéaire	78
II.7.3.2	Méthode de Khi-deux	80
II.7.3.3	Loi de Khi-deux	80
II.7.3.4	La statistique de Khi-deux	82
<b>Chapitre III : Résultats et discussions</b>		
III.1	Introduction	91

III.2	Procédures expérimental	91
III.2	Caractéristique des matériaux utilise	91
III.2.1	Le verre sodocalcique	91
III.2.2	Le verre organique (polystyrène)	92
III.2.3	Le sable	94
III.3	Dispositifs et appareils utilises	95
III.3.1	Dispositif de sablage	95
III.3.2	Micro-démomètre	96
III.3.3	Microscope optique	96
III.3.5	Rugosimètre	97
III.3.6	Spectrophotomètre	97
III.3.7	Anémomètre	98
III.3.8	Néophot (microscope métallographique)	99
III.4	Procédures expérimentale	100
III.4.1	Condition expérimentales de sablage	100
III.4.2	Mesure de la taille des défauts	101
III.5	Résultat et discussion	102
III.5.1	Indice d'allongement des grains de sable	102
III.5.2	Observation microscopique de l'état de surface du verre sodocalcique érodé	104
III.5.3	Défauts de distribution	105
III.6	Effets de l'angle d'impact et la masse de l'érosion d'un verre sodocalcique et d'un verre en polystyrène érodés par impact de grains de sable	116
III.6.1	La perte de masse	116
III.6.2	L perte de la transmission	121
III.6.3	Le taux d'érosion	127
III.7	Observations microscopiques du polystyrène et du verre minéral érodé	132
	Conclusion	144

	<b>Listes des tableaux</b>	Page
I.1	Liste des trois catégories d'oxydes composant un verre	
I.2	Composition minéralogique de quelques verres	
II.1	Caractéristiques du polystyrène	57
II.2	Effet de la température de traitement thermique initiale et finale sur les contraintes résiduelles de quelques polymères	69
III.1	Composition chimique moyenne du verre utilisé	93
III.2	Quelques propriétés physiques du verre sodocalcique utilisé	93
	<b>Listes des figures</b>	
I.1	Faciès de rupture fragile (verre)	
I.2	Courbe de traction typique pour un matériau fragile	
I.3	Evolution de la contrainte ( $\sigma$ ) en fonction de l'allongement ( $\epsilon$ ) pour un matériau fragile (a) et un matériau ductile (b)	
I.4	Réflexion et diffusion en surface de rayons à partir de surfaces plane et rugueuse	16
I.5	Micrographie montrant un défaut de surface typique de sablage(x96)	16
I.6	Variation de la résistance mécanique en fonction des durées d'attaque par l'acide fluorhydrique (HF)	17
I.7	Schéma illustrant le principe d'essai d'érosion par des particules solides projetées sur une cible fixe incliné	21
I.8	Fissures générées par impact de particules	22
I.9	Mécanismes d'érosion par des particules solides	25
I.10	Les mécanismes d'érosion possibles par des particules solides	26
I.11	Représentation schématique de l'érosion en fonction de l'angle d'impact, pour les matériaux fragiles et ductiles	29

I.12	Variations de la transmission optique T et de la rugosité arithmétique Ra en fonction des masses de sable projetées $M_p$	34
I.13	Exemple de longueurs $D_{max}$ et $d_{max}$ définies sur une particule	38
I.14	Fissuration schématique de type Hertzienne et micrographie montrant une fissure conique d'un verre sodocalcique	40
I.15	Variation de la transmission optique en fonction de la masse des particules de sable projeté	42
I.16	Variation de la réflexion spéculaire en fonction de la masse des particules de sable projeté	44
I.17	Technique de "jet impingement ou gas blast"	45
I.18	Technique de "recirculatingloop"	46
I.19	Schéma de principe d'un dispositif d'érosion de type discontinu	47
II.1	Influence de l'angle d'impact sur le taux d'érosion de divers polymères : (a) vitesse d'impact 25 m/s et (b) vitesse d'impact 66 m/s	60
II.2	Effet de l'angle d'attaque sur le taux d'érosion à différentes vitesses d'impact	63
II.3	Modèle de dégâts en forme d'anneau pour un angle d'attaque de $50^\circ$ et un impact vitesse de 20 m/s : (a) vue de face et (b) structure en gradins obtenue par profil mètre	64
II.4	La relation entre la croissance des anneaux et l'érosion cumulée	69
II.5	Schéma représentatif du mécanisme d'érosion	71
II.6	Apparition de fissures à un stade précoce, notons que les fissures transversales commencent à la pointe des fissures longitudinale : (a) PS ( $\alpha = 50^\circ$ et $V = 20$ m/s) et (b) PMMA ( $\alpha = 80^\circ$ et $V = 50$ m/s)	72
	(a) La distribution de weibull. (b) La probabilité de survie en fonction de m.	77
II.7	Distribution des résistances à la rupture d'un matériau fragile selon l'analyse de Weibull.	79
II.8	Densité de probabilité du khi-deux en fonction des degrés de liberté (ddl)	81
III.1	Micrographie d'un échantillon du sable montrant l'aspect, la forme et la couleur des grains (x10)	94

III.2	Schéma de principe du dispositif souffleur de sable utilisé.	95
III.3	Microduromètre utilisé.	96
III.4	Microscope optique utilisé	97
III.5	Spectrophotomètre utilisé	98
III.6	Anémomètre	98
III.7	Microscope métallographique	99
III.8	Micrographie d'un défaut typique de sablage et le principe de mesure de sa taille	102
III.9	Variation des indices d'allongement ( $E_i$ ) établis pour un échantillon de grain de sable utilisé	104
III.10	Micrographie optique montrant des défauts typiques de sablage et les interactions inter-défauts	105
III.11	Micrographies optiques montrant l'aspect typique des défauts d'érosion et la tendance de l'activité érosive (A. E).	106
III.12(a)	Variation du nombre de défauts par rapport à leurs tailles pour l'angle d'impact $\alpha = 30^\circ$ et différentes vitesses de particules érosives	108
III.12(b)	Variation du nombre de défauts par rapport à leurs tailles pour l'angle d'impact $\alpha = 60^\circ$ et différentes vitesses de particules érosives.	108
III.12(c)	Variation du nombre de défauts par rapport à leurs tailles pour l'angle d'impact $\alpha = 90^\circ$ et différentes vitesses de particules érosives.	109
III.13	Tracés de Weibull établis pour deux angles d'impact ( $\alpha = 30^\circ$ et $90^\circ$ ) et trois vitesses de particules érosives ( $V = 15, 25$ et $35$ m / s).	113
III.14	Tracé de Weibull établi pour différents angles ( $30, 60, 90^\circ$ ) et vitesses de flux ( $15, 25, 35$ m/s).	115
III.15	Effet de la masse de sable projetée sur la perte de masse	117
III.16	Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse, pour $M_p = 30$ g.	118
III.17	Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse pour $M_p = 50$ g.	119
III.18	Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse pour $M_p = 100$ g	120
III.19	Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse pour $M_p = 150$ g.	121
III.20	Effet de la masse de sable projetée sur la perte de transmission.	122

III.21	Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission.	123
III.22	Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission	125
III.23	Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission	125
III.24	Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission.	126
III.25	Taux d'érosion en de la masse de sable projetée	128
III.26	Effet de l'angle d'impact sur le taux d'érosion des deux types de verre à une vitesse constante et masses d'éroderent $M_p$ (g): (a) = 30, (b) = 50, (c) = 100, (d) = 150 g	132
III.27	Micrographies du verre sodocalcique et du polystyrène bruts (x 50).	133
III.28	Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 30^\circ$ ) (x 50).	133
III.29	Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 45^\circ$ ) (x 50).	134
III.30	Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 90^\circ$ ) (x 50)	134
III.31	Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 90^\circ$ ) (x 50).	135
III.32	Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 30^\circ$ ) (x 50).	135
III.33	Micrographies de verre sodocalcique sable pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 45^\circ$ ) (x 50).	136
III.34	Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 60^\circ$ ) (x 50).	136
III.35	Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 90^\circ$ ) (x 50).	137
III.36	Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 30^\circ$ ) (x 50)	137
III.37	Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 45^\circ$ ) (x 50)	138
III.38	Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 60^\circ$ ) (x 50)	138
III.39	Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m = 30$ g et $\alpha = 90^\circ$ ) (x 50)	139
III.40	Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 30^\circ$ ) (x 50)	139
III.41	Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 45^\circ$ ) (x 50)	140
III.42	Micrographie du polystyrène sablé pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 60^\circ$ ) (x 50)	140
III.43	Micrographie du polystyrène sablé pour ( $m = 100$ g et $\alpha = 90^\circ$ ) (x 50)	141

### Introduction générale

Le verre est un matériau parmi les plus anciens qu'a connu l'humanité. Il existe dans la nature sous forme de roches vitreuses et de magmas. Il a été utilisé comme moyen de chasse et de beauté par les hommes préhistoriques. L'élaboration du verre a été découverte au hasard par les phéniciens. Il est utilisé dans la vie en objet à usage quotidien. Le premier procédé d'élaboration est le soufflage pour produire les bouteilles, les coupes,...etc. Par la suite, plusieurs techniques sont connues pour fabriquer diverses formes de verres. Le verre plat, obtenu par étirage ou verre flot est utilisé pour le vitrage soit pour bâtiment ou véhicule. La vision joue un rôle primordial dans la conduite automobile, dans la mesure où elle permet d'acquérir des informations sur l'environnement routier. En effet, la visibilité des objets à travers les matériaux transparents tels que les vitres des fenêtres, les panneaux solaires ou les pare-brises d'automobiles dépend essentiellement de la qualité de l'état de surface de la face externe, en particulier, de la qualité de surface de la vision critique. Ces dernières décennies, les verres organiques ont émergées en tant que nouveaux matériaux qui ont tendance à se substituer aux verres minéraux classiques. Ces deux types de verres ont un large domaine d'utilisation et par conséquent ils sont exposés aux différentes agressions extérieures et contraintes d'usure mécaniques, chimiques et climatiques. Dans ce présent travail on s'intéresse aux conditions climatiques et environnementales selon chaque zone géographique (vent de sable, poussières et grêles...). Dans les régions Sahariennes, les vents de sable et la poussière affectent énormément la surface externe de ces matériaux. Les installations pétrolières et les pare-brises des engins roulants, mais ces derniers demeurent les plus affectés car ils sont composés de verres connus par leur comportement fragile en comparaison avec les installations pétrolières où les principaux matériaux qu'il a composent sont des métaux qui ont un comportement ductile. Les matériaux transparents font l'objet de notre étude. L'érosion par les vents de sable conduit à une détérioration des propriétés mécaniques et par

conséquent une diminution de la résistance mécanique par fragilisation et une altération des propriétés optiques qui sont considérées les plus affectées par ce phénomène. En outre, ce phénomène est considéré et assimilé dans certains cas à un vieillissement climatique. Ce phénomène inévitable provoque la diffusion d'une lumière parasite dans le champ de vision des conducteurs. L'effet de la diffusion et la réflexion sur la production de la lumière parasite durant le jour et qu'environ 60% de la luminance de voile est attribuée à l'image réfléchie du tableau de bord et environ 40% est due à la lumière diffusée.

Généralement, la dégradation de la visibilité est liée à des facteurs conjoncturels, en particulier, à l'état de surface des pare-brises et les conditions d'éclairage. La position (angle d'incidence) et l'intensité de la source, le contraste de la cible et l'état de surface du pare-brise sont les paramètres essentiels qui influencent la diffusion de la lumière. Parmi les facteurs qui affectent la bonne visibilité durant la nuit est : l'angle d'inclinaison, la diffusion de la lumière et le contraste de la cible. Pour une inclinaison des pare brises supérieure à 50 degrés, un conducteur d'âge moyen conduisant la nuit met un retard de plus de 2,8 secondes pour identifier un obstacle sur l'accotement. L'effet de l'angle d'inclinaison des pare brises et la réflectance du tableau de bord ainsi que le temps moyen de réaction et le pourcentage des réponses incorrectes ou manquées des conducteurs croissent avec l'angle d'inclinaison.

L'objectif de ce travail consiste à étudier l'effet de l'érosion sur les surfaces sablées et les paramètres pertinents dont dépend ce phénomène tels que l'angle d'impact la vitesse d'érosion la masse de l'érodant. De plus, les propriétés des particules de l'érodant et la nature de la cible constituent aussi des paramètres influents sur le phénomène d'érosion.

La thèse est agencée en trois chapitres organisés comme suit :

Dans le premier chapitre, nous présentons des généralités sur les verres minéraux, leurs résistances mécaniques puis le phénomène d'érosion du verre et les paramètres les plus pertinents.

Le second chapitre est consacré au verre organiques et ses généralités, la résistance mécanique, et son comportement vis-à-vis de l'érosion. Par la suite, nous présentons les techniques de caractérisations de l'effet d'érosion tellesque la perte de masse, le taux d'érosion et la perte de transmission optique. Un rappel théorique sur le modèle statistique de Weibull a été aussi proposé dans ce chapitre.

Le troisième chapitre est réservé à la partie expérimentale où nous avons exposé les moyens et les techniques utilisés, ainsi que les résultats obtenus et leurs interprétations.

Enfin, cette thèse est achevée par une conclusion générale qui regroupe la synthèse de nos résultats.

## **I.1. Généralités sur le verre minéral**

### **I.1.1. Historique**

Le verre existe naturellement depuis les millénaires, l'homme l'utilisa pour la première fois il y a un millier de siècles sous forme d'obsidienne (verre naturel d'origine volcanique) pour fabriquer des outils, des armes coupantes et des bijoux. La fabrication artisanale du verre a été découverte il y a près de 5000 ans. On sait que dans l'ancienne Mésopotamie (l'Iraq et le nord-est de la Syrie d'aujourd'hui), on fabriquait des perles de verre environ 2500 ans avant Jésus-Christ. Les premiers objets utilitaires en verre (coupes, bols, bouteilles) remontent à 1500 ans avant notre ère. C'est à partir de cette époque que l'Egypte fut reconnu comme un centre verrier très avancé. Les objets étaient réalisés à l'unité, autour d'un noyau d'argile qui servait de moule et que l'on cassait ensuite pour les libérer. Le soufflage du verre à travers une canne creuse fut probablement inventé en Syrie et en Palestine, peu avant l'ère chrétienne et se répandit rapidement à partir du 1<sup>er</sup> siècle après Jésus-Christ. Les romains participèrent à l'expansion des techniques verrières en Europe.

Jusqu'à 11<sup>ème</sup> siècle, les techniques de fabrication évoluent peu mais, lors de la construction des cathédrales en Europe, les techniques de coloration des verres connaissent un développement considérable avec la fabrication des vitraux. Aujourd'hui, le verre est fabriqué industriellement dans des usines verrières. L'automatisation de la fabrication des verres creux et l'avènement de l'obtention du verre plat par flottage favorisent l'accroissement considérable des quantités de production permettant ainsi aux verres d'occuper une place indispensable dans l'économie moderne (bâtiment, transport, éclairage, industrie chimique ...). Le verre est aussi utilisé dans les nouvelles technologies (laser, fibre optique, panneau solaire). Le verre a toujours été apprécié pour ses qualités esthétiques et ses propriétés physiques.

### **I.1. 2. Définition du verre**

La définition la plus commune et la plus consensuelle du verre est celle de Jerzy Zarzycki : un verre est un solide non cristallin présentant le phénomène de transition vitreuse [1], reprise également par 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. L'abondance du sable sur notre planète a permis à l'homme de l'utiliser comme matière première pour la fabrication de la majorité des verres dont - il se sert quotidiennement.

### **I.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 peut distinguer trois ordres :

- l'ordre à courte portée, qui est représentatif du voisinage d'une espèce atomique en particulier,
- l'ordre à moyenne portée, qui indique comment ces voisinages s'enchaînent entre eux, l'ordre à longue portée, concerne les grandes distances par rapport aux distances interatomiques.

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, il n'y a ni face, ni arête communes.

Dans le cas des cristaux de la 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 les 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 au-delà des faits déjà énoncés : il n'y a pas d'ordre à longue distance.

La structure amorphe du verre est similaire à celle d'un liquide visqueux : 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 liquide, mais bloquée dans sa plasticité par sa tension superficielle exceptionnelle qui est intimement liée à la fragilité du verre ordinaire et à sa tendance à l'éclatement. De ce fait, quand une cassure se produisait, la tension superficielle considérée très forte, contribue au figeage instantané des deux nouvelles surfaces.

#### **I.1.4.-Familles des verres**

Il est largement connu que le verre est classé comme étant un matériau fragile et transparent à la lumière visible. Le plus souvent, le verre est composé principalement de dioxyde de silicium ( $\text{SiO}_2$ ), un constituant issu du sable en plus des fondants et des stabilisants. Le verre sodocalcique est le plus utilisé en comparaison avec les types de verre en dépit de sa facilité de mise en forme (mise en œuvre), son coût de revient relativement faible et l'abondance de la matière première. Actuellement, la nomination du verre, regroupe une multitude de solides amorphes. Ainsi, on peut fabriquer non seulement des verres minéraux, mais aussi des verres métalliques et même des verres polymériques ou organiques [2]. On peut regrouper les verres inorganiques sous différentes catégories [3] :

- Le verre au plomb, utilisé en gobeletterie, en verrerie d'art, pour téléviseurs et dans l'industrie électronique. Il est noté que, plus la teneur du verre en plomb est plus grande, sa densité le sera d'avantage.
- Le verre borosilicaté, utilisé en laboratoire est thermorésistant et adapté à contenir des produits chimiques.
- Le verre vitrocéramique, couramment utilisé comme plaques chauffantes dans les laboratoires du fait qu'il résiste très bien aux gradients de température élevés.
- Le verre de silice, utilisé pour la fabrication de tubes de lampe à halogène, des éléments d'optique et des miroirs de télescope.
- Le verre sodocalcique, utilisé dans le bâtiment en premier lieu, pour la fabrication des verres plats et ronds, l'emballage en verre et les ampoules électriques.

Ce dernier, est le plus demandé parmi tous les autres verres à cause de sa large utilisation dans la vie courante et grâce à ses propriétés spécifiques. Il est composé d'environ de 70% de silice, de 13% de soude et de 5% de chaux. Il est principalement caractérisé par :

- Stabilité chimique remarquable.
- Faible résistance aux chocs thermiques contrairement au verre borosilicaté.
- Généralement utilisé dans la vie courante sous forme d'ustensiles de cuisine, verre plat divers, et verre creux,... Il est aussi beaucoup utilisé en verrerie de laboratoire, notamment sous forme de flacons, de bocaux ou encore de lamelles. Le verre en sa qualité d'opaque ou transparent, fin ou épais, il est produit à grande échelle ou confectionné de façon unique, indispensable est essentiel au quotidien dans un laboratoire. Ses propriétés modulables et le faible coût de production en fait une matière très sollicitée et indispensable.

### **I.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. Ils sont présentés dans le tableau 1.1.

Les rôles des oxydes sont complémentaires :

Les formateurs ( $\text{SiO}_2$ ) constituent le réseau aléatoire tridimensionnel.

Les modificateurs ( $\text{Na}_2\text{O}$ ) sont reliés aux anions et modifient des propriétés telles que la viscosité, la conductivité, l'expansion thermique et surtout la durabilité chimique. Les intermédiaires ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) stabilisent la phase cristalline.

La formule chimique d'un verre est ainsi  $\text{A}_m\text{B}_n\text{O}$  où A est un oxyde modificateur et B un oxyde formateur, m et n sont des nombres entiers qui représentent les coefficients stœchiométriques.

Tableau 1.1 : Liste des trois catégories d'oxydes composant un verre [4]

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

L'obtention d'un verre de bonne qualité, nécessite un traitement particulier lors de sa production. Il est indispensable de choisir des matières premières de caractéristiques bien déterminées, de les doser soigneusement en fonction du type de verre que l'on désire obtenir et d'assurer un mélange adéquat des ingrédients composant le mélange. L'automatisation des procédés industriels introduits dans les verreries modernes, prend en charge toutes les opérations de vérification des installations de contrôle à commande électronique. Dans le tableau (1.2) ci-dessous, il est montré des exemples de compositions avec des pourcentages 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).

Tableau. 1.2- Composition minéralogique de quelques verres [4]

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%

### **I.1.6. Propriétés 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 à moyenne et longue distance. Les propriétés qui en résultent et l'amélioration continue de leur connaissance ont permis de multiplier les applications du verre :

#### **1.1.6.1. Propriétés mécaniques**

Le verre est un matériau fragile qui n'admet pas de changements de forme notables, provoqués par la pression, les chocs ou par d'autres formes de contrainte. Il est considéré comme un matériau modèle pour l'étude du comportement fragile, l'intérêt qu'il suscite est dû particulièrement à la transparence, l'homogénéité et l'isotropie. La grande dispersion des valeurs est une caractéristique typique des différentes formes de la résistance des verres. On suppose que dans la structure du verre, il y a des failles de réseau qui agissent comme des entailles et diminuent fortement la résistance locale.

Les caractéristiques mécaniques les plus importantes sont :

##### **a) - Dureté**

La dureté en général est la résistance d'un solide à la pénétration d'une pointe, d'une bille d'un outil, c'est à dire à la déformation de la surface. 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 : essais standards de dureté, Mohs, rayure, abrasion. Ces différentes méthodes conduisent donc à des résultats qui ne sont pas comparables. D'autres essais tel que celui du scléromètre ont été réalisés pour établir un

classement plus précis. Ce classement se base soit sur la valeur de la force nécessaire pour créer une rayure de dimension donnée, soit sur les dimensions d'une rayure créée sous l'effet d'une dureté donnée.

**b) - Fragilité**

La fragilité est l'état d'une substance qui se fracture lorsqu'on lui impose des contraintes mécaniques 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 tenace.

Du point de vue du comportement en déformation, un matériau fragile casse dans le domaine élastique, il n'est pas ductile. On a donc un faciès de rupture présentant une surface lisse se figure 1.1. Cependant, si le verre avait une structure amorphe, le faciès est dépourvu de facettes, il est lisse et courbé.



Figure 1.1 : Faciès de rupture fragile (verre) [5].

La fragilité peut être évaluée par de nombreux essais :

- par un essai de traction uni-axial : la courbe est typique aux matériaux fragiles, elle présente une déformation élastique qui s'étend jusqu'au point de rupture ( $R_r$ ) avec un taux d'allongement quasi

nul et non suivie de la déformation plastique qui caractérise les matériaux ductiles. Les éprouvettes ne présentent pas de striction qui caractérise celles ayant un comportement ductile.

- par un essai de choc à bille ou de type Charpy : pour un matériau de faible énergie de rupture ( $K_C$ ) qui est la résilience.

- par un essai de ténacité : pour un matériau fragile à faible ténacité ( $K_{IC}$ ).

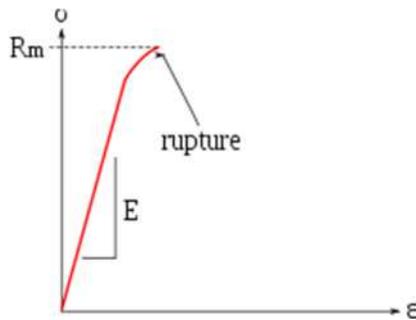


Figure 1.2 : Courbe de traction typique pour un matériau fragile [6].

c) - **Elasticité**

Le verre est un matériau fragile. En effet, lors d'un essai mécanique (flexion, traction ...) il n'admis aucune déformation élastique (réversible) (figure 1.3); Jusqu'à la rupture et ne présente aucune déformation plastique même s'il est fortement contraint pendant un temps très long [4]. La rupture ou la cassure du verre dépend essentiellement de l'état de surface et de l'état structurel [5].

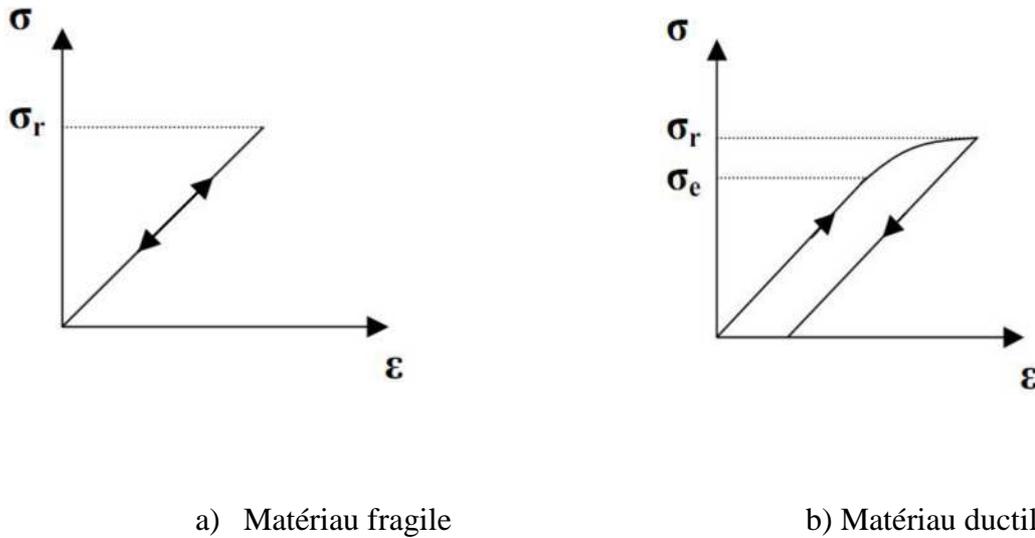


Figure 1.3 : Evolution de la contrainte ( $\sigma$ ) en fonction de l'allongement ( $\epsilon$ ) pour un matériau fragile (a) et un matériau ductile (b) [6].

#### d) - Résistance mécanique

La résistance mécanique d'un matériau, est son aptitude à résister aux forces destructives.

La résistance à la flexion et celle à la compression diffèrent à cause de la concentration des défauts sur la surface et à l'intérieur du réseau. Le fait que la fracture soit provoquée par les failles, cela implique que la résistance du verre à la fracture est de nature aléatoire et dépend de la probabilité qu'une faille capable d'amorcer la fracture sous l'influence d'une certaine contrainte soit présente en cet endroit [7].

La flexion est la méthode la plus apte à la mesure de la résistance du verre, en comparaison avec l'essai de traction qui provoque des tensions pendant la fixation des échantillons sur la machine et le démarrage. Cependant, lors de l'essai de flexion, les échantillons ne subissent aucune tension causée par le serrage [8]. Pour le verre ordinaire, elle a une valeur faible allant de 0,05 à 0,12 GPa. On doit, cependant, faire la distinction entre la résistance théorique et la résistance pratique. La

constante de proportionnalité ( $E$ ) entre la contrainte appliquée ( $\sigma$ ) et la déformation résultante ( $\epsilon$ ) est appelée module de Young ou module d'élasticité.

L'essai de flexion à trois points permet également de mesurer la résistance à la rupture d'un matériau. Une plaque de verre à tester est placée sur deux appuis et l'on applique au centre de la plaque une force croissante jusqu'à rupture.

Comme l'essai de compression, l'essai de flexion ne permet généralement pas d'atteindre la rupture des matériaux ductiles. L'essai de flexion est surtout adapté aux matériaux fragiles. Cet essai se caractérise par la simplicité du montage de l'éprouvette et sa géométrie simple. Lors du test, la partie supérieure est en compression et la partie inférieure en traction

Ils existent d'autres types d'essais de flexion comme le test de flexion 4 points, similaire à l'essai de flexion 3 points avec l'avantage de ne pas positionner l'appui au niveau de la zone de rupture. Ceci est en effet une limitation du système à trois points ou l'appui central peut endommager l'éprouvette et fausser ainsi les résultats en entraînant une rupture précoce de celle-ci. Un autre type de test de flexion bi-axial avec des anneaux concentriques. Cette technique présente des avantages par rapport aux essais de flexion 3 ou 4 points, car il permet essentiellement d'éliminer l'effet des bords et donc de déterminer la résistance mécanique intrinsèque, la préparation des éprouvettes est facile, la forme est simple (forme circulaire ou carrée).

### **I.1.6.2 - Propriétés 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 supérieure à la fraction de micron (porosité, ect ...) rencontré dans les produits frittés, 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 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.

**a) - Facteur de transmission**

C'est le rapport du flux lumineux émergent  $F_e$  au flux incident  $F_i$  :

$$T = F_e / F_i \qquad (1.1)$$

Pour un produit donné, le facteur de transmission (T) varie avec la longueur d'onde  $\lambda$  de la lumière incidente. Le verre de sodocalcique, présente un faible facteur de transmission de la chaleur solaire et un faible 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 toit, c'est-à-dire des toits ouvrants vitrés et des fenêtres de toit pour des véhicules.

**b) - Facteur d'absorption**

C'est le rapport du flux lumineux absorbé  $F_a$  au flux incident  $F_i$  :

$$A = F_a / F_i \qquad (1.2)$$

- 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.

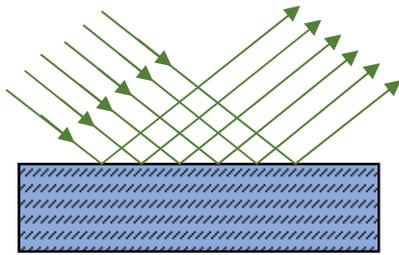
- Dans le spectre ultraviolet ( $\lambda < 0,4 \mu\text{m}$ ) et jusqu'à  $0,36 \mu\text{m}$ , l'absorption par les verres ordinaires demeure du même ordre de grandeur que le spectre visible.

- Dans le spectre infrarouge ( $\lambda > 0,8 \mu\text{m}$ ), l'absorption est faible jusqu'à  $2 \mu\text{m}$ , puis elle augmente très fortement pour être pratiquement totale au-delà de  $5 \mu\text{m}$ . Le verre devient complètement opaque à partir de cette valeur.

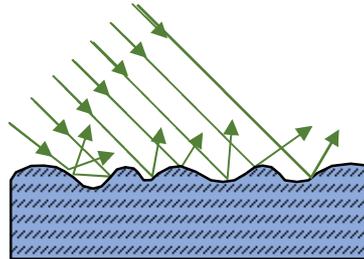
**c) - Facteur de réflexion**

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 réfracté ( $F_r$ ) au flux incident ( $F_i$ ).

$$R = F_r / F_i \quad (1.3)$$



Réflexion spéculaire (surface plane et lisse)



Réflexion diffuse (surface rugueuse)

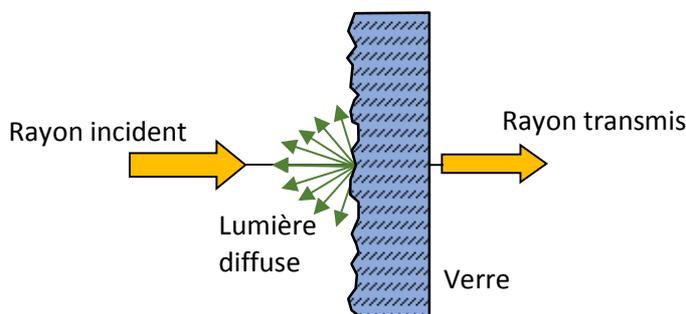


Figure 1.4 : Réflexion et diffusion en surface de rayons à partir de surfaces plane et rugueuse [9].

## **I.2 La fragilité et la résistance du verre minéral**

Les propriétés intrinsèques et beaucoup d'autres phénomènes sont à l'origine de la fragilité et de la mauvaise résistance mécanique du verre minéral, parmi les facteurs qui contribuent, on peut citer :

### **a) - Les défauts de surface :**

Ces défauts se forment sur la surface du verre suite au processus de fabrication tels que les cavitations ou des fissures superficielles, dues aux contraintes résiduelles provoqués par des traitements thermiques ou à la mise en service. Ces défauts réduisent considérablement la résistance des produits verriers. L'effet des défauts de surface sur la résistance mécanique peut être expliqué par le fait que [9] :

- La propagation de la plupart des fissures sont initiées à partir de la surface.
- 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 environ 3 %.

Lorsque la couche superficielle d'un objet verrier fabriqué ordinairement est éliminée (exemple par l'attaque à l'acide fluorhydrique), la résistance mécanique sera fortement améliorée. Sachant que lorsque les rayons en fond des fissures augmentent, les fissures se propagent difficilement ceci conduit à un renforcement mécanique des matériaux [10].



Figure 1.5 : Micrographie montrant un défaut de surface typique de sablage(x96) [10].

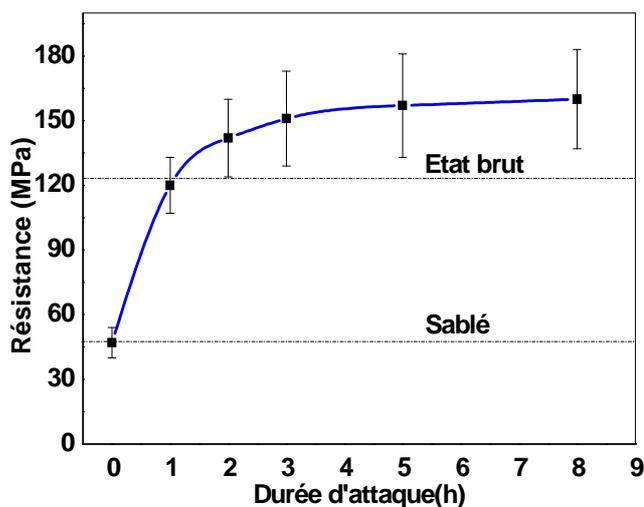


Figure 1.6 : Variation de la résistance mécanique en fonction des durées d'attaque par l'acide fluorhydrique (HF) [11].

**b) - L'endommagement mécanique :**

Les endommagements mécaniques sévères (rayage, impact,...) causent la formation de fissures superficielles de profondeur de l'ordre de plusieurs dizaines de micromètres détectables au microscope optique ou même à l'œil nu, et qui diminuent la résistance à des valeurs inférieures à 60 MPa [12].

**c) - Fissures microscopiques :**

Ces défauts proviennent durant la formation du verre ou durant son contact avec d'autres objets. Leur densité s'élève à plusieurs centaines, ou même parfois à quelques dizaines de milliers par centimètre carré. Ils réduisent la résistance des verres ordinaires aux valeurs courantes de 60 à 90 MPa [12].

**d) - Particules adhérentes 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 à ne pas négliger. Les fissures ne sont

pas introduites directement, mais il semble que ces particules peuvent cependant jouer le rôle de point d'initiation de la fracture. Ces particules sont plus dangereuses dans le cas où elles ont un module d'élasticité ou un coefficient de dilatation différent de ceux du verre. Ces défauts sont responsables de l'affaiblissement, le plus souvent, des produits de haute résistance.

**e) - Changement dans la surface du verre :**

La résistance mécanique du verre est influencée par 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..., durant la fabrication ou les traitements.

**f) - 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.

**g) - 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. Le verre subit dans la plupart des cas une opération de refroidissement très lente, appelée recuit pour minimiser au maximum ces contraintes [14].

### **I.3. Erosion des matériaux fragiles**

#### **1.3.1. Introduction**

Les particules solides en suspension dans l'air et les tempêtes du vent de sable que connaissent les régions arides et sahariennes constituent un problème majeur pour de nombreux domaines d'application (environnement, industrie, transport, aéronautique,...). L'érosion par les particules de sablage constitue dans désert algérien l'un des principaux phénomènes qui limite la durée de vie des pièces et des appareils exposés aux impacts par des particules solides [15,16]. 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 (fissuration, écaillage, rayures,...). Ceci réduit la résistance à la rupture et la transmission optique [17, 18].

Selon la littérature [19, 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 de 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. Les impacts des particules grossièrement sphériques peuvent être assimilés à l'indentation hertzienne. 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 l'érosion des particules solides, plusieurs modèles ont été publiés décrivant la relation entre les paramètres pertinents qui interviennent dans le processus d'érosion provoquée par des particules dures de sable et de l'alumine [21,22].

Généralement, dans les conditions réelles, les défauts de surface produits sont plus complexes vu la diversité des grains, forme, taille, vitesse et l'interaction possible entre les divers impacts singuliers.

D'autre part, il a été montré [15, 23,24] 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. Il est bien connu que la résistance du verre est sensible aux (le verre est un matériau à rupture fragile, très sensible à la distribution des défauts de surface) 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 [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. (Jayatilaka et al, [27] ; ont démontré que, pour un matériau fragile et homogène, la distribution des données d'intensité est provoquée par la distribution des défauts des tailles et une distribution de Weibull de la résistance sera observée pour les populations de défauts avec une décroissance monotone de la densité de la taille des défauts. Danzer et al,

Danzer et Sigl, [25, 28], ont étendu ces idées aux populations de défauts avec une distribution de taille et de spécimens avec une population de défauts inhomogène. Ils ont constaté que la répartition de la résistance dépend fortement de la forme de la distribution de défauts dans le matériau. Là encore, il était nécessaire de supposer qu'un spécimen échoue si une quelconque rupture initie la fracture (l'hypothèse de lien le plus faible), et qu'il n'y a pas d'interaction entre les défauts.

### **1.3.2. 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 sous différentes conditions d'essais (angles d'impact, vitesses,...). La figure 1.7 montre le principe de l'essai d'érosion par des particules solides projetées sur une cible fixe inclinée d'un angle donné nommé angle d'impact par rapport à la direction des particules de l'érodant. Il consiste à projeter des particules solides sur la surface d'une cible et à étudier les caractéristiques des endommagements engendrés en surface et par conséquent les altérations des propriétés mécaniques et optiques des matériaux. Le phénomène d'érosion des matériaux par des particules solides est un processus assez complexe.



Figure 1.7 : Schéma illustrant le principe d'essai d'érosion par des particules solides projetées sur une cible fixe incliné.

Les chocs entre les particules solides et la surface d'un matériau entraînent l'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 1.8.

Les travaux d'Evans et Marshall [29], Marshall et al. [19], Bouzid et al [30], Buijs et Pasmans [31]; ont montré l'importance des fissures latérales dans le mécanisme de l'enlèvement de la matière. Ils se sont basés sur le phénomène d'écaillage. La fissure latérale, provoquée par une particule érosive, croise la surface de la cible. La théorie élasto-plastique de l'érosion des matériaux fragiles suppose que les fissures latérales, provoquées par les contraintes résiduelles introduites par l'impact, augmentent d'une manière quasi-statique.

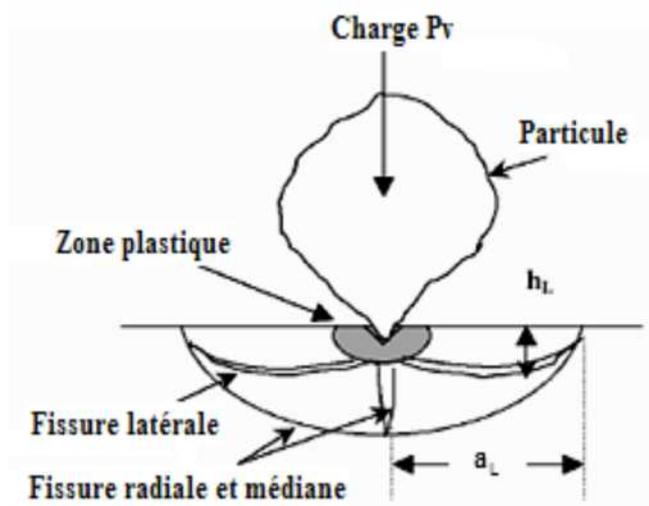


Figure 1.8 : Fissures générées par impact de particules [32].

Le volume  $\Delta V$  de la matière enlevée lors de l'érosion, correspondant au volume du matériau enlevé par indentation sous le seuil de la rupture, 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 :

$$\Delta V = \pi a_L^2 h_L^2 \quad (1.4)$$

Si on suppose l'absence d'interaction entre les sites d'impact, le volume total enlevé  $\Delta V_t$  est

la somme des volumes résultants, à partir des impacts individuels.

$\Sigma N$  est le nombre total d'impact :

$$\Delta V_t = \Sigma N (\pi a_L^2 h_L) \quad (1.5)$$

Marshall et al [22] ont utilisé cette analyse pour la modélisation de l'abrasion par doucissage.

La longueur de la fissure latérale en équilibre est donnée par :

$$a_L = \alpha_0 P_v^{5/8} [E^{3/8} / (K I c^{1/2} H c^{1/2})] \quad (1.6)$$

Où :

- $\alpha_0$  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.
- $K I c, E, et H c$  représentent respectivement le facteur d'intensité des contraintes, le module de Young et la dureté du matériau cible.

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

$$h_L = \alpha_1 (E/Hc)^{1/2} (P_v/Hc)^{1/2} \quad (1.7)$$

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

En substituant les Equations (2.3) et (2.4) dans l'équation (2.2), le volume total enlevé devient:

$$\Delta V_t = C (\Sigma N \pi E^{5/4} K I c^{-1} H c^{-2} P_v^{7/4}) \quad (1.8)$$

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. Le taux d'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 beaucoup 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 et selon la valeur de ce rapport trois cas se présentent.

- Dans le premier cas, la valeur de la dureté de la particule est supérieure à celle de la cible, le contact particule-cible provoque l'initiation des différents types de fissures. Les fissures latérales responsables de la formation d'écailles sont générées.

- Dans le second, la valeur de la dureté de la particule est égale à celle de la cible ( $H_p=H_c$ ), le contact est élastique. Les empreintes créées sont plus ou moins profondes, et les fissures latérales ne sont pas produites et sont moins apparentes.

-Quant à la troisième, la valeur de la dureté de la particule est inférieure à celle de la cible, les fissures latérales ne sont pas observables, mais quelques sites d'impact ou empreintes plastiques peuvent se présenter. Les particules fragmentées laissent des empreintes de poussières au contact de la surface, et sont déviées par un rebondissement due au choc élastique.

La ténacité des particules est considérée comme un indice de fragilité et un des facteurs importants qui affecte le taux d'érosion. En effet, il existe des particules plus fragiles et donc moins érosives. Meng et Ludema [33]; ont montré que la distribution de la taille des particules érosives, après impact, est nettement différente de celle mesurée avec impact. Les particules fragiles (faible ténacité  $K_{CP}$ ) se sont écrasées en petites dimensions.

### **I.3.3. Mécanismes de l'érosion par des particules de sable**

Shewmon et al ont étudié les mécanismes et les types d'érosion spécifiques au comportement à l'érosion de certains métaux. Les actions mécaniques, chimiques et thermiques sont l'origine de la

dislocation de la matière et de sa fragmentation en débris d'érosion qui constitue la perte de masse. Toutes fois, on distingue quatre mécanismes d'érosion par impact des particules solides : coupe, fatigue, rupture fragile et fusion. La figure 1.9 ; montre la hiérarchie de ces processus d'érosion. Stachowiak et Batchelor [34] ; ont suggéré certains mécanismes d'érosion par impact des particules solides jugé possibles : érosion abrasive, fatigue de surface, rupture fragile, déformation ductile, fusion de surface, érosion macroscopique et érosion atomique.

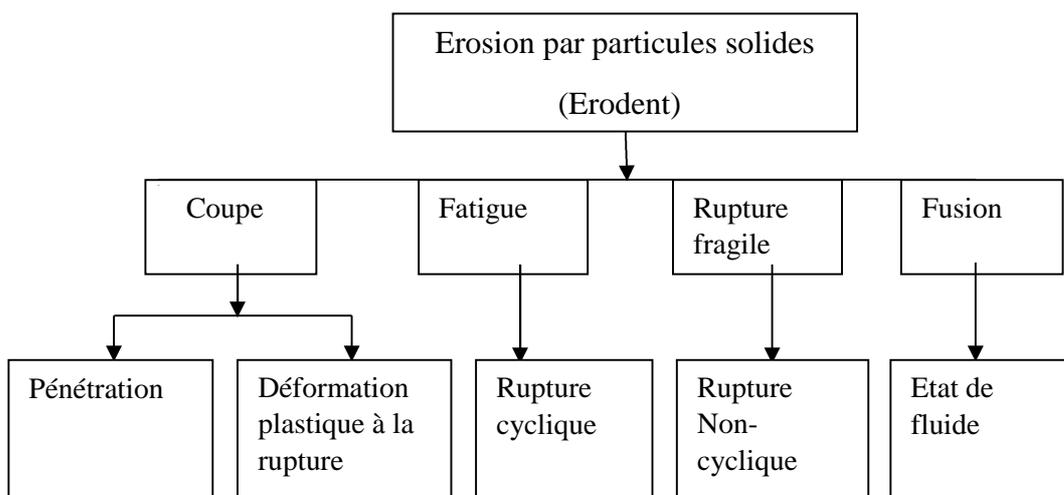


Figure 1.9. Mécanismes d'érosion par des particules solides [33].

Les actions de coupe peuvent être classées en découpage par pénétration de particules ou en déformation plastique à la rupture. Auparavant, Shewmon et al [35], ont étudié les mécanismes et les types d'érosion spécifiques au comportement à l'érosion de certains métaux en essayant de répondre à des interrogations qu'ils jugent fondamentales et indispensables pour la compréhension du mécanisme d'arrachement du métal par érosion.

### I.3.3.1 -Erosion par abrasion

Lorsque des particules frappent une surface à faible angle d'impact, le mécanisme est appelé érosion abrasive, figure 1.10. Quand les particules abrasives heurtent une surface, elles roulent ou

glissent 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.

### I.3.3.2 -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, la surface ne subit aucune déformation plastique mais elle est affaiblie par fatigue, et des fissures de tailles différentes apparaissent après des impacts répétés. Les fragments issus de la propagation des fissures se détachent de la surface après plusieurs impacts suivant un mécanisme donné.

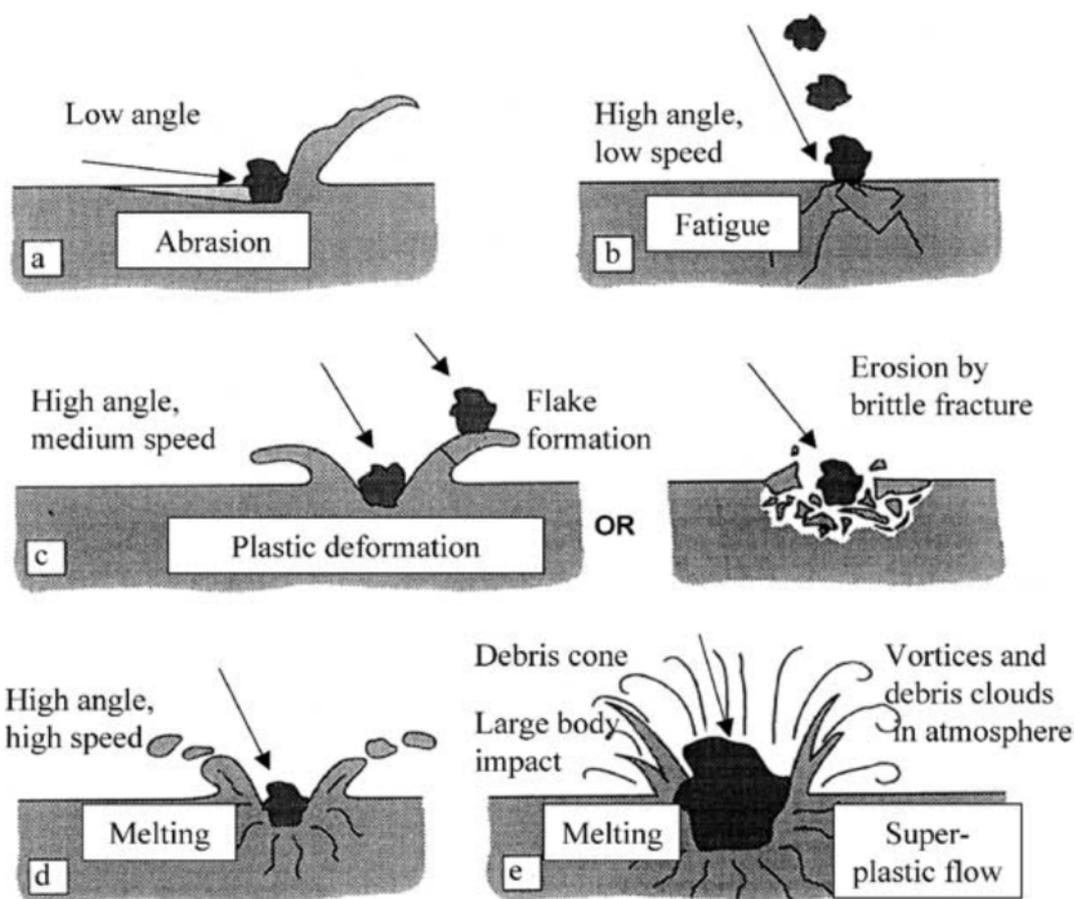


Figure 1.10 : Les mécanismes d'érosion possibles par des particules solides : (a) abrasion à faibles angles d'impact, (b) fatigue de la surface à basse vitesse, angle d'impact élevé, (c) rupture fragile ou déformation plastique multiple à une vitesse moyenne, angle d'impact élevé, (d) fusion superficielle à des vitesses d'impact élevées, e) érosion macroscopique à effets secondaires [36].

### **I.3.3.3 - Déformation plastique**

La déformation plastique de la surface a lieu en raison de la formation des écailles autour du point d'impact. Lorsque les particules heurtent la surface élastique avec une vitesse moyenne et un grand angle d'impact. La succession des impacts par les particules érosives sur les écailles, entraîne le détachement des débris du matériau en fine taille.

### **I.3.3.4 - 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. Si les particules de l'érodant ont une forme aigues, la rupture fragile s'effectue par effritement des fragments de la matière et se détachent durant le processus d'érosion.

### **I.3.4. Paramètres d'érosion des matériaux**

Plusieurs paramètres sont en mesure de différenciés les types de mécanismes d'érosion et contrôle le processus d'érosion. Ces paramètres peuvent être regroupés en trois catégories distinctes :

- Conditions d'exploitation : Le temps d'exposition, la vitesse, l'accélération, l'angle d'impact, le moyen du débit ou la concentration, le flux et la température.
- Particules érodantes (sable ou gouttelettes de liquides) : La taille, la forme, la dureté et la matière.
- Matériaux cibles : Composition chimique, propriétés mécaniques, dureté et surface morphologique.

#### **I.3.4.1 - 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 presque 0 °et seulement une légère érosion peut avoir lieu.

Lorsque les particules se déplacent selon la normale à la surface, l'angle d'impact est de 90 °. Pour les matériaux fragiles et ductiles, leur comportement d'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 ° et 30°. La faible érosion est observée autour de la normale d'impact [37]. Le comportement à l'érosion d'un matériau ductile est similaire au frottement effectué dans le cas de très petits angles d'impact. Pour les matériaux fragiles, plus l'angle d'impact augmente, plus l'effet érosif est grand, sa valeur maximale est associée à l'angle d'impact maximal ( $\alpha = 90^\circ$ ). Les types de comportements ductile et fragile des matériaux conditionnent le mode d'érosion associé. Pour les matériaux aux comportements ductiles, l'érosion maximale ait lieu aux faibles angles d'impact. Cependant, l'érosion est maximale pour les matériaux aux comportements fragiles à des angles proches de 90°.

**La figure I.11.** Illustre la variation de l'effet d'érosion des matériaux fragiles et ductiles en fonction de l'angle d'impact et les pics d'érosion spécifiques. Différentes méthodes sont utilisées pour simuler la relation entre l'érosion et l'angle d'impact. Barkoula et al [36] ont montré que le taux l'érosion maximale d'un matériau fragile est plus élevé en comparaison avec un matériau ductile.

Dès le début du 20<sup>ième</sup> siècle un grand nombre de matériaux ont fait l'objet d'investigations afin explorer les effets de l'érosion sur les propriétés mécaniques et optiques, mais la majorité de ces matériaux étaient des métaux, des verres et peu de matériaux plastiques. Hojo et al, étaient parmi les premiers pionniers à étudier l'érosion des verres organiques (PMMA) en utilisant comme particules érodantes des billes en chute libre [38].

D'autre part, Wensink et al [39] ; ont montré que l'érosion la plus élevée correspond à un matériau ductile. Bozzini et al [40] ; ont trouvé, en étudiant l'érosion par sablage, d'un acier inoxydable 2205 DSS (Duplex Stainless Steel), que l'érosion est maximale à 90°, Quant à Bhushan [41], il n'a montré aucune érosion aux faibles angles d'impact. Cependant, Stachowiak [34] a démontré que l'érosion se produit à environ 10% de la valeur maximale et à zéro degré d'angle d'impact.

Ces fluctuations dans les résultats pourraient être dues au mode de définition de l'angle d'impact des particules. Normalement, l'angle de jet est considéré comme angle d'impact des particules pour un but pratique, sans l'être réellement.

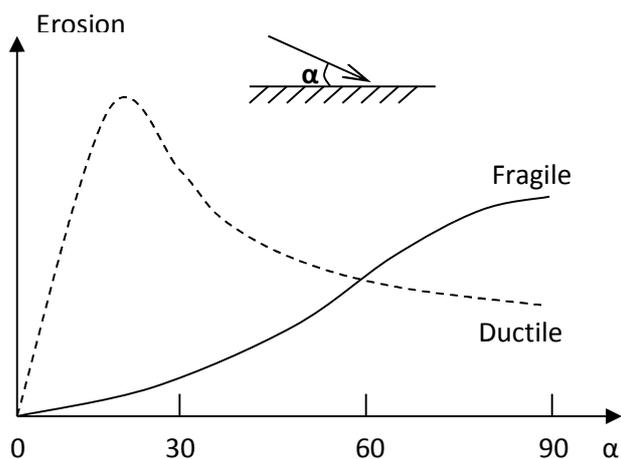


Figure 1.11 : Représentation schématique de l'érosion en fonction de l'angle d'impact, pour les matériaux fragiles et ductiles [37].

Le flux des particules dans un tuyau droit ou entre des plaques parallèles peut être considéré comme ayant zéro ( $0^\circ$ ) d'angle d'impact, mais même dans ces flux, on peut s'attendre à de l'érosion. Dans de tels cas, si l'écoulement est perturbé, les particules oscillent au sein de la couche limite en direction perpendiculaire à l'écoulement, et l'angle d'impact pourrait être à proximité de  $90^\circ$ .

#### I.3.4.2 - Vitesse des particules érodantes

Dans la pratique, l'endommagement du matériau dû à la déformation plastique et à la coupe se produit simultanément. Ces mécanismes d'endommagement dépendent ensemble de la vitesse des particules et de l'angle d'impact et d'autres paramètres. Jusqu'à une certaine vitesse, appelée "vitesse seuille" ou vitesse critique, les particules ne peuvent déraiper dans la surface à cause des

frottements, et l'action de découpe n'a pas lieu. Yabuki et al. [42] ont trouvé cette vitesse critique d'un sable de silice sur un acier au carbone égale à 2,5 m/s pour des particules de 0,26mm. Plus la vitesse augmente par rapport au seuil critique, plus les deux actions, déformation plastique et coupe, augmentent, ce qui amplifie considérablement l'érosion. Les modes d'érosion varient en fonction de la vitesse des particules. À basse vitesse, les particules n'ont pas assez d'énergie pour éroder le matériau par l'action de coupe, mais les effets de la déformation élastique ou de la fatigue peuvent être observés. La plupart des expressions, citées pour la relation entre l'érosion et la vitesse des particules, sont :

$$\text{Erosion} \propto (\text{vitesse})^n \quad (1.9)$$

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. Truscott [43] a présenté différentes valeurs de l'exposant  $n$  prises entre 1,4 pour l'acier St 37 et 4,6 pour le caoutchouc testé par sablage. Si on a une intensité forte de la corrosion combinée avec l'érosion, la valeur de l'exposant  $n$  sera moindre, mais dans certaines gammes de vitesses, l'augmentation soudaine de cette valeur peut être observée lorsque les échelles de corrosion sont enlevées.

Dans le cas combiné des particules solides de l'érosion et de cavitation, Zhang et al. [44] ; ont constaté que l'érosion est proportionnelle à la vitesse périphérique d'un disque avec une valeur d'exposant comprise entre 3 et 4,5, pour les revêtements non-métalliques.

De même Arnold et Hutchings [45] 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. L'effet des particules d'érosion à grande vitesse est plus significatif que les synergies dues à la cavitation et à l'érosion.

Karelin et al. [46] ; ont observé différentes valeurs pour ce type d'essai, par exemple  $n = 2,5 \sim 3,0$  pour un type rotatif,  $n = 1,8 \sim 2,7$  pour un disque et  $n = 2,0 \sim 2,2$  pour l'impact de jet d'eau. Il existe de grandes différences dans les valeurs de l'exposant de la vitesse. Ceci complique l'uniformité dans la prévision de l'érosion et la simulation. Le plus souvent, la vitesse des particules est considérée équivalente à la vitesse d'un fluide estimée sur la base de l'équation de la continuité Wood [47]. Dans la pratique, la vitesse des particules est généralement inférieure à la vitesse du fluide. Zahavi et Schmitt [48] ; ont constaté que la vitesse des particules de sable est un tiers de la vitesse de l'air, en essai d'érosion par sablage.

La précision de la vitesse des particules est importante dans les modèles d'érosion, mais cette mesure est en pratique très difficile. Pour mesurer la vitesse des particules, Chevallier et Vannes [49] ; ont mentionné une photographie de vitesse d'une lumière, des portes optiques et de doubles disques rotatifs. Bjordal [50] a utilisé une vitesse basée sur la vitesse rotative d'éprouvette.

#### **I.3.4. C- Flux moyen des particules**

Le flux moyen des particules est défini comme la masse des particules impactées 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 arrivées.

Ce phénomène est plus important pour les grands angles d'impact. Arnold et Hutchings [51] ont constaté que la limitation du flux moyen des particules est très variable, de  $100 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$  d'élastomère à  $10000 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$  pour l'érosion des métaux par des grosses particules Stachowiak et Batchelor [34].

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 [50] ; a constaté que :

$$\text{Erosion moyenne} \propto \text{concentration}^{(0.25-1.27)} \quad (1.10)$$

Pour la plupart des matériaux, lorsque le test dure longtemps, cette valeur est proche de un. La proportionnalité directe de l'érosion à la concentration, tout en respectant la vitesse, est une bonne approximation. Plusieurs essais sur différents matériaux montrent que l'érosion dépend fortement de l'énergie cinétique des particules de sable impactées qui est exprimée par la fameuse équation [51] :

$$E_c = 1/2 M_p V_p^2 \quad (1.11)$$

Par conséquent, l'érosion est proportionnelle à la masse, et à la vitesse des particules de sable.

#### **I.3.4.4 - 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 (Où 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 :

$$L_p = (m v_p \cdot r^2 / Q_0)^{1/3} \quad (1.12)$$

$L_p$  : 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 la concentration des particules augmente donc le nombre d'impact diminue quand la concentration augmente et comme résultat la vitesse des particules diminue à cause de l'énergie cinétique perdue pendant les collisions [52].

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 1.12. 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% [53] 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.

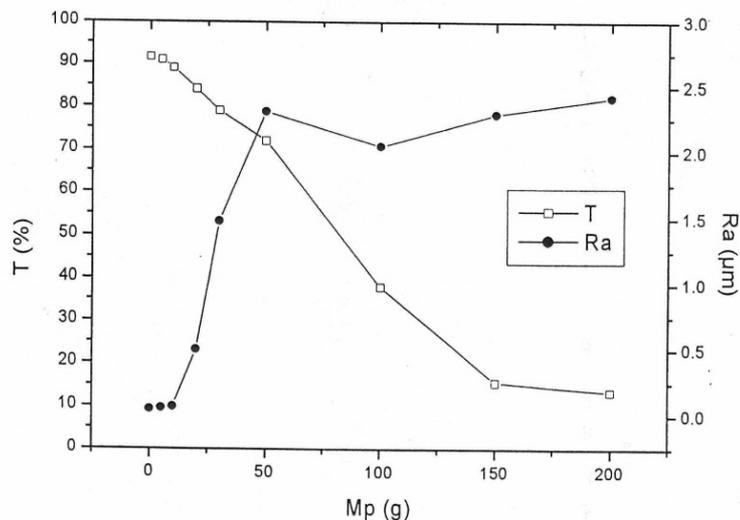


Figure 1.12 : Variations de la transmission optique T et de la rugosité arithmétique Ra en fonction des masses de sable projetées Mp [53].

#### I.3.4.5 -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 accentuée de manière à se limiter aux paramètres les plus pertinents. L'énergie cinétique des particules incidentes fait partie de ces paramètres. Dans cette perspective, Fang et al.[54] ; 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 déterminé 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 [55] 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 :

$$E_c \propto K.C^6 .H^{-9/2} \quad (1.13)$$

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. [56] 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 Slikkerveeret al. [57]; 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 grammes de particules érosives à une vitesse de 100 m/s.

### **I.3.5. -Les particules érosives et les facteurs associés**

Le mécanisme d'érosion et le moyen d'action peuvent se modifier car ils dépendent essentiellement des caractéristiques des particules érodantes. La connaissance de ces caractéristiques permettrait de mieux comprendre le phénomène d'érosion, d'estimer, réduire et prévenir son effet. Certaines de ces caractéristiques jugées importantes et leurs effets sont présentés discutés ci-dessous :

#### **I.3.5.1 - Nature du matériau cible et la particule :**

L'érosion dépend du rapport de la dureté de la particule  $H_p$  par rapport à celle du matériau cible  $H_c$ . En effet, les particules ayant une faible dureté par rapport à celle d'une surface attaquée, provoquent une érosion plus faible que celle d'une particule ayant une dureté plus élevée. Wada et

al. [58-60] ont montré que ce ne sont pas toutes les particules qui sont responsables de l'érosion mais seulement une partie, l'autre partie sera déformé ou fragmentée. Donc l'érosion dépend du rapport de dureté de la particule et de la cible  $H_P/H_C$  :

- Si le rapport  $H_P/H_C$  est supérieur à 1, le choc entre la particule et la cible engendre l'initiation des différents types de fissures, en particulier les fissures latérales qui génèrent la formation des écailles.

- Dans le cas d'égalité de la dureté  $H_P$  et  $H_C$ , leur rapport est alors égal à un, le choc est élastique d'où la formation d'empreintes plus ou moins profondes tandis que les fissures sont moins apparente

- Si la valeur de  $H_P$  est inférieure à la valeur de  $H_C$ , leur rapport dans ce cas est inférieur à l'unité, les particules sont incapables de pénétrer dans la cible et il serait difficile de générer des fissures latérales, par conséquent l'arrachement de matière se fait par effritement et la quantité de matière enlevée serait très réduite.

Les particules peuvent soit :

- Se fragmenter en laissant des empreintes de poussières au contact de la surface.
- Rebondir par choc élastique.

### **I.3.5.2– Dureté des particules de la cible**

La forme et la dureté des particules se complètent mutuellement. Si une particule est dure mais relativement émoussée, elle ne cause aucune érosion sévère. Les particules dures ont une tendance à avoir un profile aigu ; en revanche, les particules molles s'arrondissent 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 à la rupture. Le rapport de la dureté d'une particule et celle d'un matériau cible est très influant sur l'érosion. En général, la dureté des minéraux est représentée en terme relatif d'échelle

de la dureté de Mohs [61], entre 1 pour la poudre et 10 pour le diamant. La dureté d'un couteau dans l'échelle de Mohs est de 5,5 et celle d'une aiguille en acier est de 6,5.

### **I.3.5.3 - Effet de la forme et de la taille des particules**

La nature et les caractéristiques physico-chimiques des particules de sable diffèrent selon la région de provenance. La morphologie des particules de sable en provenance de Tamanrasset (sud algérien) par exemple, est présentée sur la figure (1.13) où on remarque que les grains de sable sont de forme et de couleur variables : rondes, elliptique ou pointue à arrêtes tranchantes. Sa composition chimique contient essentiellement de la silice (73%) et de l'oxyde de sodium (24%), la taille moyenne de grains est de 1000  $\mu\text{m}$ . Les observations microscopiques montrent que les grains de sable sont de couleur jaune marron, avec quelques grains ou parties de grains de couleur noires, ils ont une forme grossièrement arrondie avec quelques grains anguleux. Le taux d'endommagement du verre dépend fortement de la forme des particules érosives. En général dans les mêmes conditions d'essais et pour la même taille, les particules anguleuses causent une dégradation plus importante que celle des particules arrondies. La forme anguleuse est difficile à définir en raison de la difficulté de l'identification et de la quantification des caractéristiques géométriques en trois dimensions.

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  $F = 4\pi A/P^2$ , lorsque  $F=1$  la projection est circulaire [62].

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

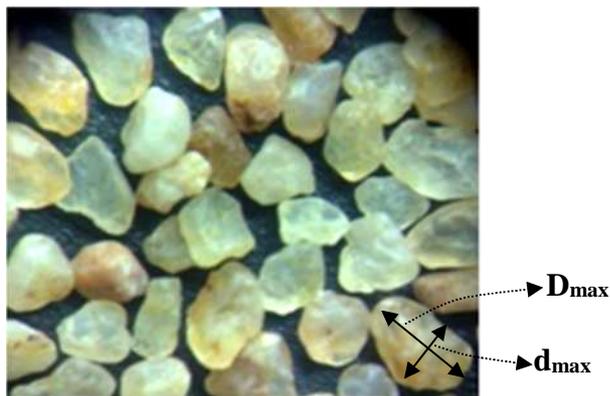


Figure I.13 : Exemple de longueurs  $D_{max}$  et  $d_{max}$  définies sur une particule

Yildiran et al, Avcu et al, [63, 64], dans leurs contributions pour l'étude du phénomène d'érosion par des particules solides, ont montré l'effet des paramètres d'érosion jugé pertinents. Yildiran et al ont montré l'effet de la taille des particules de l'érodent, la vitesse et l'angle d'impact sur le comportement de l'aluminium 3003. Cependant, Avcu et al ont étudié l'effet des mêmes paramètres d'érosion sur le comportement érosif d'un polymère composite [64].

#### I.3.5.4 - Taille des particules

La taille des particules peut être caractérisée essentiellement par deux paramètres principaux : La masse et la longueur. Pour une vitesse donnée, l'énergie cinétique des particules est directement proportionnelle à la masse. La masse des particules sphériques est proportionnelle à leurs diamètre à la puissance trois. Par conséquent, en théorie :

$$L'érosion \propto (\text{Diamètre de la particule})^3 \quad (1.14)$$

Sheldon et Finnie [65] ; ont observé une transition du mode ductile de l'érosion au mode fragile, quand la taille des particules change en croissant (Stachowiak et Batchelor [34]. Pour l'essai

expérimental, utilisant de petites et de grandes particules, l'érosion maximale change d'un angle d'impact de 30 ° à 80 °. Les particules de petite taille sont plus coupées, et les particules les plus grandes causent une déformation élastique et une fatigue du matériau.

L'érosion dépend de la dureté dans le cas des petites particules. Pour les grosses particules, elle dépend de la ténacité du matériau.

### **I.3.5.5 - Forme des particules**

La forme des particules est aussi l'un des facteurs 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. 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 [66] qu'un grain anguleux est plus destructif qu'une particule sphérique.

-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 (figure 1.14).

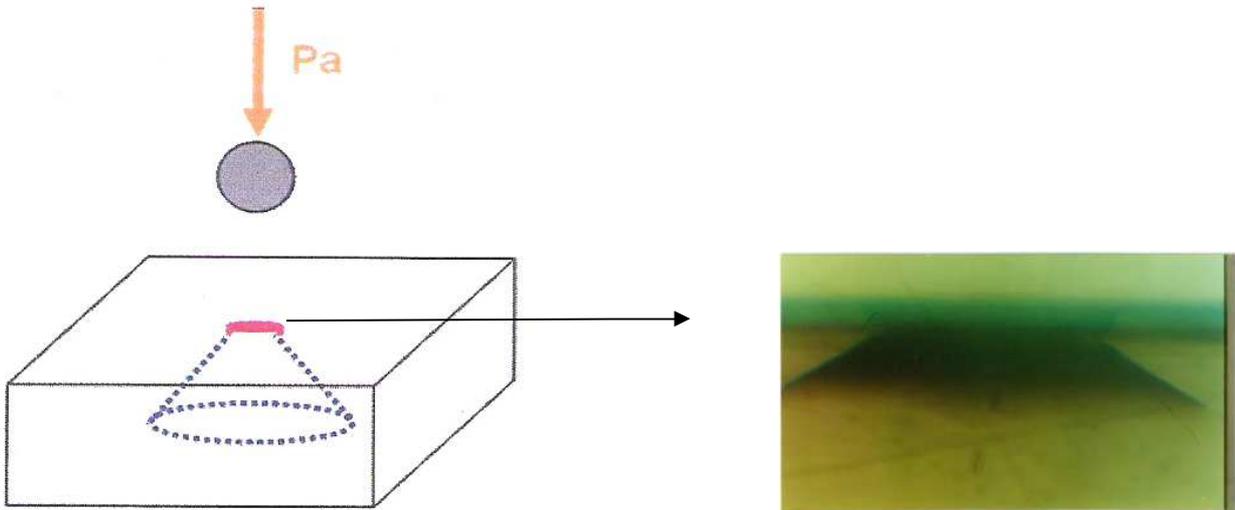


Figure 1.14 : Fissuration schématique de type Hertzienne et micrographie montrant une fissure conique d'un verre sodocalcique [67].

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.

La rugosité augmente à mesure que l'endommagement augmente alors que la transmission optique chute.

### I.3.6. Facteurs associés au matériau ciblé

Les matériaux tels que les céramiques, les verres et autres, utilisés dans les 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. Vu la

disponibilité et le prix de revient, le verre plat de type sodocalcique est généralement le plus utilisé dans la recherche sur le phénomène d'érosion. Sa composition chimique est composée essentiellement de  $\text{SiO}_2$  le composant le plus abondant (70%),  $\text{Na}_2\text{O}$  et  $\text{CaO}$  [66]. La transmission optique qui représente sa principale caractéristique est de l'ordre de 91,6 % [68, 69].

### **I.3.6.1 - Effet de la masse d'érodant projeté sur la transmission optique**

Benterki et al. [70], ont étudié l'effet de la masse d'érodent sur la transmission optique d'un verre sodocalcique ayant subi un test d'usure par sablage. L'allure de la courbe de la transmission optique est en bonne corrélation avec celle de la rugosité arithmétique, elle évolue en sens inverse. Une légère perte de transmission optique est observée pour les faibles masses d'érodent. Par la suite, la pente est plus aigüe, elle chute régulièrement pour atteindre une valeur basse de l'ordre de 18% qui correspond à une masse de sable projetée égale à 50 g.

Au-delà de cette masse, la valeur de la transmission optique a tendance à se stabiliser. Ceci signifie qu'une fois la surface est totalement endommagée, la saturation de la qualité optique est atteinte. A ce stade, la projection de quantités supplémentaires de sable est inutile. La chute totale de transmission est de l'ordre de 76%. En effet, la perte de transmission se fait par réflexion pour les faibles masses projetées car la surface érodée n'est pas suffisamment endommagée. Alors que pour des masses plus grandes, la perte se fait essentiellement par diffusion suite à la dégradation importante de l'état de surface.

Comme on peut séparer, la courbe de la transmission optique en trois domaines (figure.1.15). On constate, que le taux de la perte de la transmission dans chaque domaine reflète bien le taux de dégradation de l'état de surface des verres sablés. Les limites de ces domaines sont relativement en bon accord avec celles de la rugosité. On constate que la transmission minimale atteinte dans le premier et le second domaine est de l'ordre de 86% et 18% respectivement. L'intérêt principal des limites des domaines est de cerner mieux la nuance existante entre le domaine transparent et celui du flou qui caractérise un pare-brise érodé. En d'autres termes, c'est la limite de la bonne vision des

conducteurs des véhicules qui fait l'objet de cette étude. Ceci n'est pas forcément lié seulement à l'étude de la perte de transmission mais aussi à l'effet de la diffusion de la lumière qui l'accompagne. La diffusion de la lumière est affectée par plusieurs paramètres dont les plus pertinents font l'intérêt de plusieurs auteurs ; ce sont : l'inclinaison et l'intensité de la source de la lumière et l'état de surface des verres utilisés [69].

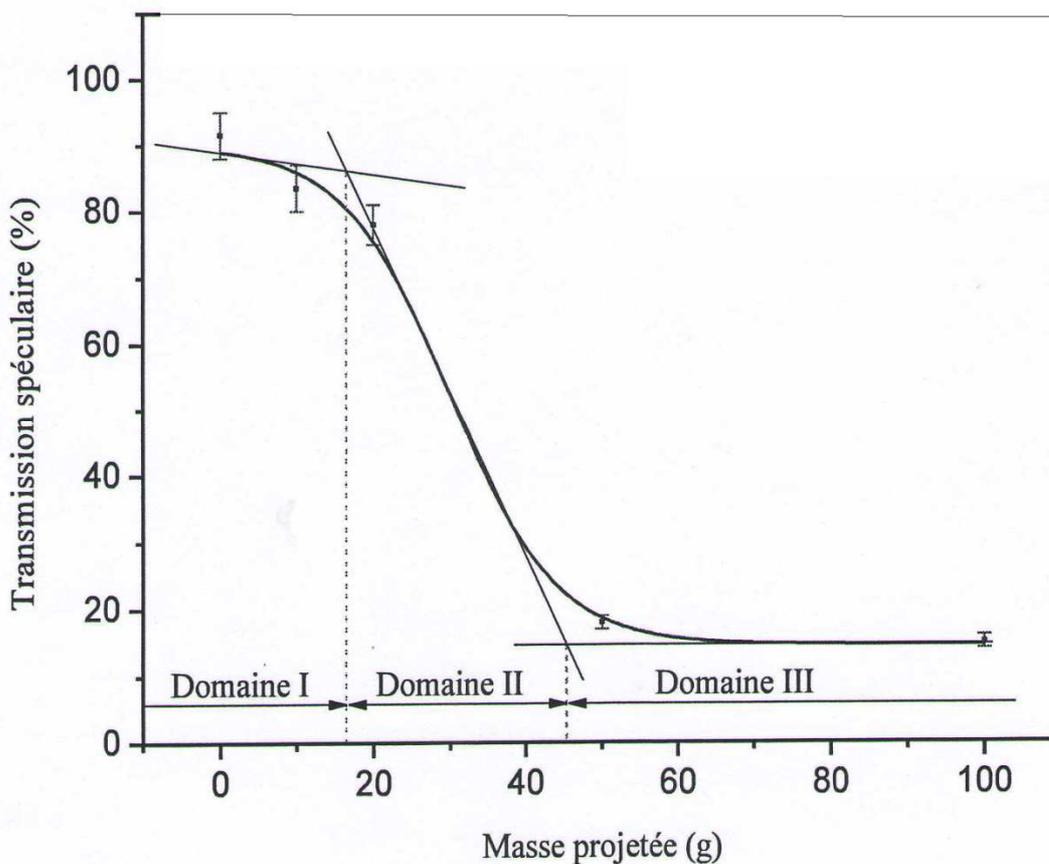


Figure 1.15 : Variation de la transmission optique en fonction de la masse des particules de sable projeté [70].

### **I.3.6.2 La perte par diffusion**

La partie du flux incident qui est dispersée dans différentes directions par diffusion dépend de trois facteurs [71]:

- Nature de la substance traversée par les rayons.
- Imperfections du poli des surfaces.
- Réflexions multiples qui ont lieu sur les surfaces.

### **I.3.6.3 La perte par réflexion**

Pour une incidence normale de la lumière et une absorption nulle, la transmission de la lumière n'atteint pas les 100% à cause de la réflexion de la lumière à la surface du verre. On estime que pour un verre homogène et sans défauts apparents, la perte par réflexion est de l'ordre de 4% sur chaque face du verre.

### **I.3.6.4 Effet de la masse d'érodent projeté sur la diffusion de la lumière**

L'auteur cité ci-dessus a évoqué aussi dans un autre travail l'effet de la masse projetée sur la réflexion optique qui est illustrée sur la figure (1.16). La dite figure, représente la réflexion spéculaire de la lumière en fonction de la masse projetée pour un angle d'illumination ( $\alpha = 60^\circ$ ). Au-delà de cet angle, la réflexion spéculaire est maximale. L'allure de la réflexion est presque similaire à celle de la transmission, sauf que la courbe de la réflexion spéculaire présente une certaine linéarité apparente avant le palier de saturation. La chute de la réflexion est régulière et atteint la valeur minimale  $R_s \approx 0.5\%$  à partir de la minimal d'érodent ( $m_p = 50g$ ) qui correspond et caractérise l'état de saturation observé sur les deux figures précédentes qui nous permet d'en déduire que la réflexion spéculaire est très faible en comparaison avec la transmission spéculaire. Ceci est lié sans doute à la principale caractéristique du verre qui est la transparence[72].

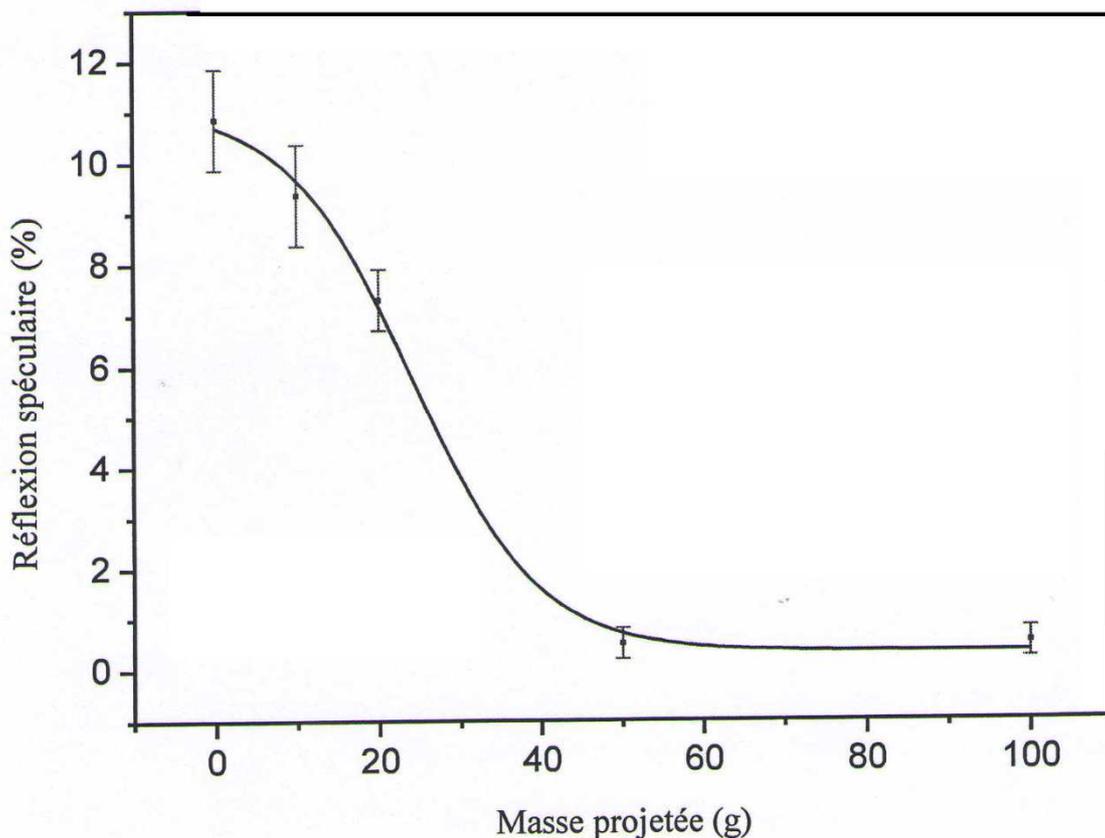


Figure 1.16 : Variation de la réflexion spéculaire en fonction de la masse des particules de sable projeté [71].

### I.3.6.5 La 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 [55].

## I.4. 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 03 dispositifs d'essais d'érosion ont été présentés [72-74] :

- Technique : jet impingement ou gas blast
- Technique : recirculatingloop
- Dispositif de type discontinu

#### **1.4. 1 - Technique ‘jet impingement ou gas blast’**

Le schéma de principe de ce dispositif est montré sur la figure (1.17). 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.

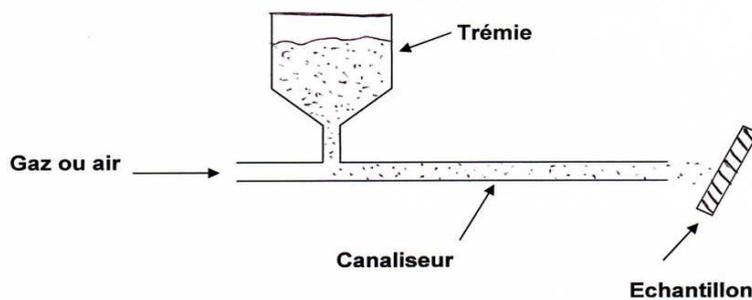


Figure. 1.17 : Technique de ‘jet impingement ou gas blast’ [72].

#### **1.4. 2- Technique de ‘recirculatingloop’**

Dans le cas de ce type de dispositif, 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 1.18.

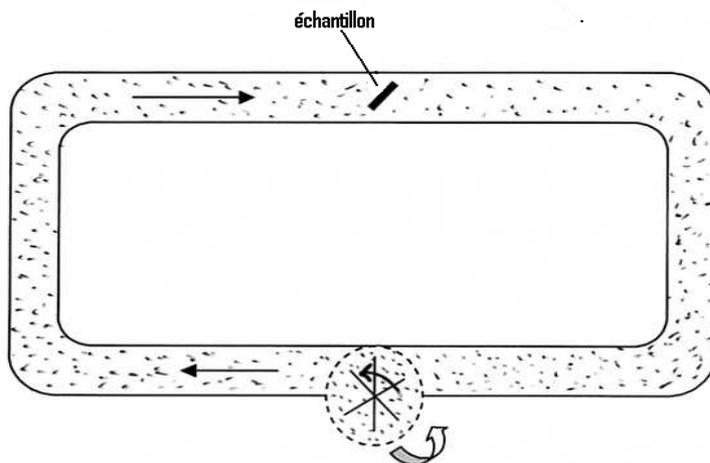


Figure 1.18 : Technique de “recirculatingloop” [73].

### I.4.3 Dispositif de type discontinu

Le dispositif expérimental de type discontinu est représenté sur la figure (1.19). Les billes de verre (160  $\mu\text{m}$  de diamètre) stockées dans la trémie tombent dans la chambre de mélange à travers un orifice. Des billes de verre et de l'air sont mélangés dans cette chambre, puis ce flux en deux phases est introduit dans un tuyau en verre en accélération (longueur 1,9 m et diamètre intérieur 6,8 mm). Les billes de verre accélérées sont déchargées par une buse et frappent l'éprouvette fixée à 4 cm de la buse à un angle d'attaque  $\alpha$ . La vitesse de chute des billes de verre a été contrôlée en modifiant la différence de pression entre la trémie et la chambre de mélange  $\Delta P_2$  ou en utilisant le contrôleur d'alimentation pour faire varier la taille de l'orifice.

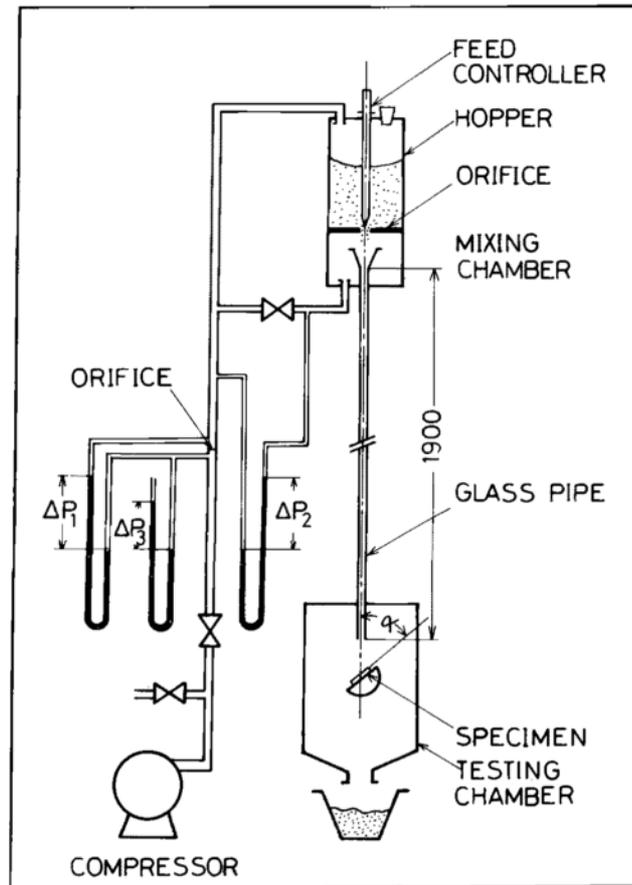


Figure 1.19. Schéma de principe d'un dispositif d'érosion de type discontinu [74].

**Références**

- [1] J. Zarzyski, “les verres et l'état vitreux”, Ed. Masson, Paris (1982), pp 300-324.
- [2] J. Barton, C. Guillemet, le verre : “Science et technologie”, Ed. les Ulis, Cedex A, France (2005), P 57.
- [3] A. Bouaziz, “Etude des propriétés d'un verre sodocalcique érodé avec du sable de de Ourgla” Thèse de Magister, I.O.M.P, U.F.A. Sétif 1 (2004). P 93.
- [4] S. Benbahouche, “Les effets des conditions climatiques sur les caractéristiques du verre sodocalcique”, Thèse de Doctorat, I.O.M.P, U.F.A. Sétif 1, (2004). pp 86-88.
- [5] V. M. Sglavo, R. Dal. Maschio, G. D. Soraru. “Effect of etch depth on strength on soda lime glass rods by statistical approach”, J. Eur. Ceram. Soc. Vol. 11, (1993) pp. 3141-346.
- [6] F. Celarie, “Dynamique de fissuration à basse vitesse des matériaux vitreux. Thèse de Doctorat, Université de Montpellier II, 2004 pp.15-29.
- [7] A. Ayadi, “Technologie du verre”, Edition O.P.U, Alger 2004. pp 27-69.
- [8] N. Bichari, “Renforcement mécanique d'un verre sodocalcique par trempe thermique”, Thèse de Magister, Université M'hamed Bouguerra Boumerdes, 2004. pp 12-37.
- [9] J. Mencik, “Strength and fracture of glass and ceramics, Glass Science and Technology, Vol. 12 (1992), p. 357.
- [10] A. Kermiche, “Etude de l'effet de HF sur l'état de surface d'un verre érodée par sablage. Thèse de Magister I.O.M.P, Université Ferhat Abbas Sétif (2010), p. 61.
- [11] N. Bouaouadja, Cours de post graduation : “Verres minéraux” I.O.M.P, U.F.A. Sétif 1, 2006
- [12] T. P. Dabbs, 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, No. 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] K. Ilmar, P. Kulu, "Solid Particle Erosion": Occurrence, Prediction and Control. Springer. 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., Vol. 65 (1982) pp. 561–566.
- [20] M. Buijs, L. Martens, "Effect of indentation interaction on cracking, J. Am. Ceram. Soc, Vol. 75, No. 10 (1992) pp. 2809 - 2814.
- [21] M. Buijs, "Erosion of glass modeled by indentation theory", J. Am. Ceram. Soc, Vol. 77 No. 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., Vol. 67 (1984) pp. 769-774.
- [23] P. H. Shipway, I. M. Hutchings, "The Role of Particle Properties in the Erosion of Brittle Materials", Wear, Vol. 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, Vol. 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, No.3 (2003) pp. 21-28
- [31] M. Buijs, J. M. Pasmans, “Erosion of glass by alumina particles: transitions and exponents, Wear Vol. 184 (1995) pp. 61-65.
- [32] S. M. Walley, J. E. Field., “The contribution of the Cavendish Laboratory understanding of solid particle erosion mechanisms”, Wear Vol. 258, (2005), pp. 552-566.
- [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. Stachowiak and A. W. Batchlor, “In engineering Tribology”, series 24 (1993) pp. 586.
- [35] P. Shewmon, G. Sundarajan., “The erosion of metals ». Ann. Rev. Mater. Sci, Vol. 13 (1983) pp. 301-318.
- [36] N.M. Barkoula, J. Karger-Koscis., “Review Process and influencing parameters of solid particle erosion of polymers and their composites”, J. Mater. Sci. Vol. 37 (2002) pp. 3807-3820.

- [37] M. Matsumura, B. E. Chen, “Erosion-resistant materials”, In: Duan C. G. and Karelin Ed, Abrasive erosion and corrosion of hydraulic machinery, Imperial College Press London (2002) pp. 235-314.
- [38] H. Hojo, K. Tsuda., “Erosion Materials by Free-Falling particles Method”, Journal of the Society of Materials Science of Japan, vol. 14, No. 3 June 1977, pp. 206-211.
- [39] H. Wensink., M. C. Elwenspoek., “A closer look at the ductile-brittle transition in solid particle erosion” Wear, Vol. 253 (2002) pp. 1035-1043
- [40] B. Bozzini, M. E. Ricotti, M. Boniadri, C. Mele, “Evaluation of erosion–corrosion in multiphase flow via CFD and experimental analysis”, Wear Vol. 255, (2003) pp. 237- 245.
- [41] B. Bhushan, “Introduction to tribology”, John Wiley and Sons, New York, (2002).
- [42] A.Yabuki, K. Matsuwakia and M.Matsumura, “Critical impact velocity in the solid particles impact erosion of metallic materials”, Wear Vol. (233-235), (1999) pp. 468-475.
- [43] G.F. Truscott, “Literature survey of abrasive wear in hydraulic machinery”, Wear Vol. 20, (1972) pp.29-50.
- [44] J. Zhang, M. O. W. Richardson, “Assessment of resistance of non-metallic coatings to silt abrasion and cavitation erosion in a rotating disk test rig”, Wear Vol. 194, (1996) pp. 149-155.
- [45] J. C. Arnold, I. M. Hutchings, “The mechanisms of erosion of unfilled elastomers by solid particle impacts”, Wear Vol. 138 (1990) pp. 33-46.
- [46] Karelin et al., “Fundamental of hydroabrasive erosion theory”, In: Duan C. G. and Karelin V. Y. Ed, Abrasive erosion and corrosion of hydraulic machinery, Imperial college press, London (2002). pp. 1-52

- [47] R. J. K. Wood, "Sand erosion performance of coatings", *Materials and Design* Vol. 20, (1981) pp.179-191.
- [48] J. Zahavi; G. F. Schmitt, "Solid particle erosion of polymer coatings, *Wear* Vol. 71, (1981) pp. 191-210.
- [49] P. Chevallier and A. B. Vannes, "Effect on a sheet surface of an erosive particle jet upon Impact", *Wear* Vol.184, (1995) pp. 87-91.
- [50] M. Bjordal, "Erosion and corrosion of ceramic-metallic coatings and stainless steel, Dr. Ing. Thesis, Universitet Trondheim, NTH, (1995).
- [51] J.C. Arnold and I.M. Hutchings, "Flux rate effects in the erosive wear of elastomers", *J. Mat. Sci.* Vol. 24, (1989) pp. 833-839.
- [52] G. L. Sheldom., "Trans ASME B, J. Eng. For Industry, Vol. 88 (1966) pp. 387-390.
- [53] C. Bousbaa, "Effet des traitements sur l'érosion du verre érodé par impact de sable". Thèse de Doctorat IOMP, Université Ferhat Abbas Sétif 1, (2004).
- [54] Q. Fang, "Erosion of ceramic materials by a sand-water slurry jet", *Wear*, Vol.24(1999), pp. 183-193.
- [55] S. M. Wiederhorn, 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.
- [56] P. J. Slikkerveer et al., "Model of patterned erosion" , *Wear*, Vol. 233/235, (1999), pp. 377-386.
- [57] P. J. Slikkerveer et al., "High quality mechanical etching of brittle materials by powder blasting". *Sensors and Actuators*, Vol. 85, (2000) pp. 296-303.
- [58] S. Wada, N .Watanabe, T. Tani. "Solid particle erosion of brittle materials"; part 6: The erosive wear of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC composite. *J. Ceram. Soc.* Vol. 96, (1988), pp. 111-118.

- [59] S. Wada, N. Watanabe, T. Tani, O. Kamagaito. "Erosion wear of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiC composite"; MRS Int. Meeting Adv. Mater. Res. Soc; Pittsburg, PA; (1989, pp.481-490).
- [60] S. Wada, N. Watanabe.; "Solid particle erosion of brittle materials"; part 3: The interaction with material properties of target and that of impingement particle on erosive wear mechanism; Yogyo Kyokai; Vol. 95; 1995) pp.873-578.
- [61] G.V. Samsonov, "Mohs hardness of elements, Handbook of the physicochemical properties of the elements", IFI-Plenum, New York, USA, (1968).
- [62] I. M. Hutchings., Tribology: "friction and wear of engineering materials". Metalurgy and Matéria Science Séries, Edition Edward Arnold, (1992).
- [63] Y. Yildiran, E. Avcu, A. E. Sahin, S. Fidan, H. Yetistiren, T. Sinmazcelik., "Effect of particle impact angle, erodent particle size, and acceleration pressure on the solid behavior of 3003 aluminum alloys", Acta Physica Polonica A. Vol. 125. No2. (2014). Pp.523- 525.
- [64] E. Avcu, S. Fidan, M. O. Bora, O. Coban, I. Taskiran, T. Sinmazcelik., "Solid particle erosion behavior wear of glass mat reinforced PPS composites: Influence of erodent particle size Pressure, particle impingement angle, and velocity". Advances in Polymer Technology, Vol. 00. No. 0, (2012). Pp.1-13
- [65] 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.
- [66] A. Soualem., "Effet de la vitesse de projection de sable et la taille des grains sur l'érosion du verre sodocalcique" ; Thèse de Magister. IOMP Université Ferhat Abbas Sétif 1, (1997).
- [67] N. Bouaouadja "Etude du comportement mécanique à haute température des carbures cémentés WC-Co" Thèse de Doctorat INSA Lyon (1986) p. 70.

- [68] 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.
- [69] S. Benterki, N. Laouar. C. Bousbaa. N. Bouras. N. Bouaouaja., "Influence of illuminating angle on scattered light caused by a sandblasted soda lima glass", Glass Technology – European Journal of Glass Science and Technology Part A, Vol. 53 (2012) pp. 53-59.
- [70] S. Benterki et al, "Difusion de la lumière en transmission d'un verre sodocalcique érodé par impact de sable" colloque international, Contrôle et mesure optique pour l'industrie, SFO, 2007, Arcachon, France.
- [71] S.Benterki., "Etude de la diffusion par réflexion de la lumière par un pare-brise d'automobile érodé par sablage". Thèse de Doctorat en Sciences, IOMP Université Ferhat Abbas Sétif 1, (2015).
- [72] S. Benterki et al. "Effect of illuminating angle of roughness on the angular scattering light". International Science and Technology Conference. Istanbul; Turkey. (2011).
- [73]. A. Faci, "Influence des paramètres d'érosion sur la résistance mécaniques d'un verre sablé : Analyse Statistique", Thèse de doctorat en Sciences, IOMP Université Ferhat Abbas Sétif 1, (2016).
- [74] Thai, C. M., Tsuda, K., and Hojo, H., "Erosion Behavior of Polystyrene" Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 9, No. 6, (1981), pp. 359-365.

### **II.1 Généralité sur les verres organiques**

Les polymères en général et les verres organiques en particuliers, sont d'une grande importance dans les différents domaines d'applications. Lors de leur mise en service, ces matériaux sont soumis à des types de sollicitations et d'usure mécanique aussi diverses que leurs utilisations, d'où la nécessité d'améliorer les propriétés mécaniques.

Pour cela, différentes recherches ont été établies afin de perfectionner les propriétés mécaniques telles que: la résistance aux chocs, la fatigue de certains métaux et du verre en introduisant de manière intentionnelle des contraintes résiduelles à la surface de ces matériaux.

Il a été trouvé que ces contraintes sont efficaces dans l'amélioration des propriétés mécaniques de quelques verres organiques tels que: le polystyrène (PS), le polyméthylméthacrylate (PMMA), le polycarbonate (PC). Il a été également trouvé que la présence des contraintes résiduelles compressives sur la surface des échantillons polymériques peut diminuer leur sensibilité aux rayures, aux défauts de surface et améliorer leurs propriétés mécaniques. Elles limitent également la croissance des fissures à partir des défauts de surface. Un autre effet bénéfique est que les contraintes résiduelles de compression peuvent retarder la photodégradation au voisinage de la surface. Ils peuvent également retarder la diffusion des agents pénétrants. Le polystyrène est plus sensible aux rayures et aux défauts de surface en comparaison avec le PMMA et le PC et les contraintes résiduelles conditionnent le mode de fracture ainsi que son domaine d'utilisation.

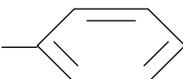
Pour cela, la connaissance du mécanisme de formation des contraintes thermique, leur dépendance en fonction du traitement thermique ainsi que leur effet sur les propriétés mécaniques, physiques et thermiques du polystyrène sont des enjeux et des défis industriels importants.

## II.2 Le polystyrène

C'est le principal polymère de la famille des styréniques, il possède plusieurs propriétés : une faible densité, un module élevé, ainsi qu'une faible absorption à l'eau. par conséquent, c'est un matériau fragile, cassant à température ambiante, sensible à l'attaque des solvants ainsi qu'aux produits chimiques.

Ses propriétés peuvent être modifiées soit par traitement chimique (co-polymérisation), tel que l'incorporation d'autres polymères comme le butadiène, l'acrylonitrile ou l'addition des charges chimiquement inertes à la matrice il appartient à la famille des thermoplastes, ses propriétés principales représentées brièvement dans le tableau suivant:

**Tableau II.1.** Caractéristiques du polystyrène.

Polystyrène	Structure chimique	$\left[ \text{CH}_2 - \underset{\text{R}}{\text{CH}} \right]_n$	R ≡ 
	Polymère amorphe		
	Température de transition vitreuse	$T_g = 100^\circ\text{C}$	
	Température de fusion	$T_f = 270^\circ\text{C}$	Polymère amorphe
	Température de mise en œuvre	$T = 149 - 260^\circ\text{C}$	
	Absorption de l'eau	0,01% - 0,03% par 24 heures	
	Conductivité thermique	0,08 - 0,13 w/m.°K	
	Constante diélectrique	2,4 - 2,7	

### **II.3 Propriétés et résistance mécanique des verres organiques**

Nous essayons d'éclaircir l'effet de la température du traitement thermique sur la résistance au choc:

Les contraintes résiduelles sont à l'origine de la fragilisation des verres et la fracture des matériaux ductile tels que les polymères et les métaux. En dépit de leurs importance, l'effet des contraintes résiduelles sur les propriétés des matériaux a fait l'objet dans de nombreux travaux afin d'élucidé les mécanismes d'action et les conditions qui sont à l'origine de ces contraintes. D'autres recherches en conséquence ont été focalisées sur l'aspect positif et négatif des contraintes résiduelles tout en essayant de minimiser l'effet négatif par les deux procédés de traitements thermiques, à savoir, le recuit et la trempe. Broutman et Col. [1],. ont étudié l'effet des contraintes résiduelles sur certaines propriétés du PC, PVC, PRS et PMMA, qu'ils aient trempé à une température en-dessous de  $T_g$ , où laminé à froid. Ils ont observé que l'augmentation de la résistance au choc de type Izod est due à la suppression de la fissure en avant de l'entaille imposée par la formation de contraintes compressives obtenues après trempe.

Après traitement thermique des échantillons (feuilles extrudées) à  $100^{\circ}\text{C}$ , pendant 16 heures puis à  $150^{\circ}\text{C}$  pendant 2heures; on trempe certains échantillons dans la glace, cependant, d'autres échantillons ils subissent un traitement thermique en recuit qui consiste en un refroidissement lent ( $0,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) jusqu'à la température ambiante, les contraintes résiduelles compressives générées à la surface des échantillons trempés suppriment la formation et/ou la propagation des fissures et par conséquent elles augmentent la résistance au choc.

Ainsi, les contraintes résiduelles, auprès de la surface des produits moulés par injection, contribuent à l'augmentation de la résistance au choc, le comportement à la fatigue et la résistance à l'environnement sous contrainte [2].

#### **II.4. Comportement des polymères à l'érosion**

L'érosion par les particules solides a quelques applications utiles telles que l'érosion par sablage. L'utilisation de l'érosion par sablage dans l'usinage est une méthode traditionnelle qui a un large domaine d'utilités industrielles couvrant le micro-usinage, le traitement des surfaces et leurs nettoyages [3]. Ces applications sont les fruits d'une série d'études consacrées au phénomène d'érosion, bien que ce phénomène a été durant des décennies un sérieux problème pour beaucoup d'industries car il a été à l'origine de la détérioration de nombreuses propriétés mécaniques, optiques et l'aspect esthétique de la surface de certains produits à base de polymères.

Prévenir ou minimiser l'endommagement indésirable par érosion, nécessite une compréhension complète du mécanisme d'érosion et l'établissement d'une équation de conception sont nécessaire pour prédire le taux d'érosion [4].

Pour mieux élucider le phénomène d'érosion et le caractériser, de nombreux chercheurs se sont penchés sur ce problème en étudiant le comportement à l'érosion de différents types de matériaux fragiles et ductiles et par conséquent de nombreux travaux ont été publiés. Pour prédire le taux d'érosion sur un large intervalle d'angle d'impact, **Bitter** [5,6], a essayé d'analyser l'endommagement par érosion en supposant que le volume d'érosion est proportionnel à l'énergie absorbée par le matériau. Afin de pouvoir évaluer d'une manière concrète sa prédiction concernant le taux d'érosion, il a proposé une nouvelle approche. De manière générale, l'approche s'avère très utile même aux angles d'attaque supérieurs à 45°, et cela en complément du travail de Finnie [7] qui a auparavant étudié le mécanisme d'érosion pour des angles d'impact inférieures à 45° en simulant la particule à un outil de coupe et par conséquent, le taux d'érosion ( $E_r$ ) résultant peut être donné par la relation empirique suivante :

$$E_r = C.V^2. f(\alpha)/p \quad (II.1)$$

Où  $C$ , une constante,  $p$  est la contrainte d'écoulement du matériau érodé,  $V$  est la vitesse d'impact de la particule, et  $f(\alpha)$  est une fonction de l'angle d'attaque. Cependant, l'application de l'équation ci-dessus, est restreinte, elle n'est valable que pour des angles d'attaque inférieurs à  $45^\circ$  [2].

Au cours des dernières années, la prospection et l'analyse microscopiques des surfaces érodées ont été réalisées [8,9], ce qui a révélé que l'interaction des fissures formées sur les surfaces à un angle d'attaque supérieur est provoquée par l'érosion du matériau. L'étude du phénomène d'érosion menée par Suh [10] où il suppose que sa théorie de délaminage de l'usure est également applicable au problème de l'érosion [11].

Des tests d'érosion par particules solides ont été réalisés pour étudier l'effet matrice du matériau polymère, de l'angle d'impact et la vitesse d'impact sur le comportement à l'érosion de sept types de polymères purs thermoplastiques à savoir : le polyétherimide (PEI), le polyétheréthercétone (PEEK), polyéthercétone (PEK), sulfure de polyphénylène (PPS), polyéthersulfone (PES), polysulfone (PSU) et le polyéthylène à ultra-haut poids moléculaire (UHMWPE) [12]. Les taux d'érosion à l'état d'équilibre de ces polymères ont été évalués à différents angles d'impact ( $15-90^\circ$ ) et les vitesses d'impact ( $25-66$  m/s). Des grains de silice dont la taille de ces particules varie entre de  $200 \pm 50$   $\mu\text{m}$  ont été utilisés comme érodant. Les polymères étudiés ont présenté un taux d'érosion maximal ( $E_{r_{\max}}$ ) à un angle d'impact de  $30^\circ$ ) indiquant ainsi le comportement d'érosion ductile comme le il est montré la figure (II.1). Certains de ces polymères ont exhibé un comportement d'incubation à vitesses d'impact plus faibles pour un angle d'impact de  $90^\circ$ . L'étude a comporté aussi la recherche d'établir des corrélations entre des paramètres intrinsèques du matériau cible, les propriétés mécaniques, la température de transition ( $T_g$ ) et l'état d'équilibre du taux 'érosion.

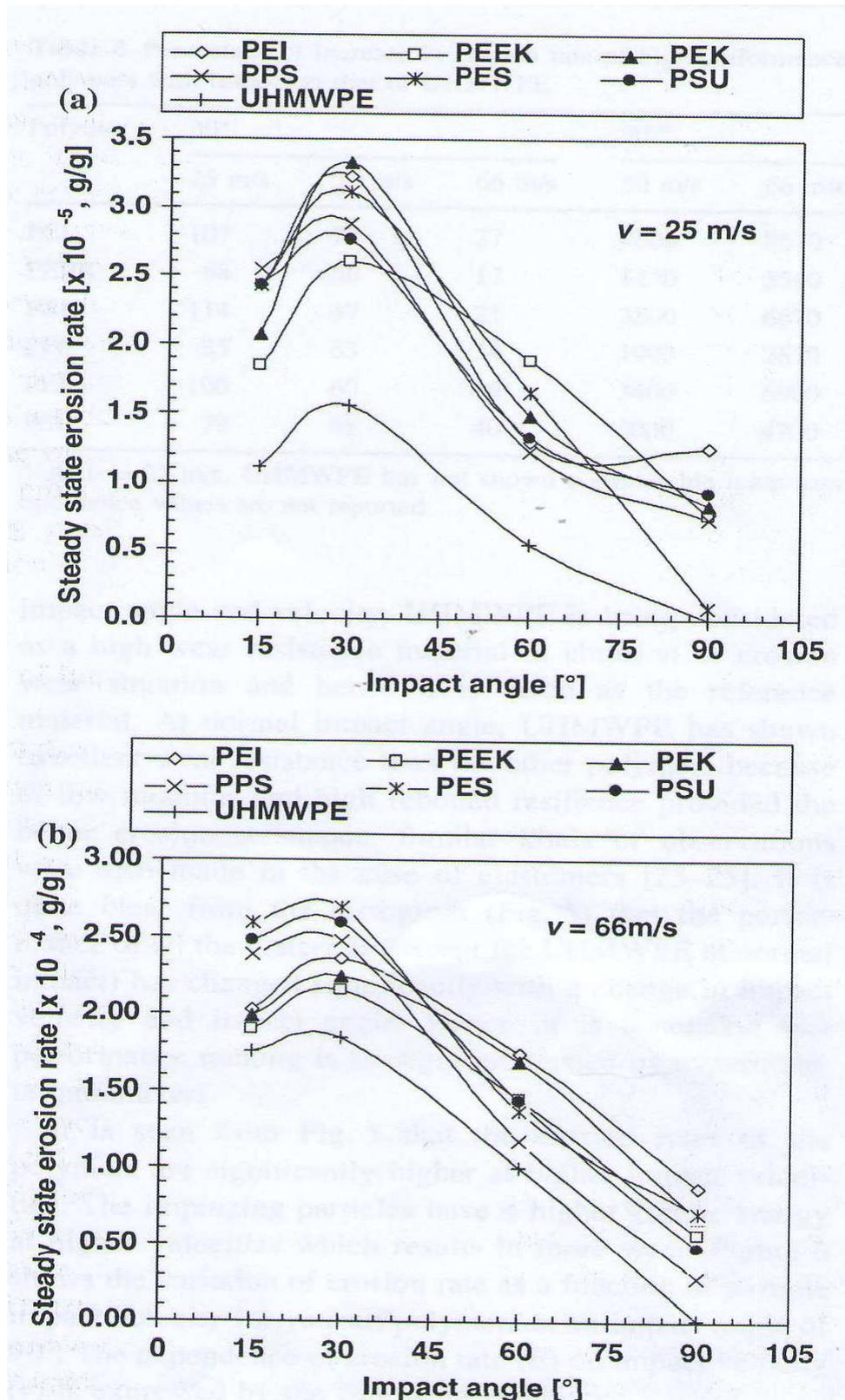


Figure II.1. Influence de l'angle d'impact sur le taux d'érosion de divers polymères :

(a) vitesse d'impact 25 m/s et (b) vitesse d'impact 66 m/s [12].

Pour mieux illustrer les mécanismes d'usure possible, la morphologie des surfaces érodées, la prospection par la microscopie électronique à balayage a été utilisée [12,13].

Divers matériaux ont été utilisés pour l'étude de l'érosion, cependant la plupart d'entre eux étaient des métaux et peu de plastiques ont fait l'objet de cette étude. Les auteurs cités en référence [12,13] ont donc étudié l'érosion des plastiques et réalisaient l'existence de deux pics d'endommagement par érosion à des angles d'attaque au voisinage de 30 et 70° à une vitesse de l'éroder de 20 m/s pour le PMMA que personne auparavant n'a pris connaissance de leur existence [13].

Dans le cadre d'une étude portant sur le comportement érosif des plastiques, Thai et al [4], ont réalisé des tests d'érosion sur le polystyrène (PS). Dans ce travail, les auteurs avaient pour but, de parvenir à des résultats expérimentaux propres au processus d'érosion, au taux d'érosion et aussi pour clarifier le mécanisme d'érosion du PS. Shipway et al [14] se sont intéressés plus particulièrement à l'effet thermique lors du dynamitage et de l'érosion des matériaux polymères. L'application de l'endommagement par érosion en utilisant des particules solides comme érodant a été étudié comme moyen d'éliminer les revêtements des substrats polymères en vue de leur réutilisation et de leur recyclage. Lors de la projection des particules solides sur le matériau cible, il a été observé expérimentalement des augmentations de température substantielles dans la cible.

D'autres travaux ont été menés aussi afin d'étudier le phénomène d'érosion des matériaux polymériques [15-17]. Tandis que, le PS a montré deux pics d'érosion, mais à des angles d'attaques 20° et 50° différents de ceux observés dans le cas du PMMA comme il est illustré sur la figure II.2 [4, 16]. L'apparition de deux pics d'endommagement à des angles d'attaque suffisamment distant l'un de l'autre dans le cas du polystyrène pourrait laisser dire l'existence de

deux types de mécanisme d'érosion. L'auteur a supposé que le mécanisme d'érosion prédominant aux faibles angles d'attaque et au voisinage de  $20^\circ$  est caractéristiques des matériaux ductiles aux quels appartient le PS.

Tandis que le taux d'érosion observé à l'angle d'érosion élevé avoisinant  $50^\circ$  stipule l'apparition d'un nouveau mécanisme d'érosion si différent des autres ; appelé :

« Mécanisme d'érosion en annaux » tel qu'il est montré sur la figure II.3. (a). La surface érodée correspondante à l'angle d'attaque  $50^\circ$  se représente sous forme d'anneaux concentriques. Le profil de cette surface caractéristique érodée a été quantifié en termes de rugosité qu'on peut observer sur la figure II.3. (b) [4].

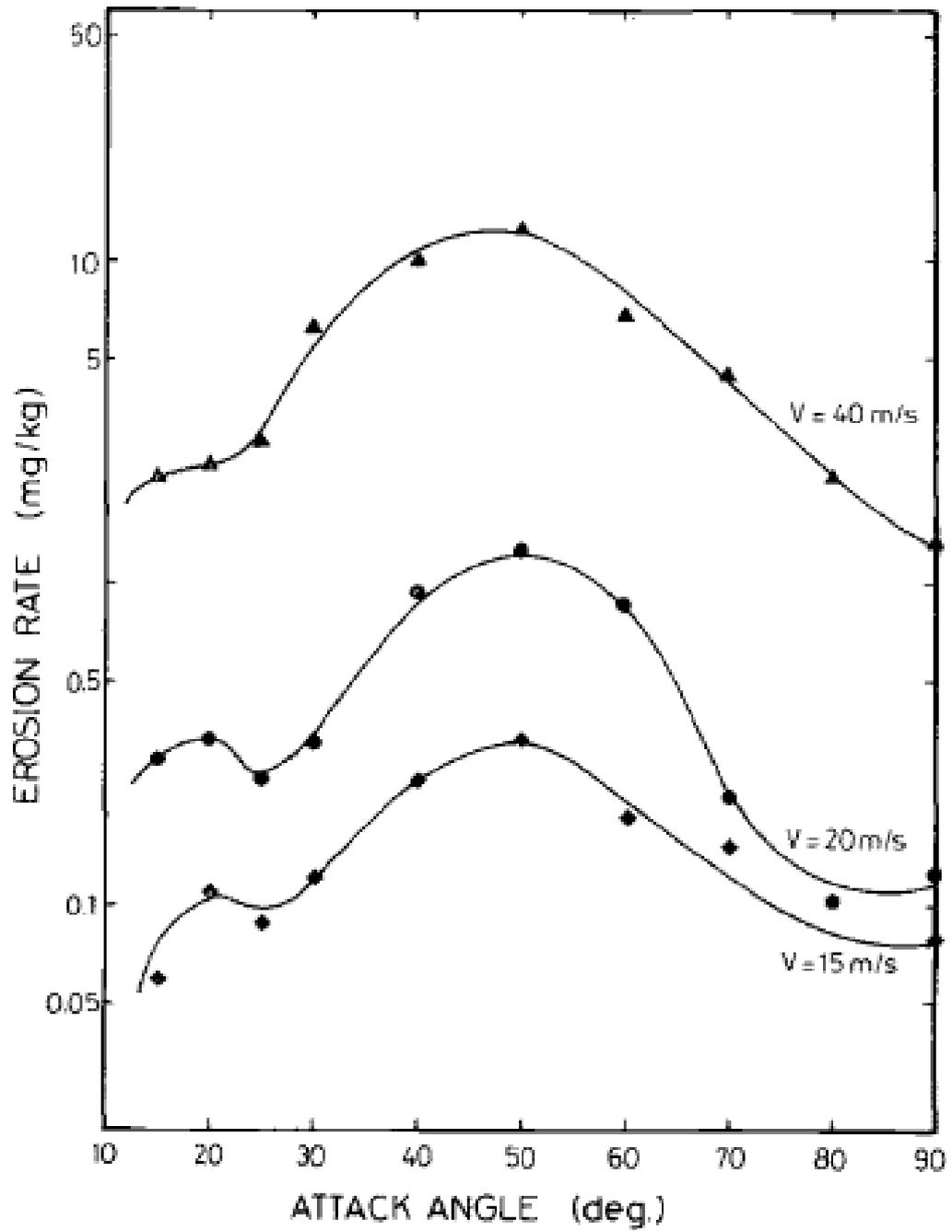


Figure. II.2 : Effet de l'angle d'attaque sur le taux d'érosion à différentes vitesses d'impact [4].

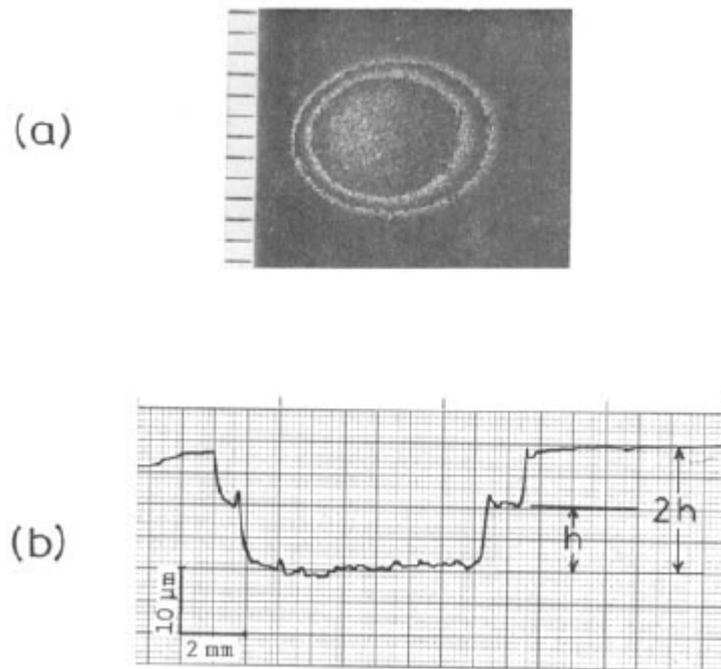


Figure II.3 : Modèle de dégâts en forme d'anneau pour un angle d'attaque de  $50^\circ$  et un impact vitesse de 20 m / s : (a) vue de face et (b) structure en gradins obtenue par profilométrie [4].

## II.5 Traitement thermique du verre organique

Le traitement thermique est un procédé technologique qui est de plus en plus utilisé pour modifier les propriétés mécaniques des matériaux en général et les propriétés optiques des verres minérales et organiques. M. O. Bora [18] a étudié l'effet du traitement thermique du poly-méthyl méthacrylate à une température donnée proche de la  $T_g$   $85^\circ\text{C}$  en fonction du temps (1h, 2h et 3h) sur le comportement à l'endommagement et la microdureté. Les résultats des essais de microdureté effectués ont montré que le traitement thermique contribue à l'augmentation des valeurs de la microdureté avec la croissance du temps du traitement thermique. Une résistance maximale à l'usure a été obtenue pour un temps de traitement de trois heures (3h) en raison de

l'amélioration de dureté de surface des échantillons de PMMA en comparaison à ceux non traités. Les relaxations moléculaires sont probablement à l'origine du durcissement de la surface du matériau étudié.

Lin et Lee [19] ont étudié l'effet d'un solvant sur les propriétés optiques des surfaces d'échantillons en PMMA ayant subi des radiations. Lu et al. [20], leur contribution a été dans le même sens car ils ont étudié la récupération de la transmittance optique du PMMA irradié à des températures élevées. D'un autre côté, Lu et Lee [21] ont étudié le changement de dureté induite par l'irradiation gamma dans le PMMA. Ils ont rapporté une diminution de la dureté avec augmentation de la température de recuit et de la dose d'irradiation. Cependant, une recherche intensive concernant l'amélioration de la dureté qui peut améliorer la transmittance optique dans des conditions d'érosion des particules solides n'a pas été menée. Coban [22] a étudié l'effet du traitement thermique sur le comportement d'érosion du PMMA pour l'efficacité de la transmittance optique et les propriétés mécaniques. Il a conclu que le traitement thermique à 85 ° C améliore les valeurs de Tg et de la micro dureté du PMMA. Pour les échantillons de PMMA non traités et traités thermiquement, la transmittance optique maximale a été observée à un angle d'impact de 15 °, tandis que la transmittance optique minimale a été observée à un angle d'impact normal de 90 °. Il a également suggéré qu'avant de monter les lentilles de Fresnel, elles devraient être traitées à une température de 85 ° C pour améliorer leur résistance à l'érosion par des particules solides. Ainsi, ils auraient une meilleure efficacité de transmittance optique sous des expositions extérieures à long terme. Ils ont finalement conclu que le traitement thermique a eu un effet positif sur la transmittance optique sous l'érosion des particules solides, de plus l'effet le plus prononcé a été observé pour un angle d'impact de 30 °.

Les traitements thermiques induisent des variations importantes dans les propriétés mécaniques, les résultats obtenus par les différentes études montrent que les contraintes à la

limite élastique est le facteur le plus affecté par le traitement [23]. Ces traitements thermiques sont classés en deux catégories principales : la trempe et le recuit

### II.5.1. Effet de la trempe

On appelle trempe, le refroidissement le plus instantané possible que l'on puisse faire subir à un matériau dans un intervalle de température assez large [24]. La trempe d'un matériau, initialement stable à température  $T_1$ , provoque le figeage de sa structure dans un état métastable, à une température  $T_2$ , largement plus basse. Il s'ensuit que le développement de certaines contraintes résiduelles dont la grandeur varie systématiquement avec les conditions de trempe, participant au changement de certaines propriétés morphologiques et mécaniques [25].

En général, la création d'une couche comprenant des fissures engendrés par les contraintes résiduelles compressives peut être accomplie par le procédé de la trempe. Elle provoque le passage à un mécanisme de rupture ductile (transition fragile-ductile) [26].

### II.5.2. Effet du recuit

Le recuit consiste en un refroidissement graduel du matériau. C'est un traitement thermique employé pour relaxer les contraintes résiduelles qui se sont formées lors du refroidissement conduisent à des changements internes sans qu'il y ait nécessité de fusion. Le recuit s'effectue par le chauffage du polymère suivi par un refroidissement graduel jusqu'à la température ambiante, ceci donne au matériau l'occasion de se relaxer et d'atteindre un état proche de l'équilibre.

Les effets du recuit sont équivalents à ceux d'un vieillissement physique accéléré. Selon Steer [26], la seule distinction entre les deux processus observés réside dans la différence d'évaluation des propriétés physiques observées. Mais selon J.C. Bauwens [27], les deux processus qui sont souvent confondus, il faut les sonder entre deux phénomènes bien distincts et chacun à sa propre cinétique. Par ailleurs, le recuit provoque l'augmentation de la contrainte au seuil d'écoulement

( $\sigma_s$ ) qui devient plus importante si le temps de recuit est long et si la température est proche de  $T_g$  [28]. Il a été également constaté une diminution de l'énergie de fracture de l'allongement à la rupture ( $E_r$ ) et l'augmentation du module d'élasticité  $E$  [29]. Le traitement par recuit se fait à une température proche de  $T_g$  afin de provoquer le passage à un mécanisme de rupture fragile (transition ductile-fragile) [30].

Saffel et Windle. [31] ont conclu que les contraintes thermiques peuvent se relaxer considérablement par recuit, par contre les contraintes d'écoulement restent inchangées.

### **II.5.3. Effet de la température de transformation sur les contraintes résiduelles**

Mengses et Col. [32] ainsi que Wubken [30] n'ont pas trouvé au début, une dépendance marquée entre les contraintes résiduelles et la température de transformation, ils ont jugé qu'il n'y a pas d'effet de contraintes sur les couches internes, mais il y a tout simplement un petit effet sur les couches périphériques. Cette constatation a été également faite par Seigmann et al. [33], où ils ont observé des faibles contraintes résiduelles de traction, dans les couches qui sont légèrement affectées par la température de transformation. Par ailleurs, les contraintes résiduelles compressives à la surface des plaques diminuent remarquablement avec l'augmentation de la température de transformation et ces contraintes atteignent des niveaux faibles ressemblent aux contraintes de traction.

L'effet des paramètres de transformation du moulage par injection sur les contraintes résiduelles a été étudié par Fett [34], il a trouvé que les contraintes résiduelles de surface diminuent avec l'augmentation de la température de transformation et la température du moule. Il a supposé que les températures élevées de transformation augmentent la température du cœur. Ces températures

exercent à leur tour un effet de recuit sur les couches externes. Cet effet de recuit serait prolongé en augmentant la température ce qui permet donc une relaxation de contrainte.

Mis à part, Isayer et Col. [35] qui ont prédit une faible sensibilité de niveau de contraintes résiduelles à température élevée du moule, d'autres auteurs [36, 37] ont montré que les contraintes résiduelles compressives et de traction subissent une diminution importante avec l'augmentation de la température du moule.

**Tableau II.2.** Effet de la température de traitement thermique initiale et finale sur les contraintes résiduelles de quelques polymères.

<b>Auteurs</b>	<b>Technique Appliquée</b>	<b>Matériau</b>	<b>Forme des Echantillons</b>	<b>Observations</b>
ISAYEV et al [35]	Enlèvement de couches	PMMA PS	Feuillets	$\sigma_c$ décroît et $\sigma_t$ augmente (légèrement dans les deux cas) avec l'augmentation de $T_i$ quand $T_f$ est constante.  Les deux contraintes augmentent si la température finale diminue et la température initiale est gardée constante.
MIANO et al. [36]	Enlèvement de couches	Résine EPOXY	Feuillets	$\sigma_c$ et $\sigma_t$ augmentent quand $T_i$ augmente et $T_f$ constante.
SIEGMANN et al. [37]	Enlèvement de couches	PMMA	Feuillets	$\sigma_c$ augmente tandis que $\sigma_t$ diminue avec l'augmentation de $T_i$ en gardant $T_f$ constante.

### II.6. 1. Mécanismes d'érosion dans les polymères

Afin d'expliquer la formation des motifs en anneaux et de la forme ondulée de la courbe cumulative d'érosion-temps montré sur la figure II.4. Hojo et al [16], ont proposé un nouveau

mécanisme d'érosion prenant en considération le mode de fracture du polymère depuis l'étape d'initiation de la fissure jusqu'à l'arrachement de la matière et la formation du cratère d'endommagement sur la surface tel qu'il est illustré la figure II.5. D'après le modèle proposé, cela implique que les fissures longitudinales naissent avant la formation de fissures transversales comme il est schématisé sur le modèle de la figure citée ci-dessus.

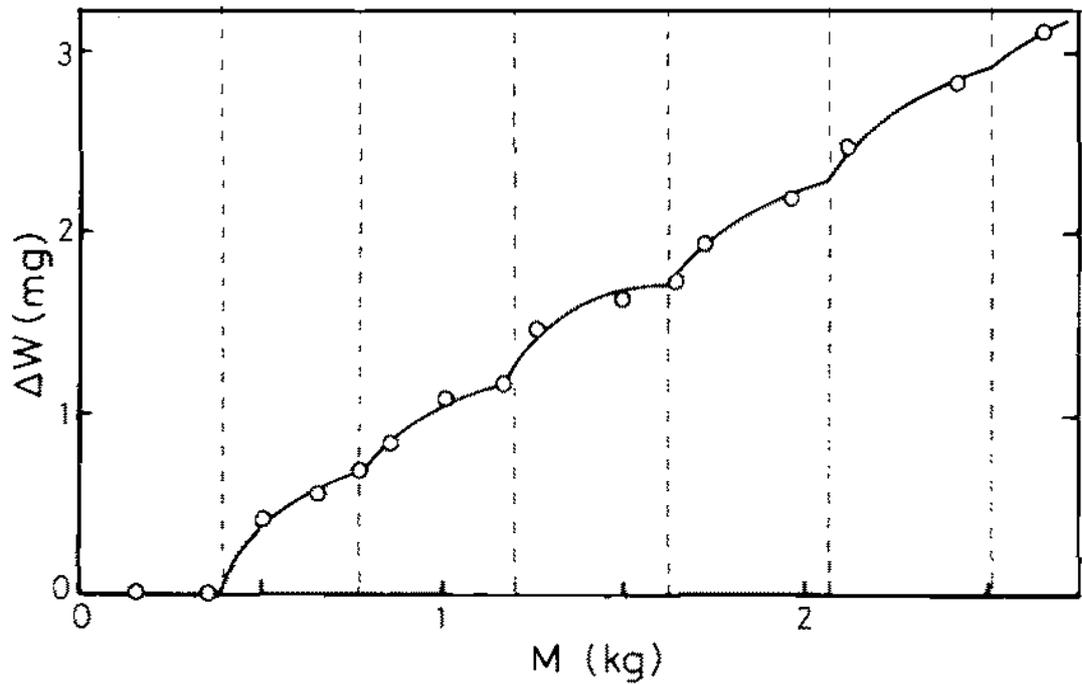


Figure : II.4. La relation entre la croissance des anneaux et l'érosion cumulée [16].

Au début, lorsque les particules de l'érodant, qui ont des énergies cinétiques supérieures à un certain seuil, heurtent l'échantillon cible, des fissures longitudinales d'une profondeur  $h$  se forment à la surface. La direction des fissures longitudinales en général est considérée dépendante des angles d'impacts, toutefois, pour simplifier le modèle, les fissures ont été illustrées comme étant perpendiculaire à la surface, comme il est indiqué sur la figure. II.5. (5a).

L'apport de l'énergie cinétique généré par la répétition de l'impact des particules devient plus important et fait croître ainsi la propagation des fissures longitudinales dans la direction de la

profondeur de l'échantillon. Toutefois, la contrainte de cisaillement qui se concentre au sommet des fissures est supérieure à la résistance au cisaillement du matériau qu'une nouvelle fissure va se générer. De telles fissures désignant les fissures transversales se propagent parallèlement à la surface et se rejoignent les unes les autres pour former une fissure plus grande sous la surface. Ainsi, lorsque la fissure atteint une taille critique, une couche de matériau se détache de la surface pour constituer ce qu'on appelle la perte de masse (figure II.5. (b et d)).

Le phénomène d'élimination d'autres couches de la surface de l'échantillon est identique et se perpétue avec le même processus qu'a subit la première (Fig. II.5. (e)). En raison de la distribution de la vitesse d'impact induite par la buse, chaque couche sera d'abord retirée du centre de la surface érodée où la vitesse d'impact est la plus grande. Ce mécanisme d'érosion repose sur l'hypothèse de l'existence de fissures longitudinales et transversales, la dernière s'initiant à la pointe de la fissure lorsque la contrainte de cisaillement devient plus grande que la résistance au cisaillement du matériau. C'est pourquoi les structures en anneau n'ont jamais été trouvées pour les métaux à haute résistance au cisaillement. Pour caractériser la section transversale de la surface érodée, on a fait recours à l'analyse de cette section par un microscope optique afin de mieux étudier le phénomène.

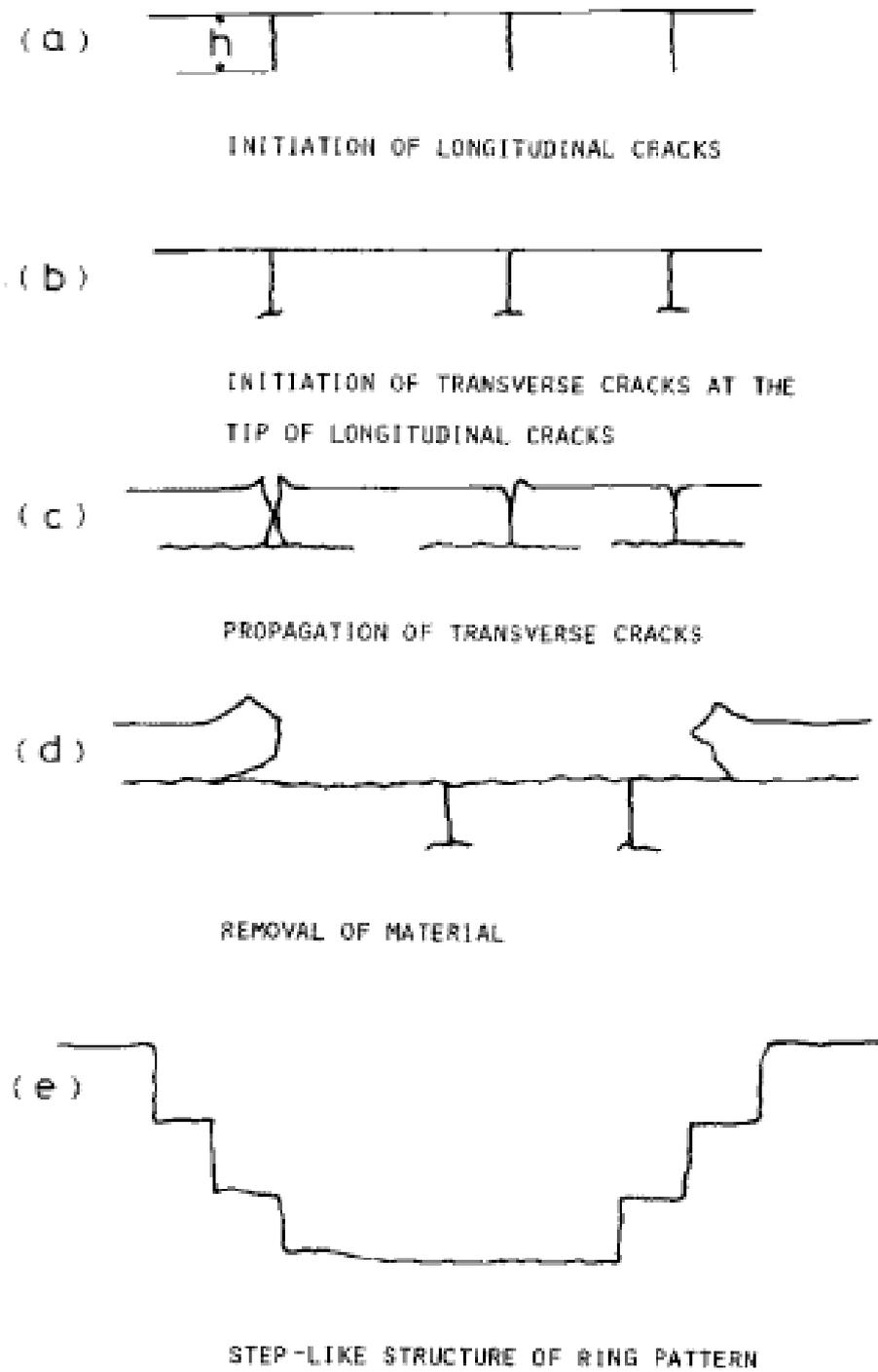


Figure II.5 : Schéma représentatif du mécanisme d'érosion [16]

A titre de référence et de comparaison, sur la figure. II.6, une micrographie optique d'un échantillon en PMMA ayant subi un test d'érosion par des particules solides à un angle d'impact ( $\alpha = 80^\circ$ ). Sur la figure II.6. (b), les fissures longitudinales du PMMA apparaissent presque en surface, cependant, dans le cas du PS érodé à un angle d'impact oblique ( $\alpha = 50^\circ$ ) (Fig. II.6. (a)), les fissures longitudinales s'inclinent vers la surface. Pour les deux types de matériaux, des petites fissures transversales correspondantes à l'étape de propagation initiale peuvent être observées la figure. II.5. (b)), elles sont apparemment situés au sommet des fissures longitudinales. Des fissures longitudinales similaires sans fissures transversales à la pointe ont également été observées pour le PMMA.

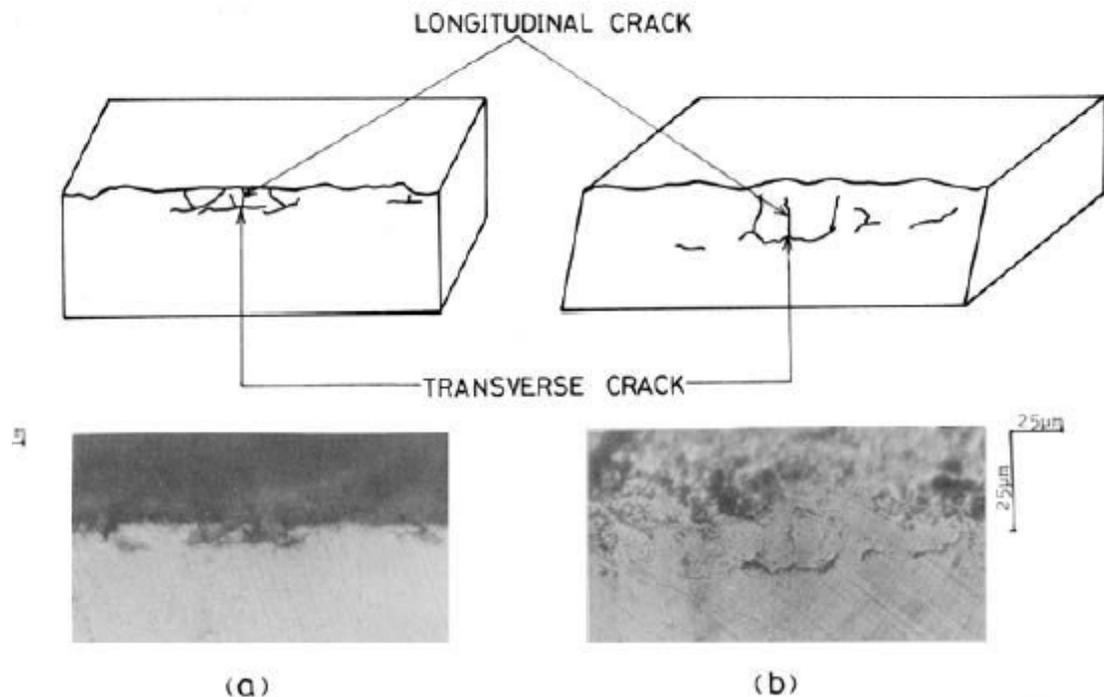


Figure II.6 : - Apparition de fissures à un stade précoce, notons que les fissures transversales commencent à la pointe des fissures longitudinale : (a) PS ( $\alpha = 50^\circ$  et  $V = 20 \text{ m / s}$ ) et (b) PMMA ( $\alpha = 80^\circ$  et  $V = 50 \text{ m / s}$ ) [4, 16].

Les grandes fissures transversales susceptibles d'être arrachées ensuite se forment à partir de plusieurs petites fissures transversales qui se croisent.

Cependant, aucune fissure transversale ne peut naître sans que les fissures longitudinales ne soient formées. Cela implique donc que les fissures longitudinales qui gouvernent la fracture des matériaux.

### II. 6.2. Effet de la structure (morphologie) sur la résistance des polymères à l'érosion

Le comportement à l'érosion de divers matériaux polymères a été étudié par Klaus Friedrich [38] à l'aide de billes en acier animés d'une vitesse de 57 m/s en utilisant un dispositif de sablage à air comprimé. Cette étude a montré que le polyéthylène (PP), le polypropylène et le polybutène-1 que l'auteur a qualifié de polymères mous, présentent une période d'incubation avant de se stabiliser à une vitesse d'érosion linéaire qu'il a définie comme une réduction d'épaisseur qui dépend du temps de la durée du test. Par contre, le polystyrène considéré ici comme étant le plus fragile ne présente pas de période d'incubation et possède le taux d'érosion le plus élevé. La morphologie des polymères joue un rôle important dans le processus d'endommagement par érosion, car il a été constaté qu'une grosse microstructure sphérolite dans le PP s'use plus rapidement qu'une fine microstructure sphérolitique. Le rapport de la dureté  $H$  à l'énergie de fracture  $G_{Ic}$  tel que  $(H / G_{Ic})$ , constitue un indicateur de la résistance à l'érosion des matériaux polymères.

Valley et al [39] ont aussi étudié l'effet de la vitesse et l'angle d'impact sur le comportement à l'érosion du polypropylène ou ils ont montré l'existence de deux processus d'érosion l'un caractéristique des matériaux ductiles à structure amorphe (étirage des filaments), l'autre fragile où la fracture se produit en blocs de polymères. L'état de surface des échantillons constitue un facteur important dans ce dernier mécanisme. Cette observation a été rapportée aussi par Nielson

et Gilchrist cité par [39] qui ont constaté que le PMMA a un comportement intermédiaire situé entre matériaux fragiles et matériaux ductiles puisque le pic d'érosion a été localisé au voisinage de 40° dépendamment de sa morphologie semi-cristalline.

### **II.7. Analyse statistique de la résistance mécanique**

#### **II.7. 1. Influence de l'état de surface sur la résistance mécanique**

L'état de la surface joue un rôle 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 à la surface favorise la rupture.

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

La rupture fragile est l'une des meilleures illustrations du rôle du hasard dans les phénomènes physiques [40]. 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 de la 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 réputée est développée à partir de la loi empirique de Weibull (modèle du maillon le plus faible).

### **II.7. 2. Théorie de weibull**

Le modèle de Weibull fondé sur le principe du maillon le plus faible est parmi les modèles statistiques les plus utilisés actuellement, et qui est largement utilisé. Selon ce modèle, la rupture d'une chaîne intervient lorsque le maillon le plus faible se casse. Son application à un matériau fragile suppose que la rupture d'un élément conduit à la ruine instantanée de toute la structure [41].

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).

Les hypothèses de base de l'analyse de Weibull sont les suivantes [42].

- 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 la 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 :

$$Pr = 1 - \exp [- R(\sigma)] \quad (II-2)$$

$R$  représente le risque de rupture donné par l'intégrale de volume :

Avec :

$$R(\sigma) = [(\sigma - \sigma_u) / \sigma_0]^m \quad \sigma \geq \sigma_u \quad (\text{II-3})$$

$$R(\sigma) = R(\sigma_0) \quad 0 \leq \sigma \leq \sigma_u \quad (\text{II.4})$$

$$\text{Pr} = 1 - \exp [ - (\sigma - \sigma_u) / \sigma_0 ]^m \quad (\text{II.5})$$

$\sigma$  : 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 [43].

$\sigma_0$  : 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 caractéristiques du matériau.

Le module de Weibull  $m$ , est une caractéristique empirique qui représente la fragilité du matériau. Plus  $m$  est grand, moins le matériau est fragile, moins les contraintes de ruptures sont dispersées. D'autre part, plus  $\sigma_0$  est grand, plus la contrainte moyenne est élevée et plus les contraintes sont dispersées ; pour  $m$  infini, toutes les éprouvettes cassent à la même contrainte [44]. Les valeurs typiques de  $m$  sont comprises entre 5 et 15, et la contrainte au 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 (II.5) se réduit à deux paramètres [44] :

$$\text{Pr} = 1 - \exp [ - (\sigma / \sigma_0)^m ] \quad (\text{II.6})$$

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

$$P_s = 1 - P_r = \exp [ - (\sigma / \sigma_0)^m ]. \quad (\text{II.7})$$

Lorsque la contrainte appliquée  $\sigma$  est nulle, toutes les éprouvettes ont survécu et  $P_s$  vaut 1.

Quand  $\sigma$  augmente, les éprouvettes qui rompent sont de plus en plus nombreuses et  $P_s$  décroît.

A la limite des contraintes appliquées infinies, les éprouvettes rompent toute et probabilité de survie  $P_s$  est nulle, (figure II.6.a).

Si nous imposons une contrainte de normalisation égale à  $\sigma_0$ , la probabilité de survie  $P_s$  donnée par l'équation (6.3) est de  $1/e = 0.37$ . La valeur de  $\sigma_0$  est donc 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 en augmente la contrainte. (Figure II.6 (b)).



Figure II.6 : (a) La distribution de weibull. (b) La probabilité de survie en fonction de  $m$ .

### II.6.3. Méthodes de calcul des paramètres de Weibull

Parmi tant d'autres, trois méthodes principales sont utilisées pour détermination des paramètres de Weibull [45].

La méthode de régression (MRL), elle consiste à linéariser l'équation (II.6), la méthode des moments et la méthode de la vraisemblance maximale. D'autres méthodes sont également développées dans la littérature à savoir. La méthode graphique et la méthode de Khi-deux

### II.7.3.1 - Méthode de régression linéaire

La méthode de régression linéaire est un cas particulier de la méthode des moindres carrés [46]. 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 [47].

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  $\sum_{i=1}^N [y_i - (a * x_i + b^*)]^2$ , après calcul de minimisation on obtient les formules usuelles [45].

$$A^* = \frac{N \sum xy - \sum x \sum y}{N(\sum x^2) - (\sum x)^2} \quad (\text{pente de la droite}) \quad (\text{II.8})$$

$$B^* = \frac{\sum y - a \sum x}{N} = \frac{\sum x^2 \sum y - \sum x \sum xy}{N(\sum x^2) - (\sum x)^2} \quad (\text{constante de position}) \quad (\text{II.9})$$

Avec  $\sum x$ ,  $\sum y$  dans les équations (II.8), (II.9) étant l'abréviation pour  $\sum_{i=1}^N x_i$ , et  $y_i$ , respectivement [47]. La meilleure estimation de  $m$  et  $\sigma_0$  est obtenue par les formules usuelles (II.8), (II.9).

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 [48,49].

$$\ln \ln [1/1 - P_i] = m \cdot \ln(\sigma) - m \cdot \ln(\sigma_0) \quad (\text{II.10})$$

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 II.7. Cette relation est de la forme :

$$Y = a^*x + b^* \quad (\text{II.11})$$

Avec :  $a^* = m$  et  $b^* = -m \cdot \ln(\sigma_0)$

C'est à-dire  $m = a^*$  et  $\sigma_0 = e^{-b^*/m}$

$m$  et  $\sigma_0$  peuvent alors être déterminés par la méthode des moindres carrés.

L'expression de  $m$  est alors [50] :

$$m = \frac{N \sum y \ln \sigma - \sum \ln \sigma \sum y}{N(\sum (\ln \sigma)^2) - (\sum y \ln \sigma)^2} \quad (\text{II.12})$$

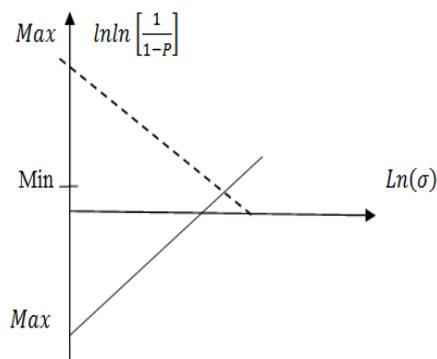


Figure II.7 : Distribution des résistances à la rupture d'un matériau fragile selon l'analyse de Weibull.

Cependant le tracé d'une telle droite et le calcul de sa pente posent certains problèmes d'ordre pratique. La solution consistant à casser un grand nombre d'éprouvettes. Si N échantillons ont été rompus, les différentes contraintes de rupture  $\sigma_1$  à  $\sigma_N$  sont affectées à un niveau de contrainte classées par ordre croissant de 1 à N au rang i d'une probabilité de rupture  $P_i$  en fonction de ce rang grâce à un estimateur.

$$\text{Avec } P_s = 1 - P_i \quad (\text{probabilité de survie}). \quad (\text{II.13})$$

Un certain nombre de méthodes donne une approche fiable pour le module de Weibull, dont la plus part utilisent un des estimateurs de la probabilité de rupture [51, 52].

$$1- P_i = i / (n+1).$$

$$2- P_i = (I - 0.3) / (n + 0.4).$$

$$3- P_i = (I - 0.5) / (n).$$

$$4- P_i = (i-0.3) / (n+1/4).$$

En pratique, la première expression est la plus utilisée. (N= 25- 50).

### **II.7.3.2 Méthode du khi-deux**

Cette méthode sert aussi à la détermination des paramètres de Weibull. Le développement de l'estimation des écarts types ou de variance nécessite de faire recours à une autre loi, appelée la loi du khi-deux. Cette a de nombreuses caractéristiques importantes que nous examinerons en ce qui suit.

### **II.7. 3.3 - Loi de 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  $2v$ .

\* 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 [53].

\* La distribution de la variable aléatoire  $\chi^2$  tend à se rapprocher d'une distribution normale quand  $v$  augmente.

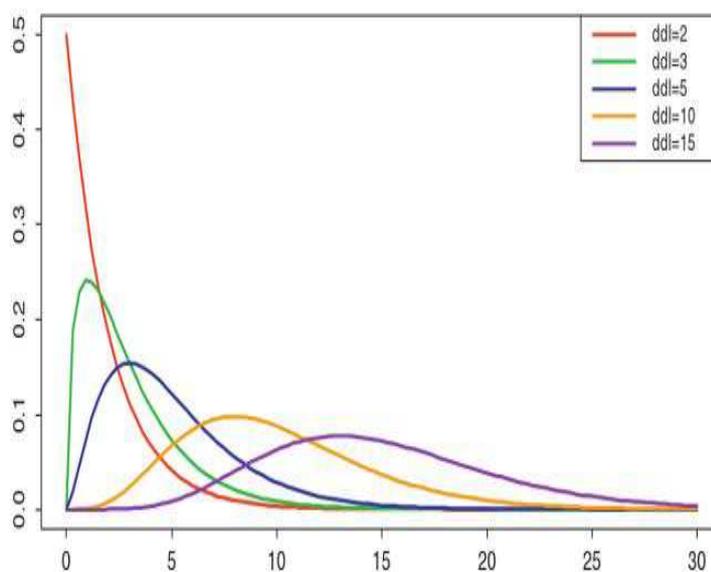


Figure II.8 : Densité de probabilité du khi-deux en fonction des degrés de liberté (ddl) [54].

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 :

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

C'est sans doute la loi la plus utilisée en statistique après la loi normale. En effet, son statut de somme de carrés lui confère un rôle analogue à celui de notre distance euclidienne.

Elle servira donc parfois de « distance » entre les probabilités [55].

### II.7.3.4 - La statistique de khi-deux

La notion de khi-deux appelle la présentation de la notion de distance du khi-deux, distance que l'on trouve en amont de la loi de probabilité que nous venons de présenter.

La distance de khi-deux est la distance utilisée lorsque l'on manipule des variables qualitatives.

Mathématiquement, celle-ci se définit comme suit :

$$\chi^2_{\text{calc}} = \sum \frac{(F_{\text{obs}} - F_{\text{th}})^2}{F_{\text{th}}} \quad (\text{II.14})$$

$F_{\text{th}}$  Correspond à un effectif théorique et  $F_{\text{obs}}$  à un effectif observé [56]

Si la somme  $\chi^2_{\text{calc}}$  est trop grande, la distribution théorique choisie s'écarte trop des résultats expérimentaux [57]

Pour une distribution de Weibull unimodale, les paramètres  $m$  et  $\sigma_0$  sont déterminés, soit graphiquement ou numériquement par la méthode des moindres carrés [58]. Plusieurs travaux récents ont été réalisés pour évaluer la qualité des méthodes de calcul des paramètres de Weibull

vues plus haut [59]. 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, Molinari et al [53] 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 (3) 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 [60] :

$$S_1 = \exp [ - (\sigma / \sigma_0)^{m_1} ] \quad (\text{II.15})$$

$$S_2 = \exp [ - (\sigma / \sigma_0)^{m_2} ] \quad (\text{II.16})$$

Où  $m_1$ ,  $\sigma_{01}$  et  $m_2$ ,  $\sigma_{02}$  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).

Deux types de distributions possible dans notre cas ont été prisent 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 :

$$S = XS_1 + (1-X) S_1 \cdot S_2 \quad (\text{II.17})$$

Où x est le paramètre mixte

Les distributions exclusives : Dans le cas où la distribution est exclusive, 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 :

$$S = XS_1 + (1-X) S_2 \quad (\text{II.18})$$

Barka et al [61] ont étudié dans travail récemment publié l'influence de la vitesse et de l'angle d'impact des particules de sable sur la distribution des défauts de surface d'un verre sodocalcique par sablage. Trois vitesses d'impact différentes ( $v = 15, 20, 35$  m/s) et trois angles d'attaque ( $\alpha = 30^\circ, 60^\circ, 90^\circ$ ) ont été pris en considération vitesses pour les tests d'érosion par sablage. L'étude a montré que la taille et le nombre de défauts dépend de la vitesse et l'angle d'impact, la taille des défauts croit en fonction de l'angle d'impact croissant. La taille maximale des défauts était de  $350 \mu\text{m}$  obtenue pour l'angle d'impact  $90^\circ$ , sans que le nombre de défauts varie en fonction de la vitesse d'impact, plus cette dernière est élevée, le nombre est moindre. Le nombre maximal de ces défauts a été obtenu avec la vitesse minimale utilisée durant le test  $V = 15$  m/s. L'étude a

montré aussi l'existence de deux types modes de distribution de défauts et par conséquent deux modes d'endommagement de la surface du verre.

**Références**

- [1] L. J. Broutman, S. M. Krishmakumar, Polym. Eng. Sci, 14, 74 (1976)
- [2] L. J. Shih, J. Appl. Polym.Sc., 62, 1573 (1996).
- [3] B. Önen, S. Fidan, T. Sınmazçelik, A. Çınar; “Blasting nozzle internal geometry effects on wear and roughness of target material in particle erosion”, Journal of the faculty of Engineering and Architecture of Gazi University 32:4 (2017) pp. 1051-1061.
- [4] C. M. Thai; K. Tsuda; and H. Hojo, “Erosion Behavior of Polystyrene”, Journal of Testing and Evaluation. Vol. 9, No. 6, Nov. (1981), pp. 359-365.
- [5] J.G.A. Bitter., ‘ A Study of Erosion Phenomena’’, Part I, Wear, Vol. 6, No. 1, (1963), pp. 5–21.
- [6] J.G.A. Bitter., ‘A Study of Erosion Phenomena’’, Part II, Wear, Vol. 6, No .3 (1963), pp. 169–190.
- [7] I. Finnie., ‘The mechanism of erosion of ductile metals’’, American society of engineering, proceedings, (1958), pp. 527-532.
- [8] W. F. Adler., ‘Analytical modeling of multiple particle impact on brittle materials’’, Wear, Vol. 37, May (1976), pp. 353-364
- [9] G. Zambelli, A. V. Levy., ‘Erosion of Oxide Scales on metals Substrates’ in Proceedings of the conference on Corrosion/Erosion of Coal Conversion System Material, National Association of Corrosion Engineers, Houston, (1979), pp. 480-551.
- [10] N. P. Suh., ‘Delamination Theory of Wear’’, Wear, Vol. 25, No.1, July (1973), pp. 111-124.
- [11] N. P. Suh., ‘Relationship of Solid Particle Erosion to other Type of Wear’’, In Proceedings of the conference on Corrosion/Erosion of Coal Conversion System Materials, National Association of Corrosion Engineers, Houston, (1979), pp. 552-569.

- [12] S. Arjula, A. P. Harsha, M. K. Ghosh; “Solid-particle erosion behavior of high- performance thermoplastic polymers”, *J. Mater. Sci*, Vol. 43, (2008), pp. 1757-1768
- [13] S. Arjula, A. P. Harsha, *Polym Test*. Vol. 26, (2006), pp. 188
- [14] P.H. Shipway, D.P. Weston; “Thermal effects in blasting and erosion of polymeric materials” *Journal of Materials Processing Technology* vol. 209, (2009), pp. 6161-6167
- [15] R. Haldon, R. Simha, *Journal of Applied Physics*, 39, 1890, (1968).
- [16] Hojo, H., Tsuda, K., et Thai, C. M., “Erosion Mechanism Poly-Methyl Methacrylate at High Angle of Attack, *Journal of the Society of Materials Science of Japan*, vol. 29, no. 327, Dec. (1980), pp. 1215-1220.
- [17] H. Hojo, K. Tsuda, C. M. Thai., “Erosion Damage of Polymethylmethacrylate”, *Journal of the Society of Materials Science of Japan*, vol. 29, no. 322, July. (1980), pp. 731-735.
- [18] M. O. Bora; “The influence of heat treatment on scratch behavior of polymethylmethacrylate (PMMA)”. *Tribology International*; vol. 78, (2014), pp. 75-83
- [19] C. B. Lin, S. Lee, “Effect of methanol on optical property of irradiated poly-methyl methacrylate”, *J. Appl. Polym. Sci.* 44 (12) (1992) pp. 2213-2224.
- [20] K. P. Lu, S. Lee, C.P. Cheng, “Transmittance in irradiated polymethylmethacrylate at elevated temperatures”, *J. Appl. Phys.* 88 (9) (2000) pp. 5022.
- [21] K.P. Lu, S. Lee, C.P. Cheng, “Hardness of irradiated polymethylmethacrylate at elevated temperatures”, *J. Appl. Phys.* 90 (4) (2001) pp. 1745–1749.
- [22] O. Coban, “Heat treatment effect on erosion behavior of polymethylmethacrylate for optical transmittance efficiency”, *Applied Surface Science* 317 (2014) pp. 405–413.
- [23] U. Kriesten, J.M. Hutchinson, *polymer*, 33, (1992) pp. 4875.
- [24] R.K. Mittal, V. Rachmi, *polym. Eng. Sc.*, 26, 185 (1986).
- [25] P. So, L. J. Broutman, *Polym. Eng, Sc*, 16, 785 (1976).

- [26] P. Steer, F. Rietch, J. Clisson, D. Bouvart, Eur. Polym., 22, 719 (1986).
- [27] J. C. Bauwens, Plast. Bubber. Process. Appl., 7, 143 (1987).
- [28] E. J. Pââkk Onen, J. Appl. Polym. Sc., 42, 453 (1991).
- [29] G. Menges ; A. Dierkes; L. Schmidt, E. Winkel , Mashinenmarkt, 86,300 (1980).
- [30] G. Wubken; Plastverarb., 26, 17 (1975).
- [31] J. R. Saffel, A. H. Windel, J. Appl. Polym. Sc., 25, 1117 (1980).
- [32] G. Menges, P. Thienel, G. Targiel, Maschinenmarkt, 84, 240 (1978).
- [33] A. Siegmann; A. Buchman, S. Kenig, Polym. Eng. Sci., 22, 560 (1982).
- [34] T. Fett, Plastverarb., 24, 685 (1973).
- [35] A. I. Isayev. D. L. Crouthamel, Polym. Plast. Thechnol. Eng., 22,177 (1984).
- [36] E. E. Miyano. Y. Shimbo, T. exp. March., 26, 306 (1986)
- [37] A. Siegmann; M. Nakris, N. Rozenzweig, Polym. Eng. Sci., 19, 223 (1979).
- [38] k. Friedrich; "Erosion wear of plymer surface by steel ball blasting". J. Mater. Sci; Vol. 21 No. 9 (1986) pp. 3317-3332.
- [39] S. M. Malley, J. E. Field, P. Yennadhiou., Single solid particle impact damage on polypropylene. Wear, vol. 100 (1984), pp. 263-280.
- [40] A. Chudnovesky, M. Gorelik., "Statistical fracture mechanics-basic concepts and numerical realization". Probamat; Cachan, 23-25 Nov (1993), NATO E-Science, (Breyse) D. Ed... Kluwer Pubs.
- [41] 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), pp.124.

- [42] J. M. Haussonne, J. Barton., "Céramiques et verres : Principes et techniques d'élaboration, Traité des matériaux", Volume 16, Presses polytechniques et universitaires romandes, (2005) pp. 417-429.
- [43] G. Fantozzi ; "Rupture des matériaux" : Recueil, Département Génie physique des Matériaux et Génie Mécanique, INSA Lyon, France ; pp. 447.
- [44] 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).
- [45] R. Langlois., "Estimation of Weibull parameters" In Journal of Materials Science, vol. 10, (1991), pp. 1049-1051.
- [46] A. Khalili, K. Kromp. "Statistical properties of Weibull estimators", Journal of Materials Science, Vol. 126, (1991), pp. 6742-6752.
- [47] J. Hubler., "Statistique descriptive : Appliquée à la gestion et à l'économie", Edition Bréal, (2007), pp. 136-145.
- [48] J. L. Fanchon., "Guide des sciences et technologies industrielles", Edition Nathan, Paris, (2001), pp. 463-482.
- [49] 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.
- [50] W. Dongfang., Z. Jiancheng., L. Yongdan., "Methods for estimating Weibull parameters for brittle materials", Journal of Materials Science, vol. 41, Edition Springer, (2006), pp. 5630-5638.
- [51] S. Nadarajah., S. Kotz., "Strength modeling using Weibull distributions"; Journal of Mechanical Science and Technology, vol 22 , edition Springer , (2008), pp. 1247-1254.

- [52] H. Caré., “Etude du comportement à la rupture d’un matériau fragile précontraint : le verre trempé”, Thèse de Doctorat, France, (1996), pp 31-151.
- [53] A. Molinari, A.Tiziani, B. Tesi, G. Straffellini; “The problem of mechanical reliability of P/M steels”, *Advances in Powder Metallurgy* 4 (1991), pp. 159-182.
- [54] J. M. Torralba, F. Velasco, J. M. Ruiz-Roman. L. E. G. Cambroner, J. M. Ruiz-prieto, “Reliability and homogeneity study of sintered steels through the Weibull statistic”, *Journal of Materials Science Letters* 15 (1996) pp. 2105-2117.
- [55] J Poirier., “Estimateurs et tests d’hypothèses”, *Technique de L’ingénieur*, R250, (2003), pp. 1-13.
- [56] S. Benazeth., M. Chiadmi., “Biomathématiques- Probabilités-Statistiques”. (Cours + QCM) : UE4, Edition Elsevier Heath Sciences, (2012), pp. 173-174.
- [57] N. Savy., “Probabilités et statistiques pour modéliser et décider”, tests, validation, régression, plans d’expérience, Edition Ellipses, (2006), pp. 26-73.
- [58] E. Bosia., “Les tests du  $\chi^2$  : ajustement et association”, Editions. Publibook, (2010), pp.17-22.
- [59] K. Vo-khac., “Mathématiques et statistiques pour les sciences naturelles”, (CB-BG), Bordas, (1969), pp. 225-232.
- [60]. 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*, vol. 19, springer, (1999), pp. 2957-2962.
- [61] B. Barka, A. Faci, N. Bouaoudja, C. Bousbaa, D. Benachour. M. Fatmi., “Influence of the velocity and impact angle on the distribution of the surface defects of a sandblasted glass”; *Int. J. of Appl Glass Sci*, (2018), pp. 1-9.

## CHAPITRE III

### RESULTATS ET DISCUSSIONS

#### III.1 Introduction

Le but visé par la première partie de ce travail est l'étude statistique de la distribution des défauts et leurs tailles pour un verre sodocalcique érodé par sablage à différentes vitesses et à différents angles d'impact. La distribution de la taille des défauts a été faite selon la loi normale. L'outil de traitement statistique des résultats utilisé a été l'analyse des paramètres de Weibull ( $m$  et  $\sigma_0$ ), obtenus en utilisant la méthode des moindres carrés. Dans la seconde partie, une étude comparative de l'effet de l'érosion par sablage entre un verre minéral (sodocalcique) et un verre organique (Polystyrène) a été établie. La comparaison a été faite en terme de la perte de masse, le taux d'érosion, le taux de transmission optique et l'évaluation de la résistance à l'érosion de deux matériaux ayant des comportements différents, l'un fragile l'autre ductile.

#### III .2. PROCEDURES EXPERIMENTALES

##### III.2.1 CARCTERISTIQUES DES MATERIAUX UTILISE

**III.2.1.a. Le verre sodocalcique:** Le verre minéral utilisé est un verre de type sodocalcique ayant une forme plate, vu sa disponibilité il est le plus commercialisé sur le marché Algérien. Sa composition chimique moyenne et ces propriétés usuelles sont portées sur la fiche technique représentées par les tableaux 3.1 et 3.2. La silice est le composant le plus abondant dans la structure de ce verre, sa teneur moyenne est de l'ordre de 70% avec une transmission optique pouvant atteindre un taux de 92%.

La dureté du verre est mesurée par indentation à l'aide d'un micro-duromètre de type Zwick. La valeur moyenne et l'écart type pour 10 mesures est :  $H_v = 5,57 \pm 0,263$  GPa [1]. A partir d'une même plaque de verre, nous avons prélevé des échantillons de forme carrée de dimensions

50x50x3 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.

Tableau 3.1 : Composition chimique moyenne du verre utilisé [1, 2]

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 3.2 : Quelques propriétés physiques du verre sodocalcique utilisé [1, 2].

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>
Coefficient de dilatation thermique	8,9.10 <sup>-6</sup> °K <sup>-1</sup>

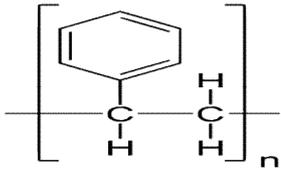
### III.2.1.b. Le verre organique (polystyrène):

Le verre minéral utilisé dans cette étude est le polystyrène (PS) produit sous forme de plaques de dimensions 200×100×0,3 cm<sup>3</sup> par une compagnie privée à El Eulma. Le procédé de mise en forme des plaques a été réalisé en extrusion. Les échantillons sont de formes carrée et rectangulaire selon l'angle d'impact pour les deux types de matériaux. A partir d'une même

plaque de verre, nous avons prélevé des éprouvettes de forme carrée de dimension 50×50×3 mm<sup>3</sup> destinées aux essais de sablage avec les angles 60° et 90°. Pour les éprouvettes destinées aux angles 30° et 45° on a opté pour les dimensions 80×50×3 mm<sup>3</sup>.

La formule chimique du polystyrène et certaines de ses propriétés physiques sont présentées dans le tableau 3.3.

Tableau 3.3 : Quelques propriétés physiques du Polystyrène.

Propriétés BASF type 143 E germany	Valeurs
Température de transition vitreuse	Tg = 100°C
Température de fusion (Polymère amorphe)	Tf = 270°C
Température de mise en œuvre	T = 149-260°C
Absorption de l'eau	0,01% à 0,03% en 24 heures
Conductivité thermique	0,08-0,13 w/m.°K
Indice de fluidité	1.4 / 10 mn
Constante diélectrique	2.4-2.7
Formule chimique (monomère)	

**III.2.1.c. Le sable :** Pour notre étude, nous avons utilisé du sable d'Ouargla (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 faible. Cela permet d'avoir des impacts isolés et d'éviter les interactions entre les 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 utilisés ont des formes variables, elliptiques, polygonales, mais en majorité de forme arrondie avec quelques grains anguleux. Cependant, ils sont de couleurs variables, blanc laiteux, jaune marron, avec quelques grains ou parties de grains de couleur bleu claire qui laisse penser que la composition varie de la silice pure (grains blancs) à une silice mélangée d'oxyde de fer (grain de couleur rougeâtre) et d'autres oxydes métalliques figure3.1.

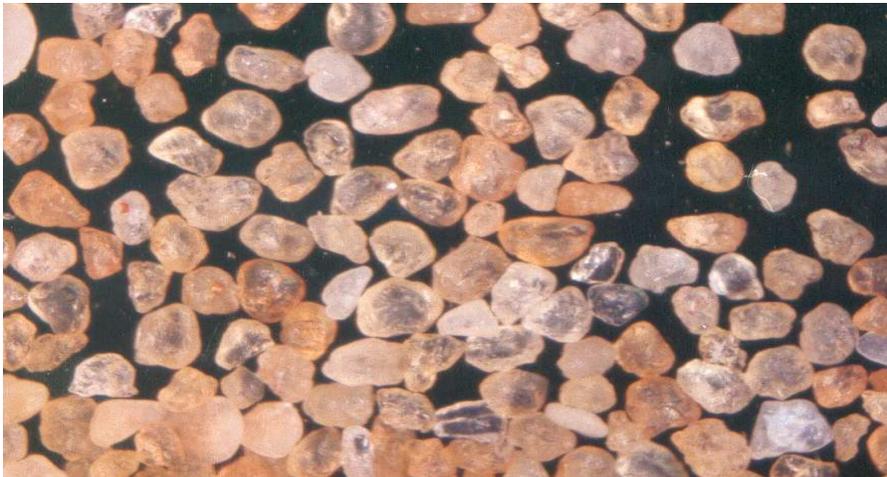


Figure 3.1 : Micrographie d'un échantillon du sable montrant l'aspect, la forme et la couleur des grains (x10) [3].

### III.3. Dispositifs et appareils utilisés

**III.3.1. Dispositif de sablage :** Plusieurs dispositifs souffleurs de particules solides ont été proposés dans la littérature et cités dans les paragraphes 1.2. Le dispositif souffleur de sable utilisé dans le présent travail (Figure 3.2) a été réalisé au niveau du Laboratoire des Matériaux non Métalliques de l'institut d'Optique et Mécanique de Précision. 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).

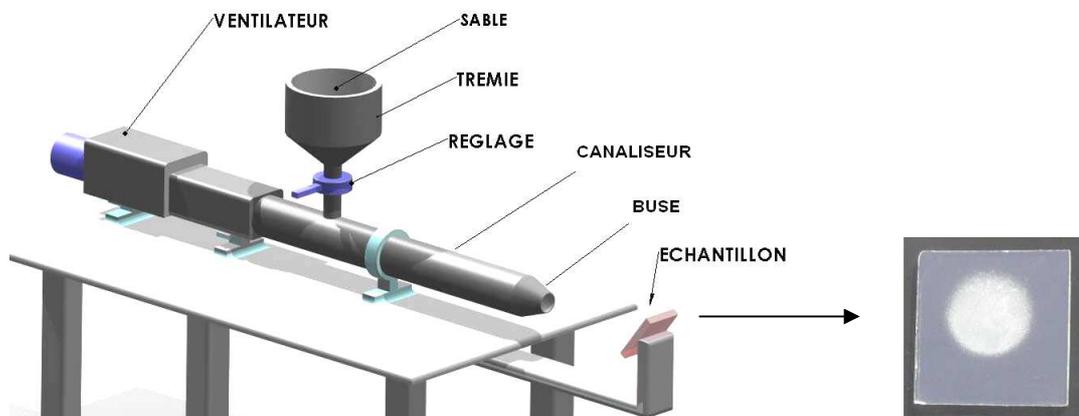


Figure 3.2 : Schéma de principe du dispositif souffleur de sable utilisé.

**III.3.2. Micro-duromètre :** Le micro-duromètre instrumenté utilisé est de type Zwick (figure 3.3). Il permet de réaliser des empreintes Vickers et de les visualiser sur un écran d'ordinateur. Il est composé 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.

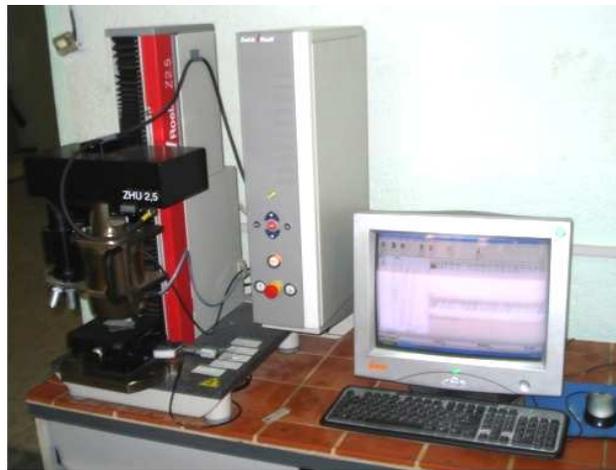


Figure 3.3 :Microduromètre utilisé.

**III.3.3. Microscope optique :** C'est un appareil optique de type MOTIC BA 410 (figure 3.4). 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 3.4 : Microscope optique utilisé

**III.3.5. Rugosimètre :** Un profilomètre a été utilisé afin de mesurer les paramètres de rugosité sur la surface des échantillons ayant subis l'endommagement. Cet appareil communément appelé "rugosimètre" de marque ALTIMET, sa vitesse maximale est de 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 sur la surface indique plusieurs critères de profil à la fois par une lecture directe.

**III.3.6. Spectrophotomètre :** C'est un appareil de mesure de la transmission optique piloté par microordinateur de type UV-1800 Shimadzu (figure 3.6). Il permet de décrire les spectres de transmittance optique directement pour les différentes longueurs d'ondes dans la plage d'étude choisie.



Figure 3.6 : Spectrophotomètre utilisé

### **III.3.7. Anémomètre :**

Ce dispositif nous permet de mesurer la vitesse du flux d'air qui anime les particules de sable en m/s ou en nœuds avec une marge d'erreurs plus ou moins 0.1 m/s, et leurs confère des énergies cinétiques nécessaires (figure3.7).



Figure 3.7 : Anémomètre

### **III.3.8. Néophot (microscope métallographique) :**

Pour la caractérisation de l'état de surfaces des échantillons sablés destinés à l'étude comparative du verre sodocalcique et le polystyrène, nous avons utilisé le microscope Néophot (figure 3.8). Cet appareil permet la visualisation microscopique en plus de l'enregistrement et la mesure des dimensions des empreintes d'indentation et de la micro indentation, cette dernière est effectuée par le micro indenteur. L'appareil possède un grossissement pouvant aller à 2000 fois.

Il est composé essentiellement des éléments suivants [4] :

- Objectifs plans de haut rendement.
- Changeur de grossissement incorporé pour l'observation visuelle et la microphotographie.
- System de réglage rapide et fin agissant sur la platine
- Tube incliné de 45° permettant l'observation et le travail dans une position de contracté du corps.
- Dispositif d'éclairage.
- Adaptateurs pour une reproduction supplémentaire.
- Oculaire gradué pour le mesurage direct des grandeurs.



Figure 3.8 : Microscope métallographique.

### **III.4. PROCEDURES EXPERIMENTALE**

#### **III.4.1. Conditions expérimentales de sablage**

##### **A) - Sablage du verre sodocalcique destiné à l'étude statistique de distribution des défauts :**

Les essais d'érosion sont réalisés en utilisant une cible fixe (verre) attaquée par des particules de sable lavées et séchées. La vitesse du flux 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 (de 15 à 35 m/s avec un pas de 10) 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 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  $M_p = 30\text{g}$  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 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.

La distance (L) entre la buse et les échantillons a été ajustée à 70 mm pour éviter la divergence des particules à l'extérieur de la surface exposée. Le taux d'humidité au laboratoire était presque constant :  $48 \pm 3\%$ . Tous les tests ont été réalisés à température ambiante.

Les paramètres d'essais d'érosion appliqués sont :

-Paramètres fixes :  $M_p = 30\text{g}$ , Débit : 7,2 g/min, taille des grains :  $(1000 \pm 114) \mu\text{m}$ .

-Paramètres variables :  $V = 15, 25, 35 \text{ m/s}$ , angle d'incidence  $\alpha = 30, 60, 90^\circ$ .

**B) - Sablage du verre sodocalcique et du verre polymérique (PS) destiné à l'étude comparative défauts :**

L'opération de sablage des échantillons des verres minéraux et organiques a été réalisée avec le même dispositif de sablage et des particules de sable de même nature que précédemment. Nous avons varié l'angle d'incidence (de 0 à  $90^\circ$ ), la masse de sable projeté entre 5 et 150 g et la valeur de vitesse d'impact a été fixé à 20 m/s, une valeur moyenne choisie dans l'intervalle (15 à 35 m/s) de façon à imiter les vitesses du vent de sable sévissant dans les régions sahariennes en conditions réelles. Dans cette partie d'étude nous avons pris comme paramètres variables :

- La masse de sable projetée (5g, 10g, 20g, 50g, 100g et 150g).

- L'angle d'impact ( $\alpha = 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$  et  $90^\circ$  avec des masses de 30g, 50g, 100g et 150g).

Les paramètres fixes sont :

- Débit de sable 7.2 g/mn.

- Vitesse des particules de sable est : 20 m/s.

- Taille des particules de sable :  $(355 - 450 \pm 110) \mu\text{m}$ .

**3.4.2. 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  $\mu\text{m}$  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  $\mu\text{m}$ , 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. 3.97). Pour chaque impact, on prend la moyenne  $\bar{L}$  des longueurs  $L_i$  de chacune des écailles [5].

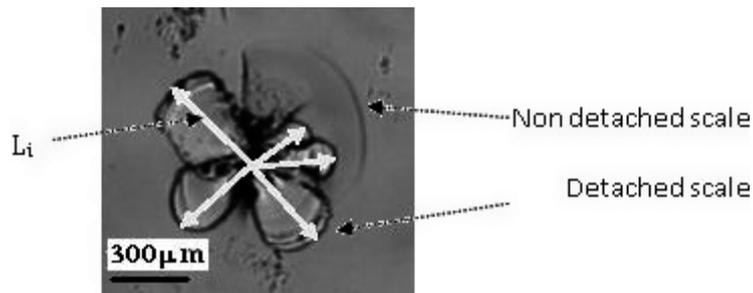


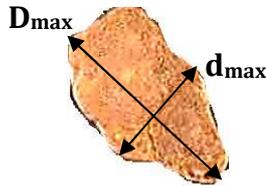
Figure 3.9 : Micrographie d'un défaut typique de sablage et le principe de mesure de sa taille[5].

### III.5. RESULTATS ET DISCUSSIONS

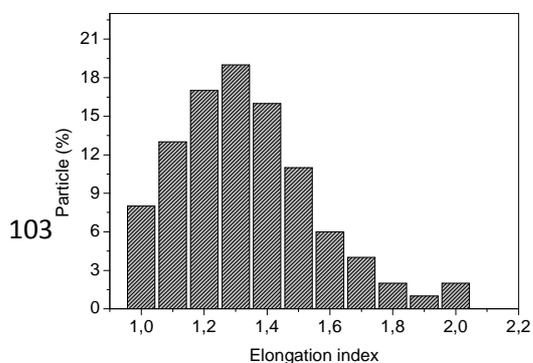
#### III.5.1. INDICE D'ALLONGEMENT DES GRAINS DE SABLE

Lors de l'érosion, les particules de l'éroder animés d'une vitesse ( $v_p$ ) heurtent le matériau cible avec une énergie cinétique ( $E_c$ ) et provoquent des défauts sous forme de cratères ayant des tailles et des formes multiples par l'enlèvement de la matière par écaillage sur la surface du matériau. L'étude statistique de la distribution des tailles des défauts engendrés est l'objet de notre présent travail, elle se base sur la mesure des tailles des défauts de sablage et que ceux-ci dépendent des caractéristiques des particules incidentes. La masse de la particule, sa vitesse et sa forme géométrique façonne en conséquence la taille et la forme des défauts, donc il a été jugé utile de déterminer un paramètre important de ces particules parmi tant d'autres : "l'indice d'allongement des grains". L'indice d'allongement " $E_i$ " 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 ( $E_i = D_{\max} / d_{\max}$ ) (voir la figure ci-dessous). La répartition de

l'indice d'allongement parmi la population des particules de sable est représentée sur la figure 3.10.



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. Il est bien connu par la mécanique d'indentation sur des matériaux fragiles que la forme de l'indenteur a une grande influence sur le type des systèmes de fissures observés. Avec des indenteurs à pointes de forme arrondis, on peut avoir un type de fissure Hertzian élastique (circulaire en surface et conique en profondeur), avec des indentations tranchantes ; le dommage est essentiellement de type élastique-plastique caractérisé par la présence de fissures radiales et latérales. Dans tous les travaux antérieurs sur l'érosion par sablage sur verre, les principaux dommages observés sont similaires à ceux des fissures à indentation élastique-plastique [6, 7, 8].



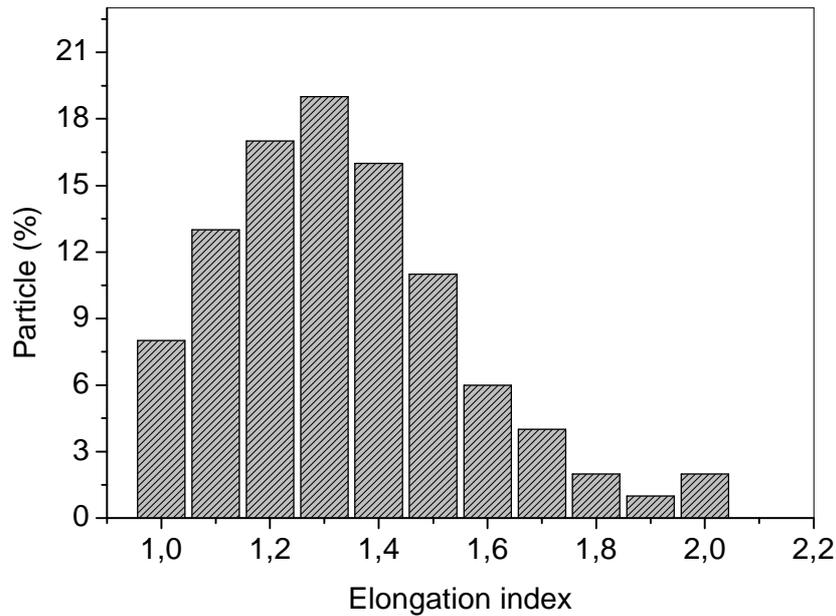


Figure 3.10 : Variation des indices d'allongement ( $E_i$ ) établis pour un échantillon de grain de sable utilisé

### III.5.2. Observations microscopiques de l'état de surface du verre sodocalcique érodé.

La caractérisation microscopique a été réalisée à l'aide de micrographies optiques de la surface du verre sablé par une projection d'une masse constante d'érodent de 30 g à une vitesse de 25 m/s et un d'impact maximal ( $90^\circ$ ) (position normale) est présentée sur la figure 4. Nous avons clairement observé que les défauts sont de tailles et de morphologies différentes, mais la majorité des défauts contiennent une échelle. Comme dans notre étude les grains de sable sont de formes irrégulières en majorité, il est logique de trouver de telles variétés de défauts. Une similitude claire apparaît entre ces sortes de défauts et les indentations de Vickers faite sur le verre. Sur la Figure 3.11, la flèche (A) montre une interaction entre deux défauts voisins de tailles différentes. La flèche B montre une deuxième interaction entre deux défauts voisins, apparemment de la même taille. La liaison entre les deux fissures radiales et une moindre

extension des fissures latérales sont observées. Sur les deux côtés latéraux de cette fissure intermédiaire, il y a deux copeaux symétriques et presque de la même taille.

La différence dans ces interactions de fissures est liée aux différents états de stress générés autour des sites d'impact. Les principaux facteurs influençant ces interactions sont, selon la littérature [5, 9], la distance entre les sites d'impacts, le niveau de charge (force d'impact) et l'ordre d'impact séquentiel.

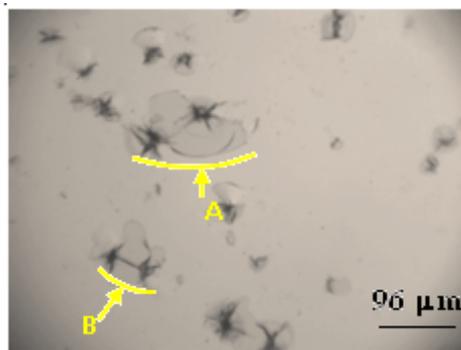


Figure 3.11 Micrographie optique montrant des défauts typiques de sablage et les interactions inter-défauts.

### **III.5.3. Distribution de défauts**

Pour étudier la distribution granulométrique des défauts de sablage en fonction de la vitesse du flux d'air ( $v$ ) et de l'angle d'impact ( $\alpha$ ), les microphotographies des d'échantillons de verre sablé dans différentes conditions d'essai ont été prises (figure 3.12). Les observations ont été faites en fonction de l'effet des angles et de la vitesse :

- Effet de la vitesse des particules érosives : L'énergie cinétique des particules érosives ont un effet très important sur le processus d'érosion. Lorsque la vitesse passe de 15 à 35 m/s, l'énergie cinétique des particules augmente. En conséquence, la taille des défauts montre une nette tendance à l'augmentation avec des vitesses croissantes. Par exemple, avec un angle d'impact  $\alpha = 30^\circ$ , la vitesse d'essai la plus élevée permet d'agrandir taille maximale des défauts.

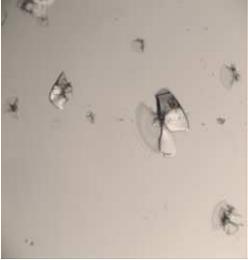
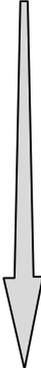
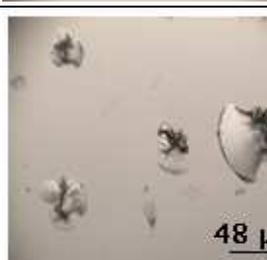
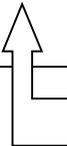
$\alpha$ (°)	30	60	90	A.E
V (m/s)				
15				
25				
35				
Activité érosive				
	(a)			Angle et vitesse maximales

Figure 3. 12 Micrographies optiques montrant l'aspect typique des défauts d'érosion et la tendance de l'activité érosive (A. E).

La taille de ces défauts passe de 136  $\mu\text{m}$  pour une vitesse de 15 m/s à 228  $\mu\text{m}$ . Cette augmentation de la taille correspond à un taux d'environ 70%. Alors que pour 90 °, A une vitesse supérieure à la précédente, V= 35m/s, la variation de la taille des défauts peut atteindre un taux de 120%.

- Effet d'angle d'impact : On observe généralement que pour une vitesse constante, la taille moyenne des défauts augmente lorsque l'angle d'impact varie entre les valeurs 30° et 90°. Cela conduit à une surface plus endommagée figures 3.13. ((a), (b), (c)). Ce phénomène est amplifié lorsque la vitesse augmente et tend vers 35 m/s (vitesse la plus élevée utilisée dans notre cas). L'effet de l'angle d'impact présente une tendance similaire à celle de la vitesse mais à un degré moins prononcé. Il est bien connu que l'énergie cinétique des particules dépend du degré d'inclinaison de l'échantillon cible par rapport à la trajectoire des particules projetées. En position normale (90°), la composante normale de la force est à son apogée, et une grande partie de l'énergie cinétique est absorbée par l'échantillon lors de l'impact. Par conséquent, l'endommagement engendré sur la surface est maximal. Par contre, la position inclinée de la cible favorise, l'effet de la composante tangentielle de la force appliquée, elle prédomine et, par conséquent, la taille des défauts régresse. A partir des micrographies, les tailles de défauts sont minimales pour un angle de 30°. A titre d'exemple, pour 15 m/s, la taille maximale des défauts passe de 149  $\mu\text{m}$  pour un angle de 30° à 199  $\mu\text{m}$  pour l'angle 90°. Ce qui présente approximativement une augmentation de 70%. Pour les vitesses plus élevées cet écart devient plus important.

- Effet de la vitesse : De même que pour l'angle d'impact, l'effet de vitesse présente la même tendance de manière plus prononcée. Lorsque la vitesse passe de 15 à 35 m/s, l'énergie cinétique des particules augmente. Par conséquent, il y a une nette augmentation de la taille des défauts. A un angle de 30° par exemple, la taille maximale des défauts passe de 141  $\mu\text{m}$  pour 15 m/s à 226  $\mu\text{m}$  pour la vitesse la plus élevée. Cela correspond à une augmentation d'environ 63 %. Tandis que pour l'angle 90°, la variation de la taille des défauts atteint 120% entre 15 et 35 m/s.

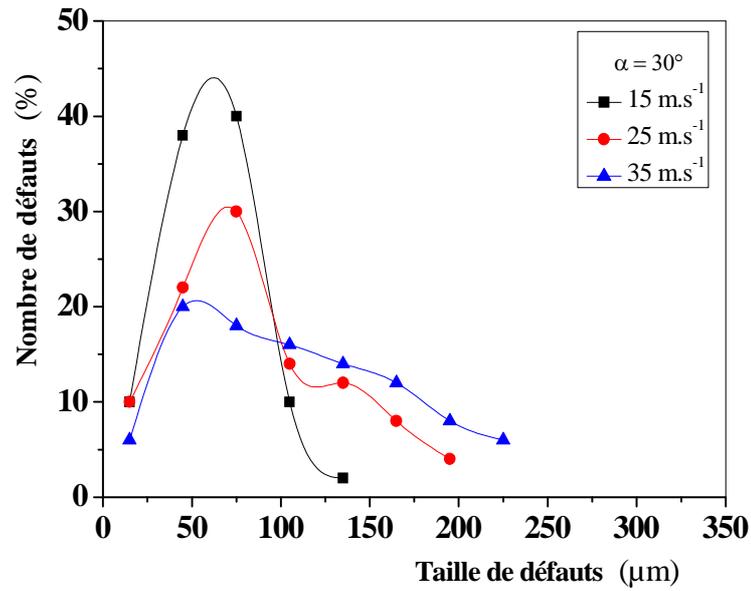


Figure 3.13. (a) : Variation du nombre de défauts par rapport à leurs tailles pour l'angle d'impact  $\alpha = 30^\circ$  et différentes vitesses de particules érosives.

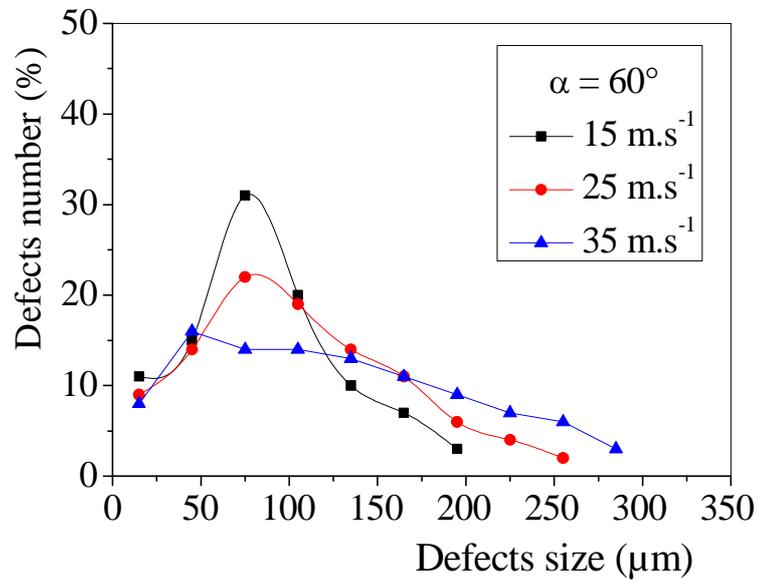


Figure 3.13. (b) : Variation du nombre de défauts par rapport à leurs tailles pour l'angle d'impact  $\alpha = 60^\circ$  et différentes vitesses de particules érosives.

En bref, la plus grande activité érosive de la surface vitrée est observée lorsque l'angle d'impact et la vitesse sont maximaux ( $90^\circ$  et 35 m/s) comme le confirme les micrographies optiques sur

la figure 3. 12. (a), alors que le pire des cas correspond à l'angle d'impact  $30^\circ$  et à la vitesse 15 m/s. La variation du nombre de défauts en fonction de leurs tailles pour différentes conditions de test est représentée dans figure 3.13. Ces distributions sont asymétriques et typiques des défauts de matériaux fragiles qui peuvent être caractérisés par la distribution de Weibull. Une analyse basée sur ce modèle est présentée dans la section suivante. Il est montré sur la figure que lorsque la vitesse augmente de 15 à 35 m / s, les maximums des courbes diminuent plus lentement à mesure que la taille du défaut augmente. Pour tout angle d'impact constant, le paramètre pertinent est la vitesse du flux des particules de sable. Lorsque les positions des échantillons tendent à être inclinées, la composante de la force tangentielle prédomine et, par conséquent, la taille des défauts diminue. Dans une position normale de l'angle d'impact ( $\alpha= 90^\circ$ ), presque toute l'énergie cinétique est absorbée par la surface de l'échantillon au niveau du site d'impact. Par conséquent, la taille des défauts est maximale en termes d'étendue et de profondeur. Puisque la taille des défauts est proportionnelle à l'angle d'incidence, les graphiques de Weibull des données expérimentales obtenues pour les deux angles minimal et maximal ( $\alpha= 30^\circ$  et  $90^\circ$ ) et pour les trois vitesses des particules érosives ( $V = 15, 25$  et  $35$  m / s) sont présentés dans figure 3.14.

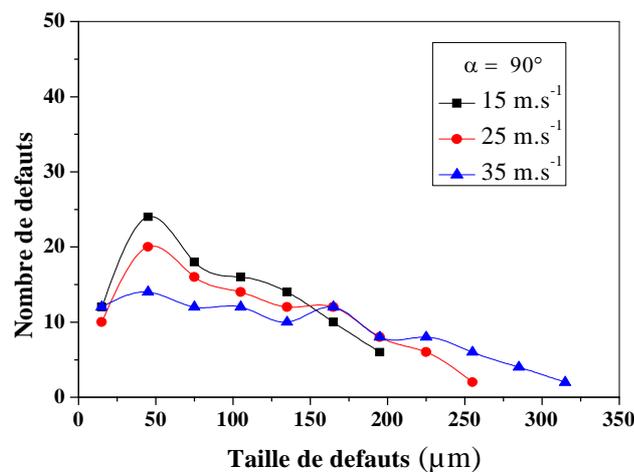
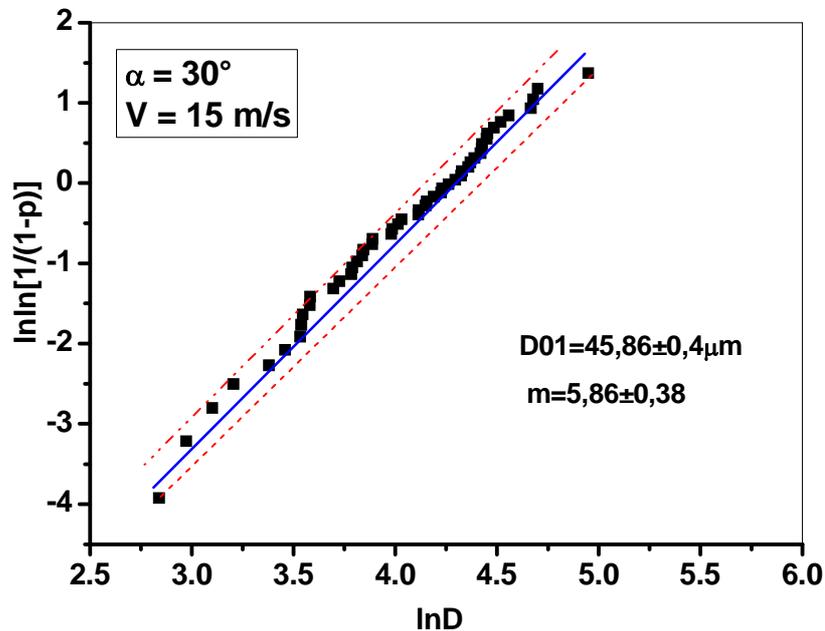
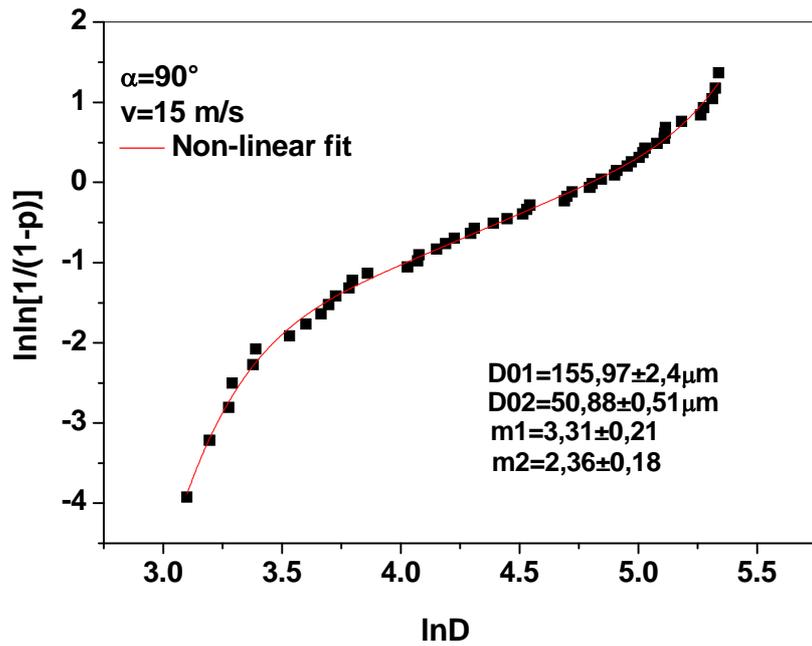


Figure 3.13. (c) : Variation du nombre de défauts par rapport à leurs tailles pour l'angle d'impact  $\alpha = 90^\circ$  et différentes vitesses de particules érosives.

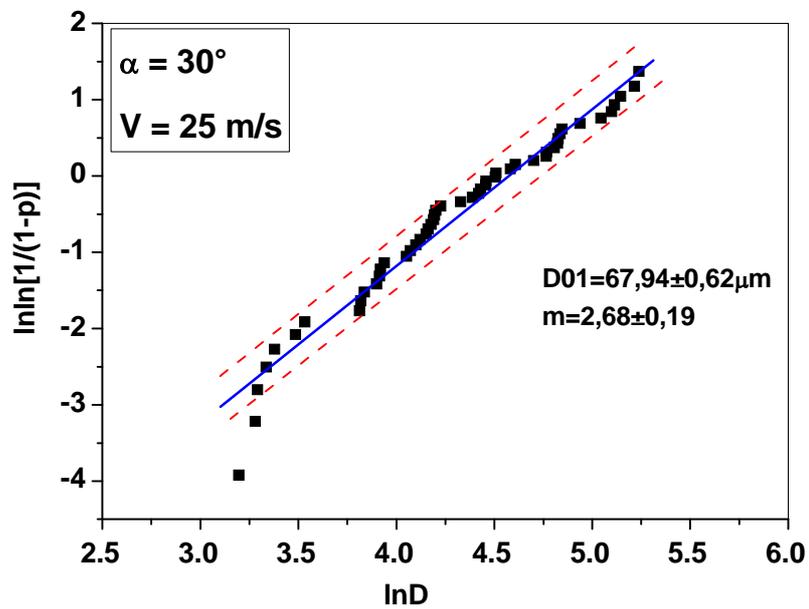
Il est montré sur la figure 3.13. (c) que lorsque la vitesse augmente de 15 à 35 m / s, les maximums des courbes diminuent plus lentement à mesure que la taille du défaut augmente. Pour tout angle d'impact constant, le paramètre pertinent est la vitesse du flux des particules de sable. Lorsque les positions des échantillons tendent à être inclinées, la composante de la force tangentielle prédomine et, par conséquent, la taille des défauts diminue. Dans une position normale de l'angle d'impact ( $\alpha= 90^\circ$ ), presque toute l'énergie cinétique est absorbée par la surface de l'échantillon au niveau du site d'impact. Par conséquent, la taille des défauts est maximale en termes d'étendue et de profondeur. Puisque la taille des défauts est proportionnelle à l'angle d'incidence, les graphiques de Weibull des données expérimentales obtenues pour les deux angles minimal et maximal ( $\alpha= 30^\circ$  et  $90^\circ$ ) et pour les trois vitesses des particules érosives ( $V = 15, 25$  et  $35$  m / s) sont présentés dans figure 3.14.



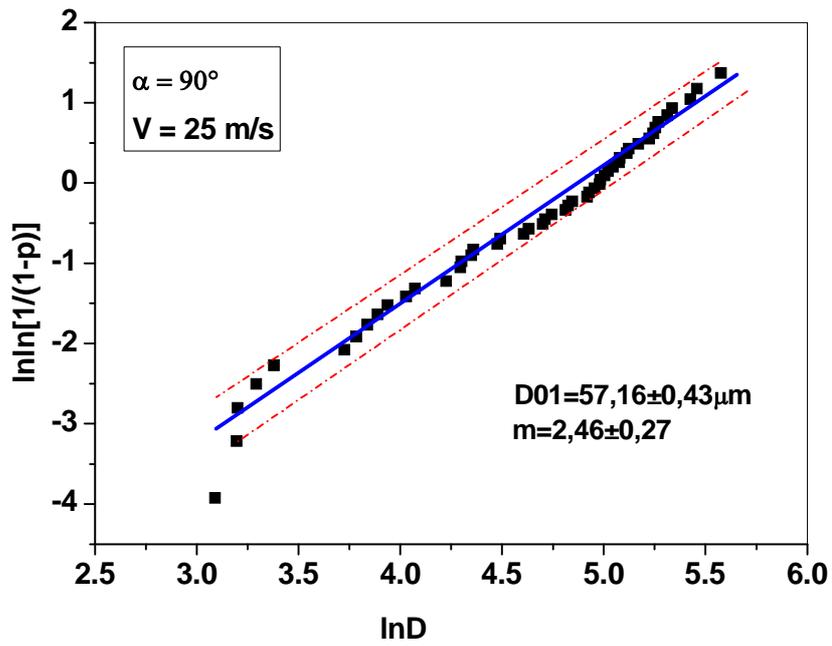
$V=15\text{m/s}$  ( $\alpha=30^\circ$ )



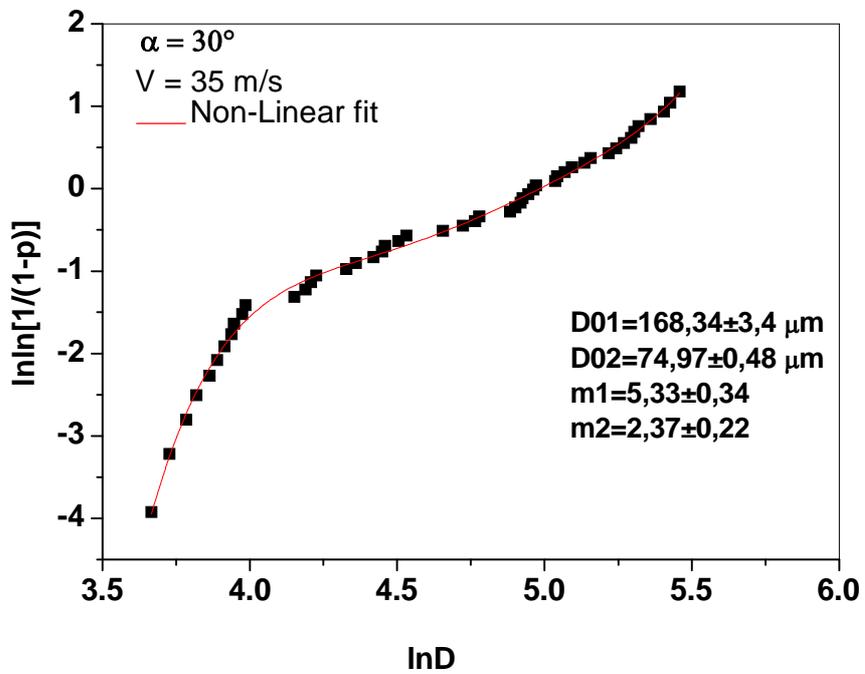
V=15m/s ( $\alpha=90^\circ$ )



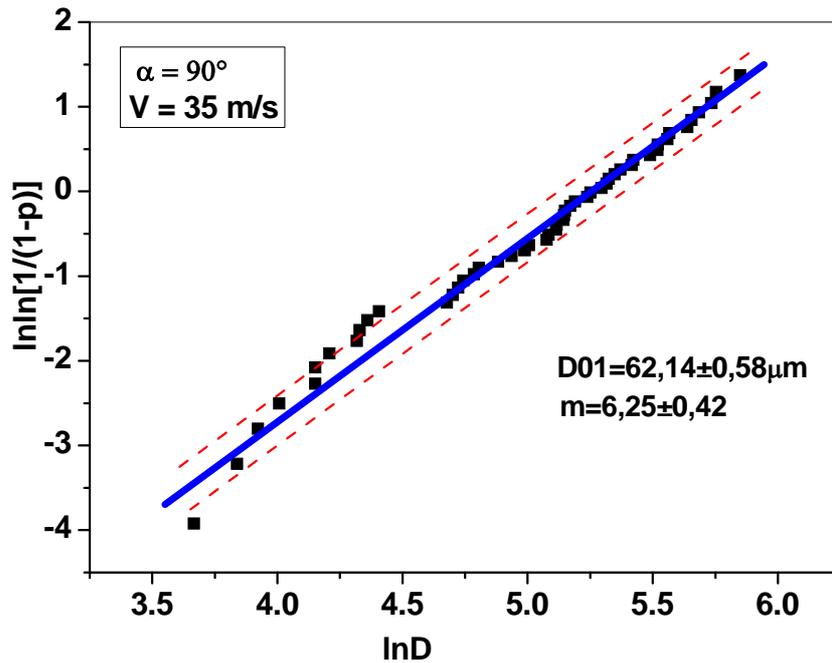
V=25m/s ( $\alpha=30^\circ$ )



$V=25\text{m/s}$  ( $\alpha=90^\circ$ )



$V=35\text{m/s}$  ( $\alpha=30^\circ$ )



V=35m/s ( $\alpha=90^\circ$ )

Figure 3.14: Tracés de Weibull établis pour deux angles d'impact ( $\alpha = 30^\circ$  et  $90^\circ$ ) et trois vitesses de particules érosives ( $V = 15, 25$  et  $35$  m / s).

-Pour l'angle d'incidence minimal ( $\alpha = 30^\circ$ ), l'influence de la vitesse est très nette, plus la vitesse augmente, la taille des défauts croît au dépend du nombre, figure 3.13. (a). La distribution des tailles de défauts passe d'une distribution unimodale ( $15$  m / s) vers une distribution bimodale ( $35$  m/s). Le premier cas ( $\alpha = 30^\circ$  et  $V = 15$  m/s) correspond à l'activité érosive la plus faible. Par conséquent, le nombre de défauts et leurs tailles sont très réduits. Le caractère unimodal de la courbe de Weibull montre qu'il n'existe qu'une seule population de tailles de défauts. Le module de Weibull correspondant est  $m_2 = 5,86$ . Nous avons déjà vu que pour ces conditions ( $\alpha = 30^\circ$  et  $V = 15$  m/s), c'est la famille des défauts de petite taille. A mesure que la vitesse du flux augmente et tend vers  $35$  m/s, la taille moyenne des défauts augmente également en raison de

l'augmentation de l'énergie cinétique des particules. En même temps, il y a formation de petits défauts qui sont nouvellement créés en raison de l'inclinaison des échantillons et donc de la faible valeur de la force normale d'impact. Enfin, nous nous trouvons en présence de deux familles de tailles de défauts avec dominance de défauts de petite taille. Cela provoque un changement de pente de la courbe de Weibull. La distribution des défauts de surface devient clairement bimodale ( $m_1 = 5.33$  et  $m_2 = 2.37$ ) quand la valeur de la vitesse est de l'ordre 35 m/s.

-Pour l'angle d'incidence maximal ( $\alpha = 90^\circ$ ) où seule la composante normale de la force agit, la situation est inversée. Lorsque la vitesse est faible et constante (15 m/s), il se forme des défauts avec des tailles de différentes gammes (petites, moyennes et grandes), dus à la force d'impact qui dépend de la taille et la forme des particules de sable. Dans ce cas, la distribution de la taille des défauts est bimodale ( $m_1 = 3.31$  et  $m_2 = 2.36$ ). L'augmentation de la vitesse des particules favorise la formation des défauts de grandes tailles, cependant, les défauts de petites tailles générés par de faibles énergies cinétiques ont tendance à disparaître, ils deviennent difficilement observables en raison de leurs dimensions réduites, ou qu'ils contribuent à la formation d'autres défauts de taille plus grande par interactions. Il reste des défauts de grande taille qui induisent une distribution presque unimodale ( $m_2 = 6,25$ ). Les paramètres d'essai ( $90^\circ$  et 35 m / s) correspondent aux conditions d'érosion les plus sévères de notre étude. On peut noter que pour les vitesses intermédiaires de 25 m / s, les impacts d'angle ont un faible effet sur les tailles de défaut. La distribution est unimodale dans les deux cas et les valeurs du module de Weibull sont assez similaires (2,68, 2,36 respectivement). Dans les situations réelles (au Sahara) pendant les tempêtes de sable, ces paramètres n'interviennent pas séparément. Tous les paramètres d'érosion sont impliqués de manière très aléatoire. Exemple pour une cible fixe placée près du sol (pare-brise de véhicules, panneaux solaires, vitrage résidentiel.....) et qui est exposée à une tempête similaire du vent de sable, les flux de sable se composent de particules de tailles et de formes différentes, des vitesse d'impact très aléatoire et d'angles d'impact également variables. Tous ces

paramètres sont régis par la turbulence des vents enregistrés au niveau du sol. En effet, la présence des dunes de taille (hauteur et largeur) et de forme différentes et des reliefs, engendrent parfois des rafales de vent aléatoires avec la contribution d'autres paramètres climatiques..

Compte tenu de ces considérations, il semble intéressant de comparer les courbes de Weibull pour chaque paramètre appliqué séparément et lorsque tous les paramètres sont appliqués ensemble. La variation résultante est représentée par la figure 3.15. Dans ce cas la distribution des tailles de défauts est clairement bimodale avec la présence d'un point d'inflexion situé à  $\ln(\sigma) = 3,05$  séparant deux branches, ceci indique la présence de deux familles statistiques de défauts. La distribution de Weibull a deux branches qui représentent ainsi les deux familles statistiques de défauts :

- La distribution étroite est attribuée à des défauts importants. Le module Weibull  $estm_1 = 7.98$ .
- La distribution large est attribuée à de petites tailles de défauts. Le module Weibull  $estm_2 = 3.54$ .

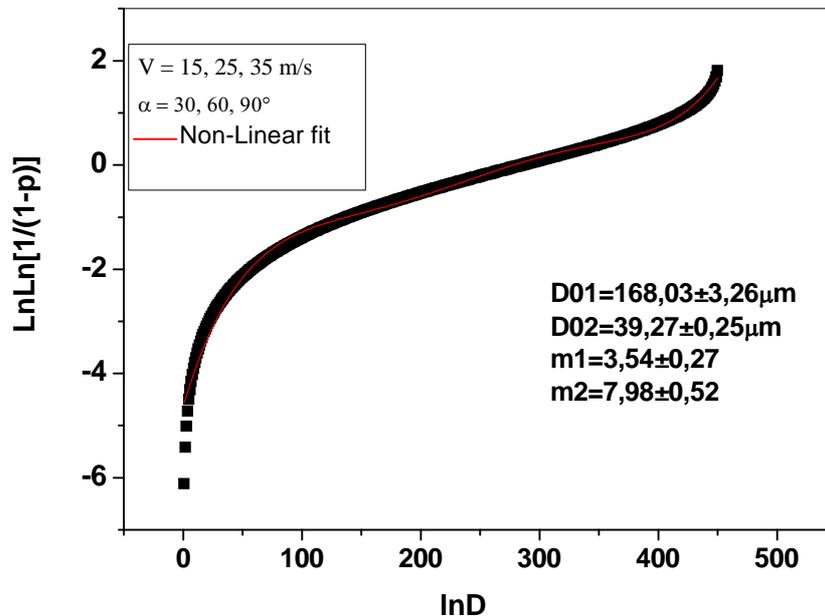


Figure 3.15 : Tracé de Weibull établi pour différents angles (30, 60, 90 °) et vitesses de flux (15, 25, 35 m/s).

### **III.6. Effets de l'angle d'impact et la masse de l'érodent sur l'érosion d'un verre sodocalcique et d'un verre en polystyrène érodés par impacts de grains de sable**

#### **III.6.1 La perte de masse**

D'après la Figure 3.16, on constate que la perte de masse du verre sodocalcique (minéral) croit en fonction de la masse de sable projetée (l'érodent) ainsi que l'écart type pour un angle d'impact de 90° et une vitesse des particules de 20 m/s. Cette croissance s'explique par la quantité d'énergie cinétique ( $E_c = 1/2 mv^2$ ) mise en jeu lors du sablage où la vitesse des particules de sable est constante et de ce fait, la valeur de ( $E_c$ ) augmente en fonction de la croissance de la masse de l'érodent qui est considérée par de nombreux auteurs (3, 10, 11) comme étant le paramètre d'érosion le plus pertinent.

Sur la même courbe, la perte de masse du polystyrène (verre organique) en fonction de la masse de sable projetée demeure quasiment linéaire et que l'effet de la masse de l'érodent pour un angle d'attaque de 90° entre le flux et la cible est minimal. Dans le cas du polystyrène, le mécanisme d'érosion est similaire à celui des thermoplastiques tels que le polyméthyl méthacrylate (PMMA), le polycarbonate (PC) et diffère de celui des verres minéraux qui se caractérise par des fissurations radiales et latérales qui conduisent à ce que l'on appelle l'endommagement par écaillage.

Sur la figure 3.17, nous avons tracé la variation de la perte de masse en fonction de l'angle d'impact pour une masse et une vitesse constantes ( $m = 30$  g,  $v = 20$  m/s). La dite courbe, montre un maximum de perte de masse du verre sodocalcique pour un angle d'impact de 90°, ou une érosion maximale provoquée par le mécanisme de fissuration et d'écaillage.

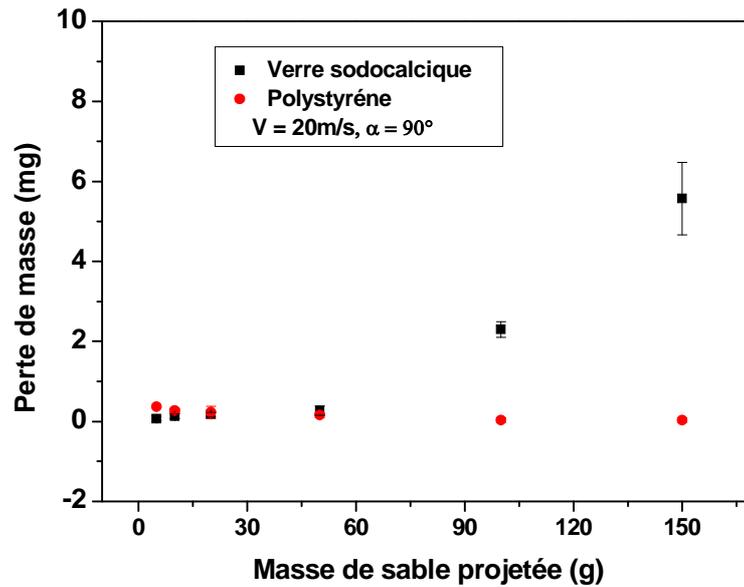


Figure 3.16 : Effet de la masse de sable projetée sur la perte de masse.

Contrairement au verre minéral, le maximum de perte de masse est observé à un angle d'impact relativement faible avoisinant  $30^\circ$  pour le verre organique (PS). Le mécanisme d'érosion par labourage est dominant dans ce cas du fait que la cible est un matériau ductile. Toutefois, on constate des dispersions de résultats similaires et du même ordre, mais la perte de masse dans le cas du verre sodocalcique est plus importante par comparaison à celle du polystyrène ce qui est en accord avec les résultats de la littérature [10, 11].

Dans la figure 3.18, nous avons tracé la perte de masse en fonction de l'angle d'impact pour montrer l'effet de l'énergie cinétique véhiculée par une masse d'érodant plus importante ( $m = 50$  g) et une vitesse des particules ( $v = 20$  m/S). Une perte de masse croissante et conséquente en fonction de l'angle d'impact avec une allure similaire des dispersions pour le verre minéral. Le maximum d'érosion est toujours observé à un angle  $\alpha = 90^\circ$ . La force normale que portent les particules de sable heurtent le matériau cible avec les énergies maximales qu'elles acheminent et provoquent des fissurations en profondeur et en longueur qui conduisent au mécanisme d'érosion par écaillage.

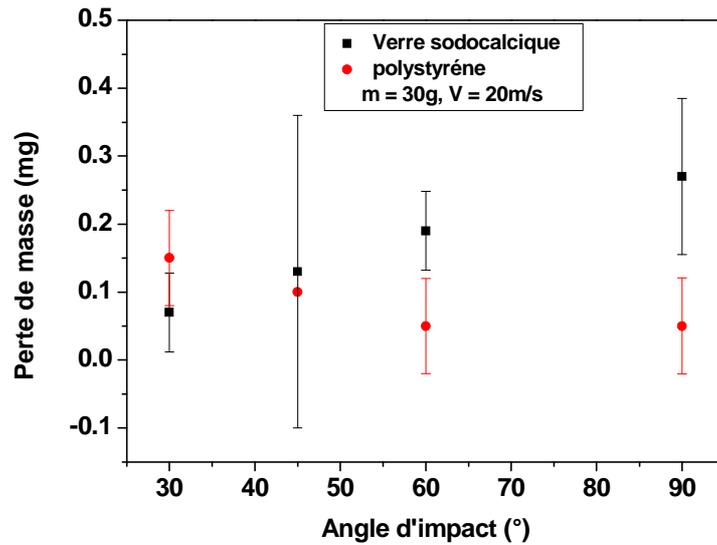


Figure 3.17 : Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse, pour  $M_p = 30$  g.

A partir de la même figure on peut distinguer une nette décroissance de la perte masse du polystyrène en fonction de l'angle d'impact avec une légère dispersion des écarts types pour un minimum d'érosion à l'angle droit et un maximum au voisinage de  $30^\circ$ . Ceci est en bon accord avec les données de la littérature. Le phénomène d'érosion en général et la perte de masse en particulier s'avèrent plus importantes pour les matériaux fragiles en comparaison avec ceux relativement ductiles. Dans les mêmes conditions 'essais, le verre sodocalcique présente une perte de masse qui varie de 0.1 et 0.7 mg tandis que pour le polystyrène cette variation est moins importante, elle est comprise entre 0.05 et 0.35 mg pour un angle d'impact variant entre  $30^\circ$  et  $90^\circ$  tel qu'il est illustré sur figure 3.18.

De même l'apport et le rôle de l'énergie cinétique est très important dans le phénomène de l'érosion, il est bien exprimé en comparant l'effet des masses de l'éroderent  $m = 30$  g et  $m = 50$  g telles qu'il est montré sur les figures (3.17) et (3.18) avec une similitude des formes et des allures différentes. Pour le polystyrène à un angle d'impact de  $30^\circ$  et une vitesse ( $v=20$ m/s) la perte de masse engendrée avec la masse de sable projetée  $m=30$ g est de 0.15 mg mais avec une masse de l'éroderant plus importante  $m=50$ g, ( $\Delta m$ ) est de l'ordre de 0.35 mg. Cette constatation

est aussi valable pour le verre minéral qui montre une perte de masse de 0.27 mg et 0.7 mg pour des masses d'érodant  $m = 30$  mg et  $m = 50$  mg respectivement pour un angle d'impact de  $90^\circ$  et une vitesse des particules de sable  $v = 20$  m/s.

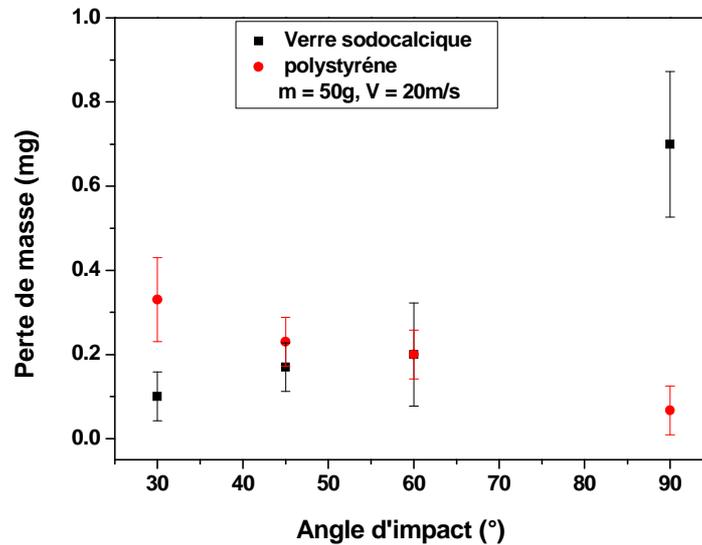


Figure 3.18: Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse pour  $M_p = 50$ g.

D'après la figure (3.19) on constate que la perte de masse du verre de type sodocalcique a une légère tendance à croître dans l'intervalle de variation d'angle d'impact  $30^\circ$ -  $60^\circ$  suivie d'une augmentation plus significative dans l'intervalle  $60^\circ$  -  $90^\circ$  où elle présente toujours à sa limite supérieure le maximum de perte de masse. L'angle d'impact s'impose comme un paramètre très pertinent avec un effet variable en fonction de la nature du matériau cible et ses propriétés physico-chimiques intrinsèques ou appropriés. Une énergie cinétique plus importante engendrée par une masse d'érodant plus grande conduit systématiquement à une forte érosion et une surface de verre plus altérée qui de plus en plus tendance à fragilisé le matériau.

Par contre, on constate une légère décroissance de perte de masse du polystyrène en fonction de l'angle d'impact dans l'intervalle de  $30^\circ$  à  $60^\circ$ , pour devenir constante et significative au-delà de  $60^\circ$ . Vu la spécificité de ce matériau d'être ductile, le maximum d'érosion a été toujours observé

à 30°. On peut mentionner là que la perte de masse croit d'une manière générale et indépendamment de la nature du matériau avec la croissance de la masse de sable projetée pour un angle d'impact et une vitesse de particules de sable données. Cela s'explique par la croissance de l'énergie cinétique ( $E_c$ ) du fait que la masse de l'érodant est aussi croissante.

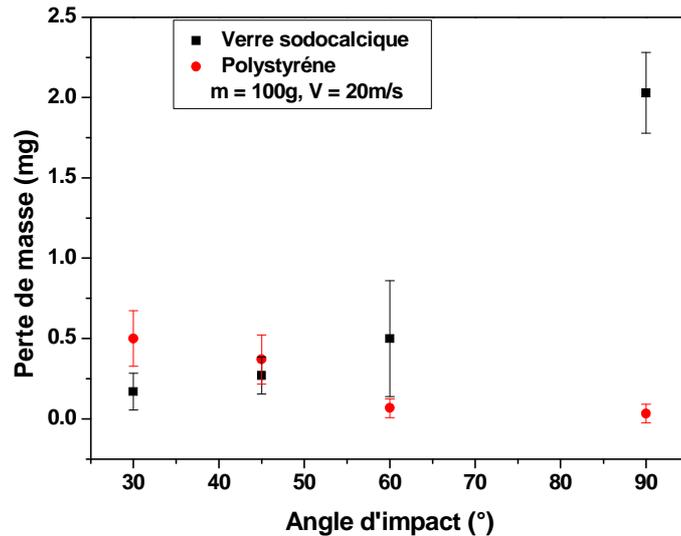


Figure 3.19 : Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse pour  $M_p = 100$  g.

Sur la Figure 3. 20, on a tracé la perte de masse ( $\Delta m$ ) en fonction de l'angle d'impact d'un verre minéral et d'un verre organique pour une énergie cinétique plus importante ( $m = 150$  g,  $v = 20$  m/s). Une ressemblance du comportement à l'érosion similaire a été constatée pour les types deux matériaux dans l'intervalle d'angle d'impact 30° 60° avec une perte de masse insignifiante et demeure inchangée pour le polystyrène à l'angle d'impact 90°, tandis que pour le verre sodocalcique, le maximum de perte de masse a été observé à cette angle.

Quand la perte de masse en fonction de l'angle d'impact tend vers un palier, cela signifie l'existence d'une saturation pour le phénomène d'érosion. Ceci est expliqué par un état de non efficacité de la masse de l'érodant pour un angle d'impact et une vitesse donnée. Dans ce cas précis, l'efficacité à l'érosion du polystyrène, dépend d'une masse limite de l'érodant qui

constitue un seuil au-delà duquel il perd son efficacité et atteindra ainsi un état de saturation de la surface érodée et cela quelque soit la valeur de l'angle d'impact avec la cible.

Parmi les conséquences directes de l'érosion par sablage l'altération des propriétés optiques des verres minéraux et organiques composants les pare brise des engins auto roulants et des panneaux solaires opérants au désert et aux zones arides.

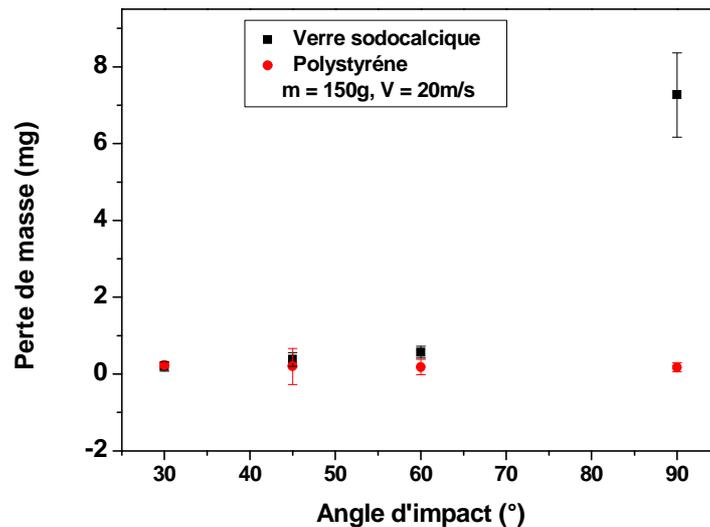


Figure 3. 20 : Effet de l'angle d'impact sur la perte de masse pour  $M_p = 150$  g.

### III.6.2 La perte de la transmission

La Figure 3.21 montre la variation de la perte de transmission en fonction de la masse de sable projetée. On constate une perte de transmission croissante et presque linéaire pour le verre sodocalcique en fonction de la masse croissante du sable projetée. Une perte maximale de la transmission été observée pour une masse de l'érodant  $M_p = 150$  g engendrée par taux d'érosion, ce qui est synonyme d'un endommagement maximale.

Ceci peut être expliqué par le type de matériau, et l'endommagement de la surface du matériau qui est causé par l'enlèvement de la matière qui conduit à un état de surface rugueux et un taux de lumière réfléchi conséquent en comparaison avec l'état de surface non érodé. L'enlèvement

de la matière au niveau de la surface du verre influe négativement sur la quantité de lumière transmise par rapport à celle transmise ou les surfaces rugueuses provoquent des déviations des faisceaux lumineux incidents par réflexion.

Par contre, la perte de la transmission du polymère (PS) augmente en fonction de la masse de sable projetée jusqu' à une limite de 60 g puis elle se stabilise à environ 70%, pratiquement c'est l'état de saturation, donc le pic de l'endommagement de la surface est atteint. Ceci est due en partie majeure à la déformation plastique du matériau cible sans fissuration ni écaillage et par conséquent, sans perte de masse.

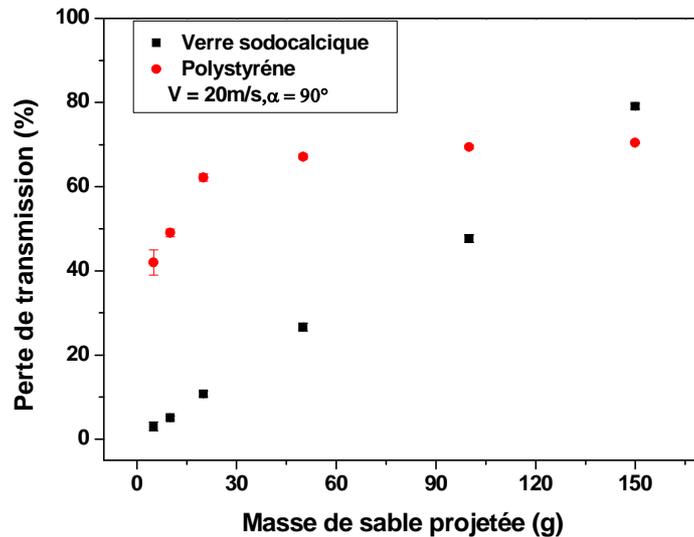


Figure 3.21 : Effet de la masse de sable projetée sur la perte de transmission.

L'effet de l'angle d'impact sur la perte de la transmission est montré sur la figure (3.22) pour une énergie cinétique constante des particules du sable érodantes ( $m = 30g$ ,  $v = 20$  m/s). On constate à partir de cette courbe une croissance modérée de la perte de la transmission dont la valeur maximale est de l'ordre de 22 %, atteinte pour l'angle d'impact 90°. Ceci peut être expliqué par la surface obtenue après le sablage. A l'angle d'impact 90°, la force normale portée

par l'érodant engendre des empreintes de grandes tailles sur la surface endommagée par le mécanisme de fissuration qui finisse par l'écaillage.

Comme il est montré sur la courbe précédente, on remarque aussi une augmentation modérée de la perte de transmission en fonction de l'angle d'impact croissant jusqu'à ce qu'elle atteigne un état proche de la saturation à environ 60° qui est due au comportement plastique du polymère. La perte de masse maximale est observée au voisinage de l'angle d'impact 90° avec une perte de masse très réduite, figure 3. 22. Les propriétés optiques ont été largement affecté tout simplement par la déformation plastique les chaines macromoléculaires [12], c'est la raison pour laquelle l'écart type est très étroit et n'apparaît pas sur certaines figures relatives à la perte de transmission.

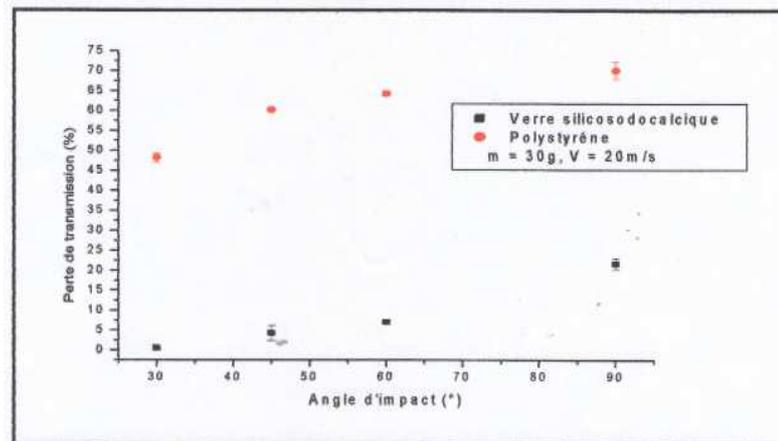


Figure. 3.22 : Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission.

La Figure 3.23, illustre l'effet de l'érosion sur les propriétés optiques d'un verre sodocalcique exprimé en terme de perte de transmission en fonction de l'angle d'impact mais avec une énergie plus importante, supérieure à la précédente et entraînée par une masse de l'érodant ( $m = 50 \text{ g}$ ,  $v = 20 \text{ m/s}$ ). On constate que la perte de transmission augmente en fonction de l'angle d'impact croissant pour atteindre une valeur maximale (28 %) à un angle d'impact de 90° où il a été aussi observé un taux d'érosion maximale (0.014 %) pour les mêmes conditions opératoires.

Pour les verres minéraux, la précédente constatation nous a permis de dire que plus la perte de la transmission est proportionnelle à la masse projetée, ceci influence négativement la diffusion de la lumière.

La courbe précédente représente aussi la variation de la perte de masse en fonction de l'angle d'impact. Elle illustre en revanche un état de saturation où la variation de la perte de masse en fonction de l'angle d'impact est négligeable et que l'augmentation de la masse de l'érodant n'apporte aucun changement à la structure morphologique superficielle des verres organiques, donc perte une de transmission constante. Sur la figure (3.18), on a constaté une diminution de la perte de masse en fonction de l'angle d'impact mais son effet sur la perte de la transmission n'a pas évolué telle qu'on l'a remarqué pour les verres inorganiques. Un effet négligeable du sablage signifie un état de saturation sur la surface du fait que le polystyrène présente un comportement plastique totalement différent en comparaison avec celui montré par les verres inorganiques réputés en revanche d'être fragile. On constate aussi une similitude quant à l'allure des variations exprimées entre la présente figure et les courbes précédentes, l'absence de changements brusques ou de pics en témoignent.

La figure 3.24, représente la variation de la perte de transmission en fonction de l'angle d'impact pour une masse de sable projetée supérieure à la précédente ( $m = 100$  g) et une vitesse des particules constante ( $v = 20$  m/s). Cette figure est presque similaire à la précédente en allures et en valeurs. Donc les deux types de matériaux se comportent de la même manière que dans les conditions instaurés dans la figure 3.23. On a illustré sur la Figure 3.25, la variation de la perte de transmission en fonction de l'angle d'impact pour une masse de l'érodant plus grande donc une énergie cinétique plus importante ( $m = 150$  g,  $v = 20$  m/s).

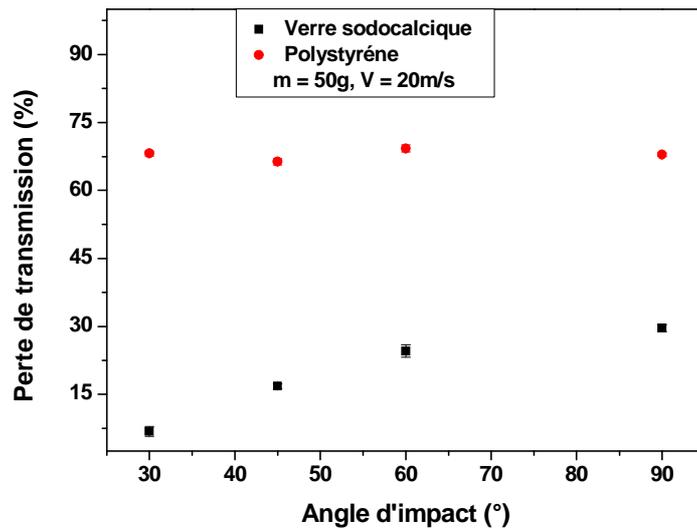


Fig3.23 : Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission.

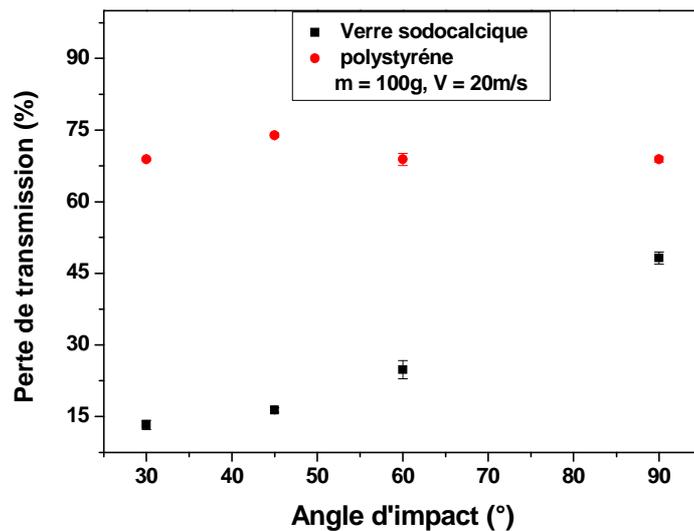


Figure 3.24 : Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission.

Le verre sodocalcique montre un comportement similaire aux figures précédentes qui se traduit par une augmentation de la perte de masse avec la croissance de l'angle d'impact et une valeur maximale de la perte de transmission d'environ 80% au voisinage de 90°. Telle qu'on l'a remarqué pour les figures précédentes, la variation de la perte de masse résulte de l'effet de

l'érosion en fonction de la masse de sable projeté et de l'angle d'impact. Sur le même rythme la perte de transmission augmente en fonction de l'angle d'impact croissant sans toutefois présenter un seuil limite d'efficacité de la masse de l'érodant ni état de saturation. La nature fragile du verre minéral est la cause principale de son endommagement, ce qui favorise la perte de masse par fissuration et écaillage.

Par contre, le polystyrène montre une perte de transmission négligeable en fonction de l'angle d'impact croissant du fait d'un état de saturation établie par une masse d'érodant ayant atteint un seuil limite d'efficacité. La perte de masse engendrée dans ce cas est très réduite (figure 3.20), donc une surface peu endommagée et des propriétés optiques moins altérées en fonction de l'angle d'impact. Dans ce cas, l'angle d'impact ne peut être considéré comme étant un paramètre pertinent du phénomène d'érosion en comparaison avec la masse de sable projetée qui fait croître la perte de transmission de (72 %) par rapport à l'état non érodé.

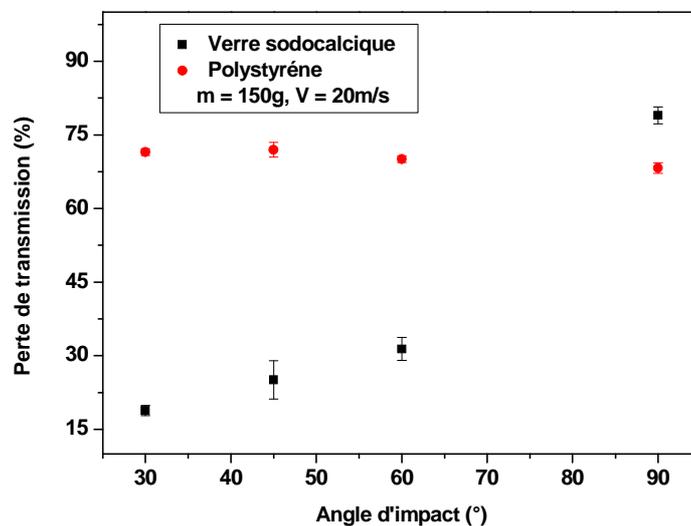


Figure 3.25 : Effet de l'angle d'impact sur la perte de transmission.

### **III.6.3 Le taux d'érosion**

Le taux d'endommagement d'une surface érodée par sablage est caractérisé par son taux d'érosion. La figure 3.26, représente le taux d'érosion du polystyrène en fonction de la masse du sable projeté pour une vitesse de particules de sable constante égale à 20m/s et un angle d'inclinaison de la cible égale à 90°. Un maximum de taux d'érosion est observé pour une masse de sable égale à 5g et ce dernier (taux d'érosion) décroît avec la croissance de la masse de l'érodant et montre à partir d'un seuil donné situé entre  $m = 50$  g et  $m = 150$ g un pallier où le taux d'érosion s'avère constant. Ceci s'explique par un mécanisme d'érosion typique et caractéristique des matériaux ductiles.

Le taux d'érosion en fonction de la masse du sable projeté pour le verre sodocalcique est aussi montré sur la même figure. La croissance du taux d'érosion est quasi linéaire avec l'augmentation de la masse de l'érodant où le maximum est observé à une masse maximale de sable utilisé ( $m = 150$ g). Cette croissance s'explique par la quantité de matière enlevée par un mécanisme d'écaillage. Ce mécanisme caractérisant les matériaux fragiles survient suite à des fissurations radiales et latérales qui tendent à former des écailles susceptibles d'être arrachés.

L'écart type quant à lui a tendance à décroître en fonction de la masse croissante du sable projetée pour les deux types de verre.

Pour illustrer l'effet de la masse de l'érodant critique et l'état de saturation, sur le taux d'érosion en fonction de l'angle d'impact, on a tracé séparément, la variation du taux d'érosion en fonction de l'angle d'impact à une vitesse  $v = 20$  m/s pour chacune des masses d'érodant utilisées, figures (3.27).

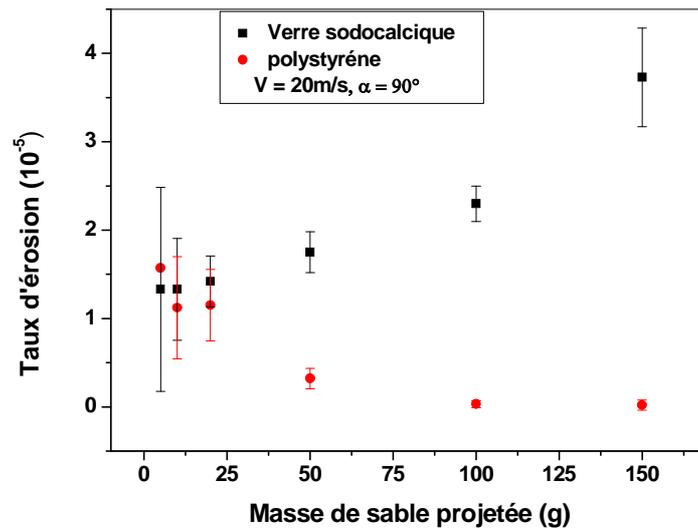


Figure 3.26 : Taux d'érosion en de la masse de sable projetée.

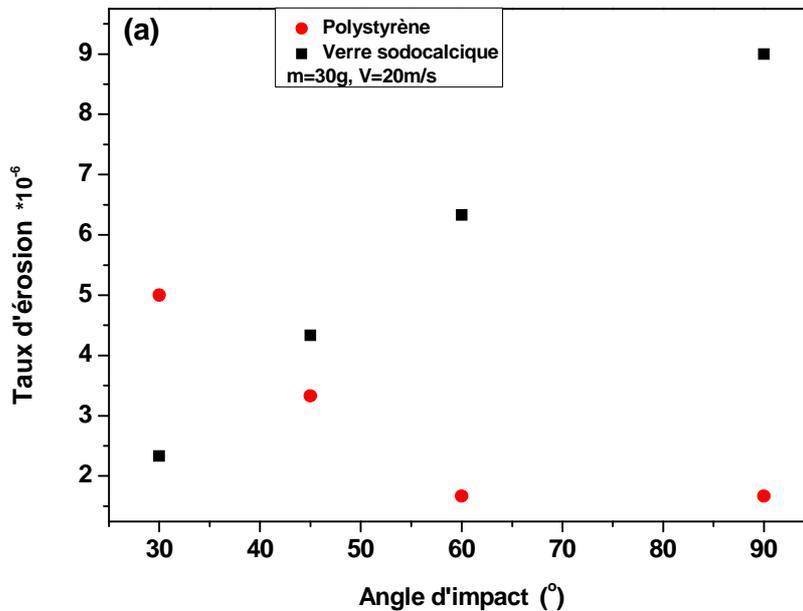
D'une manière générale, on peut observer que pour une vitesse constante, la taille moyenne des défauts augmente lorsque l'angle d'impact passe de 30 à 90°. Ceci conduit à des surfaces de plus en plus endommagées, et l'effet de l'énergie cinétique des particules incidentes est variable selon l'angle d'impact. En position normale ( $\alpha = 90^\circ$ ), le verre sodocalcique connu pour son comportement fragile, toute l'énergie cinétique des particules est absorbée par la surface de l'échantillon lors de l'impact. Autour du point d'impact naissent un champ de contrainte qui conduit à la propagation des fissures préexistantes et la formation des défauts. Ce phénomène est amplifié lorsque la vitesse d'impact augmente.

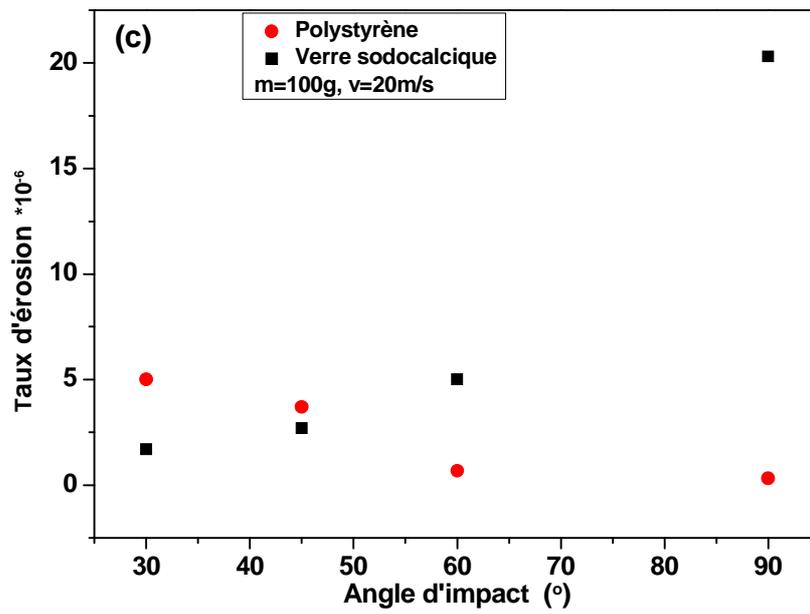
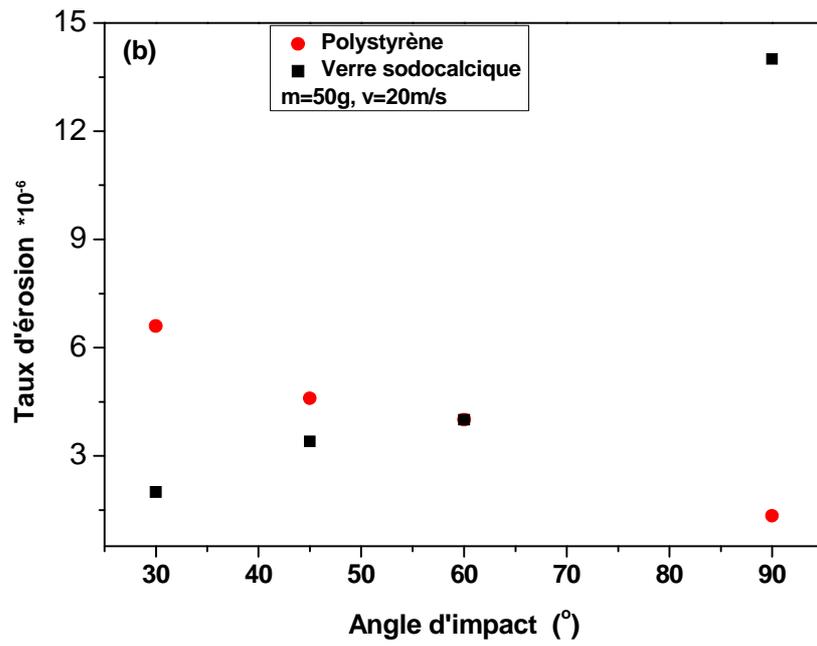
Cependant, quand la position de la cible est inclinée, la composante des forces tangentielles prédomine et par conséquent, la taille des défauts diminue. Avec une masse d'érodant  $M_p = 150$  g et une vitesse d'impact  $v = 20$  m/s, le taux d'érosion passe de 0.0002 à 0.005% respectivement pour les angles d'impact 30 et 90°, ce qui conduit à une augmentation de 25 fois. A des faibles masses d'érodant, on remarque un faible taux d'érosion du verre sodocalcique qui croît linéairement avec l'angle d'impact croissant. Le taux d'érosion maximal (0.0009%) est obtenu à  $M_p = 30$  g et un angle d'impact  $\alpha = 90^\circ$ , figure 3.27 (a). Comme il est montré sur les figures 3.27

(b), (c) et (d), plus la masse de l'érodant augmente, le taux d'érosion devient plus important avec une augmentation relativement légère dans l'intervalle 30 à 60° des angles d'impact, suivit d'une croissance aigue du taux d'érosion sur le reste de l'intervalle 60 à 90° atteignant ainsi la valeur maximale de (0.005%). A des vitesses d'impact constantes, les tailles des cratères dus à l'endommagement érosif croient en fonction des angles d'impact et par conséquent, une masse du matériau plus importante est arrachée, ce qui est en bon accord avec la littérature [13, 14].

Les verres polymériques, quant à eux, ont un comportement ductile et résistent mieux aux phénomènes d'érosion [15]. Leur vitesse d'érosion est relativement inférieure en la comparant à celle des verres minéraux. Le taux d'érosion du polystyrène dépend de la masse d'érodant projetée, mais ne constitue pas un paramètre pertinent car au-delà d'une masse donnée que l'on peut considérer comme masse critique, le taux d'érosion semble ne pas être affecté. Comme il est montré sur les figures 3.27 : (a), (b), (c), (d), le taux d'érosion du polystyrène a une tendance de s'atténuer en fonction de l'angle d'impact croissant à des masses d'érodant variables et vitesse constante. Le taux maximal observé (0.0007 %) à  $M_p = 50$  g et  $\alpha = 30^\circ$  est montré sur la figure 3.27. (b). La masse d'érodant  $M_p = 100$  g semble être critique, un état de saturation du phénomène d'érosion apparaît au-delà de cette masse qui perd son efficacité en tant que paramètre d'érosion. Sur la figure 3.27 : (d) nous avons constaté un taux d'érosion presque nul, pour tous les angles d'impact testés. Le polystyrène a ainsi un faible taux d'érosion en comparaison avec le verre sodocalcique. Le type de comportement et le mécanisme d'érosion sont à l'origine de la résistance à l'érosion du matériau. A un angle d'impact normale, l'énergie cinétique acheminée par la particule érosive se répartie en heurtant la cible en polystyrène. Une partie est absorbée et provoque un léger effet érosif sur la surface par le mécanisme d'écaillage, tandis que l'autre partie contribue au rebondissement de la particule érosive assimilé à un choc élastique. Aux faibles angles d'impact, l'énergie cinétique est véhiculée par deux composantes de la force de choc, l'une normale de faible intensité provoquant ainsi de petites égratignures par

écaillage de la surface de l'échantillon. L'autre composante est tangentielle de grande intensité, elle agit en se servant des particules érosives de formes irrégulières surtout celles ayant des formes anguleuses comme un outil de labourage provoquant en conséquence un endommagement sous formes de rayures et un arrachement de la matière évalué en terme de perte de masse. L'érosion du polystyrène par sablage présente ainsi deux comportements différents à l'érosion ou plutôt, deux mécanismes d'érosion. Ce qui a été interprété dans la littérature par l'apparition de deux pics d'érosion différents pour le polystyrène aux voisinages des angles d'impact 20 et 50° [16, 17].





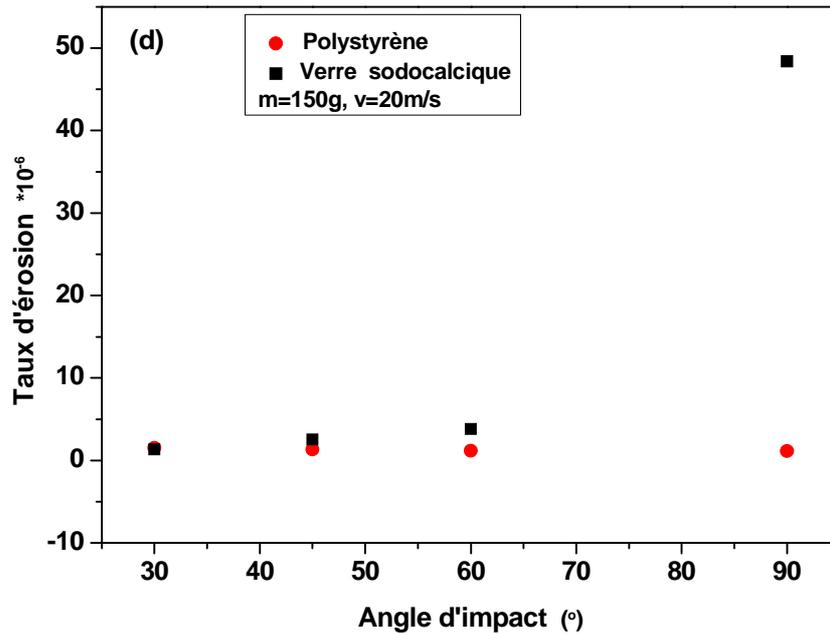


Figure 3.27 : Effet de l'angle d'impact sur le taux d'érosion des deux types de verre à une vitesse constante et masses d'érodant  $M_p(g)$  : (a) =30, (b) = 50,(c) = 100, (d) = 150g

### III .7 Observations microscopiques du polystyrène et du verre minéral érodé

Les micrographies représentées dans les figures suivantes sont celles de verre de type sodocalcique sable. Le verre sable avec 100g présente des zones d'endommagements plus rapprochées que dans le cas du verre sablée avec une masse de 30g, ceci est due à la densité des impacts. L'empreinte causée par l'érodant à angle 90° est plus prononcée grande que celle observée à un angle minimal d'impact de 30°. Ces résultats sont d'une manière générale en bon et en corrélation accord avec les constatations faites pour la perte de masse et la perte de transmission.

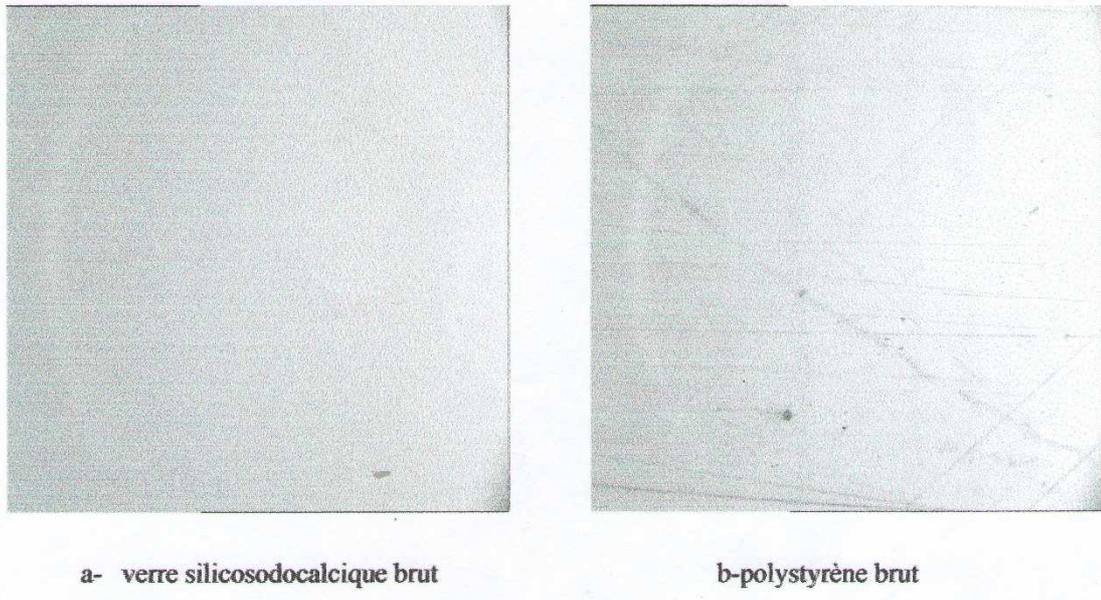


Fig. 3.28 : Micrographies du verre sodocalcique et du polystyrène bruts (x 50).

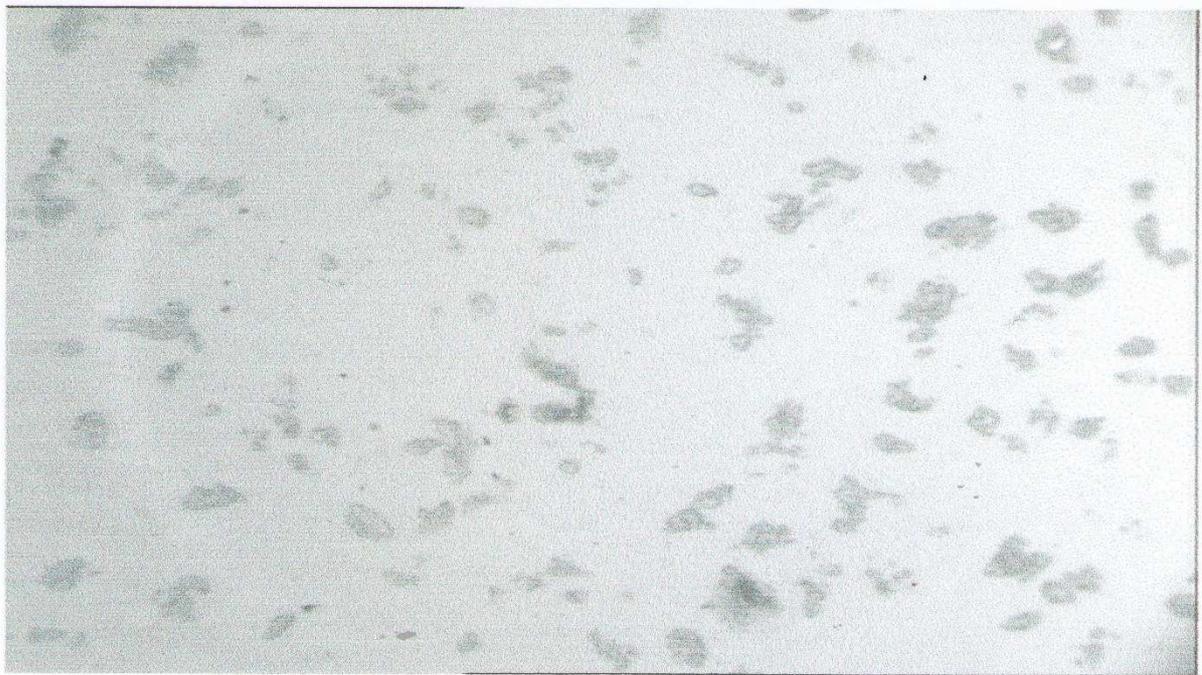


Fig. 3.29 : Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=30^\circ$ ) (x 50).

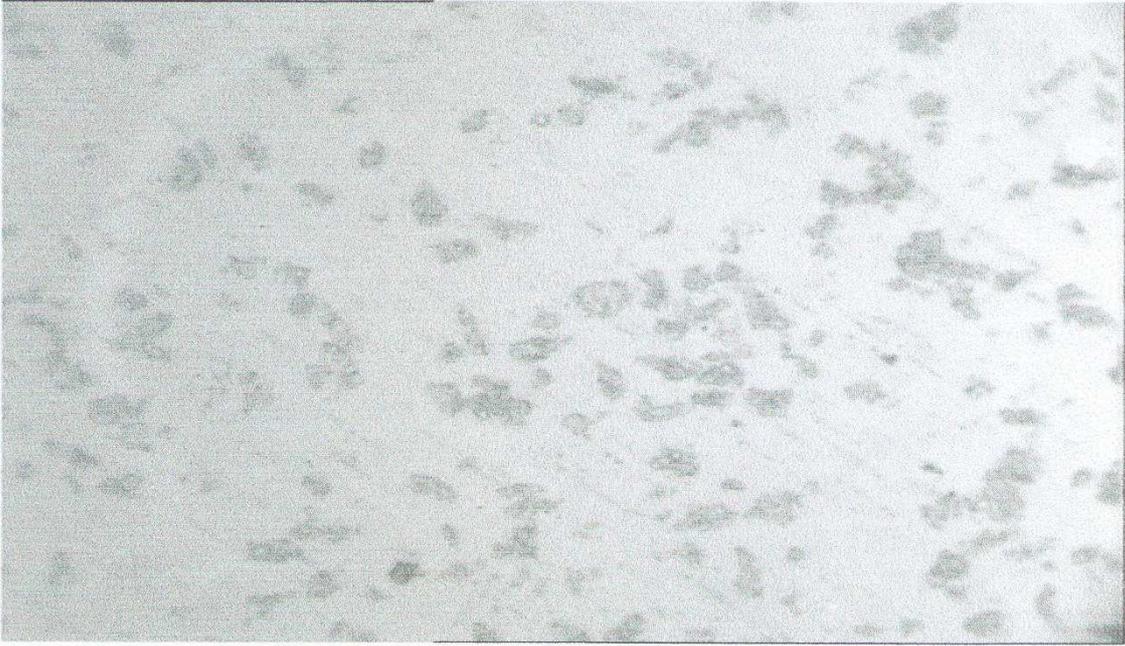


Fig. 3.30 : Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=45^\circ$ ) (x 50).

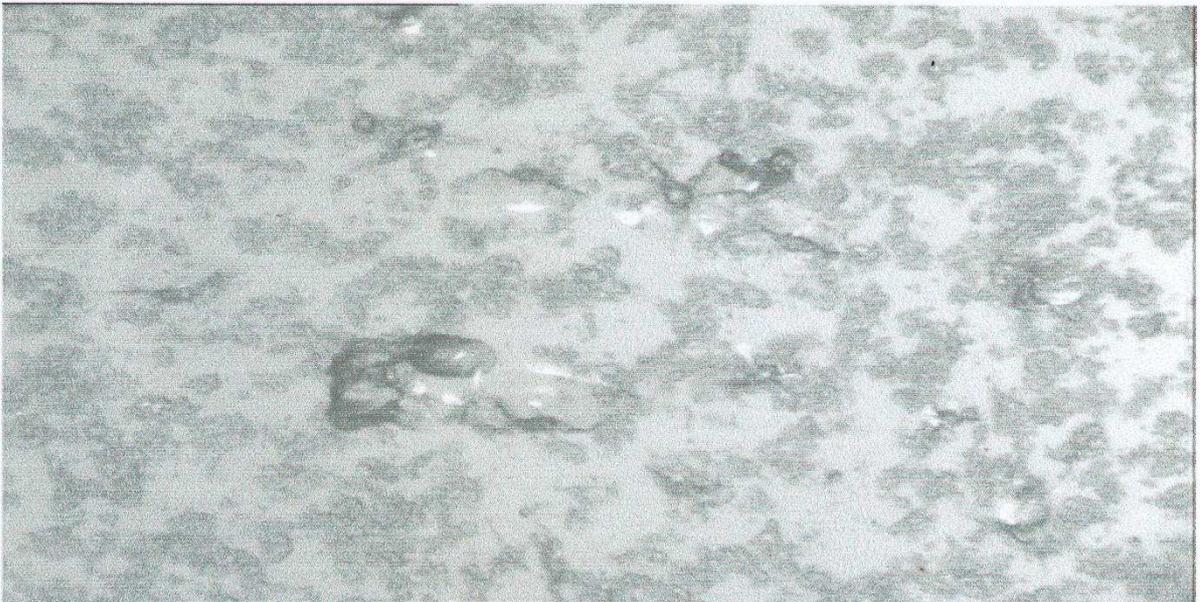


Fig. 3.31 : Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=90^\circ$ ) (x 50)

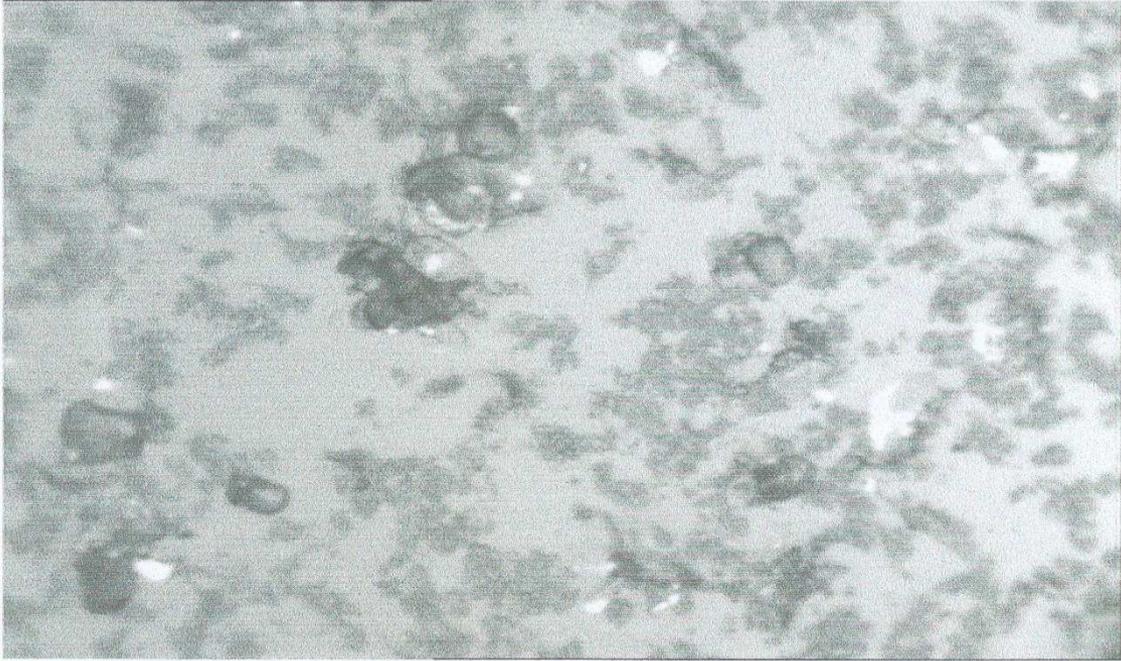


Fig. 3.32 : Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=90^\circ$ ) (x 50).

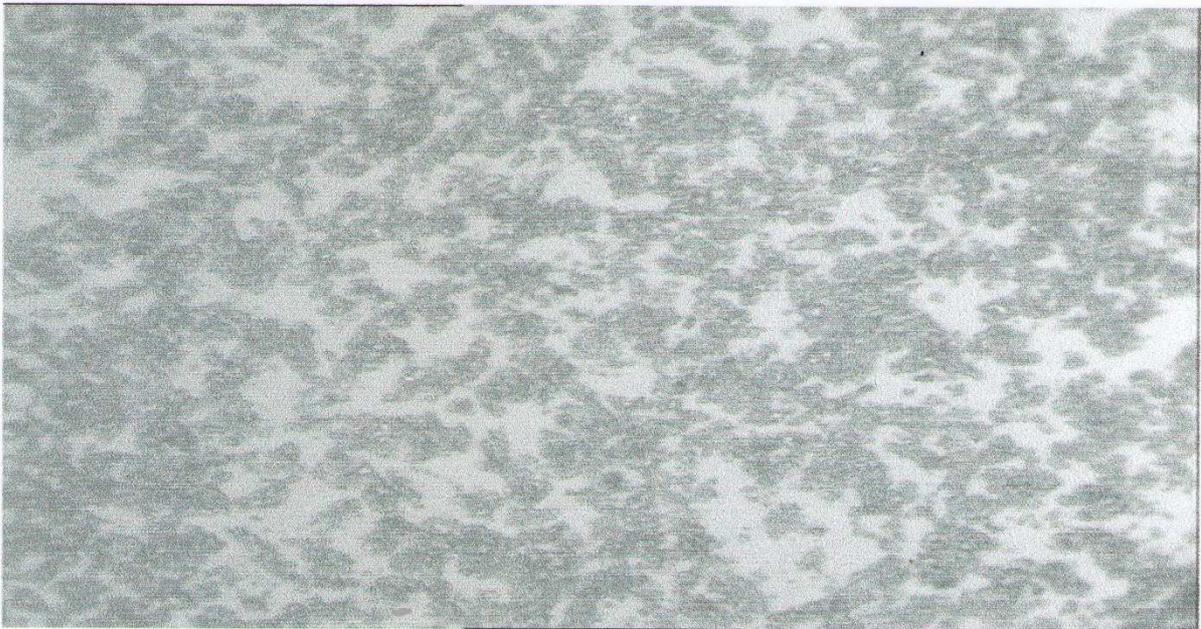


Fig. 3.33 : Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m=100g$  et  $\alpha=30^\circ$ ) (x 50).

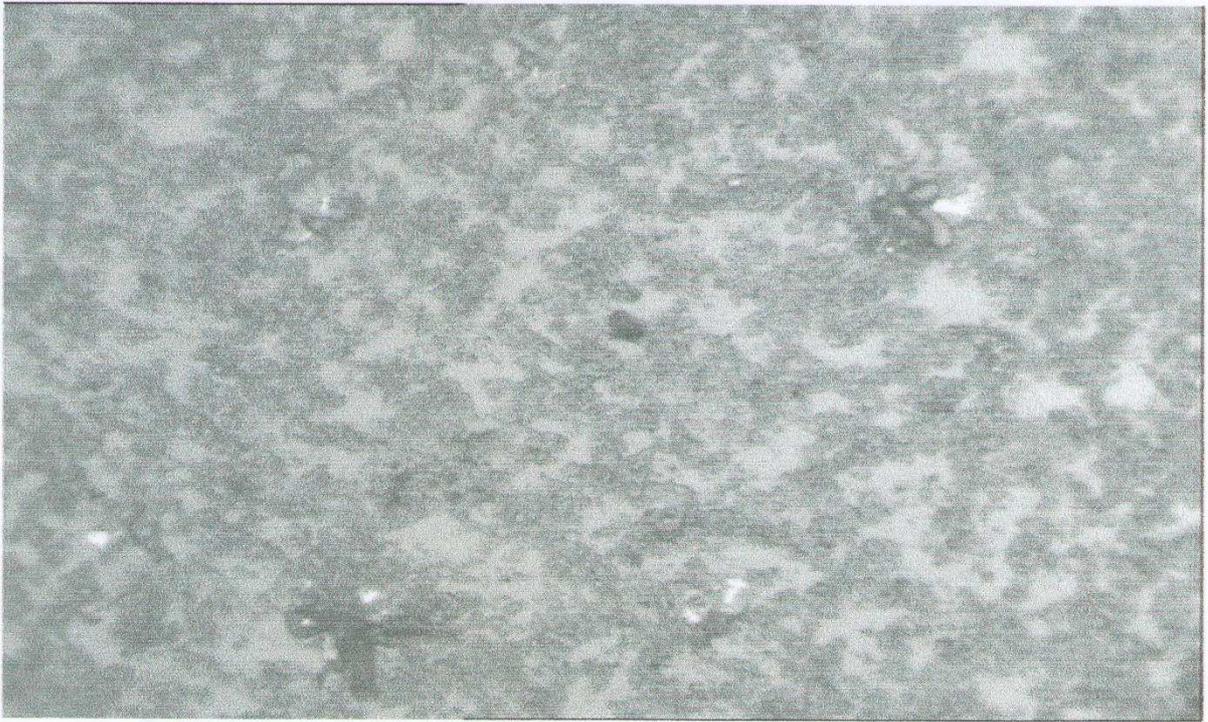


Fig. 3.34 : Micrographies de verre sodocalcique sable pour ( $m=100g$  et  $\alpha=45^\circ$ ) (x 50).

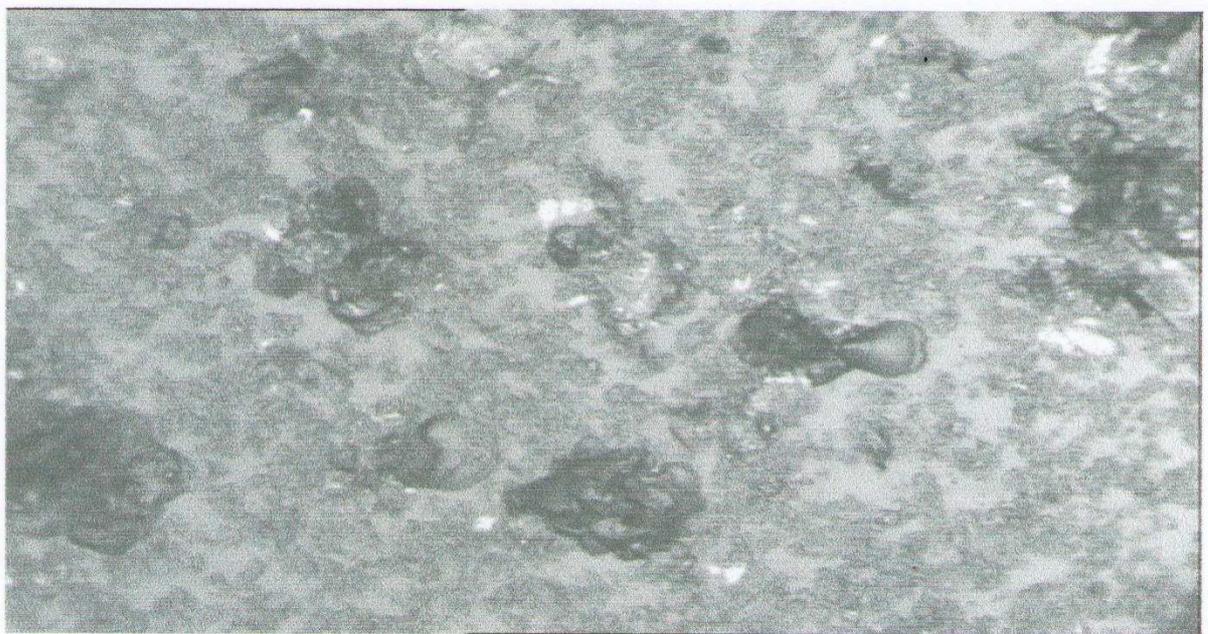


Fig. 3.35 : Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m=100g$  et  $\alpha=60^\circ$ ) (x 50).



Fig. 3.36 : Micrographies de verre sodocalcique sablé pour ( $m=100g$  et  $\alpha=90^\circ$ ) (x 50).

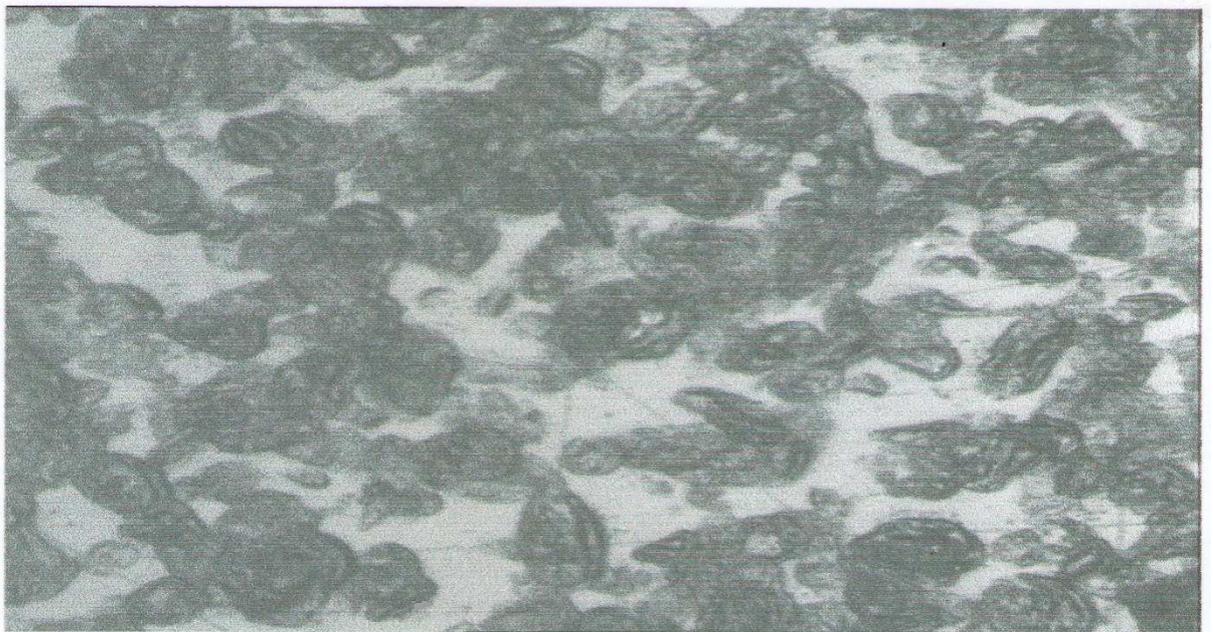


Fig. 3.37 : Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=30^\circ$ ) (x 50).

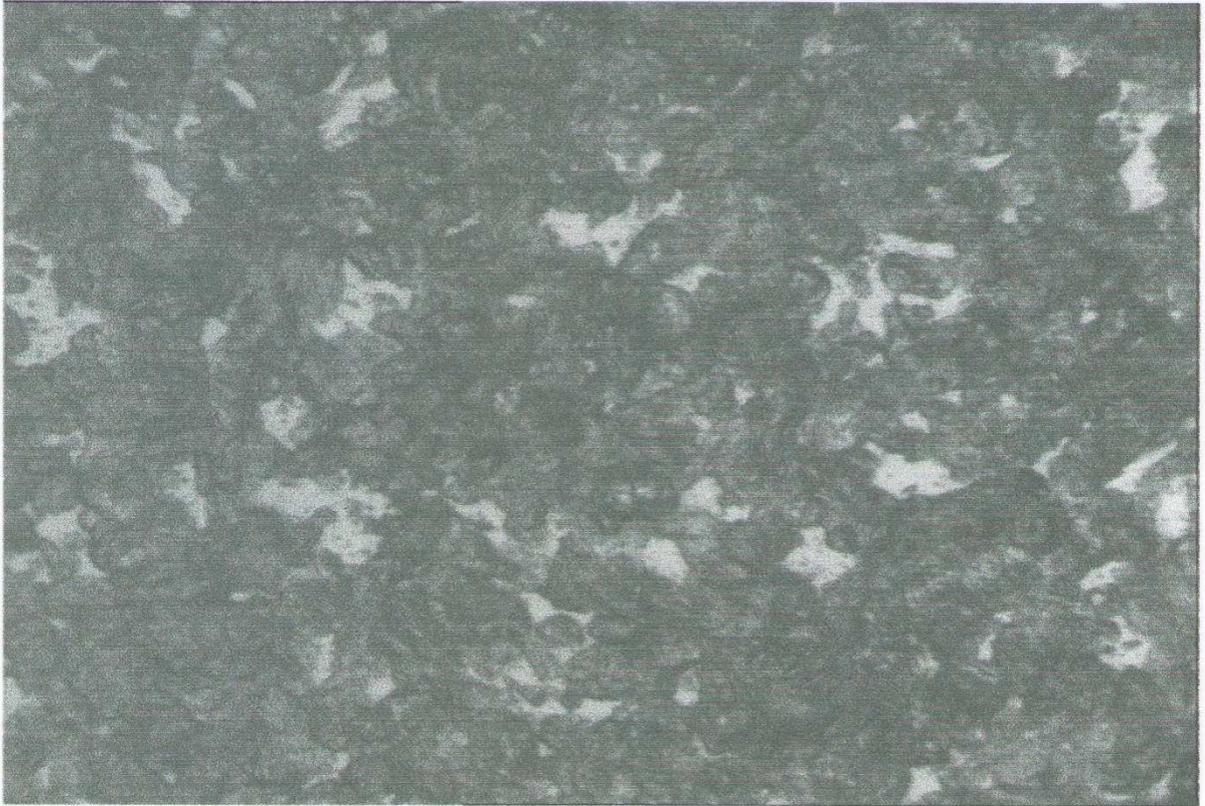


Fig. 3.38 : Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=45^\circ$ ) (x 50).

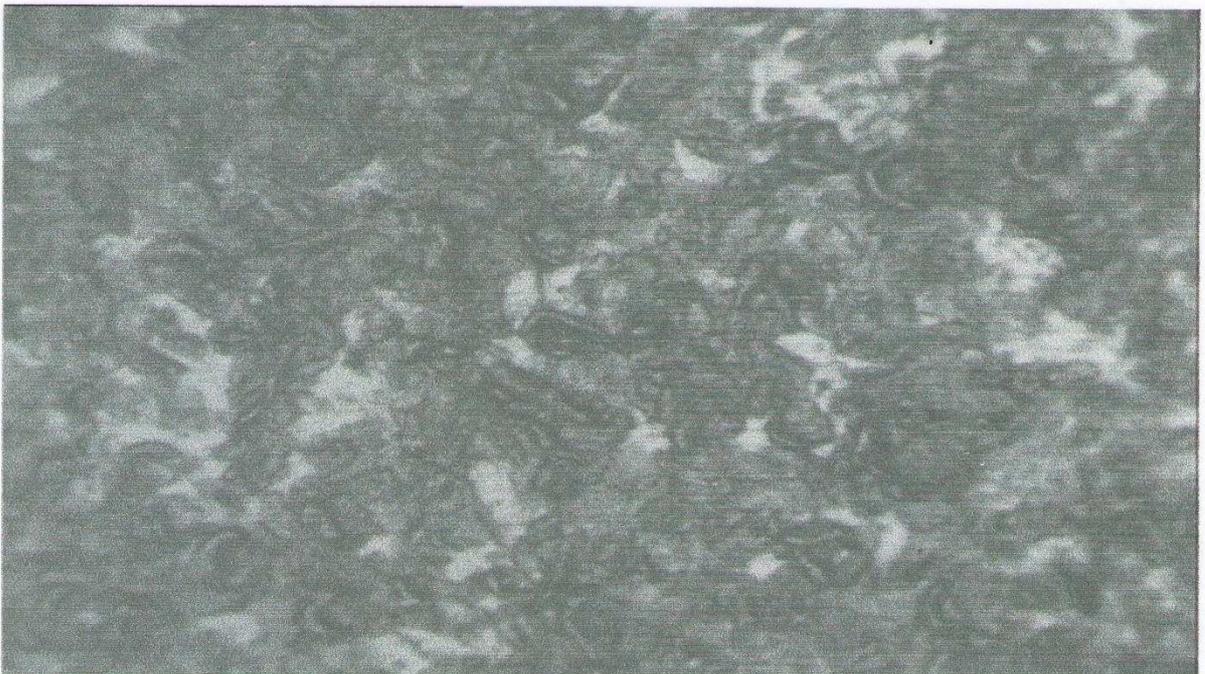


Fig. 3.39 : Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=60^\circ$ ) (x 50).

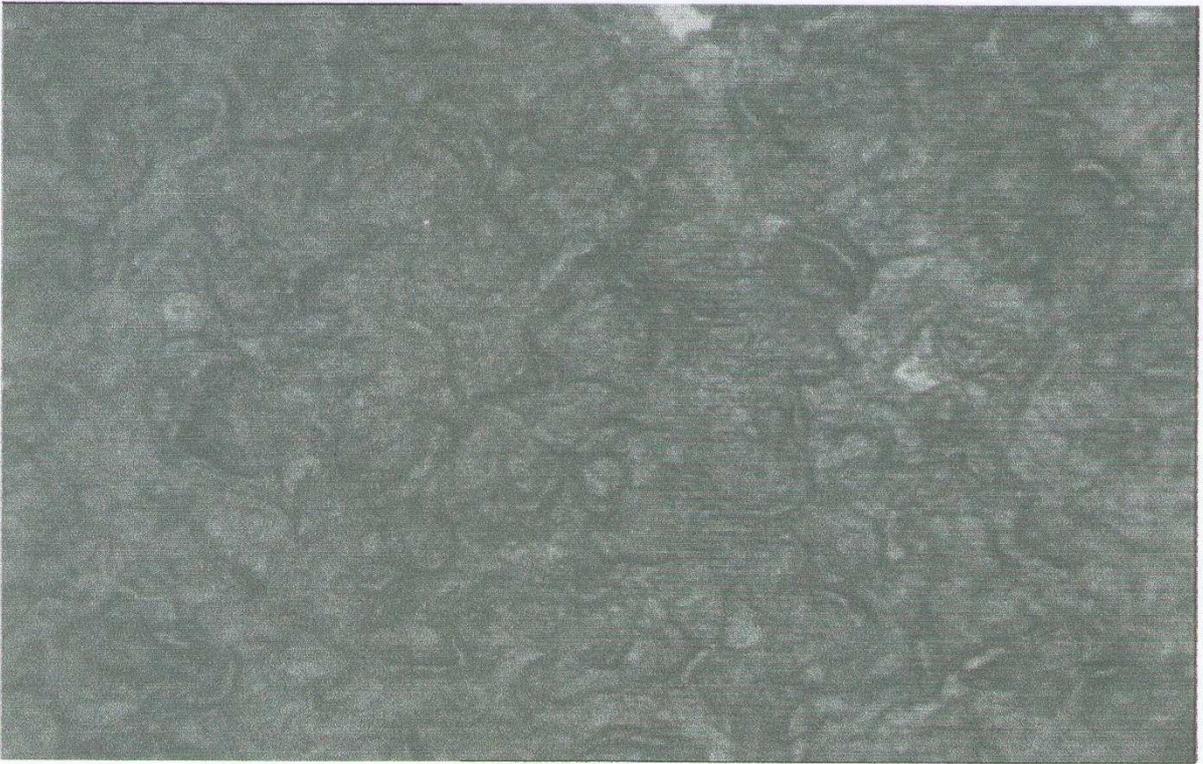


Fig. 3.40 : Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m=30g$  et  $\alpha=90^\circ$ ) (x 50).



Fig. 3.41 : Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m=100g$  et  $\alpha=30^\circ$ ) (x 50).



Fig. 3.42 : Micrographies du polystyrène sablé pour ( $m=100g$  et  $\alpha=45^\circ$ ) (x 50).

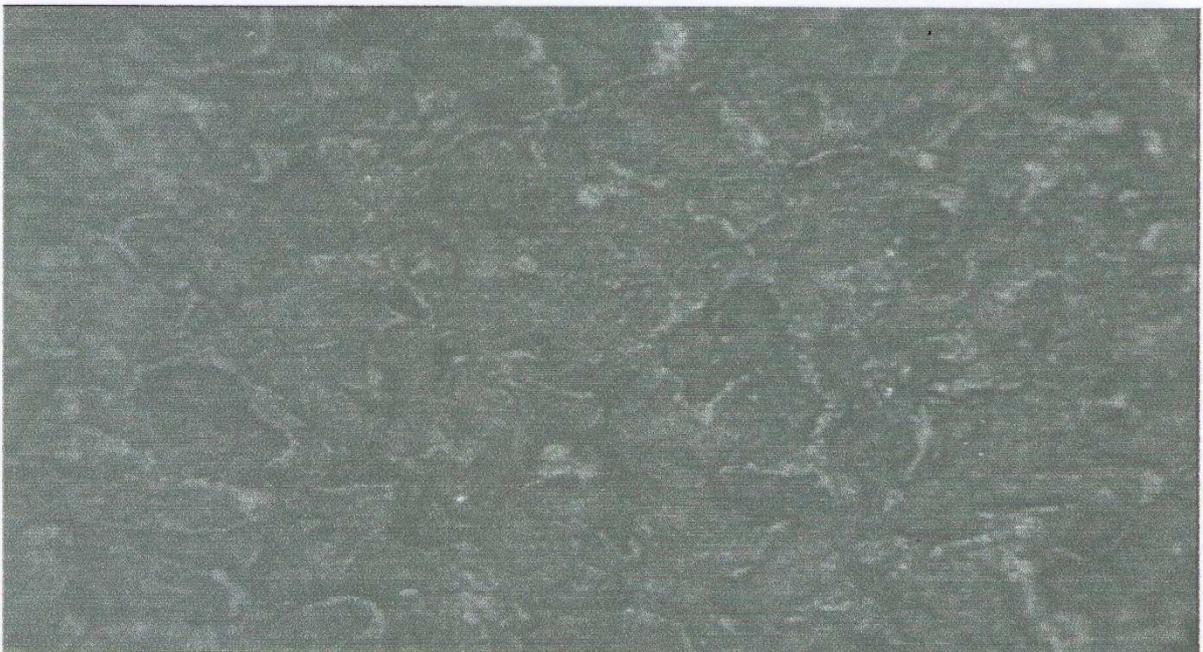


Fig. 3.43 : Micrographie du polystyrène sablé pour ( $m=100g$  et  $\alpha=60^\circ$ ) (x 50).



Fig. 3.44 : Micrographie du polystyrène sablé pour ( $m=100g$  et  $\alpha=90^\circ$ ) (x 50).

**Références**

- [1] C. Bousbaa, A. Madjoubi, M. Hamidouche, N. Bouaouadja. “Effect of annealing and chemical strengthening on soda lime glass erosion wear by sand blasting”. *J. Eur. Ceram. Soc.* Vol. 32. (2003) pp. 331-343.
- [2] 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.
- [3] C. Bousbaa., “Effet des traitements sur l'érosion du verre érodé par impact de sable”. Thèse de Doctorat IOMP, Université Ferhat Abbas Sétif 1, (2004).
- [4] M. Kolli; “Etude de la guérison des fissures dans le verre”, Thèse de Magister DOMP. Sétif, 1999.
- [5] N. Bouaouadja, M. Madjoubi, M. Kolli, C. Bousbaa, M. Hamidouche. “Etude des possibilités d'amélioration de la transmission optique d'un verre sodocalcique érodée par sablage”, *Verres Céramiques et Composites*. Vol. 1 (2011) pp. 43-51
- [6] 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.
- [7] A. G. Evans, D. B. Marshall, “Wear mechanisms in ceramics”, *ASM, Fundamentals of friction and wear of materials*, (1980) pp. 439 – 452.
- [8] S. Bouzid, Z. Azari, S. Dominiack, J. Gilbert, A. Dhieb, “Endommagement du verre par impact de sable : Evaluation du volume érodé”, *Verre*, Vol. 9, No 3 (2003) pp. 21-28
- [9] 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.
- [10] A. Soualem., “Effet de la vitesse de projection de sable et la taille des grains sur l'érosion du verre sodo-calcique”, Thèse de Magister. IOMP Université Ferhat Abbas Sétif 1, (1997).

- [11] C. Bousbaa, ‘‘Effet de temps de projection du sablage et de l’angle d’impact sur l’érosion du verre sodocalcique’’, Thèse de magister. IOMP Université Ferhat Abbas Sétif 1, (1997).
- [12] M. Bora; ‘‘The influence of heat treatment on scratch behavior of polymethyl methacrylate’’. Tribology International; vol. 78, (2014), pp. 75-83
- [13] B. Barka, A. Faci, N. Bouaoudja, C. Bousbaa, D. Benachour. M. Fatmi., ‘‘Influence of the velocity and impact angle on the distribution of the surface defects of a sandblasted glass’’; Int. J. of Appl Glass Sci, (2018) pp. 1-9, 2018.
- [14]. A. Faci, ‘‘Influence des paramètres d’érosion sur la résistance mécaniques d’un verre sablé : Analyse Statistique’’, Thèse de Doctorat en Sciences, IOMP Université Ferhat Abbas Sétif 1, (2016).
- [15] S. Arjula, A. P. Harsha, M. K. Ghosh; ‘‘Solid-particle erosion behavior of high-performance thermoplastic polymers’’, J. Mater. Sci, Vol. 43, (2008), pp. 1757-1768
- [16] H. Hojo, K. Tsuda, et C. M. Thai, ‘‘Erosion Mechanism Poly-Methyl Methacrylate at High Angle of Attack, Journal of the Society of Materials Science of Japan, vol. 29, No 327, Dec. 1980, pp. 1215-1220.
- [17] C. M. Thai; K. Tsuda; and H. Hojo, ‘‘Erosion Behavior of Polystyrene’’, Journal of Testing and Evaluation. Vol. 9, No. 6, Nov. (1981), pp. 359-365.

## CONCLUSION

L'objectif de cette thèse concerne l'étude de l'érosion d'un verre sodocalcique et d'un verre en polystyrène par projection des particules de sable provenant du Sahara Algérien pour assimiler le phénomène d'érosion naturel par sablage. Ceci dans le but de sélectionner le matériau le plus résistant à l'érosion avec les meilleures propriétés optiques.

L'étude du sable utilisé montre qu'il est composé essentiellement de quartz de formes irrégulières et de taille mono-dispersé. Sa dureté est similaire à celle d'un quartz naturel (environ 14 GPa). Cette dureté est nettement supérieure à celle d'un verre (environ 5 GPa).

La vitesse de l'érodant est l'un des paramètres les plus pertinents dans l'érosion des matériaux, car elle conditionne l'énergie cinétique mise en jeu. Pour le cas des verres sodocalciques, l'érosion se fait par fissuration et écaillage pour des vitesses élevées (supérieures à 20 m/s). Alors que, pour des vitesses très basses (environ 3 m/s), l'endommagement se fait par effritement et fatigue répété de façon identique aux matériaux ductiles. Pour le polystyrène, l'endommagement se fait généralement par rayures et déformation plastique indépendamment de la vitesse.

L'angle d'impact joue un rôle décisif dans le cas de l'érosion du matériau. La fore qui porte la particule érodante se divise en deux composantes : l'une normale, l'autre tangentielle. La composante normale agit en profondeur pour donner lieu à l'endommagement élasto-plastique. La composante tangentielle agit parallèlement à la surface de la cible en provoquant l'endommagement par rayures et labourage.

Vu la grande dispersion des valeurs de la raie des défauts, nous avons appliqué l'analyse

statistique de Weibull pour déterminer les différentes valeurs du module « m ».

Les résultats obtenus permettent de retenir les conclusions suivantes :

- La taille des défauts pour les deux matériaux : verre sodocalcique et polystyrène augmente avec la vitesse.
- Pour un verre sodocalcique le maximum d'érosion a été observé pour un angle de 90°. Alors que pour le polystyrène le maximum d'érosion a été observé à 30°.
- Concernant la masse de sable projetée : La perte de masse évolue linéairement pour un verre sodocalcique, par contre pour un polystyrène elle tend vers un palier à partir d'une masse de 60 g.
- La transmission optique est moins affectée pour polystyrène que pour un verre sodocalcique
- Le taux d'érosion est plus prononcé pour un verre sodocalcique que pour un polystyrène.
- L'analyse statistique de Weibull montre que : La taille des défauts est décrite par deux familles distinctes (aspect bimodal). La première famille est attribuée aux défauts préexistants, tandis que, la deuxième famille est créée par sablage. Ceci montre le caractère fragile des verres.
- Les observations micrographiques révèlent qu'après attaque des deux matériaux par impact de sable : Le verre sodocalcique est endommagé par fissuration et écaillage vu son comportement fragile, alors que l'endommagement du polystyrène est dominée par rupture des chaînes macromoléculaires vu son comportement plastique.

## RESUME :

Dans les régions sahariennes de notre pays, les verres sont exposés à l'influence du vent de sable. Cette influence se produit par une attaque répétée et aléatoire des particules de sable et de poussière sur la surface. Ceci se traduit par une perte progressive de la transmission optique à cause de l'endommagement de la surface du verre. La transparence des matériaux dans le domaine du visible confère à leurs surfaces de jouer un rôle majeur dans la plupart des applications. Cependant, dans beaucoup de cas, justement c'est la surface qui se trouve exposée à des agressions externes (attaques chimiques, mécaniques, atmosphériques,...). L'objectif de notre travail consiste essentiellement à simuler dans le laboratoire des essais d'érosion des verres organiques par la projection de particules de sable. Il s'agit d'exposer les échantillons de verres à l'effet du flux de sable en fonction des paramètres d'érosion (masse de sable projetée, vitesse du flux de sable et angle d'impact) et de déterminer par la suite la transmission optique, la rugosité et la perte de masse. Une partie du travail sera réservée à l'étude statistique des défauts de surfaces par le modèle de Weibull et les mécanismes d'érosions et éventuellement les variations de la perte de masse, de transmission et le taux d'érosion. Une deuxième partie est consacrée à l'étude comparative de l'effet d'érosion sur un verre organique (polystyrène) et un autre minéral (sodalcalcique).

---

Mots clé : Erosion ; Polystyrène ; modèle de Weibull ; verre sodocalcique

## ABSTRACT :

In the Saharan regions of our country, the glasses are exposed to the influence of the sand wind. This influence is caused by a repeated and random attack of sand and dust particles on the surface. This results in a gradual loss of optical transmission due to the increased roughness that generates light scattering centers. The transparency of transparent materials in the visible range gives their surfaces a major role in most applications. However, in many cases, it is precisely the surface that is exposed to external aggressions (chemical, mechanical, atmospheric attacks, ...). The goal of my work is to simulate in the laboratory erosion of organic glasses by the projection of sand particles. This involves exposing glass samples to the effect of sand flow in terms of erosion parameters (sand mass projected, sand flow velocity and angle of impact) and subsequently determining the transmission optical, roughness and mass loss. Part of the work will be devoted to the statistical study of surface defects by the Weibull model and the mechanisms of erosions and possibly the variations of mass loss, transmission and erosion rate. A second part is dedicated to the comparative study of the effect of erosion on organic glass (polystyrene) and another mineral (sodalcalcic).

---

Keywords: Erosion ; Polystyrene ; Weibull model; soda lime glass

## ملخص:

في المناطق الصحراوية في بلادنا، يتعرض الزجاج لضربات الرياح الرملية. وينجم عن هذا التأثير المتكرر والعشوائي لجسيمات الرمل والغبار على السطح ، مما يؤدي إلى فقدان تدريجي للإرسال البصري بسبب تآكل السطح مما يتولد عنها زيادة الخشونة. كما تمنح شفافية المواد في النطاق المرئي أسطحها دوراً رئيسياً في معظم التطبيقات. ومع ذلك، ففي العديد من الحالات ، يتعرض السطح للتأثيرات الخارجية و الكيميائية والميكانيكية والهوائية ، ... على وجه التحديد. الهدف من عملي هو محاولة معرفة كيفية المحافظة على تآكل سطح الزجاج من خلال إسقاط جزيئات الرمال. ويتضمن ذلك تعريض عينات من الزجاج لتأثير تدفق الرمال من حيث معاملات النحت (سرعة تدفق الرمال وزاوية التأثير) ثم تحديد نسبة الخشونة وفقدان الكتلة. خصص جزء من العمل للدراسة الإحصائية للعيوب السطحية بواسطة نموذج ويبيل وآليات التآكل. الجزء الثاني خصص لدراسة مقارنة لتأثير التآكل على الزجاج العضوي والمعدني .

كلمات مفتاحية: تآكل- بوليستيرين- نموذج وايبيل- زجاج